МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ

НАЦІОНАЛЬНИЙ ТЕХНІЧНИЙ УНІВЕРСИТЕТ УКРАЇНИ
«КИЇВСЬКИЙ ПОЛІТЕХНІЧНИЙ ІНСТИТУТ ІМЕНІ ІГОРЯ СІКОРСЬКОГО»

Кваліфікаційна наукова
праця на правах рукопису

ЯМШИНСЬКИЙ МИХАЙЛО МИХАЙЛОВИЧ

УДК 621.745.55

ДИСЕРТАЦІЯ

ЖАРОСТІЙКІ ТА ЗНОСОСТІЙКІ ЛИВАРНІ СПЛАВИ НА ОСНОВІ ЗАЛІЗА ДЛЯ РОБОТИ В ЕКСТРЕМАЛЬНИХ УМОВАХ

Спеціальність: 05.16.04 – Ливарне виробництво

Галузь знань: 13 – Механічна інженерія

Подається на здобуття наукового ступеня **доктора технічних наук**

Дисертація містить результати власних досліджень. Використання ідей, результатів і текстів інших авторів мають посилання на відповідне джерело

_____М.М.Ямшинський

Науковий консультант:
Могилатенко Володимир Геннадійович
доктор технічних наук, доцент

Київ – 2019

АНОТАЦІЯ

Ямшинський М.М. **Жаростійкі та зносостійкі ливарні сплави на основі заліза для роботи в екстремальних умовах.** – Кваліфікаційна наукова праця на правах рукопису.

Дисертація на здобуття наукового ступеня доктора технічних наук за спеціальністю 05.16.04 «Ливарне виробництво» (13 – Механічна інженерія). Національний технічний університет України «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського».

Фізико-технологічний інститут металів і сплавів НАН України, Київ, 2019

У дисертаційній роботі вирішено актуальну науково-прикладну проблему – розроблено наукові засади створення нових жаростійких і зносостійких сплавів на основі заліза з високим вмістом хрому для роботи в умовах високих температур, агресивних середовищ та інтенсивного зносу.

Основні результати досліджень та їх наукова новизна

Уперше комплексними дослідженнями визначено ливарні, механічні та спеціальні властивості високолегованих сплавів на основі заліза в широкому діапазоні концентрацій хрому, марганцю, алюмінію, вуглецю, титану, рідкісноземельних металів та інших хімічних елементів й установлено оптимальні співвідношення цих елементів у сплавах залежно від конкретних умов експлуатації литих деталей.

За результатами теоретичних та експериментальних досліджень створено нові ливарні матеріали: для роботи в умовах високих температур та агресивних середовищ – середньовуглецеві хромоалюмінієві сталі хімічного складу, % мас.: C = 0,25…0,35; Cr = 25…32; Al = 1,2…3,2; Ti = 0,25…0,50; Si < 1,0; Mn < 0,8; P < 0,025; S < 0,025; для роботи в умовах інтенсивного зносу – безнікелеві високозносостійкі хромомарганцеві чавуни хімічного складу, % мас.: 2,8...3,2 C; 18,0...20,0 Cr; 3,5...4,5 Mn; 0,6...0,8 Si; P < 0,05; S < 0,05. Нові сплави мають високий рівень технологічних властивостей та експлуатаційних характеристик. Працездатність жаростійких деталей у 2…3 рази вища, а зносостійких – в 1,25…1,50 рази вища, ніж використовуваних у промисловості в теперішній час.

Установлено, що для досягнення високих технологічних властивостей і надійної експлуатації виробів в екстремальних умовах у жаростійких сплавах необхідно додержуватися співвідношення [%Cr] / [%Al] = 6…10, тобто, за вмісту в сталі 25% хрому кількість алюмінію має складати 3,5…4,5%, а для сталі з 30% хрому – 2,0…3,0% алюмінію. Вміст вуглецю в усіх сплавах має зберігатися в межах 0,25…0,35%, а титану – 0,25…0,50%.

Доведено, що якість виробів із запропонованих хромоалюмінієвих сталей суттєво залежить від технологічних факторів – температури розплаву перед заливанням його у форми й послідовності додавання в хромистий розплав титану та алюмінію. Враховуючи високу схильність сплавів до інтенсивного плівкоутворення, під час виготовлення великогабаритних тонкостінних виробів або виливків складної геометрії заливання форм необхідно здійснювати за температур 1620...1650 °С.

Визначено доцільність використання процесів мікролегування та модифікування сплавів з високим вмістом хрому під час виробництва із них виливків відповідального та особливо відповідального призначення. Хромоалюмінієвий розплав необхідно додатково обробляти рідкісноземельними металами у кількості 0,15…0,25% (за присадкою), ітрієм (0,20...0,40%) або кальцієм (до 0,10%). Оброблення сталей ітрієм або спільно церієм (0,15…0,25%) і титаном в межах 0,25…0,50% особливо необхідне для виробництва деталей, які працюють в умовах високих температур і помірних зовнішніх навантажень. Запропонований чавун для підвищення на 20...25% його зносостійкості доцільно мікролегувати титаном у межах 0,1...0,5%, ванадієм – 0,5...0,8% або сурмою – 0,1...0,2% й модифікувати бором у межах 0,005...0,020% або РЗМ – 0,1…0,25% (за присадкою). Для досягнення максимальної твердості металу та зносостійкості виробів із таких чавунів їх необхідно гартувати на повітрі з температур 900…950 °С.

Установлено, що вироби із високохромистих сталей (25…30% Cr) мають задовільну (збільшення маси на 6,8…7,6 мг/см^2 за 100 год) окалиностійкість і можуть працювати тривалий час в агресивних середовищах за температур до

1000 °С. За вищих температур експлуатації сплави повинні мати й вищу окалиностійкість (збільшення маси виробу на 4…6 мг/см^2·за 100 год), для цього кожна хромиста сталь має вміщувати в своєму складі необхідну для цього кількість алюмінію. Побудовано номограми для визначення в таких сталях оптимального вмісту хрому, алюмінію, вуглецю та титану залежно від температур експлуатації виробів та агресивних середовищ.

Показано, що для тривалої експлуатації деталей за температур до 1200 ºС з частими змінами останньої, сталі мають вміщувати 25,0…32,0% хрому та 1,0…1,5% алюмінію. За таких умов сплав має максимальну термостійкість. Для виробів, які працюють в умовах змінних температур, вищих 1200 °С, вміст алюмінію в сталях має знаходитися у межах 2,0…3,5% для збереження високої окалиностійкості.

Установлено, що за температур експлуатації понад 1100 ºС середньовуглецеві хромоалюмінієві сталі феритного класу мають набагато вищі окалиностійкість і ростостійкість, ніж хромонікелеві сталі аустенітного класу, хоча міцність і пластичність останніх дещо вищі в порівнянні з хромоалюмінієвими сталями. Це є підтвердженням доцільності заміни дорогих хромонікелевих сталей дешевими хромоалюмінієвими для виготовлення литих деталей, які працюють в умовах високих температур та агресивних середовищ без зовнішніх навантажень.

Доказано перспективність розширення галузей використання рекомендованих хромоалюмінієвих сталей виготовленням жаростійкої продукції з використанням термомеханічного оброблення литих заготовок. Визначено температурний інтервал термомеханічного оброблення литих заготовок із сталей цього класу: для здійснення процесу пресування температура заготовок має бути в межах 1050…1100 °С, а для кування – в межах 850…1000 °С.

Створено банк даних щодо впливу хрому, алюмінію, вуглецю та титану на технологічні та експлуатаційні властивості рекомендованих сплавів. Розроблено й апробовано програмне забезпечення розраховування шихти для виплавляння сплавів з високим вмістом хрому й прогнозування якості розплаву, що знаходиться в плавильному агрегаті, за результатами першого хімічного аналізу та темпера-

турами його перегрівання в плавильному агрегаті й заливання в ливарні форми. Впровадження у виробництво цих заходів суттєво спрощує технології виплавляння високоякісних сплавів на основі заліза з високим вмістом хрому.

Розроблено технологічні процеси виплавляння нових жаростійких і зносостійких сплавів в індукційних і дугових печах й виготовлення дрібних і великогабаритних тонкостінних виливків із цих сплавів литтям у разові об'ємні піщано-глинясті форми та спеціальними способами лиття: в оболонкові та металеві форми, за моделями, що витоплюються або газифікуються й відцентровим литтям. Із сплавів можна виготовляти виливки масою від декількох десятків грамів до декількох сотень кілограмів різної геометрії й з різними товщинами стінок. Розроблено та апробовано промислові варіанти технологічних інструкцій на виплавляння сплавів у дугових та індукційних печах.

Економічна ефективність використання сталі 30Х30Ю2ТЛ замість хромонікелевої сталі 25Х25Н19С2Л складає 84246,4 грн, а сталі 30Х25Ю3ТЛ замість 15Х23Н18Л – 80785,93 грн на одну тонну розплаву, виплавленого з окисненням, а переплавленням – відповідно 96235,90 і 84548,73 грн. У разі заміни прокату хромонікелевої сталі 20Х25Н20С2 ливарною сталлю 30Х30Ю2ТЛ економічна ефективність складає 10901,91 грн на 1 тонну продукції, а сталі 15Х23Н18 ливарною сталлю 30Х25Ю3ТЛ – 10012,66 грн.

СПЛАВ, СТАЛЬ, ЧАВУН, ЛИВАРНІ ТА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ, ЛЕГУВАННЯ, МІКРОЛЕГУВАННЯ, МОДИФІКУВАННЯ, ПРОГНОЗУВАННЯ, ОКАЛИНОСТІЙКІСТЬ, ТЕРМОСТІЙКІСТЬ, ЗНОСОСТІЙКІСТЬ, ТЕХНОЛОГІЯ

SUMMARY

Yamshynskyi M. **Heat resistant and wear resistant iron based casting alloys for work under extreme conditions.** – Qualifying scientific work on the rights of manuscript.

The thesis for the degree of Doctor of Technical Sciences on specialty 05.16.04 «Foundry production» (13 – Mechanical engineering). National Technical University of Ukraine «Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute».

Physico-technological Institute of Metals and Alloys of National Academy of Sciences of Ukraine, Kyiv, 2019.

A thesis research presents the solution to a current scientific and applied problem – scientific formation principles of new heat-resistant and wear resistant iron based alloys with high content of chromium for work in extreme temperatures conditions, aggressive environments and intensive wear have been developed.

The main results of the research and their scientific novelty

For the first time comprehensive studies have been carried out to determine foundry, mechanical and special properties of superalloys based on iron within a wide range of concentrations of chromium, manganese, aluminium, carbon, titanium, rare earth metals (REM) and other chemical elements. An optimal ratio of these elements has been established in alloys with high chromium content depending on specific operational conditions of cast parts in extreme conditions.

Based on the results of theoretical and experimental research, new casting materials have been created: for work at high temperatures and aggressive environments - medium carbon Cr-Al steels with chemical composition, % wt: C = 0,25...0,35; Cr = 25...32; Al = 1,2...3,2; Ti = 0,25...0,50; Si < 1,0; Mn < 0,8; P <0,025; S < 0,025; for work under conditions of intense wear - nickel free high wear - resistant chromium-manganese cast irons with chemical composition,% wt: 2,8...3,2 C; 18,0...20,0 Cr; 3,5...4,5 Mn; 0,6...0,8 S; P < 0,05; S < 0,05. New alloys have a high level of technological properties and operational characteristics. The efficiency of heat-resistant parts is 2...3 times higher, and wear-resistance is 1,25...1,50 times higher than those used in industry at the present time.

It has been established that in order to achieve high technological properties and reliable operation of products under extreme conditions, the ratio [% Cr] / [% Al] = 6...10 must be observed in heat-resistant alloys, it means that if the steel contains 25% of chromium, the content of aluminium should be 3,5...4,5%, and for steel with 30% of chromium, the content of aluminium should be 2,0...3,0%. The carbon content in all alloys should be kept within the range of 0,25...0,35%, and the titanium – 0,25...0,50%.

It has been proved that the quality of the products made of proposed Cr-Al steels depends significantly on the technological factors - the temperature of the melt before filling it in the mold and the sequence of titanium and aluminium addition in the chrome melt. Taking into account the high propensity of alloys to form films intensively during the manufacture of large-sized thin-walled products or castings of complex geometry, pouring of molds must be carried out at temperatures 1620...1650 °C.

The feasibility of using the processes of microalloying and modifying of alloys with high chromium content during the production of critical and special critical duty castings has been noted. Cr-Al melt needs to be further processed with REM in the amount of 0,15...0,25% (by additive), yttrium (0,20...0,40%) or calcium (up to 0,10%). Treatment of steels with yttrium or together with cerium (0,15...0,25%) and titanium in the range of 0,25...0,50% is especially needed for the production of parts that work in high temperature and moderate external loads. To increase the durability of the proposed cast iron up to 20...25% it is advisable this cast iron be microalloyed with titanium in the range of 0,1...0,5%, vanadium – 0,5...0,8% or antimony – 0,1...0,2% and modified with boron in the range of 0,005...0,020% or REM – 0,1...0,25% (by additive). In order to achieve the maximum hardness of the metal and wear resistance of products made of such cast irons, they must be quenched in the air at temperatures of 900...950 °C.

It has been established that products made of high-chromium heat-resistant steels (25...30% Cr) have sufficient (mass increase up to 6,8...7,6 mg / cm^2 per 100 hr) oxidation resistance, and they can operate for a long time in aggressive environment at temperatures up to 1000 °C. At higher operating temperatures, alloys should have a higher oxidation resistance (mass increase to 4...6 mg / cm^2 per 100 hr), for this purpose each

chromium steel should have in its composition the required amount of aluminium. Nomograms have been constructed to determine the optimal content of chromium, aluminum, carbon and titanium in such steels, depending on the operating temperatures of products and aggressive environments.

It has been shown that for prolonged operation of parts at temperatures up to 1200 ºC with frequent changes of the latter, steels should contain 25,0...32,0% of chromium and 1,0...1,5% of aluminium. Under these conditions the alloy has maximum heat-resistance. For products that operate under variable temperatures, which are above 1200 °C, the aluminium content of steels should be within the range of 2,0...3,5% to keep high oxidation resistance.

It has been established that for temperatures above 1100 ºC, medium carbon chromium-aluminium steels of the ferrite class have much higher oxidation resistance and growth resistance than chromium-nickel steels of the austenitic class, although the strength and plasticity of the latter are slightly higher compared to chromium-aluminium steels. This confirms the feasibility of replacing expensive chromium-nickel steels with cheap chromo-aluminium for the manufacture of cast parts, which work in high temperature and aggressive environments without external loads.

The significant potential for expansion of branches where recommended chromo-aluminium steels can be applied for production of heat-resistant products using thermo mechanical treatment of cast sections has been proved. The temperature interval for thermo-mechanical treatment of cast sections from steels of this class has been determined: for the process of compression the temperature of sections should be within 1050...1100 °C, and for the forging process – within 850...1000 °C.

A data bank has been created concerning the influence of chromium, aluminium, carbon, titanium and REM on the technological and operational properties of the recommended alloys. The software for calculating the furnace mixture to melt alloys with high chromium content and predicting the quality of the melt in the melting unit, based on the results of the first chemical analysis and the temperatures of its overheating in the melting unit and pouring into molds, has been developed and tested. The introduction of

these measures significantly simplifies the technology of melting high quality iron based alloys with high chromium content.

Technological processes of melting of new heat and wear-resistant alloys in induction and arc furnaces and manufacturing of small and large-sized thin-walled castings from these alloys by founding in one-time volumetric sand-clay molds and special casting methods have been developed: in shell and metal molds, according to models, which are molded or gasified and by centrifugal casting. Castings can be made from alloys mass of a few tens of grams to several hundred of kilograms, of different geometry and with different wall thicknesses. Industrial variants of technological instructions for melting of alloys in induction and arc furnaces have been developed and approved.

The economic efficiency of using steel 0,3C30Cr2AlTi instead of chromium-nickel steel 0,25C25Cr19Ni2Si accounts for 84246,4 UAH, and 0,3C25Cr3AlTi steel instead of 0,15C23Cr18Ni accounts for 80785,93 UAH per one tone of a melt alloyed with oxidation, with re-melting 96235,90 and 84548,73 UAH accordingly. In case of replacement of roll stock of chrome-nickel steel 0,20C25Cr20Ni2Si with mould steel 0,3C30Cr2AlTi economic efficiency makes 10901,91 UAH per 1 tone of products, and steel 0,15C23Cr18Ni with mould steel 0,3C25Cr3AlTi accounts for 10012,66 UAH.

ALLOY, STEEL, CAST IRON, FOUNDRY AND MECHANICAL PROPERTIES, ALLOYING, MICROALLOYING, MODIFICATION, PREDICTION, OXIDATION RESISTANCE, HEAT RESISTANCE, WEAR RESISTANCE, TECHNOLOGY

СПИСОК ОПУБЛІКОВАНИХ ПРАЦЬ ЗА ТЕМОЮ ДИСЕРТАЦІЇ

в яких опубліковано основні наукові результати дисертації

1. Ямшинский М.М., Могилатенко В.Г., Федоров Г. Е., Платонов Е. А., Цоновский С. И.,Партала Л. П. Повышение служебных характеристик хромомарганцевых чугунов // Литейное производство – 2008, №8

2. Ямшинский М.М., Федоров, Г.Е., Платонов Е.А., Кузьменко А.Ю., Максимлюк Т.М. Ливарні властивості жаростійких сталей // Вісник ДДМА – 2008, №1 (11) С. 172…177.

3. Ямшинский М.М., Федоров Г.Е., Платонов Е.А., Кузьменко А.Е., Радченко К.С. Підвищення гідроабразивної зносостійкості високолегованого білого чавуну // Наукові вісті Національного технічного університету «КПІ». – 2009, №1

4. Ямшинский М.М., Федоров Г.Е., Платонов Е.А., Кузьменко А.Е., Могилатенко В.Г., Назаренко В.С. Повышение специальных свойств жаростойких хромоалюминиевых сталей микролегированием и модифицированием // Вісник ДДМА – 2009, №1 (15) – С. 220…225.

5. Ямшинский М.М., Федоров Г.Е., Платонов Е.А., Кузьменко А.Е. // Новые жаростойкие безникелевые стали и технологии изготовления из них литых деталей, работающих при температурах до 1300°С // Вісник ДДМА – 2009, №1 (15) – С. 300…306.

6. Ямшинский М.М., Радченко К.С., Федоров Г.Е. Оптимизация химического состава износостойких высоколегированных белых чугунов // Металл и литье Украины №1, 2011. (212) С. 21…24

7. Ямшинский М.М., Верес И.А., Федоров Г.Е., Соболюк О.В., Назаренко В.С. Комплексное исследование влияния углерода и титана на технологические свойства жаростойких хромоалюминиевых сталей // Металл и литье Украины №1, 2011. (212) С. 29…32

8. Ямшинский М.М., Верес И.А., Платонов Е.А., Федоров Г.Е. Термомеханическая обработка жаростойких хромоалюминиевых сталей // Вісник ДДМА – 2011, №4 (25) – С. 34…40.

9. Ямшинский М.М., Радченко К.С., Федоров Г.Е. Влияние микролегирования и модифицирования на структуру и свойства износостойкого хромомарганцевого чугуна // Вісник ДДМА – 2011, №4 (25) – С. 133…140.

10. Ямшинский М.М., Радченко К.С., Федоров Г.Е. Влияние микролегирования и модифицирования на свойства износостойкого хромомарганцевого чугуна // Металлургия. Машиносторение. – 2012. – №6, С. 14…18

11. Ямшинский М.М., Верес И.А., Платонов Е.А., Федоров Г.Е. Термомеханическая обработка жаростойких хромоалюминиевых сталей // Металлургия. Машиносторение. – 2012. – №6, С. 36…41

12. Радченко К.С., Платонов Е.А., Ямшинский М.М., Федоров Г.Е. Влияние титана и редкоземельных металлов на структуру износостойкого высокохромистого чугуна // Металлургическая и горнорудная промышленность. – 2013 №4 С. 40…42.

13. Ямшинский М.М., Г.Е. Федоров, Е.А. Платонов Физические и специальные свойства литейных хромоалюминиевых сталей // Литье и металлургия. – 2013 №4(73) С. 65…70

14. Ямшинский М.М., К.С. Радченко, Г.Е. Федоров, Е.А. Платонов Служебные характеристики микролегированных и модифицированных белых чугунов // Литье и металлургия. – 2013 №4(73) С. 29…35

15. Ямшинский М.М., Радченко К.С., Федоров Г.Е., Платонов Е.А. Повышение служебных свойств хромомарганцевого чугуна комплексным модифицированием // Металлургия. Машиносторение. – 2014. – №2, С. 22…26

16. Ямшинский М.М., Федоров Г.Є., Платонов Є.О. Кінетика окиснення хромоалюмінієвих сталей // Вісник ДДМА. № 1 (32), 2014. С. 167…173.

17. Радченко К.С., Ямшинський М.М., Федоров Г.Є., Платонов Є.О. Ізотермічний ступінчастий відпал хромомарганцевих чавунів // Вісник ДДМА. №1 (32), 2014. С. 218…223.

18. Ямшинський М.М., Федоров Г.Є., Платонов Є.О., Радченко К.С. Окалиностійкість хромоалюмінієвих сталей і розрахунок параметричних діаграм // Вісник НТУУ «КПІ». Серія машинобудування №1 (70). 2014. – С. 25…30.

19. Ямшинский М.М., Федоров Г.Е Литейные и механические свойства жаростойких сталей // Металлургия. Машиносторение. – 2015. – №2, С. 17…24

20. Ямшинський М.М., Федоров Г.Є., Радченко К.С. Термостійкість жаростійких сталей для роботи в екстремальних умовах // Вісник Донбаської державної машинобудівної академії № 3 (36), 2015, С. 33…37

21. Ямшинський М.М., Федоров Г.Є., Радченко К.С. Прогнозування ливарних і механічних властивостей жаростійких сталей // Металл и литье Украины, №10, 2015. (269), С. 16…22

22. Ямшинський М.М., Федоров Г.Є., Радченко К.С. Оптимизация режимов смягчающего отжига износостойких хромомарганцевых чугунов для улучшения их обрабатываемости резанием // Металл и литье Украины №12, 2015. (271), С. 26…32

23. Ямшинський М.М., Федоров Г.Є. Окалиностійкість хромоалюмінієвих сталей залежно від вмісту хрому та алюмінію // Вісник Донбаської державної машинобудівної академії № 1 (37), 2016, С. 101…110.

24. Yamshinskij M., Fedorov G, Yamshinska N The Effect of Carbon, Titanium and Rem on Oxidation Resistance of Cr-Al Steels // International Journal of Engineering Research & Technology (IJERT) Vol. 5 Issue 05, May-2016, pp. 4-10.

25. Yamshinskij M., Fedorov G., Verkhovliuk A. The development of new casting alloys intended for operation under extreme conditions and some techniques of making castings from them «EUREKA: Physical Sciences and Engineering» Number 2(3), (2016), PP. 51-60

26. Ямшинський М.М., Федоров Г.Є. Узагальнений аналіз термостійкості хромоалюмінієвих сталей // Наукові вісті НТУУ "КПІ" №5, 2016, С. 84…91. DOI: 10.20535/1810-0546.2016.5.71217

27. Ямшинський М.М., Федоров Г.Є. Окалиностійкість середньовуглецевих жаростійких хромоалюмінієвих сталей в екстремальних умовах // Наукові вісті НТУУ "КПІ" №5, 2017. С. 90…98. DOI: 10.20535/1810-0546.2017.5.97966

28. Ямшинський М.М., Федоров Г.Є. Хромомарганцевые чугуны для работы в экстремальных условиях // Металл и литье Украины №7-8, (302-303), 2018. С. 76…83.

29. Стальное литье: Монография / Г.Е.Федоров, М.М.Ямшинский, Е.А. Платонов, Р.В. Лютый. – К.: НТУУ «КПИ», ПАО «Випол», 2013. – 896 с.

які засвідчують апробацію основних матеріалів дисертації

30. Федоров Г.Е., Платонов Е.А., Кузьменко А.Е., Ямшинський М.М., Назаренко В.С. Совершенствование литейных жаростойких хромоалюминиевых сталей микролегированием и модифицированием. 9-я Международная научно-техническая конференция «Новые материалы и технологии в машиностроении». 1-31 мая 2009, г. Брянск. С. 110…114.

31. Федоров Г.Е.. Ямшинський М.М., Платонов Е.А, Кузьменко А.Е., Назаренко В.С. Микролегированые и модифицированые жаростойкие хромоалюминиевые стали. // V Международная научно-практическая выставка-конференция «Литье 2009», Запорожье, 24-26 марта 2009. С. 104…106.

32. Ямшинський М.М., Федоров Г.Е., Платонов Е.А., Кузьменко А.Е., Езжев В.В. Повышение свойств литейных жаростийких хромоалюминиевых сталей, 6-13 июня 2009, г. Варна, Болгария. С. 472…475.

33. Ямшинський М.М., Парфентьєв О.В., Мошковський Д.В., Радченко К.С., Федоров Г.Е., Платонов Е.А. Підвищення експлуатаційних властивостей хромомарганцеіих чавунів, мікролегованих титаном і ванадієм. // III Международная научно-техническая конференция «Перспективные технологии, материалы и оборудование в литейном производстве», 12-16 сентября 2011, г. Краматорськ. С. 141…143.

34. Ямшинський М.М., Гарячий М.О., Радченко К.С. Вплив легування нітридом титану та боридом титану на технологічні та експлуатаційні властивості хромомарганцевого чавуну. // III Міжнародна науково-технічна конференція «Нові матеріали і технології в машинобудуванні», 26-27 травня 2011, м. Київ. С. 76…77.

35. Радченко К.С., Ямшинський М.М., Федоров Г.Є., Костин Р.А., Соболюк О.В. Совершенствование методики исследования износостойкости сплавов в гидроабразивной среде. // VI Международная конфекренция «Стратегия качества в промышлености и образовании», 4-11 июня 2010, г. Варна, Болгария. С. 365…368.

36. Радченко К.С., Ямшинський М.М., Гарячий М.О., Мошковський Д.В. Високолеговані чавуни для роботи в умовах інтенсивного гідроабразивного зношування. Міжнародна науково-технічна конференція «Матеріали для роботи в екстремальних умовах-3», 28-29 грудня 2010, м. Київ. С. 223…225.

37. Ямшинський М.М., Верес И.А., Федоров Г. Е. Расширение областей использования жаростойких хромоалюминиевіх сталей термомеханической обработкой. // Международная научно-практическая конференция-выставка «Литейное производство: технологии, материалы, оборудование, экономика и экология», 12-14 декабря 2011, г. Киев. С. 51…53.

38. Мошковський Д.В., Ямшинський М.М., Верес І.А., Федоров Г.Є., Методика дослідження сталей із спеціальними властивостями на окалиностійкість. IV Міжнародна науково-технічна конференція. «Нові матеріали і технології в машинобудуванні» 19…20 квітня 2012, м. Київ. С. 67…68.

39. Ямшинський М.М., Верес И.А., Федоров Г.Е., Платонов Е.А. Механические свойства хромоалюминиевых сталей при использовании термомеханической обработки. // Міжнародна науково-технічна конференція «Матеріали для роботи в екстремальних умовах-4» 20…21 грудня 2012, м. Київ. С. 136…139.

40. Радченко І.О., Ямшинський М.М., Радченко К.С., Федоров Г.Є., Влияние титана на структуру и механические свойства высокохромистого заэвтектического чугуна. // Міжнародна науково-технічна конференція «Матеріали для роботи в екстремальних умовах-4» 20…21 грудня 2012, м. Київ. С. 128…132.

41. Ямшинський М.М., Радченко К.С., Платонов Е.А., Федоров Г.Е. Улучшение структуры и свойств износостойкого высокохромистого чугуна титаном и редкоземельными металлами // V Міжнародна науково-технічна конференція.

«Нові матеріали і технології в машинобудуванні». 28…29 травня 2013, м. Київ. С. 92…94.

42. Ямшинський М.М., Грядовський І.О. Програмне забезпечення для розрахунку шихти для сталей. // V Міжнародна науково-технічна конференція. «Нові матеріали і технології в машинобудуванні» Київ 28…29 травня 2013 С. 144…146.

43. Радченко К.С., Платонов Е.А., Ямшинский М.М., Федоров Г.Е. Структура и свойства износостойкого высокохромистого чугуна обработанного титаном и редкоземельными металлами // IV Международная научно-техническая конференция. «Перспективные технологии, материалы и оборудование в литейном производстве». Краматорськ 30 сентября-4 октября 2013 г. С.189…191

44. Грядовський І.О., Ямшинський М.М. Прогнозування ливарних і механічних властивостей хромоалюмінієвих сталей за їх хімічним складом і температурою розплаву перед заливанням у форму // Міжнародна науково-технічна конференція «Нові матеріали і технології в машинобудуванні», Київ, 20…21 травня 2014, , С. 149-151

45. Ямшинский М.М., Федоров Г.Е., Радченко К.С. Термостійкість хромоалюмінієвих сталей. // XI Международная научно-практическая конференция «Литье. Металлургия 2015», Запорожье 26…28 травня 2015 С. 247…251

46. Ковальчук О.Г. Ямшинський М.М. Вплив хрому та алюмінію на властивості жаростійкої сталі. // VII Міжнародна науково-технічна конференція. «Нові матеріали і технології в машинобудуванні-2015» 21…22 травня 2015 р., м. Київ С. 75…77.

47. Yamshinskij M. Heat-resistance of heat-resistant Cr-Al steels for work under extreme conditions Proceedings of the IInd International Scientific and Practical Conference "Science and Education - Our Future (November 22-23, 2015, Ajman, UAE)" pp. 55-57

48. Ямшинський М.М., Федоров Г.Є. Вплив вуглецю, титану та РЗМ на окалиностійкість хромоалюмінієвих сталей. // XII Международная научно-

практическая конференция «Литье. Металургія-2016», 24…26.05.2016 г. Запорожье, С. 248…250

49. Ямшинський М.М., Самарай В.П., Алексеєнко Ю. Оптимізаційна модель розрахунку хімічного складу сталі за заданими властивостями. // Міжнародна науково-технічна конференція «Нові матеріали і технології в машинобудуванні 2016», Київ, 30…31 травня 2016 р., С. 160-162.

50. Ямшинський М.М., Федоров Г.Є Окалиностійкість хромоалюмінієвих сталей залежно від вмісту хрому та алюмінію. // V Міжнародна наукова конференція «Матеріали для роботи в екстремальних умовах-5», Київ, 03-05 грудня 2015 р., С. 258…268

51. Ямшинський М.М., Федоров Г.Є. Термічна втома хромоалюмінієвих сталей International scientific conference «Materials for use in extreme conditions-6», Київ 2016, С. 197…201

52. Ямшинський М.М., Федоров Г.Є. Середньовуглецеві жаростійкі хромоалюмінієві сталі // XIII Міжнародна науково-практична конференція «Литье. Металургія-2017», Запорожье, 23…25.05.2017 г., С. 259…261

які додатково відображають наукові результати дисертації

53. Патент України на корисну модель № 38928 «Зносостійкий чавун» / Платонов Є.О., Федоров Г.Є., Кузьменко А.Ю., Ямшинський М.М. Опуб. 26.01.2009.

54. Патент України на корисну модель № 91228 «Чавун» / Жижкіна Н.О., Будаг’янц М.А., Гутько Ю.І., Ямшинський М.М. Опуб. 25.06.2014.

ЗМІСТ

ВСТУП **22**

РОЗДІЛ 1 АНАЛІЗ УМОВ ЕКСПЛУАТАЦІЇ ЛИТИХ ДЕТАЛЕЙ ІЗ ЖАРОСТІЙКИХ І ЗНОСОСТІЙКИХ СПЛАВІВ В ЕКСТРЕМАЛЬНИХ УМОВАХ **35**

1.1 Аналіз умов експлуатації литих деталей за високих температур в агресивних середовищах і вимоги до матеріалів для їх виготовлення **35**

1.2 Аналіз умов експлуатації литих деталей за різних видів зносу та вимоги до матеріалів для їх виготовлення **40**

1.3 Характеристика сплавів для роботи в екстремальних умовах **43**

1.4 Технологічність високолегованих ливарних сплавів та її вплив на експлуатаційні характеристики литих деталей **55**

1.5 Спеціальні властивості сплавів на основі заліза **58**

1.6 Фактори, що впливають на спеціальні властивості сплавів **72**

1.7 Вплив хімічних елементів на структуру та властивості сплавів на основі заліза **81**

1.8 Висновки до розділу 1 та завдання дослідження **97**

РОЗДІЛ 2 МЕТОДИКА ДОСЛІДЖЕННЯ **101**

2.1 Шихтові матеріали та виплавляння спеціальних сплавів для роботи в екстремальних умовах **101**

2.2 Дослідження ливарних властивостей сплавів на основі заліза **104**

2.3 Дослідження механічних властивостей спеціальних сплавів **105**

2.4 Дослідження окалиностійкості жаростійких сталей **106**

2.5 Дослідження механічних властивостей сталей за високих температур і процесів їх термомеханічного оброблення **108**

2.6 Дослідження термостійкості жаростійких сталей за циклічних нагрівань та охолоджень **111**

2.7 Дослідження твердості та зносостійкості високолегованих чавунів **111**

2.8 Формувальні та стрижневі суміші **115**

2.9 Хімічний, металографічний і рентгенографічний аналізи сплавів **116**

2.10 Забезпечення точності вимірювань та адекватності математичних моделей **117**

2.11 Висновки до розділу 2 ..... **119**

РОЗДІЛ 3 ТЕХНОЛОГІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ЛИВАРНИХ ЖАРОСТІЙКИХ СТАЛЕЙ ДЛЯ РОБОТИ В ЕКСТРЕМАЛЬНИХ УМОВАХ **121**

3.1 Ливарні та механічні властивості жаростійких сталей з високим вмістом хрому та алюмінію **121**

3.2. Ливарні та механічні властивості хромоалюмінієвих сталей залежно від вмісту в них вуглецю та титану 137

3.3 Методи покращання властивостей хромоалюмінієвих сталей та підвищення якості литих жаростійких деталей 147

3.4 Дослідження розподілу елементів по перерізу стінок литих деталей 167

3.5 Висновки до розділу 3 169

РОЗДІЛ 4 ОКАЛИНОСТІЙКІСТЬ СТАЛЕЙ З ВИСОКИМ ВМІСТОМ ХРОМУ ДЛЯ РОБОТИ В ЕКСТРЕМАЛЬНИХ УМОВАХ 172

4.1 Окалиностійкість середньовуглецевих сталей в агресивних середовищах залежно від вмісту в них хрому та алюмінію 172

4.2 Окалиностійкість хромоалюмінієвих сталей залежно від вмісту в них вуглецю та титану 195

4.3 Окалиностійкість хромоалюмінієвих сталей залежно від присадки рідкісноземельних металів 218

4.4 Кінетика окиснення жаростійких сталей з високим вмістом хрому 224

4.5 Висновки до розділу 4 230

РОЗДІЛ 5 ВЛАСТИВОСТІ ЛИВАРНИХ ХРОМОАЛЮМІНІЄВИХ СТАЛЕЙ ЗА ВИСОКИХ ТЕМПЕРАТУР 233

5.1 Механічні властивості жаростійких сталей з високим вмістом хрому за високих температур 233

5.2. Термостійкість хромоалюмінієвих сталей 250

5.3 Дослідження процесів і визначення параметрів термомеханічного оброблення рекомендованих хромоалюмінієвих сталей 271

5.4 Висновки до розділу 5 276

РОЗДІЛ 6 ВИСОКОЛЕГОВАНІ ЗНОСОСТІЙКІ ЧАВУНИ ДЛЯ РОБОТИ В ЕКСТРЕМАЛЬНИХ УМОВАХ 278

6.1 Визначення оптимального хімічного складу зносостійкого чавуну 278

6.2 Дослідження впливу процесів легування, мікролегування та модифікування на структуру й властивості чавуну 290Х19Г4 286

6.3 Вибір оптимального хімічного складу хромомарганцевого зносостійкого чавуну для роботи в екстремальних умовах 303

6.4 Термічне оброблення хромомарганцевих зносостійких чавунів 307

6.5 Висновки до розділу 6 323

РОЗДІЛ 7 МЕТОДОЛОГІЯ ПРОГНОЗУВАННЯ ЯКОСТІ РОЗПЛАВІВ, СТРУКТУРИ ТА ВЛАСТИВОСТЕЙ МЕТАЛУ У ВИЛИВКАХ ДЛЯ РОБОТИ В ЕКСТРЕМАЛЬНИХ УМОВАХ 325

7.1 Розроблення програми розраховування шихти для виплавляння сплавів з високим вмістом хрому 325

7.2 Розроблення програми прогнозування ливарних і механічних властивостей сплавів за результатами першого хімічного аналізу розплаву й температурами його перегрівання в плавильному агрегаті та перед заливанням у ливарну форму 332

7.3 Побудова математичних моделей 334

7.4 Висновки до розділу 7 341

РОЗДІЛ 8 ТЕХНОЛОГІЧНІ ПРОЦЕСИ ВИГОТОВЛЕННЯ ЛИТИХ ДЕТАЛЕЙ ДЛЯ РОБОТИ В ЕКСТРЕМАЛЬНИХ УМОВАХ 342

8.1 Технології виготовлення жаростійких литих деталей для теплових електростанцій 342

8.2 Технології виготовлення великогабаритних тонкостінних виливків із рекомендованих сталей різними способами лиття 356

8.3 Технології виготовлення литих деталей агрегатів системи гідрозоловидалення теплових електростанцій 361

8.5 Висновки до розділу 8 366

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ 371

Додаток А Діаграми стану залізо-легувальний елемент та порівняльні результати 387

Додаток Б Шихтові матеріали для виплавляння спеціальних сплавів 392

Додаток В Технологічна інструкція виплавляння жаростійких хромоалюмінієвих сталей для роботи в екстремальних умовах в індукційних печах та їх розливання.. 394

Додаток Г Технологічна інструкція виплавляння жаростійких хромоалюмінієвих сталей для роботи в екстремальних умовах в дугових електропечах та їх розливання 406

Додаток Д Технологічна інструкція виплавляння зносостійких хромомарганцевих чавунів для роботи в екстремальних умовах в індукційних печах та їх розливання у форми 419

Додаток Е Технологічна інструкція виплавляння зносостійких хромомарганцевих чавунів для роботи в екстремальних умовах в дугових електропечах та їх розливання 427

Додаток Ж Методики визначення властивостей жаростійких хромоалюмінієвих сталей 437
Додаток К Хімічний склад і властивості досліджених жаростійких сталей 453
Додаток Л Окалиностійкість хромистих сталей 465
Додаток М Термоциклування зразків із сталей різних класів 468
Додаток Н Розрахунок елементів ливникових систем для виготовлення литих деталей багерних насосів 470
Додаток П Прогнозування властивостей жаростійких сталей за їх хімічним складом регресійним методом 475
Додаток Р Економічна ефективність використання рекомендованих жаростійких хромоалюмінієвих сталей для виготовлення литих деталей паливоспалювальних пристроїв котлоагрегатів ТЕС 501
Додаток С Акти випробовувань 508

ПЕРЕЛІК УМОВНИХ ПОЗНАЧЕНЬ, СИМВОЛІВ, ОДИНИЦЬ, СКОРОЧЕНЬ І ТЕРМІНІВ

НВ – твердість за Бринеллем

HRA – твердість за Роквеллом, шкала А

HRB – твердість за Роквеллом, шкала В

HRC – твердість за Роквеллом, шкала С

ЗВВ – зворот власного виробництва

q – утрати маси металу в умовах високих температур

МПа – мегапаскаль

А – ампер – одиниця струму

В – вольт – одиниця напруги

кВт – кіловат – одиниця потужності

мас. ч. – масова частина

$\sigma_{В}$ – тимчасовий опір розриванню

δ – відносне подовження

$\sigma_{Т}$ – межа текучості

РЗМ – рідкісноземельні метали

ЛЗМ – лужноземельні метали

ТЕС – теплова електрична станція

ККД – коефіцієнт корисної дії

ГЗВ – гідрозоловидалення

ВХЧ – високохромистий чавун

ТО – термічне оброблення

ВСТУП

Актуальність роботи. Екстремальними умовами експлуатації металевих виробів вважають високі (до 1350 ºС) та низькі (до –190 ºС) температури, агресивні середовища різних складу та дії, інтенсивний абразивний, ударно-абразивний або гідроабразивний знос тощо.

Жаростійкі деталі (насадки пальників, форсунки мазутні, наконечники газових пальників, шипи для ошиповування екранів паливоспалювальних пристроїв потужних котельних агрегатів теплоенергетичних блоків більшої частини теплових електричних станцій (ТЕС) України в теперішній час виготовляють із листового або круглого прокату сталей 10Х18Н9Т, 15Х23Н18, 18Х25Н19С, 25Х25Н19С2 тощо. Аналізом експлуатації таких деталей установлено, що тривалість їхньої роботи становить іноді всього декілька місяців, особливо, коли робочі температури перевищують 1000 ºС. Крім того, виготовлення деталей форсунок, насадок, наконечників газових пальників та інших жаростійких деталей супроводжується суттєвими труднощами, серед яких є: необхідність забезпечення виробництва прокатом зазначених сталей, що сьогодні є складним і з економічного боку проблемним завданням; коефіцієнт використання металу під час механічного оброблення такого прокату не перевищує 60…65% (це значить, що 35…40% металу перетворюється в стружку); суттєво підвищуються витрати на різальний інструмент; виникає потреба в організації різальних робіт, гнуття та зварювання під час виготовлення насадок паливоспалювальних пристроїв, діаметри яких перевищують 100 мм. Крім того, аналізом роботи жаростійких деталей котлоагрегатів ТЕС, виготовлених із таких матеріалів установлено, що в результаті обгорання насадок і сопел й порушення їх геометричних розмірів змінюється аеродинаміка газоповітряного чи вугільноповітряного потоку, губиться його швидкість й, як наслідок, відбувається зсув центра горіння факела, що суттєво погіршує теплопередачу від факела до теплового екрана та знижує коефіцієнт корисної дії (ККД) котлоагрегату в цілому. Температурний режим роботи газових сопел, у тому числі максимальна їхня робоча температура, є основним чинником, що визначає вимоги до жаростійкого матеріалу, з якого їх виготовляють. Установлено, що під час ро-

боти пальників на газі температура їх нагрівання досягає 1200…1250 ºС. За таких температур хромонікелеві сталі піддаються інтенсивній газовій корозії, а виготовлені з них жаростійкі деталі швидко згоряють.

Аналізом умов експлуатації високотемпературних деталей (насадок, газових сопел) паливоспалювальних пристроїв котлоагрегатів ТЕС установлено, що їх робоча температура досягає 1100…1250 ºС. Зовнішніх навантажень такі деталі не несуть, окрім власної маси. Отже виникає можливість заміни дорогих жаростійких хромонікелевих сталей дешевими ливарними матеріалами, наприклад, сплавами на основі заліза з високим вмістом хрому певного хімічного складу залежно від температури експлуатації деталей та агресивних середовищ. Оскільки насадки паливоспалювальних пристроїв піддаються інтенсивній абразивній дії вугільного пилу та інших складових палива й швидко зношуються в результаті ерозійних процесів, то й в цьому разі можна використовувати ці сплави з оптимальним вмістом вуглецю. З економічного боку слід зазначити, що нікель, вміст якого в наведених вище марках сталей досягає 20%, відноситься до дорогих і дефіцитних металів. Зрозуміло, що доцільним було б використання сучасних методів лиття для виготовлення жаростійких деталей із ливарних сплавів без нікелю, але з високими робочими характеристиками.

Приймаючи до уваги технологічність, умови експлуатації жаростійких деталей, а також економічні аспекти, нові ливарні сплави повинні мати високі температури плавлення та жаростійкість, задовільні ливарні властивості та бути недорогими й недефіцитними.

Для деталей, які працюють в умовах інтенсивного гідроабразивного зносу, використовують, переважно, високохромисті з нікелем чавуни. Із них виготовляють деталі устаткування систем гідрозоловидалення (ГЗВ) ТЕС: корпуси, колеса та диски багерних насосів, шнеки шламових транспортерів, коліна пульпопроводів тощо. Проте такі сплави мають відносно невисокі показники як зносостійкості, так і механічних властивостей. Вони схильні до утворення тріщин у виливках у процесі кристалізації та охолодження металу в ливарній формі або під час термічного оброблення виробів, а тому також потребують вивчення можливостей їх за-

міни дешевшими та технологічнішими сплавами або покращання експлуатаційних характеристик і підвищення якості литих заготовок із існуючих матеріалів процесами додаткового легування, мікролегування, модифікування або удосконаленими технологічними процесами виготовлення виливків і термічного оброблення готових до використання деталей.

Отже, підвищення надійності та економічних показників теплоенергетичного устаткування має бути нерозривно пов'язано з розробленням і впровадженням нових ливарних матеріалів, які мають високі експлуатаційні характеристики та задовільні ливарні властивості при використанні дешевої шихти.

Велике практичне значення має не тільки розроблення й впровадження дешевих високоефективних жаростійких і зносостійких ливарних сплавів, але й розроблення сучасних технологій виготовлення із них литих деталей, оскільки виробництво якісних литих заготовок дасть можливість суттєво підвищити роботоздатність устаткування ТЕС і підвищити його ККД.

Важливим є вирішення іншого питання: ливарне виробництво залишається однією з небагатьох галузей промисловості, де комп'ютерні технології впроваджуються дуже повільно. Це можна пояснити об'єктивними та суб'єктивними причинами. Серед основних об'єктивних причин є багатоопераційність технологічних процесів виготовлення заготовок литтям, серед суб'єктивних – відсутність ентузіазму з боку технічних працівників галузі та фінансування науково-дослідних робіт у цьому напрямку.

У багатьох випадках під час виробництва литих деталей із спеціальних сплавів саме зараз виникає потреба в комп'ютеризації хоча б простих технологічних процесів або окремих операцій. Проте через брак як теоретичної, так і практичної інформації з цього питання не має можливості навіть у лабораторних умовах використовувати або доопрацьовувати такі розробки.

Для розроблення методології прогнозування ливарних і механічних властивостей жаростійких і зносостійких сплавів на основі заліза з високим вмістом хрому необхідно створити відповідні банки даних на підставі відомостей нормативних документів і власних досліджень як в лабораторних, так й у виробничих

умовах. Розроблення методології прогнозування ливарних і механічних властивостей розплавів на основі заліза з високим вмістом хрому за результатами першого хімічного аналізу металу, який ще знаходиться в плавильному агрегаті, та температурами перегрівання розплаву в печі й перед заливанням у ливарну форму, є проблемою вкрай актуальною. Актуальність цього питання полягає ще й в тому, що такі сплави працюють переважно в екстремальних умовах, а виливки, виготовлені з них, відносять до деталей відповідального та особливо відповідального призначення, що потребує використання досконалих технологій їх виробництва.

Актуальність роботи лежить і в економічній площині: високі температури та агресивні середовища в котлоагрегатах, а також інтенсивний гідроабразивний знос литих деталей устаткування систем гідрозоловидалення ТЕС наносять значну шкоду господарству, а витрати на заміну таких деталей обчислюються сотнями тисяч гривень за рік. З'ясування причин, які сприяють швидкому руйнуванню литих жаростійких і зносостійких деталей в умовах високих температур, агресивних середовищ та інтенсивного зносу мають дати відповідь щодо можливостей розроблення нових жаростійких і зносостійких сплавів на основі заліза з високими показниками технологічних і службових характеристик для виробництва литих заготовок з використанням комп'ютеризації технологічних процесів їх виготовлення. При цьому слід зазначити, що комп'ютеризацію технологічних процесів або окремих операцій необхідно одночасно розглядати з питанням пошуку нових ефективних і дешевих сплавів для роботи в екстремальних умовах. Це головне завдання цієї дисертаційної роботи.

У роботі визначено ливарні, механічні та спеціальні властивості сплавів на основі заліза з високим вмістом хрому та оптимальні співвідношення хрому та алюмінію, вуглецю та титану в жаростійких сплавах, а також доказана доцільність використання процесів мікролегування та модифікування цих сплавів з метою покращання їх характеристик. Одержані нові дані й щодо головних експлуатаційних характеристик – окалиностійкості сплавів у різних агресивних середовищах і термостійкості в температурних інтервалах експлуатації деталей, а також зносостійкості високохромистих чавунів в умовах інтенсивного гідроабразивного зносу.

На підставі матеріалів нормативних документів (ГОСТ, ДСТУ, ТУ, ТУУ тощо) й одержаних результатів власних досліджень створено відповідні банки даних, що дало можливість розробити методологію прогнозування властивостей високохромистих сплавів на основі заліза та програмне забезпечення розраховування шихти й прогнозування ливарних і механічних властивостей сплавів за результатами першого хімічного аналізу розплаву, який ще знаходиться в плавильному агрегаті, й температурами його перегрівання в плавильному агрегаті та перед заливанням ливарних форм, що дає можливість своєчасно скоригувати хімічний склад і температуру розплаву до випусканням його із печі.

Апробацією програмного забезпечення в лабораторії промислового типу установлено, що його повною мірою можна використовувати у виробництві литих заготовок після незначного коригування в конкретних умовах. Розроблена методологія прогнозування якості розплавів, структури та властивостей металу у виливках має значну перспективу для виробництва високоякісних литих деталей, які працюють в екстремальних умовах.

Об’єкт дослідження: процеси розроблення нових жаростійких і зносостійких сплавів для роботи в екстремальних умовах і методології прогнозування якості розплавів і структури та властивостей металу в готових виливках.

Предмет дослідження: хімічний склад, ливарні, механічні та спеціальні властивості й структура спеціальних сплавів, програмне забезпечення контролю якості розплаву та структури й властивостей металу у виробах.

Мета дослідження. Розроблення нових жаростійких і зносостійких сплавів для роботи в екстремальних умовах й технологічних процесів виготовлення із них виливків особливо відповідального призначення з використанням методології прогнозування якості розплавів і структури та властивостей металу у виливках.

Завдання дослідження. Для досягнення поставленої мети в роботі сформульовано такі наукові та практичні завдання:

1. Комплексно вивчити ливарні, механічні й спеціальні властивості та структуру сплавів на основі заліза з високим вмістом хрому й створити банк даних для

розроблення методології прогнозування якості розплаву перед випусканням із плавильного агрегату, структури та властивостей металу у виливках.

2. Визначити оптимальні співвідношення основних хімічних елементів (хрому, алюмінію, вуглецю, титану тощо) в жаростійких сплавах з урахуванням їх ливарних, механічних і спеціальних властивостей та умов експлуатації виробів.

3. Установити ефективність процесів мікролегування та модифікування сплавів з високим вмістом хрому з метою покращання їх характеристик і визначити оптимальний діапазон хімічного складу сплавів для виробництва виливків різних мас, габаритних розмірів і з різними товщинами стінок.

4. Дослідити структуру сплавів з різним вмістом хрому й алюмінію та розподіл цих хімічних елементів по перерізу стінок литих деталей з урахуванням впливу технологічних факторів плавлення та розливання сплавів і властивостей ливарної форми на формування структури металу у виливках.

5. Дослідити кінетику окиснення жаростійких сплавів в різних агресивних середовищах за високих температур і визначити їх окалиностійкість для вибору оптимального хімічного складу сталей для конкретних умов експлуатації.

6. Установити характер зміни складу та властивостей окалини, утвореної за різних температур в різних агресивних середовищах, фізичну сутність окалиностійкості й можливості покращання цієї характеристики та створити банк даних для прогнозування окалиностійкості сталей у широкому діапазоні концентрацій хімічних елементів, що входять до їх складу.

7. Дослідити механічні властивості та термостійкість жаростійких сталей за різних температур і встановити основні причини, які призводять до руйнування металу в умовах теплозмін.

8. Розробити й здійснити випробовування в лабораторії промислового типу програмне забезпечення прогнозування властивостей розплаву за результатами першого хімічного аналізу й структури та властивостей металу у виливках і розраховування шихти для виплавляння жаростійких сплавів.

9. Дослідити процеси термомеханічного оброблення жаростійких хромоалюмінієвих сталей з метою визначення технологічних параметрів виробництва

продукції пресуванням і куванням для розширення галузей використання цих сплавів.

10. Розробити нові зносостійкі сплави з високим вмістом хрому на підставі дослідження їх властивостей залежно від хімічного складу, процесів мікролегування й модифікування та технологій виробництва зносостійких деталей й режимів їх термічного оброблення.

11. Розробити технологічні процеси виплавляння сплавів з високим вмістом хрому й виготовлення із них різними способами лиття якісних виливків відповідального та особливо відповідального призначення різних маси, габаритних розмірів та товщини стінок для роботи в екстремальних умовах.

12. Використати одержані експериментальні та розрахункові дані, технологічні процеси та оригінальне програмне забезпечення в промислових умовах і в навчальному процесі під час підготовки бакалаврів і магістрів за спеціальністю 136 – Металургія та спеціалізацією «Комп'ютеризація процесів лиття».

Методи дослідження: Мета й поставлені в роботі задачі обумовили проведення комплексних теоретичних й експериментальних досліджень з використанням стандартних, розроблених й вдосконалених автором методів, приладів та устаткування для визначення ливарних, механічних і спеціальних властивостей сплавів на основі заліза з високими достовірністю й відтворюваністю результатів. Металографічні дослідження виконано на мікроскопах МІМ – 8, NEOFOT – 21, РЕМ-106И та Axio Vert.A1 (Carl Zeiss). Фазовий склад зразків та оксидних плівок визначено на дифрактометрах Ultima IV та ДРОН-2.0.

Наукова новизна одержаних результатів

1. Уперше виконано комплексні дослідження ливарних, механічних і спеціальних властивостей жаростійких і зносостійких сплавів на основі заліза в широкому діапазоні концентрацій хрому, марганцю, алюмінію, вуглецю, титану, рідкісноземельних металів та інших хімічних елементів. Одержані результати суттєво доповнили відомості щодо властивостей жаростійких і зносостійких сплавів з високим вмістом хрому. За результатами досліджень створено нові ливарні сплави для роботи в екстремальних умовах: для роботи за високих температур та агреси-

вних середовищ – середньовуглецеві хромоалюмінієві сталі хімічного складу, % мас.: C = 0,25…0,35; Cr = 25…32; Al = 1,2…3,2; Ti = 0,25…0,50; Si < 1,0; Mn < 0,8; P < 0,025; S < 0,025; для роботи в умовах інтенсивного зносу – безнікелеві високозносостійкі хромомарганцеві чавуни хімічного складу, % мас.: 2,8...3,2 C; 18,0...20,0 Cr; 3,5...4,5 Mn; 0,6...0,8 Si; P < 0,05; S < 0,05. Нові сплави мають високий рівень технологічних властивостей та експлуатаційних характеристик, які забезпечують ефективну та довготривалу роботу устаткування за високих температур й агресивних середовищ (до 1300 ºС) та інтенсивного зносу. Працездатність жаростійких деталей у 2…3 рази вища, а зносостійких – в 1,25…1,50 рази вища, ніж використовуваних у промисловості в теперішній час.

2. Уперше установлено, що для досягнення високих технологічних властивостей і надійної експлуатації виробів в екстремальних умовах у жаростійких сплавах необхідно додержуватися відношення [%Cr] / [%Al] = 6…10. Вміст вуглецю в усіх сплавах має зберігатися в межах 0,25…0,35%, а титану – 0,25…0,50%. Враховуючи високу схильність сталей до інтенсивного плівкоутворення, під час виготовлення великогабаритних тонкостінних виробів або виливків складної геометрії заливання форм необхідно здійснювати за температур 1620...1650 °С.

3. Визначено ефективність використання процесів мікролегування та модифікування сплавів на основі заліза з високим вмістом хрому під час виробництва із них виливків відповідального та особливо відповідального призначення. Хромоалюмінієвий розплав для виготовлення жаростійких деталей необхідно додатково обробляти РЗМ у кількості 0,15…0,25% (за присадкою), ітрієм (0,20...0,40%) або кальцієм (до 0,10%). Оброблення сталей ітрієм або спільно церієм (0,15…0,25%) і титаном в межах 0,25…0,50% особливо необхідне для виробництва деталей, які працюють в умовах високих температур і помірних зовнішніх навантажень. Запропонований чавун для підвищення на 20...25% його зносостійкості доцільно мікролегувати титаном у межах 0,1...0,5%, ванадієм – 0,5...0,8% або сурмою – 0,1...0,2% й модифікувати бором у межах 0,005...0,020% або РЗМ – 0,10…0,25% (за присадкою). Для досягнення максимальної твердості металу та

зносостійкості виробів із таких чавунів їх необхідно гартувати на повітрі з температур 900…950 °С.

4. Уперше встановлено, що вироби із високохромистих жаростійких сталей (25…30% Cr) мають задовільну окалиностійкість (збільшення маси виробу на 6,8…7,6 мг/см^2 за 100 год) і можуть працювати тривалий час в агресивних середовищах за температур до 1000…1050 °С. За температур до 1300 ºС такі сталі повинні мати вищу окалиностійкість (збільшення маси на 4…6 мг/см^2·за 100 год), для цього кожна хромиста сталь має вміщувати в своєму складі необхідну кількість алюмінію та інших хімічних елементів. Для визначення в таких сталях оптимального вмісту хрому, алюмінію, вуглецю та титану залежно від умов експлуатації виготовлених із них виробів побудовано відповідні номограми.

5. Уперше встановлено, що для тривалої експлуатації деталей в умовах змінних температур до 1200 ºС, сталі мають вміщувати 25,0…32,0% хрому та 1,0…1,5% алюмінію. За таких умов сплав має максимальну термостійкість. Для виробів, які працюють в тих же умовах за температур, вищих 1200 °С, вміст алюмінію в сталях має знаходитися в межах 2,0…3,5% для збереження високої окалиностійкості.

6. Установлено, що за температур експлуатації понад 1100 ºС середньовуглецеві хромоалюмінієві сталі феритного класу мають набагато вищі окалиностійкість і ростостійкість, ніж хромонікелеві сталі аустенітного класу, хоча міцність і пластичність останніх дещо вищі в порівнянні з хромоалюмінієвими сталями. Це є підтвердженням доцільності заміни дорогих хромонікелевих сталей дешевими хромоалюмінієвими для виготовлення литих деталей, які працюють в умовах високих температур та агресивних середовищ без зовнішніх навантажень.

7. Уперше досліджено можливості й доказано перспективність розширення галузей використання жаростійкої продукції із рекомендованих хромоалюмінієвих сталей виготовленням її термомеханічним обробленням заготовок. Установлено, що температурний режим (температура початку й закінчення оброблення) пресування, ступінь обтиску й темп термомеханічного оброблення значною мірою залежать від вмісту вуглецю та хрому, тобто від пластичності металу за темпера-

тур термомеханічного оброблення. Визначено температурний інтервал термомеханічного оброблення литих заготовок із сталей цього класу: для здійснення процесу пресування температура заготовок має бути в межах 1050…1100 °С, а для кування – 850…1000 °С.

8. Уперше створено банк даних, який охоплює відомості понад 600 марок сплавів на основі заліза, всі існуючі феросплави та марки сталевого й чавунного брухту. Розроблено й апробовано програмне забезпечення розрахунку шихти для виплавляння сплавів з високим вмістом хрому й прогнозування якості розплаву, що знаходиться в плавильному агрегаті, за результатами першого хімічного аналізу та температурами його перегрівання в плавильному агрегаті й заливання в ливарні форми. Програмне забезпечення значною мірою скорочує час виконання контрольних функцій і полегшує вирішення технологічних питань, пов'язаних з виготовленням високоякісних литих деталей для роботи в екстремальних умовах, а комп'ютерний розрахунок шихти прискорює вирішення цієї задачі та сприяє удосконаленню технологічного процесу плавлення сплавів за умови використання сучасних методів експресного спектрального аналізу. Програмне забезпечення апробовано в лабораторії промислового типу.

Особистий внесок здобувача. Автору належить розроблення й вдосконалення методик дослідження, визначення комплексу ливарних, механічних і спеціальних властивостей, оброблення результатів експериментів та їх теоретичний аналіз.

Постановка задач, обговорення результатів досліджень та формулювання основних висновків і рекомендацій виконано спільно з науковим консультантом і, частково, із співавторами публікацій. Математичне оброблення результатів досліджень виконано спільно з к.т.н. доц. В.П. Самараєм і к.т.н. доц. О.М. Донієм.

Апробація матеріалів дисертації. Основні наукові положення і результати, що представлені в дисертації, пройшли апробацію на конференціях: I9-я Международная научно-техническая конференция «Новые материалы и технологии в машиностроении», 2009, (Росія, м. Брянськ); Международные научно-практические конференции «Литье. Металлургия», (Україна, м. Запоріжжя, 2008,

2009, 2012, 2013, 2014, 2015, 2016, 2017); Международные конференции «Стратегия качества в промышлености и образовании», (Болгарія, м. Варна, 2009, 2010); Международные научно-технические конференции «Перспективные технологии, материалы и оборудование в литейном производстве», (Україна, м. Краматорськ, 2011, 2013, 2015, 2017); Міжнародні науково-технічні конференції «Нові матеріали і технології в машинобудуванні», (Україна, м. Київ, 2011, 2012, 2013, 2014, 2015, 2016, 2017); Міжнародні науково-технічні конференції «Матеріали для роботи в екстремальних умовах», (Україна, м. Київ, 2010, 2011, 2015, 2016, 2017); Международная научно-практическая конференция-выставка «Литейное производство: технологии, материалы, оборудование, экономика и экология», 2011 (Україна, м. Київ); IInd International Scientific and Practical Conference "Science and Education - Our Future, 2015, (Ajman, UAE)

У повному обсязі дисертаційна робота доповідалася на кафедрі ливарного виробництва чорних і кольорових металів Національного технічного університету України «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського» (м. Київ, 2019 р.).

Публікації. За матеріалами дисертаційної роботи опубліковано 54 друковані праці, з них 1 монографія, 28 статей у наукових фахових виданнях, з яких 5 у виданнях України, що індексуються в міжнародних наукометричних базах і системах Scopus, Google Scholar, 2 патенти України на корисну модель і 23 праці – тези доповідей в збірниках матеріалів Міжнародних конференцій.

Структура та обсяг дисертації. Дисертація складається із вступу, 8 розділів основної частини, загальних висновків, списку використаної літератури із 179 джерел, 14 додатків. Основну частину дисертації викладено на 386 сторінках, вона вміщує 198 рисунків, 56 таблиць. Загальний обсяг роботи – 510сторінок.

Зв’язок роботи з науковими програмами

Робота мала зв’язок з темами, які виконувалися в 2006…2016 р: №2903ф «Теоретичні і технологічні принципи керування структуроутворенням модифікованих та мікролегованих сплавів у виливках» (номер держреєстрації 0106U002362), наказ Міністерства освіти і науки України від 16.11.05 р. №654

(2006…2008 р.); № 2265п «Теоретичні і технологічні принципи керування спеціальними властивостями високолегованих сплавів для литих деталей особливо відповідального призначення» (номер держреєстрації 0109U000571), наказ Міністерства освіти і науки України від 17.11.08 р. №1043 (2009…2010 р.); №2431п «Теоретичні і технологічні принципи розроблення новітніх сплавів із спеціальними властивостями для виробництва деталей різними способами лиття» (номер держреєстрації 0111U002533), наказ Міністерства освіти і науки України від 30.11.10 р. №1177 (2011…2012 р.); №2632п «Розроблення методології прогнозування структури і властивостей металу у виливках із сплавів на основі заліза з високим вмістом хрому» (номер держреєстрації 0113U000649), наказ Міністерства освіти і науки України від 25.10.12 р. №1193 (2013…2014 р.); №2851п «Технологічні особливості прогнозування властивостей розплавів і структури металу виливків для роботи в екстремальних умовах» (номер держреєстрації 0115U000406), наказ Міністерства освіти і науки України від 31.10.14 р. №1243 (2015…2016 р.).

Практичне значення отриманих результатів. Результати виконаних досліджень дали можливість:

– створити нові високоефективні сплави на основі заліза з високим вмістом хрому: для роботи за високих температур в умовах агресивних середовищ – середньовуглецеві хромоалюмінієві сталі хімічного складу, % мас.: C = 0,25…0,35; Cr = 25…32; Al = 1,2…3,2; Ti = 0,25…0,50; Si < 1,0; Mn < 0,8; P < 0,025; S < 0,025; для роботи в умовах інтенсивного зносу – безнікелеві високозносостійкі хромомарганцеві чавуни хімічного складу, % мас.: C = 2,8...3,2; Cr = 18,0...20,0; Mn = 3,5...4,5; Si = 0,6...0,8; P < 0,05; S < 0,05 та установити доцільність додаткового оброблення цих сплавів РЗМ, ітрієм, кальцієм, ванадієм, сурмою та бором або комплексами цих елементів з метою покращання властивостей металу у виливках.

Працездатність жаростійких деталей в 2…3 рази вища, а зносостійких – в 1,25…1,50 вища, ніж використовуваних сплавів у промисловості в теперішній час;

– створити на підставі результатів виконаних досліджень і даних нормативних документів банк даних для високолегованих сплавів і розробити методологію

прогнозування якості розплавів за результатами першого хімічного аналізу й температури перегрівання металу в плавильному агрегаті без використання спеціальних методик для визначення ливарних властивостей розплаву та структури й механічних властивостей металу у виливках. Методологія суттєво прискорює вирішення технологічних питань, пов'язаних із виготовленням високоякісних литих деталей із спеціальних сплавів;

– розробити методику та програмне забезпечення комп'ютерного розраховування шихти для виплавляння сплавів з високим вмістом хрому, що сприяє удосконаленню технологічного процесу плавлення сплавів та апробувати програмне забезпечення в лабораторних і промислових умовах й підтвердити ефективність його використання;

– дослідити можливості термомеханічного оброблення створених жаростійких хромоалюмінієвих сталей, розробити технології й визначити параметри процесів і доцільність їх застосування для виробництва жаростійкої продукції пресуванням або куванням з метою розширення галузей її використання.

– розробити технологічні процеси виплавляння нових жаростійких і зносостійких сплавів в індукційних і дугових печах з різними футеровками й виготовлення дрібних і великогабаритних тонкостінних виливків із цих сплавів литтям у разові об'ємні піщано-глинясті форми та спеціальними способами лиття: в оболонкові та металеві форми, за моделями, що витоплюються або газифікуються й відцентровим литтям. Із сплавів можна виготовляти виливки масою від декількох десятків грамів до декількох сотень кілограмів різної геометрії й з різними товщинами стінок.

– розробити та апробувати промислові варіанти технологічних інструкцій на виплавляння сплавів у дугових та індукційних печах.

РОЗДІЛ 1
АНАЛІЗ УМОВ ЕКСПЛУАТАЦІЇ ЛИТИХ ДЕТАЛЕЙ ІЗ ЖАРОСТІЙКИХ І ЗНОСОСТІЙКИХ СПЛАВІВ В ЕКСТРЕМАЛЬНИХ УМОВАХ

1.1 Аналіз умов експлуатації литих деталей за високих температур в агресивних середовищах і вимоги до матеріалів для їх виготовлення

Найчастіше екстремальні умови експлуатації литих деталей мають місце в металургії, в хімічній галузі під час використання високотемпературних технологій, у виробництві цементу тощо. Проте в найжорсткіших умовах високих температур та агресивних середовищ працюють пристрої та механізми в тепловій енергетиці, а тому в цій роботі для досліджень властивостей і випробовувань матеріалів прийнято саме такі умови.

Жаростійкі деталі (насадки та наконечники газових пальників, мазутні форсунки, шипи для ошиповування екранів паливоспалювальних пристроїв потужних котлоагрегатів теплоенергетичних блоків теплових електростанцій України) в цей час виготовляють із листового або круглого прокату хромонікелевих сталей 10Х18Н9Т, 15Х23Н18, 18Х25Н19С, 25Х25Н19С2 тощо. Установлено, що тривалість експлуатації таких деталей невисока й становить декілька місяців, особливо, коли робочі температури перевищують 1000 ºС. Крім того, виготовлення цих деталей супроводжується суттєвими труднощами, серед яких є:

– необхідність забезпечення виробництва прокатом зазначених вище сталей, що в теперішній час є складним і з економічного боку проблемним завданням;

– коефіцієнт використання металу під час механічного оброблення прокату становить 60…65%. Це значить, що 35..40% металу перетворюється в стружку;

– суттєво підвищуються витрати на різальний інструмент;

– виникає потреба в організації дільниць різання, механічного оброблення круглого прокату та гнуття листового прокату й зварювальних робіт під час виготовлення паливоспалювальних пристроїв, діаметри яких перевищують 100 мм.

З економічного боку слід зазначити, що нікель, вміст якого в наведених марках сталей сягає 20%, відноситься до дорогих і дефіцитних металів. Отже використання його в таких кількостях для легування жаростійких сталей невиправдано й недоцільно. Кращим варіантом був би варіант виготовлення таких деталей із ливарних сплавів без нікелю, але з вищими робочими температурами, які задовольняли б вимогам їх експлуатації в екстремальних умовах, тобто в умовах високих температур, агресивних середовищ та інтенсивного ерозійного зносу. Для вибору напрямку розроблення нових ефективних жаростійких сплавів нижче коротко наведено умови експлуатації жаростійких деталей на ТЕС України.

Насадки паливоспалювальних пристроїв котлоагрегатів. Робоча температура експлуатації деталей не перевищує 1250 ºС. За своїм функціональним призначенням деталі зовнішніх навантажень не несуть. Отже, в цьому разі можна використовувати не жароміцні, а жаростійкі сплави на основі заліза. З урахуванням того, що насадки піддаються інтенсивній абразивній дії вугільного пилу та інших складових твердого палива й зношуються в результаті ерозійних процесів доцільніше було б використовувати сплави з оптимальним вмістом вуглецю та хрому.

Експериментально під час визначення температурного режиму роботи паливоспалювального пристрою (рис. 1.1) котлоагрегату Трипільської ТЕС установлено, що температури експлуатації жаростійких деталей не перевищують 1250 °С.

Рис. 1.1. Загальний вигляд паливоспалювального пристрою котлоагрегату Трипільської ТЕС з насадками й газовими пальниками в робочому стані після 950 год експлуатації

Паливоспалювальний пристрій має дві насадки (рис. 1.2): зовнішню (більшу) *1* і внутрішню (малу) *2*. Пристрій обладнано жаростійкими деталями так, що

він може працювати як на твердому пилоподібному, так і на газоподібному паливі, а якщо є потреба та можливість, на обох видах палива одночасно. Газові пальники *3* установлені під кутом 45° до зовнішньої поверхні великої насадки.

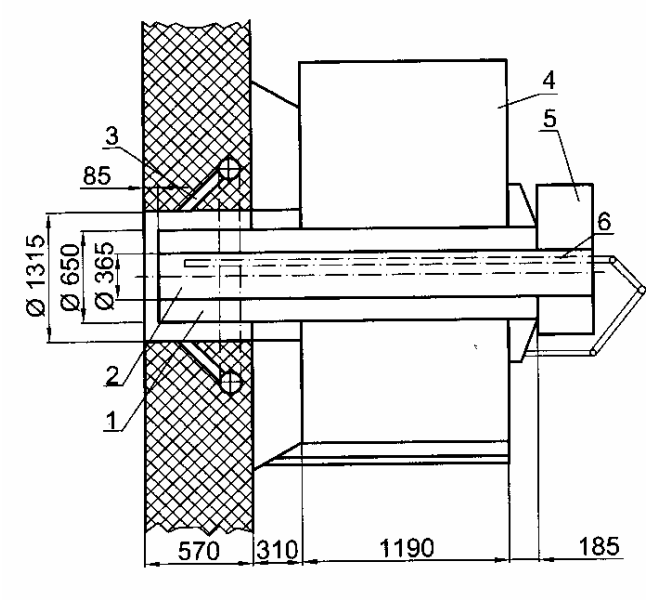


Рис. 1.2. Схема паливоспалювального пристрою котлоагрегату, обладнаного циліндричними насадками й газовими пальниками: *1* – зовнішня (велика) насадка; *2* – внутрішня (мала) насадка; *3* – наконечники газових пальників; *4* – колектор вторинного повітря; *5* – колектор первинного повітря; *6* – форсунка

Під час використання газоподібного палива горіння газу починається в каналі колектора вторинного повітря *4*, а факел полум'я направляється безпосередньо на зовнішню поверхню великої насадки. Температури нагрівання насадок за різних режимів роботи котла показано на рис. 1.3. Температуру насадок вимірювали за допомогою хромель-алюмелевих термопар, приварених до поверхні насадок на відстані 40 мм від робочих торців.

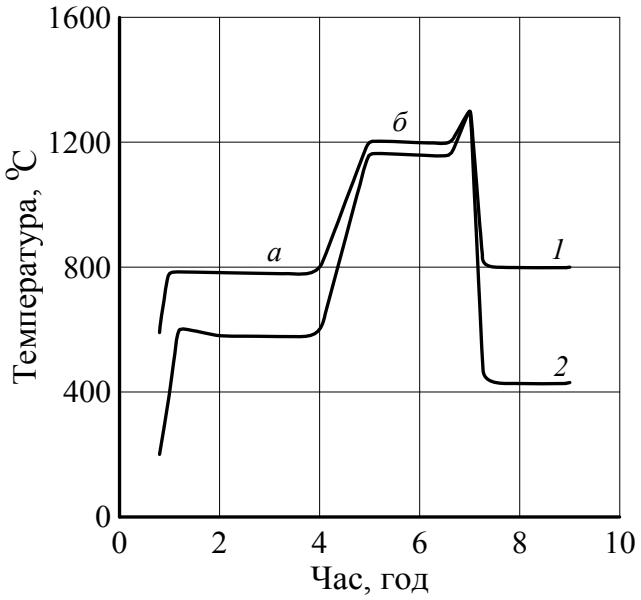


Рис. 1.3. Температурний режим роботи насадок пальників котлоагрегату Трипільської ТЕС: 1 – зміна температури поверхні зовнішньої насадки; 2 – зміна температури поверхні внутрішньої насадки

Газові пальники. Паливоспалювальні пристрої котлоагрегатів теплових електростанцій обладнують газовими пальниками, виготовленими механічним обробленням хромонікелевого прокату. Тривалість експлуатації таких пальників обмежений і становить від декількох місяців до 1,5 року. У результаті їх обгорання і порушення геометричних розмірів змінюється аеродинаміка газоповітряного потоку, губиться його швидкість, а отже відбувається зсування центра горіння факела й знижується його робоча ефективність. Отже, вихід з ладу газових пальників сприяє, з одного боку, недопалюванню палива, тобто знижує економічність роботи котлоагрегату, а з іншого – призводить до порушення його шлакового режиму. Матеріал для виготовлення газових пальників повинен мати високий опір газовій корозії за температур 1200…1250 °С і достатню термостійкість в умовах теплозмін.

Шипи. У парогенераторах сучасних потужних енергоблоків теплових електростанцій, які працюють в умовах надкритичного тиску пари, застосовують паливоспалювальні камери з рідким шлаковидаленням й ошипованими утеплюваними екранами, кількість шипів в яких перевищує 3 млн. штук на кожен котлоагрегат. Шипи, які приварюють до труб, утримують і прохолоджують вогнетривку масу, передаючи тепло від поверхні екрана до труб.

У теперішній час шипи виготовляють переважно із теплостійкої сталі 12Х1МФ (ГОСТ 20072-74). Шипи виготовляють на верстатах-автоматах після вирівнювання дроту. Використовують і вуглецеві сталі 10 і 20 (ГОСТ 1050-88) і сталі з високим вмістом кремнію 40Х9С2 та 40Х10С2М (ГОСТ 5632-2014).

Основними факторами ефективного використання теплових екранів є максимально можлива щільність їх ошиповки й мінімальна висота шипів, що є засобом зниження температури його нагрівання, швидкості окалиноутворення й зношування. Мінімальна висота шипів має не перевищувати 17...18 мм. Слід зазначити, що високотемпературна корозія шипів в атмосфері агресивних газів, які вміщують: CO_2 – 14...19%; CO – 3…10%; O_2 – 0,2…2,0%; SO_2 – 0,02…0,10%; H_2S – до 0,10% та H_2O у вигляді перегрітої пари, супроводжується утворенням оксидів і сульфідів елементів, що входять до складу матеріалу шипів. Ці хімічні

сполуки під час взаємодії з вогнетривкою обмазкою сприяють швидшому її руйнуванню по всій товщині й додатковій інтенсифікації зовнішньої корозії ошипованих екранів. Швидке руйнування футеровки знижує температуру факела в камері горіння, зменшує коефіцієнт шлаковидалення, погіршує вигоряння пилу, а крім того сприяє подальшому прискоренню корозії шипів топковими газами, які вміщують у собі особливо агресивні сполуки сірки. Сплав для шипів має бути корозійностійким з високою теплопровідністю за температур 1000…1100 °С.

Форсунки. На теплових електростанціях застосовують мазутні форсунки двох типів: паромеханічні й механічні. Кожний із цих типів форсунок має свої переваги й недоліки. Основним недоліком паромеханічних форсунок є підвищене ерозійне зношування завихрувача й сопла, а механічних – зношування вихідного отвору сопла в зв'язку з підвищеним окисненням за температур 900…1000 °С. Для виготовлення деталей форсунок застосовують прокат із хромонікелевих сталей. Ці сплави, як уже відзначалось, мають невисоку окалиностійкість за температур вищих 900 °С, особливо в умовах постійного контакту із продуктами, які вміщують сполуки сірки. Заміна металевих деталей форсунок металокерамічними, мало подовжує строк їхньої експлуатації через низьку термостійкість навіть за незначних теплозмін. Отже, виникає необхідність пошуку нових високожаростійких і недорогих сплавів, а також технологічних процесів виготовлення з них деталей мазутних форсунок підвищеної працездатності різними способами лиття.

Таким чином, сплави для виготовлення литих деталей, які працюють в умовах високих температур та агресивних середовищ, повинні мати:

– високі температури плавлення;

– високі окалиностійкість, термостійкість і ростостійкість;

– задовільні ливарні та механічні властивості, які б давали можливість виготовляти литі деталі необхідних конфігурації, габаритних розмірів і товщини стінок різними способами лиття;

– сплави мають бути недорогими й недефіцитними.

Основною ж вимогою до високотемпературних жаростійких сплавів залишається здатність металу чинити опір газовій корозії за високих температур, тоб-

то метал повинен мати високу окалиностійкість [1…5] і надійно працювати тривалий час в екстремальних умовах.

1.2 Аналіз умов експлуатації литих деталей за різних видів зносу та вимоги до матеріалів для їх виготовлення

Теплова енергетика є одним із основних споживачів зносостійких сплавів. У важких умовах абразивного та гідроабразивного зношування тут працюють деталі систем приготування твердого пилоподібного палива та видалення шлаку й золи з котлоагрегатів теплових електростанцій.

Під час приготування твердого пилоподібного палива найінтенсивніше зношуються футеровка барабанів і торцевих кришок, розмелювальні кулі, завантажувальні жолоби та інші деталі кульових і молоткових млинів.

Під час згоряння палива в котлоагрегатах утворюється значна кількість шлаку та золи, які видаляють за допомогою струменя води. Суміш води й шлаку у вигляді пульпи потрапляє в систему гідрозоловидалення й транспортується на золовідвал. У системах ГЗВ ТЕС в умовах абразивного та гідроабразивного зношування працюють витки шламових шнекових транспортерів, робочі колеса, корпуси та диски багерних насосів, коліна пульпопроводів тощо.

Багерні насоси. Основними робочими елементами багерного насоса є корпус, колесо та диск, які виготовляють литтям із зносостійких чавунів (здебільшого із чавуну марки 280Х28Н2).

Найзношуванішими елементами багерного насоса є корпус і робоче колесо, що має вигнуті лопатки. Під час роботи нового робочого колеса електродвигун насоса споживає потужність, яка приблизно рівна установленій. Потім починається зношування робочого колеса, після чого дещо підвищується продуктивність насоса. Подальше зношування створює значну шорсткість поверхні деталей. Навколо зруйнованих місць робочого колеса відбувається завихрення потоку, що призводить до зниження продуктивності й зменшення ККД насоса. При цьому середня споживча потужність підвищується незначно або залишається незмінною. Зазвичай тривалість роботи насоса лімітується зносом робочої поверхні лопаток

та утворенням наскрізних отворів у лопатках і корпусі. Робота насоса повністю припиняється тоді, коли отвори в робочому колесі настільки великі, що насос не здатний створювати потрібного напору внаслідок зворотного потоку пульпи.

Шнекові транспортери. Шламові шнекові транспортери призначені для транспортування та часткового подрібнення шлаку й золи. Основним робочим елементом транспортера є литі зносостійкі витки діаметром 500…600 мм, які закріплені на робочому валу. Довжина шламових шнекових транспортерів становить 4000…5000 мм. Шнек, що обертається з частотою 2,5…5,0 хв$^{-1}$, транспортує шлак нахиленим під кутом 15…25° жолобом, при цьому крупні частинки шлаку дробляться між елементами шнека й поздовжніми сталевими пластинами, що знаходяться на внутрішній поверхні півциліндричного жолоба.

Для відповідної зносостійкості витки шнеків наплавляють твердим сплавом Т-590. Цей процес досить трудомісткий, а його результати не відповідають вимогам, які пред'являють до робочих елементів систем ГЗВ. Очевидно, що витки шнека доцільніше виготовляти литтям частинами й монтувати на валу.

Узагалі термін експлуатації деталей визначається:

– зносостійкістю сплаву, з якого їх виготовляють;

– кількістю та гранулометричним складом абразиву;

– геометричною формою часточок абразиву;

– швидкістю руху часточок;

– кутом руху часточок відносно поверхні деталі тощо.

Абразивом, який є основною причиною зношування деталей систем ГЗВ, є шлак і зола. Концентрація абразиву в пульпі досягає 25…30%. Гранулометричний склад золи та шлаку залежить від таких факторів:

– конструкції топок (з рідким чи твердим шлаковидаленням);

– експлуатаційних умов роботи котлоагрегату;

– системи приготування та подавання вугільного пилу;

– устаткування, за допомогою якого шлак подається в систему ГЗВ.

Шматки шлаку, які потрапляють у систему гідрозоловидалення, мають розміри від 0,04 до 100 мм.

Середня щільність шлаку залежить від класу вугілля, що спалюється, й коливається в межах від 2,13 до 2,96 г/см³.

Головні складові золошлакових матеріалів – це оксиди SiO_2, Al_2O_3, Fe_2O_3, CaO, MgO, незначна кількість сульфатів $CaSO_4$, $MgSO_4$, $FeSO_4$, ще в меншій кількості присутні фосфати, оксиди лужних металів K_2O, Na_2O тощо [6, 7].

Часточки шлаку мають різноманітну форму – від голчастої до кулястої. Форма шлакових часточок залежить від модуля плавкості – відношення оксидів кальцію та заліза до оксидів кремнію та алюмінію [6]:

$$\mathrm{Mn} = \frac{[\mathrm{CaO}]+[\mathrm{Fe_2O_3}]}{[\mathrm{SiO_2}]+[\mathrm{Al_2O_3}]}$$

Чим вищий модуль плавкості, тим круглішу форму мають часточки, й навпаки – чим менший модуль плавкості, тим голчастішу форму набуває шлак, тим більшу абразивну дію він справляє на елементи системи ГЗВ.

Підвищення зольності палива, яке використовують на ТЕС України останні два десятиліття, значною мірою збільшує вміст оксидів кремнію та алюмінію, а отже, й здатність шлаку утворювати голчастішу форму та інтенсивніше зношувати поверхні робочих деталей.

Крім форми та розмірів часточок шлаку й золи на інтенсивність зношування литих деталей систем ГЗВ ТЕС значною мірою впливає корозійна складова гідроабразивного середовища. Корозійна активність золошлакової пульпи визначається мінералогічним складом шлаку та золи, що, в свою чергу, впливає на кислотність чи основність водної суспензії. Кислотність золошлакових матеріалів, *К*, виражають через відношення вмісту в золі або в шлакові кислих оксидів до сумарного вмісту основних та амфотерних оксидів, а основність, *О*, – через аналогічне відношення вмісту основних оксидів до вмісту кислих й амфотерних оксидів [6]. Золошлакові матеріали називають кислими за $K > 1$, основними – за $O > 1$ та нейтральними, якщо вони не задовольняють цим двом умовам. У табл. 1.1 наведено класифікацію шлаків залежно від кислотності золошлакових матеріалів.

Швидкість руху абразивних часточок залежить від кількості обертів робочого колеса багерного насоса, яка знаходиться в межах від 375 до 1460 хв$^{-1}$.

Таблиця 1.1

Класифікація шлаків залежно від кислотності золошлакових матеріалів [7]

Типи шлаків	Кислотність, *К*	Вміст SiO_2, %
Ультраосновні	до 0,5	менше 25
Основні	0,5…1,0	25…40
Середні	1,0…1,5	40…45
Кислі	1,5…3,0	45…60
Ультракислі	понад 3,0	понад 60

Литі деталі систем ГЗВ працюють, в основному, за малих кутів атаки абразиву. Максимальний знос робочих поверхонь насосів має місце за кутів атаки абразиву близько 30°, оскільки в цьому разі крім мікрорізальної дії абразивних часточок додається їх мікроударна дія, яка сприяє пластичному відтисненню матеріалу, окрихчуванню та відокремленню внаслідок утоми.

За малих кутів атаки абразивний матеріал не затримується на поверхні деталі, оскільки вона безперервно атакується новими абразивними часточками. Такий процес суттєво прискорює знос деталі в цілому.

Руйнування робочих органів машин і механізмів, які використовують на ТЕС, відбувається переважно внаслідок інтенсивного абразивного та гідроабразивного зносу, точніше внаслідок дії на матеріал абразивних часточок та ерозійного впливу води. Аналізом умов експлуатації деталей у гідроабразивному середовищі та дослідженнями автора установлено, що опір металів і сплавів зношуванню залежить від їх хімічного складу та термічного оброблення, які забезпечують одержання необхідної структури металу з високими твердістю та зносостійкістю, що збігається з даними робіт [8, 9].

1.3 Характеристика сплавів для роботи в екстремальних умовах

1.3.1 Жаростійкі сплави

Жаростійкі сплави, які використовують у промисловості, вміщують у своєму складі нікель, кобальт, молібден, вольфрам та інші дефіцитні й дорогі елементи. Для виплавляння цих сплавів необхідно використовувати шихтові матеріали

підвищеної чистоти, плавильні печі з основною футеровкою, що значною мірою здорожує вироби та ускладнює технології їх виготовлення. З усіх жаростійких сплавів найбільший практичний інтерес представляють сплави на основі заліза, тобто сталі та чавуни, леговані недорогими й недефіцитними елементами, наприклад, хромом, алюмінієм, кремнієм, титаном.

На стійкість металу проти корозії в умовах високих температур впливають багато факторів, серед яких основними є такі: середовище, температура й періодичність її зміни, тривалість експлуатації виробу, стан його поверхні перед початком експлуатації та хімічний склад металу, з якого виготовлений виріб. Проте вибір сплаву з високою окалиностійкістю є необхідним, але недостатнім критерієм для забезпечення надійності й довговічності його експлуатації. Це пов’язано з тим, що в процесі роботи вироби піддаються періодичному нагріванню та охолодженню, тобто теплозмінам. При цьому в об’ємі металу виникає нерівномірне температурне поле, яке сприяє накопиченню термічних напружень. Такі напруження можуть перевищити допустимі за даних умов, внаслідок чого в металі розвивається пластична деформація, яка згодом призводить до його руйнування.

Більшості жаростійких сплавів властивий суттєвий недолік – схильність до росту зерна, окрихчення під час нагрівання до температур вищих за 800...850 °С й незворотне формозмінення виробів. Причинами такого формозмінення є внутрішнє окиснення металу та збільшення об’єму виробу внаслідок розчинення в металі газів за температур експлуатації.

Отже за сучасними уявленнями жаростійкість металу слід розглядати як три його властивості:

– окалиностійкість – властивість металу протистояти за високих температур хімічній дії – окисненню в різних газових середовищах, яка оцінюється збільшенням маси зразка або виробу за певний час випробовувань чи експлуатації;

– термостійкість – здатність металу не руйнуватися під дією термічних напружень, які накопичуються у виробі через теплозміни під час його експлуатації, яка оцінюється кількістю циклів теплозмін, яку витримує зразок або виріб до появи тріщин і наступного руйнування [1];

– ростостійкість – здатність металу не змінювати або мінімально змінювати розміри виробу в процесі тривалої експлуатації за високих температур, яка визначається зміною розмірів зразка або виробу після тривалих випробовувань чи експлуатації в умовах високих температур і робочих середовищ [1].

На підставі аналізу наведеного вище матеріалу можна зробити висновок, що окиснення металу або сплаву є складним комплексом фізико-хімічних процесів, які протікають у металі, на границях розділу метал-оксид та оксид-газове середовище, а також безпосередньо в оксидному шарі. У загальному вигляді схему окиснення високолегованого сплаву можна розглядати як таку, що відбувається в декілька стадій:

– дифузія легувальних елементів на поверхню розділу метал-оксид з одночасною, протилежно спрямованою, дифузією рівновагого потоку вакансій;

– дифузія іонів й електронів крізь окалину й створення умов для здійснення хімічної реакції окиснювання;

– адсорбція й хімсорбція кисню або іншого активного іона на межі оксид-газової фази.

Швидкість окиснювання сплаву визначається найповільнішою стадією, яку має дифузія в металі або в оксидному шарі. Необхідною умовою для зменшення швидкості окалиноутворення є створення на поверхні металу під час його окиснювання суцільної й щільної оксидної плівки з низькою електропровідністю та високою енергією дисоціації оксиду [5, 10]. Помітні захисні властивості мають тільки суцільні, тобто такі, що покривають суцільним шаром всю поверхню металу, плівки. Можливість утворення такої плівки визначається умовою суцільності: молекулярний об’єм сполуки, що виникає з металу та окиснювача, $V_{ОК}$, має бути більшим об’єму металу, $V_{МЕ}$, витраченого на утворення молекули сполуки [5]. В іншому випадку утвореної сполуки не вистачає, щоб покрити суцільним шаром весь метал, внаслідок чого плівка продукту корозії металу стає пористою. Відношення об’ємів сполуки металу з окиснювачем і металу можна розрахувати за формулою:

$$\frac{V_{ok}}{V_{Me}} = \frac{M_{ok}\rho_{Me}}{m\rho_{ok}A_{Me}} \qquad (1.1)$$

де $M_{ОК}$ – молекулярна маса сполуки;

A_{Me} – атомна маса металу;

$\rho_{ок}$ – густина сполуки;

ρ_{Me} – густина металу;

m – кількість атомів металу в молекулі сполуки

Захисні властивості плівки визначаються низкою факторів, з яких суцільність є необхідною, але недостатньою умовою. У реальних умовах зростання плівки в ній можуть виникнути такі внутрішні напруження, які почнуть руйнувати плівку, частково або повністю порушувати її суцільність і цим суттєво зменшувати або повністю усувати її захисні властивості.

У роботі [10] відзначається, що плівки з відношенням $V_{ок} / V_{Me} >> 1,$ не можуть мати високих захисних властивостей. Як верхню межу відношення об'ємів сполуки та металу рекомендовано приймати таким: $V_{ок} / V_{Me} < 2{,}5.$ Отже, орієнтовно можна вважати, що досить високі захисні властивості можуть мати лише плівки на металах, які задовольняють умовам: $1 < V_{ок} / V_{Me} < 2{,}5$. У цьому випадку не відбувається розривання плівки, вона залишається суцільною та щільною. Велике значення має адгезія оксидної плівки до основного металу та різниця в коефіцієнтах лінійного розширення оксиду й самого металу.

Отже, на підставі аналізу сплавів, які використовують у високотемпературних технологіях, їх можна поділити на такі групи:

– хромонікелеві сталі й чавуни;

– хромисті та хромоалюмінієві сталі й чавуни;

– сплави нікелю та хрому (ніхроми);

– сплави на основі кобальту.

Як ливарний матеріал частіше використовують сплави першої групи, оскільки вони мають задовільні ливарні та високі механічні властивості в умовах зви-

чайних, підвищених і високих температур у поєднанні з порівняно високою жаростійкістю до 1000 °С. Третю групу сплавів використовують переважно у вигляді прокату для виготовлення нагрівальних елементів електропечей різних конструкцій. Галузі використання сплавів першої та третьої груп обмежуються високою ціною нікелю.

Четверту групу сплавів використовують як деформівний матеріал.

Найперспективнішим ливарним матеріалом для виготовлення не тільки жаростійких, але й корозійностійких литих деталей є сплави другої групи, оскільки вони набагато дешевші решти й мають вищу жаростійкість (до 1350 °С за умови мінімального вмісту в них вуглецю) [1, 11]. Ці сплави повною мірою відповідають вимогам, які викладено вище.

Хромисті сталі є найекономічнішими по відношенню до легування, тому їх широко використовують в різних галузях промисловості як неіржавкий, корозійностійкий та окалиностійкий матеріал.

Вироби із хромистих сталей мають високу окалиностійкість і можуть працювати тривалий час в умовах високих (1000...1100 °С) температур та агресивних середовищ, особливо за мінімального вмісту в них вуглецю. Високий вміст хрому надає цим сплавам жаростійкості й високого опору хімічній дії різних середовищ. Проте виливки із таких сталей через низькі механічні властивості не можна використовувати для виготовлення деталей, які працюють в умовах динамічних навантажень. Корисними є такі сплави для роботи в газових середовищах, особливо в таких, які вміщують сірчані сполуки. Діапазон концентрацій вуглецю в них знаходиться в межах від 0,08 до 2,75%, а хрому – до 35%. Залежно від хімічного складу ці сплави мають різні властивості й галузі використання.

Фізичні й технологічні властивості цих сплавів обумовлюються двома важливими властивостями хрому: обмежуванням області γ–Fe та високою схильністю до утворення спеціальних карбідів. Спорідненість хрому до вуглецю значно вища, ніж заліза, що й сприяє утворенню в металі стійкіших спеціальних карбідів, а низький вміст вуглецю забезпечує вищу жаростійкість металу, але здорожує вартість виливків через використання низьковуглецевого ферохрому.

Жаростійкість хромистих сплавів з високим вмістом вуглецю інколи підвищують збільшенням в них вмісту кремнію до 4% [4, 11] (1% кремнію замінює за своєю дією біля 1% хрому). Проте недоліком такого легування є значний ріст первинного зерна, оскільки кремній суттєво знижує теплопровідність металу.

Додавання в хромисті сплави хімічних елементів, які утворюють карбіди, наприклад, титану, ніобію, ванадію, сприяє утворенню спеціальних карбідів й перешкоджає росту первинного зерна та розвиткові холодноламкості сталей.

Підвищення хрому в сплавах сприяє розвиткові високотемпературної крихкості внаслідок утворення σ-фази, яка зменшує магнітну проникність сплавів, збільшує об’єм, знижує ударну в’язкість та суттєво підвищує твердість металу [11]. Під час виокремлення σ-фази ферит збіднюється хромом, що знижує корозійну стійкість сталі. Додаткове легування таких сталей кремнієм, марганцем, молібденом, титаном тощо розширює область існування σ-фази як щодо концентрації хрому, так і щодо температури її утворення [1, 11]. Збільшення вмісту нікелю в сталях зсуває утворення σ-фази в бік вищого вмісту хрому. Так, в сталі з 8% нікелю σ-фаза утворюється за 18% хрому, а з 20% нікелю необхідно мати 21% хрому. Підвищення вмісту хрому в сплавах інтенсифікує процес утворення σ-фази та одночасно зсуває зону її існування в бік вищих температур. За експериментальними даними під час розпадання фериту провідною є σ-фаза, ріст часточок якої призводить до збіднення фериту хромом [11].

Дослідженнями властивостей феритних залізо-хромистих сплавів установлено, що процес утворення σ-фази здійснюється дуже повільно (десятки й сотні годин), а в двофазних аустенітно-феритних сплавах швидкість утворення σ-фази може бути дуже високою.

Для хромистих сталей найпоширенішим є розподіл за структурними ознаками. Відомо, що хромисті сталі після охолодження на повітрі мають феритну, мартенситно-феритну (з вмістом фериту більше 10%), мартенситну та ледебуритну структури (табл. 1.2.). Сталі 20Х13Л, 30Х13Л, 40Х13Л і 95Х18Л відносять до мартенситного класу; 12Х17Л, 08Х17ТЛ, 15Х25ТЛ, 15Х28Л – до феритного класу. Із збільшенням вмісту хрому в сталях зростає їх корозійна стійкість.

Найчастіше для виготовлення литих деталей використовують хромисті сталі мартенситного класу, оскільки вони після гартування набувають високої міцності та твердості, але мають низьку пластичність. Відпуск суттєво змінює ці властивості – підвищується пластичність і зменшуються міцність і твердість.

Таблиця 1.2

Вплив хімічного складу на структуру та жаростійкість високохромистих сталей [11]

Клас структури	Основна структура	Хімічний склад, %		Максимальна жаростійкість, °С
		вуглець	хром	
1	Феритна	до 0,08	13...14	800...825
1	Феритна	0,08...0,12	16...20	850...900
2	Напівферитна	0,20...0,25	25...32	950...1050
2	Напівферитна	0,10...0,15	13...15	850
2	Напівферитна	0,10...0,20	14...18	900
3	Мартенситна	0,20...0,25	13...15	825
3	Мартенситна	0,15...0,20	16...20 (+2%Ni)	900
4	Ферито-карбідна	0,30...1,00	18...20	900
5	Ледебуритна	1,0...1,20	25...30	1050
5	Ледебуритна	2,00...2,50	30...35	1100

Корозійна стійкість сталей феритного класу підвищується із збільшенням вмісту в них хрому, зменшенням вмісту вуглецю та азоту (0,025...0,035%). Якщо сталі вміщують у своєму складі 18...28% хрому й 2...4% Мо та стабілізовані титаном і ніобієм [11], то вони мають високу стійкість в багатьох агресивних середовищах, стійкі проти корозії під напругою, пітингової та щілинної корозії. Такі сталі називають суперферитами.

Недоліками хромистих сплавів феритного класу є їх схильність до росту зерна під час нагрівання, порівняно невисокі характеристики міцності за звичайних температур та жароміцності за високих температур, обмежені технологічні можливості щодо гарячого оброблення тиском у зв’язку з вимогами забезпечення дрі-

бного зерна й низької температури закінчення деформації, утруднення в забезпеченні зварюваності та якості зварних швів.

Отже вибір базової хромистої сталі для роботи в конкретних умовах або для подальшого підвищення її властивостей додатковим легуванням, мікролегуванням і модифікуванням є складним, але актуальним завданням.

Аналізом численних робіт І.І. Корнилова [1, 11], Ю.Г. Бобро [12], Ф.Ф. Хімушина [11], К.І. Ващенка [13…17], В.О. Лютого [18] та інших видатних учених у галузі сталеливарного виробництва установлено, що досягти високої окалиностійкості сплавів на основі заліза, зокрема високохромистих сплавів, можна додатковим легуванням їх алюмінієм, кремнієм, титаном та іншими недорогими елементами. За даними робіт [3, 18] додаткове легування суттєво підвищує не тільки експлуатаційні властивості виробів, але й технологічність сплавів з високим вмістом хрому.

Перші вітчизняні промислові хромоалюмінієві сталі використовували у вигляді прокату для виготовлення нагрівальних елементів електропечей опору, оскільки в своєму складі вони мали мінімальну кількість вуглецю (менше 0,1%) й через це незадовільні ливарні властивості, а тому для виготовлення литих деталей були малопридатними. До цієї групи відносять хромоалюмінієві сплави марок 09Х25Ю5Л, 08Х23Ю5Л, 09Х27Ю5Л. Вироби із них можуть працювати за температур до 1200...1250 °С [1, 11].

Позитивною властивістю хромоалюмінієвих сплавів з низьким (менше 0,1%) вуглецем є їх висока стійкість за високих температур не тільки в атмосфері повітря, але й в середовищах інших газів, зокрема в середовищах з вуглекислим газом або воднем [1, 11, 16, 18]. У той же час вони мають і суттєві недоліки. По-перше, для їх виплавляння необхідні низьковуглецеві компоненти шихти (залізо Армко, металевий хром або безвуглецевий ферохром), що різко підвищує вартість рідкого металу та виробів в цілому. По-друге, вони мають незадовільні ливарні властивості, а тому їх можна використовувати лише для виготовлення простих за геометрією виливків. Такі сплави менше технологічні, ніж звичайні вуглецеві сталі. Внаслідок їх низької теплопровідності і нерівномірного характеру

кристалізації, який пов'язаний з природою хімічних елементів, що входять до складу сплаву, наявності супутніх домішок, умов охолодження та інших факторів, виникають хімічна й фізична неоднорідності в металі. Ці явища сприяють розвиткові значних структурних напружень та одержанню нерівномірних фізичних й інших властивостей металу як в усьому об'ємі, так і в межах одного зерна.

Уваги можуть заслуговувати хромоалюмінієві сплави з підвищеним вмістом вуглецю та задовільними ливарними властивостями, щоб їх можна було використовувати як ливарний матеріал [13, 18].

Отже важливою задачею для виготовлення якісних виливків із хромоалюмінієвих сплавів окрім оптимізації технологічних процесів виплавляння та розливання є вибір співвідношення основних компонентів – хрому та алюмінію, яке забезпечувало б найкращий комплекс ливарних, механічних й експлуатаційних характеристик.

1.3.2 Зносостійкі сплави

У промисловості використовують велику кількість зносостійких чавунів, які суттєво відрізняються за своїми хімічним складом, властивостями структурами. Залежно від складу основних легувальних елементів розрізняють хромисті, хромомарганцеві, хромонікелеві, хромомолібденові, хромованадієві, ванадієві, марганцево-хромисті, нікель-хромисті та інші чавуни, основною відмінністю яких є наявність у мікроструктурі легованих карбідів заліза та легувальних елементів, що забезпечують високу зносостійкість в умовах абразивного й гідроабразивного зношування [8, 9]. Проте класифікацію білих чавунів доцільніше представляти з точки зору особливостей мікроструктури та характеристик зносостійкості за типом карбідів у структурі та властивостями металевої основи (матриці) [12, 19, 20]. Основні типи карбідних фаз і структурних складових зносостійких чавунів та їх властивості наведено в табл. 1.3.

За типом кристалографічної ґратки карбідів білі зносостійкі хромисті чавуни поділяють на такі основні групи [21]:

– чавуни з карбідами типу Me_3C (нелеговані та низькохромисті чавуни);

– чавуни з карбідами типу Me_7C_3 (основна група білих зносостійких чавунів, легованих хромом);

– чавуни з карбідами типу $Me_{23}C_6$ і Me_7C_3 (високохромисті білі чавуни).

Таблиця 1.3

Властивості карбідних фаз і структурних складових білих чавунів [21]

Фаза, структурна складова	Тип кристалевої ґратки	Мікротвердість, H_{50}	Температура плавлення, °С	Густина, г/см^3
Fe_3C, $(Fe, Cr)_3C$	Орторомбічна	840…1100	1650	7,67
$(Fe, Cr)_7C_3$	Гексагональна	1200…1600	-	-
Cr_7C_3	Те саме	1370…2400	1665	6,92
$Cr_{23}C_6$	Кубічна	1225…2280	1550	6,97
VC	Те саме	3000	2810	5,36
TiC	Те саме	3147±50	3000…3200	4,93
WC	Гексагональна	1780…2200	2720	15,6
Mo_2C	Те саме	1500	2500	8,82
Ферит	Кубічна об'ємно-центрована	70…200	-	-
Перліт	-	250…320	-	-
Аустеніт низьколегований	Кубічна гране-центрована	250…320	-	-
Аустеніт високо-хромистого чавуну	Те саме	300…600	-	-
Мартенсит	Кубічна об'ємно-центрована	500…1010	-	-

За морфологією карбідної фази білі чавуни поділяють на дві групи:

– чавуни, в яких матричною фазою є карбід, а розгалуженою – аустеніт або продукти його перетворення (чавуни з карбідами типу Me_3C). До них належать чавуни з евтектикою ледебуритного типу – нелеговані та низьколеговані білі чавуни, ніхард-1, ніхард-2, ніхард-3, ніхард-4 тощо;

– чавуни, в яких матричною фазою є аустеніт або продукти його перетворення, а розгалуженою – карбіди (чавуни з карбідами типу MeC, Me_7C_3, $Me_{23}C_6$).

До цієї групи належать ванадієві, високохромисті, хромованадієві, хромомолібденові, хромонікелеві, хромомарганцеві та інші леговані чавуни, відмінністю яких від інших є наявність евтектики інвертованого типу, тобто евтектики, в якій розміщення фаз матриця-карбід протилежне евтектиці ледебуритного типу. Інколи в літературі дану евтектику називають «антиледебуритною».

Аналіз робіт [8, 9, 19, 21, 22] останніх років дав змогу встановити, що в теперішній час активно проводяться роботи з пошуку нових та удосконалення існуючих зносостійких чавунів й розширення галузей їх використання. Заміна вуглецевих та високолегованих сталей чавунами дає можливість підвищити термін експлуатації деталей і знизити собівартість їх виготовлення.

У табл. А.1 наведено порівняльні результати експлуатації деталей з різних зносостійких сплавів. На підставі наведених даних можна зробити висновок щодо перспективності використання високолегованих білих чавунів для виготовлення литих деталей, що працюють в умовах інтенсивного абразивного або гідроабразивного зношування. Наприклад, застосування виливків з білих чавунів, що вміщують 12…18 % хрому, які леговані молібденом або марганцем дає можливість до 10...12 разів (а інколи до десятків разів) підвищити їх термін служби в порівнянні з вуглецевими сталями або білими перлітними чавунами. Максимальну зносостійкість такі чавуни мають в умовах зношування сухим абразивом (руда, пісок, щебінь) або пульпами, де абразивний вплив набагато перевищує корозійну складову.

В устаткованні теплових електростанцій для приготування пилоподібного палива (кульові, валкові, молоткові вуглерозмольні млини, системи вуглеподавання), в устаткованні для видалення золи та шлаку із котлоагрегатів (шнеки, шламові транспортери, багерні насоси тощо) використовують велику кількість деталей із білих зносостійких чавунів.

На сьогоднішній день спостерігається тенденція до застосування економнолегованих білих зносостійких чавунів, серед яких провідне місце посідають де-

шеві чавуни з хромом і марганцем. Проте обсяги випуску литих деталей із хромонікелевих чавунів для роботи в екстремальних умовах зносу залишаються невиправдано високими.

На підставі аналізу наведених даних (див. табл. А.1) можна стверджувати, що хромомарганцеві чавуни поєднують високі корозійну стійкість і зносостійкість в абразивно-корозійних середовищах з високою стійкістю в нейтральних середовищах унаслідок розширення γ-області заліза після легування марганцем і появи бейнітно-мартенситної структури основи після гартування.

Дослідження залежності зносостійкості чавунів від хімічного складу, структури та умов експлуатації продовжуються й в теперішній час [22]. Поширеність тієї або іншої конкретної марки зносостійкого чавуну визначається безліччю різноманітних причин: службовими властивостями, технологічністю, вартістю шихти тощо. Комплекс основних службових характеристик зносостійких чавунів можна одержати різноманітною комбінацією легувальних елементів. Наприклад, необхідна прогартовуваність може бути досягнута додатковим легуванням хромистого чавуну марганцем, молібденом або нікелем [21].

Чавуни з карбідами Me_3C поступаються чавунам з карбідами Me_7C_3 та $Me_{23}C_6$ за зносостійкістю й технологічними властивостями. Чавуни з карбідами Me_7C_3 поступово витісняють на світовому ринку чавуни типу «ніхард» завдяки вищим зносостійкості, в’язкості та технологічності.

Хромонікелевий зносостійкий чавун 290Х28Н2 до теперішнього часу залишається найпоширенішою маркою білого зносостійкого чавуну. Частково це пояснюється його універсальністю. Він не дуже стійкий в різних умовах експлуатації, але менше чутливий до відхилень у технології виробництва виливків та умов зношування, ніж хромомолібденові чавуни.

Таким чином, аналіз літературних даних дав змогу встановити, що для виготовлення зносостійких деталей перспективними можуть бути удосконалені існуючі або нові білі зносостійкі чавуни з оптимальним вмістом хрому та марганцю після визначення оптимальних режимів їх термічного оброблення. Саме вони можуть подовжити міжремонтні терміни роботи машин і механізмів систем па-

ливоприготування та гідрозоловидалення на теплових електростанціях й устаткування в інших галузях промисловості.

Хромомарганцеві чавуни можна використати як базові для вдосконалення та підвищення властивостей методами додаткового легування, мікролегування та модифікування, а також розроблення нових зносостійких сплавів для виготовлення литих деталей, що працюють в екстремальних умовах.

1.4 Технологічність високолегованих ливарних сплавів та її вплив на експлуатаційні характеристики литих деталей

1.4.1 Особливості технологічного процесу виготовлення жаростійких деталей

Технологічність сплавів визначають поведінкою металу в умовах виготовлення із нього виробів. У комплексі технологічних властивостей важливе місце посідають ливарні характеристики сплавів. Вони визначаються рідкоплинністю, лінійною та об’ємною усадками, тріщиностійкістю, поверхневим натягом, густиною в розплавленому стані, плівкоутворенням тощо.

Технологічні властивості жаростійких сплавів з високим вмістом хрому вивчено вкрай мало. У роботах [3, 11, 18, 23] відзначається, що схильність сталей з високим вмістом хрому до вторинного окиснення, особливо в атмосфері повітря під час їх розливання в ливарні форми, створює неабиякі труднощі у виготовленні якісних виливків. Це пов’язано з тим, розплав покривається щільними плівками оксидів хрому та інших активних елементів. Вони попадають у струмінь рідкого металу, знижують рідкоплинність, перешкоджають одержанню виливка необхідної геометрії, залишаючись у тілі литої деталі, та порушують суцільність металу. Для досягнення необхідної рідкоплинності сплаву його перегрівають, а це, в свою чергу, негативно відбивається на структурі металу, що призводить до зниження механічних та експлуатаційних властивостей.

Сталі з високим вмістом хрому відносять до феритних, а тому під час охолодження вони не мають фазових перетворень і розмір зерен первинної крис-

талізації у виливку залишається незмінним навіть після будь-яких режимів термічного оброблення. Окрім того, перегрівання металу призводить до розвитку стовпчастих кристалів, величезної кількості дефектів газового походження та утворення гарячих тріщин. Використання високих швидкостей заповнення ливарної форми розплавом впливає на якість виливків у такому ж напрямку, як і перегрівання металу перед його розливанням.

Ливарні дефекти в поєднанні з крупнозернинною структурою знижують експлуатаційні властивості виливків, виготовлених із таких сталей: швидше розвивається міжкристалітна корозія, утворюються концентратори напружень і деформацій, а також різко знижується термостійкість виливків [18]. Крім того, під час тривалої експлуатації виробів в умовах високих температур здійснюється сфероїдизація й коагуляція карбідів і значний ріст зерна. Все це ще більшою мірою знижує характеристики міцності металу. Досягти подрібнення первинного зерна у виливках із високохромистих сталей заливанням форм металом з пониженою температурою практично неможливо, оскільки при цьому мають місце інші недоліки: уповільнюється швидкість спливання оксидних плівок і неметалевих вкраплин, утруднюються умови видалення газів із металу та погіршуються умови живлення виливків. За низьких температур заливання форм у виливках утворюються незлитини, недоливи, спаї, раковини різного походження, які часто призводять до остаточного браку виливків.

У зв’язку з цим вибір оптимальної температури заливання сталей з високим вмістом хрому в ливарні форми під час виготовлення фасонних виливків має першорядне значення. Відсутність у літературі чітких рекомендацій щодо температурних режимів виплавляння та розливання у форми сталей з високим вмістом хрому та з різним вмістом вуглецю є значним гальмом їх впровадження у виробництво, незважаючи на високі експлуатаційні властивості цих сплавів.

Отже, роботи, що направлені на підвищення якості металу у виливках і зниження схильності сталей до крупнозернинної структури, мають передбачати розроблення оптимальних технологій їх виплавляння як в індукційних, так і в електродугових печах з використанням удосконалених методів додавання легуваль-

них елементів у хромистий розплав і визначення температури розплаву перед заливанням його в ливарні форми. Очевидно, що температуру розливання сталей під час виробництва жаростійких виливків слід визначати експериментально з урахуванням утрат її під час випускання із плавильного агрегату, охолодження металу в ковші протягом усього часу заливання форм, габаритних розмірів, товщини стінок і конфігурації литої деталі та беручи до уваги спосіб лиття. Дослідження в цьому напрямку суттєво доповнять відомості щодо виробництва якісних виливків із цих сталей.

У фундаментальних роботах [1, 11] відзначається, що під час виплавляння хромоалюмінієвих сталей особливу увагу слід звертати на послідовність додавання хімічних елементів у розплав. Дослідженнями [3] установлено, що найкращий комплекс ливарних і механічних властивостей має сталь, яка глибоко розкиснена алюмінієм перед додаванням в неї хімічних елементів з високою спорідненістю до кисню. У цьому разі сталь має гомогенну структуру, що забезпечує високі механічні та експлуатаційні властивості виготовлених із неї виробів.

1.4.2 Особливості технологічного процесу виготовлення деталей із високохромистих чавунів

Виплавляння високохромистих чавунів можливе практично в усіх плавильних агрегатах – в дугових та індукційних печах з основною й кислою футеровками.

Слід зазначити, що застосування низьковуглецевого ферохрому (ФХ010, ФХ015) забезпечує вищу якість сплаву, оскільки в середньо- та високовуглецевому ферохромі присутні крупні карбіди хрому, які не встигають розчинитися в рідкому металі за звичайних для білих чавунів температур і часу їх виплавляння. Технологія ливарної форми для виготовлення виливків з білих зносостійких чавунів об’єднує особливості технологій виробництва сталевого й чавунного литва, але живлення виливків має здійснюватись за принципом направленого твердження.

Практикою установлено [19, 22], що для виливків типу робочих коліс і складних корпусів відцентрових насосів із хромистих зносостійких чавунів швидкість нагрівання має бути обмеженою й знаходитися біля 70 °С/год. Нагрі-

вання деталей під гартування, якщо заздалегідь був проведений відпал для покращання оброблюваності різанням, не потребує такої регламентації, оскільки залишкові напруження знизилися або зникли в процесі відпалу. Отже тривалість нагрівання таких деталей може бути скорочена.

Дослідження, що продовжуються в теперішній час сприяють появі нових білих зносостійких чавунів, термін служби литих деталей із яких підвищується. Цим фактом часто визначають ефективність експлуатації не тільки машин і механізмів, але й цілих систем.

Отже процеси розроблення нових зносостійких сплавів або вдосконалення властивостей існуючих необхідно виконувати з урахуванням усіх технологічних факторів, їх характеристик та умов експлуатації литих деталей.

1.5 Спеціальні властивості сплавів на основі заліза

1.5.1 Фізичні властивості

Підвищення вмісту в сталях до 0,5% вуглецю або легувальних елементів, які утворюють тверді розчини, сприяє підвищенню дисперсності будови та спотворюванню кристалевої ґратки, що призводить до збільшення твердості [11].

Матеріальні утрати від зносу деталей машин і механізмів надзвичайно великі, а тому зносостійкість є однією із найважливіших характеристик поверхні виливка, яка визначає умови його експлуатації незалежно від механічних або інших властивостей.

Зносостійкість, як і твердість, не є визначеною властивістю, яка має абсолютну характеристику. Вона залежить від властивостей металу, визначається станом поверхні виливка, умовами зносу тощо [1, 18].

У протилежність фізичним властивостям поверхні виливків, об’ємні їх властивості (теплові, електричні, магнітні) переважно не залежать від зовнішніх умов і визначаються абсолютними характеристиками. Ці властивості часто є спеціальними, визначальними, незалежно від механічних властивостей, тому вибір хімічного складу матеріалу здійснюється відповідно до умов експлуатації деталей.

Теплові властивості (теплоємність, теплопровідність і температуропровідність) справляють вирішальний вплив на умови одержання якісних виливків і режими термічного оброблення. Вони також відіграють велику роль під час експлу-

атації литих деталей у теплотехніці та холодильних установках. Електричні властивості дуже важливі під час експлуатації литих елементів опору, в магнітному полі та в процесах електроплавлення сталі.

Теплопровідність у металі здійснюється електронами й коливаннями атомів кристалевої гратки. Групи електронів, рухаючись із об'ємів більш нагрітих до менш нагрітих, віддають теплову енергію атомам, що коливаються [24…26].

Метали, які мають вищу теплопровідність, мають і вищу електропровідність. Теплопровідність заліза складає 17 Вт/м·град і вона зменшується після його легування, оскільки збільшується структурна неоднорідність, яка призводить до розсіювання електронів. Під час підвищення температури амплітуда коливань атомів збільшується, що призводить до збільшення розсіювання електронів і зменшення теплопровідності. Подрібнення зерна зменшує теплопровідність. З появою феромагнетизму в точці Кюрі пов'язане, очевидно, невелике стрибкоподібне збільшення теплопровідності [24, 26]. Практично всі легувальні елементи знижують теплопровідність заліза, а разом з тим і сплавів на його основі. Слід також зазначити, що теплопровідність ливарної сталі менша, ніж кованої, через наявність у ній пор і неоднорідності. Відпал литої сталі сприяє підвищенню теплопровідності, оскільки він призводить до деякої її гомогенізації.

Теплоємність карбідів вища теплоємності заліза (15,1 Дж/моль·К проти 11,5 Дж/моль·К), отже підвищення вмісту вуглецю або карбідоутворювальних елементів у сталі, що має достатню кількість вуглецю, збільшує її теплоємність. З підвищенням вмісту вуглецю збільшується також ентальпія сталі.

Підвищення вмісту вуглецю й легувальних елементів, наявність пор і вкраплин у литому металі збільшують електроопір. Із елементів, які можуть входити до складу високолегованого сплаву, найсильніше підвищують електроопір металу вуглець, кремній, хром та алюміній [1, 11].

Чисте залізо має електроопір 0,095 мкОм·м за 20 °С [26]. У результаті легування опір заліза підвищується, оскільки електронний обмін у гратці, що вміщує атоми інших елементів, утруднюється. Звідси в подвійних системах з безперерв-

ною розчинністю в твердому стані опір досягає максимуму за однакового атомного вмісту обох елементів.

Практикою підтверджено, що феритні й аустенітні сталі характеризуються найвищим електроопором. Елементи, які знаходяться в дисперсній фазі, також знижують електроопір.

Конкретні відомості щодо електроопору жаростійких сплавів з високим вмістом хрому в технічній літературі відсутні. Отже визначення цієї характеристики для хромистих і хромоалюмінієвих сталей є завданням актуальним.

1.5.2 Жаростійкість

Жаростійкість – є різновид хімічної корозії, яка здійснюється в умовах високих температур. Першопричиною такої корозії металів є їх термодинамічна нестійкість у різних середовищах за певних зовнішніх умов, тобто можливість спонтанного переходу металів у стійкіший (іонний) стан у результаті процесу окиснення. Під час окиснення твердих розчинів заліза, які вміщують елементи, що окиснюються інтенсивніше, ніж залізо, спостерігається збагачення окалини відповідними елементами за умови достатнього часу для здійснення дифузії. Якщо нагрівати залізохромисті, залізокремнисті або залізоалюмінієві сплави в окиснювальній атмосфері до високих температур так, щоб окиснення відбувалося не дуже швидко та щоб легувальні елементи мали змогу дифундувати в об’ємі сплаву, можна встановити збагачення шару окалини хромом, кремнієм та алюмінієм [11].

У результаті дифузії за відповідних умов окиснення може утворюватись захисний шар оксидів. Можливість збагачення окалини відповідним елементом у процесі її утворення визначається співвідношенням між швидкостями окиснення та дифузії. Для пояснення процесу окиснення металів і сплавів запропоновано декілька теорій, основні з яких викладено нижче. Одні з них відносять до утворення тонких оксидних плівок, інші – до утворення товстих плівок за високих температур. Механізм окиснення в умовах низьких температур і на перших стадіях в умовах високих температур відрізняється від механізму високотемпературного окиснення на наступних стадіях за наявністю оксидної плівки певної товщини, що утворилася раніше. В останньому разі окиснення металів, на яких утворюються

суцільні, без тріщин і пор, оксидні плівки, відбувається за допомогою дифузії металу (або кисню) через оксидну плівку. У визначених області температур і тиску кисню, коли виконується умова, що швидкість окиснення визначається лише швидкістю дифузії в оксиді, ріст оксидної плівки в часі проходить за параболічним законом. Пояснення параболічного або логарифмічного законів росту оксидної плівки за сталої температури залежно від часу дано К. Вагнером [5] і доповнено пізніше іншими авторами [27]. Теорія окиснення Вагнера заснована на уявленнях щодо дифузії іонів металу в кристалеву гратку оксидів і руху електронів в еквівалентних іонах і базується на механізмі електропровідності в оксидних напівпровідниках. Згідно цієї теорії, оксиди за механізмом провідності поділяють на дві основні групи: оксидні напівпровідники з нестачею металу та оксидні напівпровідники з надлишком металу. У гратці оксиду першої групи, наприклад, оксид нікелю NiO, частина катіонних вузлів (Ni^{2+}) залишається незайнятою, причому кількість вільних вузлів на межі оксид-газ більша, ніж на межі метал-оксид. Електрична нейтральність досягається утворенням металевих іонів з підвищеною валентністю (Ni^{3+}). За наявністю градієнта концентрації незайнятих вузлів у гратці меж метал-оксид та оксид-газ в оксидній плівці виникає направлена дифузія іонів металу. Іони металу будуть пересуватись незайнятими катіонними вузлами (катіонними дірами) ґратки до зовнішньої поверхні оксидної плівки, електрони також будуть пересуватись до цієї поверхні через обмін електронами між катіонами з нормальною (Ni^{2+}) та підвищеною (Ni^{3+}) валентністю – електронними дірами. Адсорбований на межі оксид-газ кисень іонізується та з’єднується з іонами металу.

Дещо інше пояснення логарифмічного чи параболічного законів росту оксидної плівки на металах дав У. Еванс [5]. Теорія Еванса виходить з факту виникнення в оксидній плівці механічних дефектів. Неодноразово ним установлено, що в оксидних плівках утворюються пори. Причиною утворення пор є дотичні, стискувальні напружини в оксидній плівці, які виникають у тому випадку, коли об’єм оксиду, що утворюється на металі, більший об’єму використаного металу. Якщо на стінках виникають тріщини, то до поверхні металу може вільно проникати кисень. У цьому випадку можливе окиснення за лінійним законом. Якщо тріщини невеликі й кисень майже не проходить крізь них, або якщо тріщини не утворюються, то ріст ока-

лини буде визначатись дифузією іонів крізь оксидну плівку. Виникнення в оксидній плівці пузирів зменшує ефективну площу перерізу для дифузії, оскільки дифузія крізь порожнини пор неможлива. Автор припускає, що пори можуть утворюватись в усіх шарах оксидної плівки та поступово перекривати всі ділянки поверхні металу, при цьому будуть зменшуватись дифузійний потік іонів і швидкість окиснення.

Таким чином, напружений стан оксидної плівки не завжди є поганим і за певних напружин окалина може набувати захисних властивостей.

У роботах [28, 29] наведено процес окиснення бінарних сплавів за високих температур запропонований А.А. Смирновим. Автор розглядає цей процес, узявши спрощену модель сплавів, які уявляють собою безперервний ряд твердих розчинів металів А й В, при цьому він приймає такі основні припущення:

– на сплаві утворюється лише один вид оксиду M_nO_m, причому в гратці оксиду на місцях атомів металу можуть знаходитись атоми А й В у різних співвідношеннях;

– концентрації атомів А й В у сплаві знаходяться безпосередньо під оксидною плівкою сталі;

– ріст оксидної плівки відбувається лише внаслідок дифузії металу, причому дифундувати можуть лише ті атоми, які не входять у гратку оксиду. Обмін місцями між атомами металів, які входять у гратку оксиду, та атомами, що розчинені в оксиді (надлишковими в стехіометричному відношенні), неможливий. Таким чином, співвідношення атомів А й В у гратці, які знову утворюються на поверхні оксидної плівки шарів оксиду, залежить від співвідношення дифузійних потоків стехіометрично надлишкових атомів;

– коефіцієнти дифузії атомів А й В залежать від складу оксиду та можуть змінюватись з ростом товщини оксидної плівки;

– енергія переходу атомів А й В із сплаву в «розчинений в оксиді стан» лінійно змінюється з їх концентрацією;

– на сплаві утворюється компактна, нелетка, міцно зчеплена із сплавом оксидна плівка, в якій немає пор і тріщин.

Отже можна зробити висновок, що для визначення швидкості окиснення необхідно визначити склад оксидів у різних шарах, що є складним завданням навіть

у даній дуже схематизованій моделі. У рамках цієї моделі можна розраховувати на утворення захисного шару оксидної плівки в тому випадку, коли з ростом товщини окалини потік одного з металів стане малим порівняно з потоком іншого металу. Тоді має утворитися шар з практично чистого оксиду одного з металів (A_nO_m). Для цього необхідно, щоб концентрація другого металу (присадки) була більшою визначеного для кожного випадку значення С* – критичної концентрації. Якщо ця умова виконана та якщо в шарі оксиду складу A_nO_m, що утворився на поверхні плівки, коефіцієнти обох металів достатньо малі, тоді ріст оксидної плівки дуже гальмується.

Теорії окиснення металів, що були розглянуті вище, ґрунтуються головним чином на фізичних факторах. Важливе значення хімічної взаємодії компонентів сплаву з оксидною плівкою відзначив І.І. Корнілов [1, 11], який досліджував процеси окиснення залізо-хромо-алюмінієвих сплавів. Виходячи з аналізу одержаних результатів, ним запропоновано три схеми окиснення сплавів системи Fe-Cr-A1 у твердому стані залежно від температури нагрівання. Перша схема окиснення охоплює інтервал температур від кімнатної до 800 °С, друга – понад 800 до 1200 °С і третя – інтервал понад 1200 °С до температури плавлення. У процесі окиснення сплавів Fe-Cr-A1 за першою схемою на поверхні їх утворюється розчин оксидів типу $(Fe, Cr, A1)_2O_3$ із структурою шпінелі. Реакцію окиснення в цих умовах можна подати у вигляді:

$$4(Fe, Cr, Al) + 9O_2 \rightarrow 2\,Fe_2O_3 + 2Cr_2O_3 + 2Al_2O_3$$

За другою схемою поруч з одночасним окисненням усіх компонентів сплаву відбувається алюмотермічна реакція відновлення оксидів заліза та хрому в поверхневому шарі сплаву в місцях стикання цих оксидів з атомами алюмінію.

Згідно другої схеми реакцію окиснення можна подати в такому вигляді:

$$\left.\begin{array}{l} 4(Fe, Cr, Al) + 9O_2 \rightarrow 2Fe_2O_3 + 2Cr_2O_3 + 2Al_2O_3 \\ 2Al + Fe_2O_3 \rightarrow 2Fe + Al_2O_3 \\ 2Al + Cr_2O_3 \rightarrow 2Cr + A1_2O_3 \end{array}\right\}$$

Отже на поверхні виробу утворюється твердий розчин усіх трьох оксидів.

Під час окиснення за третьою схемою алюмотермічні реакції та дифузія алюмінію в сплаві протікають із значною швидкістю. У процесі окиснення на поверхні сплаву утворюється головним чином оксид алюмінію. У роботі [11] відзначається, що під час окиснення сплавів Fe-Cr-Al зменшується концентрація алюмінію в поверхневому шарі сплаву. Унаслідок цього в сплаві починається дифузія алюмінію із внутрішніх шарів сплаву до зовнішніх, що межують з оксидною плівкою, та подальше його окиснення.

Таким чином, у процесі окиснення потрійних твердих розчинів Fe-Cr-Al концентрація алюмінію в них зменшується, а окалиностійкість металу підвищується. При цьому, чим вища концентрація алюмінію в сплаві, тим менше відносне зниження його концентрації в процесі окиснення.

Основний висновок В.І. Архарова [1, 11], який стосується його теорії окиснення легованих сталей, полягає в тому, що захисні властивості плівок, що складаються із шпінелей, збільшуються із зменшенням постійної ґратки їх, знайшов підтвердження під час окиснення як Fe-Cr-A1, так і Ni-Cr-A1 сплавів.

Дійсно, добавки 8...10 % A1 до сплавів на основі як заліза та хрому, так і нікелю та хрому, значно підвищують жаростійкість цих сплавів, бо на їх поверхні утворюються оксидні плівки, що складаються з твердих розчинів шпінелей типу $FeCr_2O_4$ та $FeA1_2O_4$ (для сплавів на основі заліза та хрому) [11].

Підсумовуючи викладений матеріал щодо окиснення металів в умовах високих температур, можна зробити наступні висновки:

– механізм окиснення сплавів визначається такими основними факторами: термодинамічними активностями компонентів сплаву, параметрами дифузії іонів компонентів сплаву, швидкостями хімічних реакцій, що протікають в окалині й на її поверхні та кристалохімічною природою окалини;

– швидкість процесу окиснення металу під час його нагрівання визначається: кристалохімічною відповідністю між ґратками металу та оксиду, параметрами дифузії іонів металу або кисню через оксидну плівку залежно від типу дефектів у ґратках оксидів, фазовими та хімічними перетвореннями в окалині (особливо в багатошарових оксидних плівках) і фазовими перетвореннями в самому металі.

Аналіз теоретичних та експериментальних робіт, в яких викладено результати досліджень жаростійкості сталей [5, 10, 11, 30], дає можливість виокремити три найважливіші положення підвищення окалиностійкості сплавів на основі заліза легуванням:

– іони легувального елемента мають входити в гратку оксиду основного компонента й зменшувати його дефектність і дифузійну проникність;

– легувальний елемент має утворювати на поверхні сплаву свій захисний оксид, що перешкоджає окисненню основного металу;

– легувальний компонент з основним металом має утворювати подвійні оксиди типу шпінелей, які мають підвищені захисні властивості.

Ці положення дають можливість раціональніше підходити до процесів розроблення нових жаростійких сплавів.

Узагальнюючи розглянутий матеріал щодо окалиностійкості, можна сформулювати основні причини, які призводять до зменшення тривалості роботи жаростійких виробів:

– утворення поверхневої оксидної плівки – пряме перетворення металу в оксид призводить до зменшення площі поперечного перерізу й здатності виробу нести необхідні навантаження;

– внутрішнє окиснення – зменшує здатність нести навантаження та сприяє утворенню концентраторів напружень, які зменшують опір утомі;

– відшаровування оксидної плівки – гетерогенний ріст оксидної плівки, в результаті якого виникає невідповідність граток оксидів, відшаровування під час термоциклування й подальше окиснення з більшою швидкістю;

– випаровування оксидів – утрата захисних оксидів, наприклад, Cr_2O_3, Al_2O_3 – ще більшою мірою зменшує площу поперечного перерізу виробу, збіднює сталь хромом та алюмінієм і сприяє пришвидшенню процесу окиснення металу.

До теперішнього часу не вдавалося створити теорію окалиноутворення для випадків легування заліза багатьма елементами. За відносно низьких температур ступінь легування не справляє сильного впливу на окалиностійкість. Лише за підвищених температур і достатньої дифузії елементів, може утворюватись захисний шар

[5, 11, 30]. У процесі окиснення металу утворюється збагачена залізом початкова окалина, в яку дифундує легувальний елемент та утворює свій оксид. При цьому легувальний елемент в деяких випадках навіть відновлює залізо із початкової окалини. За високих температур швидкість окиснення може бути настільки високою, що дифузія легувальних елементів буде недостатньою для підтримування захисного шару в окалині. Багаторазове повторення процесу окиснення, коли шар окалини інколи відокремлюється від поверхні через розтріскування або відшаровування, сплав поступово збіднюється легувальними елементами й тому окалиностійкість його може знижуватись [11, 29]. Взагалі захисний шар має відповідати таким вимогам:

– не розтріскуватися під час утворення та не відокремлюватися під механічною дією;

– різниця між коефіцієнтами розширення шару та металу має бути мінімальною;

– і в захисному шарі, і в металі не мають відбуватися перетворення різного роду, які б призводили до зміни об’єму.

Як уже відзначалось, окиснення металів і сплавів визначається багатьма факторами, до найважливіших з яких можна віднести склад і швидкість газової фази, температуру та тривалість взаємодії, склад сталі та структуру окалини [5, 11]. Залежить ступінь окиснення й від стану поверхні, якості механічного оброблення, пластичності та повзучості оксидів, зчіплювання їх з металом (рис. 1.4) [5].

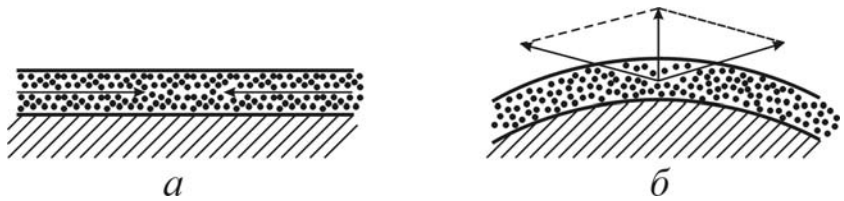


Рис. 1.4. Внутрішні напруження, які виникають під час утворення захисної плівки [5]: *а* – стискання на рівній поверхні; *б* – стискання на нерівній поверхні

В утворених захисних плівках можуть виникати такі напруження:

– внутрішні напруження стискання, які з’являються й розвиваються під час росту захисної плівки із збільшенням об’єму, оскільки $V_{Ок} / V_{Me} > 1$ (рис. 1.4, *а*);

– внутрішні напруження стискання на нерівній поверхні металу, в результаті яких утворюються зусилля, що відривають плівку від поверхні (рис. 1.4, *б*);

– внутрішні напруження за зміни температури в захисній плівці: вони з'являються внаслідок різних лінійних і об'ємних коефіцієнтів теплового розширення металу й матеріалу плівки та особливо помітні під час різкого охолодження металу, що піддається газовій корозії (табл. 1.4);

Таблиця 1.4

Лінійні коефіцієнти теплового розширення $\alpha_t = \frac{dl}{ldt}$ металів та їх оксидів [5]

Метал	$\alpha_t \cdot 10^6$ град$^{-1}$	Оксид	$\alpha_t \cdot 10^6$ град$^{-1}$	Метал	$\alpha_t \cdot 10^6$ град$^{-1}$	Оксид	$\alpha_t \cdot 10^6$ град$^{-1}$
Al	22,9	Al_2O_3	8,0	Ni	12,4	NiO	12,6
Be	16,8	BeO	9,5	Si	3,6	SiO_2	43,3
Ca	22,0	CaO	13,7	Sn	20,3	SnO	4,0
Cr	8,1	Cr_2O_3	9,6	Th	12,3	ThO_2	9,7
Fe	11,2	FeO	13,4	Ti	8,4	TiO_2	8,2
Mg	25,1	MgO	15,7	Zr	5,0	ZrO_2	8,0
Mn	21,6	MnO	11,0	U	14,5	UO_2	10,0

– механічні напруження під час роботи деталі в конструкціях (під час ударів, змінних навантажень й інших механічних впливів).

Усі ці напруження можуть призводити до механічного руйнування захисних плівок на металах з відповідним погіршанням або повною втратою їх захисних властивостей. Це вносить значні ускладнення в найпростіші закони окиснення металів і часто сприяє заміні дифузійного контролю процесу окиснення металу дифузійно-кінетичним або кінетичним контролем, тобто переходу від окиснення металу за параболічним законом до окиснення за лінійним законом.

Схеми руйнувань оксидних плівок під час збільшення їх товщини на металах показано на рис. 1.5.

Пузирі (рис. 1.5, *а*) утворюються в тих випадках, коли міцність плівки на розрив висока, але адгезія до поверхні металу мала. За недостатньої міцності плівки з'являються порожнини з розривом (рис. 1.5, *б*), внаслідок чого плівка стає газопроникною та такою, що не захищає поверхню виробу, а в нижній частині по-

рожнини утворюється нова оксидна плівка. Такий вид руйнування помітно знижує захисні властивості оксидної плівки. Це також може призвести до зміни закону зростання плівки: до переходу від параболічного до лінійного закону.

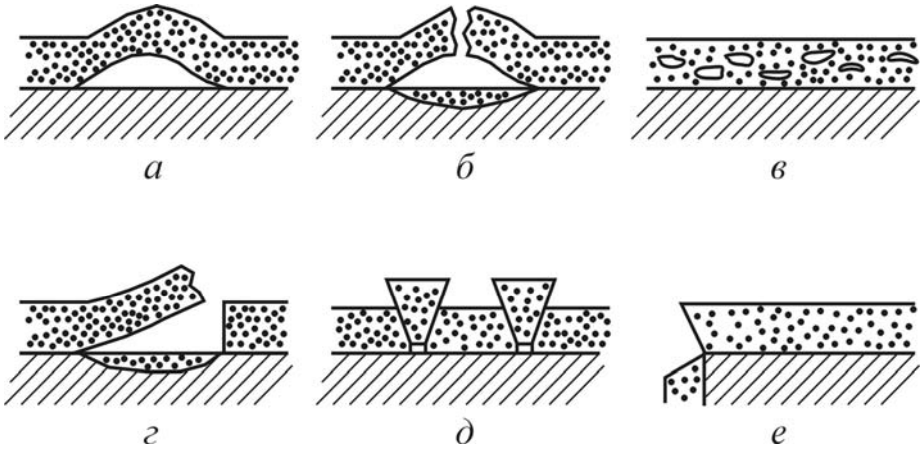


Рис. 1.5. Схеми руйнувань оксидних плівок під час збільшення їх товщини на поверхні виробу [5]

У деяких випадках в оксидній плівці виникають газонепроникні мікропузирі (рис. 1.5, *в*), які перешкоджають дифузії іонів металу й гальмують процес окиснення металу, контрольований цією дифузією, що може призвести до переходу від зростання оксидної плівки за параболічним законом до її зростання за степеневим законом з показником $n > 2$ або, відповідно до теорії Еванса [5], за логарифмічним законом.

Руйнування плівки відшаровуванням (рис. 1.5, *г*) ймовірніше на нерівностях поверхні металу й призводить до прискорення окиснення металу.

Розтріскування під час зсування (рис. 1.5, *д*) характерно для плівок, що мають велику адгезію до металу й порівняно малу міцність. Цей вид руйнування, що не призводить до видалення плівки на великій ділянці поверхні, зазвичай не супроводжується різким збільшенням швидкості окиснення металу, але сприяє переходу від суто дифузійного контролю процесу до дифузійно-кінетичного контролю. Розтріскування на кутах (рис. 1.5, *е*) і крутих вигинах поверхні призводить до пришвидшення окиснення гострих виступів і часто слугує початком руйнування оксидної плівки з відшаровуванням.

Отже розглянуті жаростійкі матеріали, теорії жаростійкого легування та фактори, які впливають на високотемпературну корозію сплавів на основі заліза, дають можливість зробити висновок, що серед жаростійких сталей провідне місце можуть посідати високохромисті сталі після додатково їх легування алюмінієм, тобто хромоалюмінієві сталі.

Механічні властивості окалини, які можуть відігравати досить помітну роль у процесі окиснення, вивчені вкрай мало. Відомо тільки, що термостійкість сплавів та оксидної плівки знижується із збільшенням розмірів зерен і потовщенням міжзеренних прошарків. За даними авторів [1, 18] термостійкість сплавів знаходиться в прямолінійній залежності від розмірів зерен. Сплави, для яких характерне руйнування межами зерен, мають меншу термостійкість, ніж сплави, в яких тріщини термічної утоми розвиваються в об’ємі зерен. Тому, термостійкість сплавів значною мірою визначають механізмом і кінетикою розвитку в них термовтомних дефектів. Опір термічної утоми значною мірою залежить від термоструктурних напружень, які виникають внаслідок різниці властивостей між окремими структурними складовими сплаву.

Проте в літературі [18] зустрічаються й суперечливі дані. Жароміцні сплави на нікелевій і кобальтовій основах мають вищу тривалу міцність в умовах змінних температур, ніж в умовах сталих. Суперечливі дані не дають можливості достатньо точно оцінити роль структурних напружень під час термовтомного руйнування матеріалу.

Очевидно, що характер різних структурних складових визначатиметься не тільки їх загальною кількістю, пружними та фізичними властивостями, але й формою та розподілом, які визначають можливість концентрації напружень. Є велика кількість сучасних теоретичних та експериментальних робіт щодо вивчення термостійкості металів і сплавів, в яких наведено спроби зв’язати кількість циклів теплозмін до руйнування зразка з фізичними й механічними властивостями сплавів і параметрами теплового циклу [1, 11, 18].

Проте простий і зручний для розрахунків зв'язок термостійкості з властивостями сплаву не встановлено, а в оцінці впливу механічних і фізичних характеристик на термостійкість матеріалу мають місце істотні суперечності.

Автори робіт [3, 18] вважають, що термостійкість матеріалу однозначно визначається його коефіцієнтом лінійного розширення – чим менший коефіцієнт лінійного розширення, тим вища термостійкість сплаву. Інші автори [15, 16, 18] віддають перевагу пластичності сплаву, вважаючи, що з її підвищенням опір термічної утоми зростає незалежно від рівня інших характеристик сплаву.

Така розбіжність в оцінці термостійкості сплаву від його механічних і фізичних властивостей значною мірою пов'язана з тим, що в кожному окремому випадку термостійкість визначалася за своєрідною методикою й в певному температурному режимі випробовування, тому порівняти дані різних експериментаторів, враховуючи велику кількість чинників, що впливають на термостійкість, практично неможливо. Не менші труднощі представляє необхідність обліку впливу температурного чинника на зміну механічних і фізичних властивостей сплаву під час випробовування. Для більшості сплавів дані щодо цих властивостей за різних температур відсутні. Очевидно, що вибрати одну характеристику сплаву, яка б могла передбачати поведінку металу за змінних температур, неможливо. Але на підставі технічної інформації щодо термостійкості сплавів можна зробити висновок, що вона для будь-якого виробу має бути тим вищою, чим вищі механічні властивості та теплопровідність має сплав за високих температур і чим нижчий його коефіцієнт лінійного розширення.

Таким чином, термостійкість сплаву, незалежно від умов експлуатації, визначається його фізичними та механічними властивостями. Чітке розділення параметрів, що відносяться до властивостей матеріалу та до умов експлуатації, не завжди можливе й доцільне.

Вплив максимальної температури циклу випробовування на термостійкість можна трактувати як вплив міцності та пластичності досліджуваного матеріалу, а вплив температурного перепаду можна представити як вплив теплопровідності та коефіцієнта лінійного розширення сплаву [15, 18]. Термостійкість жаростійких

сплавів значною мірою визначається механізмом і кінетикою розвитку в них термовтомних дефектів [18]. Опір термічній утомі значною мірою залежить від термічних напружень, які виникають внаслідок різниці властивостей між окремими структурними складовими сплаву, характер впливу яких визначається не тільки їх кількістю та фізичними властивостями, але й формою та розподілом їх в об'ємі, що оцінює можливість концентрації напружень і термін експлуатації виробу. Проте під час розроблення жаростійких сплавів на основі заліза перш за все слід спиратися на вимоги щодо окалиностійкості.

1.5.3 Види зносу деталей під час роботи в екстремальних умовах

Знос під час тертя матеріалу, який вступає в хімічну взаємодію із корозійно-механічним середовищем, відбувається в результаті двох процесів, які здійснюються одночасно: корозії та механічного зносу. Механічний знос може здійснюватися як під час тертя спряжених поверхонь, так і під час взаємодії з потоком середовища(рідина або газ, які можуть вміщувати тверді часточки).

Під час впливу на поверхню матеріалу потоку абразивних часточок у рідкому або газоподібному середовищі темп зносу залежить від концентрації абразивних часточок у потоці, швидкості їх руху та кута атаки:

$$Ig = kV^m, \tag{1.2}$$

де Ig – втрата маси матеріалу, г/1кг маси абразиву;

k – коефіцієнт, що залежить від властивостей матеріалу, абразиву й кута атаки; V – швидкість потоку; m – показник степеня.

Головними причинами, які сприяють зносу деталей гідромашин, що працюють в гідроабразивному середовищі, є стирання поверхні виробу абразивними часточками й ерозійна дія води, яка є активним зношувальним середовищем [9].

Період служби деталей багерних насосів, які виготовлені із сплаву 280Х28Н2, складає 400…800 годин. Цей період залежить від крупності, твердості, питомої маси й форми часточок шлаку, а також від швидкості руху потоку пульпи та її кількості. Усі перелічені параметри є індивідуальними для кожної теплової

електростанції. Утрата маси матеріалу, що піддається гідроабразивній дії, прямо пропорційна тривалості впливу абразиву.

При збільшенні швидкості потоку й величини абразиву втрата маси збільшується за параболічною залежністю. Абразивний знос зростає з підвищенням концентрації абразиву в пульпі [31].

Перетворення кінетичної енергії в механічну під час зіткнення абразивних часточок з поверхнею деталі призводить до деформації матеріалу та зменшення міцності від утоми. До цього додається й руйнівна дія рідини – кавітаційна ерозія. Збільшення маси часток і швидкості їх переміщування призводить до утворення надрізів у вигляді подряпин [31].

За наявністю агресивного рідкого середовища зменшення міцності поверхні деталі здійснюється внаслідок корозійних явищ – утворюються оксидні плівки, які в свою чергу, швидко руйнуються гідроабразивним середовищем.

Суттєвий вплив на гідроабразивний знос справляє твердість абразиву, особливо коли вона перебільшує твердість матеріалу робочих деталей, які піддаються інтенсивному зносу під час експлуатації.

1.6 Фактори, що впливають на спеціальні властивості сплавів

1.6.1 Фактори, що впливають на жаростійкість литих деталей

Серед усіх зовнішніх і внутрішніх факторів, які впливають на високотемпературну корозію, основним є температура, котру треба, перш за все, враховувати під час розроблення нових жаростійких сплавів на основі заліза з використанням процесу легування. Температура суттєво впливає на швидкість процесів хімічної корозії металів [2, 3, 5, 11]. З підвищенням температури процеси окиснення металів здійснюються значно швидше, не дивлячись на зменшення їх термодинамічної можливості. Коливання температури під час експлуатації жаростійких виробів за високих температур, особливо змінювані нагрівання та охолодження, суттєво прискорюють окиснення металів, оскільки в захисній оксидній плівці внаслідок виникнення в ній термічних напружень утворюються тріщини й вона може відшаровуватися від поверхні виробу, тобто порушується цілість захисної

плівки в зв'язку з низькою її термостійкістю. Захисні властивості плівки продуктів високотемпературної корозії, що утворилася, а отже й корозійна стійкість сплаву залежать від його хімічного складу.

За умов високих температур (800 °С і вищих) із збільшенням вмісту вуглецю в сталі швидкість її окиснення, а також зневуглецьовування зменшується внаслідок інтенсивнішого утворення оксиду вуглецю, що сприяє гальмуванню окиснення заліза, самогальмуванню окиснення вуглецю та посиленню утворення в окалині газових пухирів [5, 27…29]. Інші елементи впливають на процеси окиснення по-різному. Сірка, фосфор, нікель і марганець не впливають на окиснення заліза. Титан, мідь і кобальт трохи сповільнюють окиснення заліза, що пов'язано з підвищенням захисних властивостей утвореної окалини [5, 11].

Хром, алюміній і кремній суттєво сповільнюють окиснення заліза внаслідок утворення високозахисних плівок, тому ці елементи широко використовують для легування сплавів на основі заліза з метою підвищення їх жаростійкості. Хром, доданий у сплав до 30%, набагато підвищує жаростійкість, але високохромисті сплави є феритними і не піддаються термічному обробленню на відміну від мартенситних і напівферитних низькохромистих сплавів [4, 18]. Алюміній і кремній, які додають у сплави відповідно до 10 й 5%, ще більшою мірою підвищують їх жаростійкість [11, 12]. Проте такі сплави крихкі та тверді, що утруднює їх механічне оброблення, а тому вони не мають широкого промислового використання.

Основними елементами для жаростійкого легування сталі є хром, алюміній і кремній [1, 10, 11, 18]. Ванадій, вольфрам і молібден прискорюють окиснення сталі за високих температур, яке інколи має катастрофічний характер, що обумовлюється легкоплавкістю та леткістю оксидів цих елементів або їх евтектик [11, 15, 28]. Отже використання ванадію, вольфраму та молібдену в жаростійких сплавах недоцільне.

Хромонікелеві сталі з однофазною аустенітною структурою стійкіші проти окиснення, ніж сталі з двофазною аустенітно-феритною структурою. Із збільшенням вмісту фериту жаростійкість двофазних сталей на повітрі погіршується. Менша жаростійкість двофазних сталей пояснюється збільшеною неоднорідністю

захисної оксидної плівки за складом і розподілом в ній внутрішніх напружин, які виникають у процесі її росту [10, 11, 31]. Це призводить до значної неоднорідності захисних властивостей і часткового саморуйнування плівки.

Вплив складу газового середовища на швидкість високотемпературної корозії металів великий, специфічний для різних металів і змінюється з температурою. Насичення повітря водяною парою збільшує швидкість корозії сталі в 2...3 рази [5, 12, 18]. За наявністю в газовому середовищі сполук сірки сплави часто піддаються міжкристалевій корозії, особливо за температур, вищих 1000 °С.

Значний вплив на корозію і сплавів справляють продукти горіння палива, які вміщують ванадій. Під час спалювання забрудненого ванадієм рідкого палива (мазуту, нафти) утворюється велика кількість золи, що вміщує оксид ванадію V_2O_5. Зола, яка налипає на метал, збільшує швидкість його окиснення (у декілька разів і навіть у десятки разів) [1, 11] й сприяє міжкристалевій корозії за температур, вищих температури плавлення золи. Причиною ванадієвої корозії сплавів є легкоплавкість V_2O_5 (особливо за наявності в золі натрію та інших лужних металів), його здатність флюсувати (переводити в рідкий стан) хімічні сполуки золи та окалини, що знижує захисні властивості окалини в процесі окиснення за реакціями [5]:

$$4Fe + 3V_2O_5 = 2Fe_2O_3 + 3V_2O_3$$

$$V_2O_3 + O_2 = V_2O_5$$

$$Fe_2O_3 + V_2O_5 = 2FeVO_4$$

$$6FeVO_4 + 4Fe = 5Fe_2O_3 + 3V_2O_3$$

Взаємодіючи з різними оксидами заліза, нікелю, хрому, V_2O_5 руйнує захисну плівку, утворює в ній пори, якими відносно легко проникає кисень газової фази й рідка композиція V_2O_5, які й окиснюють метал. Взагалі швидкість корозії металів у різних газових середовищах визначається захисними властивостями плівок продуктів корозії, які утворюються на металах [5, 27, 28]. Дані щодо впливу швидкості руху газового середовища на швидкість окиснення металів [4, 11, 18], згідно яких уже за незначних швидкостей газового потоку досягаються граничні

значення швидкості окиснення металів, які утворюють при цьому напівпровідникові оксиди, контролюється не тільки дифузією реагентів через окалину, але й переносом окиснювача до поверхні розділу окалина-газ, тобто зовнішньою передачею. Дослідженнями, викладеними в роботах [27, 28], установлено, що чим вища температура, тим ближче можна підійти до окиснення, швидкість якого визначається зіткненнями молекул газу з поверхнею металу, тобто рухомою адсорбцією окиснювача.

Характер оброблення поверхні металу суттєво впливає на його окиснення. Чим ретельніше оброблена поверхня деталі із сталі, тим менша швидкість її окиснення [1, 11]. Це обумовлено не тільки неоднаковістю істинних початкових поверхонь металу, який окиснюється, але й гіршою збереженістю захисних плівок на нерівних поверхнях, а також збільшенням мікрогетерогенності оксидної плівки на цих поверхнях, що погіршує її захисні властивості.

Отже, розроблення нових жаростійких сплавів чи удосконалення існуючих необхідно виконувати з урахуванням наведених факторів.

1.6.2 Фактори, що впливають на зносостійкість литих деталей

Фактори, які впливають на інтенсивність абразивного зношування поверхні деталі, розділяють на зовнішні та внутрішні.

До зовнішніх факторів відносять умови експлуатації деталі, тобто:

– властивості абразивних часточок;

– швидкість їх переміщування поверхнею деталі;

– кут атаки абразивною часточкою зношуваної поверхні;

– середовище, в якому рухаються абразивні часточки тощо.

До внутрішніх факторів відносять властивості металу чи сплаву, тобто:

– структура сплаву;

– можливість зміцнення деталі в процесі експлуатації;

– механічні властивості;

– шорсткість поверхні деталі тощо.

За порівняно малих кутів атаки (до 30°) працюють багато деталей, які піддаються абразивному зношуванню: колеса, корпуси й диски шламових насосів, труби тощо. У роботі [32] досліджено вплив кута атаки абразиву на гідроабразивне зношування білих чавунів на установці ПВ-12 й установлено, що білі чавуни найзносостійкіші за малих кутів атаки (10°) на відміну від пластичних сталей, які стійкіші за кутів, близьких до 90°. Крім того визначено: якщо за малих кутів атаки із збільшенням вмісту вуглецю в металі, а отже й кількості карбідної фази, зносостійкість сплавів зростає, то за більших кутів атаки (понад 70°) зносостійкість практично стала за будь-якого вмісту вуглецю.

Крихкі матеріали мають максимальний темп зношування за кута атаки 90°, тобто під час лобового удару [33]. Для матеріалу підвищеної пластичності кут атаки, що відповідає максимальному темпу зношування, зменшується: 50…70° – для загартованої сталі та 30…40° – для тієї ж сталі в литому стані.

Інтенсивність зношування значною мірою залежить від швидкості переміщення абразивних часточок, яка визначає їх кінетичну енергію до моменту зустрічі із зношуваною поверхнею.

Залежність зносу ω від швидкості v абразивних часточок у потоках рідини або газу більшістю дослідників описується степеневим рівнянням [32, 34]:

$$\omega = \alpha\, v^{\,n}, \tag{1.3}$$

де α – коефіцієнт, що дорівнює величині зносу за v = 1 м/с;

n – показник, який характеризує чутливість матеріалів, що зношуються, до зміни швидкості. Цей показник завжди більший одиниці.

Білі чавуни чутливіші до зміни швидкості руху абразивних часточок, ніж пластичні сталі. Авторами робіт [9, 19] вивчено вплив швидкості переміщення абразивних часточок на зносостійкість чавуну за кута атаки, близького до 90° на струменеударній установці. Установлено, що зносостійкість білих чавунів за високих швидкостей переміщування абразивних часточок різко знижується. Зниження зносостійкості при підвищенні швидкості руху спостерігається й за малих кутів атаки (до 30°), що пов’язано з впливом нормальної складової швидкості аб-

разивних часточок, яка за високих швидкостей і, відповідно, за високих енергій удару, призводить до крихкого руйнування матеріалу.

За умов крихкого руйнування поверхневого шару різниця в зносостійкості матеріалів зменшується, а використання білих чавунів у цих умовах зношування стає нераціональним. У таких випадках, очевидно, необхідно змінити конструкцію деталі для того, щоб усунути або зменшити вплив абразивних часточок, які призводять до крихкого руйнування [19].

Твердість абразивних часточок є одним із основних факторів, які визначають інтенсивність і характер абразивного зношування. Це підтверджено фундаментальними дослідженнями абразивного зношування,виконаними М.М. Хрущовим і М.А. Бабичевим [34].

Серед факторів, що істотно впливають на інтенсивність зношування, окрім твердості абразиву, необхідно брати до уваги розмір, форму часточок і ступінь їх закріплення [21, 34…36]. Із збільшенням розміру часточок, їх гострокутності (із зменшенням радіусів виступів) й з підвищенням ступеню закріплення інтенсивність зношування збільшується [37].

Крім цього, умови зношування потоком абразивних часточок у рідині або газі залежать від концентрації абразиву в потоці.

Отже зносостійкість сплавів у гідроабразивному середовищі є складною функцією умов взаємодії деталей з абразивними часточками й середовищем [35]:

$$K = f\,(T,\ \Pi,\ d,\ Km,\ K\phi,\ V,\ \lambda,\ \beta), \qquad (1.4)$$

де T – тривалість зношування;

Π – концентрація абразиву в рідині;

d – розмір абразивних часточок;

Km – коефіцієнт, що характеризує твердість абразивних часточок;

$K\phi$ – коефіцієнт, що характеризує форму абразивних часточок;

V – швидкість часточок у момент удару їх об поверхню деталі;

λ – кут атаки поверхні деталі абразивними часточками;

β – коефіцієнт, що характеризує зниження механічних властивостей матеріалу в результаті знеміцнювальної фізико-хімічної дії середовища

Таким чином, на інтенсивність абразивного та гідроабразивного зношувань впливають багато експлуатаційних факторів (властивостей зношувального середовища), керувати якими в реальних промислових умовах складно або неможливо. Тому під час розроблення нових зносостійких сплавів і виробництва із них литих зносостійких деталей необхідно враховувати конкретні умови експлуатації та використовувати такі, що мають високий рівень експлуатаційних властивостей.

Автори робіт [8, 21] вважають, що оптимальна зносостійка структура для пар металів, що труться, визначається сприятливим поєднанням структури та складного комплексу властивостей:

– фізико-механічних (високий опір стискуванню, згину, значні сили молекулярно-механічного зчіплювання, поєднання високих твердості та в'язкості);

– фізичних (висока теплопровідність, невеликі розбіжності температурних коефіцієнтів розширення фаз і поверхневого натягу на міжфазних межах сплаву);

– фізико-хімічних (висока насиченість і рівномірність мікророзподілу легувальних елементів, стійкість проти корозії).

У цих роботах також стверджується, що для різних умов впливу навантажень, що сприяють зносу, оптимальна зносостійкість створюється за неоднакових, але характерних для кожного конкретного випадку структурних складових сплаву. У роботі [32] відзначається, що під час мікроударного характеру дії абразивних часточок і за незначних глибин шарів, які зношуються (гідропіщана суміш і середні швидкості потоку), структура сплаву має бути однорідною, але може вміщувати часточки фаз, що зміцнюють металеву основу та рівномірно розподілені в об’ємі сплаву. Доведено також [19], що структурно неоднорідний сплав зношується як єдине ціле, а тому в процесі тертя проходить перерозподіл питомого навантаження: воно збільшується для зносостійкіших вкраплин і зменшується для менш зносостійких складових сплавів.

Опір зношуванню легованого металу взагалі характеризується двома головними параметрами: здатністю металевої матриці та карбідної фази зазнавати перетворення в поверхневих шарах, пристосовуючись до умов тертя, та мати мінімальний знос. У високолегованих сплавах з великою кількістю карбідної фази, до

яких відносять і білі зносостійкі чавуни, матриця займає за об'ємом до 80 %. Виходячи із теорії зносу, необхідно прагнути більшого насичення сплаву твердими карбідними часточками, оскільки в цьому випадку зернам абразиву буде важче видавлювати в металі канавки. При цьому треба мати на увазі, що це співвідношення має забезпечувати міцний зв'язок між фазами та здатність матриці утримувати карбіди в процесі зношування.

Вимогам високої зносостійкості відповідають високохромисті та хромомарганцеві чавуни через наявність в їх структурі великої кількості дрібнодисперсних карбідів типу $(Cr, Fe)_3C$, $(Cr, Fe)_7C_3$ з високою мікротвердістю (10…16 кН/мм^2) та легованої матриці. Твердість таких комплексних карбідів вища твердості абразивного матеріалу, наприклад кварцового піску, в якого вона знаходиться в межах 8…11 кН/мм^2.

У чавунах, які вміщують до 7% хрому, утворюються карбіди цементитного типу Me_3C, мікротвердість яких досягає до 1100 HV [38]. Зносостійкість таких чавунів, як установлено випробуваннями в умовах гідроабразивного зношування за методом Штауффера [39], мінімальна. Після підвищення вмісту хрому понад 7% у чавуні з 3 % вуглецю кількість карбідів цементитного типу зменшується внаслідок утворення карбідів хрому з вищою мікротвердістю й зносостійкість чавуну підвищується. Максимальну зносостійкість мають чавуни з карбідами $(Cr, Fe)_7C_3$ завдяки підвищеній мікротвердості цих карбідів після збільшення вмісту хрому в чавуні до 11…13 %.

Збільшення кількості карбідів підвищує зносостійкість чавунів, якщо тип карбідів при цьому не змінюється. Так, у чавуні, що вміщує 13% хрому та 3,2…3,4% вуглецю, кількість карбідів Me_7C_3 складає біля 30% [38]. Подальше збільшення вмісту вуглецю та кількості карбідів не призводить до підвищення зносостійкості, оскільки в структурі з'являються карбіди Me_3C. Збільшення розмірів карбідних вкраплень знижує зносостійкість чавуну. Ступінь впливу розмірів карбідів залежить від умов зношування та характеристики абразиву, що пов'язано з впливом цих факторів на формування напружень у карбідах й між карбідами та металевою основою.

Крупні карбідні вкраплення розтріскуються та кришаться під дією навантажень, що створюються абразивною часткою, й деформації основи. Дрібні карбіди передають частину напружень на металеву основу й не руйнуються.

В умовах мікрорізання в гідроабразивному середовищі критичний розмір карбідів складає 7…8 мкм. Після збільшення цього розміру зносостійкість зменшується стрибкоподібно [38].

Орієнтація карбідів по відношенню до зношуваної поверхні суттєво впливає на зносостійкість матеріалу, оскільки карбід хрому має виражену анізотропію. Вплив розмірів та орієнтації карбідів у структурі чавуну особливо суттєвий в умовах ударно-абразивного зношування. У цих умовах більше значення має міцність зв'язку карбідів з матрицею та їх здатність рівномірно розподіляти енергію удару абразивної часточки.

Висока зносостійкість білого чавуну з оптимальною карбідною структурною складовою реалізується максимально тільки тоді, коли металічна основа сама має високу мікротвердість, забезпечує міцне закріплення карбідів і не деформується під час їх навантаження в процесі тертя. При цьому розміри ділянок основи між карбідами мають бути дуже малими, щоб звести до мінімуму зношування основи абразивом, оголення карбідів, їх вибивання або обламування.

Найбільшою мірою переліченим вимогам до металічної основи відповідає мартенсит і нестабільний у даних умовах зношування залишковий аустеніт, а м'яка феритна, перлітна або стабільна аустенітна основи поступаються мартенситній. Тому, наприклад, збільшення кількості карбідів типу $(Cr, Fe)_7C_3$ в структурі від 12 до 32% призводить до підвищення зносостійкості чавуну з перлітною металічною основою тільки на 50%, а з мартенситною – втричі [22].

Суттєве пониження зносостійкості спостерігається, якщо в структурі основи з'являється навіть невелика (менше 10%) кількість м'яких продуктів перлітного перетворення аустеніту. Максимальну зносостійкість білого чавуну забезпечує міцна та тверда мартенситна металічна основа. В умовах ударно-абразивного зносу перетворення залишкового аустеніту в мартенсит може супроводжуватися під-

вищенням зносу в результаті виникнення розтягувальних навантажень під час цього перетворення.

М.Ю. Гарбер [19] вважає, що в білих чавунах кількість залишкового аустеніту має бути мінімальною, а отже для одержання максимальної зносостійкості білі чавуни повинні мати мартенситну основу. В умовах значних ударних навантажень кращою може бути аустенітна металічна основа.

Здебільшого опір металів абразивному зношуванню оцінюють за мікротвердістю їх структурних складових. Проте для білих чавунів прямого зв'язку між мікротвердістю та зносостійкістю не спостерігається [32]. Умови одержання максимальної зносостійкості за задовільної міцності білого чавуну є максимальна кількість і твердість карбідів. Їх роз'єднаність, відсутність великих карбідів, у тому числі заевтектичних, надає максимальну твердість металевій основі.

На думку авторів роботи [40], суттєве підвищення зносостійкості може бути тільки в сплавах, які в процесі пластичної деформації, що передує руйнуванню мікрооб'ємів металу під час зношування, зазнають фазових перетворень. Чавун, основою якого у вихідному стані є нестабільний легований аустеніт, одержаний прискореним охолодженням виливка в холодній металевій формі, має зносостійкість у 4…5 разів вищу, ніж чавуни, що вміщують перевищену кількість карбідів, але не зазнають фазових перетворень у процесі деформації [38, 40].

Отже, можна зробити висновок, що зносостійкість чавунів, які мають однакові характеристики карбідної складової, лінійно пов'язана з мікротвердістю основи, що надає чавуну вищої зносостійкості. Важливим питанням у виборі зносостійкої структури є утримання карбідів металевою матрицею навіть в процесі фазових перетворень.

1.7 Вплив хімічних елементів на структуру та властивості сплавів на основі заліза

Сплави на основі заліза вміщують у своєму складі значну кількість різних хімічних елементів, які здатні суттєво змінювати структуру та властивості заліза.

Легування сплавів на основі заліза суттєво змінює їх структуру та властивості через зниження теплопровідності металу, зміну процесів кристалізації, погіршання в багатьох випадках ливарних властивостей тощо. Наприклад, роль легувальних елементів в жаростійких сплавах полягає в тому, що вони змінюють склад і будову окалини, а разом з тим і кінетику окиснення металу [1, 11, 41, 42].

Вплив хімічних елементів на структуру та властивості литого металу дуже різноманітний, у тому числі й на характеристики заліза.

Вуглець – головний елемент сплавів на основі заліза. Відноситься до елементів, які розширюють γ-область і сприяють стабілізації аустеніту. Розширюючи область γ-твердого розчину і утворюючи карбіди з високою міцністю міжатомних зв'язків, вуглець є ефективним зміцнювачем сплавів на основі заліза. Його зміцнювальний вплив, перш за все, визначається термічною стійкістю утворених карбідних фаз. З підвищенням температури ефективність впливу вуглецю на міцність знижується внаслідок коагуляції карбідів.

Дослідженнями [43] розподілу легувальних елементів і вуглецю установлено, що розподіл останнього підпорядковується таким закономірностям:

– якщо сплав легований карбідоутворювальними елементами, то вуглець переважно ліквує в ті мікрооб'єми кристалевої ґратки, в яких концентрується легувальний елемент. При цьому рухомість вуглецю в гратці знижується, оскільки зв'язок між атомами вуглецю й легувальних елементів міцніший, ніж між атомами вуглецю та заліза;

– якщо сплав легований некарбідоутворювальними елементами, то вуглець внаслідок зменшення сил зв'язку його атомів у кристалевій гратці витісняється із більш легованих мікрооб'ємів ґратки в менш леговані. За умови рівномірного розподілу некарбідоутворювальних елементів вуглець концентрується біля меж зерен.

Вуглець підвищує практичну рідкоплинність високохромистої [1, 3, 11] та хромоалюмінієвої [3, 18, 43] жаростійких сталей, що особливо важливо під час виготовлення тонкостінних виливків складної геометрії.

Вплив вуглецю на окалиностійкість вивчений дуже мало, а наявні дані носять суперечливий характер. Згідно роботи [30], жаростійкість хромистих і хромоалюмінієвих сталей безперервно знижується з підвищенням вмісту в них вуглецю. У роботі [13] відзначається, що вплив вуглецю на окалиностійкість 18% хромистої сталі за 1000 ºС незначний, найменший приріст маси зразків спостерігається за вмісту в сталі 0,8…1,0% вуглецю. Доведено [14, 15], що в легованих сталях, які працюють тривалий час в умовах підвищених температур, негативний вплив підвищеного вмісту вуглецю полягає в тому, що в цих умовах інтенсивніше здійснюється перерозподіл легувальних елементів між твердим розчином і карбідною фазою, внаслідок чого твердий розчин сталі збіднюється легувальним елементом.

Сталь з підвищеним вмістом вуглецю протягом певного часу стає менш жароміцною, ніж така ж сталь із зниженим вмістом вуглецю. Вуглець також негативно впливає на пластичність, зменшує опір поширенню тріщин, а також погіршує зварюваність сталі. Через це більшість сучасних легованих сталей і сплавів, у тому числі й жаростійких, мають відносно низький вміст вуглецю.

Ґрунтуючись на літературних даних, оцінити ливарні та експлуатаційні властивості жаростійких сталей з різним вмістом вуглецю є важливим завданням.

Очевидно, що для ефективного використання того або іншого сплаву на основі заліза в конкретних умовах вміст вуглецю в ньому має бути оптимальним.

Хром. Відноситься до найвикористовуваніших легувальних елементів. Кристалева гратка ОЦК, подібна до α-Fe, а тому хром розширює область існування α-Fe й звужує область γ-Fe (рис. А.1): за 12...14% хрому та температури 1000 °С вона взагалі перестає існувати. При цьому область γ-Fe не може існувати за температур вищих 1400 °С і нижчих 865 °С [1, 11].

Безвуглецеві залізохромисті сплави кристалізуються практично без інтервалу за вмісту 28…32% хрому в їх складі (див. рис. А.1). За умови присутності в сталі вуглецю хром утворює карбіди, а тому для виклинювання області γ-Fe за 0,1% вуглецю необхідно 17,5% хрому, а за 0,5% вуглецю – уже біля 24% хрому. Характе-

рною особливістю карбідів хрому є їх стійкість, особливо під час нагрівання. Залежно від вмісту хрому в сталі він утворює декілька типів карбідів:

– за вмісту до 3% хром утворює карбіди цементитного типу $(Fe, Cr)_3C$;

– за вмісту до 15% хрому утворюються переважно карбіди типу Cr_7C_3, які мають тригональну гратку з параметрами: а = 0,398 нм, с = 0,432 нм. Температура плавлення карбідів знаходиться в межах 1630...1670 °С;

– за вмісту понад 15% хрому й понад 0,5% вуглецю утворюються переважно карбіди типу $Cr_{23}C_6$, які мають гранецентровану кубічну гратку з параметрами 0,064 нм. Температура плавлення таких карбідів 1520...1550 °С [44, 45].

У хромистих сплавах частина хрому в карбідах Cr_7C_3 та $Cr_{23}C_6$ може бути заміщена залізом. У кубічному карбіді хром заміщується залізом від 18 до 25% і більше, а в тригональному – від 30 до 50%. Отже, в цих випадках утворюються складні карбіди $(Cr, Fe)_7C_3$ та $(Cr, Fe)_{23}C_6$ [45].

Хром впливає на зміну параметрів ґратки твердого розчину, теплопровідність, питомий електроопір, коефіцієнт лінійного розширення, електрохімічний потенціал, швидкість корозії та плівкоутворення [17, 23]. Дослідженнями, виконаними в цих роботах, установлено, що теплопровідність низькохромистої сталі з підвищенням температури нагрівання різко зменшується за вмісту до 13% хрому. З підвищенням концентрації хрому теплопровідність сталі навіть дещо збільшується. Цей факт дуже важливий для виробів, які працюють в умовах високих температур, оскільки чим вища теплопровідність сталі, тим менші напруження будуть накопичуватися у виробі.

З підвищенням вмісту хрому в сталі збільшується її електричний опір, що пояснюється спотворенням кристалевої ґратки. Коефіцієнт лінійного розширення із збільшенням вмісту хрому в сталі зменшується внаслідок зростання феритної складової в структурі сталі. Позитивного значення потенціалу хромистий сплав набуває після того, як вміст хрому в твердому розчині заліза досягає 12%. Це підтверджено випробуваннями зразків з різним вмістом хрому в морський воді, шахтних агресивних водах тощо [46]. Хром суттєво знижує рідкоплинність сплавів, оскільки він є плівкоутворювальним елементом [17, 45], а це потребує значного перегрівання роз-

плаву, що призводить до збільшення дефектів усадкового характеру. У роботі [3, 17] відзначається інше: із збільшенням вмісту хрому помітно покращується рідкоплинність сплавів.

Автори [3, 15] підтверджують зниження лінійної усадки сталі після підвищення вмісту хрому, в той же час відзначають зростання об'ємної усадки та кількості дефектів усадкового походження й зниження механічних властивостей металу [3]. На тріщиностійкість сталі підвищення концентрації хрому впливає позитивно [3, 18]. Хром помітно підвищує термостійкість хромистої сталі через збільшення в її структурі феритної складової [15].

Підвищення вмісту хрому в сталі зміщує в бік вищих температур початок інтенсивного окиснення сталі [11, 13, 15, 16, 18, 47], оскільки він надає їй властивості самозахисту проти руйнівної дії окиснювального середовища.

Для великої групи білих зносостійких чавунів хром є головним легувальним елементом, вміст якого інколи досягає 35% [48, 49].

Залежно від вмісту хрому в чавуні він розчиняється в карбідах і в матриці, а також утворює спеціальні карбіди хрому [50]. В α-залізі хром має необмежену розчинність, в γ-залізі розчиняється до 12 % [1,11,51]. Карбіди хрому мають значно вищу твердість, ніж легований хромом цементит, а отже це впливає на зносостійкість і твердість чавунів [48].

За вмісту в чавуні понад 20 % хрому в структурі з'являється евтектика на основі карбіду $Cr_{23}C_6$, який за твердістю поступається карбіду Cr_7C_3 [52]. Високе легування чавуну хромом сприяє також заміні аустеніту в евтектичних колоніях феритом. У результаті абразивна зносостійкість високохромистих чавунів при появі евтектики з карбідами $Cr_{23}C_6$ знижується.

Тип карбідів, що утворюються, визначається співвідношенням вмісту хрому й вуглецю в чавуні. Відповідно зносостійкість чавуну визначається вмістом хрому та його співвідношенням з вмістом вуглецю. При цьому максимальну зносостійкість мають чавуни, вміст вуглецю в яких відповідає евтектичному, а співвідношення Cr/C забезпечує утворення карбідів типу $(Cr, Fe)_7C_3$ та відсутність карбідів типу $(Fe, Cr)_3C$ [50].

Отже, залежно від призначення сплаву на основі заліза вміст хрому в ньому слід вибирати з урахуванням впливу інших хімічних елементів, перш за все вуглецю.

Нікель. Параметри кристалевої ґратки нікелю наближаються до параметрів γ-Fe, а тому він необмежено розчиняється в γ-Fe, утворюючи із залізом безперервний ряд розчинів, зсуває точку A_3 вниз, а точку A_4 – вверх. Лінії ліквідусу та солідусу майже співпадають (рис. А.2), тобто сплави Fe-Ni мають вузький інтервал кристалізації. Як легувальний елемент нікель найчастіше використовують під час виробництва виливків із конструкційних сталей і сталей із спеціальними властивостями.

Нікель не утворює карбідів, а тому повністю знаходиться в твердому розчині, при цьому знижує вміст вуглецю в евтектоїді. Знижуючи критичну швидкість гартування, нікель різко збільшує прогартовуваність сплавів і забезпечує рівномірність механічних властивостей литої деталі по всьому перерізу [1, 11].

Нікель сприятливо впливає на характеристики міцності сталі – інтенсивніше підвищує межу текучості $\sigma_т$, ніж тимчасовий опір розриванню $\sigma_в$, а тому збільшує конструкційну міцність металу $(\sigma_т/\sigma_в)\cdot 100$. Маючи однакові з іншими сталями показники тимчасового опору розриванню, сталі з нікелем частіше використовують як конструктивний матеріал. Механічні властивості таких сталей дуже високі, а метал має високу квазіізотропію, тобто однорідність структури.

Легування чавуну нікелем сприяє стабілізації аустеніту. Вплив нікелю на твердість і зносостійкість білих чавунів подібний впливу марганцю. Особливо сильну дію нікель справляє за вмісту його в чавуні до 3,0%. Підвищення вмісту нікелю призводить до гальмування дифузійного розпаду аустеніту, появи аустенітно-мартенситної структури. Твердість чавуну при цьому збільшується [53, 54].

Нікель (біля 2%) застосовують у високохромистому зносостійкому чавуні, що вміщує близько 3% вуглецю та 30% хрому. У поєднанні з хромом у цьому чавуні він настільки стабілізує аустеніт і понижує температуру мартенситного перетворення, що металева основа представлена переважно аустенітом, а мартенсит і продукти дифузійного розпаду не утворюються. Деяке підвищення твердості в цьому чавуні досягається внаслідок дисперсійного тверднення під час виокремлення карбідів з пересиченого хромонікелевого аустеніту, але оскільки нікелю в

карбідах майже немає, його концентрація в γ-фазі залишається високою і мартенситне перетворення не відбувається [48].

Отже, нікель є корисним у будь-якому сплаві на основі заліза. Його використання лімітується тільки наявністю цього хімічного елемента.

Марганець. Відноситься до порівняно дешевих легувальних елементів. У вуглецевих та не марганцевих сталях вміститься до 0,5...0,9% марганцю. Часто марганець використовують для десульфурації сталі в кількості до 0,8%. Легувальний ефект марганцю проявляється після додавання його в сплав на основі заліза понад 1%, а тому він входить до складу багатьох конструкційних сталей, підвищує їх прогартовуваність і покращує механічні властивості. Кристалева гратка марганцю за параметрами наближається до ґратки γ-Fe, тому з залізом марганець утворює безперервний ряд розчинів (рис. А.3).

Марганець – карбідоутворювальний елемент. За вмісту марганцю в сталі до 3% утворюються карбіди Mn_3C, які стійкіші, ніж Fe_3C. Із збільшенням вмісту марганцю утворюються складні карбіди $(Fe, Mn)_3C$, в яких більше заліза, а за вмісту марганцю понад 10% утворюються такі ж складні карбіди, але з більшою кількістю карбідів марганцю. Сплави з вмістом 4,5...7,0% марганцю мають підвищену твердість і крихкість, тому їх використовують як зносостійкі в умовах підвищеного абразивного зносу та безударних навантажень. За вмісту в сплавах 10...15% марганцю після швидкого охолодження у виливку утворюється аустеніт, легований марганцем.

Підвищення вмісту марганцю в сталі збільшує коефіцієнт теплового розширення, а теплопровідність й електропровідність при цьому різко знижуються. Марганець не підвищує хімічну стійкість виливків ні в кислотах, ні в газах, ні в інших агресивних середовищах. Як легувальний елемент, що сприяє утворенню сталої аустенітної структури, марганець разом з хромом використовують в неіржавких сталях. Марганець не підвищує опір сплаву високотемпературному окисленню, більше того, він окиснюється швидше, ніж залізо, негативно впливає на ливарні властивості сталей: збільшує кількість дефектів усадкового походження, гарячих і холодних тріщин внаслідок підвищення лінійної та об’ємної [1, 12] усадок. Він майже не впливає на практичну рідкоплинність конструкційних сталей і підвищує її у

високомарганцевих сплавах, оскільки знижується температура їх плавлення внаслідок збільшення вмісту марганцю.

Таким чином, вміст марганцю в хромистих і хромоалюмінієвих сталях слід обмежувати мінімальною кількістю, яка може бути отримана під час виплавляння сталей з використанням промислових шихтових матеріалів, тобто 0,4…0,8%.

Хромисті білі чавуни без додаткового легування мають низьку прогартовуваність [21]. Для покращання прогартовуваності й отримання під час охолодження на повітрі мартенситної або мартенситно-аустенітної металевої основи білі хромисті чавуни легують марганцем, який є найперспективнішим елементом, оскільки він здатний ефективно впливати на структуру й властивості хромистого чавуну, стабілізуючи аустеніт в евтектоїдному інтервалі температур. Марганець, розчинений в аустеніті, суттєво впливає на кінетику перетворень в перлітній області й температуру мартенситного перетворення, яка після легування марганцем швидко знижується [48]. Підвищення вмісту марганцю понад певну межу призводить до швидкого зменшення твердості чавуну незалежно від товщини стінок виливків, що гартують, до рівня близько 50 HRC [48]. Причиною цього є збільшення кількості залишкового аустеніту в основі, не дивлячись на те, що перлітне перетворення зникає повністю.

Отже, для виготовлення литих деталей, які працюють в умовах підвищених і високих температур, необхідно використовувати жаростійкі сплави з мінімальним вмістом марганцю, а в зносостійких чавунах вміст марганцю має знаходитися в оптимальній кількості з урахуванням вмісту хрому.

Кремній. У вуглецевих та конструкційних легованих сталях кремній знаходиться в межах від 0,3 до 1,0%. Після збільшення вмісту кремнію в залізі спочатку утворюється область гомогенного твердого розчину α-Fe, причому атоми заліза в кристалевій гратці заміщуються атомами кремнію. Область існування γ-Fe замикається за вмісту в металі 2,2% кремнію (рис. А.4).

Кремній – яскравовиражений феритизатор, а тому за підвищення його вмісту в сталі в ній може виокремлюватися графіт на межах зерен й утворювати так званий «чорний злам», який сприяє зростанню крихкості металу. Кремній широко викорис-

товують для розкиснення практично всіх сталей. Добавки кремнію в сталі, вироби з яких працюють за підвищених і високих температур, збільшують їх опір дії агресивних середовищ, особливо таких, що мають у своєму складі сірку [1, 11]. За вмісту в сталі 12...17% кремнію її використовують як корозійностійкий матеріал для виготовлення литих деталей, що працюють у контакті з кислотами й лугами.

За даними О. Кубашевського й Б. Гопкінса [29] кремній покращує окалиностійкість хромистих сталей внаслідок утворення на поверхні металу під час окиснення проміжного оксидного шару SiO_2, через який дифузія іонів здійснюється повільніше, ніж через плівку оксидів Cr_2O_3 та шпінелей типу $FeCr_2O_4$. Сприятливий вплив 2% кремнію в сталі на окалиностійкість за 1000 ºС відзначено в роботі [55]. Такий же вплив кремнію на окалиностійкість наведено в роботах [15, 18, 55]. Автори цих робіт стверджують, що захисна дія кремнію в атмосфері, що вміщує водяну пару, не проявляється. У роботі [55] відзначається зниження вдвічі кількості циклів до руйнування зразка після додавання в сталь 2% кремнію. Кремній сприятливо впливає на жаростійкість, коли виріб нагрівається в окиснювальному середовищі. У відновлювальній атмосфері вплив кремнію незначний [1, 11].

Підвищення вмісту кремнію знижує лінійну усадку [1, 11], а вміст його до 0,4% не змінює тріщиностійкості сталі [18]. Негативний вплив справляє кремній на ударну в’язкість [11]. Ю.А. Нехендзі [1, 11] відзначає збільшення рідкоплинності хромистих сталей внаслідок утворення легкоплавких вкраплень силікатного типу після підвищення в цих сталях до 0,6% кремнію. Проте при цьому збільшується об’єм усадкових раковин і гарячих тріщин у виливках через низьку теплопровідність металу та ріст первинного зерна.

Кремній в білому чавуні можна розглядати як легувальний елемент, що розподіляється під час кристалізації між аустенітом та евтектичним розплавом. Він підвищує температуру евтектичної кристалізації, розширює інтервал евтектичного перетворення, перешкоджаючи переохолодженню, й зменшує вплив швидкості охолодження. Слід зазначити, що кремній суттєво впливає на процес формування структури виливків як під час твердження, так і під час структурних змін у твердому стані. Дослідженнями розподілу кремнію між фазами в білому

чавуні встановлено, що за звичайних швидкостей охолодження виливків він практично цілком концентрується в матриці (фериті). Збільшення вмісту кремнію в доевтектектичних білих чавунах від 0,05 до 0,78% призводить до підвищення твердості та опору зношуванню [22].

Отже, кремній корисний в жаростійких сталях до 1%. З урахуванням підвищення рідкоплинності вміст кремнію в зносостійких чавунах слід витримувати в межах 0,8…1,2%.

Алюміній. Має високу спорідненість до кисню, а тому його широко використовують для розкиснення сталей. Крім того, він має високу спорідненість до азоту й утворює високотемпературні нітриди, які слугують додатковими центрами кристалізації. Кристалева гратка подібна кристалевій гратці α-Fe, а тому сприяє утворенню області α-Fe й за 1,2% повністю виклинює γ-Fe (рис. А.5). Алюміній є феритоутворювальним елементом і не має фазових перетворень. За певних умов під час виплавляння сплавів у дуговій печі може утворювати карбід Al_4C_3. Як графітизатор алюміній поступається тільки кремнію, зсуває евтектоїдну точку вправо, збільшуючи концентрацію вуглецю в перліті. До 0,06...0,08% алюмінію вводять у сталі для попередження шкідливого впливу азоту, оскільки при цьому утворюється нітрид алюмінію AlN замість крихкого нітриду заліза FeN.

Алюміній, як і кремній, сприяє підвищенню стійкості сталі проти дії сірки за високих температур, а в поєднанні із хромом його використовують для виплавляння жаростійких сплавів, які працюють в умовах агресивних середовищ до температур 1300 °С. У жаростійких сплавах на основі заліза алюміній може знаходитися в широких межах – від 1,0 до 8,0% [12, 55].

Алюміній погіршує рідкоплинність сплавів [1, 3], але знижує лінійну усадку [3, 18] та підвищує їх тріщиностійкість [1, 3, 15], має високу хімічну активність до кисню й утворює плівку оксидів Al_2O_3 з температурою плавлення 2050 ºС, що підвищує в’язкість розплаву [17, 44].

Суттєвий недолік сплавів з підвищеним вмістом алюмінію (5…10%) є їх крихкість і погана оброблюваність [3, 18, 43]. Найкращі властивості мають хромисті сталі з невисоким вмістом алюмінію [15, 41, 55].

За даними робіт [3, 18] невеликі добавки алюмінію сприяють підвищенню міцності сплавів за кімнатної температури. Збільшення міцності виявили також І.І. Корнілов і В.С. Міхеєв [11] після додавання в залізохромистий сплав 1,5…10,0% алюмінію, при цьому суттєво знижується пластичність сплаву, але покращується окалиностійкість хромистої сталі. Висока швидкість дифузії алюмінію у фериті та мала провідність оксидного шару обумовлюють після додавання в хромисту сталь алюмінію зниження швидкості окалиноутворення [16, 18, 55], при цьому утворюються оксиди хрому та алюмінію, співвідношення яких визначається концентрацією в сталі цих елементів і температурою експлуатації виробу. Алюміній суттєво знижує теплопровідність та електропровідність сталі [30].

Отже, алюміній, як і хром, справляє позитивний вплив на ливарні, механічні та спеціальні властивості високолегованих сталей, проте оптимальну його концентрацію для конкретних сплавів та умов експлуатації не установлено, а чітке визначення співвідношення в сталях хрому та алюмінію є завданням актуальним.

Титан. Є сильним карбідоутворювальним елементом. Температура утворення карбідів знаходиться на рівні температури плавлення сталі, а температура їх плавлення досягає 3140 °С [11]. Має обмежену розчинність в α-залізі (до 6,3%), при цьому виклинює область існування γ-Fe за 0,8 % (рис. А.6).

Із зниженням температури металу розчинність титану в α-Fe зменшується з 6,3% за температури 1390 С до 2% за 20 °С [11]. Цю властивість титану використовують у мартенситних сталях, які піддають старінню, для дисперсійного зміцнення мартенситу. Здатність титану утворювати тугоплавкі сполуки (карбіди, нітриди, карбонітриди) використовують для подрібнення первинного зерна у високолегованих сталях. За А.Б. Кінцелом і Р. Френком [1, 3, 11] титан підвищує міцність і знижує пластичні характеристики високохромистих сталей.

У хромистих сталях титан відбирає вуглець у хрому, а хром, який звільнився, справляє бар’єрний вплив на кисень, тобто перешкоджає його дифундуванню в глибину зерна. Це підвищує жаростійкість сталей. Перешкоджаючи виокремленню карбідів на межах зерен, титан усуває міжкристалеву корозію [1, 11].

До недоліків титану стосовно жаростійких сталей відносять таке:

– титан піддається інтенсивному поверхневому плівкоутворенню, особливо в процесі розливання металу у форми, утворює зважені оксиди, які досить сильно знижують рідкоплинність сплавів;

– погіршує прогартовуваність сталей;

– збільшує зони усадкових пор.

За даними М.В.Приданцева та К.А.Ланської [1, 11] підвищення вмісту титану до 2,0% у хромоалюмінієвих сталях знижує їх термостійкість у два рази. І.І.Корнілов [1, 11] відзначає покращання окалиностійкості хромоалюмінієвої сталі 10Х25Ю5Л після додавання до 0,5% титану через звільнення та перехід у твердий розчин частини хрому, який може бути зв'язаним у карбіди, а також внаслідок покращання захисних властивостей оксидної плівки та зменшення швидкості вигорання із сплаву алюмінію. За даними Ю.А.Нехендзі [11] вміст титану в жаростійких сталях має відповідати рівнянню $Ti_{мін} = 4 \cdot C$, а в роботах [15, 56] відзначається покращання окалиностійкості сталей після додавання в них до 1% титану.

Автори робіт [3, 15, 18] відзначають позитивний вплив титану на структуру та міцність сталей за кімнатних і високих температур. Титан підвищує температуру плівкоутворення жаростійкої сталі [17], що потребує значного перегрівання сталі перед заливанням її у форми [11].

Отже дослідження впливу титану на властивості жаростійких сталей дадуть можливість чітко визначити межі його вмісту в таких сплавах.

Для легування промислових білих зносостійких чавунів титан поки не застосовують. Проте винятково висока твердість карбіду титану (3200 HV), його ізоморфність з карбідом ванадію, порівняно низька ціна титану та його доступність визначають перспективність його використання як основного карбідоутворювального елемента в білих зносостійких чавунах. Перешкодою для реалізації титанових зносостійких чавунів є труднощі виплавляння та розливання високовуглецевих сплавів з титаном внаслідок взаємодії розплаву з газами атмосфери та вогнетривким матеріалом футеровки. Подолання цих утруднень, очевидно, дасть початок застосуванню нової перспективної групи зносостійких чавунів [48]. Титан має вищу спорідненість до вуглецю, ніж залізо, і ще вищу – до азоту, ніж до вуглецю [57]. Під час кристалізації залізовуглецевих сплавів, що вміщують титан,

він виокремлюється у вигляді карбіду TiC і не розчиняється в цементиті [58]. За вмісту в білому чавуні до 0,15% Ti він зв'язаний переважно в нітридах і тільки за пониженого вмісту азоту в чавуні утворюються карбіди. Карбід і нітрид титану відносять до типових фаз проникнення, між собою вони утворюють безперервний ряд твердих розчинів. Тому в чавунах титан утворює не чисті карбіди або нітриди, а переважно карбонітриди (TiCN) змінного складу, які виявляються в структурі у вигляді вкраплень правильної форми [8, 57…60].

За даними [58] добавка до білих чавунів титану (одного чи разом з бором) сприяє підвищенню їх зносостійкості в 1,5…2,0 рази. За вмісту титану до 0,1% дрібні вкраплення карбонітридів титану виявлені тільки в зонах цементиту, за більшого його вмісту вкраплення з'являлись на межах колишніх дендритів аустеніту та евтектичного сплаву, проте основна кількість вкраплень залишалась у цементиті. Із збільшенням вмісту титану розміри вкраплень збільшувались незначно.

За результатами проведених досліджень автори [58, 60] рекомендують використовувати титан для модифікування білих чавунів в межах 0,15…0,35%. Найвищі властивості можна очікувати після комплексного легування та модифікування оптимальними кількостями хрому й титану внаслідок зміни балансу вуглецю між аустенітом та евтектичним розплавом.

Таким чином, можна зробити висновок, що титан справляє позитивний вплив на ливарні, механічні та спеціальні властивості високолегованих сплавів на основі заліза. Проте оптимальну його концентрацію для конкретних сплавів й умов експлуатації не установлено.

Ванадій – тугоплавкий метал щільністю 6100 кг/м^3 і температурою плавлення 1920 °С. Кристалева гратка за параметрами наближається до α-Fe, а тому він розширює область існування α-Fe й за 1,1% область γ-Fe перестає існувати. За вмісту в сталі біля 0,3% вуглецю для такого впливу необхідно вже 3,2% ванадію. Із залізом утворює безперервний ряд розчинів (рис. А.7). Ванадій відносять до карбідоутворювальних елементів: він утворює досить тверді та стійкі карбіди VC і V_4C_3, у яких вуглецю в 2,5 рази більше, ніж в Fe_3C. Проте недоліком цих карбідів є те, що вони мають сферичну форму, а це послаблює їх зв'язок з основою сплаву. Самостійно, як ле-

гувальний елемент, ванадій використовують рідко. Його додають у сталь як складову легувального комплексу. Сприяє подрібненню первинного зерна, але особливо позитивно впливає на подрібнення зерна під час вторинної кристалізації, а тому його використовують для зміцнення інструментальних сталей. Ванадій енергійний розкиснювач і дегазатор, зв'язує гази в міцні сполуки, наприклад, нітрид ванадію VN з температурою плавлення 2050 °С, покращує ливарні властивості і сприяє виготовленню якісних виливків.

У чавунах можуть утворюватись три подвійні евтектики: γ + $(Fe, V)_3C$ (ледебурит), γ + VC і γ + Me_7C_3 та потрійна евтектика γ + $(Fe, V)_3C$ + VC. Евтектику γ + VC називають «інвертованою», оскільки взаємне розміщення фаз в ній інакше ніж в ледебуриті [61].

Головною перевагою ванадієвих чавунів є їх висока пластичність, пов'язана з особливістю морфології евтектики γ + VC, що має форму, близьку до кулястої. Проте в умовах суто абразивного та гідроабразивного зношування, не пов'язаного з великими ударними навантаженнями, переваги ванадієвих і хромованадієвих чавунів нівелюються, округлі карбіди ванадію та евтектичні колонії γ + VC мають порівняно слабкий зв'язок з матрицею сплаву й можуть викришуватись з поверхні під дією абразивних часточок.

У роботах [62…65] досліджено вплив ванадію до 5 % на ударну в'язкість і зносостійкість високохромистого білого чавуну й установлено, що добавки ванадію подрібнюють структуру, зменшуючи розміри дендритів аустеніту та карбідів Cr_7C_3. Добавки біля 1,2% ванадію підвищують ударну в'язкість і зносостійкість базового сплаву. Підвищення абразивної зносостійкості на 27% зафіксовано за вмісту 3,28 % ванадію [65].

Таким чином, для жаростійких сплавів необхідно визначити корисність впливу ванадію на їх властивості, а для чавунів головним завданням є визначення оптимального його вмісту в конкретному сплаві.

Сурма. Розширює область α-Fe (8% Sb) і звужує область γ-Fe (4,5% Sb). Залізо утворює із сурмою хімічні сполуки Fe_3Sb_2 та $FeSb_2$ [8, 58].

За вмісту 0,4…1,7% сурма перешкоджає появі в структурі пластинчастого графіту в процесі відпалу білого чавуну за температури 950±10 °С і знижує його жаростійкість тим менше, чим більше графіту. У цілому сурма понижує стійкість металічної основи до окиснення, не є розкиснювачем чавуну в процесі легування й не може знижувати його газонасиченість. Легкоплавкі оксиди Sb_2O_5 і Sb_2O_3 за температури випробовування можуть переміщуватись у глибину металу. Із збільшенням вмісту сурми розширюється периферійна зона зразків із слідами цих оксидів на межах зерен. Сурма практично не змінює твердість білого чавуну й мікротвердість цементиту та евтектоїду [8, 58]. Модифікування сурмою не супроводжується збільшенням зносостійкості. Відзначено деяке підвищення ударостійкості за вмісту 0,005% сурми. Таким чином, в умовах комплексного легування і модифікування добавка сурми має не перевищувати 0,01%.

Враховуючи суттєву розбіжність даних, доцільно вивчити вплив сурми на властивості зносостійких хромистих чавунів та установити її корисність.

Бор. Мікролегувальний і модифікувальний елемент, додають у сталі в малих кількостях (0,002...0,005%) для подрібнення первинного зерна та підвищення прогартовуваності сталевих виливків. Відноситься до поверхнево-активних модифікаторів. Є ефективним для конструкційних легованих сталей [66]. Бор змінює склад меж зерен і межових шарів, що позитивно впливає на властивості сталі. Модифікування сталі бором підвищує її технологічні й експлуатаційні властивості та дає можливість значно знизити ступінь легування сталі хромом, ванадієм, нікелем. Бор за своїм впливом ефективніший інших присадок [67], його дія після додавання 0,0015…0,0030% рівнозначна 0,3% хрому, 0,10…0,15% молібдену або 0,12% ванадію. У роботі [68] досліджено вплив 0,2% бору на властивості чавуну з вмістом 17 і 27% хрому. Установлено, що добавка бору у високохромистий чавун підвищує його зносостійкість завдяки підвищенню об’ємної долі карбідів бору [59].

Отже додаткові дослідження щодо впливу ванадію на властивості сплавів на основі заліза будуть досить корисними.

Рідкісноземельні метали (РЗМ). Використовують для покращання технологічних та експлуатаційних характеристик вуглецевих і легованих сталей. Пози-

тивний вплив на властивості сплавів пояснюється їх модифікувальною та рафінувальною здатністю [1, 11, 69…75]. РЗМ є енергійними розкиснювачами, дегазаторами, десульфураторами та дефосфораторами металу й міцно зв'язують у стійкі хімічні сполуки кисень, азот, водень, сірку тощо. Добавки РЗМ до 0,10…0,15% сприяють зменшенню вмісту сірки в литому металі на 40…50% [44], зниженню загальної кількості неметалевих вкраплень [75]. При цьому РЗМ здатні утворювати тугоплавкі сполуки з шкідливими легкоплавкими домішками: свинцем, оловом, миш'яком, цинком тощо, джерелами яких можуть бути феросплави, стружка, шлакоутворювальні матеріали, навіть залізні руди, які вміщують у своєму складі Pb, Zn, As та інші елементи.

Після додавання в сталь 0,20…0,25% церію (за присадкою) покращується увесь комплекс її технологічних властивостей [3, 14, 71]. Присадка церію в оптимальній кількості практично не впливає на окалиностійкість досліджуваних сталей [70]. Установлено, що під час окиснення на межі розділу метал-оксид покращується зчеплення захисного оксидного шару з металом і зменшуються процеси його сколювання в умовах частих теплозмін.

Проте аналізом літературних даних щодо впливу РЗМ на властивості жаростійких сталей не установлено єдиної думки відносно оптимального вмісту в них РЗМ [70, 71]. Оптимальною добавкою РЗМ в сталь, яка сприяє покращанню мікроструктури, зменшенню вмісту неметалевих вкраплин, підвищенню ударної в'язкості та інших механічних властивостей, можна вважати 0,7…1,5 кг/т після додавання їх у вигляді фероцерію. Найкращою технологією оброблення розплаву РЗМ є додавання їх у ківш під час заповнення останнього металом. Оброблення розплаву РЗМ в печі перед випусканням його не дає позитивних результатів.

Вплив РЗМ на властивості сталей після введення їх у вигляді спеціальних лігатур більше ефективний, ніж після використання фероцерію.

За даними роботи [62] модифікування високохромистих чавунів (15…18% хрому) безкремнистим модифікатором ФЦМ-6 в кількості 0,2…0,3% підвищило зносостійкість лопаток у 3,0…3,5 рази в порівнянні з не модифікованими лопат-

ками. Модифікований чавун має рівномірніше розподілення вуглецю в матриці, в результаті чого гальмується виокремлення карбідів цементитного типу.

У роботі [76] досліджено вплив РЗМ (Ce, La, Nd) на мікроструктуру та властивості високохромистого чавуну хімічного складу, об'ємних %: 3,03 C; 16,2 Cr; 0,55 Si; 0,85 Mn; 0,72 Cu; 0,92 Mo; 0,30 Ni в литому стані та після термічного оброблення. За вмісту 0,23% РЗМ (0,13% Ce, 0,06% La, 0,04% Nd) структура чавуну стала дисперснішою, зменшилась ширина дендритів аустеніту та розмір карбідів Me_7C_3. Кількість евтектичних карбідів Me_7C_3 в не модифікованому й модифікованому сплавах практично не змінилась і залишилась на рівні біля 25%. Структура металевої матриці досліджуваних сплавів у литому стані переважно аустенітна. Проте в аустеніті модифікованого сплаву утворювались дрібнодисперсні карбіди. Після гартування чавуну на повітрі з температури 950 °C матриця обох досліджуваних сплавів була переважно мартенситною.

Авторами роботи [77] встановлено, що оброблення хромистого чавуну добавками церію та ітрію покращує ерозійну та корозійну стійкість сплаву, що пояснюється збільшенням вмісту хрому в зерні, а також загальним покращанням структури чавуну.

Недоліком РЗМ є їх дорожнеча та дефіцитність. Проте вони заслуговують на увагу як дуже корисні модифікатори для сплавів на основі заліза, а визначення їх оптимальних присадок для сплавів, що працюють в екстремальних умовах, є досить важливим завданням.

Сірка і **фосфор.** І сірка, і фосфор суттєво знижують пластичні властивості будь-яких сталей. Правильний вибір технологічних заходів їх видалення із розплавів залишається актуальним завданням.

1.8 Висновки до розділу 1 та завдання дослідження

1. Тривалість експлуатації жаростійких деталей, які працюють в умовах високих температур та агресивних середовищ, визначається окалиностійкістю, термостійкістю та ростостійкістю сплаву, з якого вони виготовлені, а зносостійких виробів – структурними складовими та твердістю литого металу.

2. Перспективними жаростійкими сплавами на основі заліза для роботи в екстремальних умовах за температур до 1100…1350 ºС можуть бути хромисті, леговані алюмінієм, а для роботи в умовах інтенсивного зносу – чавуни з високим вмістом хрому та марганцю.

3. Незначна інформаційна база та суперечливість існуючих відомостей щодо властивостей сплавів на основі заліза з високим вмістом хрому не дають змогу зробити однозначних висновків відносно їх технічних можностей під час роботи в екстремальних умовах.

4. Всебічні та глибокі дослідження технологічних і спеціальних властивостей сплавів на основі заліза та визначення можливостей регулювання їх характеристик вибором оптимальних хімічного складу та структури залежно від умов експлуатації литих деталей дасть змогу чітко визначити галузі їх використання.

5. Пошук нових жаростійких і зносостійких сплавів на основі заліза для роботи в екстремальних умовах, розроблення технологічних процесів виготовлення з них якісних литих деталей та методології прогнозування ливарних, механічних і спеціальних властивостей сплавів є завданням сьогодення та вкрай актуальним.

6. Актуальність завдання лежить і в економічній площині: високі температури, агресивні середовища, інтенсивний абразивний і гідроабразивний знос литих деталей устаткування, яке працює в екстремальних умовах, наносять значну шкоду господарству країни, а витрати на заміну таких деталей обчислюються десятками мільйонів гривень за рік.

7. Пошук нових ефективних і дешевих сплавів для роботи в екстремальних умовах необхідно виконувати одночасно з впровадженням комп’ютеризації технологічних процесів виробництва литих заготовок.

8. Для розроблення методології прогнозування ливарних, механічних і спеціальних властивостей жаростійких і зносостійких сплавів на основі заліза необхідно створити відповідні банки даних на підставі відомостей як літературних даних, так і реальних досліджень в лабораторних і виробничих умовах.

9. Суттєвого покращання ливарних, механічних та експлуатаційних властивостей сплавів на основі заліза з високим вмістом хрому можна досягти додат-

ковим легуванням, мікролегуванням і модифікуванням з одночасним розробленням чітких технологічних процесів виплавляння сплавів у різних плавильних агрегатах, виготовлення виливків з використанням різних способів лиття та визначенням режимів термічного оброблення залежно від хімічного складу сплаву.

10. Найперспективнішими хімічними елементами для легування, мікролегування та модифікування сплавів на основі заліза є хром, алюміній, кремній, марганець, ванадій, титан, сурма, бор, РЗМ.

Завдання дослідження. З метою розроблення нових дешевих і високоефективних жаростійких і зносостійких сплавів на основі заліза для експлуатації в екстремальних умовах в роботі поставлено такі задачі:

1. Розробити нове, удосконалити існуюче та вибрати відповідне методичне забезпечення експериментальних досліджень, яке було б спроможним охопити вивчення всіх технологічних та експлуатаційних властивостей сплавів на основі заліза з високими відтворюваністю та достовірністю результатів і відповідати вимогам чинних нормативних документів.

2. Дослідити ливарні, механічні й спеціальні властивості та структуру сплавів на основі заліза з високим вмістом хрому й визначити оптимальні співвідношення основних хімічних елементів (хрому, алюмінію, вуглецю, титану, марганцю тощо) в сплавах з урахуванням умов експлуатації виробів і створити банк даних для розроблення методології прогнозування якості розплаву перед випусканням із плавильного агрегату, структури та властивостей металу у виливках.

3. Установити ефективність процесів мікролегування та модифікування створених сплавів з метою покращання їх технологічних та експлуатаційних характеристик і визначити оптимальні діапазони концентрацій хімічних елементів.

4. Дослідити структуру сплавів з різним вмістом хрому й алюмінію та розподіл цих хімічних елементів по перерізу стінок литих деталей з урахуванням впливу технологічних факторів плавлення та розливання сплавів і властивостей ливарної форми на формування структури металу у виливках.

5. Дослідити кінетику окиснення жаростійких сплавів за високих температур в різних агресивних середовищах, визначити їх окалиностійкість та побудува-

ти відповідні номограми для визначення вмісту основних хімічних елементів залежно від конкретних умов експлуатації виробів.

6. Установити характер зміни складу та властивостей окалини, утвореної за різних температур в різних агресивних середовищах, фізичну сутність окалиностійкості й можливості покращання цієї характеристики та створити банк даних для прогнозування окалиностійкості сталей у широкому діапазоні концентрацій хімічних елементів, що входять до їх складу.

7. Дослідити механічні властивості та термостійкість жаростійких сталей за високих температур і встановити основні причини, які призводять до руйнування металу в умовах теплозмін.

8. Розробити й здійснити випробовування в лабораторії промислового типу програмне забезпечення прогнозування властивостей розплаву за результатами першого хімічного аналізу й структури та властивостей металу у виливках і розрахунку шихти для виплавляння жаростійких сплавів.

9. Дослідити процеси термомеханічного оброблення жаростійких хромоалюмінієвих сталей з метою визначення технологічних параметрів виробництва продукції пресуванням і куванням для розширення галузей використання цих сплавів.

10. Розробити нові зносостійкі сплави з високим вмістом хрому на підставі дослідження їх властивостей залежно від хімічного складу, процесів мікролегування й модифікування та технологій виробництва зносостійких деталей й режимів їх термічного оброблення.

11. Розробити технологічні процеси виплавляння сплавів з високим вмістом хрому й виготовлення із них різними способами лиття якісних виливків відповідального та особливо відповідального призначення різних маси, габаритних розмірів та товщини стінок для роботи в екстремальних умовах.

12. Використати одержані експериментальні та розрахункові дані, технологічні процеси та оригінальне програмне забезпечення в промислових умовах і в навчальному процесі під час підготовки бакалаврів і магістрів за спеціальністю 136 – Металургія та спеціалізацією «Комп’ютеризація процесів лиття».

РОЗДІЛ 2
МЕТОДИКА ДОСЛІДЖЕННЯ

2.1 Шихтові матеріали та виплавляння спеціальних сплавів для роботи в екстремальних умовах

Для виплавляння досліджуваних жаростійких і зносостійких сплавів використовували недорогі шихтові матеріали та феросплави, які наведено в табл. Б.1 і Б.2. Виплавляння експериментальних сплавів у лабораторії промислового типу здійснювали в індукційній печі ІСТ-0,06/0,1 і дуговій ДСП-3 – у виробничих умовах (ливарний цех СО «Електроремонт» ПАТ «Донбасенерго») методом переплавлення та з окисненням. Футеровка тигля індукційної печі – основна (70% хромомагнезиту й 30% магнезиту). Як зв'язувальний компонент використовували рідке натрієве скло (М = 2,3…2,4; γ = 1,2…1,3 г/см^3) в кількості 4% від маси наповнювача. Виготовлення тигля здійснювали ущільненням вологої суміші з використанням металевого порожнистого шаблона з наступним його прожарюванням після видалення шаблона.

Виплавляння сплавів виконували за технологіями, що максимально наближались до виробничих умов за правилом: якість рідкого металу, вихід придатного литва, продуктивність плавильної печі та собівартість готової продукції залежать від кондиційності шихтових матеріалів, технологій їх підготовлення та плавлення.

Виплавляння жаростійких сплавів. Для виплавляння жаростійких сплавів розраховування шихти здійснювали за хромом, алюмінієм, вуглецем і титаном, при цьому брали до уваги угар елементів, який визначали експериментально під час виплавляння сплавів у лабораторних і виробничих умовах (табл. 2.1). Слід зазначити, що алюміній, титан і РЗМ, які входять до складу звороту власного виробництва (ЗВВ), повністю вигоряють у процесі розплавлення шихти.

Для виплавляння сплавів в індукційних печах вміст вуглецю в металозавалці обмежували на рівні вимогового для заданого складу сплаву. Для прискорення процесу плавлення розміри шматків шихти підбирали з урахуванням розмірів і місткості тигля та частоти струму, яким живиться піч. Оскільки частота струму

машинного перетворювача дорівнювала 2500 Гц, то мінімальний розмір шматків шихти знаходився в межах 35…45 мм відповідно рекомендаціям, викладеним у роботах [1, 11]. Такий підбір шихти дає можливість ущільнити її в тиглі, що прискорює процес плавлення й подовжує тривалість експлуатації футеровки печей.

Таблиця 2.1

Угар елементів під час виплавляння спеціальних сплавів на основі заліза з високим вмістом хрому в печах різної конструкції

Елемент	Угар елементів, %			
	індукційна піч		дугова піч	
	футеровка основна	футеровка кисла	футеровка основна	футеровка кисла
Хром	3…8	8…12	8…10	10…12
Марганець	10…15	15…20	20…50	20…30
Кремній	15…20	пригар 20…30	40…60	абсолютний пригар 0,5…1,0
Титан	25…35	50…60	35…50	60…80
Алюміній	40…50	25…30	50…60	25…35

Для виплавляння сплавів в дугових печах методом переплавлення шихтові матеріали розраховували таким чином, щоб вміст вуглецю в металозавалці був на 0,10…0,15% меншим, ніж передбачено хімічним складом сплаву. Нестачу вуглецю після першого хімічного аналізу металу поповнювали додаванням феросплавів під час доведення розплаву до необхідного хімічного складу та температури. Для виплавляння сплавів у дугових печах з окисненням шихтові матеріали розраховували таким чином, щоб вміст вуглецю в металозавалці був на 0,20…0,25% вищим, ніж передбачено хімічним складом сплаву. Це необхідно для створення інтенсивного процесу кипіння розплаву у ванні печі під час окиснювального періоду.

Виплавляння жаростійких сталей в індукційній печі здійснювали за такою технологією: спочатку виплавляли хромисту сталь з різним вмістом хрому, потім до неї додавали елемент, вплив якого вивчали. Присадку феротитану здійснювали в тигель після розкиснення сталі алюмінієм і досягнення металом температури 1600…1620 °С. Максимальний розмір шматків феротитану не перевищував 30 мм.

Через 2…3 хвилини після розчинення феротитану здійснювали присадку алюмінію у вигляді злитків масою від 100 до 200 г, які попередньо виготовляли у спеціальних виливницях. Для зменшення угару легувальних елементів під час плавлення та доведення металу дзеркало останнього покривали плавиковим шпатом.

Випускання металу із печі здійснювали одразу після присадки алюмінію.

Присадку розрахованої кількості фероцерію здійснювали в ківш під час випускання розплаву із печі з наступним перемішуванням його металевим прутком.

Температуру металу перед введенням легувальних елементів і випусканням розплаву контролювали вольфрам-ренієвою термопарою занурення ВР 5/20 з кварцовим наконечником і приладом РП-160-07 після обов'язкового вимикання печі.

Виплавляння жаростійких хромоалюмінієвих сталей у ливарній лабораторії промислового типу виконували згідно вимог розробленої нами й затвердженої технологічної інструкції – додаток В, а у виробничих умовах згідно вимог розробленої нами й затвердженої технологічної інструкції – додаток Г.

Виплавляння зносостійких сплавів. Як шихтові матеріали для виплавляння зносостійких сплавів використовували сталевий брухт, переробний чавун та інші матеріали, хімічний склад яких наведено в табл. Б.2. Розрахунок шихти здійснювали на нижній межі хімічних елементів з урахуванням їх угару. Сплави виплавляли в індукційній печі ІСТ-0,06 з основною футеровкою. Плавлення здійснювали методом переплавлення. У піч завантажували послідовно великі шматки ферохрому, сталевий брухт, чавун, дрібні шматки ферохрому. Після повного розплавлення шихти та досягнення розплавом температури 1450…1470 ºС в тигель додавали відповідні присадки: прожарений нікель, ферованадій, феротитан, феромарганець, феробор або РЗМ, витримували метал до повного розчинення або розплавлення присадок, випускали в ківш і розливали його у форми. Алюміній, як розкиснювач, та сурму, враховуючи їх невисокі температури плавлення, відповідно 660 ºС і 635,5 ºС, вводили в ківш у розрахованих кількостях у процесі заповнення його рідким металом з наступним перемішуванням сплаву прутком.

Заливання форм здійснювали ковшами місткістю 10 кг. За винятком еталонного чавуну 280Х28Н2 розливання досліджуваних розплавів здійснювали фракційно. Металом кожної плавки заливали 6 форм.

Технологічні процеси виплавляння зносостійких хромомарганцевих сплавів у високочастотній індукційній і дуговій печах викладено в розроблених нами технологічних інструкціях – додаток Д і додаток Е відповідно.

2.2 Дослідження ливарних властивостей сплавів на основі заліза

Рідкоплинність. Як пробу для визначення рідкоплинності сплавів на основі заліза обрано спіраль трапецієподібного перерізу відповідно ГОСТ 16438-70. Методика розроблена за участю автора, дає можливість у кожному досліді стабілізувати металостатичний напір і температуру, має високі достовірність і відтворюваність результатів дослідження, дає можливість зафіксувати виміри з відносною похибкою, яка не перевищує 6%. Повний опис методики визначення рідкоплинності наведено в розділі Ж.1 додатка Ж.

Лінійна усадка. Використана в цій роботі методика визначення лінійної усадки розроблена співробітниками кафедри ливарного виробництва чорних і кольорових металів НТУУ «КПІ» за участю автора. В основу методики покладені перетворення лінійних змін зразка під час його усадки в пропорційну зміну електричної напруги за допомогою потенціометричного датчика лінійних переміщень. Відносна похибка експериментальних даних складає $\pm$ 3%. Повний опис методики визначення лінійної усадки наведено в розділі Ж.1 додатка Ж.

Об’ємна усадка. Об’ємну усадку сплавів визначали за розробленою автором оригінальною методикою, яка дає можливість виконати диференційований аналіз усадкових явищ у сплаві з високою точністю об’ємних вимірів. Повний опис методики визначення об’ємної усадки та усадкових явищ під час кристалізації сплавів наведено в розділі Ж.1 додатка Ж.

Тріщиностійкість. У роботі використана вдосконалена автором технологічна циліндрична проба, запропонована раніше для визначення тріщиностійкості вуглецевих сталей [78]. Проба має зменшені розміри, що дуже важливо під час

виплавляння експериментальних сплавів у малих кількостях. Така технологічна проба дає можливість одержувати результати з високою достовірністю та відтворюваністю. Повний опис методики визначення тріщиностійкості сплавів на основі заліза наведено в розділі Ж.1 додатка Ж.

Схильність сплавів до плівкоутворення. Для дослідження схильності сплавів з високим вмістом хрому, алюмінію, титану тощо до плівкоутворення використано вдосконалену автором методику, запропоновану в роботі [79]. Проба має зменшені розміри й, на відміну від відомої, підведення металу здійснюється трьома живильниками в ребра проби, а не в тіло виливка. Повний опис методики наведено в розділі Ж.1 додатка Ж.

2.3 Дослідження механічних властивостей спеціальних сплавів

Обґрунтування вибору зразків для визначення механічних властивостей сталей і технологій їх виготовлення наведено в розділі Ж.2 додатка Ж. Випробуванню піддавали зразки в литому стані, виготовлені за металевою оснасткою (рис. Ж.2.1). Тимчасовий опір розриванню, відносне подовження та відносне звужування жаростійких сталей досліджували на універсальній гідравлічній машині моделі МР-100 за стандартною методикою. Використання литих зразків діаметром 10 мм дає можливість здійснювати випробовування з високою відтворюваністю результатів. Відносна похибка характеристик міцності та пластичності серії зразків з однієї форми не перевищувала $\pm$ 3%.

Зразки для дослідження ударної в’язкості сплавів виготовляли у формах з використанням спеціальної «кущової» металевої оснастки (рис. 2.1). Наявність у формі перегородки *1* дає можливість витрачати в кожному досліді однакову кількість розплаву, а після її видалення забезпечується швидке та рівномірне заповнення форми рідким металом. У кожній формі одночасно виготовляли по 15 зразків. Перед заливанням металом форми сушили за температури 200 ± 10 ºС в камерній сушарці протягом двох годин. Металографічними дослідженнями зразків установлено, що вони не мають осьової поруватості та інших ливарних дефектів

по всій довжині. Така технологія виготовлення зразків дає можливість піддавати їх випробовуванням без механічного оброблення.

Ударну в'язкість визначали випробовуванням литих зразків без надрізування (ГОСТ 9454-78) на маятниковому копрі з граничною енергією удару 49 Дж.

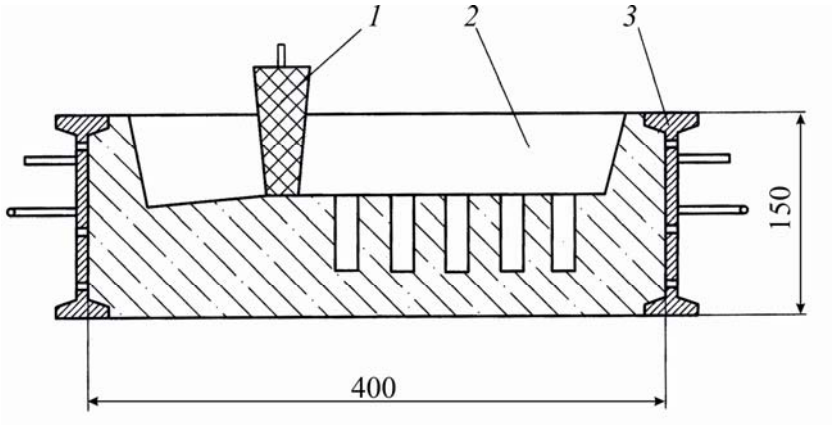


Рис. 2.1. Ливарна форма для виготовлення зразків для визначення ударної в'язкості сплавів на основі заліза: *1* – перегородка; *2* – форма; *3* – опока

Твердість вимірювали на пресі Бринелля (ГОСТ 9012-59) та на приладі Роквелла ТК-2 з попереднім навантаженням за шкалою «С» (ГОСТ 9013-59). На приладі Роквелла здійснювали не менше 15 замірів, що давало можливість визначити довірчий інтервал похибки вимірювань за довірчої вірогідності $\alpha = 0{,}95$. Використовували алмазний конус з кутом біля вершини 120° і радіусом заокруглення 0,2 мм за навантаження 150 кг. Мікротвердість структурних складових визначали на приладі ПМТ-3 з навантаженням на індентор 0,5 Н (50 г) за результатами 10…15 вимірів. Методи визначення твердості та мікротвердості застосовували в роботі для дослідження впливу процесів легування, мікролегування та модифікування на зміну характеристик сплавів з використанням зразків у литому стані й після термічного оброблення.

2.4 Дослідження окалиностійкості жаростійких сталей

Кінетику окиснення досліджуваних сталей визначали ваговим методом за збільшенням маси зразків [80]. Зміну маси зразків під час витримування в газовому середовищі за високих температур фіксували методом безперервного зважу-

вання на спеціальній установці (рис. Ж.3.1), а також зважуванням зразків до та після випробовування. Для випробовувань використовували шліфовані циліндричні зразки К10 відповідно [80] діаметром 10 ± 0,1 мм та висотою 20 ± 0,2 мм. Після відповідної підготовки зразки розташовували в спеціальні алундові човники, відпалені до сталої маси за температури на 150 °С вищої температури випробовувань, тобто за максимальної температури 1450 °С. Розміри та матеріали човників вибрані такими, щоб вони сприяли вільному доступу повітря до поверхні зразка, забезпечували зберігання окалини та попереджували можливість взаємодії матеріалу човника з утвореними оксидами. Зразок дотикається до човника тільки двома лініями.

Головним показником окалиностійкості є величина q, яка характеризує збільшення маси зразка на одиницю його поверхні, мг/см^2, протягом певного часу.

Визначення окалиностійкості сталей здійснювали на експериментальній установці, яка дає можливість випробовувати зразки за високих температур у газовому середовищі заданого складу (рис. Ж.3.2). Випробовування виконували за безперервним графіком протягом 100 год за температур 1100 (для хромистих) й 1200, 1250 і 1300 °С (для хромоалюмінієвих сталей). Початком випробовування в кожному досліді вважали час досягнення в робочій зоні печі необхідної температури. Після закінчення терміну випробовування зразки видаляли із печі, охолоджували на повітрі й зважували разом із човниками. За зміною маси зразків оцінювали схильність металу до окиснення, тобто його окалиностійкість. Для сталей кожного хімічного складу випробовували одночасно три зразки з подальшим усередненням результатів випробовувань.

Повну систему пристроїв для підготування та подавання газової суміші в установку для визначення окалиностійкості сталей в різних газових середовищах показано на рис. Ж.3.3. Для отримання пароповітряної суміші використовували спеціальний генератор водяної пари, зволоження повітря в якому відбувається внаслідок пропускання його частини над дзеркалом води з визначеною (90 ± 3 °С) температурою (рис. Ж.3.4).

2.5 Дослідження механічних властивостей сталей за високих температур і процесів їх термомеханічного оброблення

Механічні властивості жаростійких сталей за високих температур вивчали з метою оцінки можливості використання цих матеріалів для виготовлення деформованих виробів і розширення галузей їх використання. Механічні властивості сталей визначали відповідно до вимог [81]. Для цього до розривної машини МР-100 спроектовано та виготовлено спеціальний пристрій з переносним індуктором (рис. 2.2), за допомогою якого зразок нагрівали до необхідної температури перед розриванням.

Для виготовлення розривних зразків використовували ту ж металеву оснастку, що і під час дослідження механічних властивостей за кімнатних температур (див. рис. Ж.2.1). Схему градуювання пристрою та випробовування зразків показано на рис. 2.3.

Перед проведенням експерименту визначено температуру всередині зразка під час нагрівання (рис.2.3, *а*) та основний параметр дослідження – залежність температури зразка від напруги та часу нагрівання. Установлено, що різниця між температурою робочої зони печі й температурою всередині зразка складає біля 50 ºС. Схему дослідження механічних властивостей за високих температур показано на рис. 2.3, *б*.

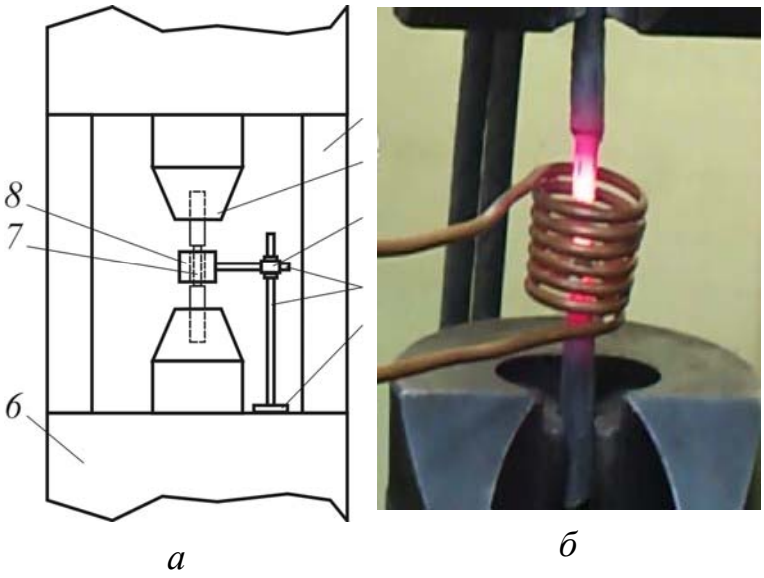


Рис. 2.2. Схема пристрою (*а*) та загальний вигляд процесу (б): 1 – колона машини; 2 – затискний пристрій; 3 – шарнір; 4 – кронштейн; 5 – підставка; 6 – станина машини; 7 – зразок; 8 – пристрій для нагрівання зразка

Експеримент виконували так: зразок установлювали в розривну машину, переводили в робоче положення пристрій для нагрівання зразка і вмикали струм. Після досягнення зразком необхідної температури вмикали машину. Для контролю температури в робочий простір печі встановлювали хромель-алюмелеву термопару.

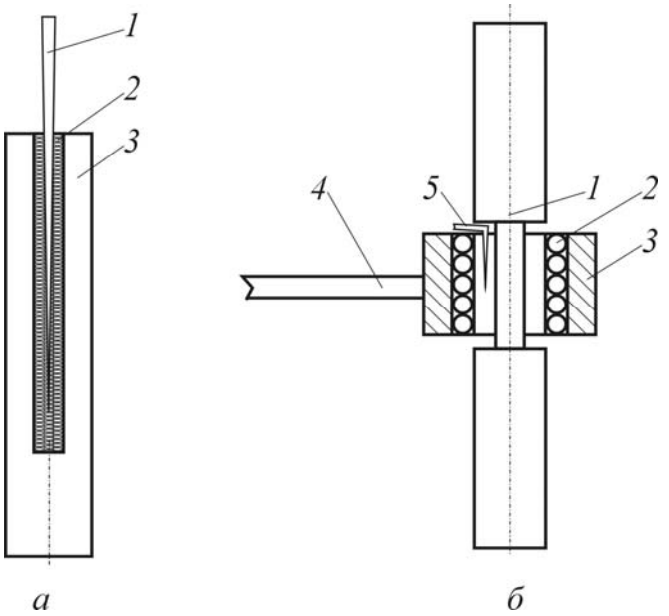


Рис. 2.3. Схеми градуювання та випробовування зразка:

а – схема градуювання:

1 – термопара; *2* – стружка хромоалюмінієвої сталі; *3* – зразок;

б – схема випробовування:

1 – зразок; *2* – індуктор;

3 – футерований корпус;

4 – кронштейн; *5* – термопара

Відповідно до градуювального графіка (рис. 2.4) та показань термопари при досягненні різниці температури в 50 °С вимикали напругу на пристрої, вмикали розривну машину й реєстрували результати випробовувань.

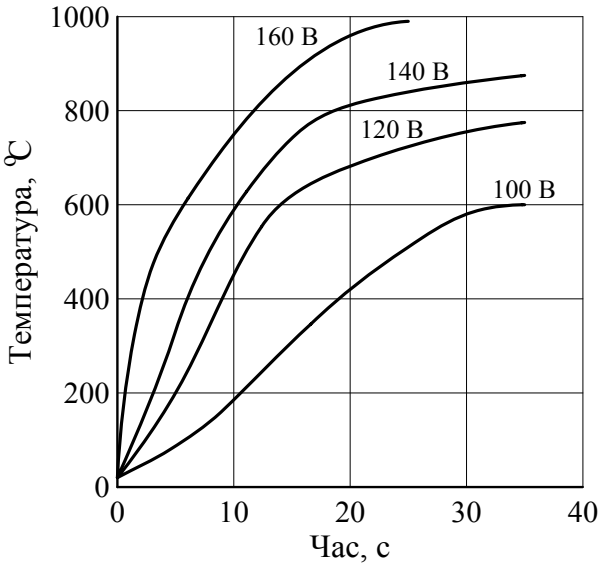


Рис. 2.4. Графік для визначення температури зразка залежно від часу нагрівання його та напруги, що подається на пристрій

Випробовуванням піддавали по три зразки від кожної марки сталі.

Дослідженнями встановлено, що за швидкого «вмикання-вимикання» пристрою температура знижується не більше, ніж на 10 °С, що не суттєво впливає на результати вимірювань.

Можливість термомеханічного оброблення зразків із жаростійких сталей (рис. 2.5) та його параметри визначали пресуванням на горизонтальному гідравлічному пресі зусиллям 500 т та осаджуванням нагрітих до різних температур зразків на установці, яку показано на рис. Ж.4.1.

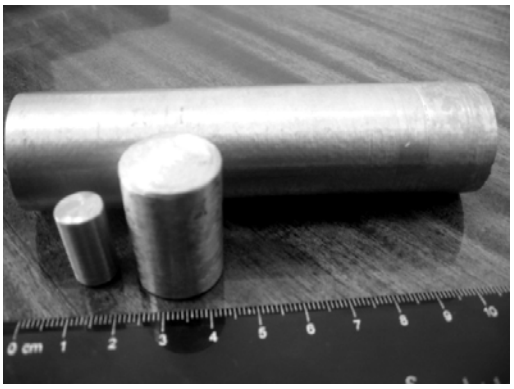


Рис. 2.5. Зразки для пресування (великий), випробовування осадженням (середній) та окалиностійкості (малий)

Для виготовлення прутків діаметрами 10 і 12 мм пресуванням вибрано заготовки довжиною 120 мм і діаметром 50 мм у чорновому варіанті (без механічного оброблення). Після механічного оброблення заготовки мали діаметр 49 мм. Коефіцієнт витягування при цьому складав відповідно 25 і 17,3. Унаслідок низького опору деформації сталі ці параметри дають можливість виконувати пресування на пресі зусиллям 500 т. За коефіцієнта витягування 25 із заготовки діаметром 49 мм і довжиною 120 мм отримувати прутки діаметром 10 мм завдовжки біля 3 метрів.

Визначено основні технологічні параметри пресування, які використовували в роботі:

– нагрівання заготовок здійснювали в камерній печі до температури 950…1000 °С;

– оптимальна швидкість пресування – 200…300 мм/с.

Технології виплавляння сталей та виготовлення із них заготовок розроблено з урахуванням вимог гарячого пресування.

Прутки, виготовлені пресуванням, використовували для відпрацьовування технології виготовлення шипів на верстатах-автоматах.

Процес дослідження термомеханічного оброблення сталей осаджуванням описано в розділі Ж.4.

2.6 Дослідження термостійкості жаростійких сталей за циклічних нагрівань та охолоджень

У теперішній час існує єдина загальновизнана методика випробовувань термостійкості металевих матеріалів, яка застосовується дослідниками. Сутність її полягає у виявленні на зразках тріщин і зміни їх форми та розмірів під дією циклічних нагрівань і охолоджень [82].

Оскільки для металевих матеріалів найнебезпечнішими є термічні напруження за високих температур, коли метал втрачає свою міцність, а усадка за цих температур повністю переходить у пластичну деформацію, яка сприяє розвитку незворотних структурних змін металу і в подальшому призводить до руйнування виробу та скорочення часу його роботи. Нами прийнято інтервал термоциклування в діапазоні температур 20↔1100 °С. Для цього зразки довжиною 70 мм і діаметром 14 мм піддавали нагріванню в камерній печі до 1100 °С і різко охолоджували в проточній воді з температурою біля 20 °С. Випробовування зразків здійснювали до появи на боковій поверхні або на його торцях тріщин термічної втоми. Така методика дає можливість у кожному досліді вимірювати зміну електричного опору зразка, за якою оцінювали зміну щільності поверхневих шарів зразка та його структури. Термостійкість металу визначали за появою перших тріщин. Після певної кількості термоциклів для кожного зразка визначали середню довжину тріщини. Випробовуванням піддавали 4 зразки кожної марки сталі.

2.7 Дослідження твердості та зносостійкості високолегованих чавунів

Вибрана форма зразків (рис. 2.6) дає можливість одержувати литі заготовки в нижній півформі в горизонтальному положенні, що забезпечує максимальну їх щільність у місцях, які піддаються зносу під час випробовування.

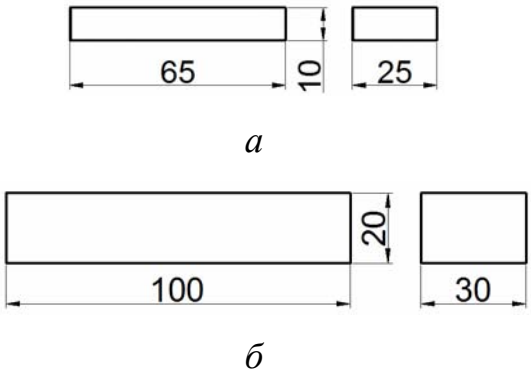


Рис. 2.6. Зразки для дослідження зносостійкості сплавів у гідроабразивному середовищі (*а*) та їх твердості (*б*)

У кожній формі виготовляли по 6 зразків для дослідження зносостійкості та по 3 зразки для дослідження твердості та структури (рис. 2.7).

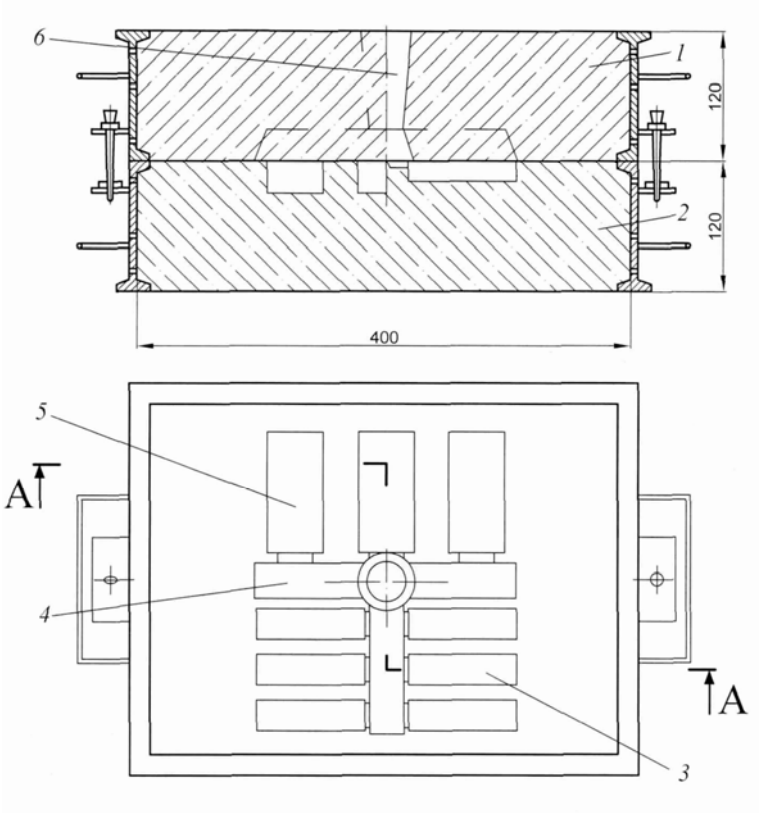


Рис. 2.7. Форма для виготовлення зразків у складеному вигляді:
1 – верхня півформа; *2* – нижня півформа; *3* – зразок для визначення зносостійкості; *4* – шлаковловлювач; *5* – зразок для визначення твердості та структури; *6* – стояк

Виготовлення форм здійснювали з використанням формувальної суміші для чавунного литва: 90,0…92,0% оборотної суміші, 8,0…6,5% свіжого кварцового піску, 2,0…1,5% вогнетривкої глини. Вологість суміші складала 4,5…5,0%, газо-

проникність – 90…120 од. Півформи сушили в сушарці за температури 200 ± 10 ºС протягом 2-х годин. Із сушарки півформи виймали перед складанням і заливанням форм, тобто заливання металу здійснювали за температури форм біля 40...50 ºС.

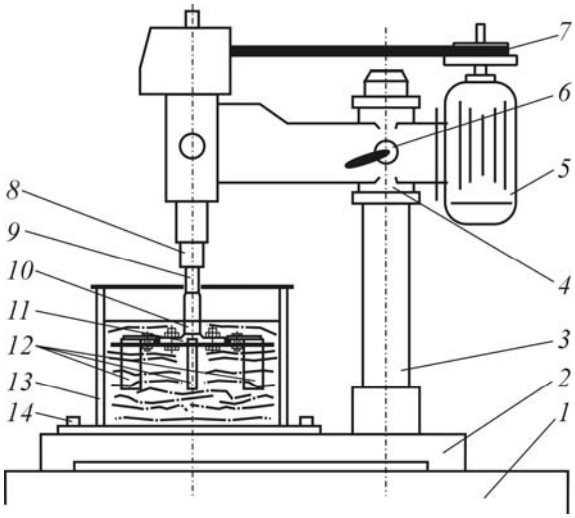
Форми заливали розплавом за температури 1380…1410 °С. Після охолодження та вибивання форм зразки піддавали механічному обробленню з метою одержання однакових розмірів та чистоти поверхні.

Визначення зносостійкості сплавів у гідроабразивному середовищі. Лабораторна оцінка зносостійкості сплавів на основі заліза буде достатньо точною й корисною для практичних розрахунків тільки в тому випадку, якщо під час випробовувань зразків процес зношування буде таким самим, як і під час експлуатації реальної деталі. Дослідження зносостійкості матеріалів під час гідроабразивного зношування частіше виконують такими методами, за яких кути атаки абразивними часточками зношуваних поверхонь не регламентують. Зразки випробовують у потоці абразивної рідини, яка діє на них під змінними кутами (від 0 до 90°) до їх поверхонь.

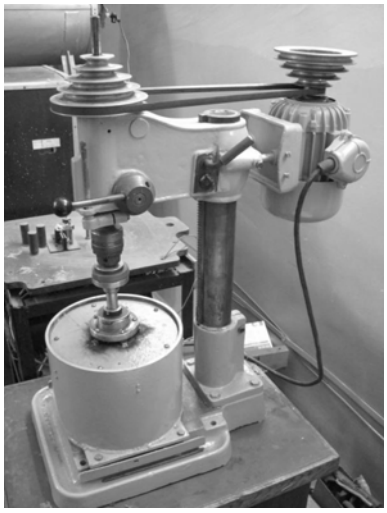
У роботі для випробовувань зразків у гідроабразивному середовищі вибрано метод обертання зразків (метод Штауффера), який вигідно відрізняється від інших простотою та досить високою відтворюваністю результатів. Схему установки, виготовленої на базі свердлильного верстата, показано на рис. 2.8, *а*, а загальний її вигляд – на рис. 2.8, *б*. Для фіксації та утримування зразків використовували спеціальні струбцини, які прикріплені до диска болтами, що дає можливість за необхідності регулювати кут атаки абразивом поверхні зразка. Одночасно можна досліджувати чотири зразки. Диск зі струбцинами та зразками закріплено на робочому валу, який фіксується в кришці за допомогою двох підчіпників. Робочий вал з’єднаний із шпинделем за допомогою муфти.

Гідроабразивна суміш, яка являє собою суміш кар’єрного кварцового піску та води у відповідних пропорціях, заливається в посудину *13* (див. рис. 2.8, *а*). Після установлення робочого вала з касетою в посудину, остання закривається кришкою з гумовою прокладкою. Глибина занурення касети із зразками в гідроабра-

зивну суміш регулюється положенням кришки відносно порожнини посудини. Електродвигун має потужність 0,6 кВт і кількість оборотів вала – 1350 хв$^{-1}$. Клиноремінна передача дає можливість регулювати кількість оборотів робочого вала у такому діапазоні: n_1 = 4500; n_2 = 2500; n_3 = 1400; n_4 = 800; n_5 = 450 хв$^{-1}$.



а



б

Рис. 2.8. Схема установки для визначення зносостійкості сплавів у гідроабразивному середовищі (*а*) та її загальний вигляд (*б*):

1 – верстак; *2* – основа верстата; *3* – стояк; *4* – траверса; *5* – електродвигун; *6* – ручка фіксації траверси; *7* – клиноремінна передача; *8* – шпиндель; *9* – вузол кріплення робочого вала; *10* – робочий вал; *11* – касета; *12* – зразок; *13* – посудина з кришкою; *14* – шпильки кріплення посудини

Режим випробовувань зразків у гідроабразивному середовищі визначений з урахуванням таких вимог: висока відтворюваність результатів, утрати металу, достатні для оцінки зносу зразка за порівняно короткий час випробовувань і максимально стабільні умови випробовувань зразків. Як абразивний матеріал для випробовувань використовували кар’єрний пісок, який має вищу, в порівнянні з річковим, абразивну дію через кутасту форму.

Визначення режиму випробувань матеріалів у лабораторних умовах здійснювали з використанням зразків, виготовлених із сплаву 280Х28Н2.

Зносостійкість досліджуваних сплавів порівнювали із зносом цих же зразків.

На підставі проведених випробовувань з урахуванням наведених вище вимог, факторів і можливостей установки прийнято й використано такий режим та умови дослідження зносостійкості зразків у гідроабразивному середовищі:

– тривалість випробовування – 4 год;

– кількість оборотів робочого вала – 800 хв$^{-1}$;

– абразив – кар'єрний пісок з середнім розміром 0,2 мм;

– концентрація абразиву в пульпі – 30% за об'ємом;

– кут атаки абразивом поверхні зразка – 30º;

2.8 Формувальні та стрижневі суміші

Ливарні форми для одержання технологічних проб виготовляли з єдиної формувальної суміші, склад якої наведено в табл. 2.2, а її фізико-механічні властивості – в табл. 2.3.

Таблиця 2.2

Склад формувальної суміші для виготовлення ливарних форм

Найменування складових	ГОСТ	Марка, клас	Вміст у суміші, %
Оборотна суміш	–	–	90…92
Кварцовий пісок	2138-91	$2К_1О_3О2$	8,0…6,5
Глина формувальна	3226-93	ФС – 1	2,0…1,5

Таблиця 2.3

Фізико-механічні властивості формувальної суміші

Властивість суміші	Припустимі межі
Газопроникність, од	90…120
Міцність на стискання в сирому стані, МПа	0,03…0,05
Вологість, %	4,5…5,0

Чаші для дослідження рідкоплинності сплавів, стакани для визначення об'ємної усадки та стрижні для вивчення тріщиностійкості сталей виготовляли із рідкоскляної суміші, склад якої наведено в табл. 2.4, а фізико-механічні властивості – в табл. 2.5.

Таблиця 2.4

Склад рідкоскляної суміші

Найменування складових	ГОСТ	Марка, клас	Вміст у суміші, %
Пісок кварцовий	2138-91	$2К_1О_302$	90
Глина формувальна	3226-93	ФС – 1	5
Рідке скло (М = 2,3; щільність 1,35 г/см^3)	13078-81	А	5

Таблиця 2.5

Фізико-механічні властивості рідкоскляної суміші

Властивість суміші	Припустимі межі
Газопроникність, од	не менше 100
Міцність на стискання, МПа	1,2…1,8
Вологість, %	3,0…3,5

Робочі поверхні ливарних форм для забезпечення стабільної шорсткості та запобігання пригару на зразках фарбували фарбою на основі дистенсиліманіту. Шар фарби товщиною 0,2…0,3 мм наносили на поверхню форми за допомогою пульверизатора декілька разів.

2.9 Хімічний, металографічний і рентгенографічний аналізи сплавів

Хімічний склад сплавів лабораторних і промислових плавок визначали стандартними методиками хімічного аналізу. Вміст окремих елементів визначали методом енергодисперсійного рентгенофлуоресцентного аналізу на приладі «EXPERT 3L» (кількісне визначення елементів від 12Mg до 92U). Повний хімічний склад сплавів визначали методом емісійного спектрального аналізу з іскровим збудженням на дифракційному фотоелектричному спектрометрі ДФС-36 в аналітичній випробувальній лабораторії ІЕЗ ім. Патона НАН України.

Аналіз структури сплавів здійснювали з метою вивчення дії окремих легувальних, мікролегувальних і модифікувальних елементів на структуру та властивості металу. Шліфи для мікроструктурних досліджень виготовляли із зразків для вимірювання твердості, оскільки їх переріз повніше відтворював структуру реа-

льних тонкостінних виливків (наприклад, насадок паливоспалювальних пристроїв котлоагрегатів ТЕС, корпусів і дисків багерних насосів). Для вирізування зразків використовували абразивні круги на верстаті Delta AbrasiMet фірми Buehler, що давало можливість максимально зберегти структуру зразка як в литому стані, так і після термічного оброблення.

Структуру сплавів вивчали на мікроскопах Neophot-21 та Axio Vert.A1 фірми Carl Zeiss за збільшень 100 та 500. Вибіркові дослідження мікроструктури не травлених і травлених зразків, локальний хімічний склад окремих фаз і розподіл хімічних елементів між ними проводили на растровому електронному мікроскопі РЭМ 106И. Нагрівання досліджуваних зразків під час термічного оброблення виконували в муфельній печі СНОЛ 1,6.2,5.1/11-И2 потужністю 3 кВт. Температуру нагрівання контролювали платино-платинородієвою термопарою, підключеною через аналогово-цифровий перетворювач марки ICPCom 7018 (з компенсацією температури навколишнього середовища) та узгоджувальний пристрій ICPCom 7520 до портативного комп’ютера. Запис температур з точністю ± 5 °С та збереження даних у файл проводився за допомогою спеціального програмного забезпечення (розробленого на кафедрі ливарного виробництва НТУУ «КПІ»).

Фазовий склад оксидних плівок вивчали на дифрактометрі ДРОН-2.0.

Рентгенографічний аналіз виконували на рентгенівському дифрактометрі Ultima IV. Ефективність дифрактометра оцінюється не тільки швидкістю проведення експерименту, але й швидкістю перемикання між різними видами експериментів. Дифрактометр є найгнучкішою та найдоступнішою системою для широкого діапазону задач.

2.10 Забезпечення точності вимірювань та адекватності математичних моделей

Для виконання вимірювань властивостей сплавів для кожної експериментальної точки використовували не менше 3-х зразків. Математичне оброблення результатів експериментальних даних за обмеженої кількості спостережень здійснювали з використанням розподілу Стьюдента за довірчої ймовірності 90% [83].

Побудову графічних залежностей здійснювали з урахуванням довірчих інтервалів середнього арифметичного.

Розмір довірчого інтервалу визначали за формулою:

$$\Delta Y = \frac{t \cdot S}{\sqrt{n}}, \tag{2.1}$$

де t – коефіцієнт Стьюдента за даних n та α;

S – оцінка середньоквадратичного відхилення результату окремого спостереження [84].

Оброблення результатів виконували згідно рекомендацій, викладених в роботі [85]: приділено особливу увагу усуненню грубих і попередженню систематичних помилок у результатах, достатній кількості дослідів, правильній інтерпретації графічного зображення залежностей, перевірянню відтворюваності результатів і найбільш показовому представленню залежностей у вигляді $y = f(x)$.

Побудовані рівняння регресії та усі їх коефіцієнти були перевірені на адекватність. Відтворюваність експериментів визначали за розрахунковим значенням критерію Кохрена та його порівнянням із табличним значенням [83…86]:

$$G_p = \frac{(S_u^2)\max}{\sum S_u^2}, \tag{2.2}$$

де G_p – розрахункове значення критерію Кохрена;

S_u^2 – дисперсія;

u – число дослідів у плані експерименту

Статистичну значущість коефіцієнтів регресії визначали, виходячи із розрахунку їх дисперсій і значень критеріїв Стьюдента щодо кожного коефіцієнта [85]:

$$t_{pi} \geq t_T; \tag{2.3}$$

де t_T – табличне значення критерію Стьюдента;

$i = 0, 1 \ldots к$

$$t_{pi} = \frac{|b_i|}{S_{\bar{y}} / \sqrt{N}}, \tag{2.4}$$

де b_i – коефіцієнт регресії;

$S_{\bar{y}}$ – загальна помилка експерименту;

N – кількість дослідів у плані експерименту

Після встановлення значущих коефіцієнтів і виведення в остаточному вигляді рівняння регресії перевіряли гіпотезу щодо адекватності моделі, тобто здатності рівняння регресії передбачати відгук із задовільною точністю. Перевірку здійснювали за допомогою критерію Фішера [83…86]:

$$F_{f_1,f_2}^{розрах} = \frac{S_{ад}^2}{S^2{}_y} \le F_{f_1,f_2}^{табл} \tag{2.5}$$

При цьому дисперсію дослідів розраховували за формулою:

$$S^2{}_y = \frac{1}{m-1}\sum_{i=1}^{u}(y_{ui} - \bar{y}_u)^2, \tag{2.6}$$

де m – кількість повторювань дослідів за однакових умов;

u – кількість дослідів у плані експерименту.

Дисперсія адекватності розрахована за формулою [83, 85]:

$$S_{ад}^2 = \frac{\sum_{u=1}^{N_k}(y_u^{розрах} - y_u^{експ})^2 - \sum_{u=1}^{n_0}(y_{ou} - \overline{y_0})^2}{f_2}, \tag{2.7}$$

де f_2 – число ступенів свободи, яке визначається за формулою:

$$f_2 = N - k^{/} - (n_0 - 1), \tag{2.8}$$

де $k^{/}$ – число статистично значущих коефіцієнтів у рівнянні регресії;

N – кількість дослідів у плані експерименту;

n_0 – кількість дослідів у центрі плану (на основному рівні).

2.11 Висновки до розділу 2

1. Удосконалено методики визначення ливарних властивостей, які повною мірою фіксують поведінку розплавів на основі заліза з високим вмістом хрому під час виготовлення із них виливків: рідкоплинності, лінійної та об’ємної усадок, тріщиностійкості та схильності сталей до плівкоутворення.

2. Розроблено технологію виготовлення литих зразків для визначення механічних властивостей металу під час виробництва тонкостінних виливків.

3. Удосконалено експериментальну установку для дослідження окалиностійкості сплавів за температур до 1300 °С у різних газових середовищах.

4. Розроблено й виготовлено пристрій до розривної машини для визначення механічних властивостей жаростійких сталей за високих температур.

5. Розроблено методику, спроектовано та виготовлено установку для дослідження процесів термомеханічного оброблення жаростійких сталей.

6. Вибрано форму та розміри зразків, розроблено технологію їх виготовлення та методику визначення зносостійкості сплавів на основі заліза з високим вмістом хрому в гідроабразивному середовищі.

7. Удосконалені та розроблені методики досліджень властивостей сплавів на основі заліза мають високі відтворюваність і достовірність результатів й відповідають вимогам чинних нормативних документів.

РОЗДІЛ 3
ТЕХНОЛОГІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ЛИВАРНИХ ЖАРОСТІЙКИХ СТАЛЕЙ ДЛЯ РОБОТИ В ЕКСТРЕМАЛЬНИХ УМОВАХ

3.1 Ливарні та механічні властивості жаростійких сталей з високим вмістом хрому та алюмінію

Технологічні властивості жаростійких сталей визначаються вмістом в них хрому, алюмінію, вуглецю, титану, кремнію, марганцю та інших хімічних елементів, які можуть залишатися в металі після мікролегування або модифікування.

Аналіз літератури [1, 11, 15, 18, 29] щодо жаростійких сплавів на основі заліза, зокрема хромистих сталей, дав змогу встановити, що певної жаростійкості вони набувають після додавання в них понад 13% хрому. З підвищенням вмісту хрому покращується окалиностійкість сплавів, а задовільні механічні властивості сплавів зберігаються до 35% хрому. Покращити технологічні та експлуатаційні характеристики хромистих сталей можна легуванням їх певною кількістю алюмінію.

У роботі досліджено зміну технологічних властивостей сплавів на основі заліза з високим вмістом хрому залежно від вмісту в них алюмінію та визначено оптимальне співвідношення цих елементів, яке забезпечує задовільні ливарні й механічні характеристики під час виробництва якісних виливків для роботи в екстремальних умовах.

У табл. К.1 наведено хімічний склад досліджених сталей. Для детального вивчення процесу легування та його впливу на ливарні й механічні властивості сталей останні розділено на 6 груп за вмістом хрому, при цьому охоплено весь промисловий ряд хромистих сталей, які передбачено чинними нормативними документами. Вміст вуглецю в сталях витримували на рівні середньовуглецевих ливарних сталей у межах 0,35…0,42%. Алюміній змінювали в кожній групі від залишкового після розкиснення до 7%. Вміст решти елементів (марганцю, кремнію, сірки та фосфору) в усіх дослідах залишався максимально однаковим.

Результати досліджень ливарних і механічних властивостей сталей залежно від вмісту хрому та алюмінію наведено в табл. К.2.

Оскільки хром та алюміній схильні до інтенсивного плівкоутворення, що суттєво впливає на процеси виплавляння та розливання сталей у форми, нами розроблено технології плавлення їх в індукційних і дугових печах (Додатки В і Г).

3.1.1 Ливарні властивості

Рідкоплинність. Практичну рідкоплинність сталей визначали за температури 1580 ± 10 ºС. Установлено, що з підвищенням вмісту хрому рідкоплинність сталей зростає (рис. 3.1) внаслідок зниження температури ліквідус і зменшення інтервалу кристалізації відповідно до діаграми стану Fe-Cr (рис. А.1).

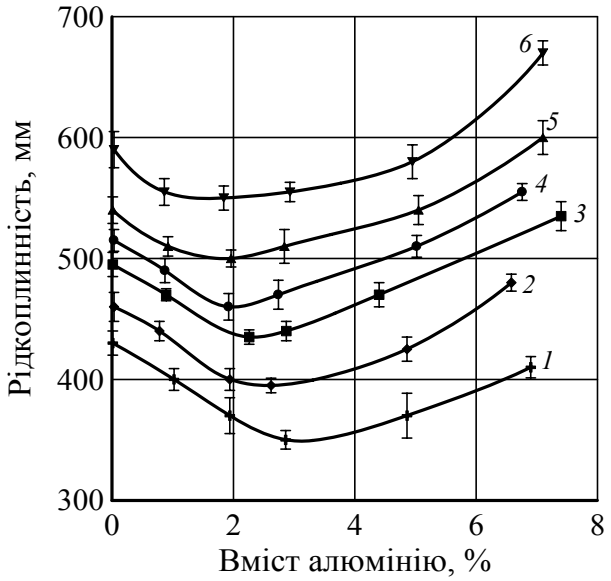


Рис. 3.1. Практична рідкоплинність жаростійких сталей залежно від вмісту в них хрому та алюмінію:
1 – 13,6% Cr; *2* – 17,7% Cr;
3 – 22,3% Cr; *4* – 25,6% Cr;
5 – 29,8% Cr; *6* – 35,8% Cr

Підвищення концентрації алюмінію в хромистих сталях (з вмістом хрому понад 25,0%, рис. 3.1, криві 4, 5, 6) до 1,0…2,0% дещо знижує їх практичну рідкоплинність, але вона залишається на високому рівні. Подальше підвищення вмісту алюмінію понад 2,0% у цих же сталях сприяє збільшенню рідкоплинності розплаву до вихідного значення за вмісту біля 5,0% алюмінію, а після додавання алюмінію до 7,0% рідкоплинність набуває максимального значення. Такий же характер зміни рідкоплинності спостерігається й для сталей з вмістом хрому, меншим за 25,0% (рис 3.1, криві 1, 2, 3), тільки з більшим вмістом алюмінію. Мінімальну рідкоплинність сталі мають за вмісту 2,0…3,0% алюмінію.

Такий вплив алюмінію на рідкоплинність хромистих сталей можна пояснити так: невеликі присадки алюмінію добре розкиснюють метал, надають йому гомогенності, а тому він зберігає високу рідкоплинність [88]. Зниження рідкоплинності сталей після додавання алюмінію до 3% пояснюється утворенням значної кількості оксидних плівок і нітридів, які суттєво підвищують в'язкість розплаву. Додавання алюмінію в сталі понад 3% призводить до деякого підвищення рідкоплинності на 60…110 мм внаслідок зниження температури плавлення сплаву та теплопровідності рідкого металу, утворення щільної «сорочки» з оксидів, яка відвертає проникання рідкого металу в міжзернинні канали формувальної суміші та зменшує тертя рідини об стінки форми.

Отже, для збереження високої рідкоплинності хромистих сталей, що дуже важливо для виробництва складних за геометрією та тонкостінних виливків будь-яких розмірів, вміст алюмінію в них з урахуванням інших ливарних і механічних властивостей має не перевищувати 2,0%. Для виготовлення простих виливків з високою окалиностійкістю вміст алюмінію може бути підвищений до 4%.

Лінійна усадка. Відомо, що коефіцієнт усадки металу в твердому стані менший, ніж у рідкому, в аустеніту він більший, ніж у фериту, а із збільшенням у сталі вмісту вуглецю коефіцієнт підвищується [1, 11, 87]. На коефіцієнт усадки впливають також і фазові перетворення, які відбуваються в твердому металі. Оскільки досліджені сталі мають феритно-карбідну структуру, то крива усадки змінюється плавно, без будь-яких перегинів.

Хром має необмежену розчинність в α-Fe (див. рис. А.1), тому збільшує кількість феритної складової в структурі металу й знижує лінійну усадку досліджених сталей (рис. 3.2). На зменшення лінійної усадки сталі після підвищення концентрації хрому суттєвий вплив справляє також зміцнення міжатомних сил зв'язку в кристалевій гратці легованого фериту [11, 87].

Додавання невеликої кількості алюмінію помітно знижує усадку хромистих сталей внаслідок ще більшого звуження області γ-Fe в сталях і збільшення кількості феритної складової (рис. А.5). Металографічними дослідженнями установлено,

що сталь з 30% хрому та 1% алюмінію має феритну структуру з невеликою кількістю (5…8%) дрібних вкраплень карбідів.

Коефіцієнт термічного стискання фериту в 1,6 рази ($14{,}5\cdot10^{-6}$ 1/град проти $23\cdot10^{-6}$ 1/град) менший, ніж аустеніту [24, 88, 89]. Це суттєво знижує лінійну усадку металу. Додавання алюмінію зменшує також загальний вміст газів у розплаві через утворення тугоплавких сполук оксидів і нітридів, які стають додатковими центрами кристалізації, подрібнюють первинне зерно та підвищують щільність металу ще до початку реєстрації лінійної усадки.

Підвищення вмісту алюмінію понад 2% збільшує лінійну усадку сталей, що можна пояснити спотворенням кристалевої гратки фериту внаслідок подальшого легування металу алюмінієм і різницею коефіцієнтів термічного стикання, оскільки зростає розчинність алюмінію у фериті (може досягати 30%). Коефіцієнт термічного стискання алюмінію дорівнює $23{,}8\cdot10^{-6}$ 1/град, заліза – $11{,}8\cdot10^{-6}$ 1/град, а хрому – $6{,}7\cdot10^{-6}$ 1/град [11].

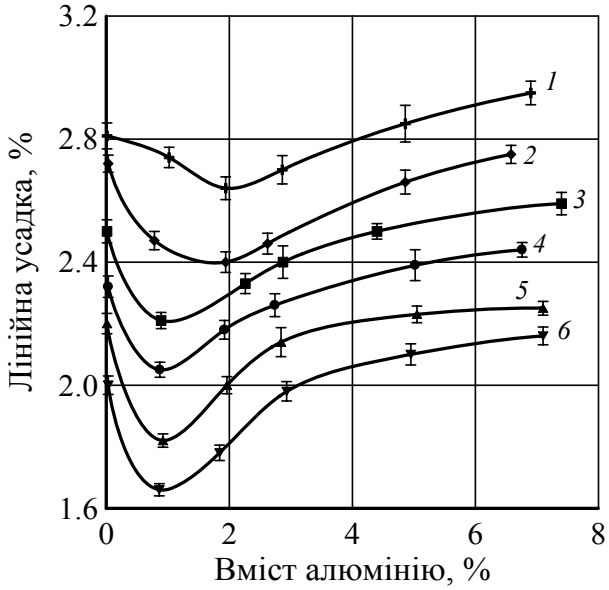


Рис. 3.2. Лінійна усадка жаростійких сталей залежно від вмісту в них хрому та алюмінію: *1* – 13,6% Cr; *2* – 17,7% Cr; *3* – 22,3% Cr; *4* – 25,6% Cr; *5* – 29,8% Cr; *6* – 35,8% Cr

Таким чином, для зменшення лінійної усадки хромистих сталей вміст алюмінію в них має не перевищувати 2%. Це також стосується виробництва складних за геометрією та великогабаритних тонкостінних виливків.

Тріщиностійкість. Загально визнано [1, 11], що причиною виникнення гарячих тріщин у виливках є механічні або термічні гальмування, які створюються

конфігурацією виливка та усадкою металу. Гарячі тріщини зароджуються за температур, близьких до температур завершення первинної кристалізації. Для високолегованих сталей інтервалом зародження гарячих тріщин є 1450…1250 °С [90…93]. У цьому інтервалі температур на межах зерен можуть ще залишатися прошарки рідкої фази, які сприяють зниженню високотемпературної міцності та пластичності металу. Деякою мірою це пояснюється шкідливим впливом інтервалу кристалізації, за якого подовжується час перебування металу в двофазному стані та існування міжкристалевих рідких плівок, що й сприяє зниженню опору утворення гарячих тріщин.

Сталі з хромом та алюмінієм мають низьку теплопровідність, внаслідок чого виникає велика різниця температур між поверхневими та внутрішніми шарами металу, що призводить до появи внутрішніх гарячих тріщин, які згодом поширюються до поверхні виливка [93]. Помітний вплив на процеси утворення гарячих тріщин справляють теплофізичні властивості формувальних матеріалів [94], перегрівання стінок форми в місцях, які розташовуються проти живильників [95]. Проте зниження коефіцієнта термічного стискання, яке обумовлене зростанням феритної складової структури після підвищення вмісту хрому та оптимальних добавок алюмінію, позитивно впливає на тріщиностійкість досліджених хромоалюмінієвих сталей (рис. 3.3).

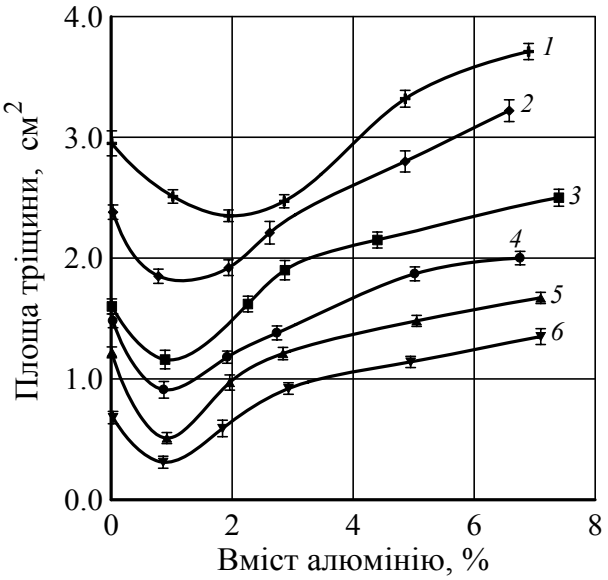
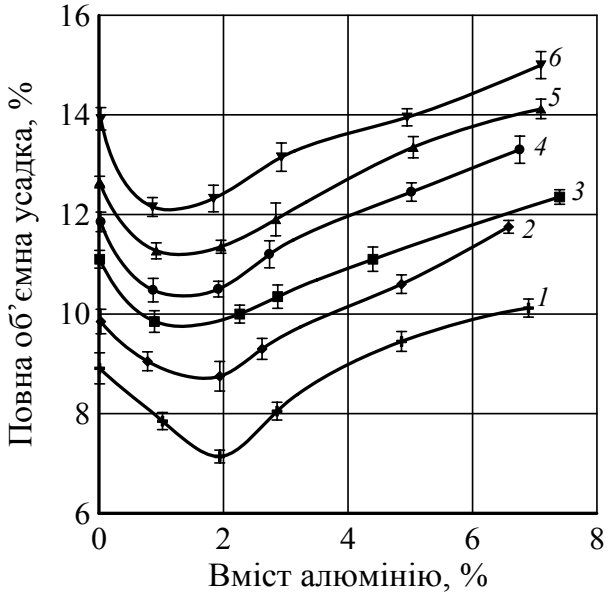


Рис. 3.3. Тріщиностійкість жаростійких сталей залежно від вмісту в них хрому та алюмінію:
1 – 13,6% Cr; *2* – 17,7% Cr;
3 – 22,3% Cr; *4* – 25,6% Cr;
5 – 29,8% Cr; *6* – 35,8% Cr

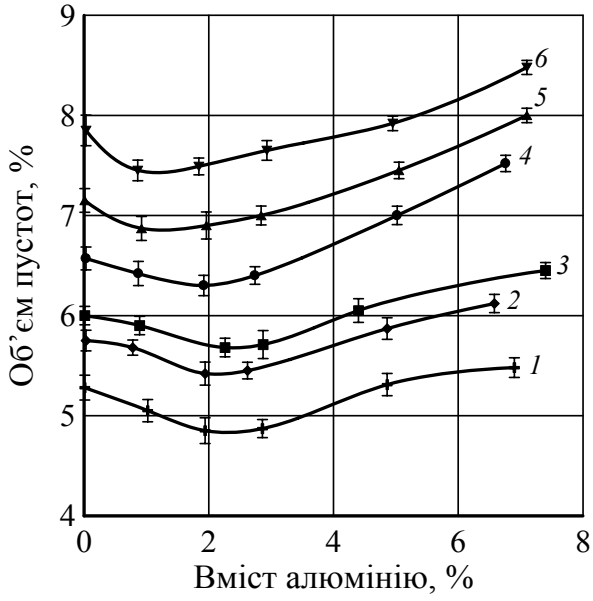
Отже, для покращання тріщиностійкості хромоалюмінієвих сталей вміст алюмінію в них має не перевищувати 2%. Цю норму необхідно витримувати під час виробництва складних за геометрією виливків з різними товщинами стінок.

Об'ємна усадка. На повну об'ємну усадку сплавів на основі заліза справляють вплив багато факторів: положення виливка у формі, його різностінність, температура та швидкість заливання металу у форми, умови підживлення окремих частин виливка, виокремлення газів, швидкість і спрямованість твердження тощо.

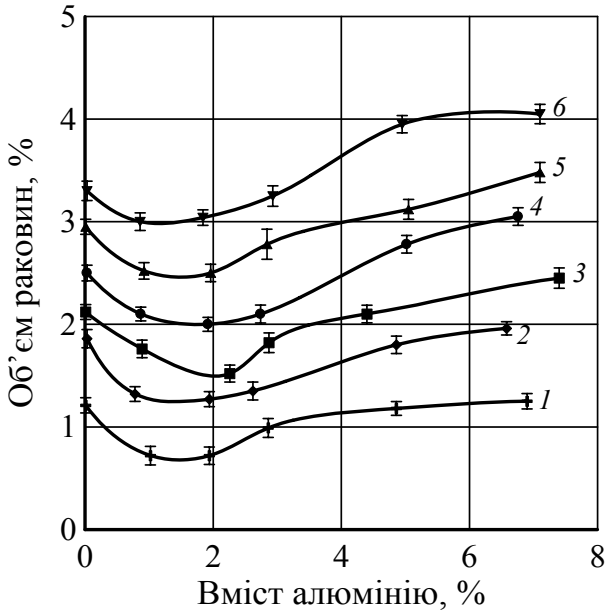
Результати досліджень впливу хрому та алюмінію на усадкові процеси у виливках показано на рис. 3.4.



а



б



в

Рис. 3.4. Зміна повної об'ємної усадки (*а*), об'єму пустот (*б*) та об'єму раковин (*в*) жаростійких сталей залежно від вмісту в них хрому та алюмінію:

1 – 13,6% Cr; *2* – 17,7% Cr;
3 – 22,3% Cr; *4* – 25,6% Cr;
5 – 29,8% Cr; *6* – 35,8% Cr

Підвищення вмісту хрому в сталі знижує її теплопровідність, що погіршує умови формування якісних виливків. У дослідах проби заливали приблизно за однакової температури, тому час перебування їх у рідкому стані з підвищенням вмісту хрому збільшується, що призводить до зростання усадки в рідкому стані та під час кристалізації розплаву [3, 11, 18]. Розширення інтервалу кристалізації та зниження теплопровідності сталей внаслідок підвищення в них хрому сприяють збільшенню усадкових пор і сконцентрованої усадкової раковини (рис. 3.4, *б*, *в*).

Дещо по іншому впливає на усадкові процеси в сталях алюміній. Добавки алюмінію до 2,0% знижують повну об'ємну усадку, об'єми пустот і раковин внаслідок глибокого розкиснення металу, підвищення його густини та ступеня легованості алюмінієм [87]. Подальші добавки алюмінію суттєво знижують теплопровідність сталей, що супроводжується погіршанням умов для швидкого охолодження розплаву, його кристалізації та охолодження твердого металу [3, 18, 87].

3.1.2 Механічні властивості

Густина сталей. На тривалість експлуатації жаростійких деталей, особливо таких, що працюють як консолі, , наприклад, насадки пальників, суттєво впливає зменшення густини металу, з якого вони виготовлені, оскільки при цьому знижується рівень деформаційних процесів у таких виробах і стабілізується їх робота.

Установлено, що підвищення вмісту хрому та алюмінію в досліджених сталях супроводжується зниженням їх густини (табл. К.3), (рис. 3.5), оскільки хром та алюміній мають меншу, в порівнянні із залізом, густину, відповідно 7,16; 2,71 і 7,86 г/см^3 (вміст хрому взято середній для кожної групи плавок).

Структура сплавів. Маючи невисоку (600…650 °С) температуру рекристалізації, сталі з високим вмістом хрому втрачають міцність уже після нагрівання до температур вищих за 700 °С. Жароміцність таких сталей тісно пов'язана з розмірами зерна та станом міжзеренних прошарків, оскільки межі зерен литої сталі є зонами накопичення легкоплавких домішок, які послаблюють зв'язок між окремими кристалами, особливо за високих температур.

Сталь, яка має високі чистоту меж зерен та однорідність структури, має й високі механічні властивості за кімнатних і високих температур, а також жароміцність і жаростійкість [96, 97].

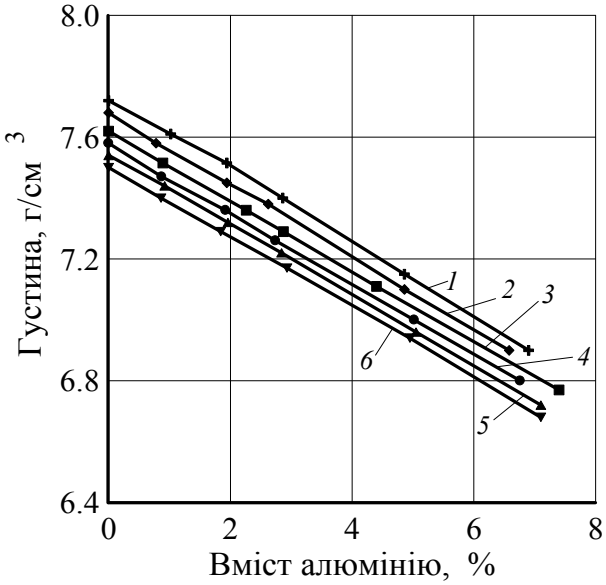


Рис. 3.5. Густина жаростійких сталей залежно від вмісту в них хрому та алюмінію: *1* – 13,6% Cr; *2* – 17,7% Cr; *3* – 22,3% Cr; *4* – 25,6% Cr; *5* – 29,8% Cr; *6* – 35,8% Cr

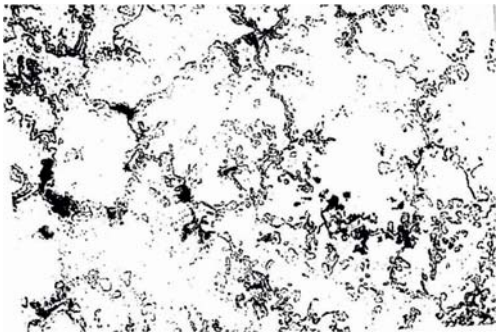
Феритні сталі з високим вмістом хрому мають крупнокристалічну будову, яка не може бути змінена будь-якими режимами термічного оброблення, тому їх характеристики міцності за кімнатних температур набагато гірші, ніж сталей з дрібнозернинною структурою. Проте за високих температур сталі з крупнозернинною будовою мають вищу жароміцність, ніж з дрібнозернинною, оскільки міжкристалітна міцність металу зменшується швидше, ніж міцність зерна [28, 98].

Крім того, характеристики міцності високолегованих сталей великою мірою залежать від різнозернистості структури металу, тобто від наявності в ньому одночасно дрібних і крупних зерен. Різнозернистість структури негативно впливає на всі механічні властивості сталей, але особливо на міцність.

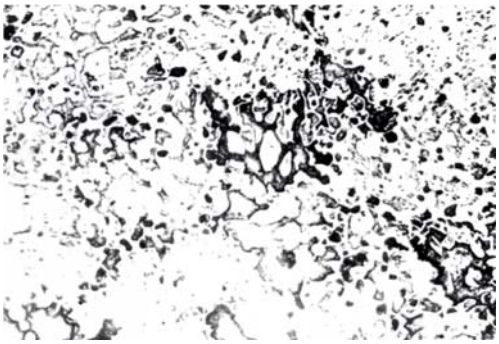
Під час експлуатації виробів за високих температур у литому металі з різнозернистою будовою можлива поява тріщин на межах стикання крупних і дрібних зерен. Аналізом експлуатації жаростійких сталей установлено, що довговічність роботи виробів, виготовлених із них, тим триваліша, чим менша різниця в розмірах зерен [10, 18]. Залишається невирішеною задача виготовлення литих загото-

вок із високолегованих сталей з мінімальною різнозернистістю структури, що суттєво покращило б механічні та експлуатаційні характеристики металу.

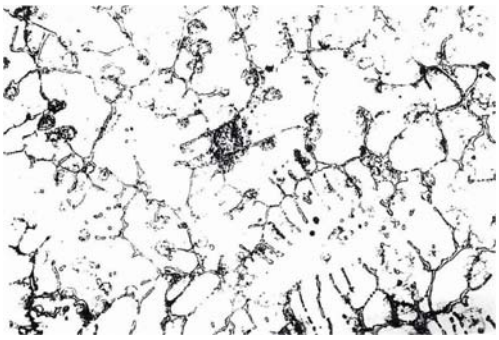
Нами встановлено, що сталь з вмістом 13,6% хрому, 0,3% вуглецю та 1,0% алюмінію можна віднести до сталей напівферитного класу. Структура її складається з легованого хромом фериту, продуктів розпаду аустеніту та спеціальних карбідів хрому, які розташовуються межами зерен (рис. 3.6, *а*).



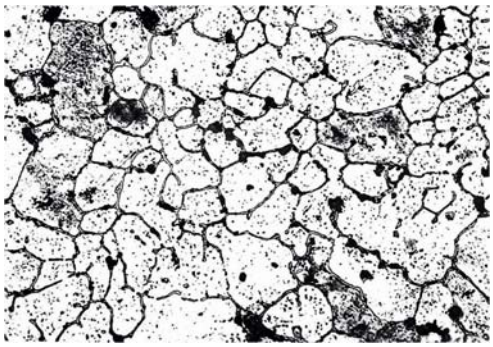
а



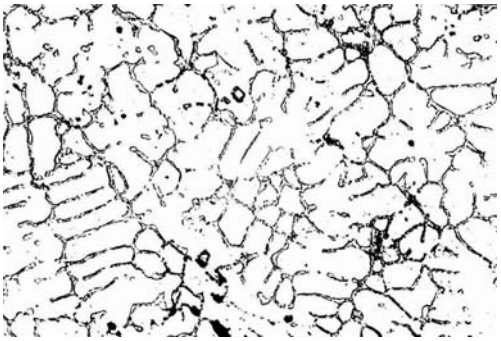
б



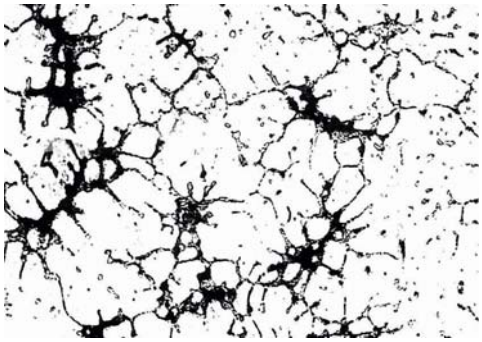
в



г



д



е

Рис. 3.6. Мікроструктури жаростійких сталей (біля 0,35% C та 1,90% Al) залежно від вмісту в них хрому (×100): *а* – 13,6% Cr; *б* – 17,7% Cr; *в* – 22,3% Cr; *г* – 25,6% Cr; *д* – 29,8% Cr; *е* – 35,8% Cr

Збільшення концентрації хрому в сталі змінює її структуру, а після додавання понад 25% хрому сталь стає суто феритною з невеликою кількістю (5…8%) карбідів, при цьому спостерігається зростання розмірів зерен від 87 до 120 мкм внаслідок зниження теплопровідності металу під час кристалізації (див. рис. 3.6). Підвищення вмісту хрому до 36% збільшує кількість карбідів, що призводить до деякого подрібнення зерна, при цьому виникає вірогідність появи *σ*-фази, яка являє собою інтерметалідну крихку сполуку FeCr [1, 11, 98]. Відповідно до діаграми стану залізо-хром (див. рис. А.1) *σ*-фаза в цій системі починає утворюватися за вмісту хрому понад 30%.

Додавання алюмінію в феритну хромисту сталь суттєво змінює її будову (рис. 3.7), перш за все, зменшує кількість дрібних зерен, які мають високу мікротвердість.

Після додавання в сталь біля 1,0% алюмінію її структура стає максимально рівнозернистою, лише на межах зерен розташовується незначна кількість залізохромистих карбідів. Забрудненість металу неметалевими вкраплинами зменшується через високу розкиснювальну здатність алюмінію з одночасним спливанням утворених оксидних плівок.

Збільшення вмісту алюмінію в сталі до 3% сприяє зростанню зерен фериту від 70 до 90 мкм внаслідок подальшого зниження теплопровідності металу та погіршання умов для його прискореної кристалізації, при цьому спостерігається деяке збільшення кількості неметалевих вкраплин. Після підвищення вмісту алюмінію в сталі понад 3% з’являються крупні неметалеві вкраплення, які розташовуються межами зерен, послаблюють міжкристалічний зв’язок і знижують механічні властивості металу. При цьому зростає різнозернистість структури, яка обумовлюється нерівномірним розташуванням нітридної фази в об’ємі металу [99].

Підвищення концентрації алюмінію до 7% сприяє зменшенню розмірів зерен через збільшення кількості нітридів в сталі та внаслідок зниження розчинності вуглецю в твердому розчині, що сприяє утворенню карбідів за вищих температур і виокремленню їх всередині зерен (рис. 3.7, *д*, *е*). У той же час при цьому збі-

льшується кількість великих неметалевих вкраплень, які негативно впливають на механічні властивості металу.

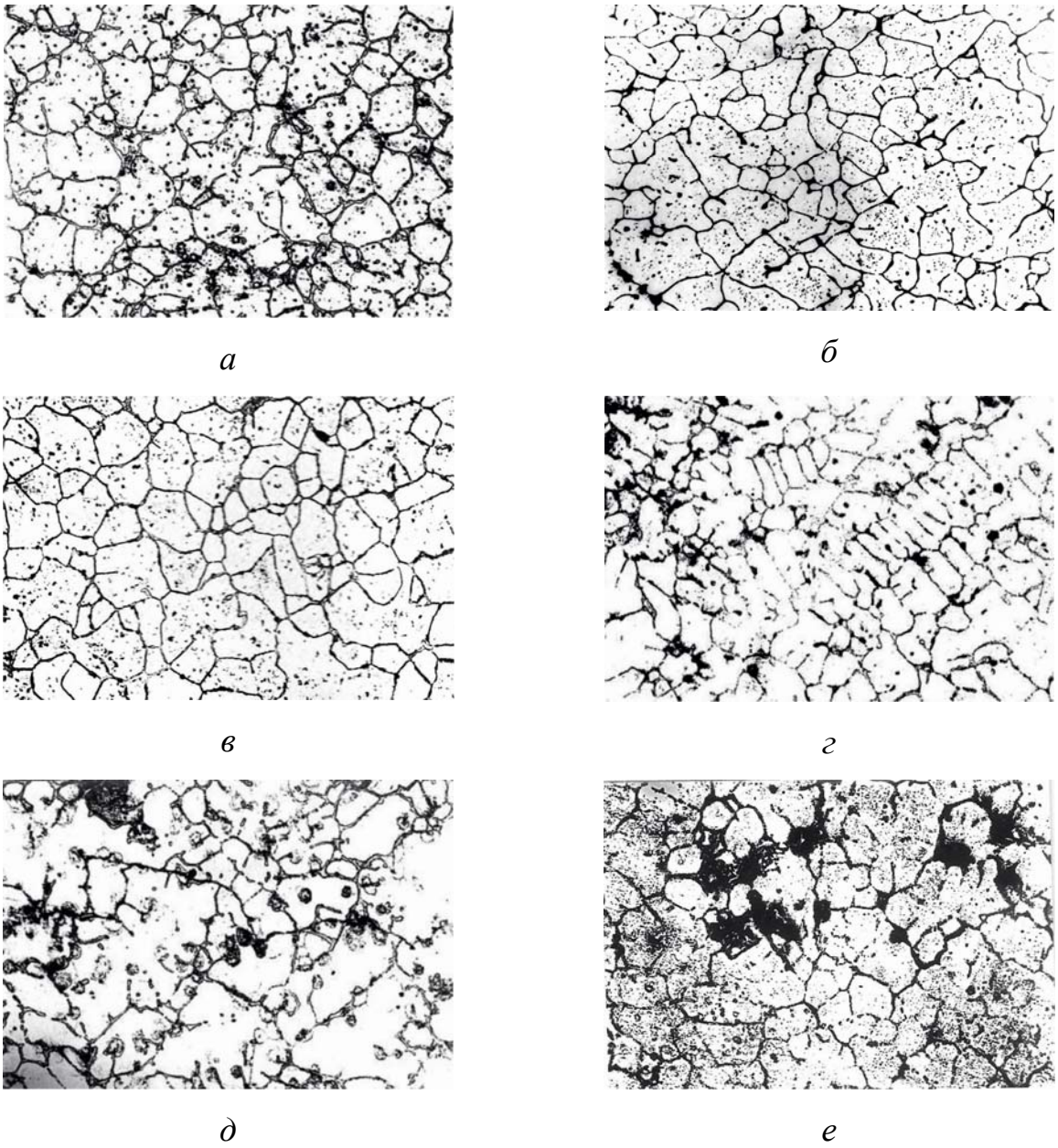


Рис. 3.7. Мікроструктури хромистої сталі (біля 0,35% C; 29,8% Cr) залежно від вмісту в ній алюмінію (×100): *а* – без Al; *б* – 0,92% Al; *в* – 1,96% Al; *г* – 2,84% Al; *д* – 5,05% Al; *е* – 7,1% Al

Отже, для одержання однорідної, максимально гомогенної, рівнозернистої структури хромиста сталь має вміщувати в своєму складі 1,0…2,0% алюмінію.

Тимчасовий опір розриванню. Сталі з високим вмістом хрому є досить крихкими за звичайних температур, що пояснюється наявністю в них домішок упровадження, в першу чергу, азоту, кисню, вуглецю та сірки [98].

Установлено, що збільшення концентрації хрому значною мірою знижує опір розриванню всіх досліджених сталей (рис. 3.8) через зростання зерна, кількості шкідливих домішок і карбідів та їх коагуляції й появу σ-фази в сталях біля 30% хрому та вище. Оскільки хром схильний до ліквацiйних процесів, σ-фаза може появлятися в металі й за меншого вмісту хрому в окремих мікро- и макрооб'ємах. У структурі металу з'являються колонії крупних карбідів хрому, які мають гострокутну форму (рис. 3.9) і слугують концентраторами напружень.

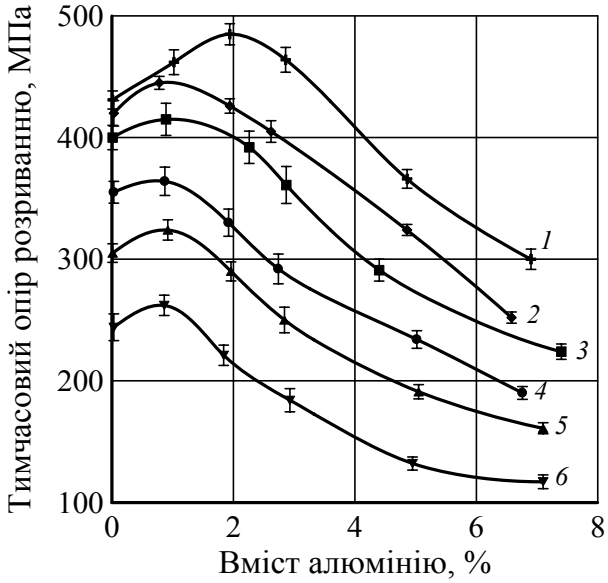


Рис. 3.8. Тимчасовий опір розриванню жаростійких сталей залежно від вмісту в них хрому та алюмінію:
1 – 13,6% Cr; *2* – 17,7% Cr;
3 – 22,3% Cr; *4* – 25,6% Cr;
5 – 29,8% Cr; *6* – 35,8% Cr

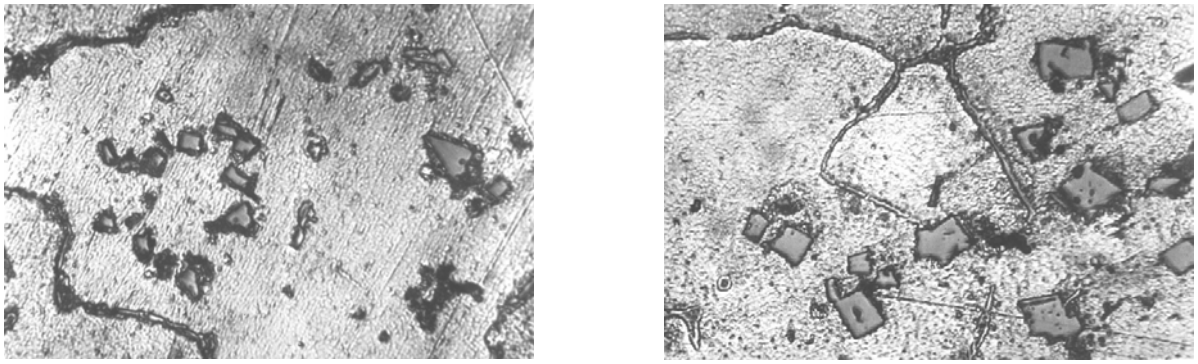


Рис. 3.9. Колонії карбідів хрому різних форми та розмірів у сталі (0,3% C; 30,7% Cr; 0,97% Al) (×600)

Відомо [3, 43], що додавання в сталі навіть невеликої (01…0,2%) кількості алюмінію підвищує тимчасовий опір розриванню через його високу розкиснювальну здатність та утворення тугоплавких дрібнодисперсних сполук (оксидів, нітридів, сульфідів), які мають високі температури плавлення, утворюються в розплаві й слугують додатковими центрами кристалізації, подрібнюють структуру металу під час первинної кристалізації та покращують його властивості.

Підвищення тимчасового опору розриванню хромистих сталей зафіксовано після додавання в них до 2,0% алюмінію внаслідок однорідної, максимально гомогенної структури (див рис. 3.7, *в*), проте слід зазначити, що необхідна його кількість з точки зору високої міцності металу має зменшуватися з підвищенням у сталі вмісту хрому (див. рис. 3.8).

Таким чином, кількість алюмінію в хромистій сталі необхідно визначати з урахуванням температур, агресивних середовищ і навантажень на виріб під час його експлуатації.

Ударна в'язкість. Суттєвим недоліком сталей з хромом та алюмінієм є їх низька пластичність [11, 100, 101]. Під час дослідження міцності виявлено крихке руйнування зразків. Відносне подовження всіх сталей не перевищує 1,0%. Підвищення концентрації хрому та алюмінію зменшує ударну в'язкість досліджених сталей (рис. 3.10) внаслідок утворення крупнозернистої структури та зростання й коагуляції в металі карбідів (див. рис. 3.9).

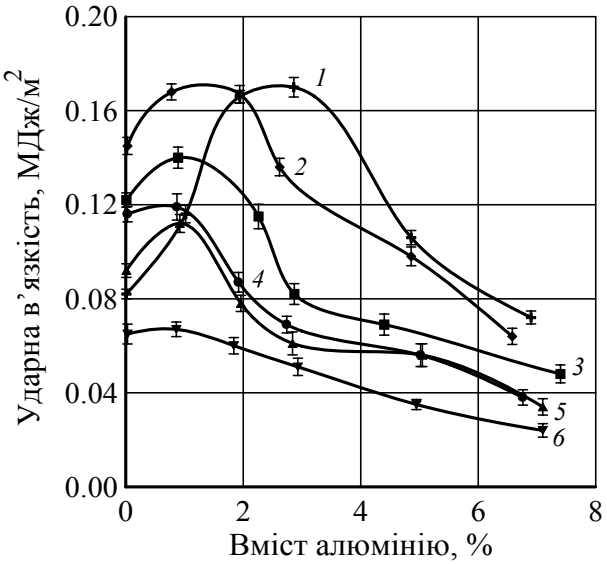


Рис. 3.10. Ударна в'язкість жаростійких сталей залежно від вмісту в них хрому та алюмінію:
1 – 13,6% Cr; *2* – 17,7% Cr;
3 – 22,3% Cr; *4* – 25,6% Cr;
5 – 29,8% Cr; *6* – 35,8% Cr

Отже, підвищити ударну в'язкість жаростійких хромистих сталей можна додаванням в них 1,0…2,0% алюмінію залежно від кількості хрому: за вмісту 13…18% Cr найвищу ударну в'язкість сталі мають після додавання біля 2% Al, а за вмісту 25…30% Cr – біля 1,0% Al.

Твердість. Відомо [11, 98], що сталі з 13…14% хрому та 0,3…0,4% вуглецю відносять до мартенситного класу. Під час кристалізації цих сталей на межах зерен накопичується певна кількість карбідів, які підвищують твердість сталей. Крім того, сталі цього класу схильні до самозагартовування під час швидкого охолодження, що значною мірою підвищує їх твердість. Установлено, що такі сталі мають найвищу твердість (рис. 3.11, крив. *1* і *2*), їх часто використовують для виготовлення різального інструменту, який працює в помірно агресивних середовищах.

Сталі з 17…18% хрому відносять до напівферитного класу. За вмісту 0,3…0,4% вуглецю та біля 3,0% алюмінію сталі схильні до коагуляції карбідів (рис. 3.12, *а*) та утворення неметалевих вкраплин (див. рис. 3.7, *г* і рис. 3.12, *б*) різної морфології, а тому мають високу твердість (див. рис. 3.14, крива *2*).

Із збільшенням в сталі вмісту хрому, зростає кількість феритної складової структури, що призводить до зниження твердості металу. Проте твердість сталі з вмістом хрому понад 25% знову підвищується, що пояснюється зростанням кількості карбідів хрому (див. рис. 3,12, *а*) та утворенням інтерметалідних сполук типу FeCr (див. рис. 3.12, *б*)

Незначний вміст алюмінію (0,5…1,5%) мало змінює твердість сталей з вмістом хрому понад 25% на відміну від сталей з вмістом хрому до 25% (див. рис. 3.11). Підвищення вмісту алюмінію вище вказаних меж збільшує твердість хромистих сталей внаслідок спотворення кристалічних ґраток фериту.

Мікротвердість. Зміна вмісту хрому в сталях від 13,6 до 35,8% за вмісту біля 0,35% вуглецю та 1,5% алюмінію в 1,7 рази підвищує мікротвердість металевої основи (мікротвердість карбідів та інших складових структури сталей тут не вимірювали) внаслідок зміцнення легованого фериту, що призводить до деформації кристалевої гратки α-Fe (рис. 3.13).

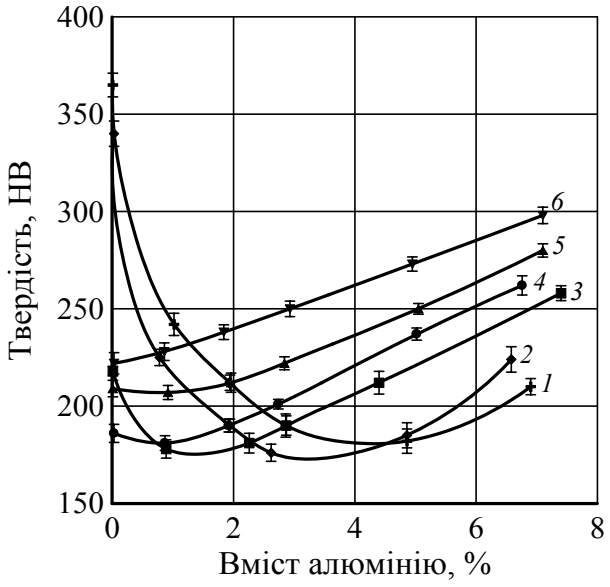
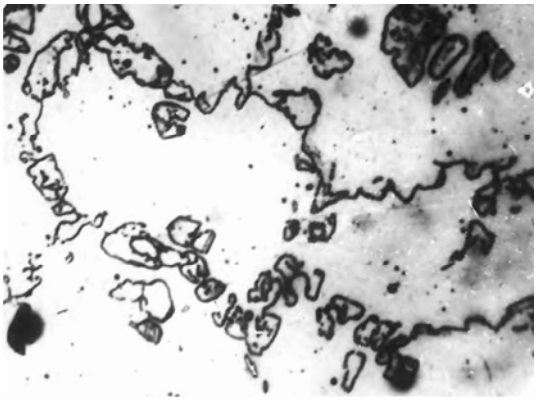
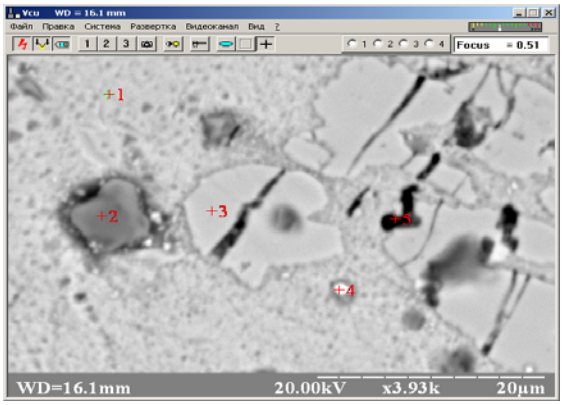


Рис. 3.11. Твердість жаростійких сталей залежно від вмісту в них хрому та алюмінію:
1 – 13,6% Cr; *2* – 17,7% Cr;
3 – 22.,3% Cr; *4* – 25,6% Cr;
5 – 29,8% Cr; *6* – 35,8% Cr



а



б

Рис. 3.12. Карбіди (*а*) (×600) та неметалеві вкраплини (*б*) (×4000) в хромоалюмінієвій сталі (0,35% C; 17,7% Cr; 2,8% Al).

Примітка. Хімічний аналіз точок, %:*1* – 0,33 Al; 0,63 Si; 20,75 Cr; 77,59 Fe; *2* – 0,11 Al; 0,19 Si; 98,37 Ti; 0,45 Cr; 0,63 Fe; *3* – 0,08 Al; 0,24 Si; 0,03 Ti; 70,36 Cr; 28,61 Fe; *4* – 0,46 Al; 1,05 Si; 0,32 Ti; 28,58 Cr; 0,12 Ce; 68,76 Fe; *5* – 0,05 Al; 0,38 Si; 61,32 Cr; 35,24 Fe

Зміна вмісту алюмінію до 7% у сталях, які вміщують 25,6 і 29,8% хрому, сприяє підвищенню мікротвердості фериту більше ніж вдвічі в хромоалюмінієвій сталі з вмістом хрому 29,8% і в 1,6 рази – в сталі з 25,6% хрому (рис. 3.14) внаслідок додаткового легування фериту алюмінієм, подальшої деформації кристалевої гратки α-Fe й збільшення кількості тугоплавких твердих сполук алюмінію.

Таким чином, на підставі одержаних результатів досліджень щодо впливу хрому та алюмінію на ливарні й механічні властивості жаростійких сплавів на основі заліза можна зробити такі висновки:

– створено базу даних щодо впливу хрому та алюмінію на ливарні й механічні властивості жаростійких сталей, яку можна використовувати для розроблення методології прогнозування властивостей розплаву за результатами першого хімічного аналізу, коли метал знаходиться ще в плавильному агрегаті;

– визначено співвідношення основних легувальних елементів в жаростійких сталях – для збереження задовільних ливарних і механічних властивостей сталі мають вміщувати 25,0…30,0% хрому та 1,2…3,5% алюмінію за вмісту 0,30…0,35% вуглецю;

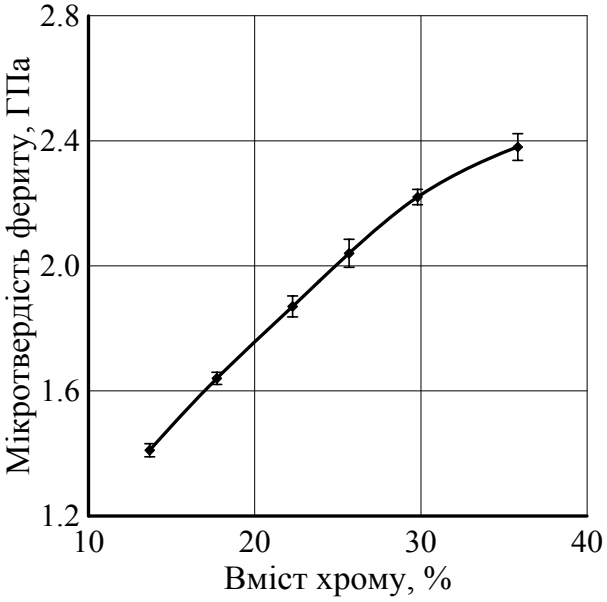


Рис. 3.13. Зміна мікротвердості жаростійких сталей (0,35 % C та 1,5% Al) залежно від вмісту в них хрому

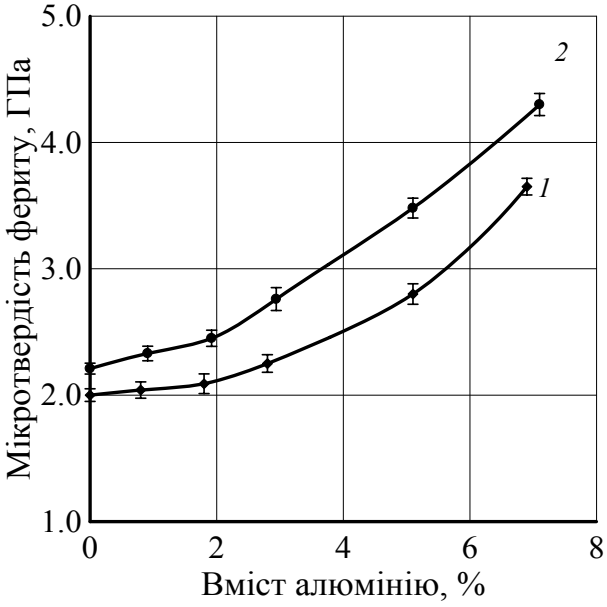


Рис. 3.14. Зміна мікротвердості жаростійких сталей з різним вмістом хрому залежно від вмісту в них алюмінію: *1* – 25,6% Cr; *2* – 29,8% Cr

– для виробництва виливків простої конфігурації, які працюють в умовах високих температур та агресивних середовищ без навантажень, вміст алюмінію в хромистій сталі можна підвищувати до 3,0%, що суттєво подовжить термін експлуатації литих деталей внаслідок суттєвого покращання їх окалиностійкості.

3.2. Ливарні та механічні властивості хромоалюмінієвих сталей залежно від вмісту в них вуглецю та титану

Аналіз літератури [1, 3, 11, 18] дав змогу установити, що покращання структури та властивостей високолегованих сталей можна досягти додатковим обробленням їх карбідо- та нітридоутворювальними елементами й такими, що сприяють дисперсійному твердненню – титаном, молібденом, ванадієм тощо. Серед названих елементів найдешевшим і найефективнішим з точки зору впливу на властивості сплавів на основі заліза є титан. Титан у таких сплавах утворює твердий розчин (легований ферит), високотемпературні карбід (TiC, $t_{пл}$ = 3260 ºС), нітрид (TiN, $t_{пл}$ = 2930 ºС), оксиди (TiO, $t_{пл}$ = 1750 ºС; TiO_2, $t_{пл}$ = 1843 ºС; Ti_2O_3, $t_{пл}$ = 2130 ºС) і сприяє дисперсійному твердненню металу. Теоретичний і практичний інтерес представляє визначення оптимального його вмісту в хромоалюмінієвих сталях і співвідношення вуглецю та титану з метою підвищення або збереження характеристик міцності й покращання експлуатаційних властивостей.

Хімічний склад досліджених сталей наведено в табл. К.4, а результати визначення ливарних і механічних властивостей – у табл. К.5.

3.2.1 Ливарні властивості легованих титаном хромоалюмінієвих сталей з різним вмістом вуглецю

Рідкоплинність. Практична рідкоплинність значно підвищується за вмісту вуглецю до 0,4% для всіх досліджених сталей (рис. 3.15) внаслідок зниження температури плавлення, теплопровідності розплаву та збільшення в зв’язку з цим температурного інтервалу рідкого стану. Подальше підвищення вмісту вуглецю знижує рідкоплинність сталей через збільшення інтервалу кристалізації, який превалює над процесами подальшого зниження теплопровідності та температури ліквідусу. Додавання титану в кількості до 0,35% суттєво підвищує практичну рідкоплинність досліджених сталей (див. рис. 3.15).

Така поведінка обумовлена його високою розкиснювальною здатністю та зниженням температури початку кристалізації сталей [3, 18].

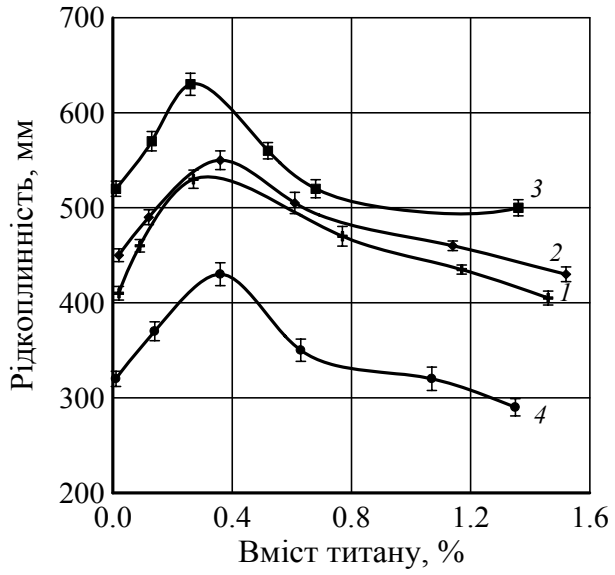


Рис. 3.15. Рідкоплинність хромоалюмінієвої сталі (30,2% Cr й 1,5% Al) залежно від вмісту вуглецю та титану: *1* – 0,09% C; *2* – 0,16% C; *3* – 0,39% C; *4* – 0,81% C

Подальше підвищення вмісту титану знижує рідкоплинність сталей до вихідного стану внаслідок утворення великої кількості оксидних плівок та інших неметалевих вкраплин (див. зміну структури металу з титаном, рис. 3.21), які підвищують в'язкість сталі.

Лінійна усадка. З підвищенням вмісту вуглецю в сталі знижується температура солідусу, що призводить до зниження температури кінцевого твердіння металу й сприяє суттєвому зменшенню лінійної усадки (від 2,26% для сталі з 0,09% вуглецю та біля 0,30% титану до 1,87% для сталі з 0,81% вуглецю та біля 0,20% титану (рис. 3.16).

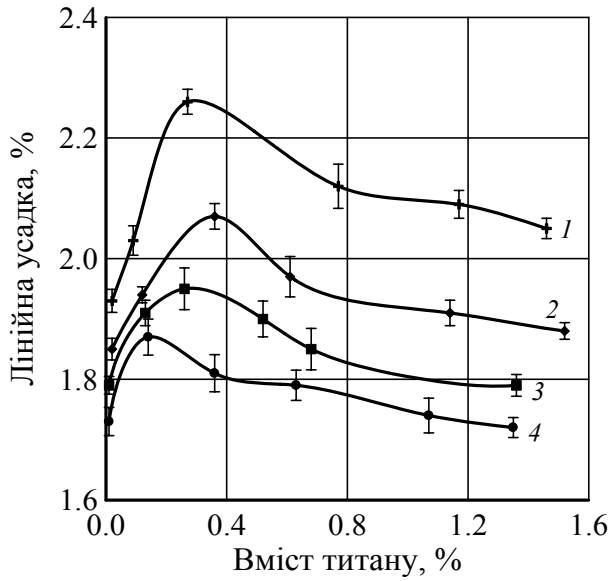


Рис. 3.16. Лінійна усадка хромоалюмінієвої сталі (30,2% Cr й 1,5% Al) залежно від вмісту в ній вуглецю та титану: *1* – 0,09% C; *2* – 0,16% C; *3* – 0,39% C; *4* – 0,81% C

Відомо [11, 102], що лінійна усадка щільно зв'язана з температурою твердіння сталі:

$$\varepsilon_{\text{Т}} = \alpha_{\text{Т}} \cdot T_{\text{ТВ}}, \qquad (3.1)$$

де $\varepsilon_{\text{Т}}$ – лінійна усадка в твердому стані, %;

$\alpha_{\text{Т}}$ – коефіцієнт лінійної усадки, град$^{-1}$;

$T_{\text{ТВ}}$ – температура остаточного твердіння, °С

Крім того, вуглець у хромоалюмінієвих сталях утворює міцні карбіди з хромом і залізом, коефіцієнти термічного розширення яких нижчі, ніж легованого алюмінієм фериту.

Додавання невеликої кількості титану в хромоалюмінієві сталі підвищує їх лінійну усадку за такого вмісту: в низьковуглецевих сталях максимальне значення усадки має місце після додавання 0,35% титану, середньовуглецевих – 0,25% титану, високовуглецевих – 0,15% титану (див. рис. 3.16).

Підвищення лінійної усадки може відбуватися внаслідок дегазації розплаву титаном та утворення ним високотемпературних сполук: оксидів, нітридів і карбідів, які можуть бути додатковими центрами кристалізації. Внаслідок появи таких центрів метал починає твердіти раніше, ніж без таких сполук. Раніше починається й реєстрація усадки приладом – ще в твердо-рідкому стані після появи суцільного металевого каркаса в зразку. Після подальшого підвищення концентрації титану в сталях їх лінійна усадка знижується, очевидно, через зменшення коефіцієнта термічного стискання та збільшення міжатомних сил зв'язку в кристалевій гратці фериту, оскільки титан може розчинятися в α-Fe до 9,8% [103].

Тріщиностійкість. Вуглець значною мірою подрібнює первинне зерно литої сталі. Це сприяє збільшенню площ меж зерен, а отже, й загальної поверхні їх на одиницю об'єму, внаслідок чого знижується питоме навантаження на одиницю їх площі, що сприяє підвищенню міцності сталі в інтервалі утворення гарячих тріщин та як наслідок – збільшує її тріщиностійкість (рис. 3.17). Додавання невеликої кількості титану (в низьковуглецеві хромоалюмінієві сталі – до 0,35%, в се-

редньовуглецеві – до 0,25% та у високовуглецеві – до 0,15%) знижує тріщиностійкість сталей через збільшення лінійної усадки.

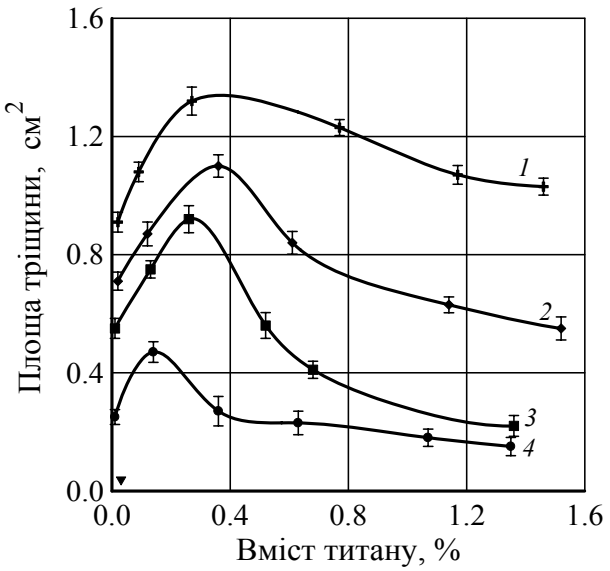


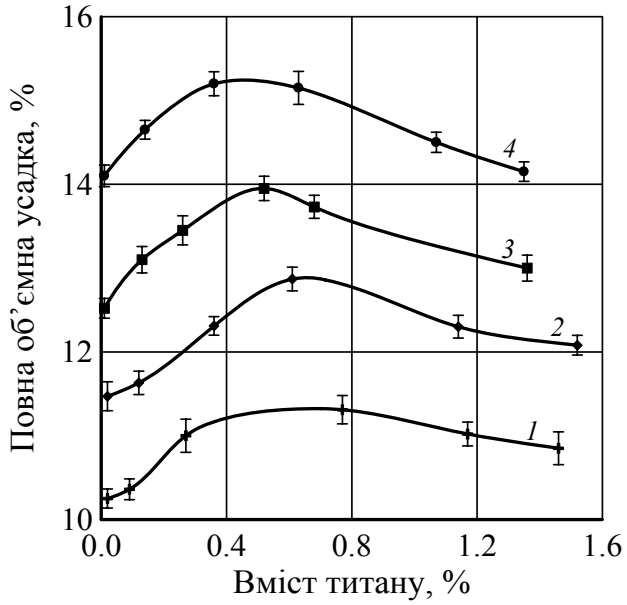
Рис. 3.17. Тріщиностійкість хромоалюмінієвої сталі (30,2% Cr й 1,5% Al) залежно від вмісту в ній вуглецю та титану: *1* – 0,09% C; *2* – 0,16% C; *3* – 0,39% C; *4* – 0,81% C

Підвищення вмісту титану понад 0,25% зменшує схильність середньовуглецевих сталей до утворення гарячих тріщин, що може бути пов’язано із збільшенням їх міцності в період можливого утворення гарячих тріщин внаслідок додаткового мікролегування хромоалюмінієвого фериту титаном.

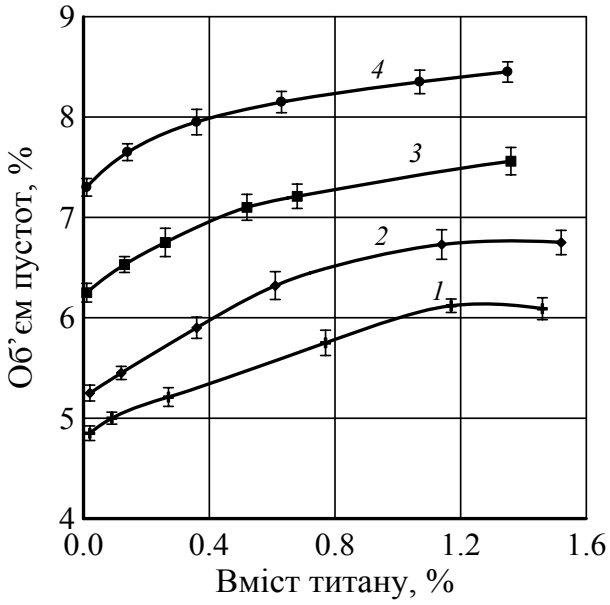
Об’ємна усадка. Збільшення вмісту вуглецю від 0,09 до 0,81% підвищує повну об’ємну усадку хромоалюмінієвих сталей (рис. 3.18, *а*) та об’єм усадкових пустот (рис. 3.18, *б*) і знижує об’єм усадкових раковин, які за вмісту в сталі біля 1,50% титану та 0,81% вуглецю взагалі не утворюються (рис. 3.18, *в*).

З підвищенням концентрації вуглецю знижується температура початку кристалізації, що за однакової температури заливання форм збільшує усадку в рідкому стані.

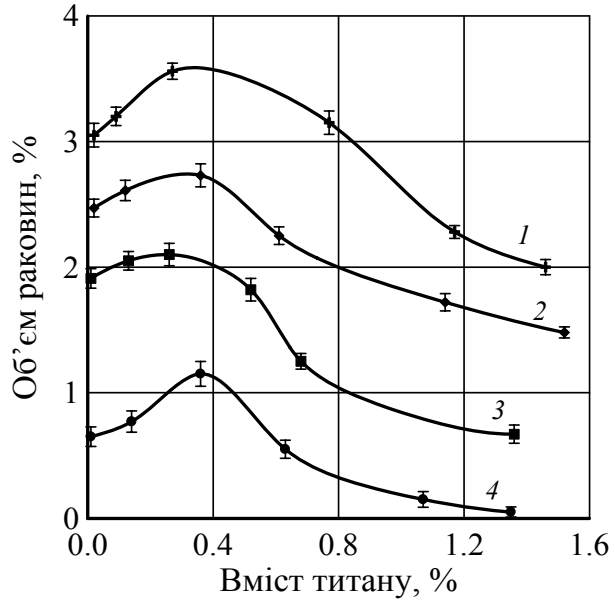
Крім того, підвищення вмісту вуглецю до 0,81% розширює інтервал кристалізації приблизно на 100 °C [11], а тому збільшується усадка й під час кристалізації. Відповідно до цього, повна об’ємна усадка та об’єм усадкових пустот збільшуються, а об’єм сконцентрованих усадкових раковин зменшується через утруднення живлення міждентритних порожнин рідким металом.



а



б



в

Рис. 3.18. Зміна повної об'ємної усадки (*а*), об'єму пустот (*б*) та усадкових раковин (*в*) у зразках із хромоалюмінієвої сталі (30,2% Cr й 1,5% Al) залежно від вмісту в ній вуглецю та титану:
1 – 0,09% C; *2* – 0,16% C;
3 – 0,39% C; *4* – 0,81% C

Отже, для виготовлення якісних виливків із хромоалюмінієвих сталей з урахуванням ливарних властивостей оптимальним вмістом вуглецю в них слід вважати 0,25...0,35% та титану – 0,25…0,50%.

3.2.2 Механічні властивості легованих титаном хромоалюмінієвих сталей з різним вмістом вуглецю

Густина металу. Зміна вмісту титану в хромоалюмінієвій сталі змінює й її густину (табл. К.6). Додавання в сталь невеликої кількості титану (до 0,15%) при-

зводить до підвищення густини сталі (рис. 3.19) через високу розкиснювальну здатність титану, подрібнення первинного зерна та гомогенізацію структури.

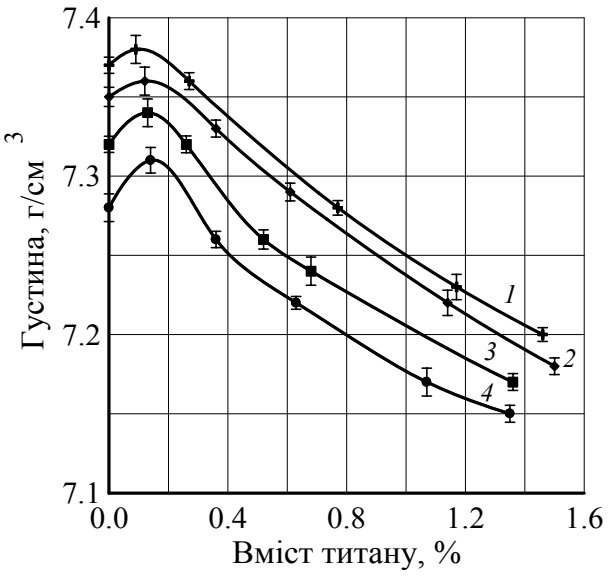


Рис. 3.19. Зміна густини хромоалюмінієвої сталі (30,2% Cr й 1,5% Al) залежно від вмісту в ній вуглецю та титану:

1 – 0,09% C; *2* – 0,16% C;

3 – 0,39% C; *4* – 0,81% C

Подальше підвищення концентрації титану знижує густину металу, оскільки він має власну густину значно меншу за залізо й хром (відповідно 4540 кг/м^3 проти 7860 і 7160 кг/м^3). Збільшення вмісту вуглецю в сталі також сприяє зниженню її густини, оскільки його щільність у вигляді графіту становить 2267 кг/м^3.

Структура металу. Високі механічні властивості високолегована сталь набуває внаслідок утворення легувальними елементами із залізом твердих розчинів (легованих фериту або аустеніту) та дисперсійного твердження за участю деяких легувальних елементів (титану, молібдену, вольфраму, міді тощо) [11, 44], при цьому особливу увагу слід приділяти стану меж зерен. Наявність на межах зерен шкідливих домішок суттєво знижує процеси зміцнення металу й вони стають неефективними або навіть шкідливими. Це, в свою чергу, призводить до значного зниження пластичних властивостей металу, особливо під час експлуатації виробів в умовах високих температур.

Зміна концентрації вуглецю від 0,09 до 0,81% супроводжується подрібненням первинного зерна хромоалюмінієвої сталі від 180 до 40…45 мкм, при цьому збільшуються кількість і розміри карбідів, які утворюються на межах зерен та усередині них (рис. 3.20).

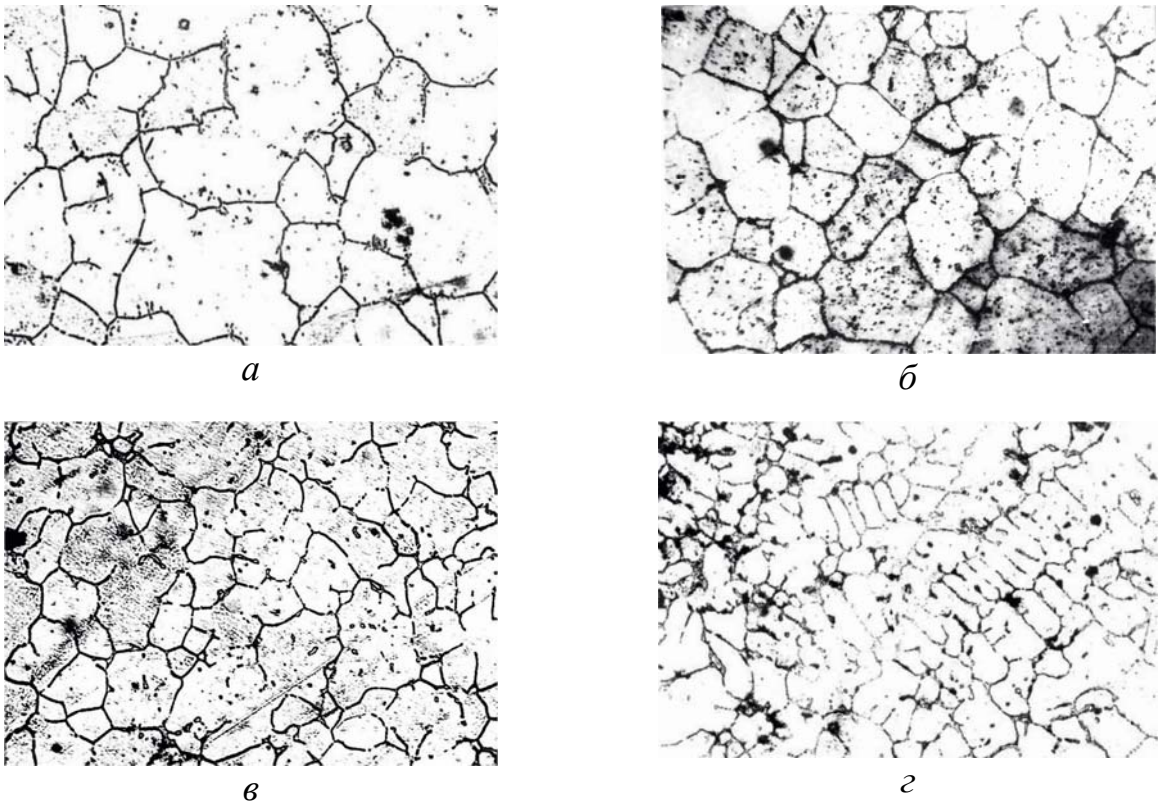


Рис. 3.20. Мікроструктури хромоалюмінієвої сталі, легованої титаном (0,32% Ti; 30,2% Cr й 1,5% Al), залежно від вмісту в ній вуглецю (×100): *а* – 0,09% C; *б* – 0,16% C; *в* – 0,39% C; *г* – 0,81% C

Невеликі присадки титану (до 0,15%) збільшують кількість неметалевих вкраплень (переважно оксидів), які він утворює внаслідок розкиснення розплаву та які залишаються в металі (рис. 3.21, *б*) й знижують його механічні властивості.

Подальше підвищення вмісту титану призводить до появи в структурі металу дрібних кутастих карбідів і нітридів, які розташовуються переважно усередині зерен. Карбіди та нітриди титану є додатковими центрами кристалізації [12, 15, 18, 40], що сприяє зменшенню розмірів зерна від 82 до 48 мкм. Проте присадки титану в сталь понад 0,6% сприяють появі в структурі значної кількості неметалевих вкраплень і тому є небажаними (рис. 3.21, *д, е*).

Тимчасовий опір розриванню. Збільшення вмісту вуглецю сприяє підвищенню міцності не тільки вуглецевих, але й високолегованих сталей [11, 45, 97].

Максимальне значення тимчасового опору розриванню в усіх досліджених сталях має місце за вмісту вуглецю біля 0,40% (рис. 3.22, *а*). Подальше його під-

вищення знижує міцність сталі внаслідок збільшення кількості, коагуляції та нерівномірного розподілення карбідів в об’ємі металу (див. рис. 3.20, *г*).

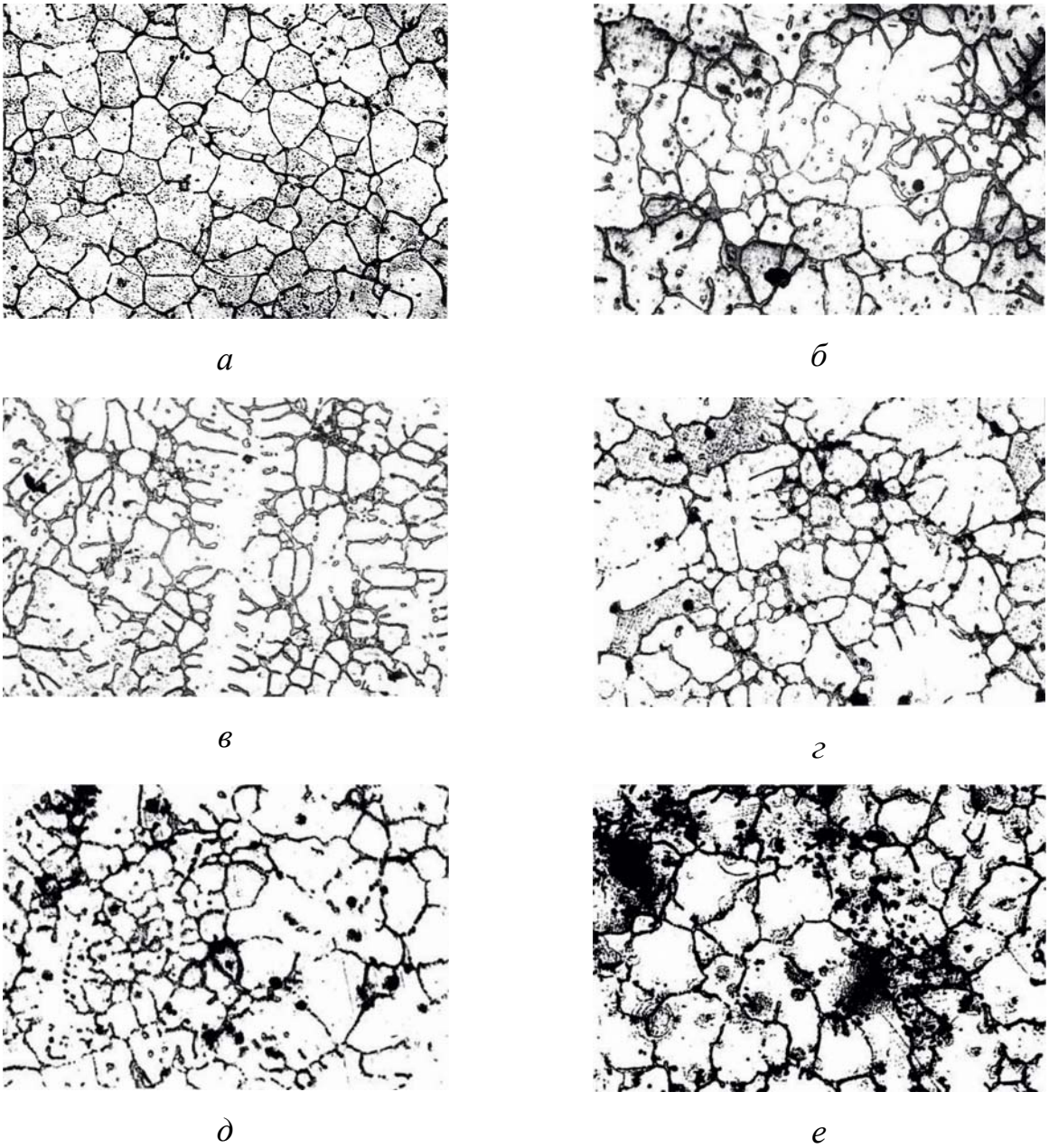
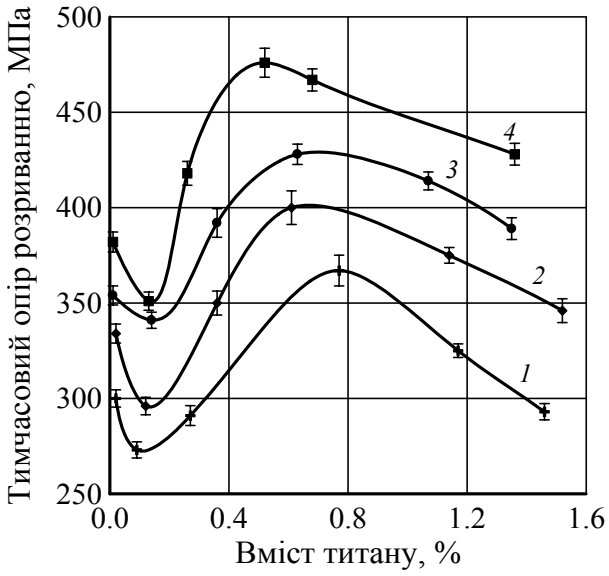


Рис. 3.21. Мікроструктури хромоалюмінієвої сталі (0,39% C; 30,2% Cr й 1,5% Al) залежно від вмісту в ній титану (×100): *а* – без Ti; *б* – 0,15% Ti; *в* – 0,26% Ti; *г* – 0,52% Ti; *д* – 0,68% Ti; *е* – 1,36% Ti

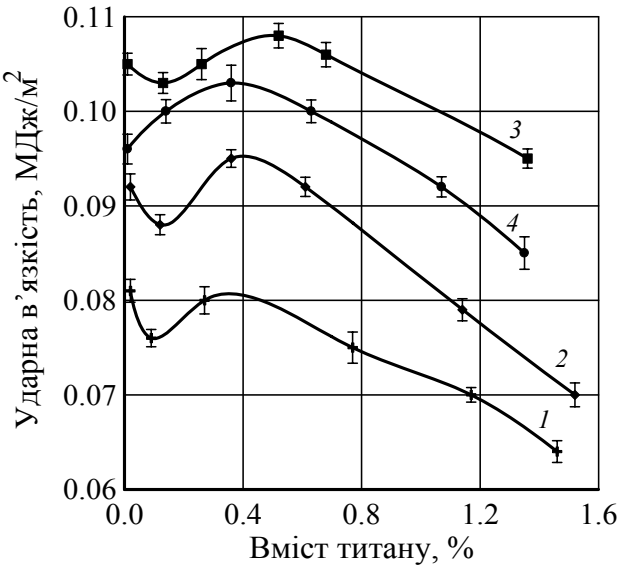
Ударна в’язкість. Підвищення вмісту вуглецю до 0,40% покращує ударну в’язкість хромоалюмінієвих сталей у середньому на 25% (рис. 3.22, *б*) внаслідок подрібнення первинного зерна. Вищий вміст вуглецю призводить до зниження

ударної в'язкості через збільшення розмірів карбідів, їх коагуляції та розташування межами зерен.

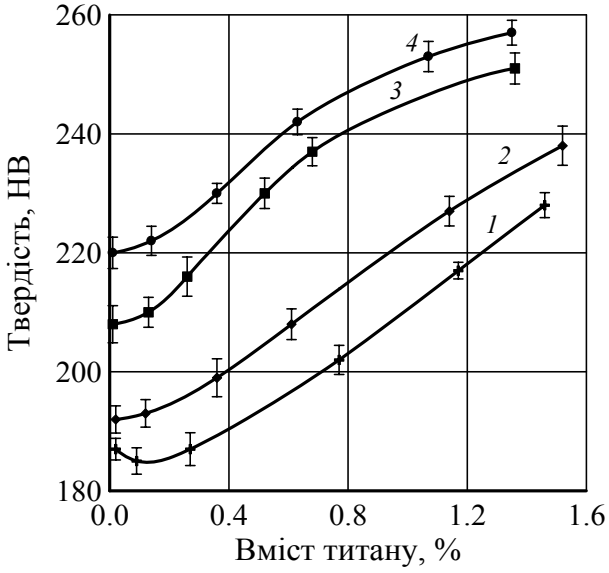
Титан до 0,20% знижує ударну в'язкість низьковуглецевих і середньовуглецевих хромоалюмінієвих сталей. У високовуглецевих сталях цього явища не спостерігається очевидно внаслідок того, що більша частина титану витрачається на утворення карбідів і нітридів й менша – твердого розчину – легованого фериту.



а



б



в

Рис. 3.22. Тимчасовий опір розриванню (*а*), ударна в'язкість (*б*) і твердість (*в*) хромоалюмінієвої сталі (30,2% Cr й 1,5% Al) залежно від вмісту в ній вуглецю та титану:

1 – 0,09% C; *2* – 0,16% C;

3 – 0,39% C; *4* – 0,81% C

Взагалі, оптимальний вміст титану, який забезпечує задовільні ливарні та механічні властивості й максимальні експлуатаційні характеристики хромоалюмі-

нієвих сталей, залежить від концентрації вуглецю й визначається із співвідношення %Ti = (1,3…1,5)%C [1, 11, 97, 104].

Підвищення титану до 0,6% дещо покращує ударну в'язкість усіх сталей у порівнянні із сталлю без титану, а після збільшення його концентрації понад 0,6% ця характеристика знижується для сталей з різним вмістом вуглецю.

Твердість. Підвищення в хромоалюмінієвих сталях вмісту вуглецю та титану сприяє зростанню твердості (рис. 3.22, *в*) внаслідок пропорційного збільшення в структурі металу кількості карбідів різного складу та карбонітридів, які мають значно вищу твердість, ніж ферит, легований хромом та алюмінієм [11, 104].

Мікротвердість. Зміна вмісту вуглецю в хромоалюмінієвій сталі від 0,09 до 0,81% сприяє зростанню мікротвердості легованого фериту на 20…25% (рис. 3.23), а зміна вмісту титану до 1,36% – на 30…35% (рис. 3.24). Внаслідок підвищення легованості хромистого фериту та деформації кристалевої гратки α-Fe, титан з підвищенням його концентрації в сталях сприяє зростанню мікротвердості легованого фериту.

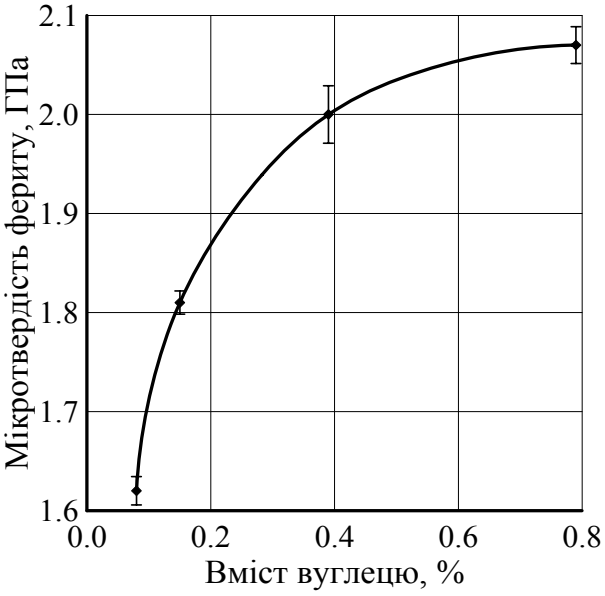


Рис. 3.23. Мікротвердість жаростійкої сталі (30,2% Cr; 1,5% Al; й 0,32% Ti) залежно від вмісту в ній вуглецю

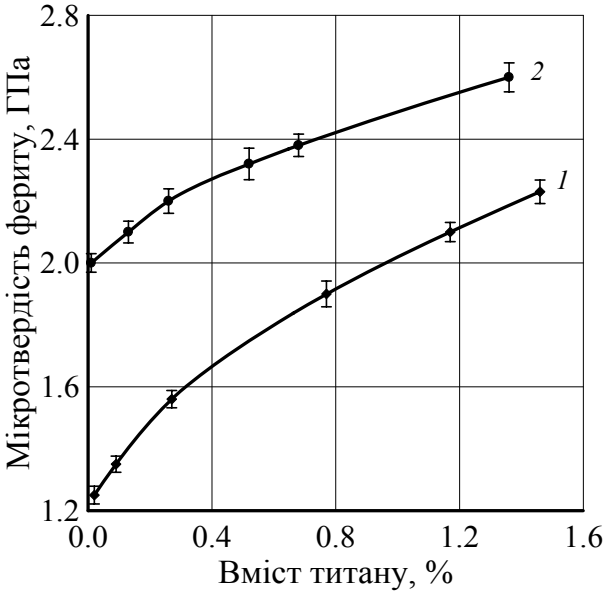


Рис. 3.24. Мікротвердість хромоалюмінієвої сталі (30,2% Cr й 1,5% Al) залежно від вмісту в ній титану: *1* – 0,09% C; *2* – 0,39% C

Отже, на підставі детального аналізу результатів досліджень щодо впливу вмісту вуглецю та титану на ливарні та механічні властивості хромоалюмінієвих сталей можна зробити висновок, що найкращий комплекс цих характеристик має середньовуглецева сталь з вмістом 0,30…0,35% вуглецю та 0,3…0,5 % титану.

Проте ці межі необхідно корегувати залежно від технологічних особливостей литої деталі та умов її експлуатації. Наприклад, якщо вироби використовують для роботи за підвищених навантажень, тоді вміст титану має бути на рівні 0,30…0,40%, а для виготовлення великогабаритних тонкостінних виливків з мінімальною усадкою сталь має вміщувати до 0,35% вуглецю та 0,50% титану.

Комплексне дослідження впливу хрому, алюмінію, вуглецю та титану на технологічні властивості жаростійких сплавів на основі заліза дало змогу рекомендувати як кращий ливарний матеріал для виробництва литих деталей, що працюють в умовах високих температур та агресивних середовищ, нові хромоалюмінієві сталі з таким діапазоном концентрацій хімічних елементів, %: C = 0,25…0,35; Cr = 25…32; Al = 1,2…3,0; Ti = 0,25…0,50; Si $\leq$ 1,0; Mn $\leq$ 0,8; P $\leq$ 0,025; S $\leq$ 0,025.

3.3 Методи покращання властивостей хромоалюмінієвих сталей та підвищення якості литих жаростійких деталей

Процес виготовлення виливків з високолегованих сталей супроводжується певними труднощами, оскільки ці сталі мають дещо нижчі технологічні властивості, ніж звичайні вуглецеві [3, 11, 43]. Унаслідок низької теплопровідності сталей та нерівномірного характеру їх кристалізації, яка пов’язана з природою хімічних елементів, що входять до складу цих сплавів, наявністю супутніх домішок, умовами охолодження та іншими факторами, в металі виникають хімічна й фізична неоднорідності. Ці явища сприяють розвиткові звичайних структурних напружень та одержанню нерівномірних механічних, фізичних і хімічних властивостей металу як в усьому об’ємі, так і в межах одного зерна. Усі ці недоліки притаманні й хромоалюмінієвим сталям.

Отже, підвищення якості та експлуатаційної надійності литих жаростійких деталей для теплоенергетичного, металургійного, хімічного та іншого високотем-

ператорного устаткування залишається основним завданням не тільки для науковців, але й для виробників такого литва.

Основними проблемами залишаються:

– визначення оптимального хімічного складу сталей залежно від умов і тривалості експлуатації жаростійких виробів;

– оптимізація технологій виплавляння сталей з використанням різних шихтових матеріалів, у тому числі й некондиційних;

– визначення температурних режимів перегрівання та розливання сталей в ливарні форми залежно від їх хімічного складу, товщини стінок конкретного виливка, його конфігурації, габаритних розмірів тощо;

– вивчення технологічних факторів, які впливають на одержання однорідної гомогенної структури в металі виробу, зберігаючи при цьому задовільні ливарні та високі механічні й експлуатаційні властивості;

– дослідження процесів мікролегування та модифікування хромоалюмінієвих сталей з метою покращання якості розплаву й структури металу у виливках.

Створені в цій роботі й рекомендовані для виготовлення жаростійких литих деталей сталі з хромом та алюмінієм повною мірою відповідають основним вимогам, які пред’являють до жаростійких матеріалів. Вони мають високі температури плавлення, корозійну стійкість в умовах звичайних температур і жаростійкість за високих температур, задовільні ливарні властивості, є дешевими та недефіцитними. Проте своєрідність технологічних властивостей цих сталей може стати перешкодою на шляху до широкого впровадження їх у виробництво, незважаючи на високі експлуатаційні характеристики.

З метою покращання технологічних властивостей створених сталей і підвищення якості литих жаростійких деталей у роботі вивчено основні технологічні фактори й властивості, які суттєво впливають на характеристики хромоалюмінієвого розплаву, структуру металу та якість виробів різного призначення:

– послідовність додавання в розплав титану та алюмінію;

– схильність сталей до плівкоутворення в процесі заливання ливарних форм;

– температурні режими перегрівання розплаву та заливання форм з урахуванням теплових ефектів плавлення та розкиснення;

– доцільність використання процесів мікролегування та модифікування хромоалюмінієвих сталей під час виготовлення із них виливків.

Як уже відзначалось (п. 3.1.2), механічні характеристики сталей з хромом та алюмінієм залежать, перш за все, від стану меж зерен та однорідності структури, тобто від наявності в мікро- й макрооб'ємах металу одночасно крупних і дрібних зерен. Аналіз експлуатації виробів з такою структурою в умовах високих температур дав змогу встановити, що в них існує висока ймовірність появи на стиках крупних і дрібних зерен мікротріщин, які під дією теплозмін і накопичених значних напружень переростають у макротріщини [105].

Установлено, що чим менша різниця в розмірах зерен, тим довше працює виріб, тобто підтверджується правило: найкращі механічні та службові властивості мають високолеговані сталі з однорідною, максимально гомогенною структурою й чистими від домішок межами зерен.

Одержати дрібне зерно у виробах із хромоалюмінієвих сталей зниженням температури рідкого металу перед заливанням його в ливарні форми практично неможливо, оскільки при цьому уповільнюється швидкість спливання плівок, неметалевих вкраплень, часточок шлаку, утруднюється видалення газів із металу, погіршуються умови заповнення порожнини форми та живлення виливка під час кристалізації. Це призводить до утворення незлитин, недоливів, спаїв, раковин різного походження, які часто є причиною остаточного браку.

Отже важливою задачею під час виготовлення якісних виливків із сталей цього класу є вибір оптимального співвідношення основних компонентів і використання таких технологій, які б забезпечували одержання у виливках високоякісного металу з однорідною структурою.

3.3.1 Вплив послідовності додавання в хромистий розплав алюмінію й титану на властивості та структуру жаростійких сталей

Відомо, що алюміній і титан мають високу спорідненість до кисню, тому значна їх кількість витрачається, перш за все, на розкиснення металу. Але оксиди титану, на відміну від оксидів алюмінію, мають великі розміри, часто залишаються в металі, розташовуються на межах зерен і послабляють міжзеренний зв'язок, особливо за температур ймовірного утворення гарячих тріщин.

Досліджено три варіанти послідовності додавання титану та алюмінію в хромистий розплав (титан додавали у вигляді феротитану ФТи35):

– варіант 1 – у розплав, розкиснений феромарганцем і феросиліцієм, додавали розраховані кількості феротитану, потім алюмінію;

– варіант 2 – здійснювали глибоке (після феромарганцю та феросиліцію) розкиснення сталі алюмінієм у кількості 0,2% від маси металу, потім додавали феротитан та основну кількість алюмінію;

– варіант 3 – додавали в розкиснений феромарганцем і феросиліцієм розплав розраховані кількості алюмінію, а потім феротитану.

Хімічний склад досліджених сталей наведено в табл. 3.1.

Таблиця 3.1

Хімічний склад досліджених сталей

Індекс плавки	Хімічний склад, %							
	C	Cr	Ti	Al	Si	Mn	P	S
41	0,32	25,2	0,32	3,0	0,64	0,54	0,017	0,022
51	0,32	25,2	0,37	5,0	0,68	0,55	0,019	0,021
61	0,31	30,4	0,31	1,5	0,65	0,55	0,018	0,021
71	0,30	30,3	0,37	3,0	0,66	0,52	0,019	0,023

Додавання феротитану та алюмінію в хромистий розплав здійснювали за температури 1580 $\pm$ 10 °С. Інтервал між додаванням компонентів, а також між додаванням останнього компонента й випусканням металу із печі складав 3 хв.

Зміну ливарних і механічних властивостей сталей залежно від послідовності додавання хімічних елементів у хромистий розплав показано на рис. 3.25 і 3.26.

Дослідженнями установлено, що найкращий комплекс ливарних і механічних властивостей мають сталі, попередньо розкиснені алюмінієм перед додаванням в них феротитану. Така послідовність додавання в хромисті сталі термодинамічно активних титану та алюмінію зберігає на високому рівні практичну рідкоплинність (довжина спіралі не менше 550 мм), знижує до 1,68% лінійну усадку, покращує тріщиностійкість сталі (рис. 3.25, *в*).

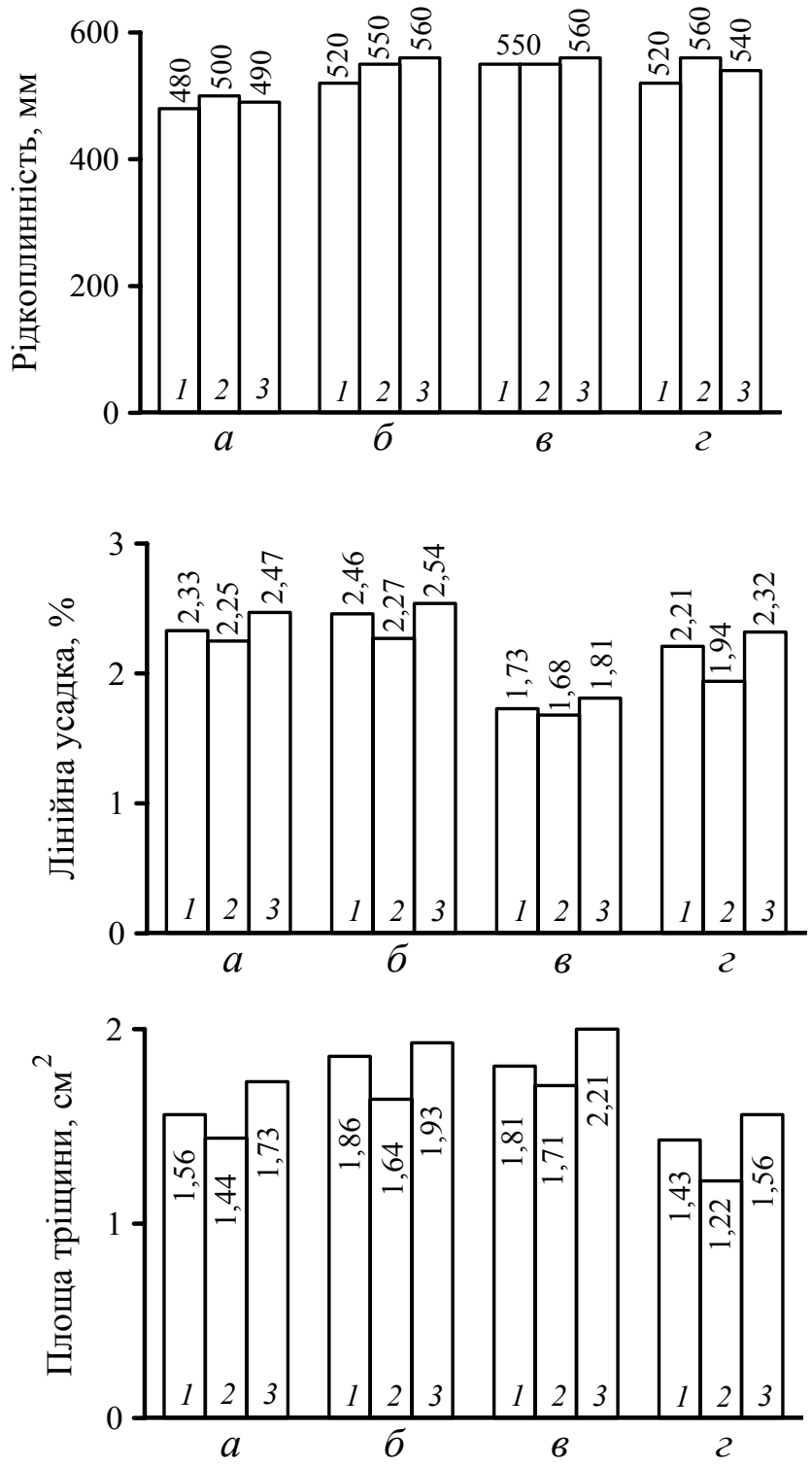


Рис. 3.25. Зміна ливарних властивостей хромоалюмінієвих сталей з різного хімічного складу залежно від послідовності додавання в них титану та алюмінію: *1* – Ti + Al; *2* – 0,2% Al + Ti + Al; *3* – Al + Ti; *а* – 25,2% Cr й 3,0% Al; *б* – 25,2% Cr й 5,0% Al; *в* – 30,4% Cr й 1,5% Al; *г* – 30,3% Cr й 3,0% Al

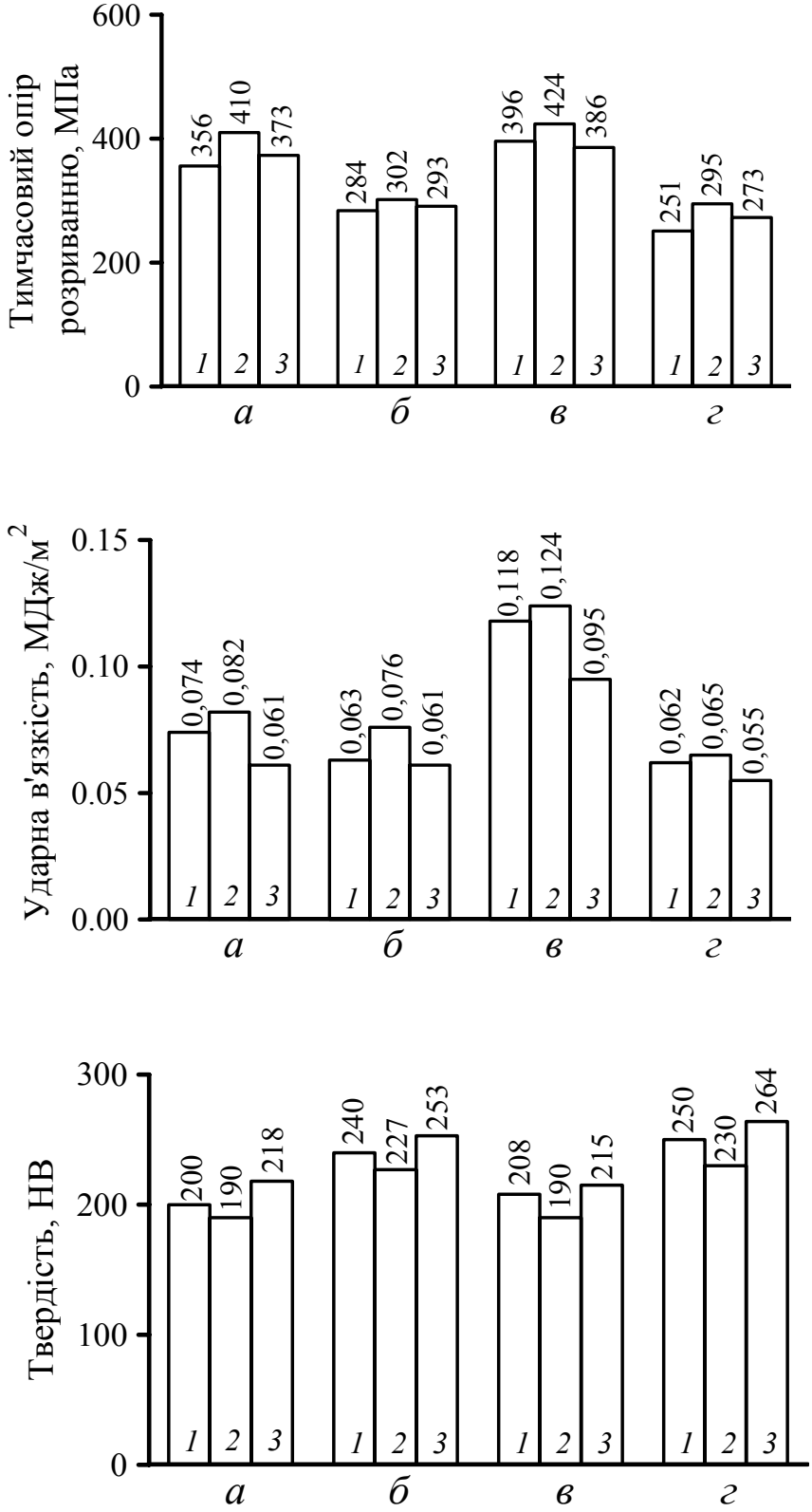
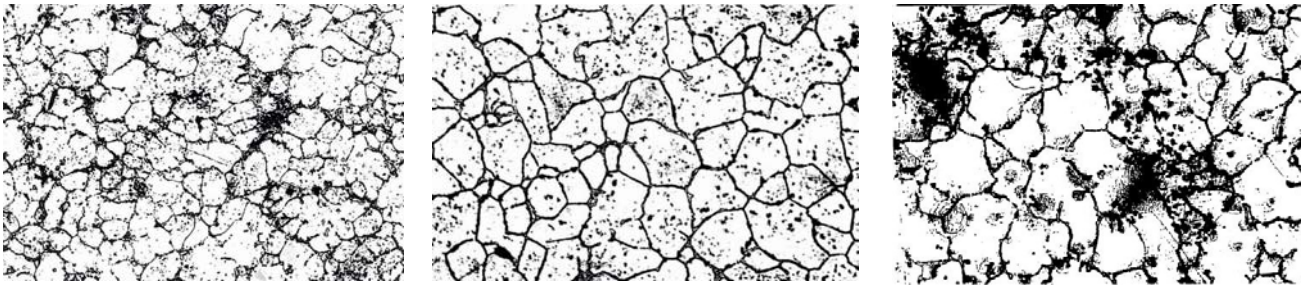


Рис. 3.26. Зміна механічних властивостей хромоалюмінієвих сталей різного хімічного складу залежно від послідовності додавання в них титану та алюмінію: *1* – Ti + Al; *2* – 0,2% Al + Ti + Al; *3* – Al + Ti; *а* – 25,2% Cr й 3,0% Al; *б* – 25,2% Cr; й 5,0% Al; *в* – 30,4% Cr й 1,5% Al; *г* – 30,3% Cr; 3,0% Al

Найгомогеннішу структуру має сталь, попередньо розкиснена алюмінієм (рис. 3.27). Така структура забезпечує високі механічні властивості литих виробів (див. рис. 3.26, *в*). Алюміній сприяє очищенню меж зерен, покращанню властивостей легованого хромом фериту, а титан справляє зміцнювальну дію внаслідок утворення великої кількості карбонітридів, які є додатковими центрами кристалізації й подрібнюють первинне зерно, та дисперсного тверднення металу.

Додавання цих елементів у жаростійку сталь за першим варіантом призводить до утворення великої кількості плівок оксидів титану, які залишаються в металі, послаблюють міжзеренний зв'язок і суттєво знижують механічні властивості металу, а додавання в розплав титану та алюмінію за третім варіантом – до утворення значної кількості дрібнодисперсних неметалевих часточок різної морфології, накопичення яких в окремих мікрооб'ємах металу призводить також до погіршання механічних властивостей сталей.



Ti + Al 0,2% Al + Ti + Al Al + Ti

Рис. 3.27. Структури хромоалюмінієвої сталі (0,31% C; 30,4% Cr; 1,5% Al) залежно від послідовності додавання в неї титану та алюмінію (×100)

Таким чином, найоптимальнішим варіантом, який забезпечує високий рівень ливарних і механічних властивостей жаростійких хромоалюмінієвих сталей, є розкиснення хромистого розплаву феромарганцем, феросиліцієм й алюмінієм у кількості 2,0 кг кожного компонента на одну тонну рідкого металу (загальновідома норма, яку використовують промислових умовах) перед додаванням у нього феротитану та необхідної кількості алюмінію.

3.3.2 Плівкоутворення хромоалюмінієвих сталей у процесі заливання ливарних форм

Оскільки основними легувальними елементами в жаростійких сталях є хром та алюміній, які дуже схильні до плівкоутворення, теоретичний і практичний інтерес представляють дослідження їх спільної дії в сталях цього класу.

Додавання в розплав хрому та алюмінію призводить до утворення надмірної кількості оксидів і дрібнодисперсних часточок різної морфології, накопичення яких в окремих мікрооб'ємах металу призводить до погіршання механічних та експлуатаційних властивостей хромоалюмінієвих сталей [75, 106…109].

Результати досліджень наведено в табл. 3.2 та 3.3 й показано на рис. 3.28.

У таблицях показано середній вміст хрому та алюмінію в кожному досліді.

Установлено, що збільшення вмісту хрому та алюмінію в сталі призводить до інтенсифікації процесів плівкоутворення: для сталі з вмістом 22,0% хрому підвищення вмісту алюмінію до 3,0% збільшує довжину несуцільності від 190 до 750 мм, а для сталі з 30,0% і такою ж зміною вмісту алюмінію – від 244 до 1200 мм.

Підвищення температури перегрівання сталі зменшує здатність її до плівкоутворення (див. рис. 3.28 і рис. 3.29).

Отже, вибір оптимальної температури заливання хромоалюмінієвих сталей у форми під час виготовлення фасонних виливків має першорядне значення: наприклад, для сталей з вмістом 25…32% хрому мінімальною температурою металу перед заливанням його у форми слід вважати 1580…1600 °С, а виготовлення тонкостінних і великогабаритних виливків із цих сталей необхідно здійснювати з використанням всіляких технологічних заходів, наприклад, перегрівати метал до оптимальної для конкретної форми температури або підігрівати саму форму.

На підставі аналізу результатів досліджень (як критерій використовували довжину несуцільностей – табл. 3.2 й 3.3) можна зробити такі висновки:

– область *I* – можливе використання сталей із меншим вмістом хрому та вмістом алюмінію 2…3% для збереження технологічних властивостей;

– область *II* – плівкоутворення зберігається, але не перешкоджає виготовленню якісних тонкостінних великогабаритних виливків за умови знижених вимог щодо їх термостійкості;

– область *III* – повною мірою забезпечує технологічні властивості та якість виливків, але призводить до підвищення вмісту хрому в сталі та зниження вмісту алюмінію до рівня 2%, що сприяє його економії.

Отже, якістю литих деталей із рекомендованих жаростійких сталей можна управляти за допомогою таких технологічних заходів:

– додержуванням рекомендацій щодо послідовності додавання в хромистий розплав титану та алюмінію: титан слід додавати в розкиснений метал;

Таблиця 3.2

Плівкоутворення хромоалюмінієвих сталей залежно від вмісту в них хрому та алюмінію ($t_{зал}$ = 1560 ± 10 ºС)

Індекс плавки	Вміст хрому, %	Вміст алюмінію, %	Довжина несуцільностей, мм
64	22	0	70
		1	190
		2	360
		3	750
65	24	0	95
		1	220
		2	407
		3	920
66	26	0	195
		1	315
		2	485
		3	985
67	30	0	244
		1	364
		2	534
		3	1200

– вибором оптимального співвідношення вмісту в сталях хрому та алюмінію з урахуванням схильності розплаву до плівкоутворення.

Таблиця 3.3

Плівкоутворення хромоалюмінієвої сталі залежно від температури металу перед заливанням його у форму

Індекс плавки	Вміст хрому, %	Вміст алюмінію, %	Температура заливання, °С	Довжина несуцільностей, мм
68	25	2	1540	860
			1560	721
			1580	584
			1600	210
		3	1540	995
			1560	915
			1580	672
			1600	285
69	30	2	1540	1050
			1560	945
			1580	735
			1600	320
		3	1540	1150
			1560	1050
			1580	940
			1600	640

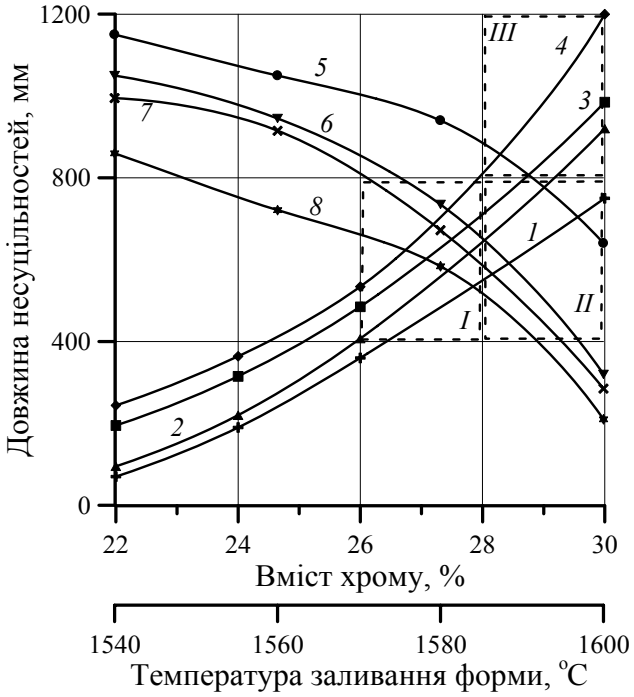


Рис. 3.28. Схильність сталей до плівкоутворення залежно від вмісту хрому:

1 – без Al; *2* – 1% Al;
3 – 2% Al; *4* – 3% Al

та температури розплаву перед заливанням у форми:

5 – 24% Cr + 2% Al;
6 – 24% Cr + 3% Al;
7 – 30% Cr + 2% Al;
8 – 30% Cr + 3% Al

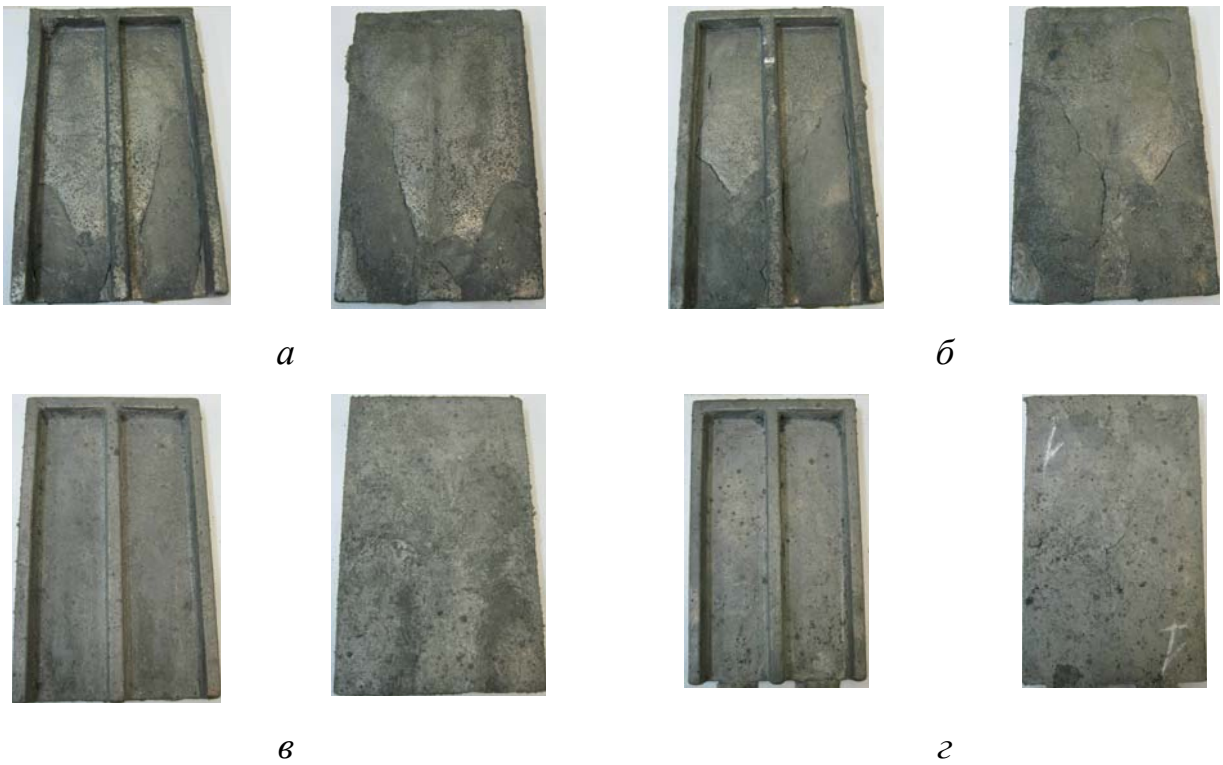


Рис. 3.29. Проби для оцінки схильності сталей до плівкоутворення:
а – 25,2% Cr + 3,0% Al (1540 °C); *б* – 30,1% Cr + 3,1% Al (1540 °C);
в – 25,1% Cr + 3,1% Al (1600 °C); *г* – 30,2% Cr + 3,1% Al (1600 °C)

3.3.3 Вплив температури розплаву перед заливанням у форму на властивості та структуру хромоалюмінієвих сталей

Дослідженнями (плавка 70 – 0,33% C; 30,2% Cr; 2,1% Al та 0,36% Ti) установлено, що рідкоплинність хромоалюмінієвої сталі підвищується майже пропорційно зростанню температури аж до критичної температури рідкоплинності й може бути описана рівнянням першого порядку $\lambda = f(t\ °C)$ (рис. 3.30, *а*).

Вище критичної температури підвищення рідкоплинності сталі здійснюється повільно, оскільки вона залежить від складу металу, в якому після досягнення критичної температури рідкоплинності відбуваються структурні перетворення рідини [11, 110]. Для сталі 35Х30Ю2ТЛ критичною температурою рідкоплинності можна вважати ≈ 1680 °C.

Лінійна усадка сталі із зростанням температури від 1560 до 1740 °C зменшується від 1,82 до 1,35%, а тріщиностійкість її покращується більше, ніж удвічі

(див. рис. 3.30, *а*). Це можна пояснити подовженням передкристалізаційного періоду, під час якого метал очищається від газів, неметалевих вкраплень та інших домішок і набуває вищої густини та пізнішим початком реєстрації усадки.

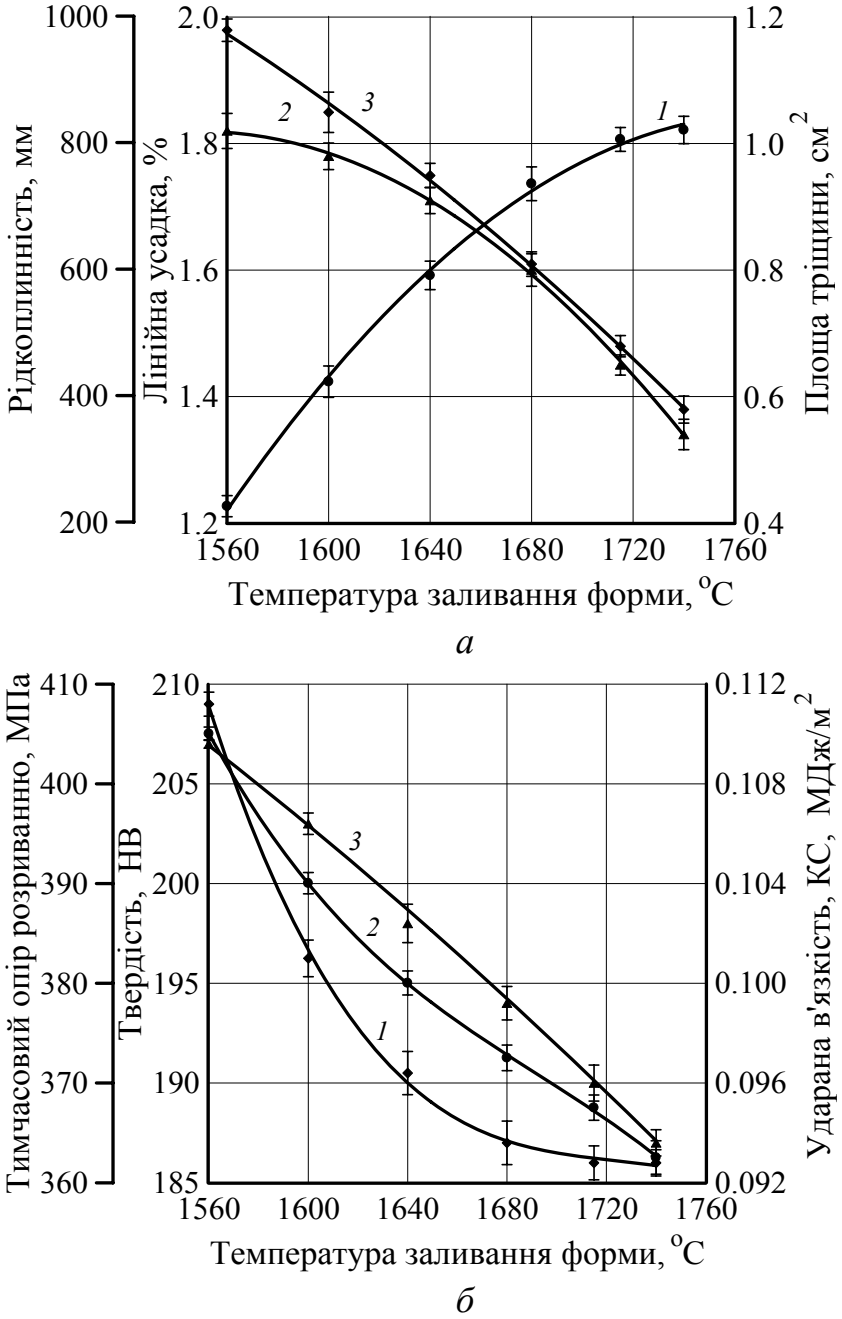
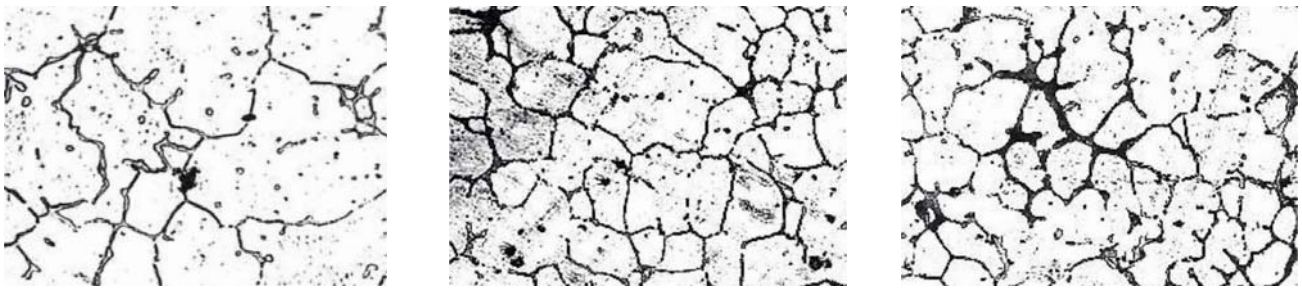


Рис. 3.30. Вплив температури розплаву сталі 30Х30Ю2ТЛ перед заливанням у форми на ливарні властивості (*а*): *1* – рідкоплинність; *2* – лінійна усадка; *3* – площа тріщини та механічні характеристики (*б*): *1* – тимчасовий опір розриванню; *2* – ударна в’язкість; *3* – твердість

Слід зазначити, що підвищення температури сприяє збільшенню об’ємної усадки, особливо в рідкому стані й під час кристалізації, та дефектів усадкового характеру, тому виготовлення виливків, які мають товщину стінки понад 25 мм, необхідно здійснювати з обов’язковим використанням надливів або випорів [111].

З підвищенням температури перегрівання металу погіршуються механічні властивості (рис. 3.30, *б*) внаслідок утворення крупнозернистої структури. Незважаючи на легування сталі титаном, перегрівання металу призводить до зменшення кількості активних зародків й утворення крупних зерен (рис. 3.31, *а*), між якими можуть виникати міжкристалеві тріщини.



а *б* *в*

Рис. 3.31. Зміна структури сталі 30Х30Ю2ТЛ залежно від температури розплаву перед заливанням його у форми (×100): *а* – 1740 °С; *б* – 1600 °С; *в* – 1560 °С

Із зниженням температури металу перед заливанням його у форми розміри зерна зменшуються (рис. 3.31, *г*, *д*) і механічні властивості покращуються.

Отже для виготовлення якісних тонкостінних (до 20 мм) великогабаритних жаростійких виливків, які працюють в умовах високих температур без навантажень (наприклад, насадки паливоспалювальних пристроїв котлоагрегатів теплових електростанцій), необхідно використовувати максимально можливе перегрівання розплаву (до 1650...1680 °С) перед заливанням його у форми.

3.3.4 Вплив РЗМ на властивості створених хромоалюмінієвих сталей

Сучасним перспективним технологічним заходом покращання ливарних, механічних і спеціальних властивостей високолегованих сталей є додаткове обро-

блення розплаву перед заливанням його у форми рідкісноземельними металами. РЗМ є активними дегазаторами, дефосфораторами й десульфураторами сплавів на основі заліза. Їх використовують як модифікатори та мікролегувальні елементи. Очевидно, що теоретичний і практичний інтерес представляють дослідження впливу РЗМ на весь комплекс властивостей нових жаростійких хромоалюмінієвих сталей. Як РЗМ у роботі використано фероцерій марки МЦ50Ж3 ФЦ40. Хімічний склад досліджених сталей наведено в табл. 3.4, а їх ливарні та механічні властивості – в табл. 3.5 і показано на рис. 3.32.

Установлено, що присадка до 0,3% церію (МЦ50Ж3 ФЦ40) у хромоалюмінієву сталь помітно підвищує її рідкоплинність (див. рис. 3.32, *а*) очевидно внаслідок дегазації розплаву [18, 108, 112, 113].

Крім того, церій змінює мінералогічний склад, розміри та густину неметалевих вкраплень, при цьому переводить їх із гострокутної форми в глобулярну. Церій утворює не змочувані сталлю сполуки, які швидко спливають у шлак і знижують температуру плівкоутворення рідкого металу [106, 107]. Це значить, що плівкоутворення перестає негативно впливати як на технологічні властивості сталі, так і на якість виливків [112, 113].

Таблиця 3.4

Хімічний склад хромоалюмінієвих сталей, оброблених присадками церію (сталь 30Х30Ю2ТЛ)

Індекс плавки	Хімічний склад, %								
	Присадка церію, %, за розрахунком	C	Cr	Al	Ti	Si	Mn	P	S
71	–	0,34	30,10	2,18	0,32	0,54	0,36	0,020	0,019
72	0,05	0,33	30,40	2,15	0,34	0,56	0,34	0,022	0,020
73	0,10	0,32	29,90	2,20	0,35	0,49	0,35	0,023	0,022
74	0,25	0,35	30,40	2,10	0,31	0,70	0,35	0,020	0,021
75	0,50	0,34	29,85	2,07	0,33	0,49	0,42	0,021	0,020
76	1,00	0,31	29,94	2,17	0,35	0,52	0,46	0,021	0,020

Таблиця 3.5

Ливарні та механічні властивості хромоалюмінієвої сталі, обробленої присадками РЗМ (сталь 30Х30Ю2ТЛ)

Індекс плавки	Ливарні властивості						Механічні властивості		
	рідкоплинність, мм	лінійна усадка, %	площа тріщини, $см^2$	повна об'ємна усадка, %	об'єм пустот, %	об'єм раковини, %	тимчасовий опір розриванню, МПа	ударна в'язкість, КС, $МДж/м^2$	твердість, НВ
71	620	1,83	0,90	12,20	7,15	2,32	452	0,113	212
72	633	1,88	1,34	12,22	7,10	2,30	458	0,118	206
73	640	1,89	1,83	12,85	7,20	2,52	463	0,123	199
74	651	1,85	1,74	13,10	7,55	2,30	484	0,128	191
75	640	1,81	1,34	12,80	7,60	1,10	465	0,118	187
76	595	1,74	1,07	12,00	7,50	0,85	372	0,085	180

Присадка до 0,25% церію позитивно впливає на лінійну усадку та тріщиностійкість (див. рис.3.32, *а*).

Оскільки оксиди РЗМ мають температуру плавлення вищу за 2300 °С [70], вони можуть бути додатковими центрами кристалізації й подрібнювати первинне зерно, внаслідок чого покращуються механічні властивості як за температур вірогідного утворення тріщин, так і за кімнатних температур.

Присадка до 0,25% церію сприятливо впливає на характеристики міцності сталі (див. рис. 3.32, *б*) внаслідок зменшення газів, зниження кількості та зміни форми неметалевих вкраплень [107, 112, 113] і подрібнення структури металу .

Крім того, присадка понад 0,15% церію сприяє мікролегуванню фериту [72], що також сприяє підвищенню міцності. Проте, подальше збільшення присадки церію знижує міцність та ударну в'язкість (див. рис.3.32, *б*) через накопичення неметалевих вкраплень (рис. 3.33, *б*, *в*) і появи крихких неметалевих вкраплень та інтерметалідних сполук різного складу [113].

Твердість сталі за зміни концентрації церію до 1,0% знижується з 212 до 180 НВ (див. рис. 3.32, *б*).

Підвищення концентрації церію понад 0,5% суттєво збільшує кількість неметалевих вкраплень, які розташовуються як на межах зерен (рис. 3.33, *в*), так і всередині них (рис. 3.34, *б*) у вигляді так званої «церієвої поруватості» [113].

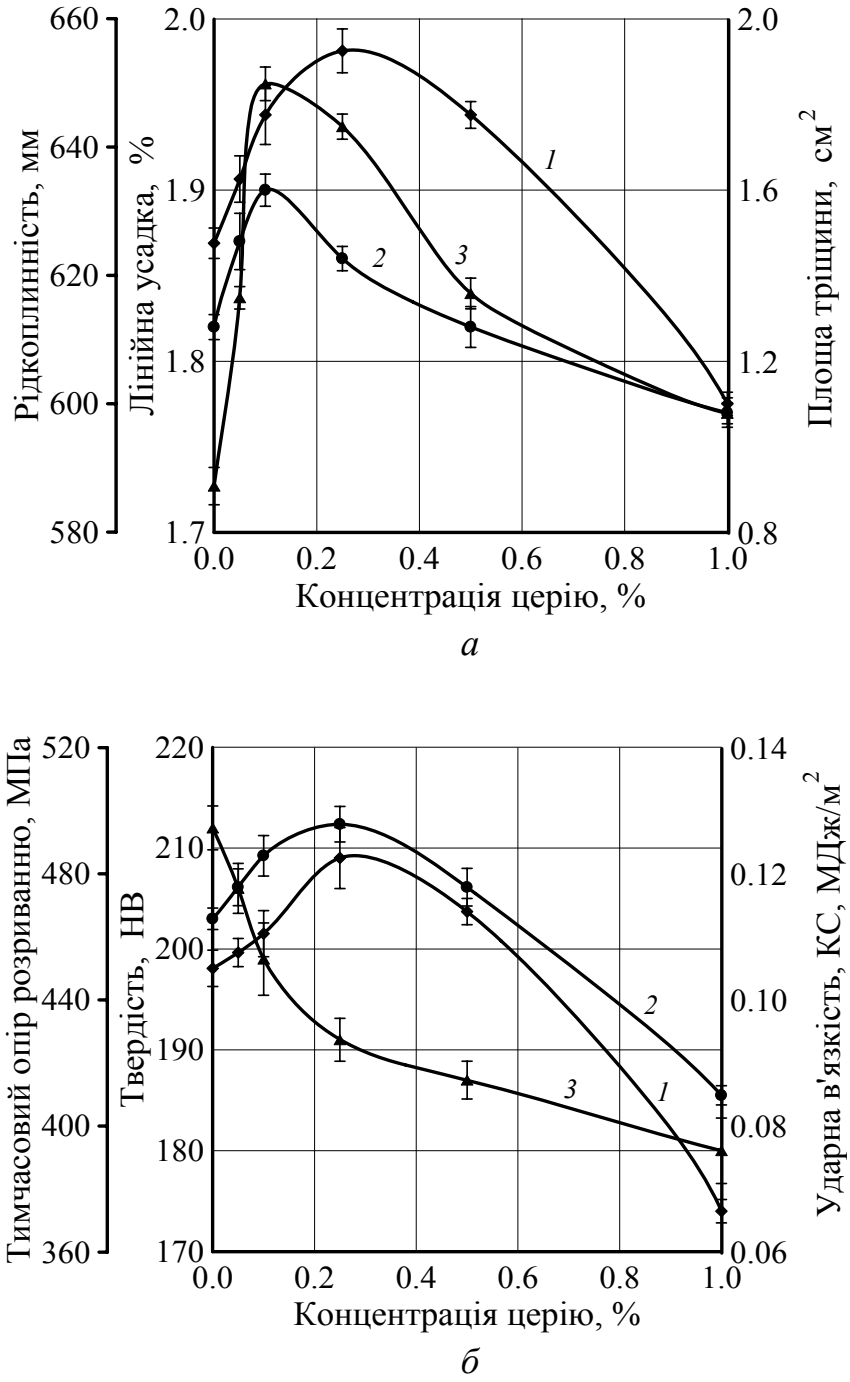
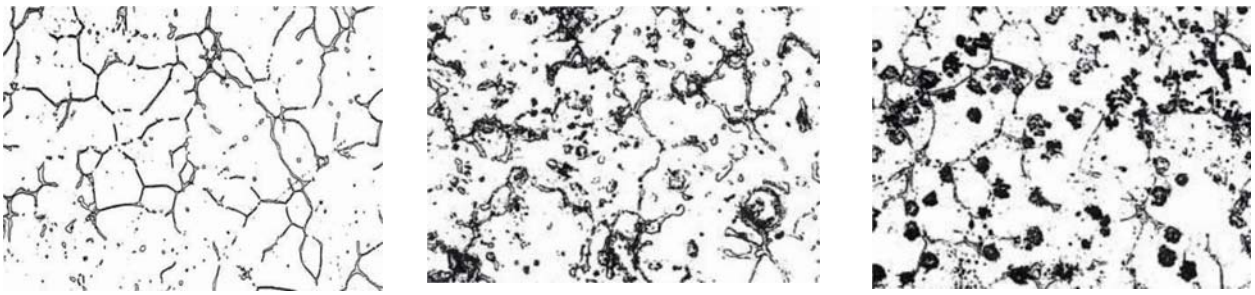
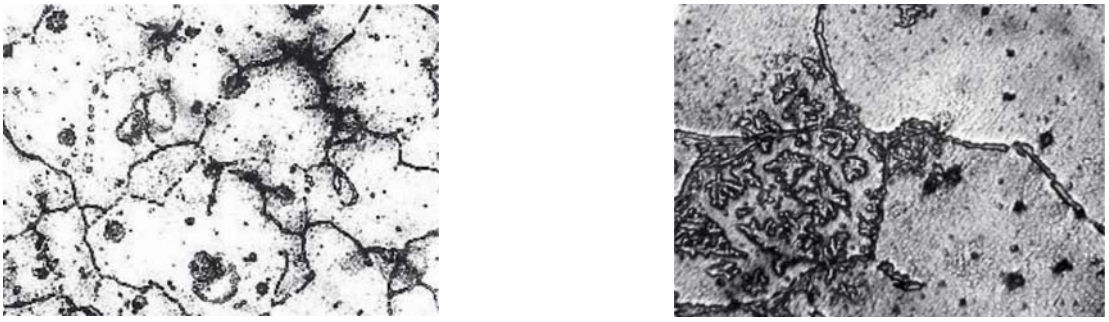


Рис. 3.32. Зміна ливарних властивостей (*а*): *1* – рідкоплинність; *2* – лінійна усадка; *3* – площа тріщини та механічних характеристик (*б*): *1* – тимчасовий опір розриванню; *2* – ударна в’язкість; *3* – твердість хромоалюмінієвої сталі 30Х30Ю2ТЛ залежно від присадки церію



а *б* *в*

Рис. 3.33. Зміна мікроструктури хромоалюмінієвої сталі 30Х30Ю2ТЛ залежно від присадки церію (×100): *а* – 0,25% Ce; *б* – 0,5% Ce; *в* – 1,0% Ce



а *б*

Рис. 3.34. Неметалеві вкраплення та «церієва поруватість» у сталі 30Х30Ю2ТЛ після оброблення 0,5% церію : *а* – (×100); *б* – (×600)

Незважаючи на дорожнечу рідкісноземельних елементів, їх доцільно використовувати, перш за все, спираючись на економічні аспекти, оскільки вони значною мірою покращують не тільки ливарні та механічні властивості хромоалюмінієвих сталей та їх структуру (див. рис. 3.32 і 3.33), але й суттєво підвищують основні експлуатаційні характеристики – окалиностійкість і термостійкість цих сталей (див. розділи 4 й 5) й подовжують термін роботи жаростійких деталей й устаткування в цілому.

Отже, в тих випадках, коли із жаростійкої хромоалюмінієвої сталі необхідно виготовляти виливки відповідального й особливо відповідального призначення, доцільно розплав додатково обробляти присадками рідкісноземельних металів у кількості 0,15…0,25% від маси металу (за розрахунком).

3.3.5 Мікролегування та модифікування хромоалюмінієвих сталей

З метою покращання ливарних, механічних й експлуатаційних властивостей і створення бази даних для розроблення методології прогнозування структури та властивостей металу у виливках досліджено вплив процесів мікролегування та модифікування на зміну характеристик жаростійких хромоалюмінієвих сталей. Ці технологічні заходи за даними робіт [1, 3, 11, 108] є досить корисними як для покращання технологічних властивостей високолегованих сталей, так і для підвищення їх спеціальних характеристик. До того ж використовувані для цього матеріали набагато дешевші від РЗМ, а технології їх використання у виробничих умовах – набагато простіші.

Процес мікролегування (додавання в металевий розплав до 0,1% присадок окремих елементів або їх сполук) супроводжується комплексом складних фізико-хімічних взаємодій між металом та елементом, який в нього додають, при цьому покращується стан меж зерен між окремими кристалами металевої матриці та зменшується шкідливий вплив легкоплавких домішок на властивості металу.

Модифікування є найпростішим, дешевим та високоефективним методом покращання структури, механічних, технологічних та службових властивостей сплавів на основі заліза. Органічно поєднуючись з доведенням розплаву до вимогових властивостей і, особливо, з його остаточним розкисненням, модифікування значною мірою визначає характер кристалізації сплаву, ступінь його гранулярності та весь комплекс ливарних, механічних і спеціальних властивостей високолегованих сплавів. Модифікування ливарних сталей істотно змінює характер кристалізації, що дуже важливо для сплавів з низькою теплопровідністю й схильністю до росту первинного зерна. Вплив модифікування на властивості рідкої й твердої сталі настільки великий, що інші технологічні фактори процесу виплавляння сплавів й одержання якісних виливків часто мають тільки другорядне значення [3, 43, 114…117].

Вплив ітрію, кальцію, ванадію та цирконію на властивості жаростійких сталей. Як мікролегувальні присадки і такі, що модифікують метал, досліджено: ітрій – до 0,6%; кальцій – до 0,1%; ванадій і цирконій – до 0,3%.

Найкращий комплекс ливарних, механічних й експлуатаційних властивостей хромоалюмінієва сталь набуває після оброблення її ітрієм у кількості 0,10...0,25% (за присадкою): рідкоплинність сталі підвищується на 35...40% (рис. 3.36, *а*), лінійна усадка знижується з 2,20 до 1,84% (рис. 3.36, *б*), а тимчасовий опір розриванню збільшується з 340 до 440 МПа (рис. 3.36, *в*). Окалиностійкість сталі підвищується після присадки ітрію в усьому дослідженому діапазоні, але найбільш ефективна його дія – до 0,35% (рис. 3.36, *г*).

Ітрій, вступаючи у взаємодію з металевим розплавом, утворює тугоплавкі кристалічні системи оксидів, нітридів і карбонітридів [114], що покращує не тільки умови кристалізації рідкого металу, але й позитивно впливає на процеси перетворення в твердому стані: підвищує якість металу за високих температур та його окалиностійкість (див. розділ 4).

Крім того, ітрій, маючи високу спорідненість до сірки й кисню, ефективно впливає на форму, величину й розподіл неметалевих вкраплень. Значно знижується їхня кількість на межах зерен, оскільки тугоплавкі глобулярні оксиди й сульфіди ітрію розташовуються переважно всередині зерен. Ці вкраплення разом з інтерметалідами ітрій-алюміній створюють перешкоди руху дислокацій, чим істотно підвищують високотемпературну міцність (див. розділ 5, рис. 5.8 і 5.9) і термостійкість сталі [108, 114].

Ітрій найефективніше серед цих елементів підвищує окалиностійкість металу (див. 3.36, *г*) внаслідок зміни складу та властивостей внутрішнього шару захисної окалини. Підвищуються її адгезійні властивості, що значною мірою запобігає сколюванню оксидного шару з поверхні виробу під час теплозмін.

Кальцій у кількості до 0,1% сприяє збільшенню рідкоплинності, міцності та зниженню лінійної усадки. Маючи високу спорідненість до кисню, сірки й азоту, кальцій значною мірою змінює кількість, форму й морфологію неметалевих вкраплень, що покращує структуру металу й підвищує термостійкість виробів [74].

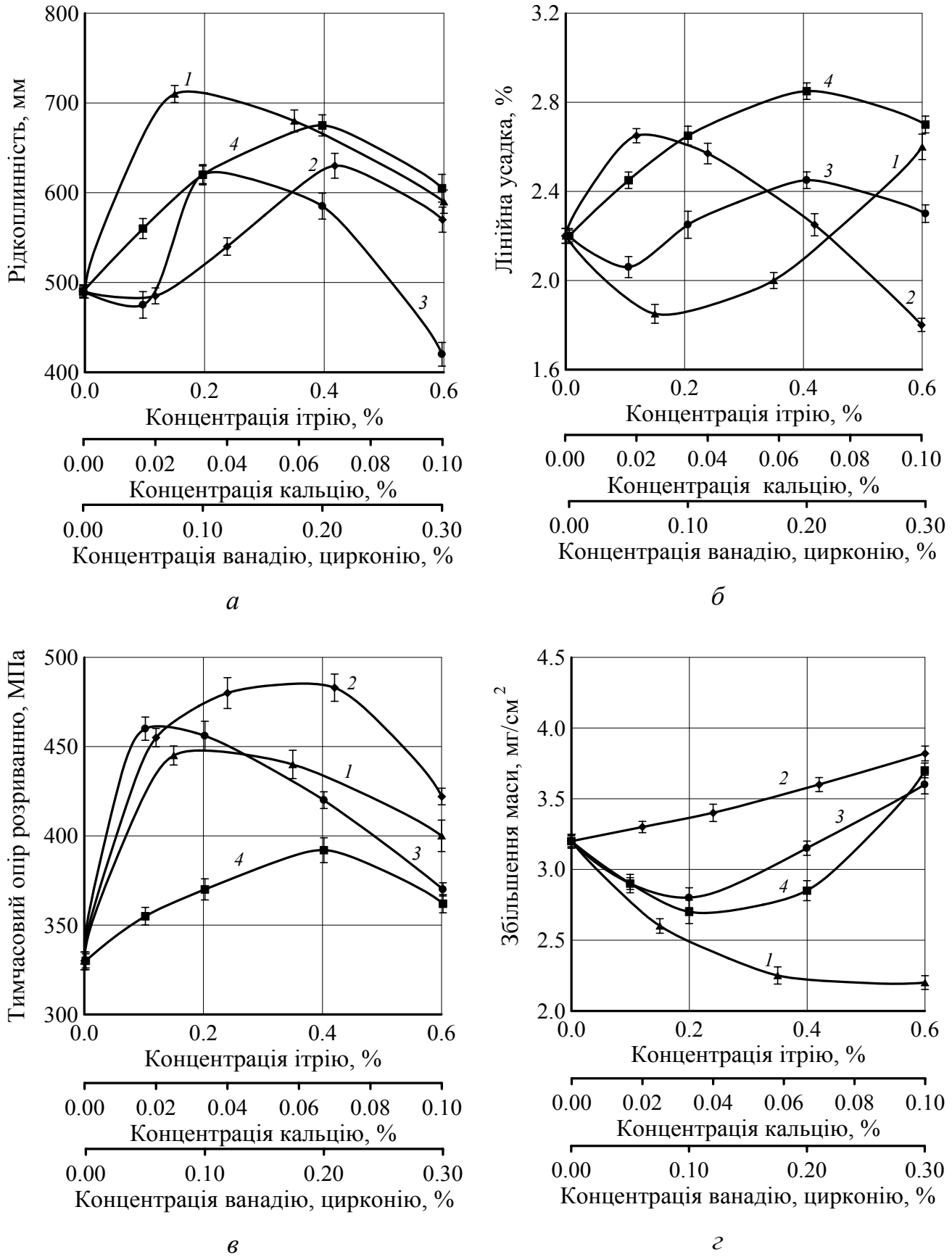


Рис. 3.36. Зміна рідкоплинності (*а*), лінійної усадки (*б*), міцності (*в*) та окалиностійкості (*г*) хромоалюмінієвої сталі 30Х30Ю2ТЛ залежно від вмісту в ній присадок: *1* – ітрій; *2* – кальцій; *3* – ванадій; *4* – цирконій

Незважаючи на те, що кальцій трохи знижує окалиностійкість, оброблювати хромоалюмінієві сталі кальцієм до 0,1% (за присадкою) доцільно й економічно вигідно, особливо за спільного використання ітрію й кальцію.

Ванадій відносять до карбідоутворювальних елементів, він утворює дуже тверді й стійкі карбіди VC і V_4C_3, в яких вуглецю в 2,5 рази більше, ніж в Fe_3C.

Крім того цей елемент є сильним, розкиснювачем і дегазатором, зв'язує азот у міцну сполуку – нітрид ванадію VN з температурою плавлення 2050 °С.

Присадки до 0,2% ванадію трохи поліпшують рідкоплинність хромоалюмінієвої сталі, а до 0,1% – знижують лінійну усадку, істотно підвищують тимчасовий опір розриванню й термостійкість, а також трохи підвищують окалиностійкість металу. Корисніші присадки ванадію разом з ітрієм і кальцієм, оскільки ці елементи доповнюють один одного й забезпечують металу надійність у роботі, особливо в умовах частих і різких теплозмін [18].

Позитивний вплив на рідкоплинність, міцність й експлуатаційні характеристики хромоалюмінієвої сталі справляють присадки цирконію в кількості до 0,2%. Однак, для виробництва складних за геометрією тонкостінних виливків застосовувати цирконій небажано, оскільки він збільшує лінійну усадку. За своєю дією на властивості високолегованих сталей цирконій подібний до титану й ванадію.

Виконаними дослідженнями щодо впливу процесів мікролегування та модифікування на властивості хромоалюмінієвих сталей однозначно доведено доцільність їх використання, а саме: корисними є присадки ітрію (0,10...0,25%), кальцію (до 0,1%), ванадію (до 0,2%) та цирконію (до 0,2%) кожного окремо. Найпозитивніше впливає на ливарні, механічні та спеціальні властивості хромоалюмінієвих сталей ітрій за оптимальної присадки 0,15…0,25%.

3.4 Дослідження розподілу елементів по перерізу стінок литих деталей

Розподіл легувальних елементів по перерізу стінок визначали на зразках, вирізаних із виготовлених із сталі 30Х30Ю2ТЛ у виробничих умовах насадок пальників товщиною 15, 20 і 25 мм, Аналіз хімічного складу здійснювали на периферії зразків з обох боків і в їх центрі з використанням установки РЕМ-106И.

Хімічний склад сталі 30Х30Ю2ТЛ у виливках з різною товщиною стінок наведено в табл. 3.6, лінію зондування структури показано на рис. 3.37, а цифрові результати наведено в табл. К.7.

Таблиця 3.6

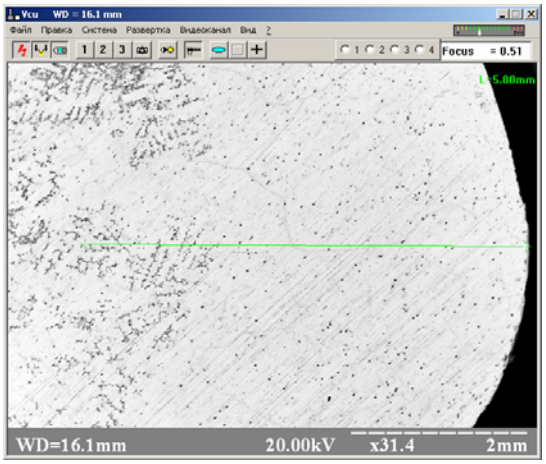
Хімічний склад хромоалюмінієвої сталі 30Х30Ю2ТЛ у виливках з різною товщиною стінок

Товщина стінки, мм	Місце визначення складу	Вміст елементів, %					
		Al	Si	Cr	Mn	Fe	всього
15	периферія	2,134	0,388	30,183	0,949	66,346	100
	центр	2,295	0,355	30,799	0,941	66,610	100
	протилежна периферія	2,076	0,378	30,467	0,796	66,282	100
20	периферія	2,246	0,428	30,866	1,004	65,456	100
	центр	2,436	0,465	30,336	0,830	67,934	100
	протилежна периферія	2,291	0,264	30,528	1,016	67,901	100
25	периферія	2,409	0,450	30,067	0,901	66,173	100
	центр	2,340	0,383	30,330	0,920	66,027	100
	протилежна периферія	2,206	0,373	30,200	0,619	66,602	100

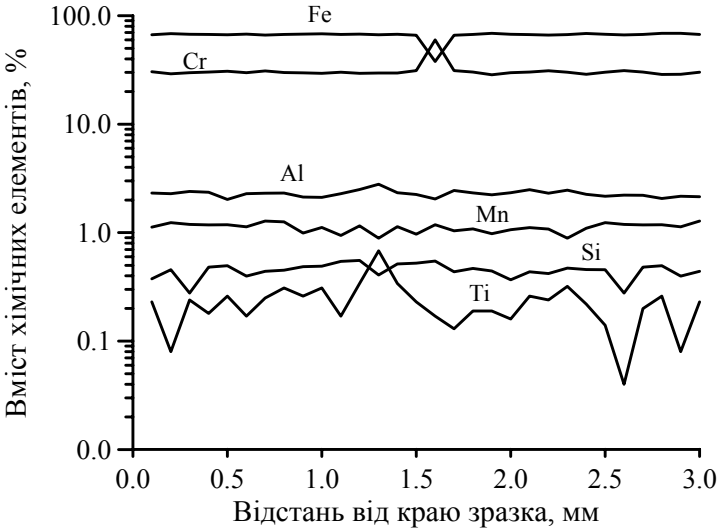
Установлено, що вміст хімічних елементів по перерізу, зокрема хрому та алюмінію, залишається практично без змін. Перетин ліній заліза та хрому можна пояснити наявністю крупного складного карбіду $(Cr, Fe)_3C$, який попав на лінію зондування. Винятком є значні коливання вмісту титану по перерізу, що можна пояснити його високою активністю до утворення оксидів, карбідів і нітридів.

Отже, цими дослідженнями доказана висока якість металу у виливках із хромоалюмінієвих сталей, виплавлених у виробничих умовах з використанням розробленого нами технологічного процесу плавлення в дугових печах, при цьому

виконується основне правило: для тривалої роботи в будь-яких екстремальних умовах метал виробу повинен мати максимально однорідну гомогенну структуру з мінімальним вмістом неметалевих вкраплень на межах зерен та в їх середині.



а



б

Рис. 3.37. Структура металу реального виливка із хромоалюмінієвої сталі 30Х30Ю2ТЛ з лінією зондування (*а*) та розподіл хімічних елементів по перерізу його стінки(*б*)

3.5 Висновки до розділу 3

1. Для збереження високої рідкоплинності й зменшення лінійної усадки хромистих сталей вміст алюмінію в них має не перевищувати 2%. Це стосується, перш за все, виробництва складних за геометрією та великогабаритних виливків.

2. Вміст у хромистій сталі 1,0…2,0% алюмінію сприяє утворенню дрібнозернистої однорідної структури з високими механічними властивостями: підвищуються тимчасовий опір розриванню та ударна в’язкість. Алюміній понад 2,0% сприяє утворенню крупних неметалевих вкраплень, які розташовуються на межах зерен, послаблюють міжзеренний зв’язок і знижують механічні властивості.

3. Комплексним дослідженням впливу хрому та алюмінію на властивості жаростійких сталей установлено, що для виготовлення високоякісних жаростійких виливків з урахуванням ливарних і механічних характеристик сплави повинні

мати в своєму складі 25…32% хрому та 1,2…3,5 % алюмінію. Для виробництва виливків простої конфігурації, які працюють за температур понад 1250 ºС, вміст алюмінію в хромистій сталі можна підвищувати до 4,0%. Взагалі, вміст алюмінію в жаростійких сталях визначається тим мінімумом, за якого зберігається висока їх жаростійкість, і тим максимумом, за якого суттєво знижуються ливарні та механічні властивості.

4. Результатами досліджень щодо впливу вмісту вуглецю та титану на технологічні властивості хромоалюмінієвих сталей установлено, що найкращий комплекс ливарних і механічних характеристик має середньовуглецева сталь з вмістом 0,25…0,35% вуглецю та 0,3…0,5% титану. Проте ці межі необхідно корегувати залежно від технологічних особливостей литої деталі та умов її експлуатації.

5. Комплексне дослідження впливу хрому, алюмінію, вуглецю та титану на технологічні властивості жаростійких сплавів на основі заліза дало змогу створити новий ливарний матеріал для виробництва литих деталей, здатних працювати в екстремальних умовах, хромоалюмінієві сталі з таким діапазоном хімічних елементів, %: C = 0,25…0,35; Cr = 25…32; Al = 1,2…3,5; Ti = 0,25…0,50; Si $\leq$ 1,0; Mn $\leq$ 0,8; P $\leq$ 0,025; S $\leq$ 0,025.

6. Найоптимальнішим варіантом, який забезпечує високі ливарні й механічні властивості жаростійким хромоалюмінієвим сталям, є розкиснення хромистого розплаву феромарганцем, феросиліцієм та алюмінієм у кількості 2 кг/т кожного компонента перед додаванням у нього феротитану та алюмінію.

7. Якістю литих жаростійких деталей можна управляти за допомогою оптимальних співвідношення вмісту хрому та алюмінію й температури заливання металу у форму, оскільки вона є одним із основних параметрів технологічного процесу виготовлення високоякісних виливків. Для виготовлення якісних великогабаритних тонкостінних або складних за конфігурацією виробів, які схильні до утворення гарячих тріщин, слід використовувати перегрівання розплаву перед заливанням його у форми до температур 1600...1650 °С.

8. У разі, коли із жаростійкої хромоалюмінієвої сталі виготовляють виливки відповідального та особливо відповідального призначення, розплав необхідно додатково опрацьовувати рідкісноземельними металами (фероцерієм) у кількості 0,15…0,25% (за розрахунком). Корисними є присадки ітрію (0,10...0,25%), кальцію (до 0,1%), ванадію (до 0,2%) та цирконію (до 0,2%) кожного окремо. Найпозитивніше впливає на ливарні, механічні та спеціальні властивості сталей ітрій за оптимальної присадки 0,15…0,25%.

9. Установлено, що хром та алюміній рівномірно розподіляються по перерізу стінок виробу незалежно від їх товщини, при цьому виконується основне правило: для тривалої роботи в будь-яких екстремальних умовах метал виробу повинен мати максимально однорідну гомогенну структуру з мінімальним вмістом неметалевих вкраплень на межах зерен та в їх середині.

РОЗДІЛ 4
ОКАЛИНОСТІЙКІСТЬ СТАЛЕЙ З ВИСОКИМ ВМІСТОМ ХРОМУ ДЛЯ РОБОТИ В ЕКСТРЕМАЛЬНИХ УМОВАХ

4.1 Окалиностійкість середньовуглецевих сталей в агресивних середовищах залежно від вмісту в них хрому та алюмінію

Аналіз умов експлуатації жаростійких литих деталей дав змогу встановити, що необхідною умовою зменшення витрат металу на утворення окалини на їх поверхнях є формування суцільної плівки з низькою електропровідністю з відношенням молекулярного об'єму оксиду до атомного об'єму металу 1,1…1,3 та високою пружністю дисоціації оксиду [5, 27…29]. У цьому випадку не відбувається руйнування оксидної плівки й вона залишається тривалий час в умовах експлуатації суцільною та щільною. Велике значення для захисту металів від інтенсивного окиснення має міцність зчеплення плівки оксидів з поверхнею виробу, рівнозначність коефіцієнтів лінійного розширення оксидів та металу й хімічна стійкість оксидів в навколишньому середовищі.

Окалиностійкість низьковуглецевих залізохромоалюмінієвих сплавів вивчено достатньо глибоко [1, 11, 16, 17, 45]. Проте вони не знайшли широкого використання в техніці високих температур, оскільки мають незадовільні технологічні властивості й малопридатні для виробництва фасонних жаростійких литих деталей. Крім того, ці сплави крихкі через крупнозернисту структуру, схильні до росту зерна за високих температур, мають низьку термостійкість.

Підвищити технологічні властивості таких сплавів можна корегуванням хімічного складу, додатковим легуванням відповідними хімічними елементами, мікролегуванням, модифікуванням тощо, але використання таких заходів не дає однозначної відповіді щодо зміни основної експлуатаційної характеристики – окалиностійкості.

Основними легувальними елементами жаростійких сплавів на основі заліза, як установлено раніше в цій роботі, є хром, алюміній та титан. Головним же хімі-

чним елементом у сталях цього класу є вуглець, який справляє негативний вплив на основну експлуатаційну характеристику – окалиностійкість [1, 3, 11].

Отже, визначення оптимальної кількості наведених елементів та їх співвідношення в сталях для конкретних виробів й умов експлуатації з урахуванням ливарних і механічних властивостей є актуальним і складним завданням.

Оскільки хром є головним легувальним елементом жаростійких сталей, досліджено його вплив на окалиностійкість сталей у діапазоні концентрацій від 12,5 до 35,8% за вмісту вуглецю 0,28…0,31%. Результати досліджень наведено в табл. 4.1 і показано на рис. 4.1.

Таблиця 4.1

Окалиностійкість промислових жаростійких сталей залежно від вмісту в них хрому

Вміст хрому в сталі, %	Збільшення маси зразка, мг/см^2 (середні значення)
12,5	17,80
13,6	13,74
17,7	11,20
20,0	9,60
22,3	8,30
25,6	7,60
29,8	7,20
35,8	6,80

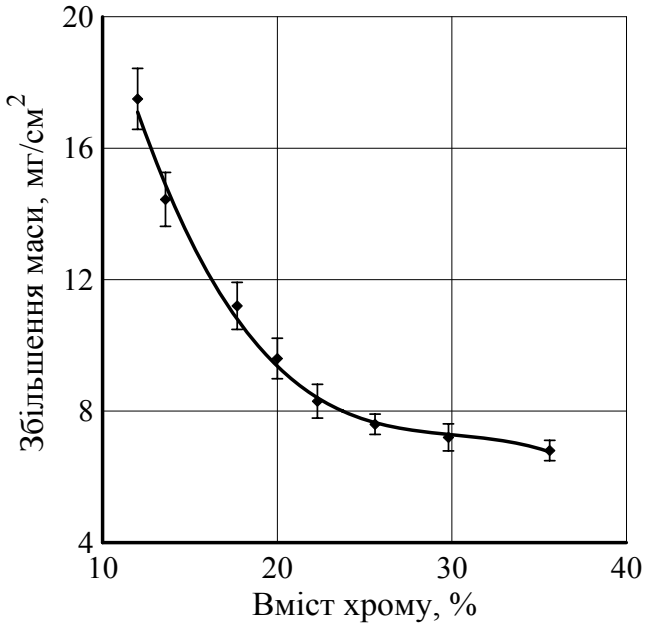


Рис. 4.1. Окалиностійкість жаростійких сталей залежно від вмісту в них хрому
Умови випробовування:
середовище – перегріте повітря;
температура – 1100 °С;
тривалість – 100 год

Установлено, що з підвищенням вмісту хрому окалиностійкість сталей суттєво підвищується, тобто знижується маса металу, який витрачається на утворення окалини. Таку зміну окалиностійкості сталей можна пояснити тим, що з підвищенням в них вмісту хрому збільшується складова легованого фериту, оскільки витрати хрому на утворення карбідів залишаються практично однаковими за незмінного вмісту вуглецю.

За малого вмісту хрому оксидна плівка, яка утворюється на поверхні металу, не суцільна, легко відокремлюється від виробу, а на її місці утворюється нова плівка. В умовах теплозмін такий процес повторюється досить часто, а тому окалиностійкість таких сталей низька.

Із збільшенням вмісту хрому понад 20% на поверхні зразків утворюється тонкий суцільний шар окалини, який міцно утримується на поверхні виробу й надійно захищає його від подальшого окиснення. За вмісту понад 25% хрому характер окиснення поверхні стабілізується й залишається практично незмінним, а жаростійкість металу – сталою.

Відомо [1, 11,103], що хром звужує область існування γ-Fe, яка замикається за вмісту його в залізі біля 12,5% (див. рис. А.1). Оскільки хромисті сталі вміщують у своєму складі вуглець, то область γ-Fe замикається за вищого вмісту хрому, кількість якого залежить від вмісту в сталі вуглецю. Нашими дослідженнями структури хромистих сталей установлено, що уже за вмісту 25,0% хрому та 0,20…0,25% вуглецю вони мають феритну структуру з незначною кількістю (до 8,0%) карбідів хрому та заліза різних складу й форми (див рис. 3.6).

Отже вироби із жаростійких середньовуглецевих сталей за вмісту 25…30% хрому мають високу окалиностійкість і можуть працювати тривалий час в агресивних середовищах за температур до 1100 °С.

Автори робіт [5, 12, 15…18] стверджують, що окалиностійкість хромистих сталей можна підвищити додатковим легуванням їх алюмінієм. Для одержання максимальної інформації щодо зміни окалиностійкості цих сталей після додаткового легування їх алюмінієм досліджено вплив останнього в діапазоні концентрацій до 10% в сталях із вмістом 20% і 30% хрому та 0,28…0,32% вуглецю.

Установлено, що додаткове легування хромистих сталей алюмінієм суттєво покращує їх окалиностійкість – витрати металу на утворення окалини в умовах високих температур суттєво зменшуються (рис. 4.2). Пояснюється це тим, що окрім оксиду хрому Cr_2O_3 на поверхні металу утворюється оксид алюмінію Al_2O_3, який має вищі захисні властивості [15…18]. З часом поверхневий шар металу збіднюється алюмінієм, оскільки він витрачається на утворення власного оксиду, і починаються дифузійні процеси – перенесення молекул та атомів алюмінію з внутрішніх об'ємів металу до поверхні. Такий процес відбувається безперервно до закінчення експлуатації виробу. Слід зазначити, що швидкість протікання дифузії алюмінію вища, ніж хрому [5, 17], внаслідок чого утворюється якісна плівка.

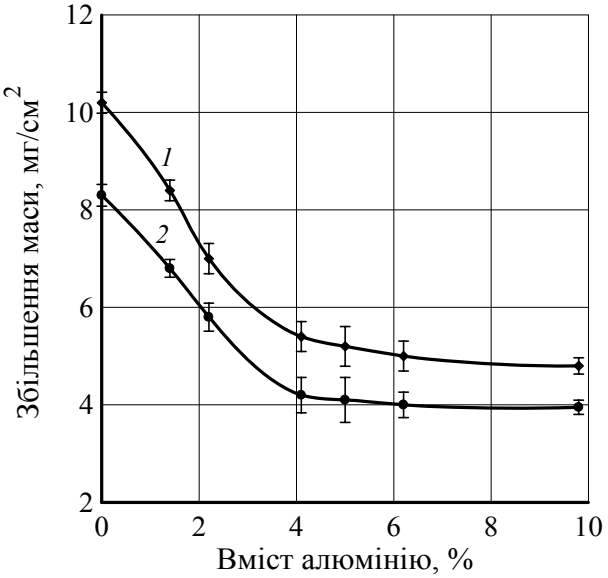


Рис. 4.2. Окалиностійкість хромистих сталей залежно від вмісту в них алюмінію:
1 – 20% Cr; *2* – 30% Cr
Умови випробування:
середовище – перегріте повітря;
температура – 1200 °С;
тривалість – 100 год

Отже, для збереження задовільної окалиностійкості (збільшення маси зразка в межах 4…6 мг/см^2·за 100 год) кожна хромиста сталь має вміщувати в своєму складі різну кількість алюмінію: 20%-на хромиста сталь – 3…5% алюмінію, а сталь з 30% хрому – 2…4% алюмінію. Вищі концентрації алюмінію в цих сталях суттєво знижують механічні властивості (див. рис. 3.8).

Таку ж дію алюмінію на окалиностійкість хромистих сталей підтверджено й для сплавів з ширшим діапазоном концентрацій хрому (рис. 4.3).

Установлено, що характер зміни окалиностійкості сталей залежно від вмісту в них хрому та алюмінію залишається таким же, як і в попередніх дослідах. Під-

тверджено, що для досягнення задовільної окалиностійкості за тривалої експлуатації (збільшення маси зразка не більше 6 мг/см^2·за 100 год) середньовуглецеві сталі мають вміщувати в своєму складі не менше 25…30% хрому та 5,0…2,5% алюмінію відповідно.

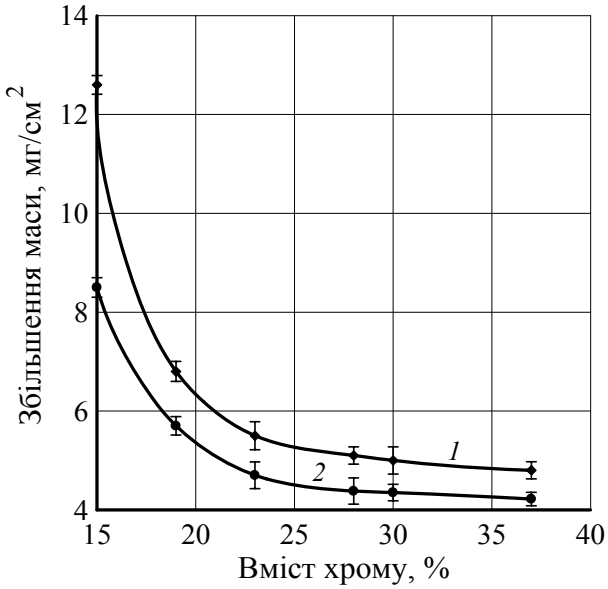


Рис. 4.3. Окалиностійкість жаростійких сталей залежно від вмісту в них хрому та алюмінію: *1* – 2,5%Al; *2* – 5,2%Al
Умови випробування: середовище – перегріте повітря; температура – 1200 °С; тривалість – 100 год

Отже хром та алюміній є основними легувальними елементами, які забезпечують високу окалиностійкість сталей, тобто надають металу властивості протистояти за високих температур хімічній дії – окисненню в різних агресивних середовищах.

Роль цих елементів полягає насамперед у тому, що вони змінюють склад, структуру та властивості окалини, яка утворюється на поверхні виробу, а отже, і швидкість окиснення. Проте до цих пір не установлено оптимального співвідношення цих елементів, за якого утворювалася б стабільна, міцна та щільна захисна плівка й забезпечувала б максимально тривалу окалиностійкість виробів в умовах високих температур та агресивних середовищ.

З метою вирішення цієї задачі та створення бази даних щодо окалиностійкості жаростійких сплавів на основі заліза з високим вмістом хрому для розроблення методології прогнозування спеціальних властивостей цих сплавів досліджено їх окалиностійкість з вмістом вуглецю 0,25...0,35%, хрому – від 13,6 до 35,8% та

алюмінію – до 7,1%. Вміст інших елементів (марганцю, кремнію, фосфору та сірки) максимально витримували на одному рівні. Для детальнішого вивчення поведінки сталей в екстремальних умовах вибрано робочу температуру 1250 °С.

Результати досліджень окалиностійкості сталей в атмосфері перегрітого повітря протягом 100 год наведено в табл. Л.1 і показано на рис. 4.4.

Установлено, що із збільшенням вмісту алюмінію знижуються витрати металу на утворення окалини на зразках, виготовлених з усіх досліджених хромистих сталей, які використовуються в промисловості у високотемпературних технологіях. Для забезпечення задовільної окалиностійкості (збільшення маси зразка на 4…6 мг/см^2 за 100 год) в перегрітому повітрі та тривалої експлуатації виробів сталі з різним вмістом хрому мають вміщувати в своєму складі й різну кількість алюмінію. Так, у сталі з вмістом хрому біля 18% має бути 5,0…7,0% алюмінію, а для сталі з вмістом 30% хрому – тільки 2,0…3,0 % алюмінію.

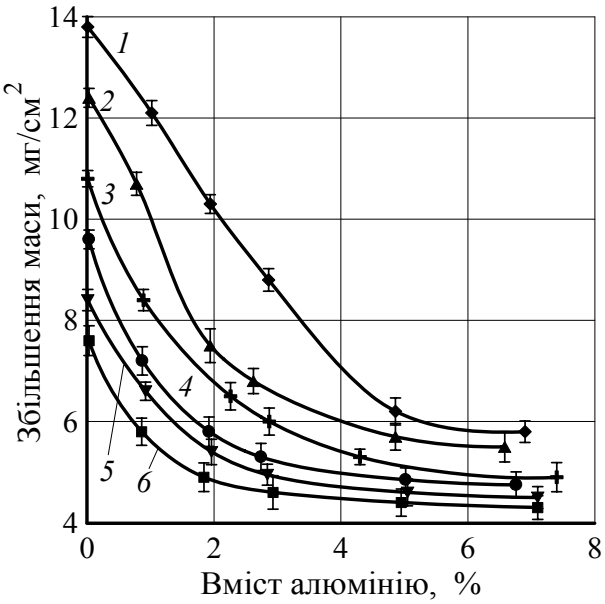


Рис. 4.4. Окалиностійкість жаростійких сталей залежно від вмісту в них хрому та алюмінію:
1 – 13,6% Cr; *2* – 17,7% Cr;
3 – 22,3% Cr; *4* – 25,6% Cr;
5 – 29,8% Cr; 6 – 35,8% Cr
Умови випробовування:
середовище – перегріте повітря;
температура – 1250 °С;
тривалість – 100 год

Отже, з урахуванням ливарних і механічних властивостей (див. розділ 3) установлено мінімальну межу вмісту хрому в жаростійких сталях (17...20%) та оптимальний вміст у цих сталях алюмінію (4,0…5,0%). Сталі можуть бути рекомендовані для виготовлення середніх і великих литих жаростійких деталей простої конфігурації для роботи за температур до 1100…1150 ºС. Для виробництва ли-

тих деталей, що працюють за вищих температур (1200…1250 ºС), вміст хрому в сталях має бути в межах 28…32% та алюмінію – в межах 2…4%. За цих умов на поверхні виробу утворюється надійна захисна оксидна плівка.

Наведені на рис. 4.4 залежності дають змогу вибрати матеріал для виготовлення деталей, які працюють за високих температур, методами лиття.

Проаналізовано зміну окалиностійкості хромистих сталей в інтервалі найчастіше використовуваних екстремальних температур – 1200 та 1300 ºС (рис. 4.5).

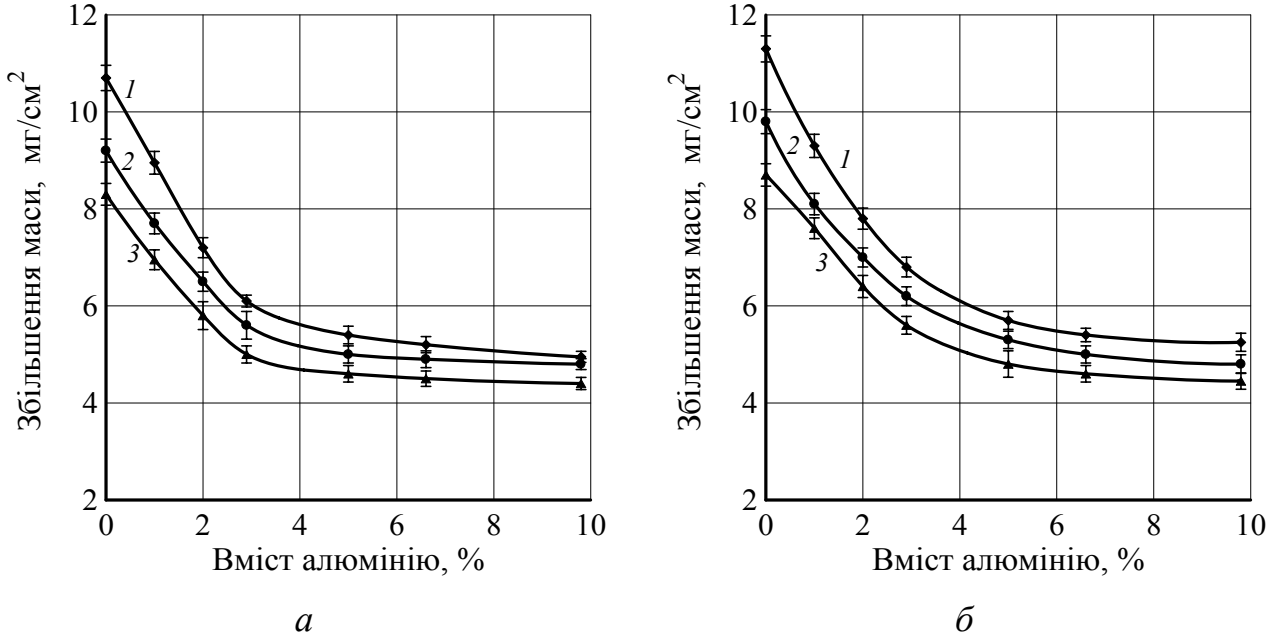


Рис. 4.5. Зміна окалиностійкості хромоалюмінієвих сталей залежно від вмісту в них алюмінію за температур 1200 ºС (*а*) й 1300 °С (*б*): *1* – 22,3% хрому; *2* – 25,6% хрому; *3* – 29,8% хрому

Установлено, що підвищення кількості алюмінію від 2 до 5% покращує окалиностійкість досліджених сталей за температури 1200 ºС внаслідок утворення оксидної плівки, збагаченої оксидами алюмінію. Для зберігання задовільної окалиностійкості із підвищенням вмісту хрому, кількість алюмінію можна зменшувати. Слід зазначити, що підвищення вмісту хрому та алюмінію в сталі збільшує ступінь легованості фериту й мікротвердість (див. рис. 3.13 і 3.14) і цим зменшує кількість оксидів заліза в плівці, які не мають захисних властивостей [5, 17].

За температури випробовувань 1300 °С дещо збільшується маса зразків з досліджених сталей (рис.4.5, *б*) у порівнянні з випробовуваннями таких же зразків

за температури 1200 ºС (див. рис.4.5, *а*) внаслідок пришвидшення дифузії аніонів кисню та катіонів металу до поверхні розділу «метал-оксид», що сприяє утворенню щільнішої плівки. У цьому разі зменшити швидкість окиснення поверхні виробу можна тільки підвищенням в сталі вмісту хрому та алюмінію.

За результатами виконаних досліджень можна зробити висновок: для тривалої надійної експлуатації виробів за температур 1200…1300 °С необхідно виконувати відношення [%Cr] / [%Al] = 6…10, тобто, за вмісту в сталі 25% хрому кількість алюмінію має складати не менше 4%, а для сталі з 30% хрому – не менше 2,0% алюмінію (див. рис. 4,4).

Таке співвідношення основних елементів сприяє утворенню на поверхні виробу високоефективної захисної плівки.

Досліджено зміну окалиностійкості широко використовуваної в промисловості хромистої сталі 15Х25Л (з дещо вищим вмістом вуглецю для порівняння з властивостями досліджених середньовуглецевих хромистих сталей) залежно від вмісту алюмінію та різної тривалості випробовування.

Установлено, що підвищення вмісту алюмінію, як і для інших сталей цього класу, сприяє зниженню витрати металу на утворення окалини протягом різного часу випробовування (рис. 4.6). Характер зміни окалиностійкості з підвищенням часу випробовування залишається без зміни, збільшується тільки маса зразка внаслідок продовження процесів окиснення металу. При цьому слід зазначити, що максимальне зниження окалиностійкості за тривалішого часу випробовування має місце для сталі без алюмінію (див. рис.4.6), що ще раз підтверджує неможливість використання такого сплаву для виготовлення виробів, які тривалий час мають працювати за температур понад 1100 ºС.

З підвищенням вмісту алюмінію в сталі витрати металу на окиснення знижуються вдвічі за вмісту 4,5…5,0% алюмінію, а різниця витрати металу залежно від тривалості випробовування зменшується в чотири рази за такого ж вмісту алюмінію. Отже можна зробити висновок, що для тривалої експлуатації виробів із сталі 25Х25Л за температур до 1200 ºС вміст алюмінію в ній має знаходитися в межах 4,0…5,0%.

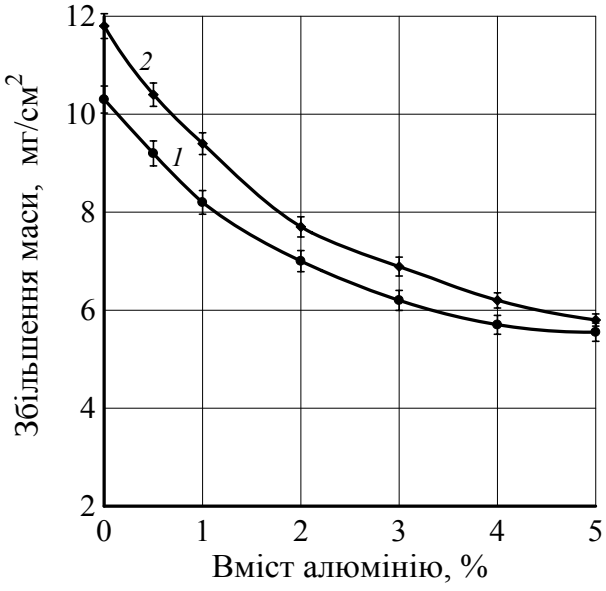


Рис. 4.6. Зміна окалиностійкості хромистої сталі 25Х25Л (0,25% вуглецю, 25,6% хрому) залежно від вмісту алюмінію та часу випробовування: *1* – 100 год; *2* – 500 год Умови випробовування: середовище – перегріте повітря; температура – 1200 °С

Процес окиснення жаростійких сталей здійснюється за параболічним законом, проте на підставі аналізу сучасної технічної літератури з питань утворення окалини можна стверджувати, що єдиної думки навіть щодо впливу водяної пари на окиснення сплавів за високих температур немає. Автори робіт [10, 18, 29] вважають, що окиснення заліза в середовищі водяної пари здійснюється повільно, а в роботах [27, 28] відзначається, що процеси утворення окалини за таких же умов протікають швидко й це суттєво скорочує термін експлуатації виробів.

Нами досліджено вплив різної концентрації водяної пари в перегрітому повітрі на окалиностійкість середньовуглецевої хромоалюмінієвої сталі з різним вмістом алюмінію (рис. 4.7). Кількість пари визначали за допомогою ротаметра.

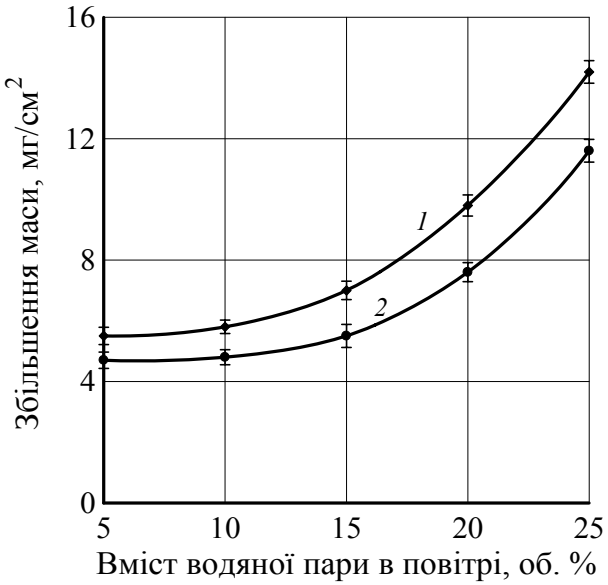


Рис. 4.7. Зміна окалиностійкості хромоалюмінієвої сталі (0,32% С; 30,2% Cr) залежно від вмісту водяної пари в перегрітому повітрі: *1* – 2,1% Al; *2* – 5,2% Al

Установлено, що підвищення вмісту пари в повітрі до 25% (за об'ємом) майже втричі знижує окалиностійкість сталі з утворенням поруватої окалини, яка практично вся відшаровується від поверхні виробу внаслідок збільшення вмісту оксиду і закису заліза (матеріал викладено нижче), що інтенсифікує процес подальшого утворення окалини на поверхні виробу. Візуально установлено, що оксидна плівка, яка утворилась на поверхні зразків в середовищі водяної пари, пориста й покрита дрібними виразками. Отже особливості окиснення сплавів на основі заліза в присутності водяних парів, перш за все, пов'язано із структурою окалини, яка утворюється з великою кількістю оксиду та закису заліза. Відомо [5, 17), що коефіцієнт дифузії заліза через таку окалину під час окиснення заліза у водяній парі приблизно в 6…10 разів вищий коефіцієнта дифузії заліза через таку ж окалину під час окиснення його в сухому повітрі.

Для порівняння окалиностійкості хромистих сталей у різних агресивних середовищах досліджено вплив алюмінію з метою визначення його оптимального вмісту в сталях цього класу для роботи в таких умовах. Результати досліджень показано на рис. 4.8.

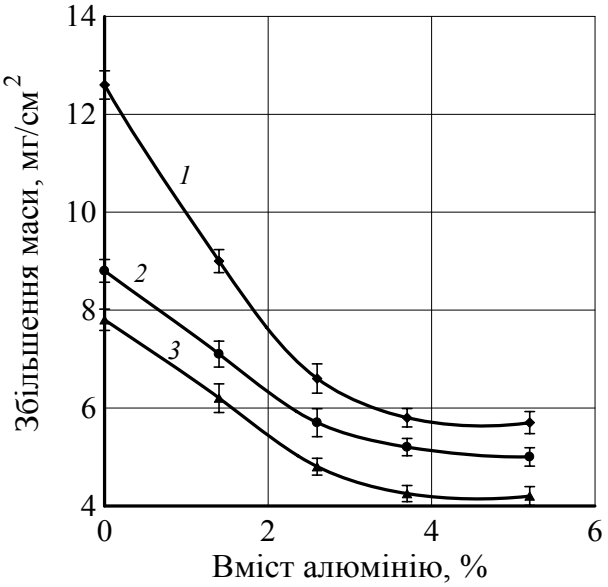


Рис. 4.8. Окалиностійкість хромоалюмінієвої сталі (30,2% хрому; 0,32% вуглецю) в різних агресивних середовищах:
1 – перегріте повітря + 45% H_2O;
2 – перегріте повітря;
3 – перегріте повітря + 45% CO_2

Установлено, що найвища окалиностійкість хромоалюмінієвої сталі з будь-яким вмістом алюмінію спостерігається в середовищі вуглекислого газу.

Колір зразків у цьому разі світлий, особливо за вмісту 3,0…4,0% алюмінію, оксидна плівка рівномірна й складається, як установлено мікрорентгеноспектральним аналізом оксидів, на 85…90% із Al_2O_3, є високоякісним захистом металу в середовищі з вмістом до 45% CO_2 [118, 119]. Зменшення окиснення в середовищі повітря з 45% CO_2 в порівнянні з окисненням у перегрітому повітрі пояснюється тим, що в середовищі вуглекислого газу парціальний тиск кисню, який визначає інтенсивність окиснення, менший, ніж парціальний тиск кисню в перегрітому повітрі [119].

Крім того, заміна майже половини об’єму повітря вуглекислим газом суттєво зменшує кількість азоту в газовому середовищі, який негативно впливає на окалиностійкість хромоалюмінієвих сталей, а тому зменшення його в агресивному середовищі сприяє покращанню цієї важливої характеристики жаростійких сталей. Крім того, азот за наявності в сталі алюмінію та хрому утворює нітриди алюмінію й голчасті нітриди хрому або складні голчасті нітриди хрому з алюмінієм [1, 11, 18]. Внаслідок цього зменшується кількість алюмінію, яка витрачається на утворення захисного шару. Шкідлива дія азоту поглиблюється утворенням нітридів, які не покращують властивості захисного шару, а сам азот глибоко проникає в метал, знижуючи його ростостійкість [119].

Отже вуглекислий газ, який знаходиться в агресивному газовому середовищі, зменшує в останньому кількість азоту, сприяє зниженню реакційної здатності середовища та підвищенню окалиностійкості сталей.

Мікрорентгеноспектральним аналізом досліджено склад оксидів в окалині та їх зміну під час експлуатації виробів у середовищі перегрітого повітря протягом 500 годин за температур до 1250 ºС.

Установлено, що на поверхні виробу, виготовленого із сталі, легованої 17,7% хрому та 3,4% алюмінію, утворюється окалина, яка складається з оксидів Cr_2O_3 (49,2%), Al_2O_3 (15,3%), Fe_2O_3 (26,2%) і FeO (7,5%) в складі шпінелі $FeO{\cdot}Cr_2O_3$. Захисні властивості такої плівки значно гірші, ніж плівки на основі Al_2O_3 або шпінелі $CrO{\cdot}Al_2O_3$. [1, 11]. Це підтверджено нашими дослідами нижче.

Отже такий матеріал недоцільно використовувати для виготовлення литих деталей, які працюють в агресивних середовищах за температур вищих 1100 °С.

Досліджено зміну складу оксидів за товщиною окалини, утвореної на поверхні виробів із сталі з вмістом 30,2% хрому та 3,4% алюмінію за таких же умов.

Товщину окалини розділено на три шари – зовнішній, середній і внутрішній (рис. 4.9). Установлено, що зовнішній шар окалини має склад оксидів: Cr_2O_3 – 59,21%; Al_2O_3 – 5,26%; Fe_2O_3 – 26,24%; FeO – 7,47% (рис. 4.10, *а*), середній – Cr_2O_3 – 7,23%; Al_2O_3 – 65,64%; Fe_2O_3 – 1,69%; FeO – 17,63% (рис. 4.10, *б*), а внутрішній шар (на межі розділу «оксиди-метал») має склад: Cr_2O_3 – 19,44%; Al_2O_3 – 78,13%; Fe_2O_3 – 1,67%; FeO – 0,16% (рис. 4.10, *в*).

Аналіз одержаних даних дає можливість оцінити поведінку металу в умовах високих температур в часі й зробити такі припущення:

– на початку процесу окиснення всі основні хімічні елементи сталі (залізо, хром, алюміній) піддаються дії високої температури та агресивного середовища й інтенсивно окиснюються, утворюючи шар поруватої захисної плівки через велику кількість у ній оксиду та закису заліза (див. рис. 4.10, *а*).

Така плівка майже не перешкоджає проникненню кисню до металу й сприяє подальшому окисненню поверхні виробу, при цьому змінюється співвідношення оксиду заліза та його закису (див. рис. 4.10, *б*);

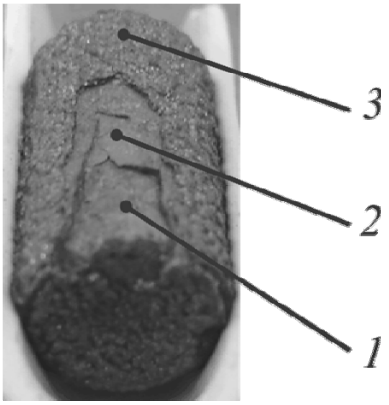
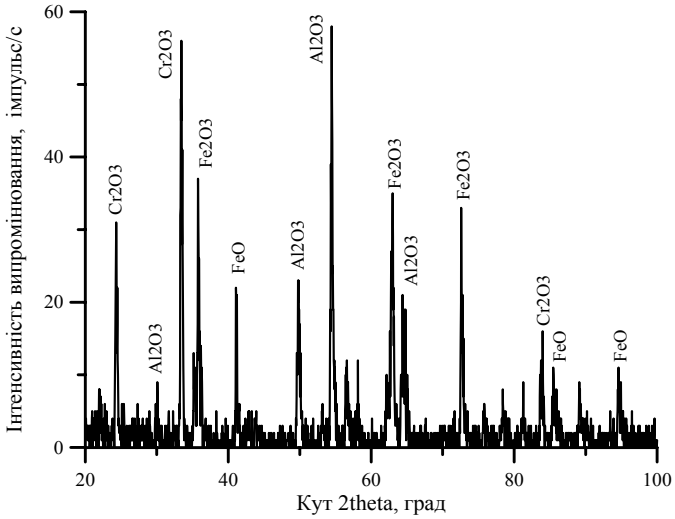
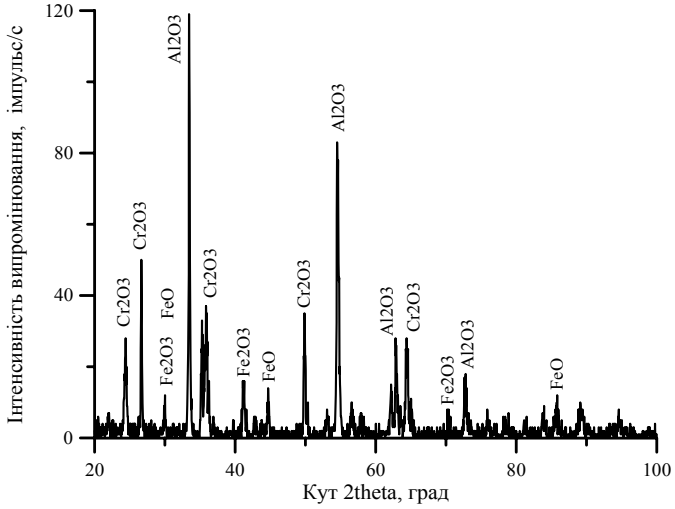


Рис. 4.9. Загальний вигляд зразка із хромоалюмінієвої сталі після випробовування протягом 500 год за температури 1250 ºС в перегрітому повітрі: *1* – внутрішній шар окалини; *2* – середній шар; *3* – зовнішній шар



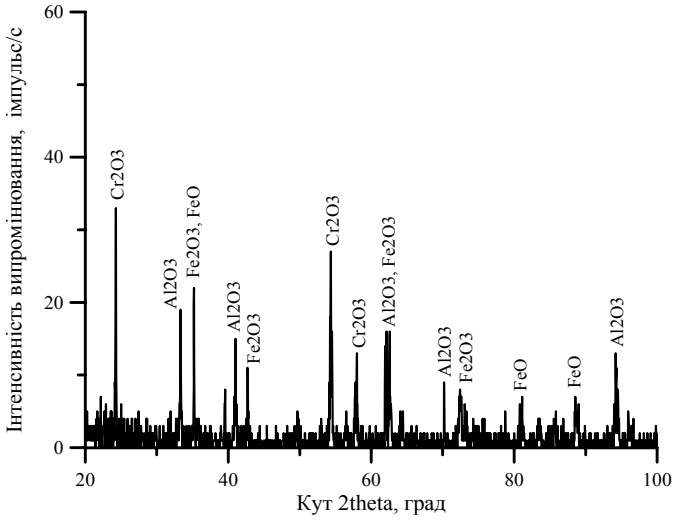
Cr_2O_3 – 59,21%; Al_2O_3 – 5,26%; Fe_2O_3 – 26,24%; FeO – 7,47%

а



Cr_2O_3 – 7,23%; Al_2O_3 – 65,64%; Fe_2O_3 – 1,69%; FeO – 17,63%

б



Cr_2O_3 – 19,44%; Al_2O_3 – 78,13%; Fe_2O_3 – 1,67%; FeO – 0,16%

в

Рис. 4.10. Зміна складу окалини залежно від послідовності її утворення: *а* – зовнішній шар окалини (*3*); *б* – середній шар (*2*); *в* – внутрішній шар (*1*)

– одночасно із зміною цього співвідношення інтенсифікуються процеси дифузії алюмінію до поверхні розділу «метал-окалина» та його окиснення з утворенням оксиду алюмінію, що суттєво змінює склад окалини та покращує її щільність внаслідок десятикратного підвищення в складі окалини Al_2O_3 – до 65,64%;

– з часом процеси окиснення поверхні виробу суттєво послаблюються через зміну складу окалини: сумарний вміст оксидів Cr_2O_3 та Al_2O_3 досягає 98,0%, решта – незначна кількість Fe_2O_3 та FeO (див. рис. 4.10, *в*).

Така плівка має високу щільність, перешкоджає проникненню окиснювачів до металу виробу, міцно утримується на його поверхні та суттєво подовжує тривалість експлуатації виробу за температур до 1250 °С в умовах не тільки перегрітого повітря, але й в інших агресивних середовищах.

Отже, для зберігання задовільної окалиностійкості жаростійких виробів із хромоалюмінієвих сталей у середовищі перегрітого повітря за температур експлуатації до 1250 ºС (збільшення маси до 4...6 мг/см^2 за 100 год) кількість хрому має бути в межах 28…32%, а алюмінію – 2,0…4,0%, тобто необхідно виконувати відношення [%Cr] / [%Al] = 6…10. У цьому разі хром підвищує ступінь легованості фериту та зменшує кількість оксиду заліза від 26,24% до 1,67%, а закису заліза – від 7,47% до 0,165%. Алюміній у цьому разі максимально витрачається на утворення високоякісної захисної плівки: кількість оксиду Al_2O_3 збільшується від 5,26% до 78,13% (див. рис. 4.10).

Теоретичний і практичний інтерес представляють дані щодо впливу концентрації алюмінію не тільки на окалиностійкість хромистих сталей, але й на швидкість його «вигоряння» в поверхневому шарі виробу протягом його експлуатації.

Досліджено зміну цих характеристик для середньовуглецевої високохромистої сталі 30Х30Л в середовищі перегрітого повітря протягом 100 год за температури 1200 ºС. Одержані результати показано на рис. 4.11.

Установлено, що з підвищенням концентрації алюмінію в сталі до 6% (максимально ефективний вміст алюмінію в сталях з високим вмістом хрому) її окалиностійкість підвищується більше, ніж удвічі (див. рис. 4.11), а максимальна швидкість «вигоряння» алюмінію відбувається за вмісту його в сталі до 3% вна-

слідок інтенсивного формування захисної плівки спільно з хромом. Підвищення концентрації алюмінію понад 3% мало впливає на дифузійні переміщення алюмінію до поверхні виробу й витрачання його на утворення оксидної плівки.

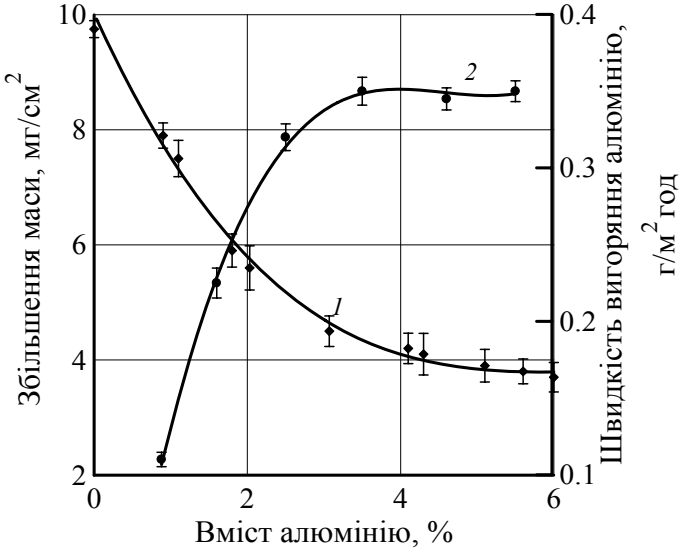


Рис. 4.11. Вплив концентрації алюмінію в хромоалюмінієвій сталі 30Х30Л на її окалиностійкість (*1*) і швидкість його «вигоряння» (*2*)

Отже, окалиностійкість такої сталі з вмістом 3...4% алюмінію досить висока й з подальшим підвищенням його концентрації змінюється мало. Показана на рис 4.11 залежність задовільно описується рівнянням [27]:

$$q = A - B \cdot C^{\frac{1}{m}}, \qquad (4.1)$$

де *A*, *B*, *m* – коефіцієнти, які залежать від температури випробовування й складу сталі за іншими елементами;

С – концентрація алюмінію в сталі, %

Усереднена швидкість «вигоряння» алюмінію (див. рис. 4.11, крива *2*) за вмісту його в сталі понад 4% змінюється мало й дорівнює біля 0,355 г/м^2·год.

Із зниженням концентрації алюмінію в сталі швидкість його «вигоряння» зменшується: за вмісту 4...3% алюмінію – 0,325 г/м^2·год; за вмісту 3...2% алюмінію – 0,305 г/м^2·год; за вмісту 2...1% – 0,245 г/м^2·год.

Очевидно, що концентраційний запас алюмінію в сталі, який може бути витрачений на утримання захисного оксидного шару, крім інших чинників, визначається також і ступенем розвитку оксидної поверхні, тобто геометричними розмірами зразка (виробу).

Ступінь розвитку поверхні характеризують питомою поверхнею окиснення, яка визначається відношенням площі поверхні до маси виробу [27]:

$$K = \frac{S}{P}, \tag{4.2}$$

де S – площа поверхні виробу, мм^2;

P – маса виробу, г.

Для дослідження цих процесів із технологічних проб вирізали зразки однакової довжини із різним діаметром. Для стандартного зразка діаметром 10 мм та довжиною 20 мм загальна площа поверхні ($S_{заг}$) дорівнює 785 мм^2. Взагалі площа поверхні досліджених зразків знаходилася в межах від 795 до 1919 мм^2. Дослідження виконували за температур 1200 ºС і 1300 ºС. Результати досліджень показано на рис. 4.12.

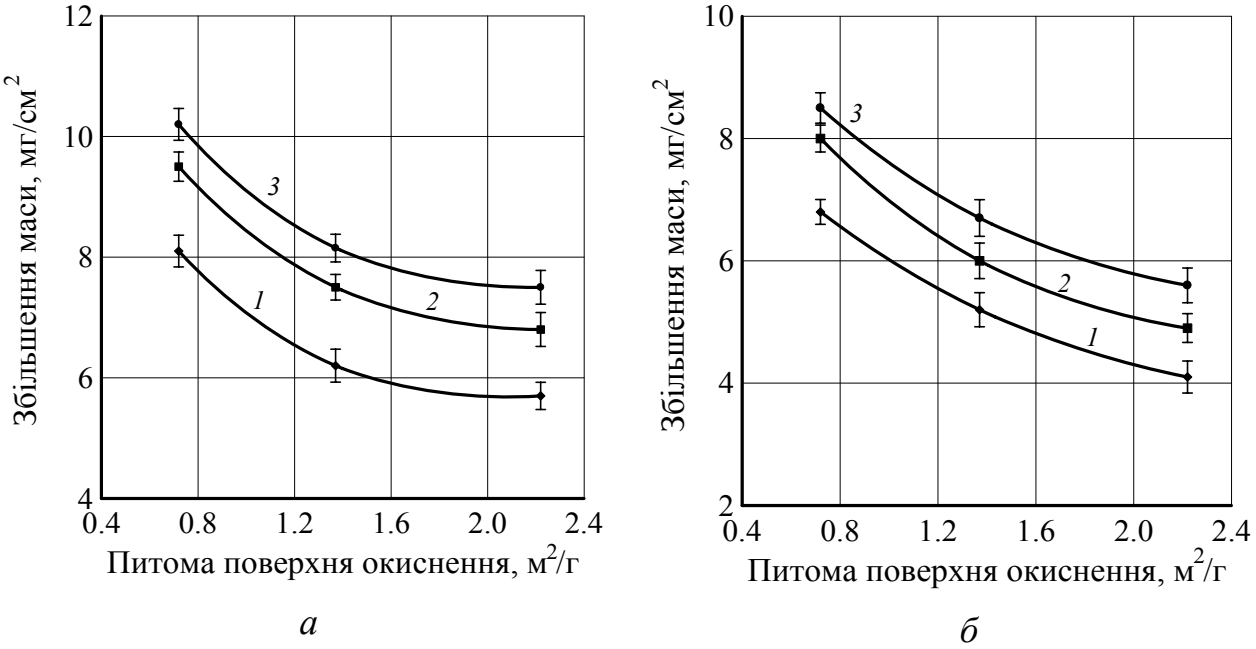


Рис. 4.12. Зміна окалиностійкості хромоалюмінієвих сталей залежно від габаритних розмірів зразків: *а* – сталь 30Х25Ю3Л (1200 °С); *б* – сталь 30Х30Ю2Л (1300 °С); *1* – 100 год; *2* – 200 год; *3* – 300 год

Зниження швидкості окиснення сплавів за високих температур досягається внаслідок утворення на їх поверхнях щільного захисного оксидного шару, в якому

значно ускладнені процеси дифузійного переносу іонів металу й кисню. Це досягається додаванням у сталь відповідної кількості хрому та алюмінію.

Знаючи швидкість вигоряння алюмінію з одиниці поверхні та його концентрацію в сталі можна побудувати ряд кривих, що характеризуватимуть зміну вмісту алюмінію в сталі з різною питомою поверхнею окиснення залежно від часу. Таку залежність показано на рис. 4.13.

За вмісту в сталі понад 4% алюмінію швидкість його вигоряння практично стала (див. рис. 4.11, крива *2*), а середній вміст алюмінію в сталі в будь-який момент часу випробування підпорядковується лінійній залежності [5, 27]:

$$C_\tau = C_п - m \cdot K \cdot \tau, \qquad (4.3)$$

де $C_п$ – початкова концентрація алюмінію в сталі до випробовування, %;

m – коефіцієнт, що залежить від складу сталі й температури окиснення;

K – питома поверхня окиснення, м^2/г;

τ – тривалість випробовування, год

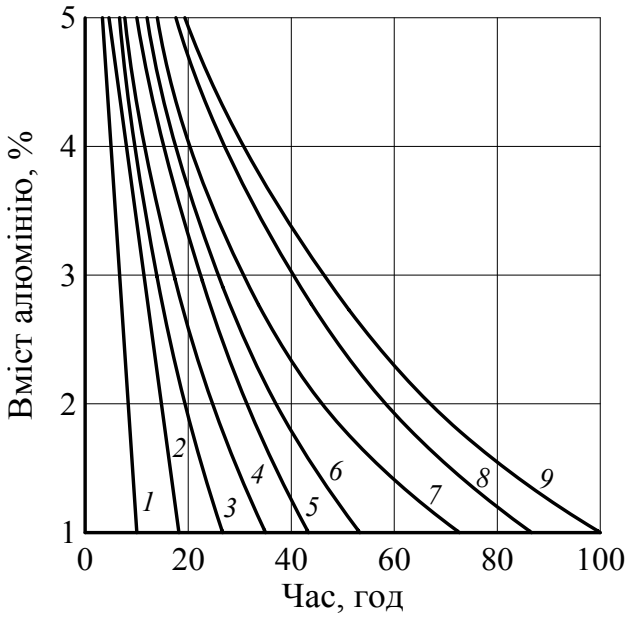


Рис. 4.13. Зміна концентрації алюмінію в сталі за температури 1200 °С залежно від питомої поверхні окиснення зразків:

1 – $K = 60 \cdot 10^{-5}$; *2* – $K = 40 \cdot 10^{-5}$;
3 – $K = 20 \cdot 10^{-5}$; *4* – $K = 15 \cdot 10^{-5}$;
5 – $K = 12 \cdot 10^{-5}$; *6* – $K = 10 \cdot 10^{-5}$;
7 – $K = 7{,}5 \cdot 10^{-5}$; *8* – $K = 6{,}0 \cdot 10^{-5}$;
9 – $K = 5 \cdot 10^{-5}$

Для концентрації алюмінію в інтервалі від 4 до 1% справедлива емпірична залежність:

$$C_\tau = C_n e^{-bK\tau}, \qquad (4.4)$$

де e – основа натурального логарифма;

b – коефіцієнт, що залежить від температури окиснення та складу сталі

Отже, усереднена втрата маси виробів (на рис. 4.11 та інших – збільшення маси, мг/см^2 за 100 год) за час випробовування залежить, за інших рівних умов, від початкової концентрації алюмінію в сталі та питомої поверхні окиснення виробу. У діапазоні концентрацій алюмінію до 4% середня втрата маси зразка з питомою поверхнею окиснення за годину за даної температури дорівнює:

$$q_\tau = q_п + \frac{1}{\tau}\int_0^\tau C_п^{\frac{1}{m}} \cdot e^{-\frac{bK\tau}{m}} d\tau \quad , \qquad (4.5)$$

де $q_п$ – втрата маси, відповідно початковій концентрації алюмінію в сталі, г/м^2·год

Другий член рівняння являє собою середньоінтегральне зниження окалиностійкості сталі внаслідок зменшення вмісту в ній алюмінію в процесі окиснення. Математичним обробленням графічних залежностей для зразків із сталі з 28...30% хрому та 0,3...0,4% вуглецю за температури випробовування 1200 °С одержано такі значення коефіцієнтів: A = 5,5; B = 4,5; n = 15,5; b = 14,5; m = 9.

Рівняння (4.5) з урахуванням (4.1) і підстановкою відповідних коефіцієнтів має вигляд:

$$q_\tau = 5{,}5 - 4{,}3C_п^{\frac{1}{9}}\left[1 + \frac{0{,}62}{K \cdot \tau}\right] \cdot \left(e^{-1{,}61 \cdot K \cdot \tau} - 1\right) \qquad (4.6)$$

Експериментальні дані середніх утрат маси зразків із сталі 30Х30Ю2Л після 100 год випробування за температури 1200 °С залежно від питомої поверхні окиснення показано на рис. 4.14.

На підставі порівняння теоретичної та експериментальної залежностей окалиностійкості сталей від питомої поверхні окиснення можна зробити позитивний висновок щодо правильності викладеного аналізу та наведених закономірностей окиснення. Цими даними автором підтверджено попередні рекомендації щодо оптимального вмісту алюмінію в жаростійких сталях з високим вмістом хрому, який має знаходитись у межах 2,5…3,5%. Це дало змогу рекомендувати високоефективні марки сталей для роботи в екстремальних умовах, які повною мірою задово-

льняють вимогам щодо технологічних особливостей виготовлення із них жаростійких деталей і спеціальних властивостей, що пред'являють до виробів, які працюють за високих температур в агресивних середовищах.

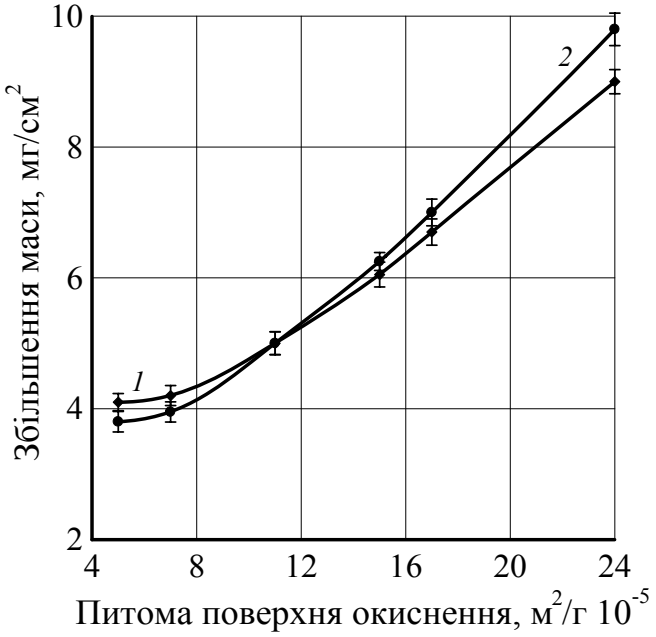


Рис. 4.14 Окалиностійкість (утрати маси зразків) хромоалюмінієвої сталі 30Х30Ю2Л після 100 год випробовувань за температури 1200 °С залежно від питомої поверхні окиснення:

1 – розрахункові дані; за рівнянням

$$y = 0{,}2152x^2 - 0{,}352x + 3{,}935$$

$$R^2 = 0{,}9807$$

2 – експериментальні дані

Тривалими дослідженнями автора установлено, що властивості рекомендованих хромоалюмінієвих сталей, у тому числі й окалиностійкість, суттєво залежать від якості шихтових матеріалів, які використовують для їх виплавляння.

Досліджено зміну окалиностійкості сталей, виплавлених з використанням середньовуглецевого сталевого брухту й ферохрому ФХ015 та заліза Армко й ФХ100 (для одержання вуглецю на рівні 0,28…0,32%). Для дослідження вибрано базову сталь з вмістом хрому в межах 25,2…25,8%. Така сталь, за умови вибору оптимального вмісту алюмінію та вуглецю, може тривалий час надійно працювати в діапазоні температур 1150…1300 ºС. Вміст алюмінію витримували приблизно на однакових рівнях в обох варіантах плавок.

Установлено, що окалиностійкість середньовуглецевих сталей, які виплавлені з використанням звичайних кондиційних шихтових матеріалів, поступається не набагато за окалиностійкістю сталям, які виплавлені з використанням заліза Армко. Різниця відчутна тільки за вмісту в сталях 1,0…1,5% алюмінію, за більшого вмісту алюмінію ця різниця зменшується (рис. 4.15).

Підвищення температури випробовування суттєво змінює окалиностійкість усіх сталей у бік її зменшення. Сталі, виплавлені з використанням звичайних шихтових матеріалів, для досягнення задовільної окалиностійкості (збільшення маси до 4...6 мг/см^2 за 100 год) мають вміщувати не менше 2,0% алюмінію для роботи за температур до 1100 ºС, а для роботи за температур до 1300 ºС – понад 4,0% алюмінію.

Сталі, виплавлені з використанням заліза Армко, для роботи за таких же температур мають вміщувати відповідно понад 1,0 і 3,5% алюмінію.

Отже, чим вища кондиційність вихідних шихтових матеріалів, тим кращі не тільки технологічні властивості [11], а й експлуатаційні характеристики металу.

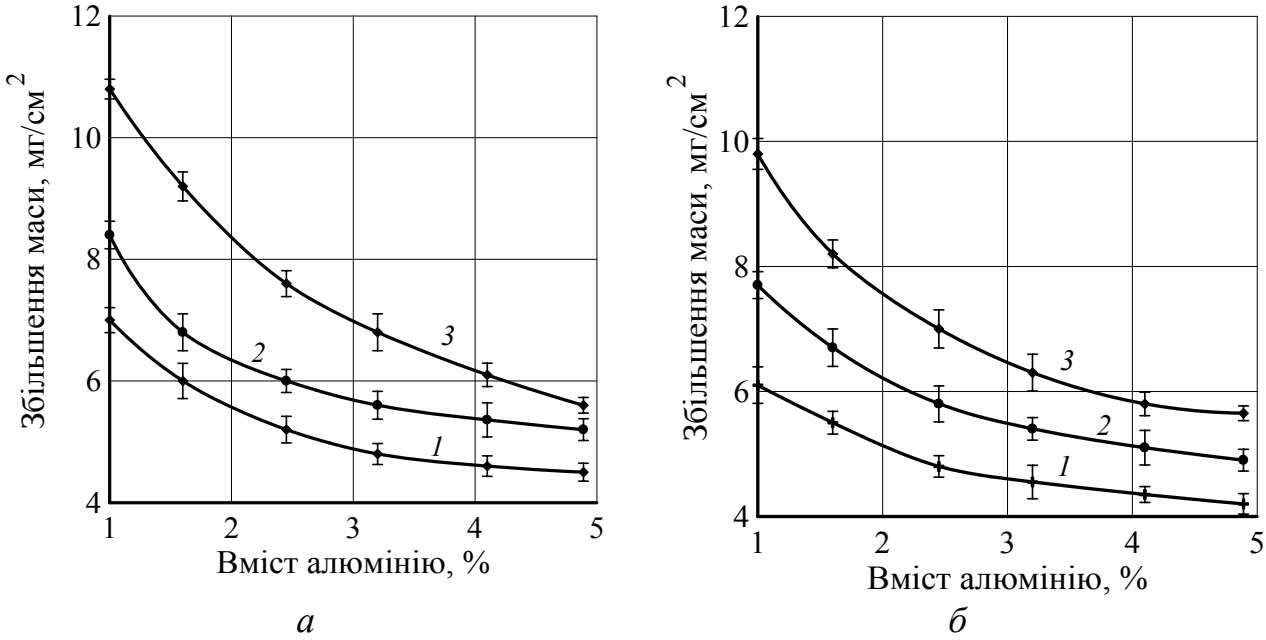


Рис. 4.15. Окалиностійкість хромоалюмінієвих сталей, виплавлених з використанням середньовуглецевого брухту (*а*) та заліза Армко (*б*) залежно від вмісту в них алюмінію: *1* – 1100 °С; *2* – 1200 °С; *3* – 1300 °С

Підвищення температури від 1100 до 1300 °С суттєво знижує окалиностійкість сталей з різним вмістом алюмінію (рис. 4.16) незалежно від використовуваних шихтових матеріалів.

Зміни окалиностійкості, які показано на рис. 4.15 і 4.16, дають можливість вибрати оптимальний вміст алюмінію для сталі з 24,0…26,0% хрому залежно від

температури експлуатації виробів. Проте при цьому необхідно враховувати вплив алюмінію й на інші технологічні та експлуатаційні властивості жаростійких сталей з високим вмістом хрому.

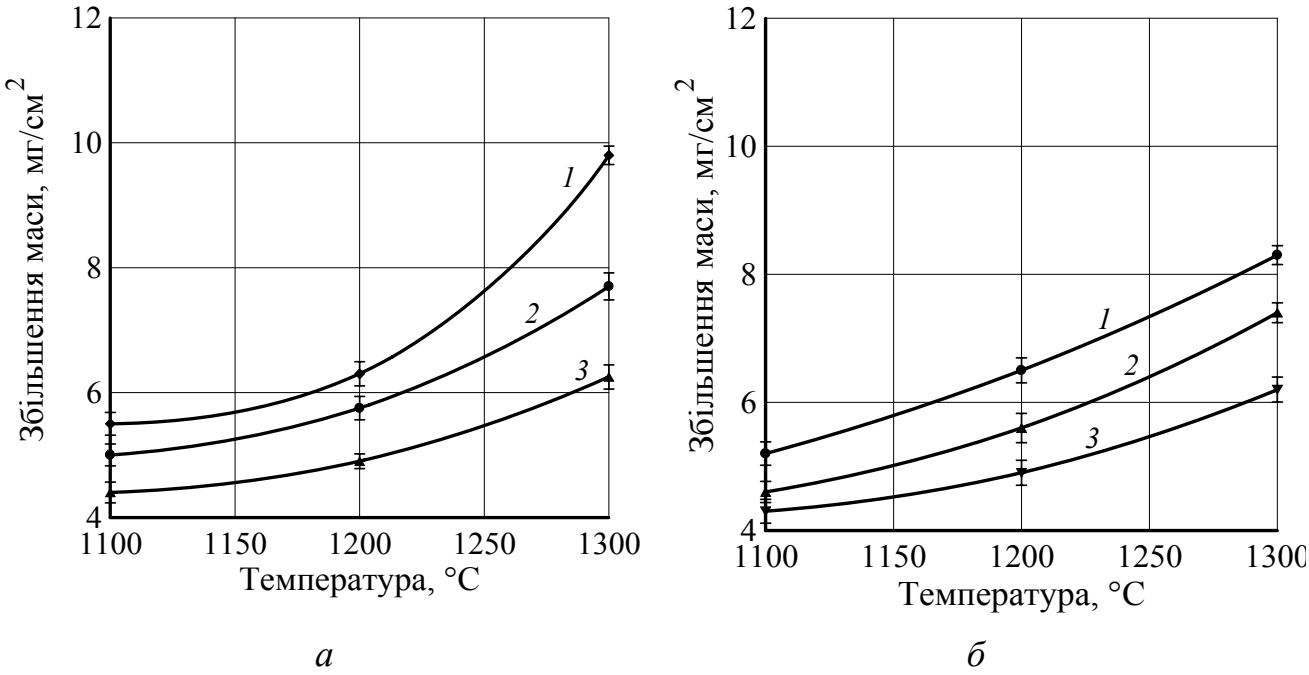


Рис. 4.16. Окалиностійкість хромоалюмінієвих сталей з різним вмістом алюмінію, виплавлених з використанням середньовуглецевого брухту (*а*) (*1* – 1,95% Al; *2* – 2,69% Al; *3* – 4,92% Al) та заліза Армко (*б*) (*1* – 2,07% Al; *2* – 2,91% Al; *3* – 4,99% Al) залежно від температур експлуатації виробів

Надмірний вміст алюмінію в сталях призводить до зниження ливарних і механічних властивостей, їх оброблюваності та теплопровідності, що дуже важливо для роботи виробів в умовах високих змінних температур, а недостатня кількість алюмінію в сталі знижує поріг її окалиностійкості.

Для повного аналізу окалиностійкості хромоалюмінієвих сталей досліджено їх поведінку в діапазоні екстремальних температур від 1000 до 1300 ºС. Вибрано найвірогідніші для використання в різних галузях промисловості марки сталей, які рекомендовано для виготовлення жаростійких виробів. Випробовування виконували в середовищі перегрітого повітря протягом 100 год (рис. 4.17).

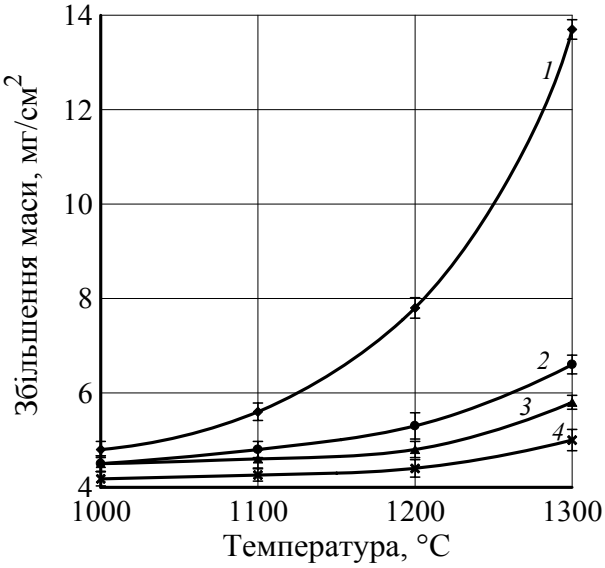


Рис. 4.17. Окалиностійкість середньовуглецевих хромоалюмінієвих сталей з неоднаковим вмістом хрому та алюмінію за різних температур:
1 – 30Х21ЮЛ; *2* – 30Х25Ю5Л;
3 – 30Х30Ю2Л; *4* – 30Х30Ю5Л

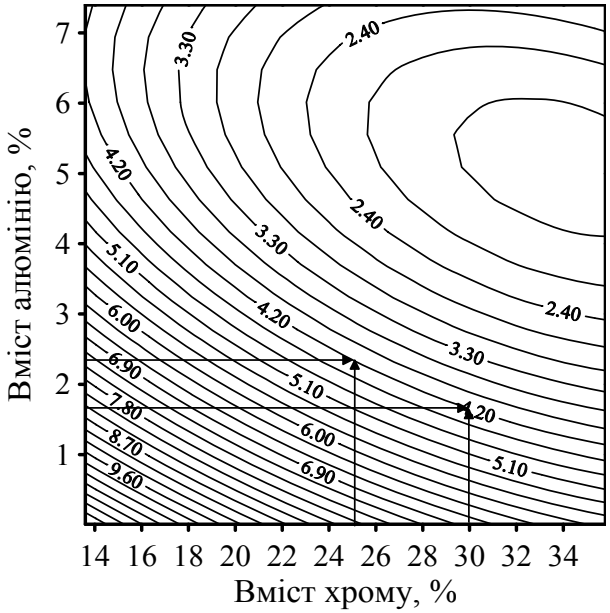
Установлено, що промисловий варіант жаростійкої сталі з мінімальним вмістом хрому та алюмінію (30Х21ЮЛ) можна успішно використовувати для виготовлення виробів, що працюють надійно й тривалий час за температур до 1150 ºС. Інші сталі можуть успішно працювати за температур до 1250…1300 ºС.

У тому разі, коли лита деталь малогабаритна й має просту або середньої складності геометрію, для гарантованої тривалої її експлуатації необхідно знижувати в усіх сталях вміст вуглецю до 0,20…0,25%. Таке зниження вуглецю має супроводжуватися певним підвищенням температури металу перед заливанням його у форми для збереження достатньої рідкоплинності.

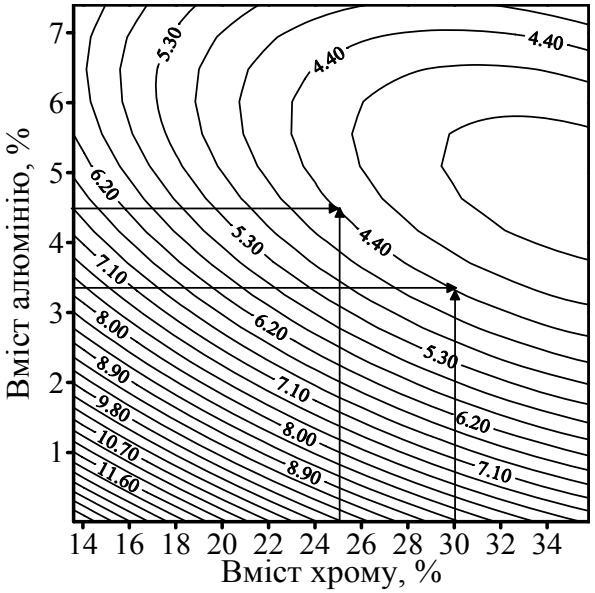
На підставі результатів досліджень окалиностійкості середньовуглецевих жаростійких сталей з високим вмістом хрому побудовано номограми для визначення в сплавах оптимального вмісту хрому та алюмінію залежно від температури експлуатації виробів (рис. 4.18).

Номограми дають змогу в належній мірі визначити хімічний склад сталі за основними елементами для виготовлення виробів, що працюють в перегрітому повітрі. Ці ж номограми можна використовувати й для визначення основних елементів для сталей, що працюють в перегрітому повітрі, яке вміщує до 45% водяної пари або до 45% вуглекислого газу. У першому разі до визначеного вмісту алюмінію необхідно додавати 0,5…1,0%, а в другому можна залишати без зміни,

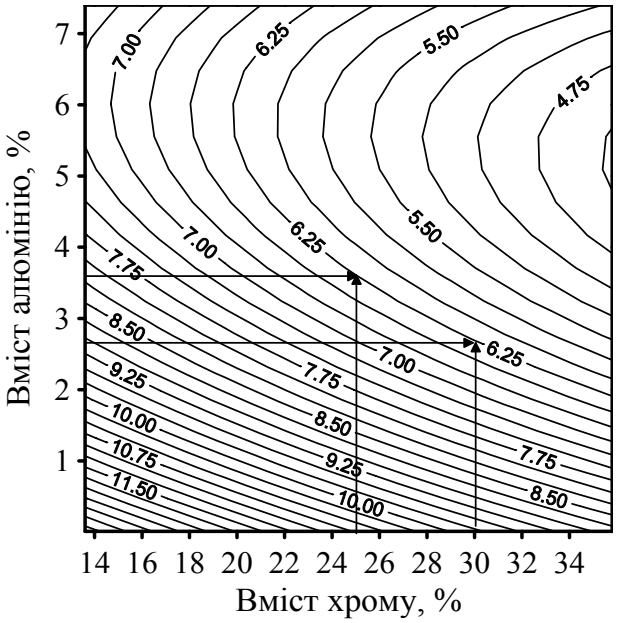
оскільки основним критерієм для визначення вмісту в сталях основних елементів слугує збільшення маси виробу в мг/см^2 протягом 100 год.



а



б



в

Рис. 4.18. Номограми для визначення вмісту хрому та алюмінію в середньовуглецевих (0,25…0,35% С) жаростійких сталях для роботи за різних температур в атмосфері перегрітого повітря: *а* – 1100 ºС; *б* – 1200 ºС; *в* – 1300 ºС (Цифри на ізолініях указують середні значення збільшення маси в мг/см^2 за 100 год)

Для задовільної окалиностійкості ця величина має знаходитися, як уже відзначалося, в межах 4,0…6,0 мг/см^2 за 100 год. За таких показників виріб буде працювати надійно тривалий час.

Отже, окалиностійкість середньовуглецевих (0,25…0,35% С) жаростійких сплавів на основі заліза визначається оптимальним для конкретних умов експлуатації виробів вмістом основних легувальних елементів – хрому й алюмінію – та технологічними процесами їх виплавляння: дугова чи індукційна піч, основна чи

кисла футеровка тощо. Суттєве значення має й операція розливання розплаву у форми, яку необхідно здійснювати з урахуванням схильності сплавів до плівкоутворення. Для цього слід експериментально установлювати температури розплаву залежно від складності литої деталі та товщини її стінок.

4.2 Окалиностійкість хромоалюмінієвих сталей залежно від вмісту в них вуглецю та титану

Опір сталі газовій корозії в умовах високих температур визначається концентрацією в твердому розчині легувальних елементів, здатних утворювати під час окиснення захисний оксидний шар на поверхні виробу. На жаль, вплив цих елементів на окалиностійкість сталей різного хімічного складу дещо відрізняється й дуже залежить від вмісту в них інших елементів.

Авторами [14, 15, 27] відзначено, що із збільшенням вмісту вуглецю в жаростійких сталях їх окалиностійкість знижується, оскільки зменшується концентрація хрому в легованому фериті внаслідок витрат його на утворення карбідів, а отже скорочується кількість іонів хрому, які дифундують до поверхні виробу та утворюють захисну оксидну плівку Cr_2O_3. Унаслідок цього послаблюються загальні захисні властивості оксидної плівки навіть за умови відносно високої (1,5…2,0%) концентрації алюмінію в сталі [27, 28].

З іншого боку необхідно брати до уваги, що підвищення вмісту вуглецю в сталях покращує їх основну ливарну характеристику – практичну рідкотекучість – і підвищує механічні властивості, що для високолегованих сталей з крупно зернистою структурою дуже важливо.

Аналізом технічної літератури з цього питання установлено, що шкідливий вплив вуглецю на окалиностійкість жаростійких сталей можна частково або повністю нейтралізувати додаванням у розплав активних карбідоутворювальних елементів, які мають вищу спорідненість до вуглецю, ніж хром. Порівнянням термодинамічних властивостей хімічних елементів установлено, що найперспективнішим для цього хімічним елементом є титан. Він утворює міцний і дуже ту-

гоплавкий карбід TiC. Температура утворення карбіду знаходиться на рівні температури плавлення сталі, а температура його плавлення досягає 3140 °С [11, 50].

Здатність титану утворювати тугоплавкі сполуки (карбіди, нітриди, карбонітриди) використовують для подрібнення первинного зерна високолегованих сталей, внаслідок чого суттєво підвищуються їх механічні властивості. Проте в літературі відсутні дані щодо впливу титану на окалиностійкість сталей з високим вмістом хрому та алюмінію. Отже, визначення оптимальної концентрації титану за відомим вмістом вуглецю для досягнення високої окалиностійкості хромоалюмінієвих сталей є актуальним завданням.

У роботі досліджено зміну окалиностійкості рекомендованих для роботи за 1200 ºС хромоалюмінієвих сталей залежно від вмісту вуглецю та титану, при цьому максимально зберігали сталість вмісту інших елементів (марганцю, кремнію, фосфору та сірки). Хімічний склад сталей з різним вмістом вуглецю та титану наведено в табл. К.4.

Вуглець. Раніше установлено (див. розділ 3), що вуглець позитивно впливає на ливарні та механічні властивості хромоалюмінієвих сталей і за деякими даними [3, 18] майже не впливає на їх окалиностійкість. За іншими даними [15, 24] підвищення вмісту вуглецю понад 0,2% суттєво погіршує окалиностійкість сталей.

Досліджено вплив вуглецю на окалиностійкість хромоалюмінієвих сталей Х25Ю3Л і Х30Ю2Л у діапазоні його концентрацій від 0,09 до 0,88%. Випробовування здійснювали за температур 1200 й 1300 °С протягом 100 та 500 год. Результати досліджень окалиностійкості сталей з різним вмістом хрому та алюмінію за температури 1200 ºС показано на рис. 4.19. Установлено, що із збільшенням вмісту вуглецю в сталях з різним вмістом хрому та алюмінію їх окалиностійкість знижується – витрати металу на утворення окалини підвищуються.

Характер зміни окалиностійкості для обох сталей однаковий, різниця полягає тільки в значеннях – сталь Х30Ю2Л має дещо вищу окалиностійкість. Зміну окалиностійкості можна пояснити тим, що з підвищенням вмісту вуглецю збільшуються й витрати хрому на формування карбідів хрому різного складу. У той же час твердий розчин основи металу – легований ферит – збіднюється хромом.

Структура сталей стає неоднорідною, змінюється й склад окалини, в ній зменшується кількість Cr_2O_3 й знижуються її захисні властивості. Основним компонентом окалини є оксид алюмінію Al_2O_3 (рис. 4.20).

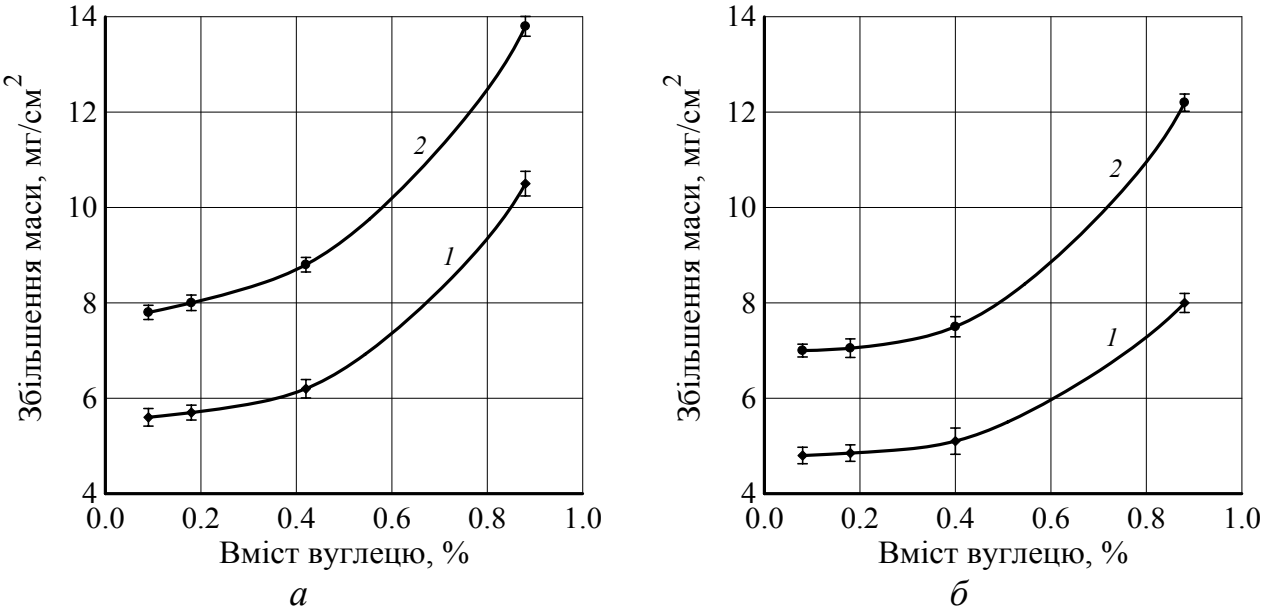


Рис. 4.19. Окалиностійкість хромоалюмінієвих сталей залежно від вмісту в них вуглецю: *а* – 25% хрому та 3,2% алюмінію; *б* – 30,2% хрому та 2,2% алюмінію; *1* – 100 год; *2* – 500 год

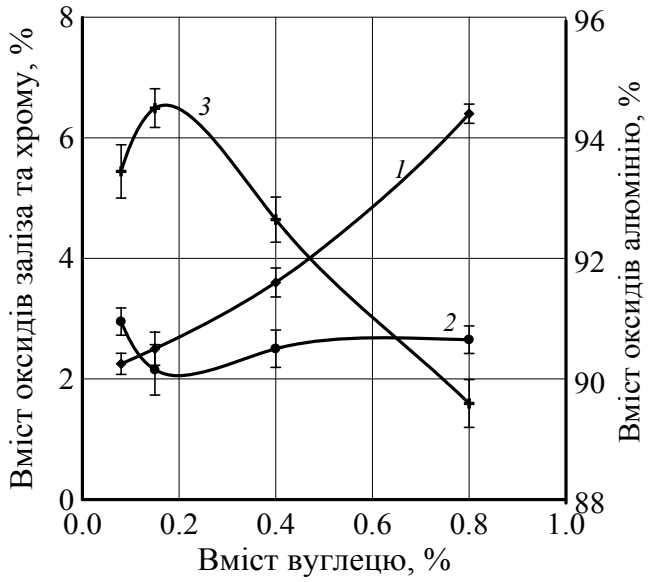


Рис. 4.20. Зміна складу окалини залежно від вмісту вуглецю в процесі експлуатації виробу із сталі Х30Ю2Л:

1 – оксиди заліза;

2 – оксиди хрому;

3 – оксиди алюмінію

Разом з тим слід відзначити, що за вмісту вуглецю до 0,25...0,30% окалиностійкість сталей змінюється мало (див. рис. 4.19), оскільки витрати хрому на утво-

рення карбідів невеликі й склад захисної оксидної плівки залишається практично без змін. З підвищенням вмісту вуглецю до 0,45% на поверхні зразка утворюється порувата окалина, яка легко відшаровується, особливо в місцях виходу на поверхню карбідних груп, які порушують однорідність окалини, зменшують міцність її зчеплення з поверхнею металу та знижують рівень її захисних властивостей, не дивлячись на деяке підвищення вмісту оксидів хрому.

Подальше підвищення вмісту вуглецю в сталі призводить до зменшення жаростійкості через зниження температури її плавлення, тобто до невеликої різниці між температурами плавлення металу та експлуатації виробу. Одночасно інтенсивно окиснюється вуглець на поверхні розділу «метал-оксид», що сприяє утворенню поруватої окалини під впливом газів CO та CO_2. Основною ж причиною зниження окалиностійкості сталі є зростання оксидів заліза з підвищенням вмісту вуглецю понад 0,45% і зменшення оксидів алюмінію (див. рис. 4.20).

Такі ж залежності щодо окалиностійкості сталей Х25Ю3Л і Х30Ю2Л, але з вищими витратами металу на утворення окалини, одержано після випробовувань за температури 1300 °С. На підставі аналізу результатів цих досліджень установлено, що з підвищенням температури випробовувань окалиностійкість хромоалюмінієвих сталей дещо знижується, але вона залишається досить високою. З таких сталей можна виготовляти деталі, які будуть надійно працювати за температур до 1300 °С за умови, що вміст вуглецю знаходитиметься в межах 0,20…0,25%.

Отже, підвищення вмісту вуглецю до 0,25...0,35% в хромоалюмінієвих сталях з 25...30% хрому та 2,0…4,0% алюмінію безпечно з точки зору окалиностійкості. Крім того, вміст вуглецю в хромоалюмінієвих сталях на рівні 0,25...0,35% дає можливість не тільки зберігати високу окалиностійкість сталей, але й застосовувати для їх виплавляння звичайні середньовуглецеві шихтові матеріали та феросплави. Подальше збільшення вмісту вуглецю знижує окалиностійкість сталей, підвищує крихкість металу й погіршує його оброблюваність.

Титан. Досліджено спільний вплив вуглецю в діапазоні концентрацій від 0,07 до 0,84% та титану – до 1,37% на окалиностійкість хромоалюмінієвих сталей з вмістом 24,8…26,2% хрому й 2,84…3,30% алюмінію. Вміст марганцю, кремнію,

фосфору та сірки витримували в плавках на рівні для хромоалюмінієвих сталей, рекомендованих за результатами досліджень ливарних і механічних властивостей.

Хімічний склад досліджених сталей наведено в табл. 4.2, а зміну окалиностійкості сталей залежно від вмісту в них титану показано на рис. 4.21.

Установлено, що титан у межах 0,15…0,60% позитивно впливає на окалиностійкість сталей з різним вмістом вуглецю за схемою: чим вищий в сталі вміст вуглецю, тим вищу концентрацію титану можна використовувати для покращання окалиностійкості (див. рис. 4.21). Сталь з вмістом 0,07…0,09% вуглецю для збереження задовільної окалиностійкості (збільшення маси на 4...6 мг/см^2 за 100 год) має вміщувати 0,10…0,20% титану, а сталь з вмістом 0,77…0,84% вуглецю набуває максимальної окалиностійкості за вмісту 0,4…0,8% титану.

Таблиця 4.2

Хімічний склад хромоалюмінієвих сталей (до рис. 4.21 і 4.28)

Індекс серії плавок	Хімічний склад сталей, %				
	вуглець	хром	алюміній	марганець	кремній
1	0,07…0,09	25,1…25,9	2,96…3,24	0,43…0,46	0,34…0,50
2	0,13…0,16	25,5…26,2	2,84…3,03	0,37…0,44	0,49…0,71
3	0,38…0,41	24,9…25,4	3,05…3,30	0,34…0,38	0,35…0,52
4	0,77…0,84	24,8…25,3	2,96…3,05	0,29…0,37	0,41…0,57

Примітки: 1. Серія плавок 1 відноситься до рис. 4.28, *а*; серія плавок 2 – до рис. 4.28, *б*; серія плавок 3 – до рис. 4.28, *в*; серія плавок 4 – до рис. 4.28, *г*.

2. Вміст титану в сталях показано на рис. 4.21.

Наведені співвідношення цих елементів можна використовувати для визначення оптимального вмісту титану в жаростійких хромоалюмінієвих сталях залежно від вмісту вуглецю, визначеного першим аналізом їх хімічного складу.

Дещо інший характер зміни окалиностійкості сталі з вищим вмістом хрому (рис. 4.22). Для сталі Х30Ю2Л з вмістом 0,16…0,24% вуглецю (середнє значення 0,22% С, крива *1*) корисним є вміст титану в сталі до 1%, а для сталі з 0,38…0,41%

вуглецю (середнє значення 0,40% С, крива *2*) оптимальним вмістом є 0,2…0,5% титану. Для сталі з вмістом 0,77…0,84% вуглецю (середнє значення 0,81% С, крива *3*) окалиностійкість залишається низькою за будь-якого вмісту титану.

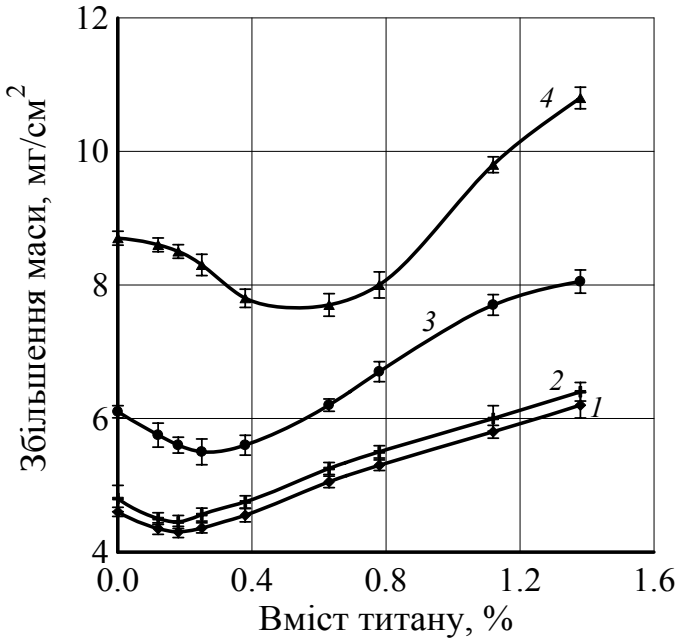


Рис. 4.21. Окалиностійкість хромоалюмінієвих сталей залежно від вмісту в них вуглецю та титану:

1 – 0,07…0,09% С;

2 – 0,13…0,16% С;

3 – 0,38…0,41% С;

4 – 0,77…0,84% С

Умови випробовування: середовище – перегріте повітря, температура – 1200 ºС, тривалість – 100 год

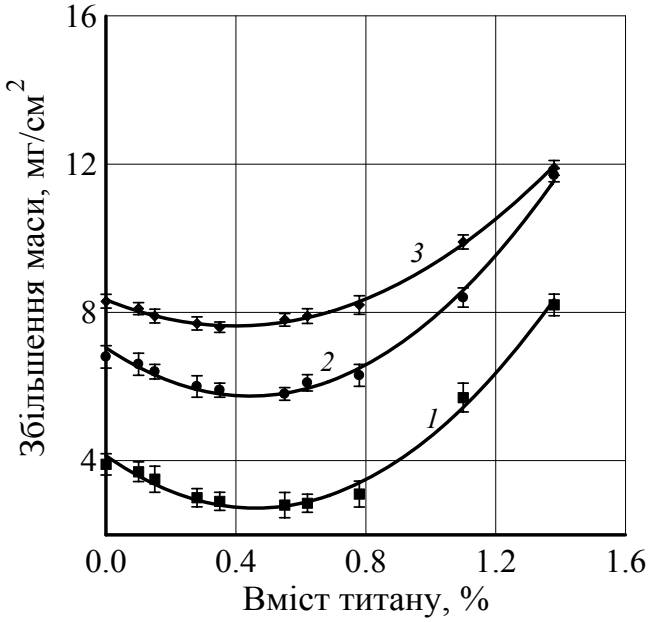


Рис. 4.22. Окалиностійкість хромоалюмінієвої сталі Х30Ю2Л залежно від вмісту в ній вуглецю та титану: *1* – 0,22% С; *2* – 0,40% С; *3* – 0,81% С

Умови випробовування: середовище – перегріте повітря; тривалість випробовувань – 100 год

Одержану залежність можна пояснити так: титан є сильнішим карбідоутворювальним елементом, ніж хром, тому нейтралізує шкідливу дію вуглецю на хром, суттєво зменшуючи кількість зв’язаного в карбіди хрому, при цьому по-

кращуються захисні властивості плівки можливо внаслідок утворення складних шпінелей за участю титану. Найбільше це проявляється в середньовуглецевих сталях. З підвищенням вмісту вуглецю в структурі сталі утворюється велика кількість карбідів титану, які розташовуються у вигляді окремих колоній, погіршують умови дифузії алюмінію до поверхні виробу й цим сприяють погіршанню окалиностійкості сталі [15, 18, 105].

Аналізом умов експлуатації жаростійких деталей паливоспалювальних пристроїв котлоагрегатів ТЕС (розділ 1) установлено, що деякі з цих деталей можуть піддаватися, хоча й короткочасно, дії температур до 1300 °С.

Оскільки титан є корисним елементом в жаростійких сталях, досліджено його вплив на окалиностійкість середньовуглецевої сталі 30Х30Ю2Л в діапазоні концентрацій, рекомендованих на підставі досліджень ливарних і механічних властивостей (розділ 3), за температур 1200 й 1300 °С. Результати досліджень наведено в табл. 4.3 й показано на рис. 4.23.

Таблиця 4.3

Окалиностійкість хромоалюмінієвої сталі 30Х30Ю2Л залежно від вмісту в ній титану та температури випробовування

Індекс позиції	Температура випробовувань, °С	Окалиностійкість, мг/см^2, за вмісту титану, %			
		0	0,25	0,41	0,58
1	1200	5,5	4,7	4,8	5,8
2	1300	7,2	5,9	6,5	8,0

Установлено, що з підвищенням температури випробовувань окалиностійкість хромоалюмінієвої сталі дещо знижується, але вона залишається досить високою. З такої сталі можна виготовляти литі деталі, які будуть надійно працювати тривалий час за температур до 1300 °С за умови, що вміст титану буде знаходитися в межах 0,2…0,4%, а вуглецю – в межах 0,20…0,25%.

Практичний інтерес представляють дослідження щодо зміни окалиностійкості сталей з неоднаковим вмістом титану протягом різного часу випробовування.

На рис. 4.24 показано зміну окалиностійкості хромоалюмінієвої сталі 30Х30Ю2Л залежно від вмісту в ній титану та тривалості випробовування.

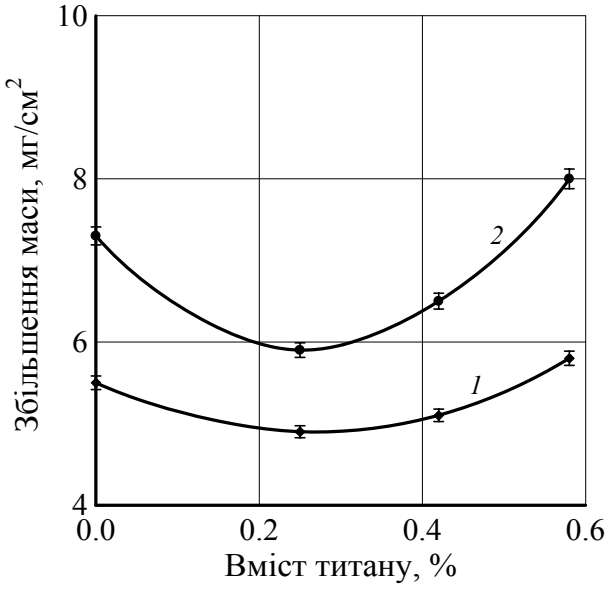


Рис. 4.23. Окалиностійкість сталі 30Х30Ю2Л за різних температур залежно від вмісту титану: *1* – 1200 ºС; *2* – 1300 ºС
Умови випробовування:
середовище – перегріте повітря;
тривалість – 100 год

Установлено, що концентрація титану в хромоалюмінієвій сталі в межах 0,3…0,4% суттєво підвищує окалиностійкість металу за 1200 °С протягом 100 год. Такий же характер зміни окалиностійкості залишається й для тривалості випробовування протягом 500 год, але з гіршими числовими значеннями. Ці дані добре узгоджуються із даними щодо окиснення зразків, виготовлених із хромоалюмінієвих сталей без титану (див. рис. 4.6) за випробовувань протягом 100 та 500 год.

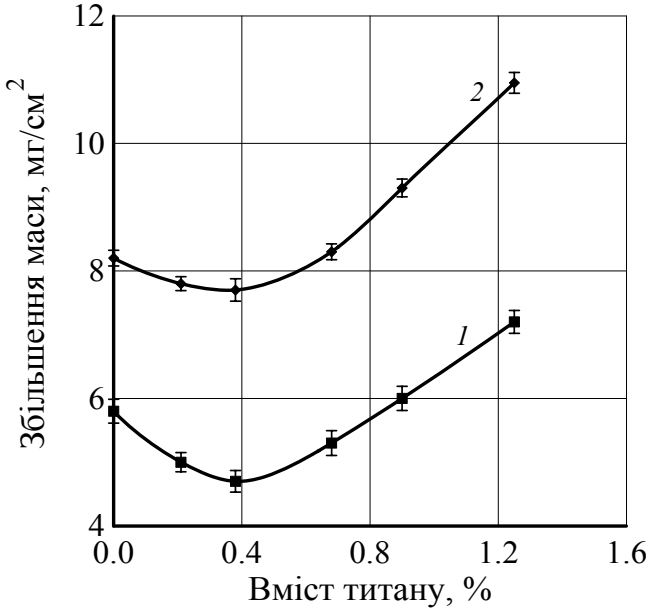


Рис. 4.24. Окалиностійкість хромоалюмінієвої сталі 30Х30Ю2Л залежно від вмісту в ній титану та тривалості випробовування:
1 – 100 год; *2* – 500 год
Умови випробовування:
середовище – перегріте повітря;
температура – 1200 ºС

Досліджено вплив титану в рекомендованому діапазоні концентрацій на окалиностійкість середньовуглецевої сталі 30Х30Ю2Л за температури 1200 °С в різних агресивних середовищах. Результати досліджень наведено в табл. Л.6 і показано на рис. 4.25.

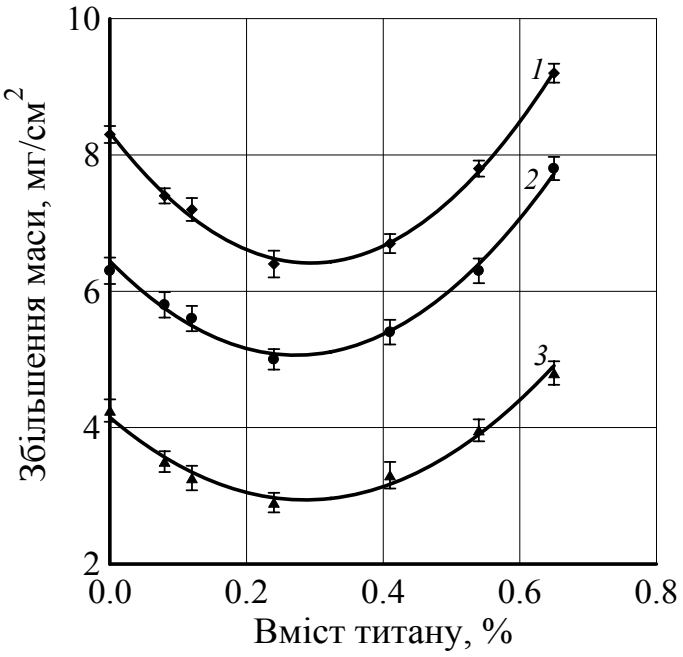


Рис. 4.25. Окалиностійкість хромоалюмінієвої сталі 30Х30Ю2Л в різних агресивних середовищах залежно від вмісту титану:

1 – перегріте повітря + 25% H_2O;

2 – перегріте повітря;

3 – перегріте повітря + 45% CO_2

Установлено, що наявність пари до 25% (за об'ємом) в перегрітому повітрі, як і для сталей без титану (див. рис. 4.8), найбільшою мірою знижує окалиностійкість сталі з утворенням такої ж поруватої окалини, але яка менше відшаровується від поверхні виробу. Крім того, додавання в сталь 0,2…0,4% титану меншою мірою інтенсифікує процес подальшого утворення окалини на поверхні виробу й навіть покращує окалиностійкість металу.

Найвищу окалиностійкість хромоалюмінієва сталь має в середовищі вуглекислого газу за вмісту 0,15…0,45% титану. Порівнянням числових значень окалиностійкості сталей без титану та легованих титаном у наведених агресивних середовищах установлено, що титан є корисним в хромоалюмінієвих сталях не тільки в середовищі перегрітого повітря, але й в середовищах з водяною парою та вуглекислим газом. Зменшення окиснення металу в середовищі повітря з 45% CO_2 може пояснюватися так само зменшенням парціального тиску кисню, що й для хромоалюмінієвих сталей без титану (див. рис. 4.8).

Крім того, заміна майже половини об’єму повітря вуглекислим газом суттєво зменшує кількість азоту в газовому середовищі, що знижує інтенсивність утворення нітридів титану та покращує ростостійкість сталі [15, 18], що підтверджено нашими дослідженнями в розділі 5.

Отже, вуглекислий газ, який знаходиться в газовому середовищі за високих температур, зменшує в ньому кількість азоту, сприяє зниженню реакційної здатності середовища та підвищенню окалиностійкості сталей внаслідок зменшення майже на половину, в порівнянні із перегрітим повітрям, вмісту кисню в цьому середовищі.

На підставі результатів досліджень комплексного впливу вуглецю та титану на окалиностійкість хромоалюмінієвих сталей побудовано діаграми для визначення оптимального вмісту титану в рекомендованих й апробованих у виробничих умовах сталях Х25Ю3Л і Х30Ю2Л з різним вмістом вуглецю (рис. 4.26).

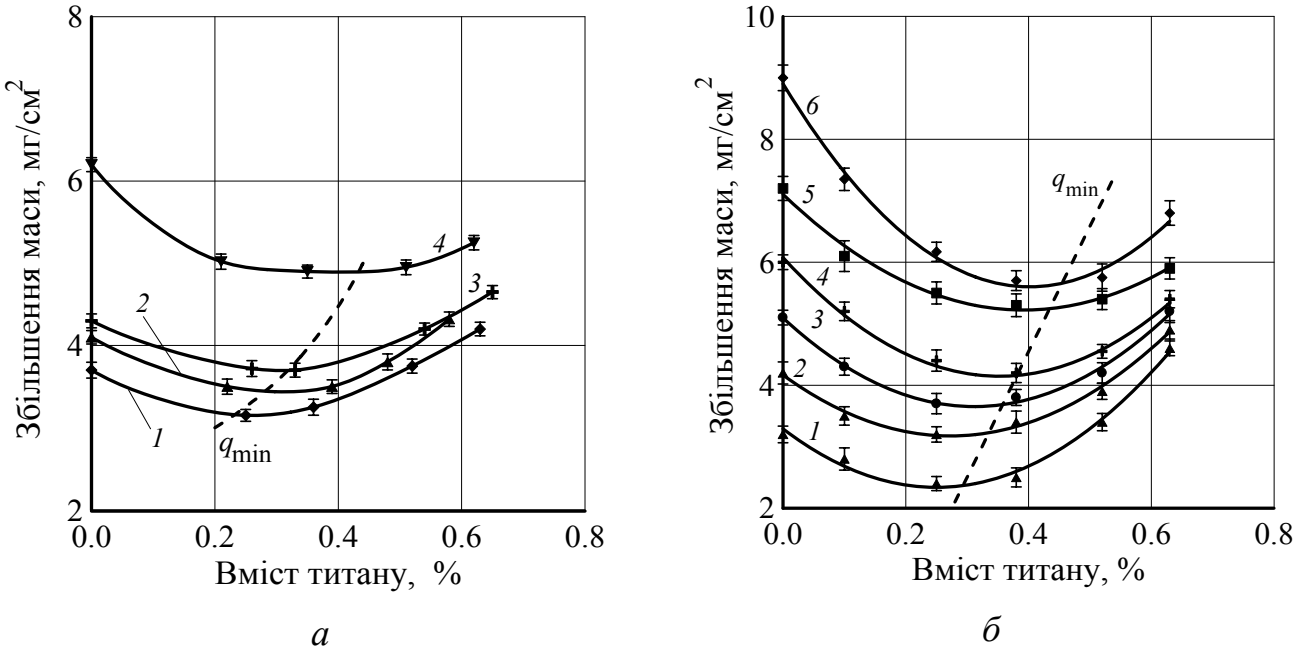
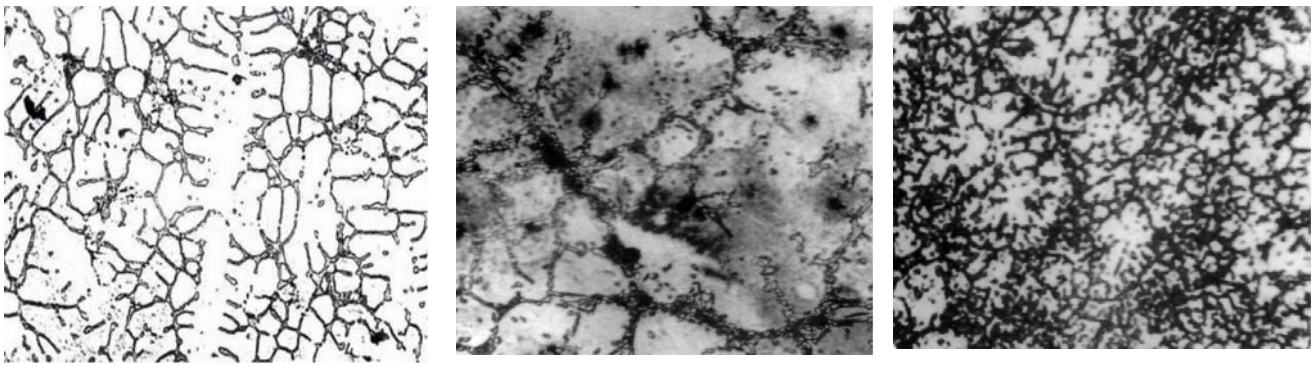


Рис. 4.26. Діаграми для визначення оптимального вмісту титану в хромоалюмінієвих сталях з різним вмістом у них вуглецю для тривалої роботи виробів: *а* – сталь Х25Ю3Л (*1* – 0,08% С; *2* – 0,15% С; *3* – 0,39% С; *4* – 0,81% С); *б* – сталь Х30Ю2Л (*1* – 0,07…0,09% С; *2* – 0,13…0,16% С; *3* – 0,23…0,30% С; *4* – 0,38…0,41% С; *5* – 0,52…0,65% С; *6* – 0,77…0,84% С)

Наведені сталі взято як базові, оскільки вони мають найкращі показники не тільки ливарних і механічних властивостей, але й окалиностійкості.

Найоптимальніший вміст титану в сталях показано пунктирною лінією, яка означає найменші втрати металу під час тривалої експлуатації виробів в умовах високих (до 1250 ºС) температур залежно від вмісту в них вуглецю та титану. Наприклад, за вмісту 0,25…0,35% титану середньовуглецева хромоалюмінієва сталь Х25Ю3Л (рис. 4.26, *а*, крива *3*) набуває однорідної дрібнозернинної структури. Сталь не схильна до інтенсивного росту зерна під час тривалої дії високої температури й зберігає високу окалиностійкість, що підтверджено нами на практиці.

Аналогічні властивості за таких самих умов має й середньовуглецева хромоалюмінієва сталь Х30Ю2Л (рис. 4.26, *б*, крива *3*). Крім того, установлено, що легування сталі титаном, знижує дифузійний рух алюмінію в кристалевій гратці фериту [1, 10, 11, 18], а отже зменшує швидкість вигоряння алюмінію із сталі. Таке пояснення добре узгоджується із зниженням швидкості окиснення за тривалих випробовувань протягом 100 й 500 год як для сталей без титану, так і з оптимальним вмістом титану (рис. 4.27, *а*). За вмісту в сталі понад 0,5% титану в структурі з'являється велика кількість карбідів титану, які розташовуються у вигляді окремих колоній (рис. 4.27, *б*, *в*). Неоднорідність сталі, яка при цьому підвищується, негативно позначається на її експлуатаційних властивостях.



а *б* *в*

Рис. 4.27. Мікроструктура хромоалюмінієвої сталі 30Х25Ю3Л залежно від вмісту титану (×100): *а* – 0,25 титану (до випробовувань); *б* – 0,52% титану (після випробовувань протягом 100 год); *в* – 0,63% титану (після випробовувань протягом 500 год)

Отже, оптимальним вмістом титану в хромоалюмінієвих сталях з вмістом 0,25...0,30% вуглецю має бути 0,20...0,45%. Така сталь має високу окалиностійкість, дрібнозернисту однорідну структуру (див. рис. 4.27, *а*) й практично не схильна до росту зерна під час тривалої експлуатації [15, 18, 119].

На підставі аналізу впливу титану на комплекс ливарних, механічних і спеціальних властивостей жаростійких хромоалюмінієвих сталей можна запропонувати таке пояснення його впливу на характеристики сталей цього класу.

Титан до 6% може розчинятися в хромоалюмінієвому фериті [1, 10, 11, 103], сприяє дисперсійному твердненню, реагує з киснем, утворюючи високотемпературні оксиди, а з вуглецем й азотом утворює дрібнодисперсні тугоплавкі карбіди, нітриди та карбонітриди [1, 11]. Подрібнення зерна та зміцнення фериту внаслідок утворення великої кількості тугоплавких зародків кристалізації й дисперсійного тверднення призводять до підвищення міцності сталей (див. рис. 3.21, *в*). Водночас, за присутністю 25...30% хрому, в сталі існує зона термодинамічної нестійкості карбідної фази. Ця нестійкість полягає в тому, що під час переходу через певну температурну область (600...900 °С) порушується рівновага між карбідами хрому та титану. При цьому має місце перехід $TiC \rightarrow Cr_7C_3$, який супроводжується знеміцненням міжфазних меж аналогічно карбідному перетворенню $Cr_{23}C_6 \rightarrow Cr_7C_3$ й суттєво знижує міцність і пластичність металу. У сталі з 25...30% хрому та 0,3% вуглецю зона нестійкості карбідів знаходиться в межах 0,1...0,2% титану [11, 15, 18, 105]. З підвищенням концентрації вуглецю ця зона зсувається в бік меншого вмісту титану (0,05...0,1% за 0,6% вуглецю) й вищих температур. За вмісту вуглецю менше 0,1% ця область не виявляється через малу кількість карбідів [105].

Найчутливіші до описаного виду структурної ушкодженості середньовуглецеві сталі складають основу промислових жаростійких сплавів. За результатами досліджень установлено, що вміст титану в таких сталях має бути на рівні 0,25...0,50%. При цьому практично відсутні карбідні перетворення в сталях і максимально використовується ефект дисперсійного зміцнення [103].

Для встановлення впливу титану на формування захисної оксидної плівки на поверхні виробів в умовах високих температур та агресивних середовищ дослі-

джено зміну оксидів у плівці залежно від вмісту в сталі титану. Середні значення (за результатами п'яти вимірів) зміни складу оксидів в плівці на зразках із досліджених сталей (див. табл. 4.2) наведено в табл. 4.4…4.7 і показано на рис. 4.28.

Таблиця 4.4

Середні значення зміни складу оксидів в окалині сталі Х25Ю3Л з вмістом 0,07…0,09% вуглецю залежно від вмісту титану (до рис 4.28, *а*)

Вміст титану, %	Вміст оксидів, %				
	FeO	Cr_2O_3	Al_2O_3	TiO_2	∑
0,00	2,25	2,55	93,5	0,00	98,20
0,09	2,05	2,75	93,3	0,25	98,35
0,29	1,95	3,30	92,4	1,10	98,75
0,77	1,84	3,65	89,3	3,60	98,39
1,17	1,72	4,20	86,5	6,75	99,17
1.37	1,65	5,90	82,3	8,30	98,15

Таблиця 4.5

Середні значення зміни складу оксидів в окалині сталі Х25Ю3Л з вмістом 0,13…0,16% вуглецю залежно від вмісту титану (до рис 4.28, *б*)

Вміст титану, %	Вміст оксидів, %				
	FeO	Cr_2O_3	Al_2O_3	TiO_2	∑
0,00	2,50	2,15	94,55	0,00	99,20
0,12	2,30	3,15	93,25	0,27	98,97
0,35	2,15	5,18	89,05	1,95	98,33
0,61	2,03	10,70	80,15	5,35	98,23
1,14	1,95	15,75	69,50	10,75	98,95
1,32	1,89	16,83	60,30	14,32	95,84

Таблиця 4.6

Середні значення зміни складу оксидів в окалині сталі Х25Ю3Л з вмістом 0,38…0,41% вуглецю залежно від вмісту титану (до рис 4.28, *в*)

Вміст титану, %	Вміст оксидів, %				
	FeO	Cr_2O_3	Al_2O_3	TiO_2	∑
0,00	4,85	2,10	91,65	0,00	98,5 0
0,14	4,05	2,65	90,30	1,12	98,12
0,36	3,92	4,75	89,10	1,28	99,35
0,63	3,45	8,55	81,25	5,90	99,15
1,07	3,12	10,50	73,15	11,75	98,52
1,35	2,82	12,15	68,85	15,75	99,47

Таблиця 4.7

Середні значення зміни складу оксидів в окалині сталі Х25Ю3Л з вмістом 0,77…0,84% вуглецю залежно від вмісту титану (до рис 4.28, *г*)

Вміст титану, %	Вміст оксидів, %				
	FeO	Cr_2O_3	Al_2O_3	TiO_2	∑
0,00	6,60	2,45	90,70	0,00	99,75
0,14	5,70	2,90	89,15	0,60	98,35
0,27	5,30	3,55	87,95	1,65	98,45
0,52	4,65	4,10	86,25	3,85	98,85
0,68	4,15	6,50	81,30	6,10	98,05
1,14	3,81	9,80	73,21	11,70	98,52
1,34	3,52	14,20	67,47	13,50	98,69

Примітка. Діапазони змін складу оксидів у плівці на зразках із досліджених сталей з різним вмістом вуглецю залежно від вмісту титану наведено в табл. Л.2, Л.3, Л.4, Л.5.

Установлено, що додавання титану в хромоалюмінієві сталі суттєво змінює склад оксидних плівок, а отже, впливає позитивно чи негативно на їх окалиностійкість залежно від його вмісту в металі.

Сприятливу дію титану на окалиностійкість сталей в оптимальному діапазоні його концентрацій можна пояснити тим, що в цьому разі оксидну плівку утворює не тільки вивільнений титаном хром (з підвищенням вмісту титану в сталі кількість оксидів хрому в захисній плівці збільшується), але й сам титан (див. табл. 4.4…4.7 і рис. 4.28). Така оксидна плівка має високі захисні властивості. Крім того, легування сталі титаном, знижує дифузійну рухомість заліза в фериті й зменшує кількість його оксидів в окалині, які утворюються на поверхні виробу, практично для всіх сталей з різним вмістом вуглецю (див. рис. 4.28).

Це підтверджено й мікрохімічним аналізом оксидних плівок, утворених на зразках із сталі 30Х30Ю2Л: за вмісту 0,25% титану в плівці виявлено 0,5…0,6% його оксидів, а вміст оксидів заліза, в порівнянні з окалиною, яка утворюється на зразках із сталі без титану, зменшився з 2,35…2,60 до 1,60…1,75%.

Незважаючи на те, що вміст оксиду Al_2O_3, які є основними компонентами захисту металу від високотемпературної корозії, дещо зменшується в захисній

плівці (див. рис. 4.28), її властивості за оптимального вмісту титану залишаються досить високими навіть у середовищах перегрітого повітря з водяною парою чи з вуглекислим газом (див. рис. 4.25), оскільки з підвищенням вмісту титану в сталях у захисній плівці збільшується кількість оксиду хрому Cr_2O_3, що певною мірою компенсує втрати оксиду алюмінію та зберігає високу окалиностійкість хромоалюмінієвих сталей.

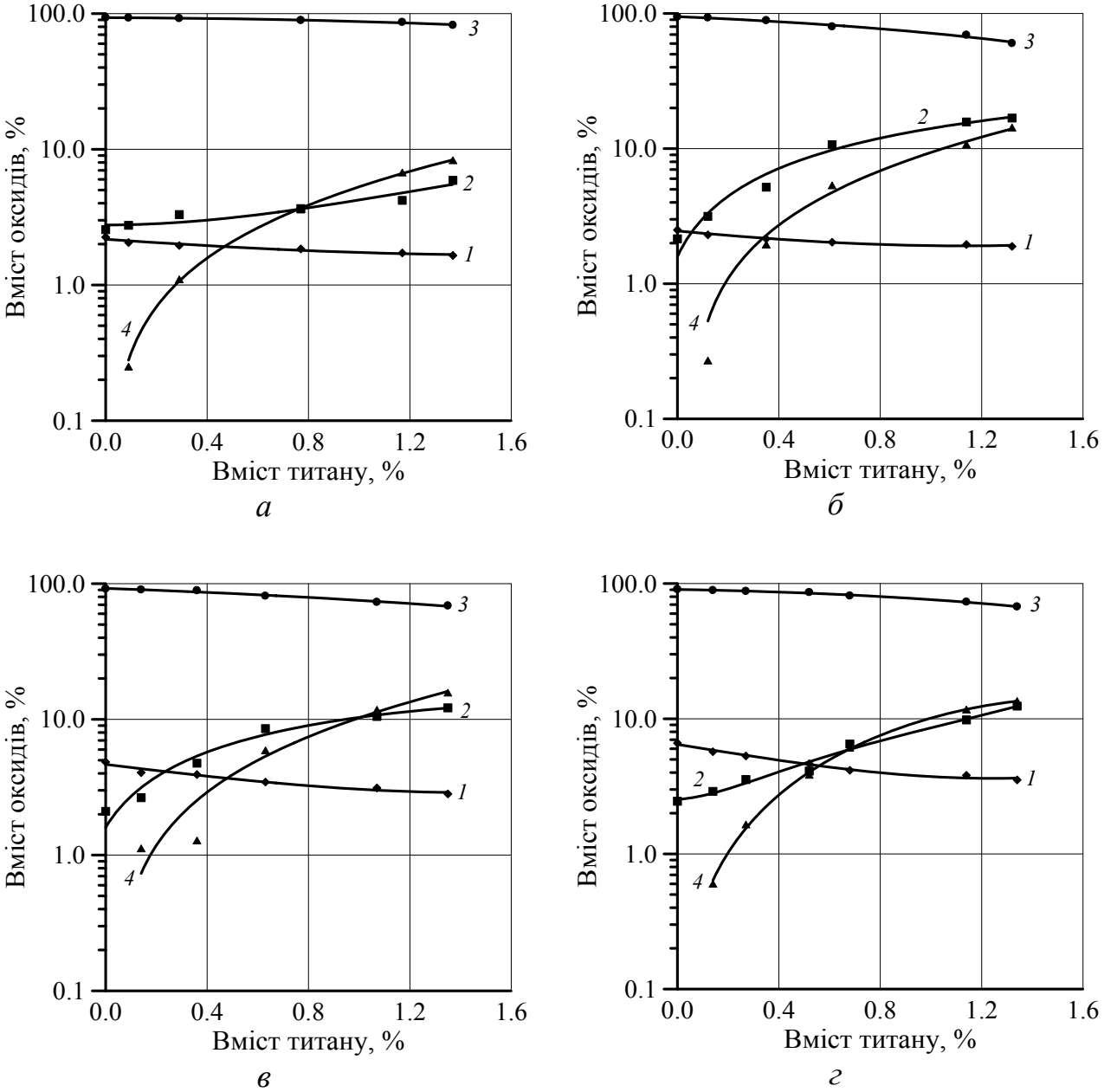


Рис. 4.28. Зміна складу оксидів в окалині сталі Х25Ю3Л з різним вмістом вуглецю залежно від вмісту титану: *а* – 0,07…0,09% С; *б* – 0,13…0,16% С; *в* – 0,38…0,41% С; *г* – 0,77…0,84% С; *1* – FeO; *2* – Cr_2O_3; *3* – Al_2O_3; *4* – TiO

Порівняннями змін оксидів на поверхні виробів, виготовлених із сталі Х25Ю3Л з різним вмістом вуглецю, залежно від вмісту в ній титану установлено, що останній прямо або опосередковано справляє суттєвий вплив на зміну співвідношення оксидів в захисній плівці (рис. 4.29).

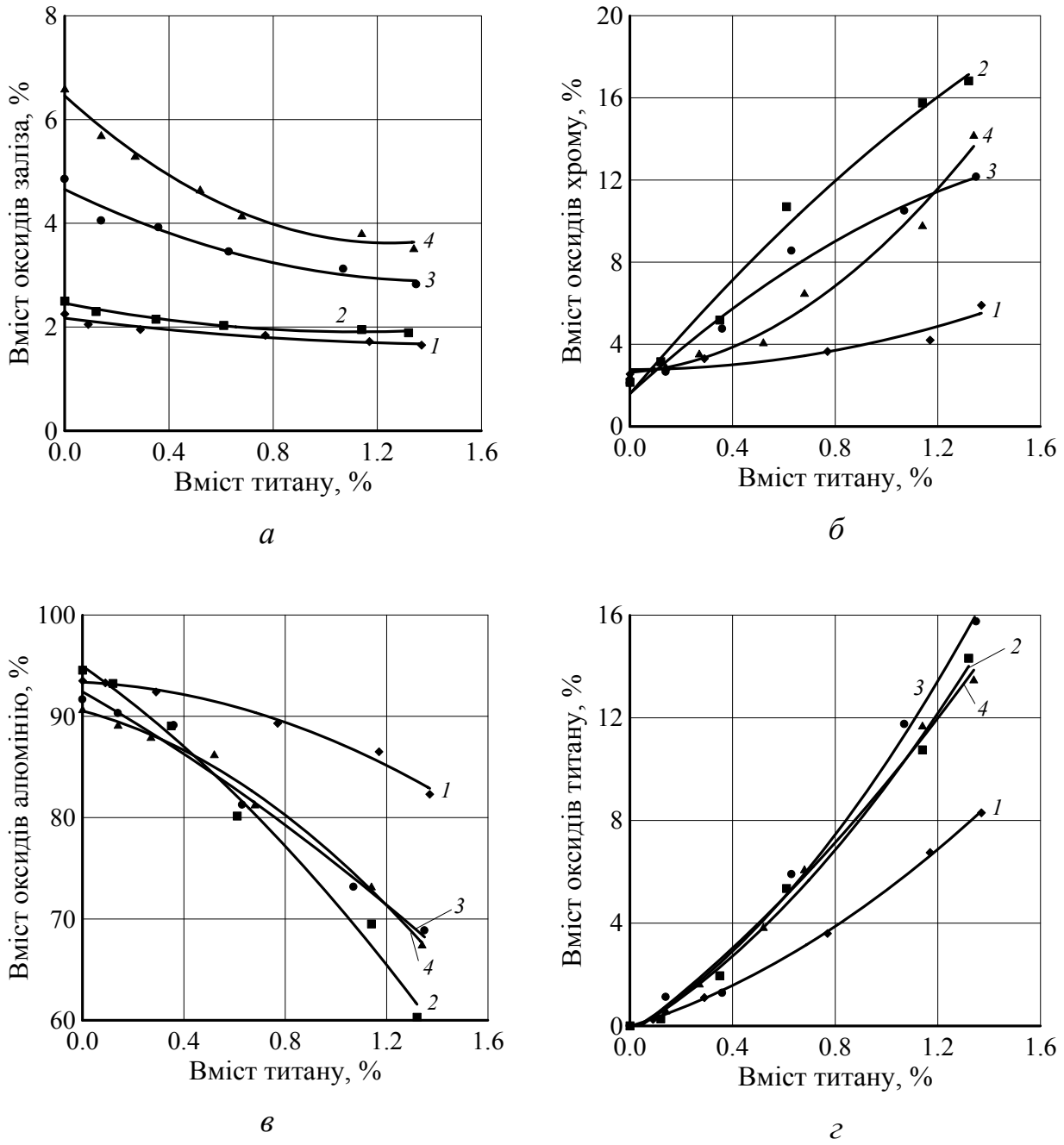


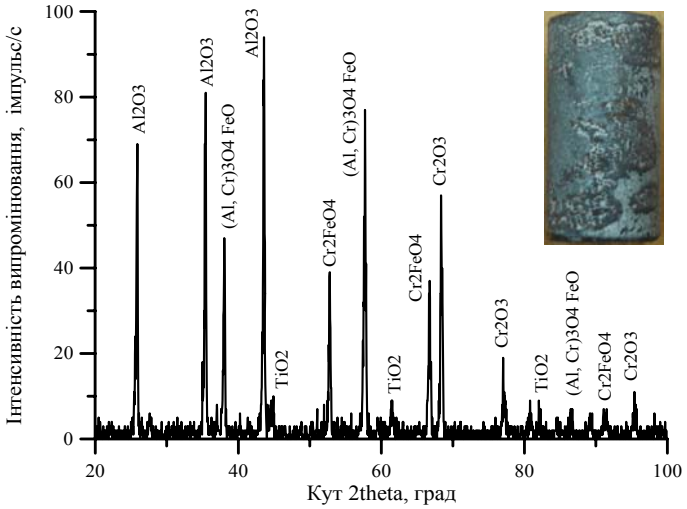
Рис. 4.29. Зміна вмісту оксидів заліза (*а*), хрому (*б*). алюмінію (*в*) і титану (*г*) в окалині на поверхні виробу із сталі Х25Ю3Л з різним вмістом вуглецю залежно від вмісту в ній титану: *1* – 0,07…0,09% С; *2* – 0,13…0,16% С; *3* – 0,38…0,41% С; *4* – 0,77…0,84% С

Так, з підвищенням вмісту титану для всіх варіантів сталі знижується вміст оксидів заліза в плівці й тим інтенсивніше, чим більше вуглецю в сталі. Одночасно при цьому в оксидній плівці збільшується кількість оксидів хрому та титану. Усі ці зміни сприяють деякому підвищенню окалиностійкості сталі або її стабілізації, незважаючи на суттєве зменшення в плівці оксиду алюмінію. Цим фактом ще раз підтверджено властивість титану знижувати дифузійне переміщування алюмінію до поверхні виробу й цим зменшувати інтенсивність його вигорання в процесі експлуатації виробів в умовах високих температур та агресивних середовищ. Рентгенографічним і мікрохімічним аналізами досліджено зміну складу оксидів в окалині сталі 30Х30Ю2ТЛ та їх зміну під час експлуатації виробів у середовищі перегрітого повітря протягом 500 год за температури 1200 ºС (рис. 4. 30).

Аналізом результатів досліджень окалини установлено, що на поверхні зразка спочатку утворюється оксидна плівка (зовнішній шар), до складу якої входить значна кількість оксиду алюмінію Al_2O_3 (22,23%) та максимальна кількість оксидів хрому (52,31%) і титану (23,14%). Така плівка має достатньо високі захисні властивості, в основному, внаслідок значної кількості оксидів хрому. Очевидно, що й оксиди титану приймають позитивну участь у формуванні якісної захисної плівки, оскільки окалиностійкість сталі залишається високою (див. рис. 4.30, *б*).

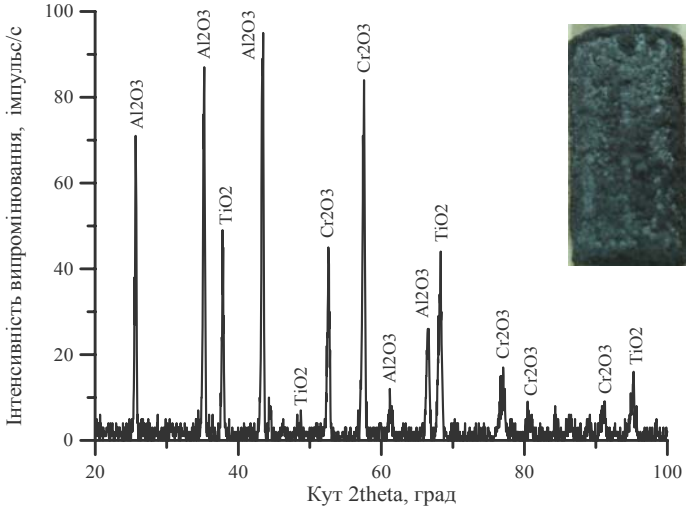
З часом (протягом 100…200 год залежно від складу агресивного середовища), внаслідок дифузії алюмінію до поверхні виробу під дією високих температур, суттєво збільшується кількість його оксиду (59,25%), але зменшується кількість оксидів хрому (37,59%) і титану (2,98%). У цьому разі (середній шар окалини) висока окалиностійкість зберігається внаслідок спільної захисної дії оксидів алюмінію та хрому.

Титан до цього часу вже майже повністю використаний на дисперсійне зміцнення легованого фериту (утворюється інтерметалідна сполука Fe_2Ti), тому кількість його оксидів суттєво зменшилась (2,98% проти 23,14% на початку утворення оксидної плівки). Подальше перебування виробу в зазначених умовах супроводжується підвищенням вмісту в окалині оксиду алюмінію (95,18%) і зменшенням до мінімуму оксидів хрому (1,72%) та титану (1,14%).



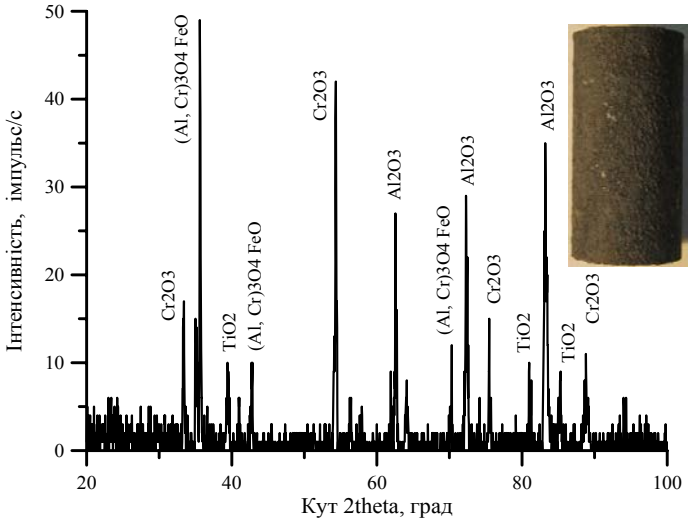
Cr_2O_3 – 52,31%; Al_2O_3 – 22,23%; TiO_2 – 23,14%; $(Al, Cr)_3O_4$ FeO – 1,21%; Cr_2FeO_4 – 0,64%

а



Cr_2O_3 – 37,59%; Al_2O_3 – 59,25%; TiO_2 – 2,98%

б



Cr_2O_3 – 1,72%; Al_2O_3 – 95,18%; TiO_2 – 1,14%; $(Al, Cr)_3O_4$ FeO – 1,46%

в

Рис. 4.30. Зміна зовнішнього вигляду та складу окалини на поверхні зразків із сталі 30Х30Ю2ТЛ залежно від послідовності її утворення: *а* – зовнішній шар окалини; *б* – середній шар; *в* – внутрішній шар

Внутрішній шар окалини набуває при цьому світлого кольору (див. рис. 4.30, *в*) та найвищої окалиностійкості, а виріб надійно захищається від подальшого інтенсивного окиснення металу внаслідок мінімально можливого проникнення окиснювачів із навколишнього простору до поверхні виробу дифузійними процесами. Надійність і тривалість експлуатації виробу в наведених умовах лімітується дифузійними процесами не тільки окиснювачів до поверхні виробу, але й такими ж процесами міграції алюмінію із металу до поверхні розділу «оксидна плівка – метал». Оскільки ці процеси, навіть за таких високих температур, здійснюються дуже повільно, то тривала експлуатація виробу, виготовленого із хромоалюмінієвої сталі, легованої оптимальною кількістю титану, забезпечена. Це підтверджено промисловими випробовуваннями насадок і газових пальників паливоспалювальних пристроїв котлоагрегатів теплових електростанцій (див. розділ 8).

Отже, для хромоалюмінієвих сталей з вмістом 25…32% хрому, 2,5…3,5% алюмінію та вуглецю 0,25…0,35% оптимальною добавкою титану можна вважати 0,25…0,45% (див. рис. 4.26, *б*). Взагалі, оптимальний вміст титану, який забезпечує максимальні окалиностійкість і термостійкість хромоалюмінієвих сталей, залежить від концентрації вуглецю й визначається із співвідношення [1, 11]:

$$\% \text{ Ti} = (1{,}3\ldots1{,}5)\cdot\% \text{ C} \qquad (4.7)$$

Таким чином, нашими дослідженнями окалиностійкості хромоалюмінієвих сталей підтверджено ймовірність утворення оксидних плівок в системі залізо – хром – алюміній – титан відповідно до сучасних теорій жаростійкого легування:

– за першою теорією необхідно забезпечувати стійкість оксиду легувального компонента в присутності основного металу. У цьому випадку оксид компонента має бути стійкішим, ніж оксид основного металу. Оксиди хрому, алюмінію або титану є стійкішими від оксидів заліза, оскільки ця умова дотримується: оксиди легувальних елементів (Al_2O_3; Cr_2O_3 та TiO_2) не відновлюються основним металом. Більш того, якщо спочатку утворюється змішаний оксид, то надалі відповідно до умов термодинамічної рівноваги, він переходить в чистий оксид легувального компонента:

$$3FeO + 2Al = Al_2O_3 + 3Fe$$

При цьому розмір іонів легувального елемента має бути меншим, ніж розмір іона основного металу [5, 27]. Це полегшує дифузію легувального елемента до поверхні виробу, на якій утворюється захисна плівка;

– легувальний компонент та основний метал мають утворювати твердий розчин за даного складу сплаву. Тільки за цієї умови вдається забезпечити суцільну плівку оксиду легувального компонента по всій поверхні виробу. Ця теорія жаростійкого легування нами також підтверджується.

У роботах [27…29] відзначається закономірний зв’язок між зменшенням параметрів кристалічних ґраток та ефектом підвищення жаростійкості.

Очевидно, що впровадження в структуру шпінелі нових катіонів з меншим іонним радіусом зменшує параметри ґратки й утруднює дифузію іонів кисню та основного металу.

На жаль, поки ще немає такої теорії, яка б пояснювала повною мірою процеси окиснення сплавів внаслідок їх складності. Можна з певною вірогідністю стверджувати, що під час окиснення утворюється два оксиди, які можуть утворити твердий розчин або подвійний оксид. Найпростіше отримати твердий розчин за умови близьких іонних радіусів.

Твердий розчин може бути з повною взаємною розчинністю (Fe_2O_3 – Cr_2O_3) або з частковою розчинністю (Al_2O_3 – Fe_2O_3; Al_2O_3 – Cr_2O_3; Fe_2O_3 – Mn_2O_3). Утворення подвійного оксиду можливо за умови, коли один оксид кислотний (Fe_2O_3; Cr_2O_3; Al_2O_3; TiO_2), а інший основний (FeO), або відбувається взаємодія між кислотним оксидом тривалентного металу та основним оксидом двовалентного металу з утворенням шпінельних сполук.

Численними дослідженнями авторів [5, 11, 27, 28] установлено, що шпінелі можна розглядати як кубічну щільну упаковку іонів кисню, в тетраедричних та октаедричних пустотах яких розташовані відповідно двовалентні й тривалентні іони. Механізм дифузії катіонів поки що до кінця не вивчений.

Для прикладу можна привести результати вивчення оксидів [27] за відповідних термодинамічних умов, які дають можливість установити наступні реакції, за яких відбувається окиснення хромистих сталей [5]:

– окиснення елементів сплаву:

$$Fe + O_2 \rightarrow FeO \rightarrow Fe_3O_4 \rightarrow Fe_2O_3$$
$$Cr + O_2 \rightarrow Cr_2O_3$$

– реакція в твердому стані:

1) взаємодія між оксидами:

$$FeO + Cr_2O_3 \rightarrow FeCr_2O_4$$ – хроміт заліза;

$$FeCr_2O_4 + Fe_3O_4 \rightarrow Fe(Fe,\ Cr)_2O_4$$ – шпінельний твердий розчин;

$$Fe_2O_3 + Cr_2O_3 \rightarrow (Fe,\ Cr)_2O_3$$ – ромбоедричний твердий розчин.

2) дифузія кисню:

$$FeO + O(\text{диф}) \rightarrow Fe_3O_4 \rightarrow Fe_2O_3;$$

$$2Fe(Fe,\ Cr)_2O_4 + 1/2O_2 \rightarrow 3(Fe,\ Cr)_2O_3;$$

3) дифузія металу:

$$4(Fe, Cr)_2O_3 + (Fe, Cr) \rightarrow 3Fe(Fe,\ Cr)_2O_4$$
$$Fe_2O_3 + Fe \rightarrow 3FeO$$
$$\downarrow \quad \uparrow$$
$$Fe_3O_4$$
$$Fe_2O_3 + Cr \rightarrow 2Fe + Cr_2O_3$$
$$\downarrow \qquad \uparrow$$
$$Fe_3O_4 \rightarrow FeO$$

Отже установлено можливості зміни складів і структури оксидних фаз в системі залізо – хром – алюміній – титан. Це дає змогу зробити висновок, що за високих температур в окиснювальному середовищі стабільними оксидними фазами є ромбоедричні фази, а не шпінельні структури, тобто, наприклад, відновлення оксиду заліза хромом – реакція термодинамічно ймовірна, але дуже повільна [17].

Автори робіт [5, 27, 29] відзначають, що якщо окиснення металу лімітується хімічною реакцією, то швидкість корозії збільшується пропорційно квадратному кореню від тиску кисню. Якщо швидкість реакції визначається процесом дифузії в

захисній плівці, то чіткої залежності від тиску газу не спостерігається. Це підтверджено результатами досліджень у цій роботі (див. рис. 4.10 і рис 4.30).

Дослідження здійснювали з використанням повного факторного експерименту. При цьому збільшення маси зразка під час окиснення (q) є параметром оптимізації (y) двох змінних керованих факторів: X1 (% C) і X2 (% Ti):

$$y(q) \rightarrow \text{X1 (\% C); X2 (\% Ti)}$$

Інші фактори, які впливають на окалиностійкість (хімічний склад, температура, склад газового середовища) залишались незмінними. Вміст вуглецю та титану змінювали в межах 0,09…0,84 й 0,08…0,70 відповідно. Вміст основних компонентів сталі знаходився на рівні 26% хрому та 2,9% алюмінію.

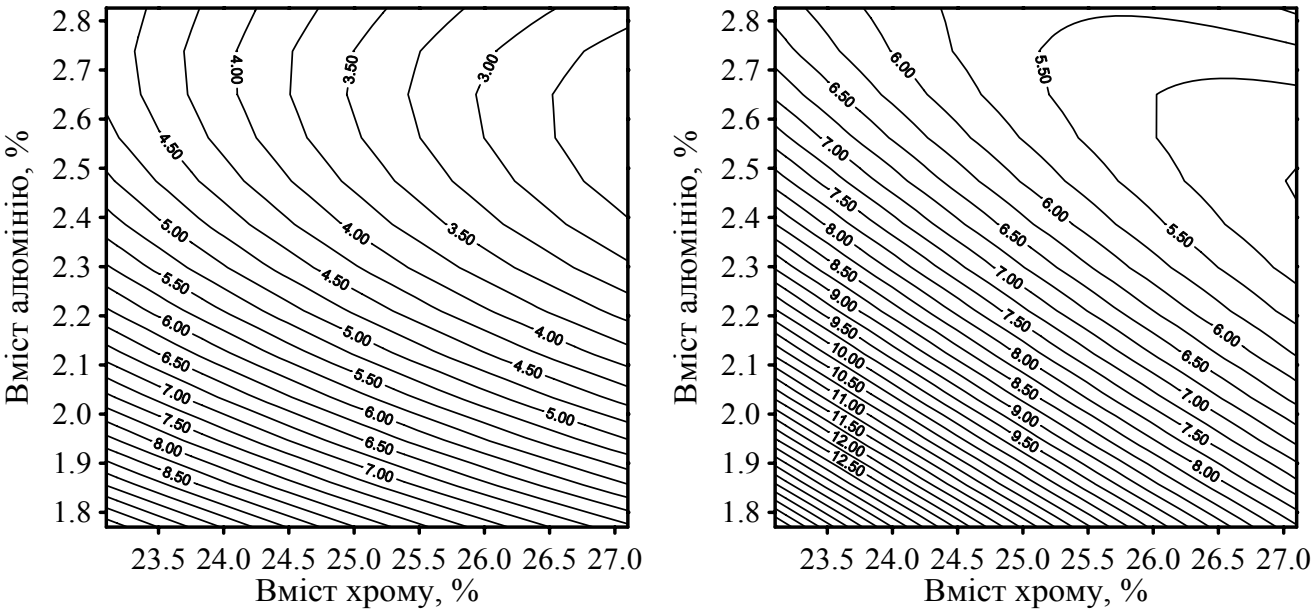
Установлена залежність дає можливість визначити оптимальний вміст титану для досягнення високої окалиностійкості за відомим вмістом вуглецю:

$$q = 2{,}855 + 0{,}855x_1 + 0{,}228x_2 - 0{,}408x_1x_2 + 0{,}272x_1^2 + 0{,}602x_2^2$$

Це дуже важливо, оскільки надлишковий титан, який не зв’язаний у карбіди (кількість вуглецю обмежена), сприяє інтенсивному розчиненню в металі азоту із атмосфери й утворює з ним нітриди, які гальмують дифузію алюмінію до поверхні й знижують окалиностійкість сталі [10, 11, 97]. Це підтверджується кольором оксидної плівки на зразках з малим (окалина щільна сіро-рожева) і великим вмістом титану (темно-сірий колір, крім того окалина обсипається), тобто на зразках з високим вмістом титану утворюється окалина із зниженою кількістю оксиду алюмінію та підвищеним вмістом оксидів хрому й заліза.

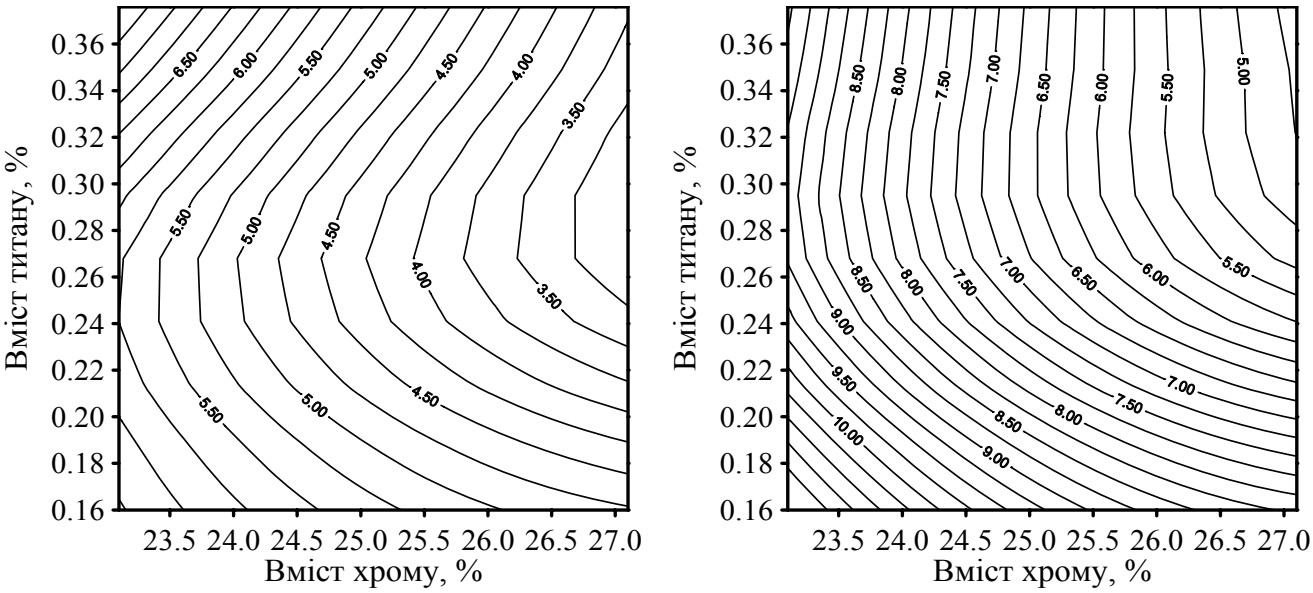
На підставі результатів досліджень окалиностійкості середньовуглецевих жаростійких хромоалюмінієвих сталей побудовано номограми для визначення в сплавах оптимального вмісту хрому та алюмінію, хрому та титану, алюмінію та титану для вибору їх хімічного складу залежно від середовищ під час експлуатації виробів (рис. 4.31…4.33).

Номограми дають змогу з високою точністю визначити хімічний склад хромоалюмінієвої сталі за основними елементами для виготовлення виробів, що працюють в умовах перегрітого повітря та перегрітого вологого повітря за температур до 1250 ºС. Цифри на ізолініях номограм відповідають збільшенню маси в мг/см^2 за 100 год.



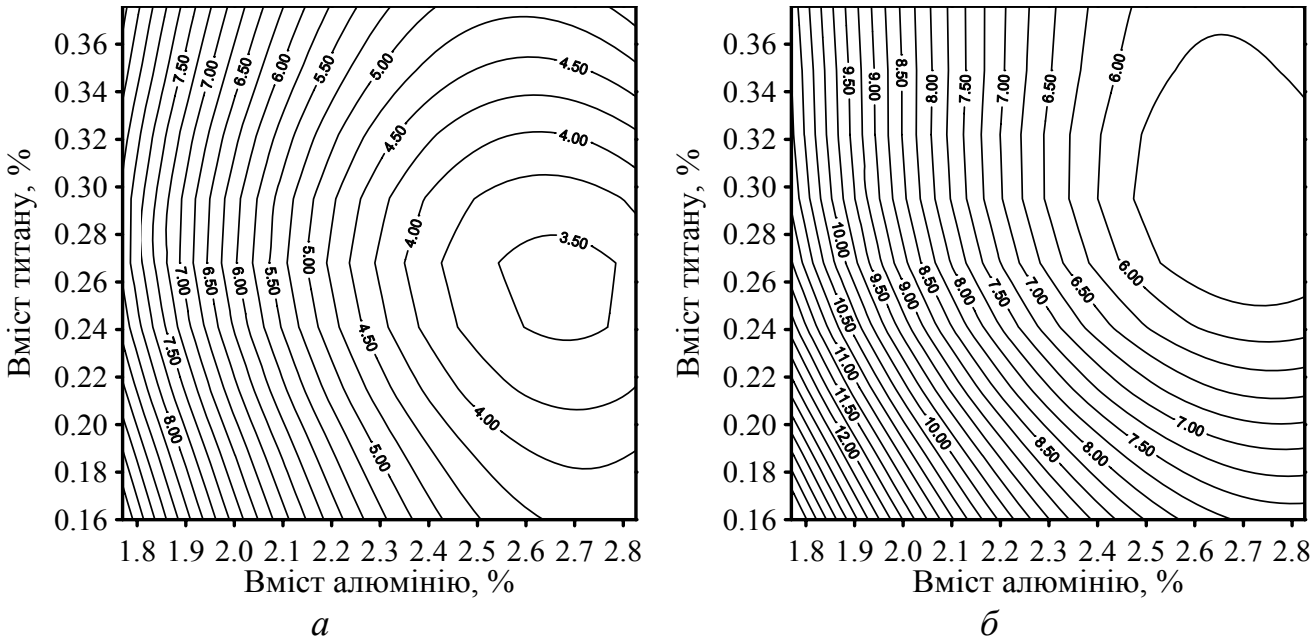
а *б*

Рис. 4.31. Номограми для визначення вмісту хрому та алюмінію в середньовуглецевих жаростійких сталях (0,25…0,35% C; 0,29% Ti) для роботи в умовах перегрітого повітря (*а*) й перегрітого повітря + 25% H_2O (*б*)



а *б*

Рис. 4.32. Номограми для визначення вмісту хрому та титану в середньовуглецевих жаростійких сталях (0,25…0,35% C; 2,96% Al) для роботи в умовах перегрітого повітря (*а*) й перегрітого повітря + 25% H_2O (*б*)



а *б*

Рис. 4.33. Номограми для визначення вмісту алюмінію та титану в середньовуглецевих жаростійких сталях (0,25…0,35% C; 25,6% Cr) для роботи в умовах перегрітого повітря (*а*) й перегрітого повітря + 25% H_2O (*б*)

4.3 Окалиностійкість хромоалюмінієвих сталей залежно від присадки рідкісноземельних металів

Аналізом технічної літератури установлено, що присадки лужноземельних металів (ЛЗМ) і РЗМ у сплави з високим вмістом хрому підсилюють дифузію хрому до поверхні виробу з утворенням міцної плівки із оксидів Cr_2O_3, яка захищає метал від окиснення. Цей процес тим інтенсивніше відбувається, чим більша різниця в атомних діаметрах металу основи й присадки. Автори [70…73] висловлюють думку, що на окиснення сплавів з вмістом хрому РЗМ впливають так само, як алюміній і кремній. Оксиди церію, лантану та інших РЗМ, які потребують великих теплот утворення, як і оксиди Al_2O_3 й SiO_2, накопичуються у вигляді тонких плівок на межі «сплав-окалина» та уповільнюють дифузію іонів основних компонентів сплаву й атомів кисню. Ця гіпотеза підтверджується рентгенографічним аналізом, за допомогою якого виявлено оксиди РЗМ у внутрішньому шарі, особливо на межах зерен.

Як уже відзначалось, захисні властивості оксидної плівки визначаються властивостями утвореного оксиду. Високі захисні властивості мають метали із щільними, тугоплавкими й низько електропровідними оксидами [5, 70]. Суцільну гратку в оксидах утворюють метали алюміній, хром, кремній, марганець, нікель і залізо, а пористу – калій, кальцій, барій, церій і лантан.

Отже оксиди РЗМ можуть зміцнювати й ущільнювати в цілому оксидну плівку тільки за певної присадки – вона стає стійкішою до процесів відшаровування під час теплозмін поверхні виробу. Крім того, рідкісноземельні метали є активними розкиснювачами, дегазаторами, дефосфораторами та десульфураторами сталі. Оскільки РЗМ суттєво покращують ливарні та механічні властивості хромоалюмінієвих сталей (див. розділ 3) й, враховуючи різні тлумачення в технічній літературі щодо їх впливу на жаростійкість сплавів на основі заліза, досліджено їх дію на основну експлуатаційну характеристику – окалиностійкість – хромоалюмінієвих сталей 30Х25Ю3Л і 30Х30Ю2Л, рекомендованих для виготовлення литих деталей, що працюють в екстремальних умовах. Використовували фероцерій марки МЦ50Ж3 ФЦ40 з вмістом церію біля 50%.

Результати досліджень окалиностійкості цих сталей залежно від присадки фероцерію і тривалості їх випробовування за температури 1200 ºС протягом 100 та 500 год показано на рис. 4.34.

Установлено, що концентрація церію до 0,30…0,35% дещо покращує окалиностійкість сталі 30Х25Ю3Л. Для сталі з вищим вмістом хрому таке покращання зберігається за концентрації церію до 0,45%. Подальше підвищення вмісту церію призводить до різкого погіршання окалиностійкості. За вмісту 1,0% церію ця характеристика набагато гірша, ніж для сталей без церію [120…122].

Візуальним аналізом поверхні зразків, виготовлених із сталі 30Х30Ю2Л, обробленої 0,25% церію, після випробовування установлено, що на їх поверхні утворюється щільна світла захисна плівка. З підвищенням вмісту церію плівка темнішає внаслідок збіднення її оксидами алюмінію та утворення дрібних виразок, які за вмісту понад 0,5% церію суттєво збільшуються за кількістю та розмірами й сприяють відшаровуванню плівки від поверхні виробу (рис. 4.35).

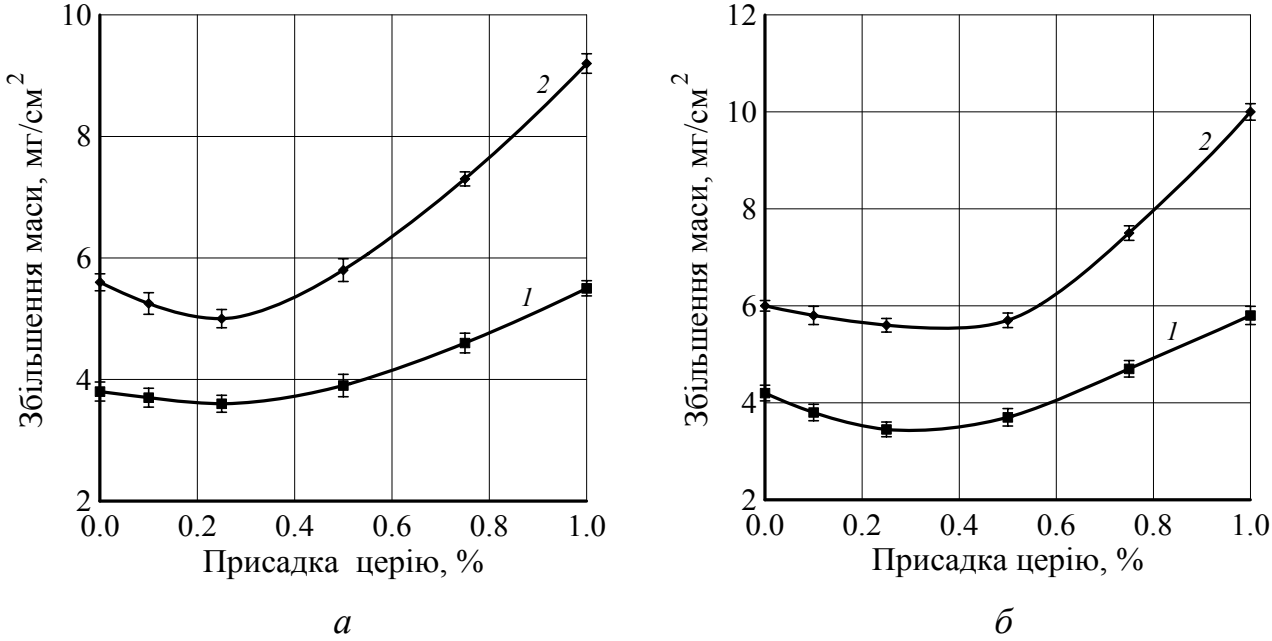


Рис. 4.34. Зміна окалиностійкості хромоалюмінієвих сталей залежно від концентрації церію і тривалості випробовування: *а* – сталь 30Х25Ю3Л ; *б* – сталь 30Х30Ю2Л; *1* – 100 год; *2* – 500 год

Такий вплив церію можна пояснити великим об’ємом його атомів, які заповнюють пустоти кристалевої гратки оксидів і протидіють дифузії алюмінію до поверхні зразка, а також утвореними фазами за участю церію, які різко гальмують, а в деяких місцях блокують окремі ділянки поверхні, на яких можливе утворення дрібних виразок.

Результати досліджень дають можливість зробити висновок, що збільшення концентрації церію понад 0,3% зменшує вміст Al_2O_3 в оксидній плівці, а це, в свою чергу, знижує її захисні властивості й призводить до зниження окалиностійкості сталі в цілому. За вмісту церію понад 0,6% на межі метал-оксид утворюється оксид CeO_2, який ще більшою мірою протидіє дифузії алюмінію до поверхні розділу «оксид-газове середовище». Зміна кольору поверхні з підвищенням вмісту церію підтверджує зменшення кількості Al_2O_3 в оксидній плівці й появі в ній оксидів хрому та навіть заліза.

а *б*

Рис. 4.35. Зовнішній вигляд зразків із хромоалюмінієвої сталі 30Х30Ю2Л з різною присадкою церію після випробовування:

а – 0,25% Ce; *б* – 0,5% Ce

Крім того, підвищення концентрації церію від 0,25 до 1,0% сприяє укрупненню феритного зерна (рис. 4.36, *а*, *б*), потовщенню меж зерен і погіршує механічні властивості сталі.

Виокремлення на межах зерен сполук церію також призводить до погіршання окалиностійкості сталі внаслідок розвитку міжкристалевої корозії (рис. 4.36, *г*). Окиснення металу починається в тому місці зразка, де знаходиться межа зерен або дефекти гратки. Подальше окиснення відбувається вглиб зразка межами зерен з утворенням численних великих і дрібних виразок.

Зона внутрішнього окиснення обумовлена дифузією кисню в глибину металу, а легувального елемента – в зворотному напрямку до взаємодії з киснем.

Оксид внутрішнього шару не створює протидії дифузії кисню. Зростання зовнішнього шару окалини гальмує розвиток шару внутрішнього окиснення [27].

Виокремлення тонких часточок оксиду в металевій фазі під час внутрішнього окиснення призводить до поверхневого зміцнення сплаву, утруднює рекристалізацію й ріст кристалів металу. Внутрішній шар окалини підвищує зчеплення із сплавом і цим сприяє покращанню термостійкості сплаву під час експлуатації виробу в умовах суттєвих теплозмін.

Одержані нами результати доповнюють відомості щодо ефективного впливу на термостійкість жаростійких сталей церію та ітрію, викладені в роботах [5, 28].

Теоретичний і практичний інтерес представляють дослідження поведінки сталей, оброблених церієм, в агресивних середовищах за високих температур.

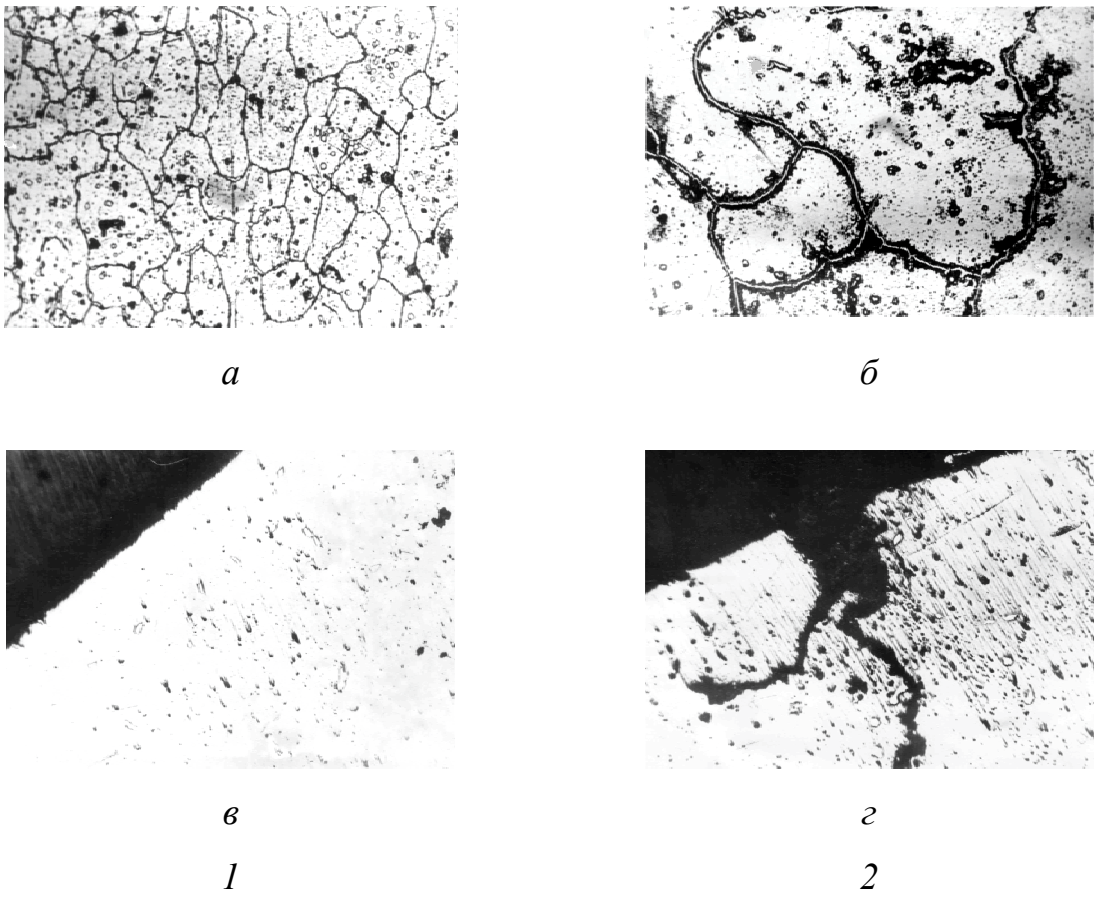


Рис. 4.36. Вплив присадки церію на мікроструктуру сталі 30Х30Ю2Л до та після випробовувань (×100): *1* – сталь з 0,25% церію; *2* – сталь з 1,0% церію; *а*, *б* – мікроструктура сталі до випробовування; *в*, *г* – мікроструктура сталі на периферії зразка після випробовування

У дослідженнях (температура – 1200 ºС; тривалість випробовування – 100 год) використано рекомендовані для виготовлення жаростійких деталей у виробничих умовах сталі 30Х25Ю3Л і 30Х30Ю2Л. Вплив присадки церію на зміну окалиностійкості сталей вивчено в діапазоні концентрацій до 1,0%. Результати досліджень показано на рис. 4.37.

Установлено, що концентрація церію до 0,20...0,35% (залишковий вміст церію в сталі біля 0,1%) дещо покращує окалиностійкість сталей 30Х25Ю3Л і 30Х30Ю2Л у всіх середовищах.

Оброблення сталей вищою кількістю церію знижує їх окалиностійкість внаслідок розвитку міжзеренного окиснення (див. рис. 4.36), при цьому збільшується

кількість місць точкової корозії, яка за тривалих випробовувань ще помітніше знижує загальну окалиностійкість сталі (див. рис. 4.36, *б*).

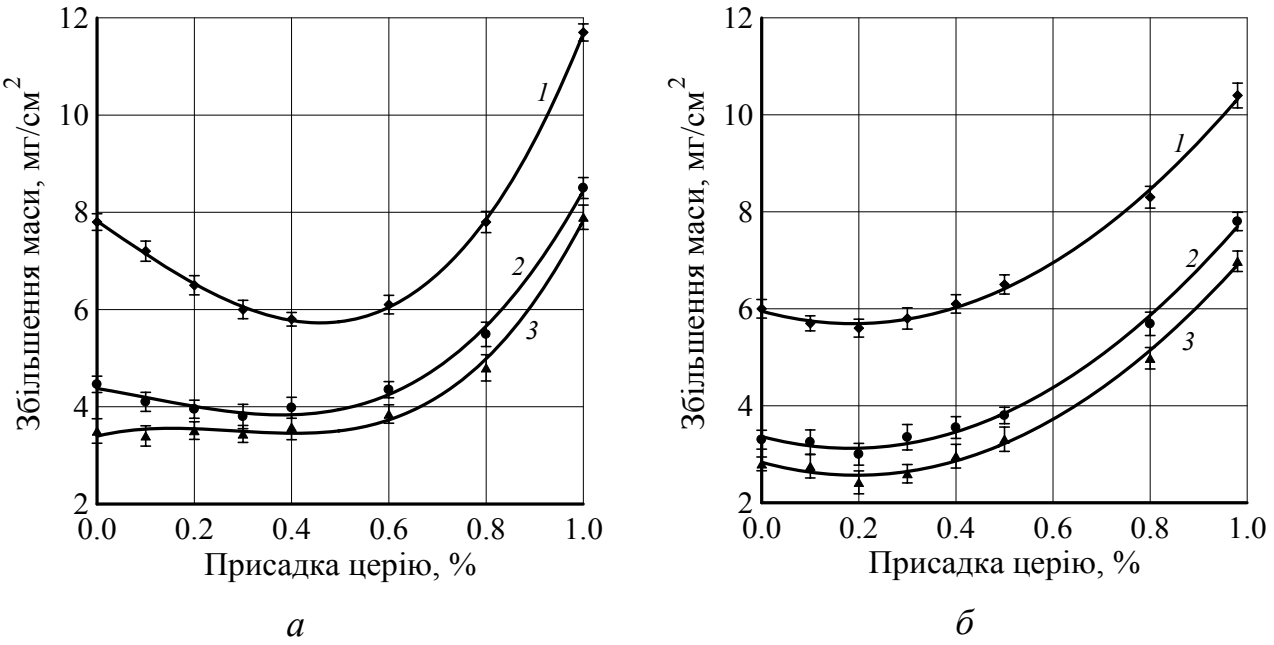


Рис. 4.37. Окалиностійкість хромоалюмінієвих сталей 30Х25Ю3Л (*а*) та 30Х30Ю2Л (*б*) в різних агресивних середовищах залежно від концентрації церію: *1* – перегріте повітря + 45% H_2O; *2* – перегріте повітря; *3* – перегріте повітря + +45% CO_2.

Разом з тим, в умовах теплозмін деякий розвиток внутрішнього окислення в сталях, оброблених церієм, сприяє покращанню зв'язку продуктів окислення з поверхнею виробу, що захищає окалину від відшаровування.

Крім покращання зчеплення оксидної плівки з поверхнею виробу, присадка фероцерію підвищує термостійкість металу (див. розділ 5). Цей факт має суттєве значення під час експлуатації жаростійких деталей в умовах змінних температур.

Таким чином, для збереження на високому рівні ливарних і механічних властивостей хромоалюмінієвих сталей й підвищення їх окалиностійкості та термостійкості доцільно додатково обробляти сталі 0,15…0,25% церію (за присадкою). Підвищення концентрації церію понад 0,5% призводить до зниження окалиностійкості сталі, а тому є недоцільним.

Досліджено спільний вплив титану до 1% та присадки фероцерію в рекомендованому діапазоні на окалиностійкість середньовуглецевої хромоалюмінієвої сталі 30Х30Ю2Л. Результати досліджень показано на рис. 4.38.

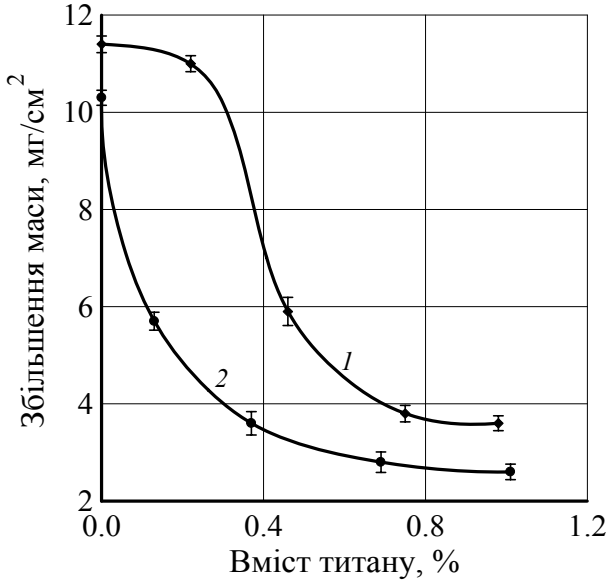


Рис. 4.38. Окалиностійкість хромоалюмінієвої сталі 30Х30Ю2Л залежно від вмісту титану та фіксованої присадки церію:
1 – 0,15% церію; *2* – 0,25% церію
Умови випробовування:
температура – 1200 ºС;
тривалість – 100 год

Установлено, що сталь оброблена 0,25% церію, має вищу окалиностійкість, ніж оброблена 0,15% церію за умови однакового вмісту титану. Збільшення концентрації церію зсуває оптимальний вміст титану в сталі в бік його зменшення.

Так, для задовільної окалиностійкості (збільшення маси на 4,0…6,0 мг/см^2 за 100 год) хромоалюмінієва сталь 30Х30Ю2Л має вміщувати 0,5…0,6% титану за 0,15% церію або 0,15…0,25% титану за 0,25% РЗМ.

Отже, для забезпечення високої окалиностійкості, з урахуванням задовільних ливарних і високих механічних властивостей, жаростійкі хромоалюмінієві сталі мають вміщувати 0,25…0,35% вуглецю, 25,0...32,0% хрому, 1,8...3,5% алюмінію, 0,20...0,60% титану та 0,15...0,25% церію (за присадкою).

4.4 Кінетика окиснення жаростійких сталей з високим вмістом хрому

Кінетика окиснення хромоалюмінієвих сталей. Теоретичний і практичний інтерес становлять дослідження кінетики окиснення жаростійких сталей за високих температур. Для прикладу досліджено кінетику окиснення хромистої

сталі 30Х30Л після додаткового її легування алюмінієм. Результати досліджень показано на рис. 4.39.

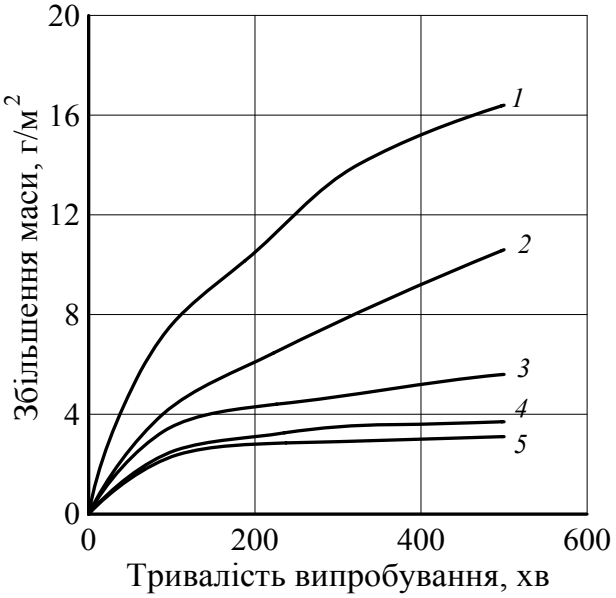


Рис. 4.39. Кінетичні криві окиснення хромистої сталі 30Х30Л залежно від вмісту в ній алюмінію:
1 – 0,98% Al; *2* – 2,04% Al;
3 – 2,95% Al; *4* – 5,35% Al;
5 – 6,95% Al

Установлено, що характер зміни окалиностійкості хромистої сталі після додавання різної кількості алюмінію однаковий, різниця полягає тільки в абсолютних значеннях цієї характеристики. Проте, з підвищенням вмісту алюмінію понад 3% швидкість окиснення металу суттєво знижується внаслідок збільшення в складі окалини оксиду алюмінію, який є основним компонентом захисту поверхні виробу від інтенсивного окиснення металу за високих температур. Крім того, з підвищенням в сталі вмісту алюмінію змінюється й закономірність окиснювання: якщо для сталі 30Х30ЮЛ окиснення здійснюється за законом, що наближається до параболічного, то для сталі 30Х30Ю3Л більш справедливим є логарифмічний закон. Це можна пояснити підвищеною швидкістю окиснювання металу при порівняно невеликих концентраціях алюмінію через недостатню його кількість у твердому розчині та повільній дифузії до поверхні виробу в процесі його експлуатації, а також утворенням не суцільної плівки.

Слід зазначити, що на поверхні зразків із сталі, що вміщує до 1% алюмінію, утворюється так звана «виразкова корозія» через недостатню кількість алюмінію. Такий характер окалиноутворення є небезпечним для жаростійких сплавів.

Дослідженням кінетики окиснювання жаростійких сталей, їх структури й властивостей оксидних плівок установлено, що в сплавах системи Fe-Cr-Al на початку окиснення (перші 10...15 хв) на поверхні виробу утворюється шар оксидів, вміст металів в якому приблизно відповідає хімічному складу сталі [123].

Під час «інкубаційного» періоду (15...25 хв) з металу в окалину дифундує алюміній, який має високу дифузійну здатність і термодинамічну активність, і меншою мірою – хром. Відносна кількість фаз, що утворилися на початку окиснювання, починає змінюватися в бік збільшення кількості оксидів Al_2O_3 та Cr_2O_3.

Кінетика окиснення хромоалюмінієвої сталі з титаном. Попередніми дослідженнями (розділи 3 та 4) установлено доцільність використання титану в хромоалюмінієвих сталях для покращання ливарних, механічних і експлуатаційних властивостей.

Отже, теоретичний і практичний інтерес представляють дослідження кінетики окиснення хромоалюмінієвих сталей, що вміщують в своєму складі титан у рекомендованому діапазоні концентрацій. Для прикладу досліджено кінетику сталі 30Х30Ю2Л. Результати досліджень показано на рис.4.40.

Установлено, що інкубаційний період (період інтенсивного утворення плівки) окалиноутворення характеризується не параболічним, а логарифмічним законом окиснення. У цьому разі відбувається інтенсивніше гальмування росту захисної плівки в часі, ніж за параболічного закону окиснення. Наявність такої закономірності на початку високотемпературної корозії можна пояснити, якщо припустити, що окиснення контролюється процесом переносу електронів і катіонів крізь плівку та утворенням великої кількості внутрішньокристалевих дефектів, які значною мірою знижують швидкість дифузії до поверхні хрому та алюмінію.

Окиснення за логарифмічним законом продовжується до тих пір, поки товщина оксидної плівки не стане більшою за величину просторового від’ємного заряду, що виникає на поверхневому шарі плівки. Після перевищення цієї величини визначним процесом стає реакційна дифузія, а кінетична закономірність окиснення з логарифмічної переходить у параболічну.

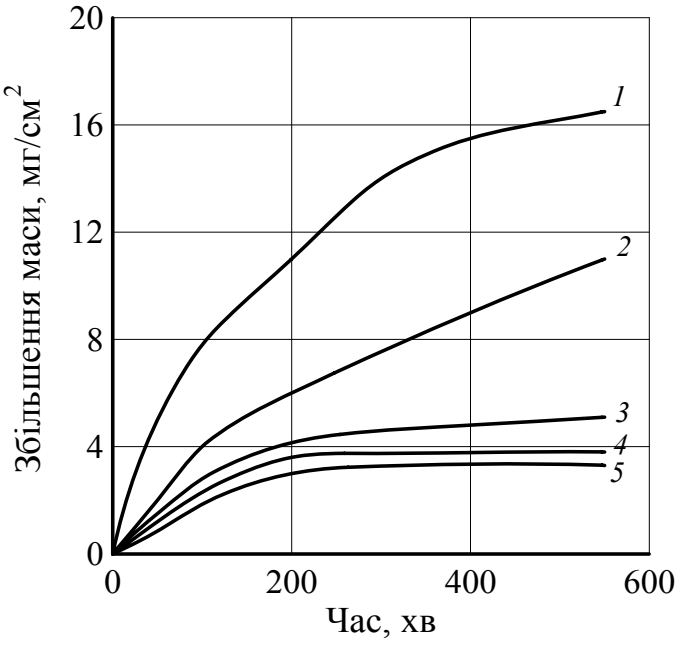


Рис. 4.40. Кінетичні криві окиснення сталі 30Х30Ю2Л залежно від вмісту титану за температури 1200 ºС: *1* – без титану; *2* – 0,25% Ti; *3* – 0,39% Ti; *4* – 0,61% Ti

Аналіз кривих дає змогу встановити, що навіть невеликі добавки титану суттєво впливають на початкову швидкість високотемпературної корозії. Зміна вмісту в сталі титану до 0,6% позитивно впливає на швидкість високотемпературної корозії, оскільки він підвищує захисні властивості оксидної плівки за температури 1200 °С й призводить до послаблення процесів газової корозії. При цьому інкубаційний період утворення оксидної плівки скорочується.

Вплив титану на початкову стадію окиснення пояснюється ще й тим, що цей елемент, маючи менший іонний радіус в порівнянні з іонними радіусами заліза, зменшує кількість міжвузлових аніонів та аніонних вакансій. Зростання окалини з електронною провідністю в результаті дифузії аніонів за аніонними вакансіями кристалевої гратки в напрямку до поверхні металу утруднюється й, відповідно, зменшується швидкість газової корозії в цілому [123].

Отже, використання гравіметричного методу визначення окалиностійкості під час безперервного зважування дає змогу вивчити кінетику окиснення металу на початковій стадії утворення захисної плівки й встановити механізм росту окалини під час інкубаційного періоду окиснення. Але визначити роботоспроможність сплаву в процесі тривалої експлуатації та кількісні характеристики його окалиностійкості даним методом неможливо.

Для порівняння процесів окиснення найвикористовуваніших промислових сталей 15Х25ТЛ і 20Х25Н19С2Л з рекомендованими за результатами досліджень у роботі хромоалюмінієвими сталями 30Х25Ю3ТЛ і 30Х30Ю2ТЛ досліджено кінетику їх окиснення в однакових умовах: температура випробовувань – 1200 ºС, середовище – перегріте повітря. Результати досліджень показано на рис. 4.41.

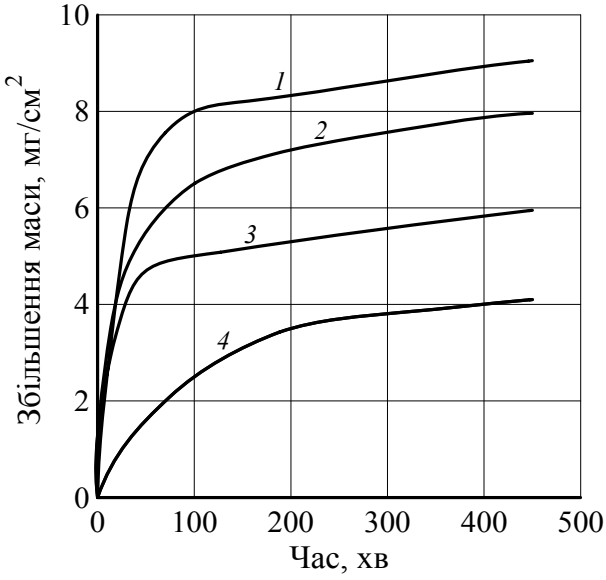


Рис. 4.41. Кінетика окиснення жаростійких сталей з високим вмістом хрому:
1 – 15Х25ТЛ; *2* – 20Х25Н19С2Л;
3 – 30Х25Ю3ТЛ; *4* – 30Х30Ю2ТЛ

Установлено, що промислові сталі, як і рекомендована сталь 30Х25Ю3ТЛ, мають коротший «інкубаційний» період (50…100 хв) у порівнянні із сталлю 30Х30Ю2ТЛ, для якої він удвічі довший. Проте в подальшому окиснення рекомендованих сталей відбувається набагато повільніше, особливо сталі 30Х30Ю2ТЛ (крива *4* майже асимптотно наближається до горизонталі, що підтверджує високу окалиностійкість цього матеріалу).

Отже, на підставі аналізу кінетики окиснення досліджених сталей можна зробити висновок, що жаростійка сталь з найвищим вмістом хрому (30Х30Ю2ТЛ) має й найвищу окалиностійкість і може працювати найдовше в екстремальних умовах.

З метою визначення можливості використання жаростійких деталей для роботи в екстремальних умовах без механічного оброблення досліджено кінетику окиснення сталі 30Х30Ю2ТЛ. Для порівняння вибрано відому промислову сталь 30Х13. Випробовування здійснювали одночасно в однакових умовах протягом

15 год. Зміну маси зразків оцінювали через кожні 10 хв. Результати досліджень показано на рис 4.42.

Як видно із рис. 4.42, зразок без механічного оброблення є набагато стійкішим проти окиснення, ніж з обробленою поверхнею. Це можна пояснити тим, що такий зразок захищений оксидною плівкою, що утворилася на поверхні виробу ще в ливарній формі.

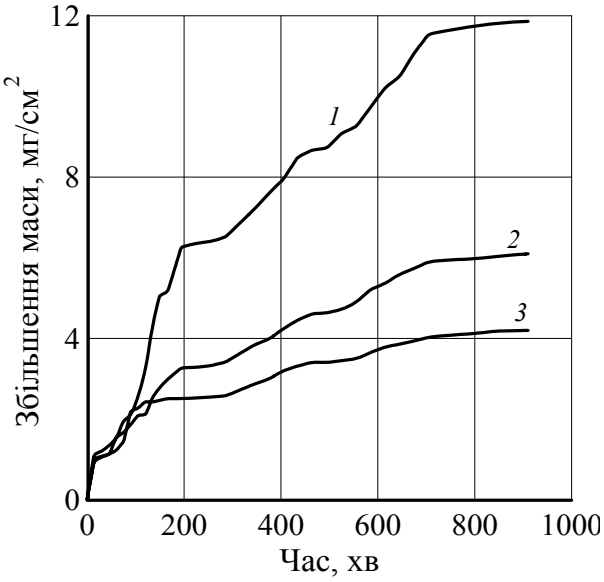
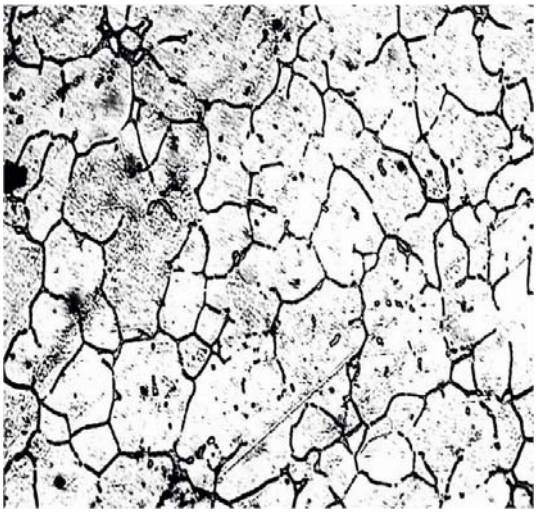


Рис. 4.42. Кінетика окислення жаростійких сталей за температури 1200 ºС: *1* – сталь 30Х13 (прокат); *2* – сталь 30Х30Ю2ТЛ після механічного оброблення; *3* – сталь 30Х30Ю2ТЛ без механічного оброблення

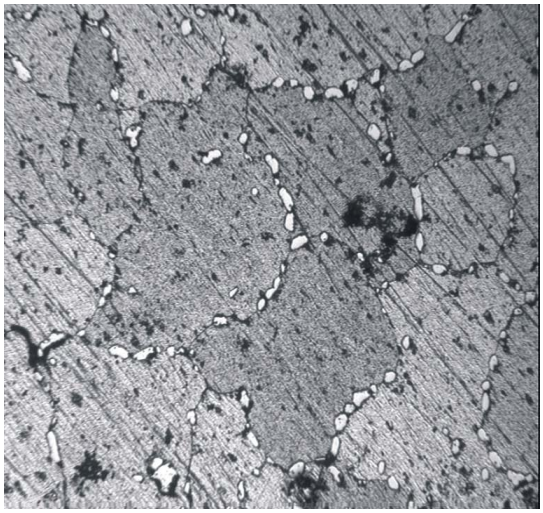
Така плівка щільніша й має вищу окалиностійкість в умовах високих температур, ніж оксидна плівка, що утворюється на поверхні механічно обробленого зразка під час його випробовування. Окалиностійкість сталі 20Х13Л в цих же умовах утричі гірша, ніж хромоалюмінієвої сталі 35Х30Ю2ТЛ.

Зміну структури зразків із хромоалюмінієвої сталі, до та після випробування за температури 1200 ºС протягом 15 год, показано на рис. 4.43. Установлено, що під дією температури здійснюється коагуляція високотемпературних карбідів хрому та карбонітридів титану на межах зерен (див. рис. 4.43, *б*), що певною мірою порушує міжзеренний зв’язок та сприяє погіршанню термостійкості сплаву.

Це явище необхідно враховувати під час вибору хімічного складу сталі, перш за все спираючись на співвідношення основних елементів – хрому та алюмінію. Крім того, для підвищення тривалості експлуатації виробів із хромоалюмінієвих сталей за високих температур їх доцільно використовувати в литому стані.



а



б

Рис. 4.43. Структура хромоалюмінієвої сталі 30Х30Ю2ТЛ до випробовування (*а*) та після випробовування (*б*) ×100

За тривалого перебування металу в умовах високих температур та агресивних середовищ відбувається інтенсивне вигоряння алюмінію (див. рис. 4.11). Це призводить до зниження його концентрації в сталі, що в свою чергу зменшує можливість дрейфу алюмінію до поверхні розділу «метал-оксид» й утворення захисних оксидів Al_2O_3. У цих умовах склад захисного оксидного шару змінюється в бік збагачення оксидами хрому й заліза. Окалиностійкість металу при цьому суттєво зменшується. Очевидно, що для сталого високого вмісту Al_2O_3 в окалині, а значить для забезпечення найкращих захисних властивостей оксидного шару протягом тривалого часу, в сталі має бути достатня мінімальна концентрація алюмінію, яка визначається робочою температурою виробу. Зрозуміло, що для литих деталей теплоенергетичного та металургійного устаткування оптимальним був би такий варіант, за якого співпадали б терміни експлуатації жаростійких деталей з міжремонтним періодом роботи високотемпературних машин і механізмів.

4.5 Висновки до розділу 4

1. Вироби із жаростійких середньовуглецевих сталей за вмісту 25…30% хрому мають задовільну (збільшення маси на 6,8…7,6 мг/см^2 за 100 год) окалино-

стійкість і можуть працювати тривалий час в агресивних середовищах за температур до 1100 °С. Для збереження високої окалиностійкості (збільшення маси зразка в межах 4…6 мг/см^2·за 100 год) кожна хромиста сталь має вміщувати в своєму складі різну кількість алюмінію.

2. З урахуванням ливарних і механічних властивостей установлено мінімальну межу вмісту хрому в жаростійких сталях (17...20%) та оптимальний вміст у цих сталях алюмінію (4,0…5,0%). Сталі можуть бути рекомендовані для виготовлення середніх і великих литих жаростійких деталей простої конфігурації для роботи за температур до 1100…1150 ºС. Для виробництва литих деталей, що працюють за вищих температур (1200…1250 ºС), вміст хрому в сталях має бути в межах 28…32% та алюмінію – в межах 2…4%.

3. Для надійної експлуатації виробів за температур 1200…1300 °С необхідно витримувати співвідношення [%Cr] / [%Al] = 6…10, тобто, за вмісту в сталі 25% хрому кількість алюмінію має складати не менше 4%, а для сталі з 30% хрому – 2,0…3,0% алюмінію. Таке співвідношення основних елементів сприяє утворенню на поверхні виробу високоефективної захисної плівки. Вироби можуть працювати в умовах перегрітого повітря з водяною парою, вуглекислим газом тощо.

4. Побудовано номограми для визначення в жаростійких середньовуглецевих сталях оптимального вмісту хрому та алюмінію, хрому та титану й алюмінію та титану залежно від температури експлуатації виробів і агресивних середовищ.

5. Вміст вуглецю до 0,25...0,35% в хромоалюмінієвих сталях за вмісту 25...30% хрому та 2,0…4,0% алюмінію безпечно з точки зору окалиностійкості. Подальше його збільшення в сталях знижує окалиностійкість, підвищує їх крихкість і погіршує оброблюваність заготовок із таких сталей.

6. Побудовано діаграми для визначення оптимального вмісту титану в широко апробованих у виробничих умовах сталях Х25Ю3Л і Х30Ю2Л з різним вмістом вуглецю, оскільки вони мають найкращі показники не тільки ливарних і механічних властивостей, але й окалиностійкості.

7. Для збереження на високому рівні ливарних і механічних властивостей хромоалюмінієвих сталей й підвищення їх окалиностійкості та термостійкості доцільно додатково обробляти сталі 0,15…0,25% церію (за присадкою).

8. Установлено корисну спільну дію на окалиностійкість жаростійких сталей присадок церію в межах 0,15…0,25% та титану в межах 0,25…0,50%.

9. Використання гравіметричного методу визначення окалиностійкості під час безперервного зважування дає змогу вивчити кінетику окиснення металу на початковій стадії утворення захисної плівки й встановити тривалість росту окалини під час інкубаційного періоду окиснення.

10. Для подовшання тривалості експлуатації виробів із хромоалюмінієвих сталей за високих температур їх доцільно використовувати в литому стані.

11. Створено банк даних щодо впливу хрому, алюмінію, вуглецю, титану та РЗМ на основну експлуатаційну характеристику – окалиностійкість, який використано в подальших дослідженнях і розробленні методології прогнозування спеціальних властивостей сталей цього класу.

РОЗДІЛ 5
ВЛАСТИВОСТІ ЛИВАРНИХ ХРОМОАЛЮМІНІЄВИХ СТАЛЕЙ ЗА ВИСОКИХ ТЕМПЕРАТУР

Практикою експлуатації литих деталей в умовах високих температур і газових середовищ у різних галузях промисловості (теплоенергетика, металургія, хімічна промисловість) установлено, що вибір сплаву з високою окалиностійкістю є необхідною, але недостатньою умовою для забезпечення довготривалої роботи жаростійких виробів. Це пов'язано з тим, що практично всі жаростійкі деталі в процесі експлуатації піддаються періодичним нагріванням й охолодженням, тобто працюють в умовах теплозмін. Деталі в цьому разі частіше виходять із ладу внаслідок руйнування металу під дією змінної температури, яка призводить до накопичення в ньому напружень різного роду, що перевищують допустимі для матеріалу виробу в конкретних умовах експлуатації.

За швидких нагрівань й охолоджень через обмежену теплопровідність сплаву в об'ємі деталі виникають нерівномірні температурні поля, які сприяють накопиченню термічних напружень першого роду, оскільки природній тепловій зміні розмірів деталі заважають її інші частини, які мають більше або менше нагріті зони. Максимальні температурні напруження можуть перевищити межу текучості сплаву та деформації й руйнувати матеріал деталі.

5.1 Механічні властивості жаростійких сталей з високим вмістом хрому за високих температур

Ливарні сталі з високим вмістом хрому за структурою відносять до сталей феритного або феритно-карбідного класу. Вони мають невисоку температуру рекристалізації (600...650 °С) й втрачають міцність при нагріванні за температур вищих 700 °С. Зберегти й навіть підвищити міцність цих сталей за вищих температур можна їх мікролегуванням, модифікуванням, дисперсійним зміцненням, глибоким рафінуванням і дегазацією розплаву, оскільки властивості сталей цього класу за високих температур суттєво залежать від розмірів зерен і стану меж між

ними. Межі між зернами є зонами накопичення різних домішок, у тому числі й легкоплавких, які суттєво послаблюють зв'язок між кристалами за високих температур. У тому разі, коли сплав має достатню чистоту меж зерен та однорідність структури, ступінь впливу розмірів зерна на властивості сталей визначається температурою експлуатації [13, 14, 105].

Наявність у розплаві легкоплавких хімічних елементів (свинцю, олова, цинку, сурми тощо), які можуть потрапити в сталь із легованих відходів, шлакоутворювальних матеріалів, розкиснювачів тощо, призводить до загального послаблення зв'язку між зернами металу в твердому стані й за високих температур є основною причиною міжкристалічного характеру руйнування [16, 18].

Елементи, які зміцнюють міжзеренний зв'язок внаслідок дисперсійного твердження металу (вольфрам, молібден, титан, ванадій, ніобій, мідь), підвищують високотемпературну міцність ливарної сталі. Проте, як зазначалося в розділі 4, більшість цих елементів знижують опір газовій корозії, тому їх використання в жаростійких сталях недоцільне. Винятком є титан, додавання якого в сталі з високим вмістом хрому супроводжується покращанням усіх їх експлуатаційних характеристик [18]. Ефективним для підвищення міцності сталі як за кімнатних, так і за високих температур, може бути також оброблення розплаву РЗМ, що призводить до зв'язування легкоплавких домішок у тверді, термодинамічно стійкі сполуки [15].

Вплив вуглецю та хрому на механічні властивості сталей за кімнатних температур. Для порівняння характеру впливу основних хімічних елементів – вуглецю та хрому – на властивості жаростійких сталей за високих температур досліджено зміну їх міцності та твердості за кімнатних температур залежно від вмісту в сталях цих елементів. Слід зазначити, що сталі з високим вмістом хрому мають мінімальні значення пластичності (див. рис. 3.12). Крім того відомо, що пластичні властивості більшості металевих матеріалів залежать від їх твердості: чим вища твердість металу, тим менша пластичність. Оскільки за високих температур пластичність металу підвищується, то, маючи значення його твердості за кімнатних температур, можна опосередковано порівняти вплив названих хімічних елементів

на властивості жаростійких сталей за високих температур. Хімічний склад і результати досліджень наведено в табл. 5.1 і 5.2 та показано на рис. 5.1.

Установлено, що збільшення вмісту вуглецю у високохромистій жаростійкій сталі (біля 30% хрому) від 0,10 до 0,80% сприяє підвищенню її міцності на 25…30% та твердості на 15…18%, що пояснюється зростанням кількості карбідів хрому різного складу, подрібненням первинного зерна (див. рис. 3.25) та підвищенням щільності структури металу.

Таблиця 5.1

Хімічний склад і властивості хромистої сталі з різним вмістом вуглецю

Індекс проби	Вміст вуглецю, %	Вміст хрому, %	Тимчасовий опір розриванню, МПа	Твердість, НВ
1	0,10	30,2	300	187
2	0,16	29,8	334	192
3	0,39	30,4	352	208
4	0,80	30,5	382	220

Таблиця 5.2

Хімічний склад і властивості хромистих сталей з різним вмістом хрому

Індекс проби	Вміст вуглецю, %	Вміст хрому, %	Тимчасовий опір розриванню, МПа	Твердість, НВ
1	0,35	13,6	431	342
2	0,32	17,7	420	310
3	0,33	22,3	400	218
4	0,35	25,6	355	186
5	0,32	29,7	305	210
6	0,34	35,8	244	222

Підвищення вмісту хрому в жаростійких сталях від 13,6 до 35,8% сприяє суттєвому збільшенню феритної складової в структурі, що призводить до зниження міцності металу майже вдвічі, оскільки структура металу змінюється від мартенситної до феритної з певною кількістю карбідів. Проте твердість сталі змінюється дещо по-іншому. Спочатку твердість, як і міцність, зменшується з підвищенням вмісту хрому в сталі, а за його вмісту понад 25% знову зростає, що можна пояснити збільшенням кількості карбідів хрому й, головне, початком утворення

твердої інтерметалідної сполуки FeCr (σ-фази). Оскільки хром схильний до ліквацийних процесів і, не дивлячись на те, що за діаграмою залізо-хром (див. рис. А.1) ця сполука починає утворюватися за вмісту 30% хрому, в реальних високохромистих сталях у мікрооб'ємах металу ймовірне утворення σ-фази [12, 16, 18]. З підвищенням в сталі вмісту хрому цей процес розвивається, а тому підвищується твердість металу.

Отже, кожний із досліджених хімічних елементів по-різному впливає на зміну механічних властивостей жаростійких сталей за кімнатних температур. Очевидно, що і за високих температур характер впливу вуглецю та хрому на механічні властивості жаростійких сталей залишиться таким же. Проте таке припущення потребує ретельного перевіряння.

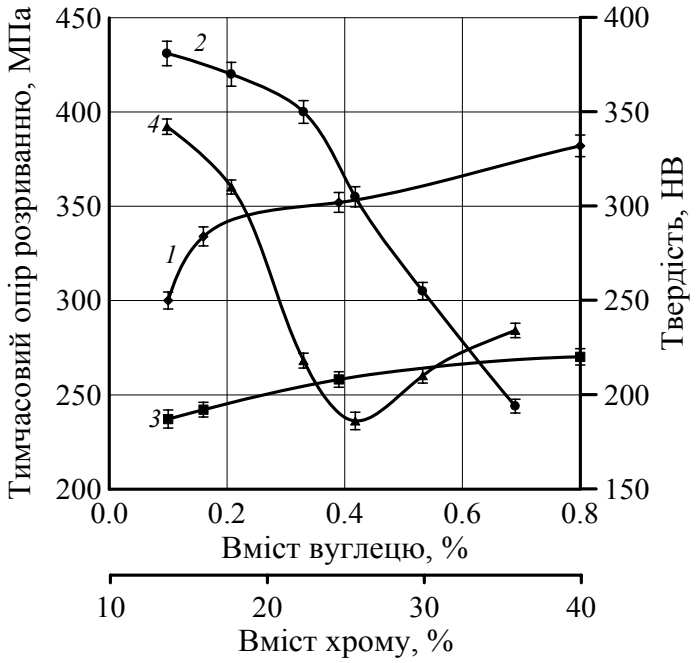


Рис. 5.1. Зміна міцності та твердості жаростійких сталей за кімнатної температури залежно від вмісту в них вуглецю й хрому:

1 – σ_B залежно від вмісту вуглецю;

2 – σ_B залежно від вмісту хрому;

3 – НВ залежно від вмісту вуглецю;

4 – НВ залежно від вмісту хрому

Вплив вуглецю на механічні властивості хромоалюмінієвих сталей за високих температур. На підставі викладеного теоретичного матеріалу та результатів досліджень впливу вуглецю на механічні властивості жаростійких сталей за кімнатних температур у роботі вивчено зміну міцності та пластичності цих сталей за високих температур залежно від вмісту в них вуглецю.

Для дослідження впливу вуглецю на механічні властивості хромоалюмінієвих сталей за підвищених і високих температур вибрано базову сталь Х25Ю3Л з

максимально рівнозернистою структурою та мінімальними для задовільної (4…6 мг/см^2 за 100 год) окалиностійкості вмістом хрому – 24,5…26,2% й алюмінію – 2,95...3,10%. Вміст інших хімічних елементів витримували в таких межах: марганцю – 0,66...0,72%; кремнію – 0,60...0,85%; сірки – 0,017...0,019%; фосфору – 0,019...0,025%. Властивості сталей визначали за температур 600, 800 і 1000 ºС з урахуванням можливостей устаткування. Зміну вмісту вуглецю в сталях і результати досліджень (середні значення) наведено в табл. 5.3 та показано на рис. 5.2.

Таблиця 5.3

Механічні властивості сталі Х25Ю3Л за підвищених і високих температур залежно від вмісту в ній вуглецю

Індекс проби	Вміст вуглецю, %	Механічні властивості за температур, °С					
		600		800		1000	
		$\sigma_в$, МПа	δ, %	$\sigma_в$, МПа	δ, %	$\sigma_в$, МПа	δ, %
1	0,10	106,5	24,0	52,4	44,1	37,1	46,1
2	0,21	115,2	26,1	61,5	45,2	38,2	46,3
3	0,30	121,1	27,2	66,3	46,3	39,4	47,2
4	0,54	142,3	20,2	72,1	45,4	40,7	48,4
5	0,71	158,2	14,4	79,0	42,8	42,3	47,5
6	0,80	160,0	13,3	81,1	41,6	43,0	45,0

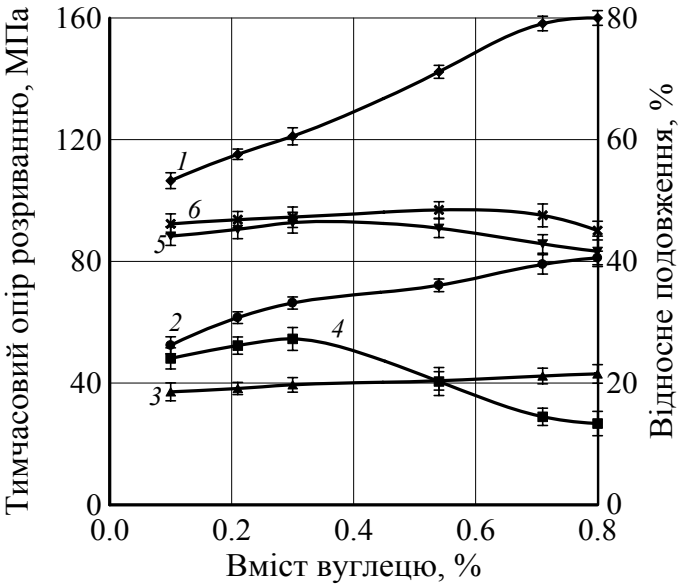


Рис. 5.2. Зміна механічних властивостей жаростійкої сталі Х25Ю3Л за різних температур залежно від вмісту в ній вуглецю:
1 – $\sigma_в$ за 600 °С; *2* – $\sigma_в$ за 800 °С;
3 – $\sigma_в$ за 1000 °С; *4* – δ за 600 °С;
5 – δ за 800 °С; *6* – δ за 1000 °С

Установлено, що з підвищенням вмісту вуглецю до 0,80% тимчасовий опір розриванню сталі за температур 600 і 800 °С підвищується майже на 50%. Такий вплив вуглецю на механічні властивості хромоалюмінієвих сталей за підвищених

температур (600…800 ºС) можна пояснити так: підвищення вуглецю в сталях цього класу суттєво подрібнює їх структуру (див. рис. 3.25), а оскільки за високих температур руйнування металу відбувається межами зерен [1, 10, 11], оскільки на них накопичуються легкоплавкі сполуки, то збільшення поверхні опору руйнуванню підвищує загальну міцність сталі. Крім того, карбіди хрому, кількість яких збільшується в сталі з підвищенням вмісту вуглецю, певною мірою зміцнюють межі зерен, що також сприяє загальному підвищенню міцності металу. Слід також зазначити, що за цих температур сульфіди та фосфіди, які розташовані на межах зерен, за короткий проміжок часу випробовування не встигають знеміцнитись і майже зберігають свої характеристики міцності, що мало впливає на загальну міцність металу.

За температури 1000 °С тимчасовий опір розриванню залишається практично без змін в усьому діапазоні концентрацій вуглецю, оскільки за цих температур здійснюється знеміцнення сульфідів, які мають температури плавлення в межах від 743 ºС (дисульфід FeS_2) до 1194 ºС (FeS) і фосфідів – від 1100 ºС (Fe_3P) до 1290 ºС (Fe_2P). Це нівелює позитивний вплив вуглецю на міцність й залишає практично без змін цю характеристику.

Найвище відносне подовження має сталь за температури 1000 °С в усьому діапазоні концентрацій вуглецю. Це добре вписується в загальне правило для сталей усіх марок: чим вища температура нагрівання металу, тим меншу міцність і вищу пластичність він має.

Практично всі сталі за температур понад 600 ºС суттєво знижують характеристики міцності. Не є винятком і сталі з високим вмістом хрому. Наприклад, сталь 30Х25Ю3Л за кімнатної температури має тимчасовий опір розриванню 280…310 МПа (див. рис. 3.10), за температури 600 ºС біля 120 МПа, за температури 800 ºС – біля 60 МПа, а за температури 1000 ºС – 38…40 МПа (див. рис. 5.2).

Очевидно, що за температур до 1250 ºС міцність металу ще більшою мірою буде знижуватися. Але, як установлено випробуваннями реальних деталей, виготовлених із цих сталей, в конкретних умовах експлуатації (насадки та газові пальники паливоспалювальних пристроїв котлоагрегатів Трипільської ТЕС), міцності

металу за цих температур достатньо для того, щоб такі деталі надійно працювали тривалий час без деформації, не змінювали геометрії та підтримували високоефективну стабільну роботу факела паливоспалювального пристрою котла.

Отже можна зробити такий висновок: з точки зору механічних властивостей жаростійких сталей за температур, вищих температури рекристалізації (600 °С), вміст вуглецю в них має знаходитися в межах 0,25...0,35%. За необхідності зниження концентрації вуглецю в сталях (наприклад, для підвищення жаростійкості виробів простої конфігурації) необхідно застосовувати такі технологічні заходи, як додаткове легування, мікролегування та модифікування розплаву.

Вплив титану на механічні властивості хромоалюмінієвих сталей за високих температур. Для дослідження впливу титану на механічні властивості хромоалюмінієвих сталей вибрано середньовуглецеву хромоалюмінієву сталь 30Х25Ю3Л з вмістом 0,30…0,35% вуглецю, 24,7…25,8% хрому та 2,86…3,2% алюмінію. Вміст титану змінювали до 0,68%. Хімічний склад сталі та результати досліджень (середні значення) наведено в табл. 5.4 й показано на рис. 5.3.

Таблиця 5.4

Механічні властивості сталі 30Х25Ю3Л за підвищених і високих температур залежно від вмісту в ній титану

Індекс проби	Вміст титану, %	Механічні властивості сталей за температур, °С					
		600		800		1000	
		$\sigma_в$, МПа	δ, %	$\sigma_в$, МПа	δ, %	$\sigma_в$, МПа	δ, %
1	0,00	124,3	34,5	75,3	43,3	49,8	51,0
2	0,13	117,1	36,2	70,4	44,2	47,3	52,4
3	0,26	143,8	33,8	86,3	41,6	56,4	49,1
4	0,52	169,0	32,1	108,2	39,8	64,2	47,6
5	0,68	162,3	30,2	106,3	37,7	62,1	46,2

Невеликі присадки титану (до 0,15%) збільшують кількість неметалевих вкраплин (переважно оксидів), які він утворює внаслідок розкиснення розплаву та які залишаються в металі (рис. 3.26, *б*) й знижують його механічні властивості. Подальше підвищення вмісту титану призводить до появи в структурі металу дрібних кутастих карбронітридів, які розташовуються переважно усередині зерен.

Карбонітриди титану є додатковими центрами кристалізації, що сприяє зменшенню розмірів зерна від 82 до 48 мкм. Проте присадки титану в сталь понад 0,6% сприяють появі в структурі значної кількості неметалевих вкраплень і тому є небажаними (див. рис. 3.26, *д, е*).

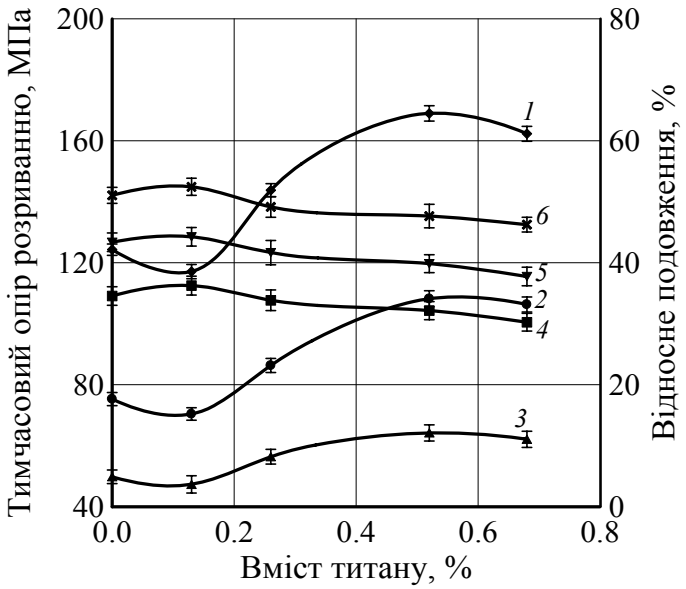


Рис. 5.3. Зміна механічних властивостей жаростійкої сталі 30Х25Ю3Л за різних температур залежно від вмісту в ній титану:
1 – $\sigma_в$ за 600 °С; *2* – $\sigma_в$ за 800 °С;
3 – $\sigma_в$ за 1000 °С; *4* – δ за 600 °С;
5 – δ за 800 °С; *6* – δ за 1000 °С

Ураховуючи результати спільної дії вуглецю й титану на ливарні та механічні властивості хромоалюмінієвих сталей за кімнатних температур, їх структури (див. розділ 3) та окалиностійкість (див. розділ 4), досліджено жаростійкі сталі з вмістом 0,15; 0,30 і 0,45% вуглецю, які можуть бути використаними у виробництві для виготовлення литих деталей залежно від їх конфігурації та умов експлуатації. Установлено, що міцність і пластичність сталі 15Х25Ю3Л підвищується після збільшення в ній вмісту титану до 0,25%. Подальше підвищення концентрації титану в металі практично не змінює ні міцність, ні пластичність сталі, а тому є недоцільним для сталей з мінімальним вмістом вуглецю. Додавання в середньовуглецеву сталь титану безперервно підвищує міцність сталі за температури 1000 °С, а крива зміни пластичності має провал за концентрації титану біля 0,25%. Після подальшого збільшення вмісту титану в сталі її пластичність зростає й досягає максимуму за 1% титану. Характерною особливістю легованої титаном середньовуглецевої сталі є зниження міцності за вмісту 0,5...0,6% титану та температури 800 °С.

Деяке зниження міцності та пластичності спостерігається також в сталі з підвищеним вмістом вуглецю та невеликою (0,1...0,2%) концентрацією титану. Погіршання властивостей проявляється й за температури 1000 °С. Після додавання в сталь титану понад 0,25% її міцність безперервно підвищується, а пластичність зменшується.

Як припущення, механізм впливу титану на властивості хромоалюмінієвої сталі викладено в поясненнях до рис. 4.26 і 4.27 (розділ 4). З огляду досліджених властивостей хромоалюмінієвих сталей за високих температур та описаних в розділі 4 структурних змін в металі для середньовуглецевих хромоалюмінієвих сталей, які складають основу промислових жаростійких сплавів можна однозначно рекомендувати вміст титану в них на рівні 0,4...0,5%, оскільки за таких умов в металі практично відсутні карбідні перетворення й максимально використовується ефект дисперсійного зміцнення легованого хромом фериту [105].

Вплив РЗМ на механічні властивості сталей. У роботах [18, 30, 43, 72, 73] відзначено позитивний вплив РЗМ (основний елемент – церій) на комплекс механічних властивостей жаростійких хромоалюмінієвих сталей за кімнатних температур. Подрібнюючи структуру металу й очищуючи межі зерен від легкоплавких домішок, церій та інші РЗМ сприяють підвищенню міцності й пластичності сталей. Високотемпературні міцність і пластичність середньовуглецевих хромоалюмінієвих сталей у широкому діапазоні температур досліджено на зразках із сталі 30Х25Ю3ТЛ, мікролегованої РЗМ. Як РЗМ використовували фероцерій марки МЦ50Ж3 ФЦ40, який вміщує 48,6% Ce, 19,8% La, 11,3% Nd, 13,4% Fe та 6,9% інших РЗМ. Дослідження виконано з метою вивчення характеру зміни властивостей таких сталей залежно від температури для визначення температурних меж їх експлуатації в екстремальних умовах. Для порівняння досліджено хромоалюмінієву сталь хімічного складу: 0,29% C; 24,8% Cr; 2,96% Al; 0,74% Si; 0,62% Mn; 0,48% Ti й широко використовувану у виробничих умовах для високотемпературних технологій хромонікелеву сталь 20Х25Н19С2Л хімічного складу: 0,18% C; 25,4% Cr; 0,78% Mn; 1,7% Si та 19,2% Ni.

Результати досліджень наведено в табл. 5.5 і показано на рис. 5.4.

Таблиця 5.5

Механічні властивості сталей різного класу залежно від температури випробовування

Температура випробовування, °С	Механічні властивості сталей (середні значення)			
	феритна хромоалюмінієва сталь 30Х25Ю3Л		аустенітна хромонікелева сталь 20Х25Н19С2Л	
	$\sigma_в$, МПа	δ, %	$\sigma_в$, МПа	δ, %
20	315,5	0,9	452,3	16,8
200	243,6	1,4	398,2	17,4
400	191,3	8,7	320,5	20,0
600	119,2	24,8	248,2	21,3
800	66,5	41,3	194,6	24,9
1000	39,8	44,5	131,7	30,1
1100	27,4	38,7	102,3	31,3

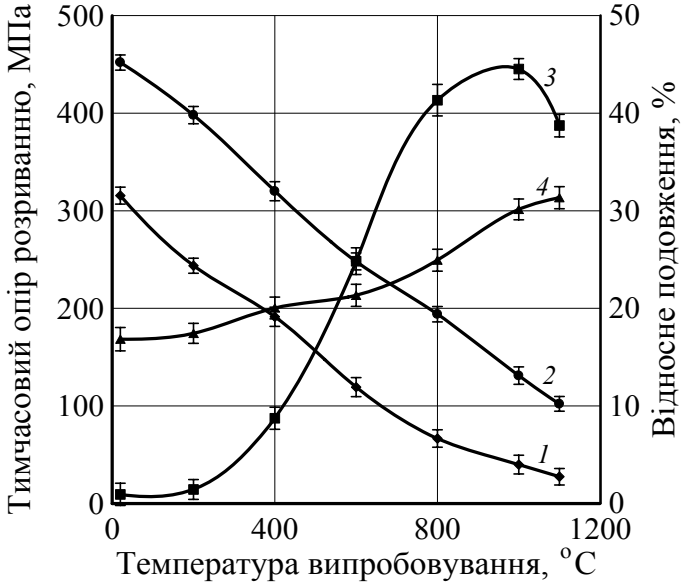


Рис. 5.4. Зміна механічних властивостей сталей різних класів залежно від температури:

1 – $\sigma_в$ хромоалюмінієвої феритної сталі 30Х25Ю3Л;

2 – $\sigma_в$ хромонікелевої аустенітної сталі 20Х25Н19С2Л;

3 – δ хромоалюмінієвої сталі;

4 – δ хромонікелевої сталі

Установлено, що тимчасовий опір розриванню хромоалюмінієвої сталі знижується в усьому діапазоні підвищення температури випробування з 315,5 МПа за 20 ºС до 27,4 МПа за 1100 ºС. За таким же характером зменшується міцність і хромонікелевої сталі з 452,3 до 102,3 МПа. Проте слід зазначити, що за кімнатних температур тимчасовий опір розриванню хромонікелевої сталі в 1,4 рази вищий, ніж хромоалюмінієвої, а за температури 1100 ºС – у 4 рази.

Цим підтверджуються високі робочі можливості виробів, виготовлених із хромонікелевої сталі 20Х25Н19С2Л, під навантаженням за температур до 1100 ºС.

З урахуванням окалиностійкості (див. рис. 4.41) сталь 30Х25Ю3Л має переваги щодо тривалості експлуатації виробів за таких температур.

Дещо по-іншому змінюється відносне подовження досліджених сталей. Так, відносне подовження хромоалюмінієвої сталі безперервно зростає до 1000 °С, досягаючи при цьому максимуму 44,5%. За вищих температур відносне подовження знижується очевидно внаслідок підвищення в структурі металу крихкої σ-фази (див. рис. А.1) та коагуляції карбідів хрому. Відносне подовження хромонікелевої сталі підвищується в усьому діапазоні температур, оскільки структурних змін в металі не відбувається.

Отже, не дивлячись на те, що міцність середньовуглецевої хромоалюмінієвої сталі нижча міцності хромонікелевої за температур до 1100 ºС, можна зробити висновок: результати досліджень підтверджують доцільність заміни дорогих хромонікелевих сталей дешевими хромоалюмінієвими для виготовлення литих деталей, які працюють в екстремальних умовах з помірними навантаженнями.

Виконано порівнювальну оцінку механічних властивостей створених за результатами цієї роботи сталей 30Х25Ю3ТЛ (0,28% вуглецю, 25,4% хрому, 2,95% алюмінію та 0,46% Ti) і 30Х30Ю2ТЛ (0,31% вуглецю, 30,3% хрому, 2,1% алюмінію та 0,42% Ti) в діапазоні температур до 1000 ºС. Результати досліджень наведено в табл. 5.6 і показано на рис. 5.5.

Таблиця 5.6

Порівнювальна оцінка механічних властивостей рекомендованих сталей за кімнатних і високих температур

Температура випробовування, °С	Механічні властивості сталей (середні значення)			
	хромоалюмінієва сталь 30Х25Ю3ТЛ		хромоалюмінієва сталь 30Х30Ю2ТЛ	
	$\sigma_в$, МПа	δ, %	$\sigma_в$, МПа	δ, %
20	335,6	1,6	380,6	2,3
600	160,2	8,2	182,4	12,6
800	102,6	31,2	116,8	25,6
1000	62,4	42,6	94,3	31,4

Установлено, що тимчасовий опір розриванню обох сталей в усьому діапазоні температур знижується і мало відрізняється за абсолютними значеннями.

Дещо по-іншому змінюється відносне подовження цих сталей: до 700 ºС вище значення цієї характеристики має сталь 30Х30Ю2ТЛ, а з підвищенням температури – сталь 30Х25Ю3ТЛ. Це можна пояснити появою в структурі сталі 30Х30Ю2ТЛ крихкої σ-фази з підвищенням температури.

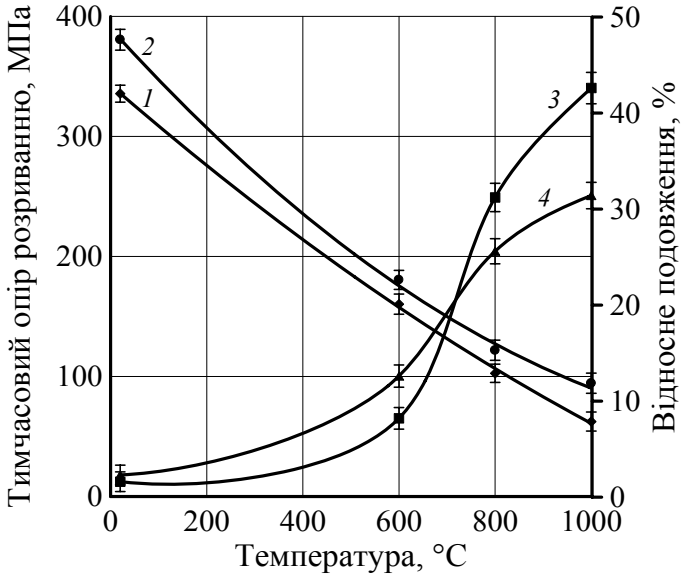


Рис. 5.5. Зміна механічних властивостей рекомендованих сталей за різних температур:

1 – $\sigma_в$ хромоалюмінієвої сталі 30Х25Ю3ТЛ;

2 – $\sigma_в$ хромоалюмінієвої сталі 30Х30Ю2ТЛ;

3 – δ сталі 30Х25Ю3ТЛ;

4 – δ сталі 30Х30Ю2ТЛ

У процесі експлуатації жаростійких деталей, виготовлених із хромоалюмінієвих сталей, з часом змінюються їх структура й механічні властивості.

Досліджено зміну механічних властивостей сталей цього класу залежно від часу витримування зразків у трубчастій печі за температури 1200 ºС. З метою однаковості умов експерименту відлік часу витримування зразків у кожному досліді починали після досягнення в робочому просторі печі температури 1200 ºС.

Установлено, що після перших 10 год витримування механічні властивості обох марок сталей дещо знижуються (рис. 5.6), що можна пояснити розплавленням і знеміцненням чужорідних фаз на межах зерен, які завжди присутні в металі за звичайних технологій його виплавляння. З часом дифузійні процеси, які відбуваються досить швидко за високих температур, сприяють рівномірнішому розподілу шкідливих елементів в об’ємах зерен і міграції їх із поверхонь кристалів усередину [3, 14, 18]. Це сприяє деякому підвищенню міцності сталей за високих температур після витримування протягом 20 год. Після цього часу структура металу мало змінюється якісно, але відбувається ріст кристалів, що призводить до зни-

ження механічних властивостей, які після 40 год витримування меншою мірою зменшуються, ніж до 40 год. Зрозуміло, що такі зміни будуть відбуватися протягом всієї експлуатації литої деталі в реальних умовах. Оскільки жаростійкі деталі працюють без навантажень, то поступове незначне зниження механічних властивостей дає можливість експлуатувати їх, як установлено практикою (Трипільська ТЕС), протягом декількох тисяч годин.

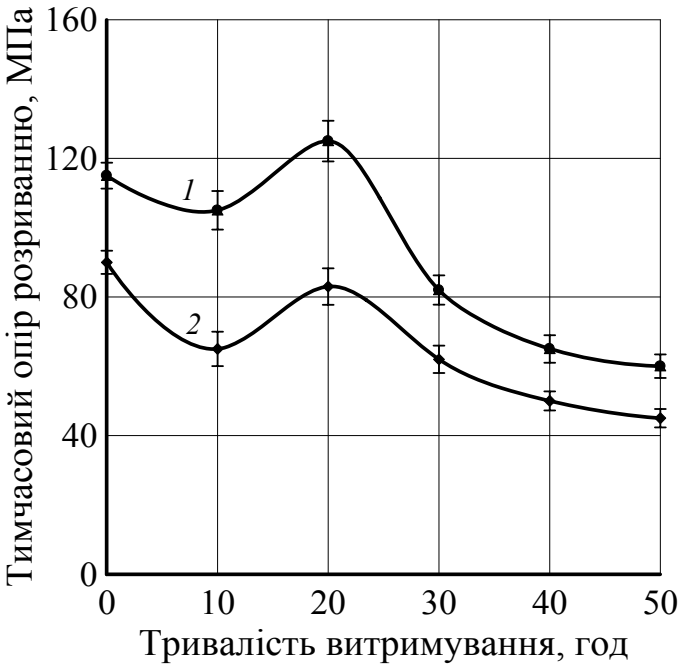


Рис. 5.6. Зміна механічних властивостей рекомендованих сталей залежно від часу витримування за температури 1200 ºС:

1 – сталь 30Х30Ю2ТЛ (0,32% С; 30,4% Cr; 2,1% Al; 0,48% Ti);

2 – сталь 30Х25Ю3ТЛ (0,33% С; 25,4% Cr; 2,89% Al; 0,52% Ti)

Оскільки за високотемпературними експлуатаційними показниками ці сталі мало відрізняються між собою, вибір марки сталі для виготовлення жаростійких виробів необхідно здійснювали, перш за все, спираючись на їх ливарні властивості – рідкоплинність, лінійну усадку, тріщиностійкість з урахуванням конфігурації виробу, товщини стінки литої деталі, її габаритних розмірів та ливарної форми.

Вплив кальцію та ітрію на механічні властивості хромоалюмінієвих сталей за високих температур. Дослідженнями процесів мікролегування та модифікування (див. розділ 3) установлено, що додаткове оброблення хромоалюмінієвих сталей кальцієм та ітрієм суттєво покращує їх ливарні, механічні та експлуатаційні характеристики (окалиностійкість). Отже, теоретичний і практичний інтерес представляють дослідження щодо впливу цих хімічних елементів на механічні властивості сталей за високих температур.

Результати досліджень наведено в табл. 5.7 і 5.8 й показано на рис. 5.7 і 5.8.

Таблиця 5.7

Вплив кальцію на механічні властивості сталі 30Х30Ю2ТЛ за високих температур

Індекс проби	Присадка кальцію, %	Механічні властивості сталі за температур, °С			
		800		1000	
		$\sigma_в$, МПа	δ, %	$\sigma_в$, МПа	δ, %
1	0,00	67,8	36,3	38,6	41,6
2	0,01	80,2	32,1	51,2	39,5
3	0,02	92,1	30,0	56,6	37,3
4	0,04	139,5	25,8	82,3	33,2
5	0,06	158,3	24,6	91,2	32,4
6	0,08	153,6	27,2	87,4	36,2

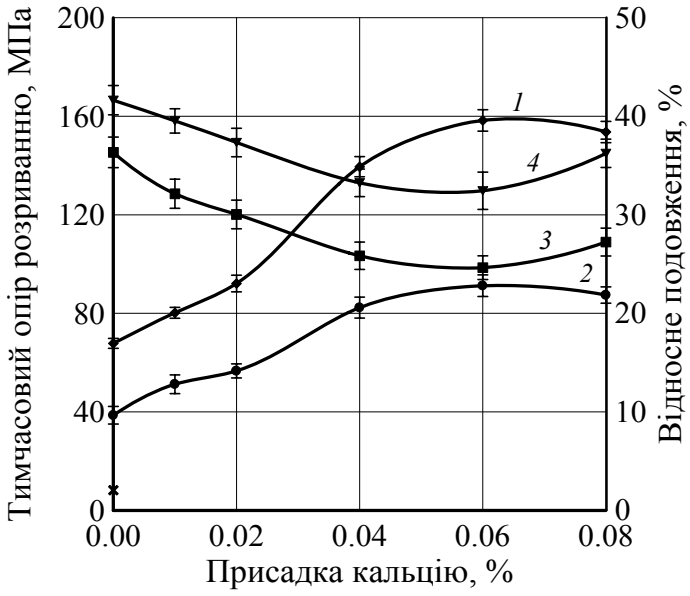


Рис. 5.7. Зміна механічних властивостей жаростійкої сталі 30Х30Ю2ТЛ за різних температур залежно від концентрації кальцію: *1* – $\sigma_в$ за 800 °С; *2* – $\sigma_в$ за 1000 °С; *3* – δ за 800 °С; *4* – δ за 1000 °С

Установлено, що максимального значення міцності (158,3 МПа) за температури 800 ºС сталь набуває за вмісту 0,06% кальцію й 91,2 МПа – за температури 1000 ºС і такого ж вмісту кальцію. Відносне подовження сталі з підвищенням в ній концентрації кальцію за обох температур знижується. Мінімального його значення сталь набуває також за вмісту 0,6% кальцію. Маючи високу спорідненість до кисню, сірки, фосфору й азоту, кальцій значною мірою змінює кількість, форму й морфологію неметалевих вкраплень, підвищує температури їх знеміцнення, подрібнює структуру металу й підвищує термостійкість виробів [30, 98, 114].

Таблиця 5.8

Вплив ітрію на механічні властивості сталі 30Х30Ю2ТЛ за високих температур

Індекс проби	Присадка кальцію, %	Механічні властивості сталі за температур, °С			
		800		1000	
		$\sigma_в$, МПа	δ, %	$\sigma_в$, МПа	δ, %
1	0,0	105,8	26,6	92,6	31,6
2	0,1	134,2	29,2	101,2	35,1
3	0,2	158,1	33,1	118,6	36,8
4	0,4	180,5	31,8	138,3	40,7
5	0,6	168,3	26,6	121,2	34,8
6	0,8	156,4	19,8	99,8	30,1

Ітрій, вступаючи у взаємодію з металевим розплавом, утворює тугоплавкі кристалічні оксиди, нітриди та карбонітриди. Утворення додаткових центрів кристалізації не тільки покращує умови для її прискорення, але й позитивно впливає на процеси перетворення в твердому стані. Це підвищує загальний рівень якості металу, його пластичність і міцність за високих температур, збільшує опір високотемпературній корозії тощо.

Крім того, ітрій, маючи високу спорідненість до сірки й кисню, ефективно впливає на форму, розміри й розподіл неметалевих вкраплень: знижується їх кількість на межах зерен, оскільки тугоплавкі глобулярні оксиди й сульфіди ітрію розташовуються переважно всередині зерен [30].

Ці вкраплення разом з інтерметалідами системи ітрій-алюміній створюють перешкоди руху дислокацій, чим істотно підвищують високотемпературну міцність і термостійкість сталі. Ітрій до 0,4% найбільшою мірою серед досліджених присадок підвищує окалиностійкість рекомендованих сталей (див. рис. 3.46) внаслідок зміни складу та властивостей внутрішнього шару захисної окалини. Підвищуються її адгезійні властивості, що значною мірою запобігає сколюванню оксидного шару з поверхні виробу під час теплозмін.

Максимального значення тимчасового опору розриванню – до 180,5 МПа – за температури 800 ºС сталь набуває після присадки 0,4% ітрію, а за температури 1000 ºС – до 138,3 МПа – за такої ж концентрації ітрію. Проте, щодо відносного

подовження одержано дещо інші залежності: сталь за температури 800 ºС набуває найвищої пластичності – 33,1% – за концентрації ітрію 0,2%, а за температури 1000 ºС – 40,7% – за концентрації ітрію 0,4%.

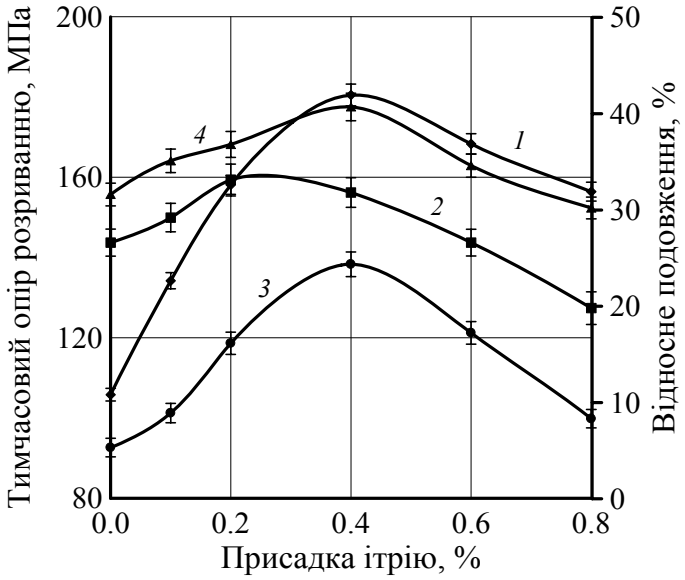


Рис. 5.8. Зміна механічних властивостей жаростійкої сталі 30Х30Ю2ТЛ за різних температур залежно від вмісту ітрію:
1 – $\sigma_в$ за 800 °С; *2* – $\sigma_в$ за 1000 °С;
3 – δ за 800 °С; *4* – δ за 1000 °С

Отже, комплексними дослідженнями впливу процесів мікролегування та модифікування на властивості рекомендованих хромоалюмінієвих сталей однозначно доведено доцільність їх використання, а саме: корисними є присадки ітрію (0,2...0,4%) або кальцію (до 0,04…0,06%).

Дослідження ударної в'язкості хромоалюмінієвої сталі за підвищених температур. Дослідження ударної в'язкості виконували на маятниковому копрі за стандартною методикою. Зразки піддавали нагріванню в силітовій печі, розташованій біля копра, до необхідної температури з урахуванням її зменшення на 150…170 °С під час перенесення зразків від печі до маятникового копра та виконання процесу визначення ударної в'язкості.

Випробовуванню піддавали зразки із рекомендованої сталі 30Х30Ю2ТЛ без мікролегування та після мікролегування її ітрієм у кількості 0,4%. Результати досліджень показано на рис. 5.9 і 5.10.

Установлено, що для сталі звичайної якості з підвищенням температури до 500 °С ударна в'язкість спочатку підвищується (до 170 ºС), а потім знижується до мінімуму за температури 500 ºС.

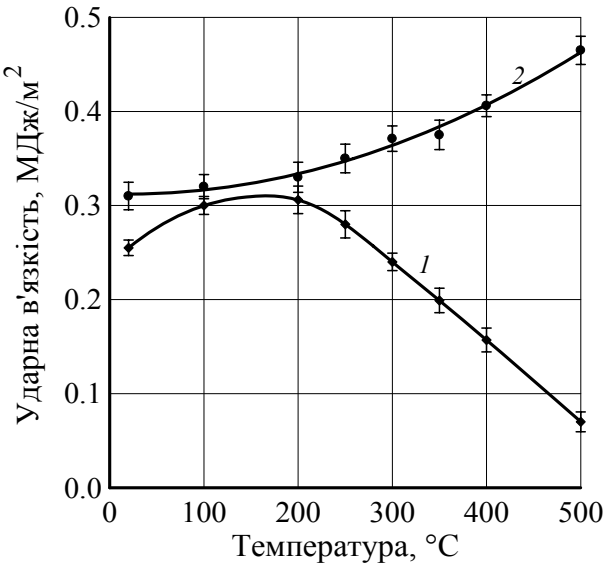


Рис. 5.9. Зміна ударної в'язкості хромоалюмінієвої сталі 30Х30Ю2ТЛ (0,32% С; 30,4% Cr; 2,1% Al; 0,56% Ti) залежно від температури випробовування:

1 – сталь у звичайному варіанті;

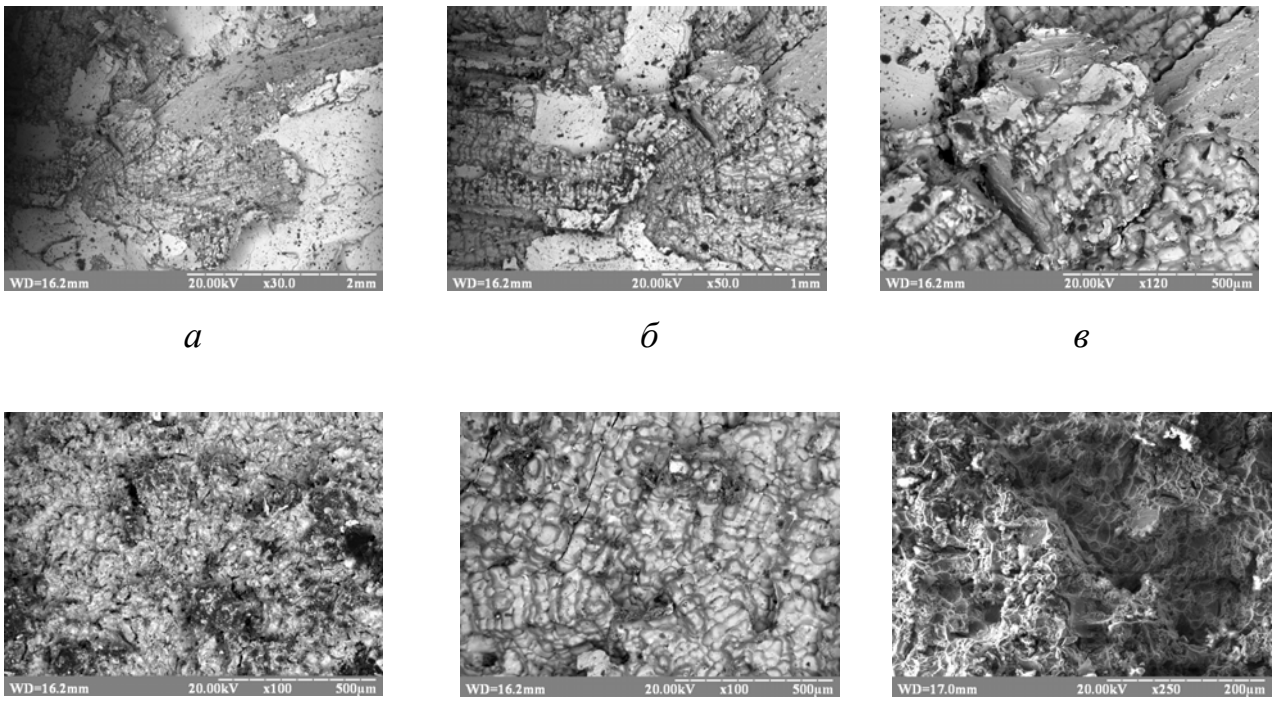
2 – сталь після мікролегування ітрієм у кількості 0,4%

Такий характер зміни ударної в'язкості сталі звичайної якості можна пояснити різною структурою, яку набуває сталь під час нагрівання до температури випробовування (див. рис. 5.10, *а*, *б*, *в*): чим вона дрібніша й більш однорідніша (див. рис. 5.10, *б*), тим вища ударна в'язкість. Зрозуміло, що такі значення ударної в'язкості не дають можливості використовувати сталь для роботи за підвищених та високих температур в умовах ударних навантажень. Очевидно, що сталь може бути використана тільки в умовах без зовнішньої дії на литі деталі.

Інший характер зміни ударної в'язкості за таких самих умов випробовування має сталь, мікролегована 0,4% ітрію. У всьому інтервалі досліджень ударна в'язкість залишається на високому (для даної групи сталей) рівні: чим вища температура, тим вища ударна в'язкість.

Як відзначалось раніше, ітрій суттєво впливає на формування структури сплавів на основі заліза, утворюючи дрібнодисперсні високотемпературні сполуки, частина яких слугує додатковими центрами кристалізації та подрібнює первинне зерно, інша частина розташовується на межах зерен, зміцнюючи їх, особливо за підвищених і високих температур [1, 11, 30].

Цей факт підтверджено дослідженнями зламів зразків після випробовувань за різних температур (рис. 5.10, *г*, *д*, *е*), на яких видно, що структура сталі, обробленої ітрієм набагато дрібніша структури сталі звичайної якості, чим і пояснюється вища ударна в'язкість металу, обробленого ітрієм



а *б* *в*

г *д* *е*

Рис. 5.10. Злами зразків після дослідження ударної в’язкості із сталі 30Х30Ю2ТЛ різної якості: перший ряд зламів – сталь звичайної якості: *а* – 20 ºС; *б* – 200 ºС; *в* – 500 ºС; другий ряд зламів – сталь мікролегована 0,4% ітрію: *г* – 20 ºС; *д* – 200 ºС; *е* – 500 ºС

Отже, для виробництва литих жаростійких деталей, які працюють за високих температур в умовах помірних зовнішніх навантажень, доцільно використовувати хромоалюмінієві сталі, мікролеговані ітрієм у кількості 0,2...0,4%.

5.2. Термостійкість хромоалюмінієвих сталей

Здатність деталей витримувати без руйнування значну кількість теплозмін є спеціальною характеристикою жаростійких сплавів. Процес руйнування сплавів в умовах теплозмін характеризують як термічну втому, а опір сплаву термічній утомі – як термостійкість. Основними факторами, які визначають термостійкість деталі, є рівень змінних температур, неоднорідність температурного поля в об’ємі деталі та її конструкція.

Виконаними раніше дослідженнями [1, 10, 11, 18, 30] установлено, що хром, алюміній і титан справляють суттєвий вплив на пластичні властивості металу, змінюють структуру й фазовий склад хромистої сталі. Зміна хімічного складу призводить до суттєвої зміни механічних і фізичних властивостей, які визначають інтенсивність розвитку пластичної деформації під час термічного навантаження.

Автори робіт [21, 30, 45, 46, 82] стверджують, що тріщини термічної втоми переважно з'являються в місцях, де утворилися дефекти технологічного походження (різнозерниста структура, неметалеві вкраплення різної морфології, ліквація хімічних елементів тощо). У цьому випадку тріщини зароджуються й розповсюджуються ланцюгами неметалевих вкраплень. У той же час автори відзначають, що ливарні дефекти можуть і не проявлятись, якщо вони не потрапили до місць концентрації напружень і меж з максимальною нерівномірністю температурного поля під час теплозмін [18, 82]. Таке пояснення підтверджує правило, що для виготовлення якісного виливка з високою термостійкістю, перш за все, необхідно дотримуватися правильно розробленої технології виготовлення виливків.

Термостійкість жаростійких сплавів з високим вмістом хрому визначається їх фізико-механічними властивостями, які забезпечуються відповідним хімічним складом. Це підтверджено літературними даними [18, 45, 46, 82] та умовами експлуатації жаростійких деталей (Трипільська ТЕС). В процесі виготовлення виливків з високою термостійкістю литого металу необхідно забезпечити подрібнення його структури, стабілізувати фазовий склад під час нагрівання↔охолодження, знизити коефіцієнт лінійного розширення металу, підвищити його міцність і пластичність.

Термостійкість сплавів з високим вмістом хрому вивчено мало. Деякі дані викладено в роботах [18, 82]. Відсутність даних щодо механічних і фізичних властивостей цих сплавів за високих температур в умовах теплозмін не дає змоги прогнозувати їх поведінку в нестандартних умовах теплового навантаження. У зв'язку з цим практичні рекомендації щодо вибору хімічного складу сплавів для деталей, які працюють за високих змінних температур в конкретних умовах експлуатації, можна розробити тільки на основі експериментальних досліджень.

Під час вибору матеріалу та виготовлення із нього жаростійких литих деталей часто мало приділяють увагу впливу термостійкості металу на довговічність експлуатації виробів. У цей же час практикою встановлено, що реальний термін експлуатації більшості таких деталей нижчий часу, який обмежується окалиностійкістю сплаву. Виливки, які менше піддаються різким змінам температур, працюють довше, ніж ті, для яких характерне часте нагрівання та охолодження. Типовий для термічної втоми характер руйнування металу – розтріскування – притаманний для деталей теплоенергетичного, металургійного, хімічного устаткування та устаткування інших високотемпературних технологій.

Таким чином, правильним підходом до вирішення проблем підвищення терміну експлуатації жаростійких виробів будуть комплексні дослідження характеристик жаростійкості: окалиностійкості, термостійкості та ростостійкості ливарного матеріалу. Явище збільшення геометричних розмірів жаростійких деталей протягом їх експлуатації, як установлено в роботі [18], проявляється незначно. Основними причинами виходу деталей з ладу є окалиностійкість і термостійкість сплаву. Слід зазначити, що здатність металу утворювати на поверхні якісну захисну оксидну плівку є важливою передумовою забезпечення високої термостійкості [18, 82]. У реальних умовах роботи жаростійкого виробу його термостійкість визначається значною мірою властивостями поверхневого шару металу, який губить густину своєї структури під час окиснення, а разом і механічні властивості. Отже, можна вважати, що підвищення термостійкості металу можна досягти утворенням на поверхні виробу щільної захисної плівки [15, 16, 18, 82].

Зміна структури металу під час термічної втоми, поява нових компонентів тощо, призводять до зміни густини його поверхневих шарів внаслідок пришвидшеного окалиноутворення, в зв’язку з чим змінюється електричний опір металу. Фізична сутність оцінювання цих змін сплавів вимірюванням електричного опору обумовлюється утвореними стійкими дефектами – коагульованими вакансіями, субмікроскопічними порами, мікротріщинами тощо та незворотними структурними змінами, що призводить до зниження густини металу в поверхневих шарах та, як наслідок, збільшує опір протіканню струму металом.

Оцінювання стану поверхонь зразків після випробовувань на термостійкість здійснювали вимірюванням їх електричного опору, а електричний опір у кожному циклі – прямим вимірюванням. Питомий опір, який враховує зміну лінійних розмірів зразка, розраховували за формулою [125]:

$$R = \rho \cdot l / S \qquad (5.1)$$

де ρ – питомий опір для сталі – $13000 \cdot 10^{-8}$ Ом·м;

l – довжина зразка, м;

S – площа поперечного перерізу, м².

Мікро– та макротріщини, які утворюються та розвиваються в зразку під час дослідження в умовах високих температур і частих теплозмін, призводять до зміни його електричного опору.

Теоретичний і практичний інтерес представляє поведінка сталей різного класу (наприклад, аустенітного й феритного) в умовах високотемпературного термоциклування. Для дослідження як приклади сталей цих класів взято хромонікелеву сталь марки 20Х23Н18 (ГОСТ 7350-77) у вигляді прокату (використовувану для виготовлення жаростійких деталей котлоагрегатів ТЕС) та створені нами за результатами цієї роботи ливарні хромоалюмінієві сталі 25Х25Ю3Л і 30Х30Ю2Л.

Для максимальної ідентичності умов дослідження зразки із сталей 25Х25Ю3Л і 30Х30Ю2Л використовували після механічного оброблення заготовок діаметром 15 мм.

Для скорочення часу випробовування та створення максимально жорстких теплових умов експлуатації виробів прийнято інтервал нагрівання↔охолодження зразків 1100↔20 °С. Зразки довжиною 70 мм і діаметром 14 мм піддавали нагріванню в камерній печі до зазначеної температури й максимально швидко охолоджували в проточній воді з температурою біля 20 °С. Випробовування зразків здійснювали до появи на боковій поверхні або на їх торцях тріщин термічної втоми. Методика дає змогу в кожному досліді вимірювати зміну електричного опору зразка, за якою можна оцінювати зміну густини його поверхневих шарів і структури металу.

Крім того, методика дає можливість визначити не тільки окалиностійкість і термостійкість сплаву, але і його ростостійкість.

Результати досліджень зміни розмірів зразків та їх питомого опору в умовах термоциклування показано на рис. 5.11…5, 14 й наведено в табл. 5.9.

Установлено, що із збільшенням кількості циклів змінюються й розміри зразків: більшою мірою це стосується зразка із аустенітної сталі 20Х23Н18, довжина якого збільшилася від 73,80 мм (після 11 циклів) до майже 94 мм (після 305 циклів), а діаметр зменшився відповідно від 13,48 мм до 11,75 мм (див. табл.. 5.9).

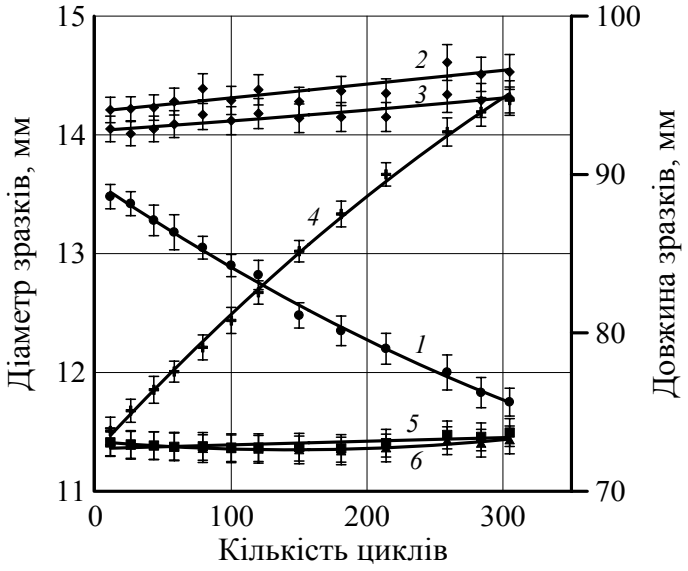


Рис. 5.11. Зміна розмірів зразків під час термоциклування залежно від кількості циклів: *1* – діаметр зразка із сталі 20Х23Н18; *2* – середній діаметр зразків із сталі 25Х25Ю3Л; 3 – середній діаметр зразків із сталі 30Х30Ю2Л; *4* – довжина зразка із сталі 20Х23Н18; *5* – середня довжина зразків із сталі 25Х25Ю3Л; *6* – середня довжина зразків із сталі 30Х30Ю2Л

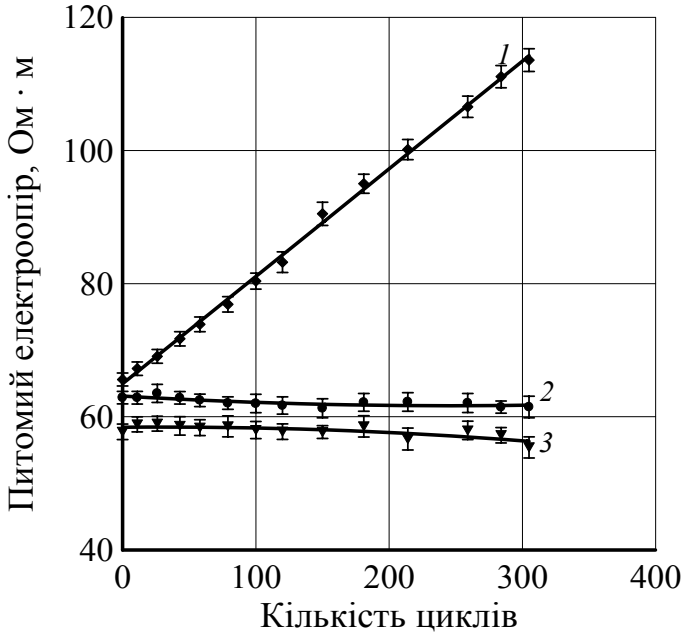


Рис. 5.12. Зміна питомого опору зразків залежно від кількості циклів: *1* – питомий опір зразка із сталі 20Х23Н18; *2* – середнє значення питомого опору зразків із сталі 25Х25Ю3Л; *3* – середнє значення питомого опору зразків із сталі 30Х30Ю2Л

Отже, за час термоциклування (305 циклів) довжина зразка із аустенітної сталі збільшилася на 24,7 мм, а його діаметр зменшився на 2,25 мм. У той же час для феритної сталі 25Х25Ю3Л ці зміни мінімальні: довжина збільшилася на 0,37 мм, а діаметр – на 0,32 мм. Для сталі 30Х30Ю2Л довжина зразка збільшилася на 0,62 мм, а діаметр – на 0,21 мм. Середні значення зміни розмірів зразків із сталей феритного класу складають: діаметр зразків збільшився на 0,26 мм, довжина – на 0,12 мм. Збільшення діаметрів зразків із феритної сталі пояснюється утворенням окалини на їх поверхнях, яка міцно утримується на зразках і не відшаровується протягом усього часу термоциклування. Візуальними спостереженнями за зміною поверхні зразка із аустенітної сталі установлено, що окалина, яка утворюється на їх поверхні, під час його охолодження відшаровується, а за час подальшого нагрівання утворюється нова, яка поступово збільшує свою товщину й після певної кількості циклів знову відшаровується. Цим пояснюється гладенька поверхня зразка (див. рис. 5.13 і 5.14).

На відміну від зразка із аустенітної сталі, на зразках із феритної сталі, яка має високу окалиностійкість, утворюється оксидна плівка мінімальної товщини, яка з часом потовщується, але не відшаровується під час охолодження зразків.

Це значить, що плівка, утворена оксидами хрому та алюмінію, має високу щільність і такий же коефіцієнт лінійного розширення, що й феритна сталь (12…13 10^{-6} град$^{-1}$), і захищає поверхню зразка від подальшого її руйнування, підвищуючи цим термостійкість металу на відміну від аустенітної сталі, для якої коефіцієнт лінійного розширення становить 18…20 10^{-6} град$^{-1}$.

20Х23Н18 – 11 циклів	25Х25Ю3Л – 11 циклів (зразок 2)	30Х30Ю2Л – 11 циклів (зразок 4)
20Х23Н18 – 26 циклів	25Х25Ю3Л – 26 циклів (зразок 2)	30Х30Ю2Л – 26 циклів (зразок 4)
20Х23Н18 – 43 цикли	25Х25Ю3Л – 43 цикли (зразок 2)	30Х30Ю2Л – 43 цикли (зразок 4)
20Х23Н18 – 58 циклів	25Х25Ю3Л – 58 циклів (зразок 2)	30Х30Ю2Л – 58 циклів (зразок 4)
20Х23Н18 – 100 циклів	25Х25Ю3Л – 100 циклів (зразок 2)	30Х30Ю2Л – 100 циклів (зразок 4)
20Х23Н18 – 150 циклів	25Х25Ю3Л – 150 циклів (зразок 2)	30Х30Ю2Л – 150 циклів (зразок 4)

Рис. 5.13. Зміна розмірів зразків, виготовлених із сталей різного класу, залежно від кількості циклів

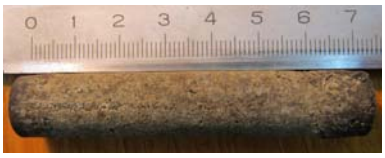
20Х23Н18 – 250 циклів

25Х25Ю3Л – 250 циклів (зразок 2)

30Х30Ю2Л – 250 циклів (зразок 4)

20Х23Н18 – 305 циклів

25Х25Ю3Л – 305 циклів (зразок 2)



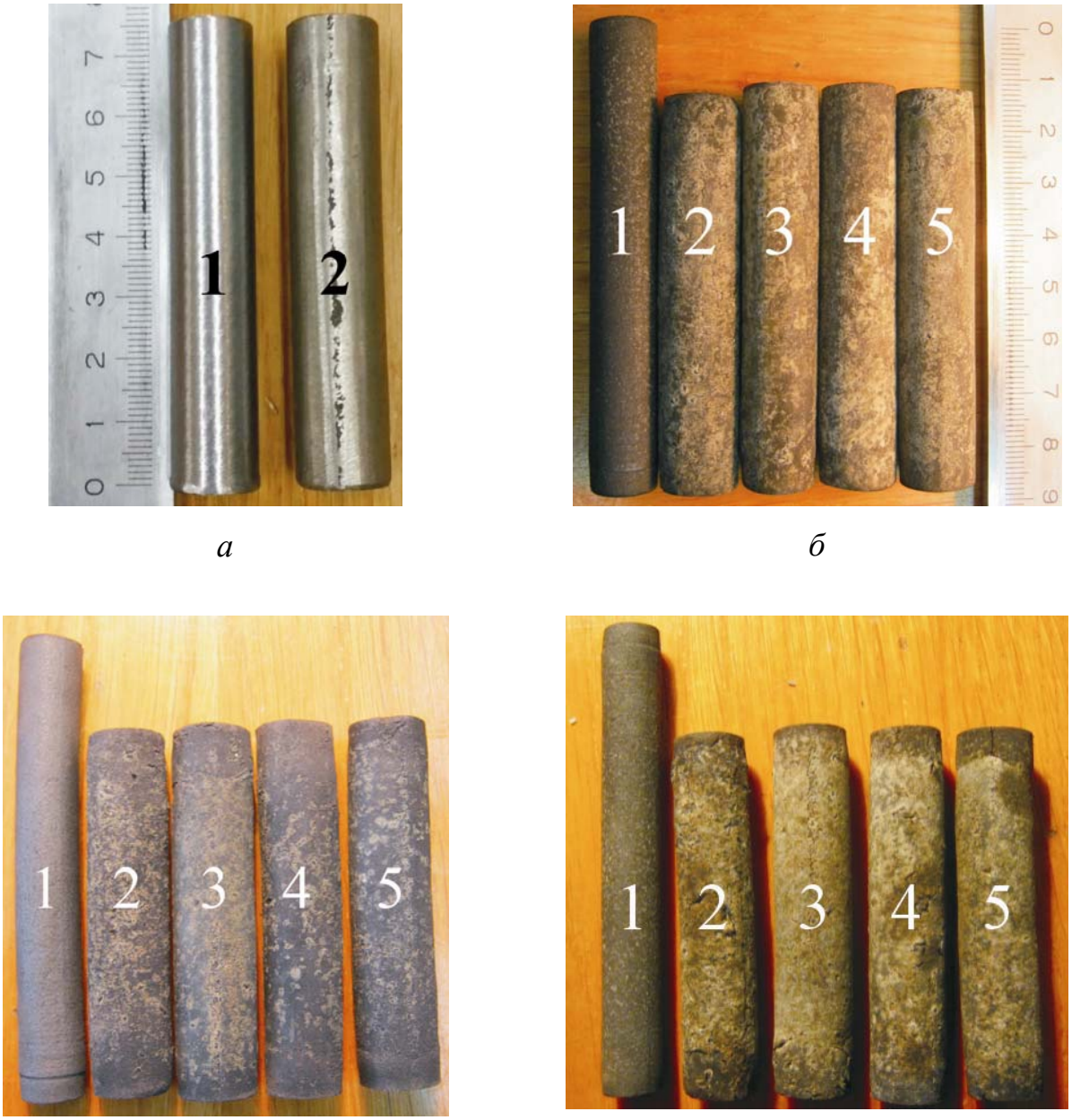
30Х30Ю2Л – 305 циклів (зразок 4)

Рис. 5.13. Зміна розмірів зразків, виготовлених із сталей різного класу, залежно від кількості циклів, аркуш 2

Таблиця 5.9

Зміна розмірів зразків, виготовлених із сталей різного класу, залежно від кількості циклів

Кількість циклів	**Марка сплаву та розміри, мм**							
	20Х23Н18		**25Х25Ю3Л, 30Х30Ю2Л**					
	D	**L**	**D**	**L**	**D_1**	**L_1**	**$D_{ср}$**	**$L_{ср}$**
11	13,48	73,80	14,21	73,15	13,88	73,08	14,05	73,12
26	13,42	75,08	14,22	72,85	13,79	72,95	14,01	72,90
43	13,28	76,40	14,23	72,85	13,86	72,88	14,05	72,87
58	13,18	77,55	14,28	72,88	13,89	72,80	14,09	72,84
79	13,05	79,08	14,39	72,55	13,94	72,83	14,17	72,69
100	12,90	80,78	14,29	72,60	13,94	72,75	14,12	72,68
120	12,82	82,55	14,38	72,55	13,98	72,75	14,18	72,65
150	12,48	85,15	14,24	72,43	14,03	72,78	14,14	72,61
181	12,35	87,50	14,37	72,38	13,92	72,70	14,15	72,54
214	12,20	90,00	14,35	72,43	13,94	73,03	14,15	72,73
250	12,00	92,68	14,67	72,83	14,01	73,55	14,34	73,19
284	11,83	93,95	14,51	72,63	14,07	73,43	14,29	73,03
305	11,75	94,70	14,53	72,78	14,09	73,70	14,31	73,24



а *б*

в *г*

Рис. 5.14. Зміна розмірів зразків, виготовлених із сталей 20Х23Н18 (*1*) та 25Х25Ю3Л (*2*, *3*) і 30Х30Ю2Л (*4*, *5*), залежно від кількості циклів нагрівання↔охолодження в інтервалі температур 1100↔20 °С: *а* – вихідні зразки; *б* – після 150 циклів; *в* – після 250 циклів; *г* – після 305 циклів

Таким чином, цими дослідженнями підтверджено, що жаростійкі сталі феритного класу мають вищі ростостійкість і окалиностійкість на відміну від сталей аустенітного класу з високим вмістом хрому.

5.2.1 Вплив основних хімічних елементів на термостійкість жаростійких сталей

Вплив хрому на термостійкість жаростійкої сталі. Хром підвищує термостійкість сталі внаслідок збільшення в її структурі феритної складової та зниження коефіцієнта лінійного розширення. Крім того феритна структура сталей, які леговані значною кількістю хрому, зменшує негативний вплив на термостійкість напружень другого роду, які виникають під час $\gamma \leftrightarrow \alpha$ перетворень. Стабілізуванням фериту під час нагрівання↔охолодження та низьким коефіцієнтом лінійного розширення й пояснюється краща термостійкість феритної хромистої сталі в порівнянні з хромонікелевими сталями та сплавами на нікелевій основі [1, 10, 11].

Великі розміри зерен і наявність у структурі металу карбідів сприяють утворенню тріщин термічної втоми на межах фаз внаслідок послаблення сил зв'язку між твердим розчином і карбідами. Крім того, феритні хромисті сталі мають недостатній опір пластичній деформації за високих температур. Під час довготривалого нагрівання за температур вищих 850 °С феритні сталі схильні до росту зерна, що призводить до зниження міцності та пластичності (див. рис. 5.2, 5.3), а це в свою чергу сприяє зниженню термостійкості. Отже низький коефіцієнт лінійного розширення хромистих сталей за високого вмісту хрому є однією із важливих характеристик, яка практично визначає термостійкість металу.

Установлено, що чим вищий вміст хрому в сталі, тим краща її термостійкість. За вмісту в сталі 30…32% хрому її термостійкість досягає 50…56 циклів. Пояснити це можна феритизацією структури, деяким подрібненням первинного зерна (див. рис. 3.8) та зниженням коефіцієнта лінійного розширення.

Термостійкість високохромистих сталей залежно від концентрації в них хрому можна описати формулою [18]:

$$N_p = 20 + 1{,}5(Cr,\ \%) \qquad (5.2),$$

тобто залежність має фактично прямолінійний вигляд.

На перший погляд для забезпечення найвищої термостійкості жаростійких сплавів на основі заліза вміст хрому можна було б підтримувати вище рівня в

промислових хромистих сталях. Але погіршання технологічності таких сталей, як ливарних сплавів, та економічні аспекти обмежують використання хрому на рівні 30…32%. При цьому слід зауважити, що такий вміст хрому повною мірою забезпечує найважливішу характеристику сталі – окалиностійкість (див. розділ 4).

Для подальших досліджень впливу інших хімічних елементів на термостійкість сплавів на основі заліза з високим вмістом хрому використано середньовуглецеву хромисту сталь 30Х30Л.

Вплив алюмінію на термостійкість сталі 30Х30Л. Відомо [1, 3, 11, 18], що додавання у високохромисту сталь 1…7% алюмінію сприяє деякому підвищенню міцності за кімнатних температур, але при цьому знижується пластичність сплавів. Дані щодо впливу алюмінію на механічні властивості хромистих сталей за високих температур відсутні. Відомо тільки [1, 11], що температурному зниженню металу хромистої сталі алюміній не сприяє. Вплив алюмінію на термостійкість хромистих сталей не вивчався, а дані щодо термостійкості інших сплавів із вмістом алюмінію обмежені.

Досліджено вплив алюмінію на термостійкість хромистої сталі 30Х30Л в діапазоні його концентрації до 5%. Результати досліджень показано на рис. 5.15.

Установлено, що вміст алюмінію до 1,0% покращує термостійкість сталі на 13…15% внаслідок розкиснення металу, покращання його структури та зменшення кількості неметалевих вкраплин різної морфології. Тут слід зазначити, що сталь, яка має дрібнозернисту структуру, механічно зміцнюється, оскільки велика кількість міжфазних меж слугує хорошим розподілювачем накопичуваних термовтомних дефектів дислокаційного походження та вакансій.

Подальше підвищення вмісту алюмінію сприяє зниженню термостійкості сталі приблизно на 10…12% на кожний відсоток алюмінію, оскільки коефіцієнт лінійного розширення при цьому підвищується (рис. 5.16). Це можна пояснити зниженням теплопровідності металу та підвищенням різнозернистості його структури під час кристалізації зразків з вищим вмістом алюмінію. Крім того, за вмісту вуглецю 0,30…0,35% γ-область замикається за вмісту хрому біля 30% [98, 103], тобто під час нагрівання до 1100 °С в структурі сталі з 27…32% хрому з’являється

деяка кількість аустеніту, що призводить до підвищення коефіцієнта лінійного розширення. Під час охолодження зразка, внаслідок γ→α перетворення, виникають додаткові термічні напруження, які негативно впливають на загальну пластичність.

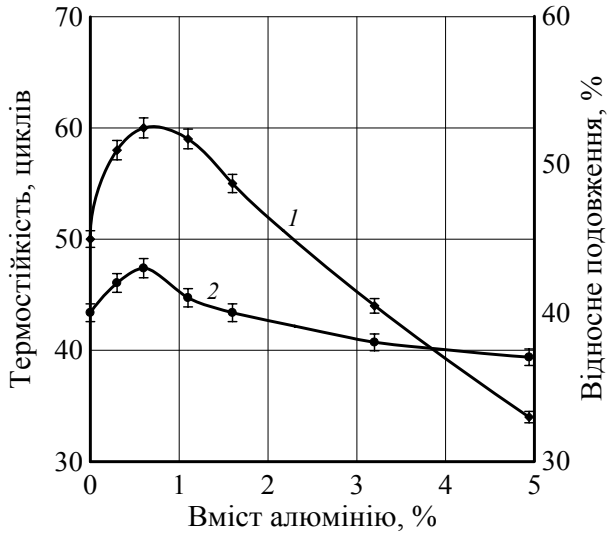


Рис. 5.15. Зміна властивостей хромистої сталі 30Х30Л залежно від вмісту в ній алюмінію:

1 – термостійкість;

2 – відносне подовження

Додавання алюмінію сприяє звужуванню γ-області навіть за нижчих концентрацій хрому, і в сталі з 1,0% алюмінію фазові перетворювання не спостерігаються до температури плавлення.

Крім того алюміній як дегазатор, десульфуратор і розкиснювач металу сприяє підвищенню межі текучості сталі та зростанню пружної деформації й цим знижує пластичну деформацію в кожному циклі нагрівання↔охолодження. Швидкість накопичення деформації найменша в зразках із сталі з 0,7…1,0% алюмінію (див. рис. 5.15). Такий вміст алюмінію дещо покращує відносне подовження, що в свою чергу призводить до покращання термостійкості.

Додавання понад 1,0% алюмінію сприяє росту коефіцієнта лінійного розширення сталі, що призводить до підвищеної швидкості накопичення пластичної деформації та зменшення термостійкості.

Порівнюючи характер зміни термостійкості сталі та коефіцієнта лінійного розширення (див. рис. 5.16) можна зробити висновок, що термостійкість хромистої сталі з вмістом алюмінію понад 1,0% майже повною мірою визначається коефіцієнтом лінійного розширення.

Отже, для забезпечення високої термостійкості хромистої сталі з вмістом 25,0…32,0% хрому, вміст алюмінію в ній необхідно обмежувати на рівні 1,0…1,5%, але для виробів, які працюють за змінних температур, вищих 1200 °С, вміст алюмінію необхідно підвищувати в такій сталі до 2,0…3,5% для покращання її окалиностійкості.

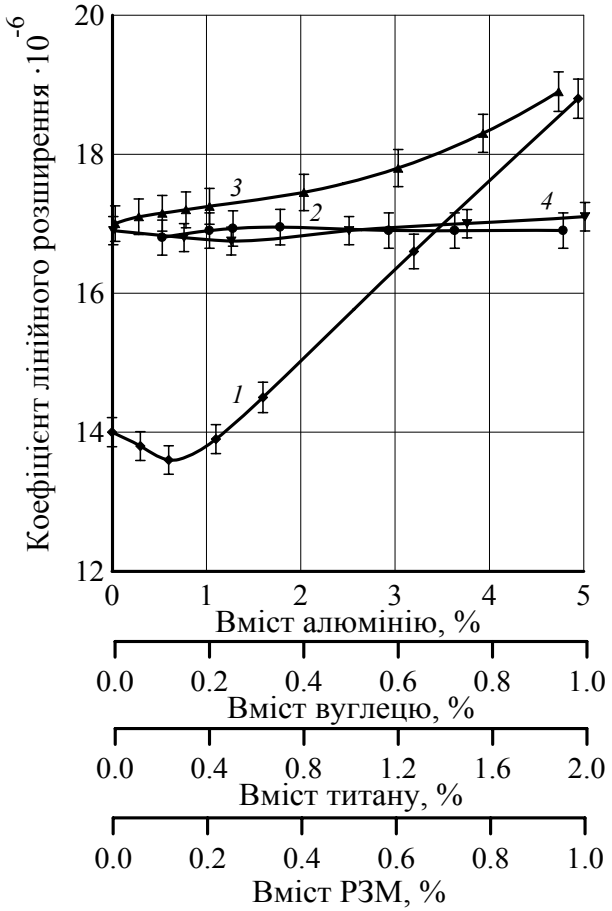


Рис. 5.16. Зміна коефіцієнта лінійного розширення сталі 30Х30Л залежно від хімічного складу:

1 – алюміній (0,30% вуглецю та 30,2% хрому);

2 – вуглець (30,5% хрому та 2,2% алюмінію);

3 – титан (0,30% вуглецю, 30,5% хрому та 2,0% алюмінію);

4 – церій (0,30% вуглецю, 30,5% хрому, 2,1% алюмінію та 0,45% титану)

Слід також додати, що алюміній покращує термостійкість хромистої сталі завдяки повному переведенню сталі в суто феритний клас. За вмісту 2,0…2,5% алюмінію сталь, яка вміщує біля 30% хрому, стає стабільною до температури плавлення, фазові та структурні перетворення в ній відсутні. Подальше підвищення вмісту алюмінію в хромистій сталі призводить до зворотного ефекту. Це можна пояснити суттєвим зниженням теплопровідності, збільшенням розмірів зерен, різнозернистості та коефіцієнта лінійного розширення сталі. Крупнозерниста структура, як відомо [18], менше термостійка, ніж дрібнозерниста. Крім того, додавання в сталь значної кількості алюмінію сприяє утворенню в таких термодинамічних

умовах його нітридів AlN з температурою плавлення 2200 ºС і навіть карбідів Al_4C_3 з температурою плавлення 2100 ºС, які мають несприятливу форму й слугують концентраторами напружень [10, 11, 18).

Враховуючи високу окалиностійкість і нескладний процес легування хромистої сталі алюмінієм, для виготовлення литих деталей, які працюють за температур 1200…1300 °С, в неї достатньо додавати 2,0…3,5% алюмінію.

Вплив вуглецю на термостійкість хромоалюмінієвої сталі Х30Ю2Л. У роботах [1, 11, 18] показано, що термостійкість сталей з високим вмістом хрому суттєво знижується з підвищенням вмісту вуглецю. Нами одержано протилежні результати (рис. 5.17). Відомий постулат, що вуглець справляє негативну дію на експлуатаційні властивості жаростійкої сталі, в тому числі й на термостійкість. Нашими дослідженнями не підтвердився негативний вплив вуглецю на термічну втому в межах його концентрацій 0,1…0,4% [126]. Більше того, у феритній хромистій сталі, яка легована алюмінієм до 3%, вуглець підвищує її термостійкість, причому це покращання спостерігається за оптимального вмісту вуглецю 0,2…0,4% (див. рис. 5.17).

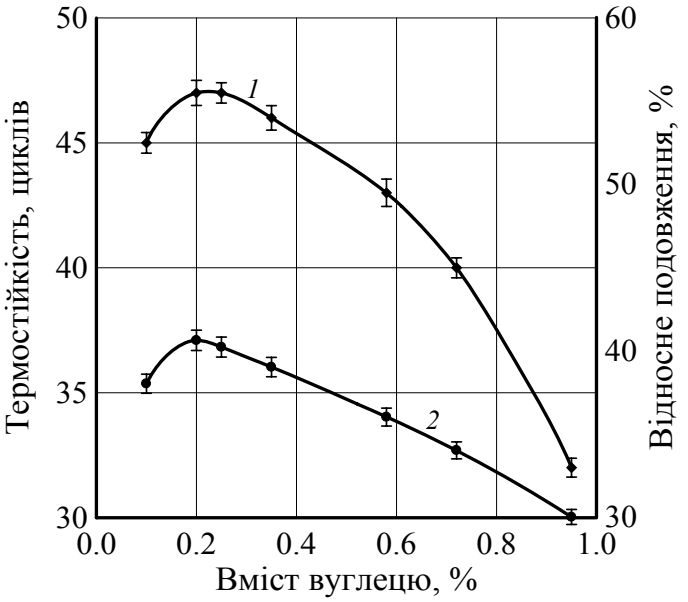


Рис. 5.17. Зміна властивостей хромоалюмінієвої сталі Х30Ю2Л залежно від вмісту вуглецю:

1 – термостійкість;

2 – відносне подовження

Це можна пояснити наступним: металографічними дослідженнями установлено [126], що підвищення вмісту вуглецю в хромоалюмінієвій сталі до 0,4% супроводжується подрібненням первинного зерна (з 200…300 мкм – за 0,08% С до

60…80 мкм – за 0,38% С). Необхідно відзначити, що сталь, яка має дрібну структуру, механічно зміцнюється, оскільки велика кількість міжфазних меж слугує хорошим розподілювачем накопичуваних термовтомних дефектів дислокаційного походження та вакансій [18, 126].

Підвищення вмісту вуглецю понад 0,4% несуттєво впливає на розміри зерен фериту, але збільшується кількість і розміри залізохромистих карбідів, які розташовуються на межах зерен. Це сприяє зниженню пластичності металу внаслідок зростання внутрішньокристалічних напружень і деформацій. Якщо вміст вуглецю в сталі перевищує 0,5%, то в її структурі виникають великі, з малим ступенем ізольованості, карбідні скупчення, які слугують концентраторами термовтомних тріщин – внаслідок цього кількість теплозмін зменшується [126]. Підвищення в хромоалюмінієвій сталі вмісту вуглецю понад 0,6% призводить до швидкої появи на поверхнях зразків тріщин, які за малих концентрацій вуглецю не виникають взагалі. Одночасно з цим зменшується пластичність сталі, що й обумовлює зниження термостійкості. Коефіцієнт лінійного розширення залежно від вуглецю змінюється не суттєво (див. рис. 5.16).

Таким чином, вуглець у кількості до 0,4% сприяє підвищенню термостійкості хромоалюмінієвої сталі внаслідок подрібнення структури металу та покращання його механічних властивостей за високих температур.

Вплив титану на термостійкість хромоалюмінієвої сталі 30Х30Ю2Л. Подальше подрібнення структури й покращання термостійкості хромоалюмінієвої сталі можна досягти додатковим легуванням її титаном. Досліджено вплив титану в діапазоні його концентрацій до 1,85% на термостійкість хромоалюмінієвих сталей. Результати досліджень показано на рис. 5.18.

Установлено, що за малих добавок титану (0,1…0,2%) спостерігається погіршання термостійкості (до 28%) і зниження відносного подовження (до 25%). Причину цього явища чітко не встановлено, але можна припустити, що в даному разі має місце термодинамічна нестійкість карбідної системи $TiC \leftrightarrow Cr_7C_3$. Під час коливання температури можливе взаємне перетворення карбідів, які здійснюються із послабленням міжфазних меж і утворюють додаткові місця розвитку заро-

дження тріщини. Хороші стабільні властивості хромоалюмінієва сталь набуває за вмісту титану понад 0,3%, причому її термостійкість із підвищенням вмісту титану безперервно покращується, не дивлячись на деяке підвищення коефіцієнта лінійного розширення (див. рис. 5.16).

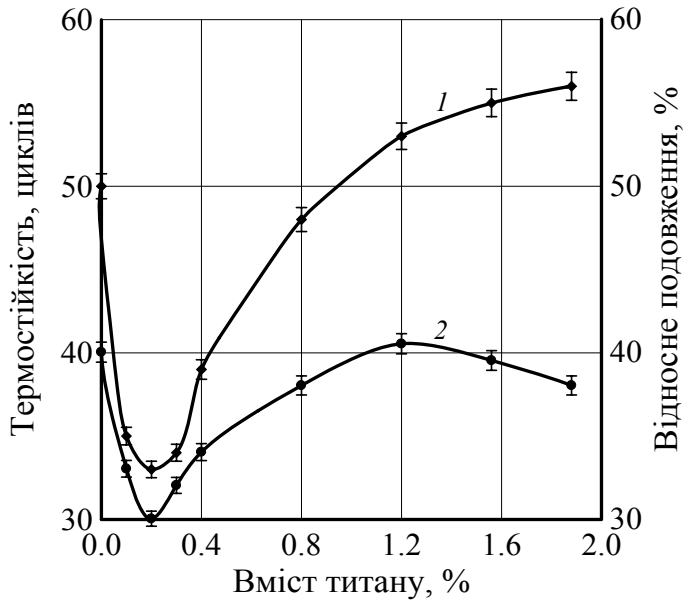


Рис. 5.18. Зміна властивостей хромоалюмінієвої сталі 30Х30Ю2Л залежно від вмісту титану:

1 – термостійкість;

2 – відносне подовження

Отже, легування хромоалюмінієвої сталі титаном у кількості 0,30…0,60% (рекомендований нами діапазон концентрацій в хромоалюмінієвих сталях) сприяє поновленню термостійкості хромоалюмінієвих сталей до вихідного значення. Не дивлячись на те, що титан в кількості до 0,3% знижує термостійкість хромоалюмінієвих сталей (див. рис. 5.18), та беручи до уваги ливарні й механічні властивості та окалиностійкість сталей вміст титану в них має бути в межах 0,25…0,50%.

Вплив рідкісноземельних металів на термостійкість хромоалюмінієвої сталі 30Х30Ю2ТЛ. Подрібнення структури та покращання термостійкості хромоалюмінієвої сталі очевидно можна досягти додатковим обробленням її рідкісноземельними металами, оскільки вони є високоефективними десульфураторами, дефосфораторами та дегазаторами сплавів на основі заліза й суттєво покращують механічні властивості високолегованих сталей за кімнатних температур внаслідок зміцненням міжатомних зв’язків у твердому розчині [44, 71, 72, 74].

Установлено, що оброблення середньовуглецевої хромоалюмінієвої сталі 30Х30Ю2ТЛ 0,15…0,45% РЗМ (використано фероцерій складу: 45…50% Се,

18…22% La, 10…12% Nd, не більше 15% Fe) дійсно сприяє підвищенню високотемпературних міцності, пластичності та термостійкості сталі (рис. 5.19).

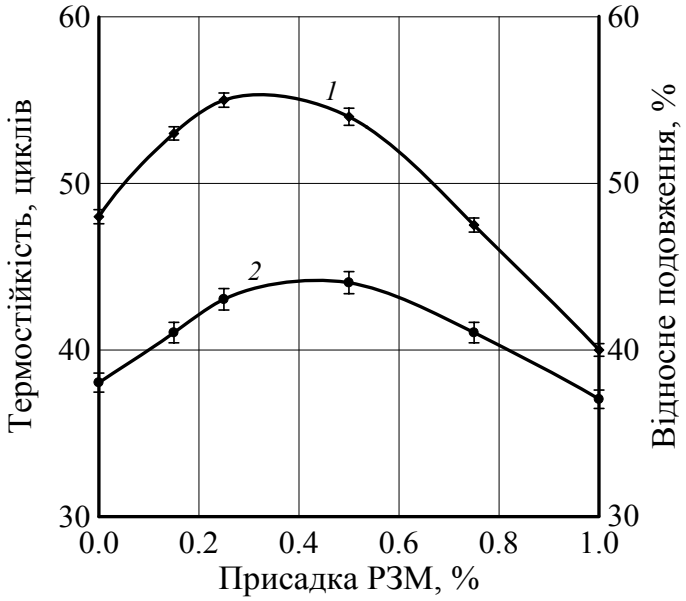


Рис. 5.19. Зміна властивостей хромоалюмінієвої сталі 30Х30Ю2Л залежно від концентрації церію:

1 – термостійкість;

2 – відносне подовження

Підвищення цих властивостей відбувається внаслідок сприятливого розподілу карбідів хрому й зміни форми та розташування неметалевих вкраплень внаслідок глибокого рафінування сталі. У сталі без РЗМ карбіди розташовуються на границях зерен й утворюють суцільну сітку, а в сталі, яка оброблена РЗМ, частина їх знаходиться на межах зерен, а частина – в об’ємі зерен фериту. Можна припустити, що фактором перерозподілу є зниження розчинності вуглецю у фериті за високих температур [98].

Якщо в сталь додавати понад 0,5% РЗМ, її термостійкість знижується. Це можна пояснити схильністю зерен фериту сталі до крихкого руйнування внаслідок виокремленням металідів $CeFe_2$ та $CeFe_5$ на межах зерен, які під час термоциклування розколюються, подрібнюються та утворюють тріщини.

Отже, з точки зору високотемпературної термічної втоми, хромоалюмінієву сталь доцільно оброблювати 0,15…0,40% РЗМ (основним компонентом яких є церій), перш за все беручи до уваги, що останні суттєво підвищують міцність металу й практично не змінюють його коефіцієнт лінійного розширення (див. рис. 5.16). Додаткове оброблення хромоалюмінієвих сталей такою кількістю РЗМ цілком виправдане економічно, оскільки суттєво подовжує термін роботи виробів.

5.2.2 Дослідження механізму та кінетики руйнування хромоалюмінієвих сталей

Механізм і кінетику руйнування литих сталей цього класу в умовах теплозмін вивчали на зразках, виготовлених із металу з різними хімічним складом і структурами (табл. 5.10).

Тріщини термічної втоми виникають на поверхні виливка. Підвищення кількості циклів призводить до збільшення кількості тріщин, їх протяжності та глибини, що в свою чергу сприяє прискореному руйнуванню зразка або виробу.

Таблиця 5.10

Хімічний склад досліджених сталей

Індекс сталі	Марка сталі	Хімічний склад, %					
		Cr	C	Al	Mn	Si	інші
1	30Х25Л	25,3	0,32	–	0,52	0,82	–
2	30Х25ЮЛ	24,4	0,34	1,06	0,57	0,68	–
3	30Х25ЮЛ$_{Ц}$	25,5	0,31	0,98	0,55	0,76	0,15 Ce
4	30Х25Ю3ТЛ	24,8	0,32	2,95	0,57	0,81	0,46 Ti
5	30Х24Н12СЛ	24,6	0,34	–	0,67	1,35	12,90 Ni

Загальну закономірність термічної втоми досліджували на сталі 30Х25ЮЛ (сталь 2, табл. 5.10), структура якої складається із фериту та невеликої кількості карбідів і практично не змінюється під час нагрівання до 1100 °С. Механізм розвитку термічної втоми в цій сталі найпростіший.

Вплив фазових перетворень на швидкість термовтомного руйнування вивчали на зразках із сталі 30Х25Л (сталь 1, табл. 5.10), яка в процесі нагрівання до 1100 °С має часткове $\alpha \rightarrow \gamma$ перетворення. Для вивчення впливу дисперсійних твердих часточок фаз округлої форми досліджували сталь із вмістом 0,15% РЗМ (використано фероцерій складу: 45…50% Ce, 18…22% La, 10…12% Nd, не більше 15% Fe) (сталь 3, табл. 5.10).

Зміцнену титаном сталь (сталь 4, табл. 5.10) також піддавали дослідженню, оскільки карбіди та карбонітриди титану мають гострокутну форму й суттєво зменшують кількість термоциклів. Процес термічної втоми сталей із зміцненим твердим розчином досліджували з використанням хромонікелевої сталі (сталь 5,

табл. 5.10). Дослідженнями зміни структури металу установлено, що процес руйнування зразків можна розділити на декілька стадій, яким притаманні свої механізми розвитку процесів руйнування.

Перша стадія термічної втоми являє собою область початкового деформаційного зміцнення. Сутність цього процесу полягає в тому, що деформація в структурі розподіляється нерівномірно. Спочатку деформуються ті зерна, в яких внаслідок сприятливої орієнтації розвиваються найбільші сколювальні напруження. Основним фактором, який визначає ступінь нерівномірності термічної втоми на першій стадії, є розміри зерен литої сталі та її різнозернистість. Великіі зерна сплаву деформуються швидше й інтенсивніше. Суттєвий вплив справляють фазові перетворення в сталі під час нагрівань↔охолоджень, які призводять до появи зерен з різними внутрішніми напруженнями. Деформація в режимі 1100↔20 °С відбувається внаслідок тонкого ковзання. Крім того, за швидкого нагрівання до 1100 °С відбуваються й пришвидшені процеси релаксації напружень. Основними напрямками зниження нерівномірності розподілу пластичної деформації на початку термічного руйнування є подрібнення зерен сталі, усунення її різнозернистості та забезпечення стабільної рівноважної структури металу під час нагрівання↔охолодження [105, 126].

Таким чином, перша стадія термічної втоми характеризується вирівнюванням пластичної деформації окремих зерен сталі. Прямих ознак руйнування матеріалу на цій стадії не спостерігається. Але локалізація пластичної деформації на першій стадії в окремих зернах сталі утворює передумови для зародження в них перших дефектів термічної втоми раніше внаслідок вичерпання місцевого ресурсу пластичності металу.

Установлено [105], що термічна втома металів і сплавів є результатом спільного протікання в матеріалі під впливом циклічних змінних температур і напружин процесів зміцнення та знеміцнення матеріалу. Такий процес найбільше виражений на другій стадії термічної втоми. Міжзеренне ковзання відбувається легко до того часу, поки на шляху руху граничних шарів металу не зустрінеться структурна складова, яка важко піддається деформуванню. Для подальшого роз-

витку деформації зовнішні напруження мають бути збільшені. Це призводить до деякого зміцнення металу. Одним із головних процесів, який контролює ступінь зміцнення↔знеміцнення металу на другій стадії є швидкість зародження та дифузійна рухомість вакансій. Під час дослідження на термостійкість в області високих температур участь вакансій може бути суттєвою. Різке охолодження з високих температур (1100 °С) фіксує в металі підвищену концентрацію вакансій, рівновагу за максимальної температури циклу дослідження. Дослідженнями термостійкості сталі 30Х25ЮЛ установлено, що вже на початку випробовувань з'являються дрібні угруповання вакансій. Із збільшенням циклів кількість і розміри вакансій цих угруповань збільшуються. Деякі з них зростають швидше за інші й утворюють усередині зерен субмікроскопічні та мікроскопічні пори. Оскільки коагуляція дефектів відбувається дифузійними процесами, то пори розвиваються швидше на межах зерен, де ці процеси здійснюються значно легше, ніж в об'ємі зерен [105, 127]. Частина зафіксованих у металі вакансій переноситься дифузією на міжфазові межі під час нагрівання до T_{max}, а друга частина залишається в середині зерна, що сприяє зниженню густини металу металу. Після деякої кількості циклів відбувається дифузійний перерозподіл дефектів на міжфазові межі, в даному випадку на межі зерен. Оскільки дислокації не можуть утворитися всередині пружного середовища металевої матриці сталі, то вони рухаються до міжфазових меж і тягнуть за собою вакансії та атоми домішок [18, 105]. Після цього дифузійні процеси полегшуються через високу концентрацію точкових дефектів у зернах настільки, що швидкість переносу дефектів на межі перевищує швидкість їх коагуляції в об'ємі зерен сталі. Внаслідок цього пори на межах зерен можуть зникати, а в середині зерен інтенсивно зростати. Одночасно відбувається зростання зерен і збільшується частка деформації внаслідок міжзеренного ковзання. З початком дифузійного перерозподілу дефектів закінчується друга стадія термічної втоми й починається третя, яка сприяє руйнуванню зразка.

Отже, основним механізмом термічної втоми литої сталі на другій стадії є міжзеренне ковзання, а також зародження, дифузія та коагуляція точкових дефек-

тів. Тривалість другої стадії, а відповідно, й загальна термостійкість сталі, значною мірою залежать від сил міжатомних зв'язків в кристалевій гратці.

На початку третьої стадії внаслідок збільшення кількості циклів виникають великі пори на межі дотикання декількох зерен, тобто в місцях виходу дислокацій на між фазну поверхню поділу. Після збільшення розмірів пор понад 10…15 мкм [105, 128] стає можливим відривання зерен одного від другого з утворенням клиноподібних пор, які збільшуючись у розмірах, стають додатковими концентраторами напружень. Це явище вказує на те, що в матеріалі закінчився запас пластичності в окремих макроскопічних об'ємах.

Третя стадія термічної втоми обмежується такою деформацією, за якої окремі крупні пори утворюють суцільну тріщину.

Можна вважати, що швидкість проходження третьої стадії термічної втоми буде визначатись кількістю та розподілом мікропор, які утворилися на другій стадії. Для дрібнозернистих сталей (наприклад, оброблених титаном) тривалість третьої стадії може бути довшою внаслідок рівномірнішого розподілу дефектів і наявності в структурі литої сталі дисперсних твердих фаз.

Четверта стадія характеризується інтенсивним розвитком руйнування сталі внаслідок з'єднування окремих клиноподібних тріщин і розривання металевих перешийків між двома сусідніми межами, які насичені порами. Повне руйнування зразка відбувається внаслідок злиття дрібних тріщин в одну велику тріщину, яка поширюється через весь зразок, або внаслідок втрати зразком механічної міцності. У деяких зразках спостерігається декілька зон руйнування, залежно від утворених меж концентрацій деформацій.

Отже, четверта стадія термічної втомі протікає внаслідок концентрації напружень і деформацій мікротріщинами термічної втоми.

Таким чином, термостійкість сплаву є функцією всього комплексу властивостей: механічних, фізичних, фізико-хімічних і технологічних. Для досягнення високої термостійкості сталей з високим вмістом хрому та алюмінію необхідно брати до уваги усі фактори, в тому числі дотримуватися правил проектування та розроблення технології виготовлення жаростійкого виливка.

5.3 Дослідження процесів і визначення параметрів термомеханічного оброблення рекомендованих хромоалюмінієвих сталей

Проаналізовано способи та параметри технологічних процесів виробництва прокату з високохромистих сталей, що вміщують 23…28% хрому, 0,1…0,2% вуглецю та 0,3...0,7% нікелю, алюмінію, міді тощо. Температурний режим (температура початку й закінчення термомеханічного оброблення) під час прокатування, ступінь обтискання й темп термомеханічного оброблення таких сталей значною мірою залежать від вмісту в них вуглецю та хрому.

Можливість і параметри термомеханічного оброблення рекомендованих сталей визначали осадженням зразків, нагрітих до різних температур, на установці, яку показано на рис. Ж.4.1. Зразки, які використовували під час дослідження процесів термомеханічного оброблення, показано на рис. 5.20.

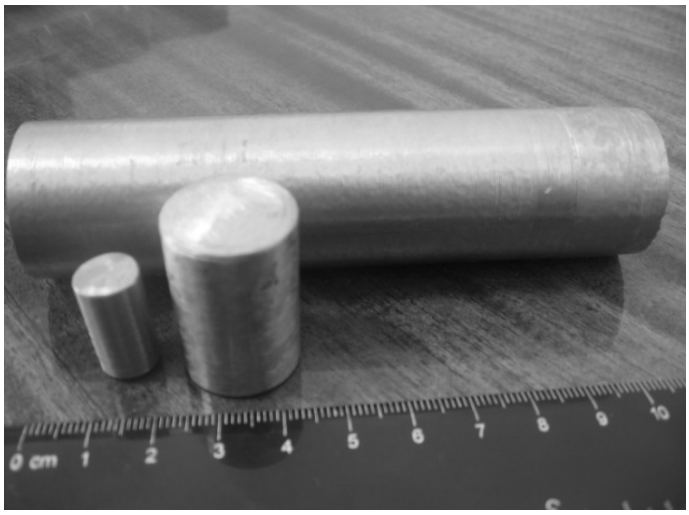


Рис. 5.20. Зразки для пресування прутків діаметром 10 мм на горизонтальному гідравлічному пресі (великий), для дослідження процесу осадження металу ударною дією (середній) і визначення окалиностійкості сталей

Результати досліджень наведено в табл. 5.11 і показано на рис. 5.21…5.23.

На рис. 5.24 показано зразки після деформації за різних параметрів термомеханічного оброблення хромоалюмінієвої сталі 30Х25Ю3Л.

Зміну структури хромоалюмінієвої сталі після осадження залежно від кількості ударів показано на рис. 5.25.

Досліджено можливість використання хромоалюмінієвих сталей для виготовлення заготовок у вигляді прутків діаметром 10…12 мм пресуванням.

Таблиця 5.11

Результати дослідження термомеханічного оброблення зразків осаджуванням

Номер зразка	Початкова висота зразка, мм	Початковий діаметр зразка, мм	Площа перерізу зразка, мм^2	Висота зразка після деформації, мм	Питома енергія деформації, Дж/мм^2	Кількість ударів	Сумарна енергія деформації Дж/мм^2	Сумарна деформація, %
1	29,55	20,10	317,15	21,25	0,7617	3	2,29	29,17
2	30,20	20,15	318,72	17,55	0,7403	5	3,70	41,50
3	29,85	20,10	317,15	10,65	0,8084	10	8,08	64,50
4	30,10	20,00	314,00	8,77	0,8239	15	12,36	70,77

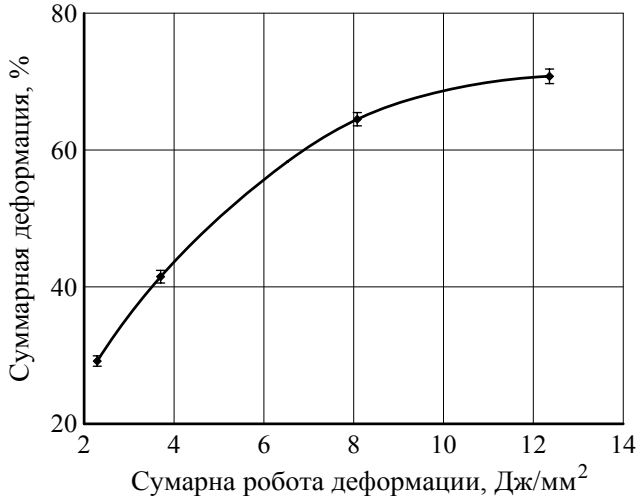


Рис. 5.21. Зміна сумарної деформації залежно від сумарної роботи деформації

Умови випробовувань:

інтервал температур – 1000…750 °С

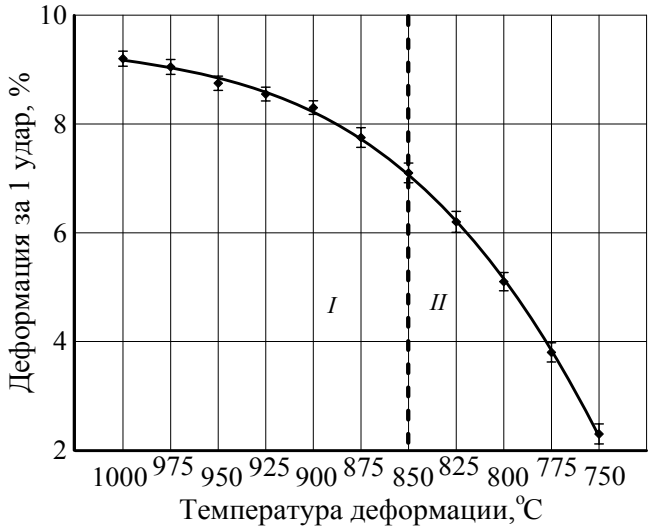


Рис. 5.22. Зміна деформації зразка від температури за один удар:

I – рекомендований температурний інтервал термомеханічного оброблення;

II – температурний інтервал можливого утворення тріщин

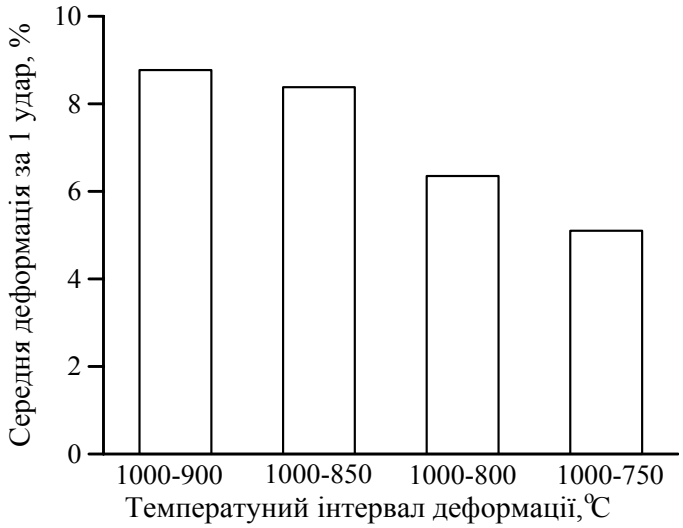


Рис. 5.23. Середня деформація зразка за один удар залежно від температурного інтервалу термомеханічного оброблення

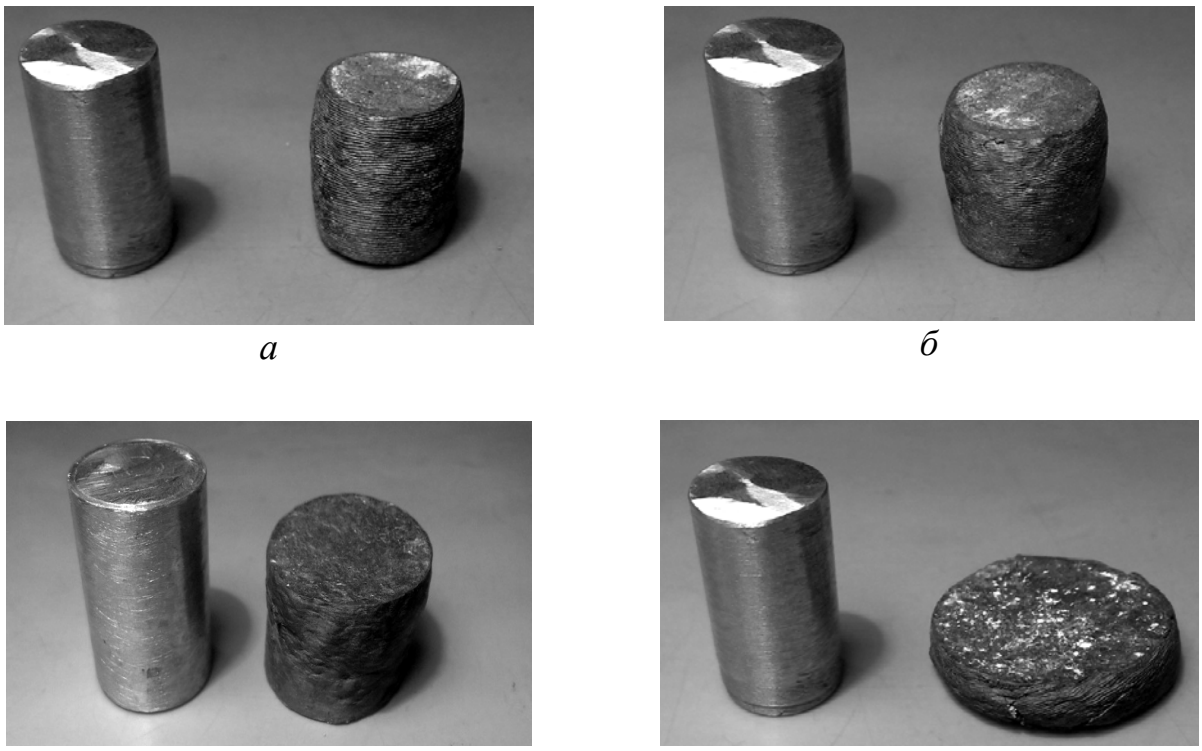
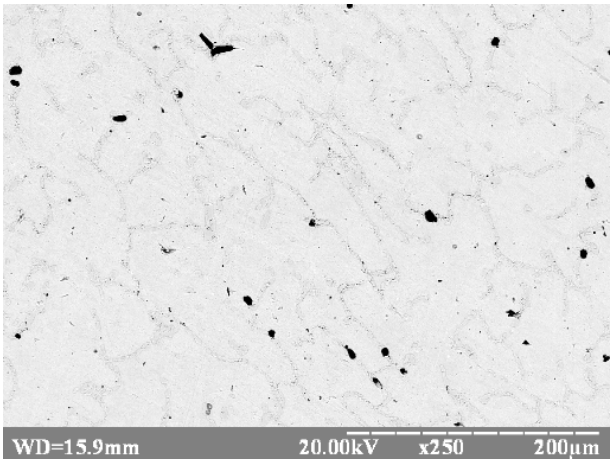


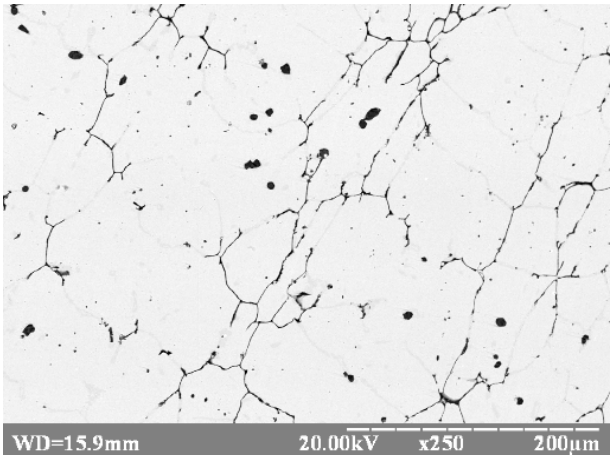
Рис. 5.24. Деформація зразків після різної кількості ударів: *а* – після 3-х ударів; *б* – після 5-ти ударів; *в* – після 10-ти ударів; *г* – після 15-ти ударів

Пресування виробів із сталей з високим вмістом хрому пов'язано з певними труднощами через необхідність здійснювати процес за порівняно низьких температур (нижчих 1000 °С) в умовах значної разової деформації. За вищих темпера-

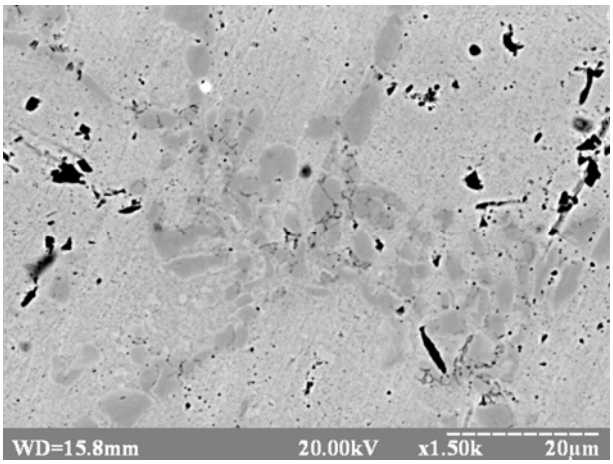
тур закінчення деформації відбувається інтенсивним зростанням зерна й окрихчуванням металу. Цей процес потребує також повільного нагрівання заготовок перед пресуванням і повільного охолодження готової продукції.



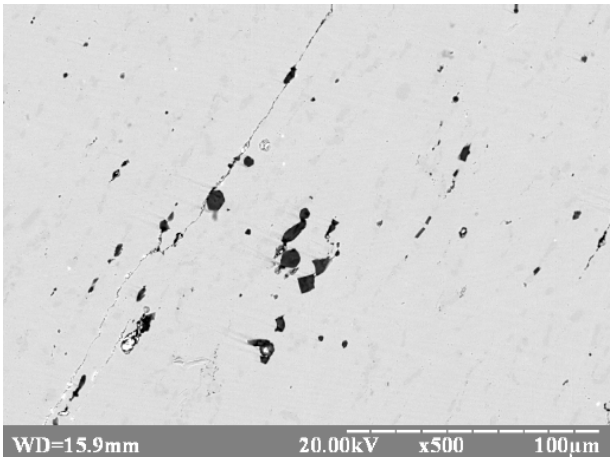
а



б



в



г

Рис. 5.25. Зміна структури хромоалюмінієвої сталі залежно від сумарної деформації зразків: *а* – після 3-х ударів; *б* – після 5-ти ударів; *в* – після 10-ти ударів; *г* – після 15-ти ударів

Для виготовлення прутків діаметрами 10 і 12 мм пресуванням вибрано заготовки довжиною 120 мм і діаметром 49 мм після механічного оброблення литих заготовок (див. рис. 5.19). Прутки призначались для відпрацьовування технології виготовлення шипів для теплових екранів на верстатах-автоматах.

Хімічний склад сталей, технологія їх виплавляння та виготовлення заготовок розроблені з урахуванням вимог подальшого гарячого пресування.

За температури нагрівання 1150 °С спостерігалася деяка надмірна кількість склозмазки на прутках. Кращим варіантом є пресування за температури 1100 °С, але в разі підвищення в'язкості склозмазки якісне виготовлення прутків пресуванням можна здійснювати за нагрівання заготовок до температури 1150 °С.

Якість усіх прутків задовільна, поверхневі дефекти відсутні. Прутки витримували холодне згинання на кут до 100° без утворення тріщин (рис. 5.26). Усі прутки були рівними за довжиною й не потребували правлення. Поверхня прутків покрита тонким рівномірним шаром склозмазки, поверхневі дефекти були відсутні. Мікроструктуру деформованої хромоалюмінієвої сталі показано на рис. 5.27.

Рис. 5.26. Пруток із хромоалюмінієвої сталі після прокатування й згинання

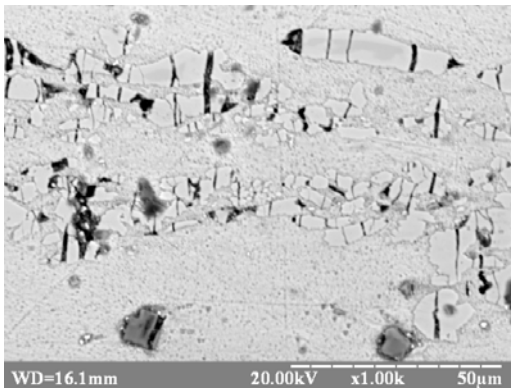


Рис. 5.27. Мікроструктура деформованої хромоалюмінієвої сталі

Крім того, установлено, що за прямого пресування внаслідок тертя металу об поверхню контейнера периферійні шари заготовки піддаються значно вищій зсувній деформації, ніж центральні. Нерівномірність деформації призводить до відмінності структури й властивостей по перерізу виробу, особливо помітно це під час пресування прутків.

Для покращання структури металу у виробах визначено основні технологічні параметри пресування заготовок діаметром до 50 мм:

– нагрівання заготовок необхідно здійснювати до температури 1100 °С;

– на обкатування заготовок і матриці використовувати мастило «Стекло 185в»;

– швидкість пресування має бути 200…300 мм/с;

– охолодження відпресованих прутків – під шаром азбесту.

Таким чином, проведеними дослідженнями однозначно встановлено можливість використання термомеханічного оброблення рекомендованих хромоалюмінієвих сталей з метою виготовлення із них прокату різного профілю. Установлено температурний інтервал термомеханічного оброблення хромоалюмінієвих сталей: для здійснення прокатування температура заготовок має бути в межах 1050…1100 °С, а для осадження куванням – у межах 850…1000 °С.

5.4 Висновки до розділу 5

1. Для високих механічних властивостей жаростійких сталей за температур, вищих температури рекристалізації, вміст вуглецю в них має знаходитися в межах 0,25...0,35%. За такої кількості вуглець сприяє підвищенню термостійкості хромоалюмінієвої сталі внаслідок подрібнення структури металу та покращання його механічних властивостей за високих температур. Вміст титану в таких сталях має бути рівні 0,4...0,6%, оскільки за таких умов в металі практично відсутні карбідні перетворення й максимально використовується ефект дисперсійного зміцнення легованого фериту титаном.

2. Міцність і пластичність середньовуглецевих хромоалюмінієвих сталей мало відрізняються від хромонікелевих за температур, вищих 1000 ºС. Ці результати ще раз підтверджують доцільність заміни дорогих хромонікелевих сталей дешевими хромоалюмінієвими для виготовлення литих деталей, які працюють в екстремальних умовах.

3. Вибір марки сталі для виготовлення жаростійких виробів необхідно здійснювали, перш за все, спираючись на конфігурацію виробу, товщину стінки литої деталі, її габаритні розміри тощо, тобто враховувати ливарні властивості створених сталей, оскільки за високотемпературними експлуатаційними показниками ці сталі мало відрізняються між собою.

4. Комплексними дослідженнями впливу процесів мікролегування та модифікування на властивості нових хромоалюмінієвих сталей однозначно доведено доцільність їх використання, а саме: корисними є присадки ітрію (0,2...0,4%) або кальцію (до 0,04…0,06%). Таку ж кількість ітрію необхідно використовувати під час виробництва литих жаростійких деталей, які працюють за високих температур в умовах помірних зовнішніх навантажень.

5. Підтверджено, що створені жаростійкі сталі феритного класу мають високі ростостійкість і окалиностійкість на відміну від хромонікелевих сталей аустенітного класу.

6. Для забезпечення високої термостійкості хромистої сталі з вмістом 25…32% хрому, вміст алюмінію в ній необхідно обмежувати на рівні 1,0…1,5%, але для виробів, які працюють за температур, вищих 1200 °С, вміст алюмінію має знаходитися у межах 2,0…3,5% для підвищення окалиностійкості сталі.

7. Для роботи виробів в умовах, де відчутно проявляється високотемпературна термічна втома, хромоалюмінієві сталі доцільно оброблювати 0,15…0,40% РЗМ з максимальним вмістом церію, беручи до уваги, що останній суттєво підвищує міцність металу.

8. Термостійкість сплаву є функцією всього комплексу властивостей: механічних, фізичних, фізико-хімічних і технологічних. Для досягнення високої термостійкості виробів із нових хромоалюмінієвих сталей необхідно брати до уваги усі фактори, в тому числі правила розроблення технології виготовлення жаростійкого виливка.

9. Установлено температурний інтервал термомеханічного оброблення хромоалюмінієвої сталі. Для здійснення прокатування рекомендованих сталей температура заготовок має бути в межах 1050…1100 °С, а для осадження куванням – у межах 850…1000 °С. Відпрацьовано технологічний процес виробництва прутків діаметром 10 мм із жаростійких хромоалюмінієвих сталей марок 25Х25Ю3ТЛ і 30Х30Ю2ТЛ.

РОЗДІЛ 6
ВИСОКОЛЕГОВАНІ ЗНОСОСТІЙКІ ЧАВУНИ ДЛЯ РОБОТИ В ЕКСТРЕМАЛЬНИХ УМОВАХ

6.1 Визначення оптимального хімічного складу зносостійкого чавуну

У промислових умовах як матеріал для виготовлення литих деталей, що працюють в умовах гідроабразивного та абразивного зношування, частіше інших використовують високолегований білий чавун 280Х28Н2, який вміщує в своєму складі дорогий і дефіцитний нікель. Окрім цього, суттєвим недоліком цього чавуну є погана оброблюваність на металорізальних верстатах.

Очевидно, що теоретичний і практичний інтерес являють дослідження властивостей і структури дешевших і технологічніших безнікелевих чавунів, наприклад, хромомарганцевих, для виплавляння яких можна було б використовувати недорогі вихідні шихтові матеріали.

На механічні та експлуатаційні властивості білих зносостійких чавунів й їх оброблюваність на металорізальних верстатах впливають багато факторів, але в першу чергу – це характеристика карбідної фази. З одного боку, велика кількість твердих і крихких карбідних фаз визначає низькі пластичні властивості чавунів, з іншого – за умови міцного зв’язку їх з матрицею сплаву – значно збільшує опір чавунів абразивній дії.

Оскільки хром і марганець відносять до групи карбідоутворювальних елементів, то теоретичний і практичний інтерес мають дослідження, спрямовані на визначення оптимального співвідношення концентрацій цих елементів у білих хромомарганцевих чавунах з метою одержання максимальних твердості та зносостійкості з одночасним збереженням задовільних ливарних властивостей та показників оброблюваності на металорізальних верстатах різного призначення з використанням розроблених технологічних процесів виготовлення якісних виливків.

Іншим завданням в цій роботі є установлення доцільності використання процесів мікролегування й модифікування створених за результатами досліджень чавунів з метою покращання наведених вище характеристик.

6.1.1 Вплив хрому на структуру й властивості зносостійкого чавуну

Досліджено вплив хрому на властивості зносостійкого чавуну в діапазоні його концентрацій від 4,5 до 31,6% за вмісту в металі біля 3,0% вуглецю. Відомо, що хромисті чавуни без додаткового легування аустенітостабілізувальними елементами мають низьку прогартовуваність, тому вихідний чавун вміщував додатково 4,0…5,0% Mn. Такий вміст марганцю за даними [8, 19, 21] в хромомарганцевих білих чавунах з карбідами Me_7C_3 забезпечує прогартовуваність виливків з еквівалентною товщиною стінки до 350 мм, тобто практично будь-яких виливків, що виготовляють у промисловості.

Відносну зносостійкість тут і далі визначали в гідроабразивному середовищі. Як еталон використовували зразки із сплаву 280Х28Н2. Хімічний склад і властивості чавунів наведено в табл. 6.1 і показано на рис. 6.1.

Таблиця 6.1

Хімічний склад і властивості зносостійких білих чавунів з різним вмістом хрому

Індекс плавки	Хімічний склад, %						Відносна зносостійкість	Твердість, HRC
	C	Cr	Mn	Si	P	S		
					не більше			
101	2,91	4,5	4,2	0,65	0,05	0,05	0,85	41,0
102	2,85	8,3	4,5	0,70	0,05	0,05	1,02	43,2
103	2,82	16,2	4,1	0,72	0,05	0,05	1,18	46,6
104	2,92	21,1	4,6	0,68	0,05	0,05	1,22	48,5
105	2,94	25,2	4,2	0,65	0,05	0,05	1,12	49,4
106	2,86	31,6	4,3	0,78	0,05	0,05	0,95	50,3

Хром – це елемент, який сприяє сильному відбілюванню чавуну. Він зменшує розчинність вуглецю в α- та γ-залізі, збільшує стійкість твердого розчину й кількість евтектичної складової. У чавунах, навіть за невеликого вмісту хрому, утворюється карбідна фаза цементитного типу, яка збагачена хромом [1, 11, 22].

Установлено, що збільшення концентрації хрому від 4,5 до 21,1% суттєво покращує експлуатаційні властивості марганцевого чавуну (див. рис. 6.1). З підвищенням вмісту хрому в чавуні кількість карбідів цементитного типу зменшу-

ється внаслідок утворення спеціальних карбідів хрому $(Cr, Fe)_7C_3$, за вмісту хрому в чавуні понад 7% і $(Cr, Fe)_{23}C_6$ за вмісту хрому понад 20% з вищою мікротвердістю [8, 22]. При цьому евтектика ледебуритного типу витісняється евтектикою з розгалуженими диспергованими складними карбідами $(Cr, Fe, Mn)_7C_3$ (рис. 6.2), яка значною мірою відповідає принципу Шарпі (тверді карбіди в матриці з меншою твердістю).

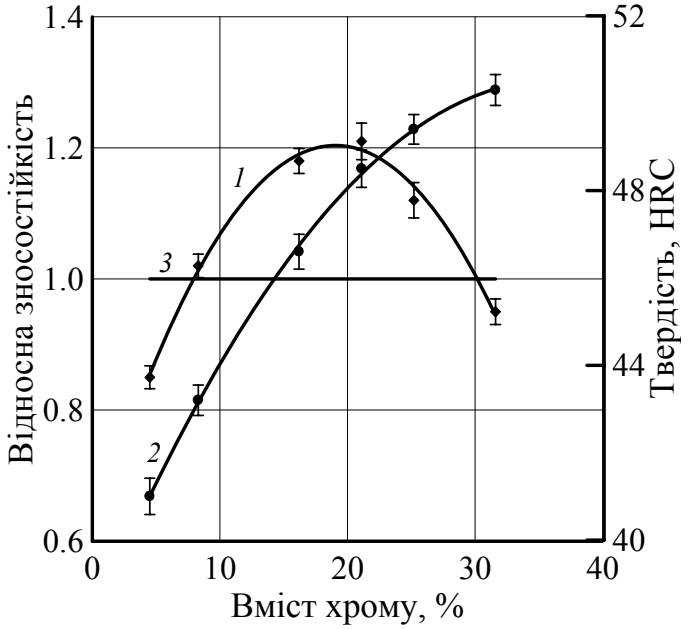
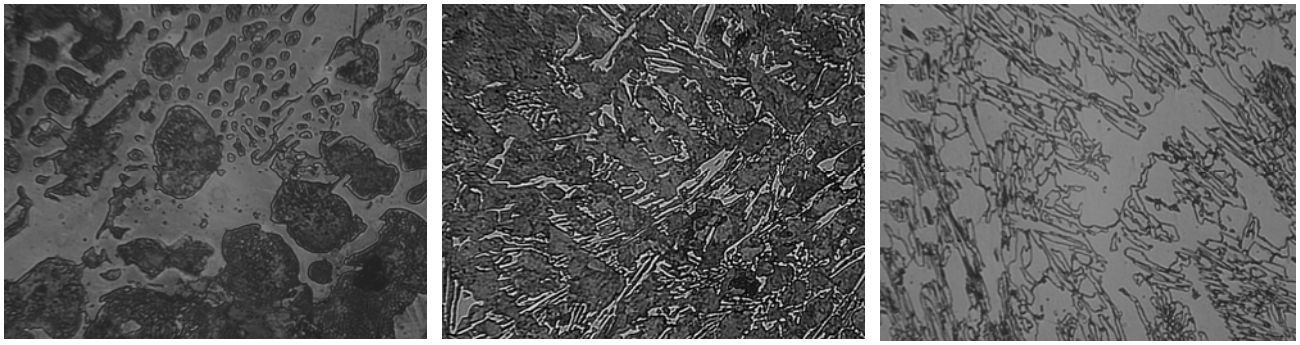


Рис. 6.1. Зміна твердості та зносостійкості чавуну залежно від вмісту в ньому хрому:
1 – відносна зносостійкість;
2 – твердість;
3 – еталон 280Х28Н2:
відносна зносостійкість – 1;
твердість – 46 HRC



а *б* *в*

Рис. 6.2. Вплив хрому на мікроструктуру високолегованого чавуну:
а – 4,5% Cr; *б* – 21,1% Cr; *в* – 25,2% Cr (×200)

Збільшення кількості цієї евтектики й зменшення кількості аустеніту сприяють підвищенню твердості та зносостійкості сплаву. Підвищення концентрації хрому в чавуні понад 20% призводить до появи в структурі великих заевтектич-

них кристалів карбідів типу Cr_7C_3 та до збільшення кількості легованого хромом фериту [131]. Карбіди Cr_7C_3 кристалізуються у вигляді довгих голкоподібних шестигранників (див. рис. 6.2). Такі карбіди знижують зносостійкість й особливо міцність виливків, хоча твердість сплаву при цьому підвищується (див. рис. 6.1).

Отже, для одержання чавуну з високою зносостійкістю (вищою, ніж чавуну 280Х28Н2), він має вміщувати в своєму складі від 8 до 30% хрому за вмісту марганцю 4,0…5,0%. Проте з урахуванням повного комплексу ливарних (рідкоплинність, усадка й тріщиностійкість) і механічних властивостей, експлуатаційних та економічних показників доцільнішим діапазоном концентрацій хрому у зносостійких чавунах слід вважати 15…25%. За такого вмісту хрому зносостійкість чавуну на 15…20% вища зносостійкості чавуну 280Х28Н2 (див. рис. 6.1).

6.1.2 Вплив марганцю на структуру й властивості високохромистого зносостійкого чавуну

Вплив марганцю на властивості високохромистого чавуну з вмістом біля 19% хрому (за цього вмісту хрому чавун має найвищу зносостійкість) та вуглецю біля 3,0% досліджено в діапазоні концентрацій від 2,1 до 11,9%. Хімічний склад чавунів і результати випробовувань наведено в табл. 6.2 та показано на рис. 6.3.

Таблиця 6.2

Хімічний склад і властивості зносостійкого високохромистого чавуну з різним вмістом марганцю

Індекс плавки	Хімічний склад, %						Відносна зносостійкість	Твердість, HRC
	C	Cr	Mn	Si	P	S		
					не більше			
107	2,89	18,6	2,1	0,64	0,05	0,05	1,38	52,0
108	3,02	18,8	4,2	0,72	0,05	0,05	1,22	48,5
109	2,91	19,2	7,8	0,79	0,05	0,05	1,05	44,0
110	2,86	19,4	10,3	0,68	0,05	0,05	0,98	42,5
111	2,79	18,9	11,9	0,70	0,05	0,05	0,95	42,0

Марганець сприяє стабілізації аустеніту у високохромистому чавуні. З підвищенням вмісту марганцю в чавуні твердість сплаву знижується, що пояснюєть-

ся збільшенням кількості залишкового аустеніту в основі металу та його стабілізацією (рис. 6.4). Крім того, марганець підвищує розчинність вуглецю в γ-залізі, що призводить до зменшення загальної кількості карбідів хрому.

Спираючись на дані робіт [21, 22, 132], можна вважати, що в хромомарганцевих чавунах кожен відсоток марганцю може знижувати вміст карбідної фази на 1,0…1,4%. Зносостійкість сплаву при цьому зменшується – уже за вмісту марганцю біля 9% вона стає меншою, ніж сплаву 280Х28Н2 (див. рис. 6.3).

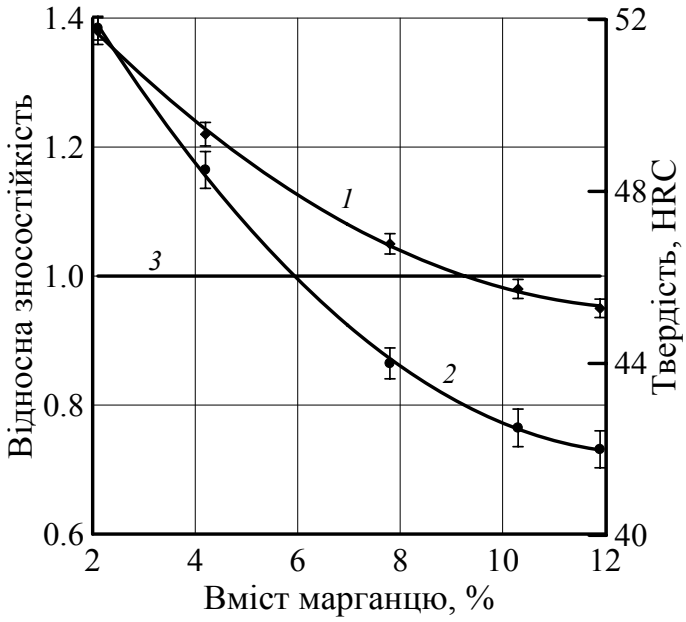
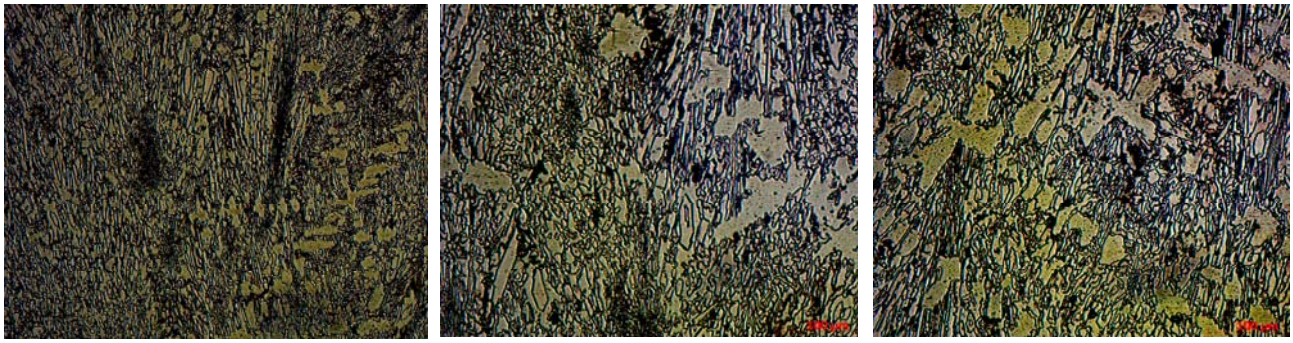


Рис. 6.3. Зміна твердості та зносостійкості високохромистого чавуну залежно від вмісту в ньому марганцю:

1 – відносна зносостійкість;

2 – твердість;

3 – еталон 280Х28Н2



а *б* *в*

Рис. 6.4. Зміна мікроструктури високохромистого чавуну залежно від вмісту в ньому марганцю: *а* – 2,1% Mn; *б* – 4,2% Mn; *в* – 11,9% Mn (×200)

Таким чином, для досягнення високої зносостійкості (вищої, ніж хромонікелевого чавуну 280Х28Н2) хромомарганцевий чавун має вміщувати в своєму складі не більше 9,0% марганцю (див. рис. 6.3).

За результатами проведених досліджень зроблено такі висновки:

– розроблення та використання зносостійких хромомарганцевих чавунів необхідно здійснювати з урахуванням оптимального співвідношення в них хрому та марганцю залежно від умов експлуатації литих деталей;

– у разі збільшення вмісту хрому в чавуні кількість марганцю необхідно зменшувати для збереження механічних властивостей.

Враховуючи той факт, що марганець підвищує прогартовуваність хромистих чавунів й за незначних його концентрацій залишковий аустеніт у чавуні здатний зміцнюватися під дією ударів абразивних частинок, високохромистий чавун у своєму складі має вміщувати 3,0…5,0% марганцю.

За результатами досліджень механічних властивостей та експлуатаційних характеристик запропоновано новий хромомарганцевий чавун з вмістом 18…20% хрому та 3,5…4,5% марганцю, який прийнято як базовий та якому для зручності проведення подальших досліджень надано позначення 290Х19Г4. Чавун такого хімічного складу має зносостійкість на 20…25% вищу, ніж чавуну 280Х28Н2.

6.1.3 Вплив нікелю на структуру й властивості зносостійкого хромомарганцевого чавуну 290Х19Г4

У виробничих умовах часто використовують як шихтовий матеріал литі деталі багерних насосів, які відпрацювали свій ресурс та в яких метал вміщує певну кількість нікелю. Отже і практичний, і теоретичний інтерес являє вивчення впливу різного вмісту нікелю в чавуні на його структуру, твердість і зносостійкість.

Відомо [1, 11, 30, 98], що легування чавуну нікелем сприяє стабілізації аустеніту і розширює область існування γ-заліза. У той же час збільшення кількості аустеніту в білих чавунах помітно знижує їх стійкість абразивному зношуванню внаслідок зменшення твердості металу [19, 21, 22].

Отже, кількість аустеніту в таких чавунах має визначатися тим мінімумом, за якого зберігаються необхідні характеристики міцності та зносостійкості під час експлуатації кожної конкретної деталі, й тим максимумом, за якого суттєво знижуються твердість і зносостійкість легованого нікелем металу.

Оскільки деталі багерних насосів у процесі експлуатації не піддаються великим ударним навантаженням, то вміст аустеніту в їхній структурі може бути незначним. Досліджено вплив нікелю на властивості хромомарганцевого чавуну в діапазоні концентрацій до 2,9%. Хімічний склад і результати досліджень наведено в табл. 6.3 та показано на рис. 6.5.

Таблиця 6.3

Хімічний склад і властивості хромомарганцевого чавуну 290Х19Г4 з різним вмістом нікелю

Індекс плавки	Хімічний склад, %							Відносна зносостійкість	Твердість, HRC
	C	Cr	Mn	Si	Ni	P	S		
						не більше			
112	2,87	18,8	3,95	0,64	–	0,05	0,05	1,00	48,0
113	3,05	19,1	4,10	0,72	0,52	0,05	0,05	0,92	51,0
114	2,95	19,3	4,07	0,60	0,98	0,05	0,05	0,79	52,0
115	3,00	18,9	3,94	0,68	1,46	0,05	0,05	0,77	51,6
116	2,82	18,7	4,00	0,70	2,20	0,05	0,05	0,76	50,5
117	2,91	19,2	3,92	0,68	2,90	0,05	0,05	0,75	49,8

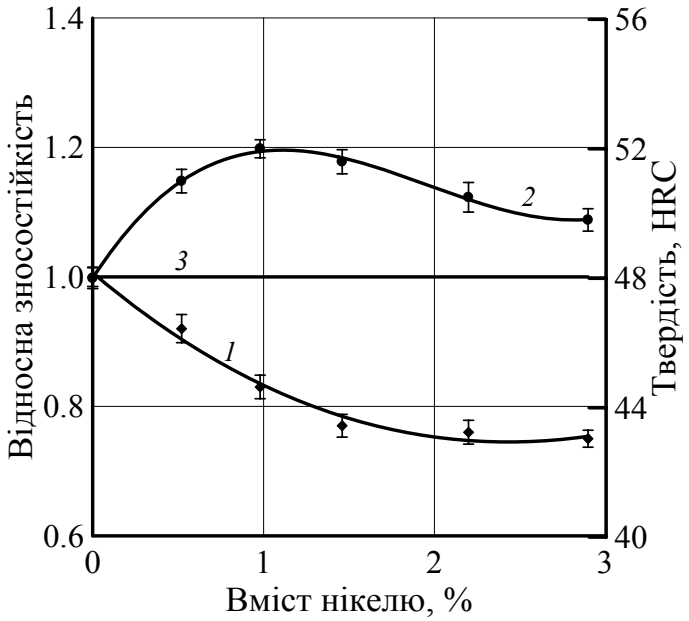


Рис. 6.5. Зміна твердості та зносостійкості чавуну залежно від вмісту в ньому нікелю:

1 – відносна зносостійкість;

2 – твердість;

3 – базовий чавун 290Х19Г4: відносна зносостійкість – 1; твердість – 48 HRC

Установлено, що найвищу зносостійкість має хромомарганцевий чавун без додавання нікелю, хоча твердість його нижча, ніж легованого нікелем. Це пояснюється тим, що нікель не утворює карбідів, а стабілізує аустеніт, зменшуючи його здатність зміцнюватись під впливом мікроударних навантажень.

Підвищення твердості сплаву очевидно можна пояснити дисперсійним твердненням металу внаслідок виокремлення карбідів із насиченого хромомарганцевонікелевого аустеніту під час відносно повільного охолодження зразків у ливарній формі [8, 22]. Це проявляється особливо після підвищення нікелю до 1,0 %. Подальше підвищення його вмісту чавуні знижує його твердість і зносостійкість.

Таким чином, з точки зору зносостійкості, нікель не може бути використаний як елемент, що здатний покращити цю експлуатаційну характеристику. Його доцільно додавати тільки разом з марганцем для підвищення пластичних властивостей зносостійких сплавів, які працюють в умовах ударних навантажень. Корисність нікелю та його кількість мають визначатися для кожного конкретного виливка, виходячи з умов його експлуатації та обсягів механічного оброблення.

Отже, для виготовлення литих деталей, які працюють в умовах абразивного або гідроабразивного зносу з помірним ударним навантаженням, вміст нікелю в хромомарганцевому чавуні, виплавленому методом переплавлення з використанням шихтових матеріалів, які вміщують нікель, може знаходитись на рівні 0,3…1,0%.

За результатами досліджень можна надати такі рекомендації щодо виробництва литих деталей із зносостійких хромомарганцевих чавунів [133, 134]:

– для роботи литих деталей в умовах інтенсивного абразивного або гідроабразивного зносу вибір хромомарганцевих чавунів для їх виготовлення необхідно здійснювати з урахуванням оптимального вмісту в них хрому та марганцю залежно від конкретних умов експлуатації цих деталей;

– за збільшення вмісту хрому в чавуні кількість марганцю має зменшуватись для збереження механічних властивостей металу;

– доцільно використовувати рекомендований новий зносостійкий хромомарганцевий чавун з вмістом 18…20% хрому та 3,5…4,5% марганцю, зносостійкість якого на 20…22% вища, ніж чавуну 280Х28Н2;

– вміст нікелю в хромомарганцевому чавуні, виплавленому методом переплавлення, може знаходитись на рівні 0,3…1,0% без шкоди для структури металу у виливках.

6.2 Дослідження впливу процесів легування, мікролегування та модифікування на структуру й властивості чавуну 290Х19Г4

Досліджено вплив процесів легування, мікролегування й модифікування на зміну структури, твердості та зносостійкості створеного хромомарганцевого чавуну. На підставі літературного огляду [21, 22, 30, 135, 136] для легування й мікролегування вибрано титан, ванадій і сурму, а для модифікування – бор та рідкісноземельні метали.

6.2.1 Вплив титану на структуру й властивості зносостійкого хромомарганцевого чавуну 290Х19Г4

Досліджено вплив титану в діапазоні концентрацій до 1,2% на структуру й характеристики хромомарганцевого чавуну. Враховуючи високу спорідненість титану до кисню, його додавали у вигляді феротитану після розкиснення розплаву алюмінієм. Розкиснення чавуну алюмінієм тут і далі здійснювали для підвищення чистоти експерименту. У подальших дослідженнях як еталон використовували створений нами чавун 290Х19Г4. Хімічний склад і властивості чавуну залежно від вмісту в ньому титану наведено в табл. 6.4, а результати випробовувань і зміну мікроструктури показано на рис. 6.6 і 6.7 відповідно.

Таблиця 6.4

Хімічний склад і властивості хромомарганцевого чавуну 290Х19Г4 з різним вмістом титану

Індекс плавки	Хімічний склад, % мас.							Відносна зносо-стійкість	Твердість, HRC
	C	Cr	Mn	Si	Ti	P	S		
						не більше			
118	2,85	18,9	3,92	0,64	–	0,05	0,05	1,00	48,0
119	2,90	19,1	3,80	0,60	0,11	0,05	0,05	1,05	51,0
120	2,87	19,0	3,86	0,69	0,24	0,05	0,05	1,11	52,0
121	2,98	18,7	4,10	0,71	0,49	0,05	0,05	1,15	53,0
122	3,02	19,4	4,05	0,69	0,87	0,05	0,05	1,04	51,0
123	2,96	19,2	4,20	0,72	1,20	0,05	0,05	1,01	47,0

Титан має вищу спорідненість до вуглецю, ніж залізо, тому під час кристалізації залізовуглецевих сплавів, що вміщують титан, він виокремлюється, перш за все, у вигляді карбідів або карбонітридів, якщо в сплаві є достатня кількість азоту. Титан має особливість переохолоджувати розплавлений чавун, що сприяє розчину карбідів титану в чавунному розплаві та виокремленню карбіду під час кристалізації, а не до неї [40,76, 137].

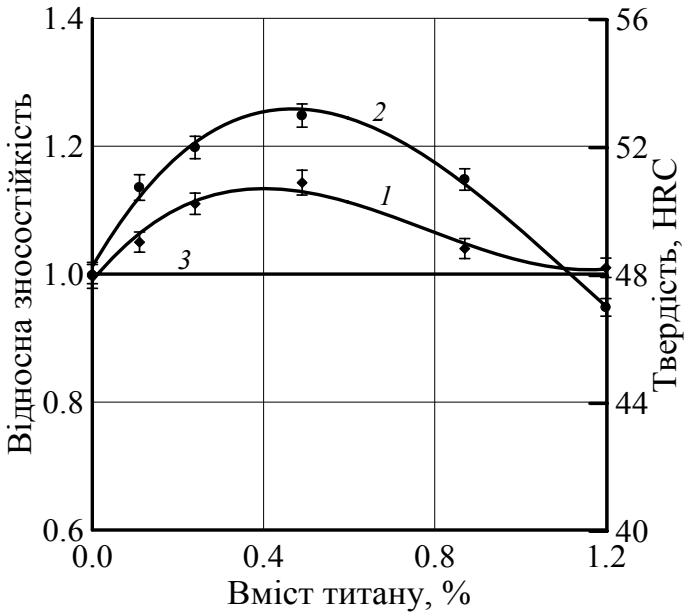
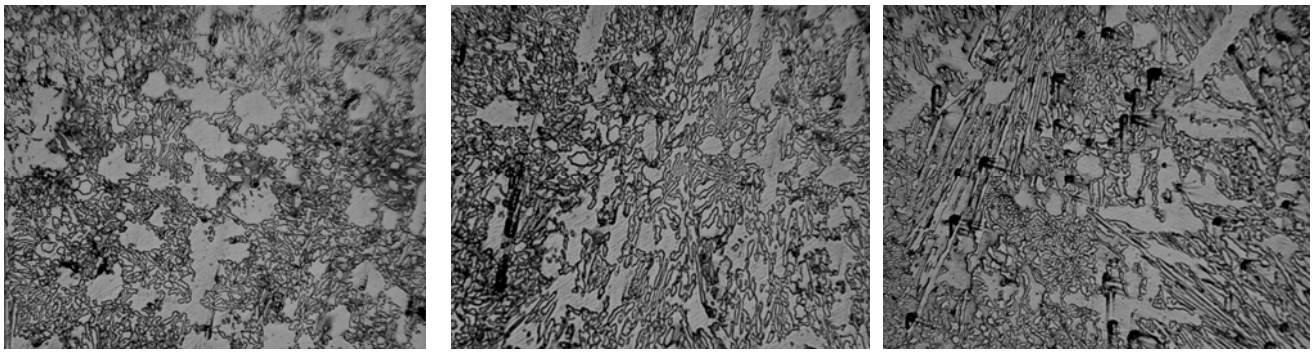


Рис. 6.6. Зносостійкість і твердість хромомарганцевого чавуну залежно від вмісту в ньому титану:
1 – відносна зносостійкість;
2 – твердість;
3 – еталон 290Х19Г4:
відносна зносостійкість – 1;
твердість – 48 HRC

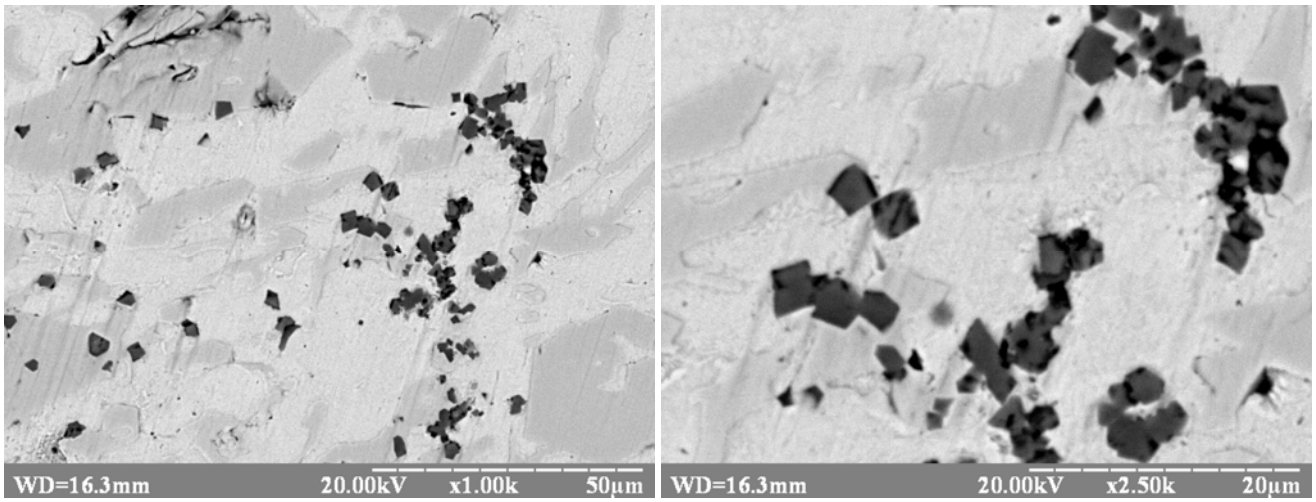


а *б* *в*

Рис. 6.7. Зміна мікроструктури хромомарганцевого чавуну залежно від вмісту в ньому титану: *а* – без Ti; *б* – 0,49% Ti; *в* – 0,87% Ti (×200)

Найвищі експлуатаційні та механічні властивості сплаву зафіксовано за вмісту 0,5% титану. За більшого його вмісту, карбіди й карбонітриди титану розподіляються в структурі нерівномірно, утворюють колонії (рис. 6.8), які легше викришуються під дією абразиву та є концентраторами напружень.

Під час виготовлення товстостінних промислових виливків внаслідок повільної їх кристалізації та нерозчинності в рідкому чавуні карбонітриди титану, які починають утворюватися за температур, нижчих 1220 ºС [50], можуть скупчуватися в окремих об’ємах металу (див. рис. 6.8) і сприяти в подальшому локальному його окрихчуванню та погіршанню механічного оброблення чавуну [22, 40]. Це ускладнює в цілому технологічний процес виготовлення високоякісних виробів з таких чавунів, підвищує витрати на механічне оброблення литих деталей і загальну собівартість продукції, знижує термін експлуатації окремих деталей та устаткування.



а *б*

Рис. 6.8. Колонії карбідів, нітридів і карбонітридів титану в чавуні з вмістом 0,87% титану

Крім того, з підвищенням вмісту титану в чавуні посилюється відновлення кремнію з футеровки плавильної печі (особливо інтенсивно, коли футеровка кисла), що підвищує кількість неметалевих вкраплень різної морфології (найчастіше нітридної та сульфідної фаз) [137].

Отже, для покращання експлуатаційних характеристик хромомарганцевого чавуну його доцільно додатково обробляти перед випусканням із плавильного агрегату титаном у межах 0,25…0,50%. Це на 15…20% підвищує зносостійкість литих деталей в умовах інтенсивного гідроабразивного зносу.

6.2.2 Вплив ванадію на структуру й властивості зносостійкого хромомарганцевого чавуну 290Х19Г4

Вивчено вплив ванадію в діапазоні концентрацій до 1,1% на структуру й властивості хромомарганцевого чавуну. Хімічний склад та властивості чавуну наведено в табл. 6.5, а результати випробовувань показано на рис. 6.9.

Таблиця 6.5

Хімічний склад і властивості хромомарганцевого чавуну 290Х19Г4 з різним вмістом ванадію

Індекс плавки	Хімічний склад, % мас.							Відносна зносо-стійкість	Твердість, HRC
	C	Cr	Mn	Si	V	P	S		
						не більше			
124	2,84	18,8	3,9	0,62	–	0,05	0,05	1,00	48,0
125	2,90	19,0	4,1	0,72	0,10	0,05	0,05	0,95	46,0
126	2,95	19,4	4,1	0,70	0,20	0,05	0,05	0,93	45,0
127	2,88	19,8	4,3	0,68	0,35	0,05	0,05	1,05	47,0
128	2,94	20,1	4,0	0,70	0,50	0,05	0,05	1,18	50,0
129	2,87	19,9	4,2	0,75	1,10	0,05	0,05	1,25	52,0

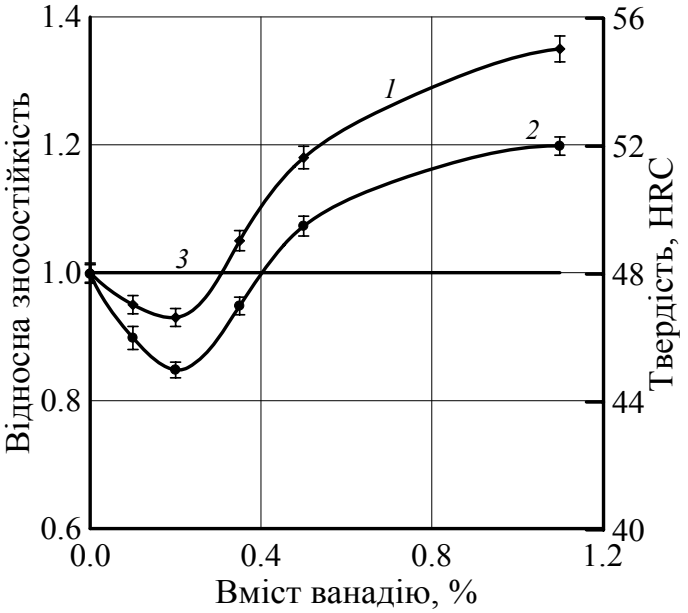
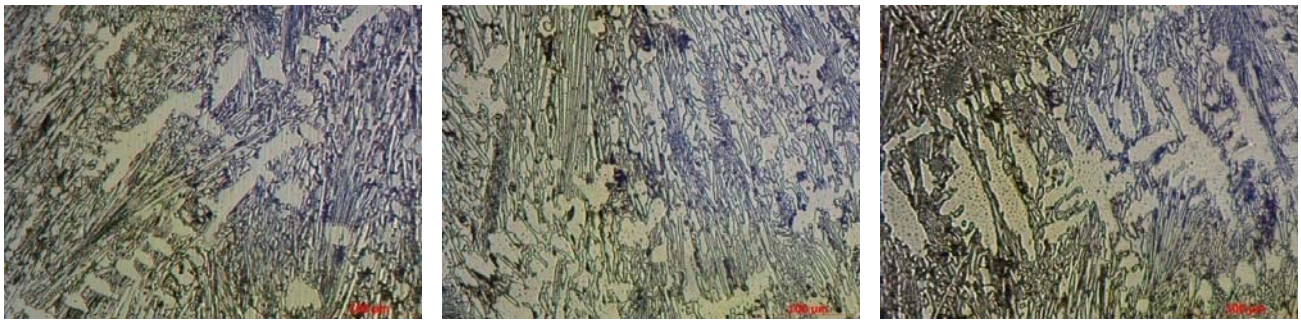


Рис. 6.9. Зміна твердості та зносостійкості чавуну залежно від вмісту в ньому ванадію:
1 – відносна зносостійкість;
2 – твердість;
3 – еталон 290Х19Г4

Установлено, що добавки до 0,3% ванадію знижують твердість і зносостійкість сплаву. Очевидно це можна пояснити тим, що ванадій у такій кількості витрачається, перш за все, на розкиснення металу з утворенням оксидів ванадію та

на легування заліза, тобто на утворення легованого фериту [1, 11], що й сприяє зниженню і твердості, і зносостійкості.

З підвищенням вмісту ванадію до 1,1% суттєво зростають і зносостійкість, і твердість сплаву внаслідок утворення великої кількості нітридів ванадію VN з температурою плавлення 2050 ºС, які є центрами кристалізації й подрібнюють зерно, та великої кількості надтвердих карбідів ванадію VC і V_4C_3 округлої форми, в яких вуглецю в 2,5 рази більше, ніж в Fe_3C [11] (рис. 6.10).



а *б* *в*

Рис. 6.10. Зміна мікроструктури хромомарганцевого чавуну 290Х19Г4 залежно від вмісту в ньому ванадію: *а* – без ванадію; *б* – 0,20% ванадію; *в* – 1,1% ванадію (×200)

На жаль, такі карбіди мають слабкий зв’язок з металом матриці і швидко викришуються із неї під дією абразиву [136]. Крім того, навколо карбідів ванадію утворюються оболонки легованого ванадієм фериту [1, 11], які мають значно меншу твердість, ніж твердість матриці металу, а тому після викришування карбідів ці оболонки швидко зношуються, а їх місця стають осередками подальшого інтенсивного зносу литої деталі [22, 40, 135, 136].

Практикою ливарного виробництва доказано доцільність ефективного використання ванадію в сплавах на основі заліза в комплексі з іншими легувальними елементами –титаном, молібденом, ніобієм, оскільки ці елементи за своїм впливом на залізо доповнюють один одного [1, 10, 11].

Отже, для підвищення зносостійкості хромомарганцевого чавуну 290Х19Г4 на 20…25% його доцільно додатково обробляти ванадієм у межах 0,4...0,8%.

6.2.3 Вплив сурми на структуру й властивості зносостійкого хромомарганцевого чавуну 290Х19Г4

Досліджено вплив сурми на властивості та структуру базового хромомарганцевого чавуну в діапазоні концентрацій до 1,0% (за присадкою). Приймаючи до уваги невисоку температуру плавлення сурми (630,5 °С), її додавали в ківш у процесі заповнення останнього рідким металом. Хімічний склад і результати досліджень наведено в табл. 6.6 і показано на рис. 6.11.

Таблиця 6.6

Хімічний склад і властивості хромомарганцевого чавуну 290Х19Г4, мікролегованого сурмою

Індекс плавки	Хімічний склад, % мас.							Відносна зносо-стійкість	Твердість, HRC
	C	Cr	Mn	Si	Sb	P	S		
						не більше			
130	2,91	18,9	4,00	0,64	–	0,05	0,05	1,00	48,0
131	2,88	18,5	4,05	0,65	0,10	0,05	0,05	1,05	51,0
132	3,00	19,8	4,10	0,74	0,15	0,05	0,05	1,20	54,0
133	2,90	19,2	4,15	0,72	0,30	0,05	0,05	0,99	53,0
134	3,05	18,7	4,22	0,76	0,50	0,05	0,05	0,85	51,0
135	2,95	19,7	4,10	0,69	1,00	0,05	0,05	0,72	49,0

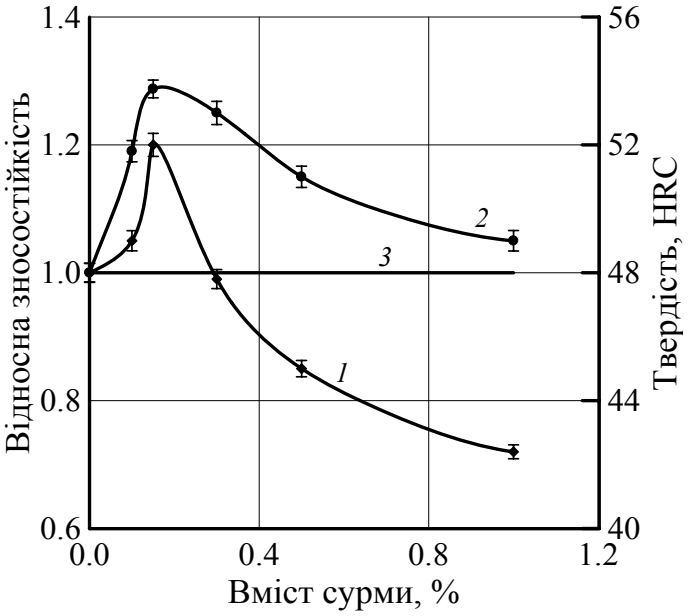


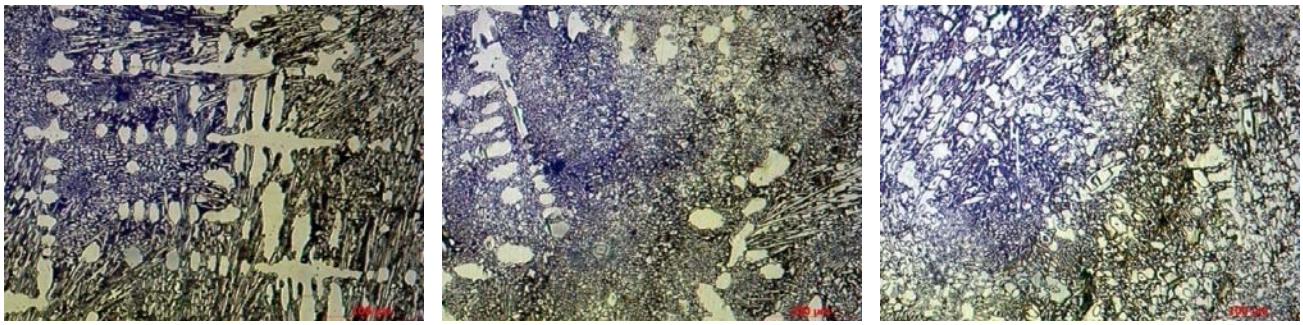
Рис. 6.11. Зміна твердості та зносостійкості чавуну залежно від вмісту в ньому сурми:

1 – відносна зносостійкість;

2 – твердість;

3 – еталон 290Х19Г4

Невеликі присадки сурми (до 0,15%) в хромомарганцевий чавун сприяють підвищенню твердості та зносостійкості сплаву. Це пояснюється тим, що сурма впливає не тільки на евтектичне перетворення, але й на кристалізацію аустеніту. Сурма зсуває евтектичну точку в бік меншого вмісту вуглецю, збільшує кількість евтектики та подрібнює її [8, 138]. Крім того, сурма діє як поверхнево-активний елемент [8], який адсорбуючись на поверхні кристалів, обмежує ріст первинних дендритів аустеніту під час кристалізації й таким чином подрібнює структуру (рис. 6.12). Великі площі розгалужених дендритів аустеніту в структурі чавуну, особливо для роботи в умовах гідроабразивного зносу, є небажаними, оскільки вони мають низьку твердість і легко зношуються під дією гострокутних часточок абразиву. Одночасно при цьому оголяються та викришуються карбіди, що й призводить до пришвидшення процесу зношування литої деталі.



а *б* *в*

Рис. 6.12. Зміна мікроструктури хромомарганцевого чавуну 290Х19Г4 залежно від вмісту в ньому сурми: *а* – без сурми; *б* – 0,15% сурми; *в* – 1,0% сурми (×200)

Подальші підвищення присадки сурми (понад 0,2 %) не доцільні, оскільки за такого вмісту в чавуні сурма сприяє утворенню неметалевих вкраплень і плівок, які погіршують зносостійкість металу [8, 22].

Проте слід відзначити, що в реальних промислових виливках ширина й довжина дендритів аустеніту зазвичай набагато більша, ніж у дослідних зразках, а тому литі деталі зношуються в деяких місцях до утворення наскрізних отворів. Знос у таких місцях посилений якраз внаслідок наявних крупних дендритів, які

мають меншу мікротвердість (3…4 ГПа), ніж карбіди (9…14 ГПа), і зношуються досить швидко, прискорюючи знос усієї деталі [136].

У наших дослідженнях за максимального вмісту сурми (0,8…1,0%) витягнуті дендрити не утворювалися, а набували глобулярної форми.

У реальних виливках позитивний ефект від обмеження росту первинних дендритів аустеніту може перевищити негативний ефект від утворення великої кількості неметалевих вкраплень, спричинених сурмою, а тому її підвищений вміст може бути цілком виправданий.

Доцільність підвищеного вмісту сурми (до 1%) в хромомарганцевому чавуні має бути визначена промисловими випробовуваннями литих деталей, хоча не завжди це можливо зробити з ряду технічних причин.

Отже, для підвищення зносостійкості хромомарганцевого чавуну в нього доцільно додавати 0,1…0,2% сурми перед заливанням форм, а в окремих випадках – до 0,8% для подрібнення структури та покращання механічного оброблення, оскільки за такого вмісту сурми не утворюються дендрити аустеніту [8].

6.2.4 Вплив бору на структуру й властивості зносостійкого хромомарганцевого чавуну 290Х19Г4

Вплив бору на експлуатаційні характеристики й структуру хромомарганцевого чавуну вивчено в діапазоні концентрацій до 0,1% (за присадкою).

Хімічний склад і властивості модифікованого бором чавуну наведено в табл. 6.7, а результати випробовувань показано на рис. 6.13.

Установлено, що оброблення чавуну бором суттєво підвищує твердість і зносостійкість металу. Важливий вплив бору на властивості чавуну полягає в його мікролегувальній і модифікувальній дії, що призводить до подрібнення первинного зерна та підвищення прогартовуваності металу у виливках [66]. Бор змінює й стан меж зерен і межових шарів, що позитивно позначається на властивостях чавуну. Цей елемент значно підвищує стійкість переохолодженого аустеніту в області бейнітного та перлітного перетворень, підвищує ударну в’язкість, міцність і зносостійкість [139, 140].

Таблиця 6.7

Хімічний склад і властивості хромомарганцевого чавуну 290Х19Г4, модифікованого бором

Індекс плавки	Хімічний склад, % мас.							Відносна зносостійкість	Твердість, HRC
	C	Cr	Mn	Si	B	P	S		
						не більше			
136	2,93	19,1	4,00	0,67	–	0,05	0,05	1,00	48
137	2,90	18,8	3,95	0,67	0,005	0,05	0,05	1,10	50
138	2,95	19,3	4,10	0,72	0,010	0,05	0,05	1,15	51
139	9,10	19,7	3,98	0,69	0,020	0,05	0,05	1,20	52
140	3,05	18,9	4,05	0,66	0,080	0,05	0,05	1,25	55
141	2,99	19,4	4,10	0,76	0,100	0,05	0,05	1,30	56

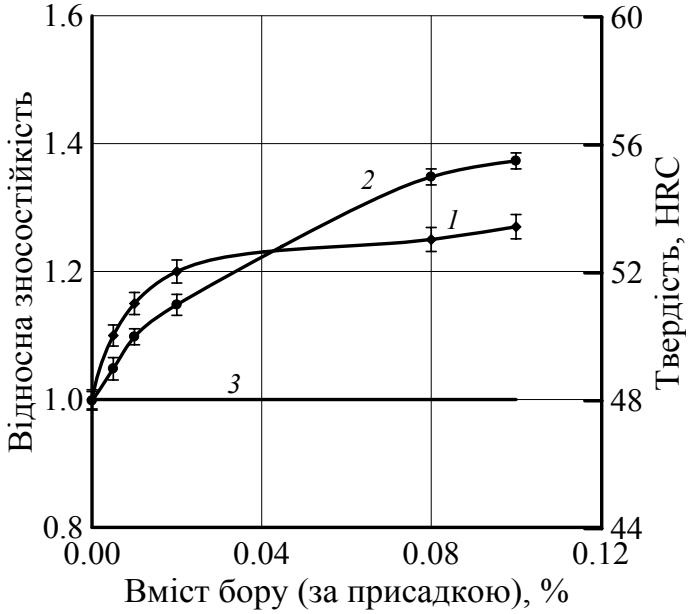


Рис. 6.13. Зміна твердості та зносостійкості базового чавуну, модифікованого бором:

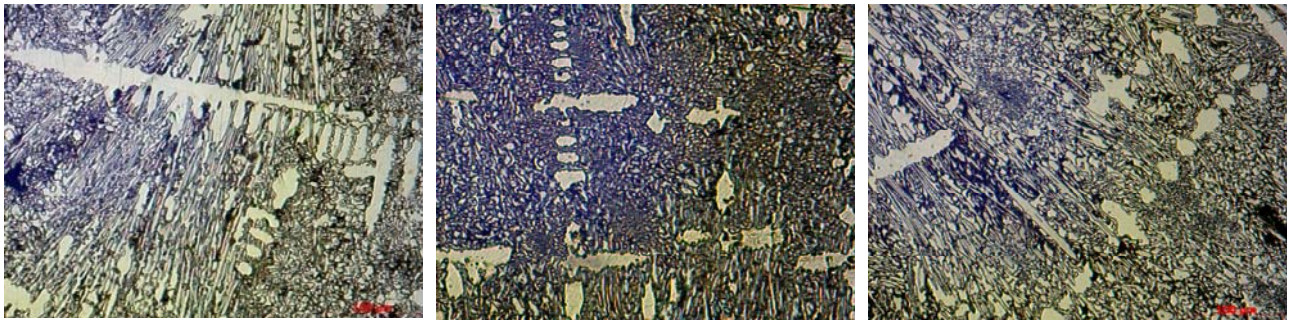
1 – відносна зносостійкість;

2 – твердість;

3 – еталон 290Х19Г4

Мікролегування чавуну бором підвищує його технологічні та експлуатаційні властивості й цим знижує вміст у чавуні хрому, ванадію, нікелю. Додають бор у малій кількості – 0,001…0,005%. Більші присадки бору потребують ретельної експериментальної перевірки для конкретного сплаву й умов експлуатації. За своїм впливом на властивості чавуну бор ефективніший за інші присадки [59, 66]. Дія його добавки 0,0015…0,0030% рівнозначна дії 0,3% хрому, 0,10…0,15% молібдену та 0,12% ванадію [30, 68]. Більша частина бору в чавуні знаходиться у вигляді боридів і карбоборидів різних металів, які мають високу твердість і крихкість. Бор здійснює сильний вплив на процеси кристалізації чавуну як поверхнево-активний

елемент, змінює стан меж зерен, подрібнює зерна, що позитивно впливає на експлуатаційні властивості металу [68]. Він також усуває транскристалізацію в білих чавунах [58] (рис. 6.14).



а *б* *в*

Рис. 6.14. Зміна мікроструктури хромомарганцевого чавуну 290Х19Г4 після присадок бору: *а* – без бору; *б* – 0,01% бору; *в* – 0,1% бору (×200)

Проте за результатами проведених досліджень, підтверджених літературними даними [47, 58, 59], можна зробити висновок, що до оброблення чавуну бором треба підходити досить обережно, оскільки вже за вмісту 0,03% бору чавун має крихкий злам за кімнатної температури, а його зносостійкість залишається практично без змін [138].

Отже, для підвищення твердості та зносостійкості хромомарганцевого чавуну 290Х19Г4 його доцільно модифікувати бором у діапазоні концентрацій 0,005...0,020%.

6.2.5 Вплив РЗМ на структуру й властивості зносостійкого хромомарганцевого чавуну 290Х19Г4

Вплив РЗМ на експлуатаційні характеристики хромомарганцевого чавуну вивчено в діапазоні концентрацій до 0,8% (за присадкою). РЗМ додавали в розплав у вигляді лігатури МЦ50Ж3 з вмістом 48,9% Ce, 29,3% La, 14,8% Nd за температури розплаву 1440…1460 °С. Під час оброблення рідкого чавуну рідкісноземельними металами в лабораторному ковші (до 30 кг розплаву) ефект модифікування не реалізовувався повною мірою, що пов’язано із швидкою втратою темпе-

ратури металу (у порівнянні з втратою температури металу в промислових ковшах), а також малою висотою лабораторного ковша, яка не дає можливості повною мірою спливати неметалевим вкрапленням і переводити їх в шлак. Тому РЗМ в наших дослідженнях додавали в тигель печі безпосередньо перед випусканням металу. Хімічний склад та результати досліджень наведено в табл. 6.8 і показано на рис. 6.15.

Таблиця 6.8

Хімічний склад і властивості хромомарганцевого чавуну 290Х19Г4, модифікованого РЗМ

Індекс плавки	Хімічний склад, % мас.							Відносна зносостійкість	Твердість, HRC
	C	Cr	Mn	Si	РЗМ	P	S		
						не більше			
142	2,91	18,9	4,00	0,64	–	0,05	0,05	1,00	48,0
143	2,88	18,5	4,05	0,65	0,10	0,05	0,05	1,07	51,0
144	3,00	19,8	4,10	0,74	0,20	0,05	0,05	1,20	50,0
145	2,90	19,2	4,15	0,72	0,50	0,05	0,05	1,10	52,0
146	3,05	18,7	4,22	0,76	0,60	0,05	0,05	1,09	50,0
147	2,95	19,7	4,10	0,69	0,80	0,05	0,05	1,00	49,0

Установлено, що оброблення хромомарганцевого чавуну присадками РЗМ (до 0,25%) підвищує зносостійкість і твердість металу (див. рис. 6.15).

РЗМ ефективно зв’язують сірку та кисень у хромомарганцевих чавунах, змінюють форму неметалевих вкраплень з кутастої або продовгуватої на глобулярну, які меншою мірою знеміцнюють сплав і легко спливають у шлак [45, 69, 72].

Присадки РЗМ помітно подрібнюють структуру базового хромомарганцевого чавуну (рис. 6.16). Сполуки церію, лантану та неодиму під час кристалізації діють як поверхнево-активні речовини на межі дендритів аустеніту й обмежують їх ріст. Тут є певна аналогія з впливом сурми. Крім того, в сплаві, що вміщує 0,1% РЗМ, евтектика $\gamma+(Cr, Fe, Mn)_7C_3$ має дисперснішу будову [137].

Крім того, рідкісноземельні метали є хорошими дегазаторами, дефосфораторами та десульфураторами сплавів на основі заліза, що сприяє покращанню якості металу у виливках [1, 10, 11, 75], оскільки РЗМ зв’язують у стійкі хімічні сполуки кисень, азот, водень, сірку тощо [75].

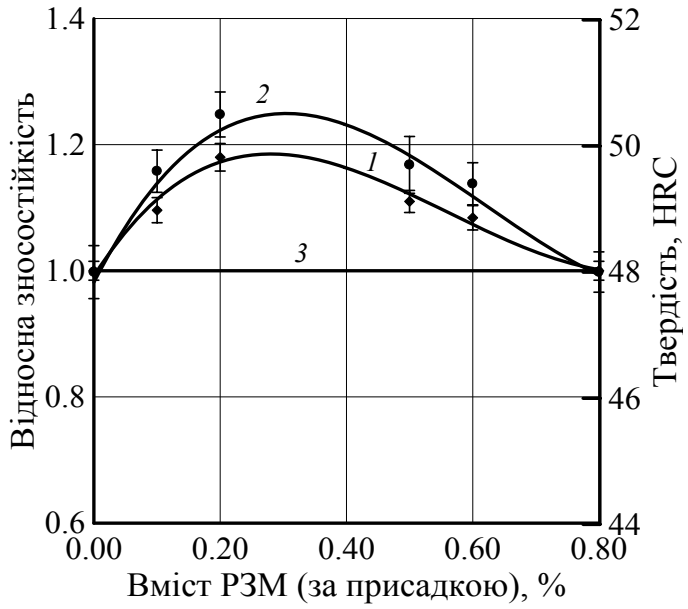
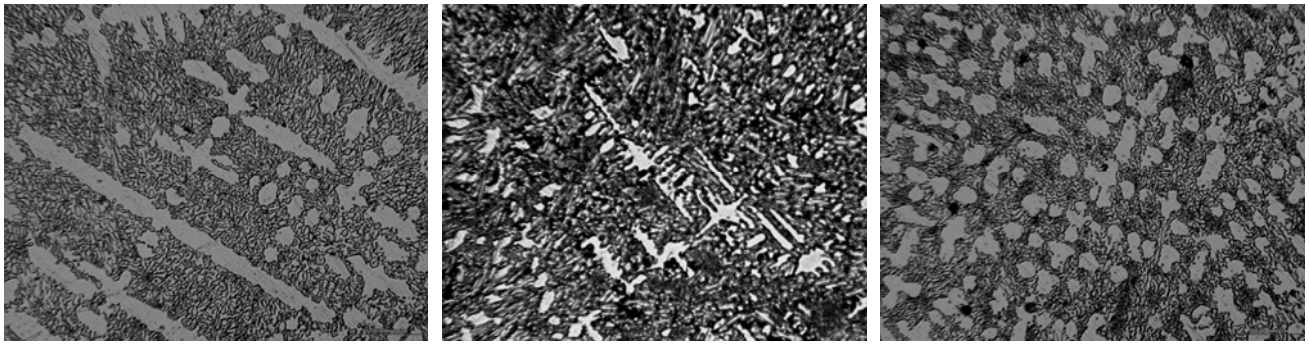


Рис. 6.15. Зміна твердості та зносостійкості чавуну залежно від присадки РЗМ:

1 – відносна зносостійкість;

2 – твердість;

3 – еталон 290Х19Г4



а б в

Рис. 6.16. Зміна мікроструктури хромомарганцевого чавуну 290Х19Г4 залежно від присадки РЗМ: *а* – без РЗМ; *б* – 0,2% РЗМ; *в* – 0,5% РЗМ (×200)

Отже, для покращання структури металу та підвищення зносостійкості й твердості хромомарганцевого чавуну його доцільно модифікувати присадками РЗМ у межах 0,10...0,25%.

6.2.6 Зміна структури та властивостей чавуну 290Х19Г4 після комплексного оброблення його титаном і РЗМ

Відомо [8, 19, 21,53], що комплексне легування більшою кількістю елементів за малого вмісту кожного з них ефективніше впливає на властивості сплавів, ніж легування одним чи двома елементами за більшого їх вмісту. Це пояснюється тим, що легувальні елементи впливають на властивості сплавів не аддитивно, а

по-своєму підсилюючи один одного, тобто проявляють синергічний ефект. Додавання в чавун активних карбідоутворювальних елементів – титану, ванадію, ніобію, цирконію тощо – суттєво підвищує мікротвердість складнолегованих карбідів, сприяє підвищенню твердості та зносостійкості сплаву [50]. Ці елементи також сприяють подрібненню структури сплаву внаслідок утворення додаткових центрів кристалізації, тобто внаслідок модифікування 2-го роду. Одночасне додавання елементів, що діють як поверхнево-активні добавки (РЗМ, Sb – у наших дослідженнях), призводить до обмеження росту крупних дендритів і, відповідно, до подрібнення структури сплаву внаслідок модифікування 1-го роду [76, 77].

Рідкісноземельні метали широко застосовують під час виробництва виливків із високоміцного чавуну, корозійностійких, жароміцних і жаростійких сталей [45, 47, 53]. На жаль, РЗМ практично не використовують під час виробництва виливків із зносостійких високохромистих чи хромомарганцевих чавунів. Це пов'язано з тим, що, з одного боку, після модифікування чавунів такого класу РЗМ ефект впливу на їх структуру й властивості не такий помітний, як для деяких груп спеціальних сталей і високоміцного чавуну. З іншого боку, дані щодо впливу РЗМ на властивості високохромистих чавунів обмежені й часто суперечливі [8, 34]. Неправильно обрана технологія модифікування високохромистих чавунів добавками РЗМ може призвести до відсутності ефекту покращання структури сплавів або навіть погіршання експлуатаційних властивостей.

Метою дослідження є вивчення спільного впливу титану та РЗМ на структуру й властивості хромомарганцевого чавуну 290Х19Г4.

Розливання розплаву здійснювали фракційно. Титан додавали у вигляді феротитану ФТи35 розмірами шматочків 15…25 мм у тигель печі за 3 хвилини до випускання розплаву. РЗМ додавали в тигель печі безпосередньо перед випусканням металу. Розплав розділяли на 4 порції: вихідний і оброблений РЗМ в кількостях 0,1; 0,2 та 0,5% за присадкою. Вміст титану мало змінювався й знаходився біля 0,20% (для порцій 2, 3 та 4).

Дослідженнями макроструктури встановлено, що в не модифікованих РЗМ зразках, в центральній їх частині є зона розмірами приблизно 5×15 мм, яка відпо-

відає зоні довільно орієнтованих рівновісних кристалів (рис. 6.17). У модифікованих зразках ця зона практично відсутня.

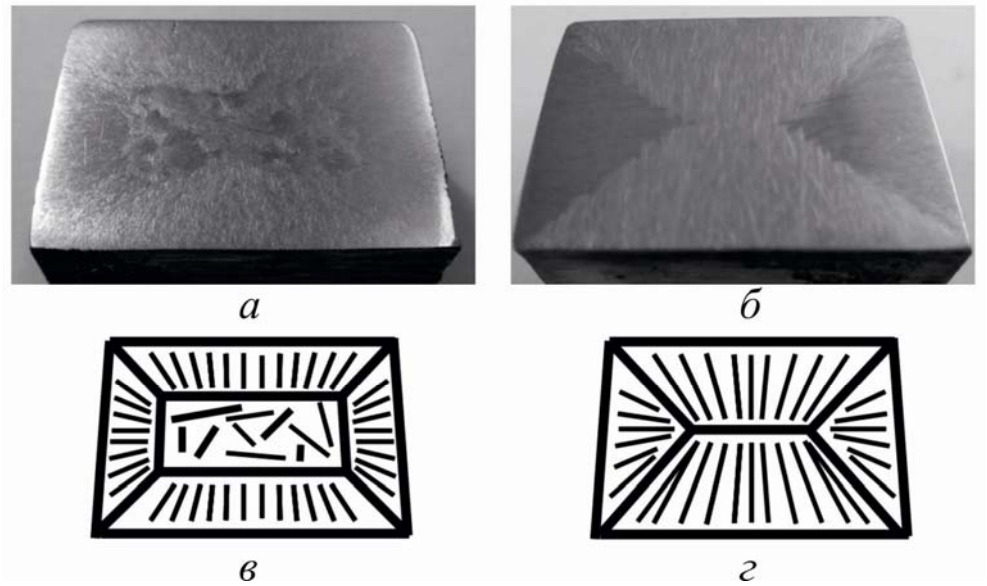


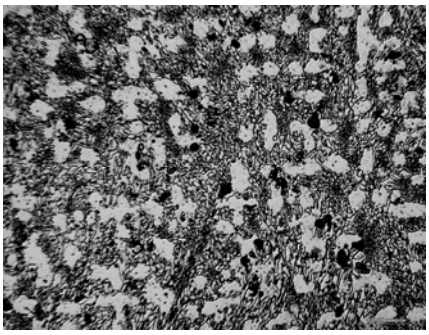
Рис. 6.17. Макроструктура (*а*, *б*) та схема кристалізації (*в*, *г*) не модифікованого (*а*, *в*) і модифікованого присадками титану та РЗМ (*б*, *г*) чавуну

Присадки в чавун титану спільно з РЗМ помітно подрібнюють структуру чавуну (рис. 6.18). У центральній частині зразків зменшується ширина й особливо довжина дендритів первинного аустеніту. Очевидно, церій і його сполуки, що утворилися перед кристалізацією сплаву, діють як поверхнево-активні речовини на межі дендритів аустеніту, обмежуючи їх ріст. Крім того, в сплаві, що вміщує 0,1% РЗМ, евтектика γ + $(Cr, Fe)_7C_3$ має дисперснішу будову [137].

Титан утворює карбіди та карбонітриди, які розташовані переважно в аустенітній матриці та на межах фаз матриця-карбід (рис. 6.19, *а*). Враховуючи відповідність типів кристалічних ґраток, вони можуть бути центрами кристалізації аустеніту та інокулювати розплав (модифікування 2-го роду) [61].

У той же час тугоплавкі частинки TiC або Ti(C, N), що утворилися до кристалізації основної маси розплаву, перебуваючи на межі зерен, ефективно протистоять росту фаз, подрібнюють їх і сприяють ефекту модифікування чавуну. За даними деяких робіт [46, 72, 100] карбіди титану також можуть бути зародками утворення первинних шестигранних карбідів хрому $(Cr, Fe)_7C_3$ й подрібнювати їх.

а *б* *в*



г

Рис. 6.18. Мікроструктури зносостійкого чавуну 290Х19Г4 залежно від присадки титану та РЗМ: *а* – без РЗМ і титану; *б* – 0,1% РЗМ, 0,2% Ti; *в* – 0,2% РЗМ, 0,2% Ti; *г* – 0,5% РЗМ, 0,2% Ti (×200)

РЗМ ефективно зв’язують сірку та кисень у високолегованих чавунах і знаходяться в складі сульфідів й оксисульфідів (рис. 6.19, *б*) переважно сферичної форми (на електронному знімку – білі вкраплення), інших сполук РЗМ не виявлено (табл. 6.9).

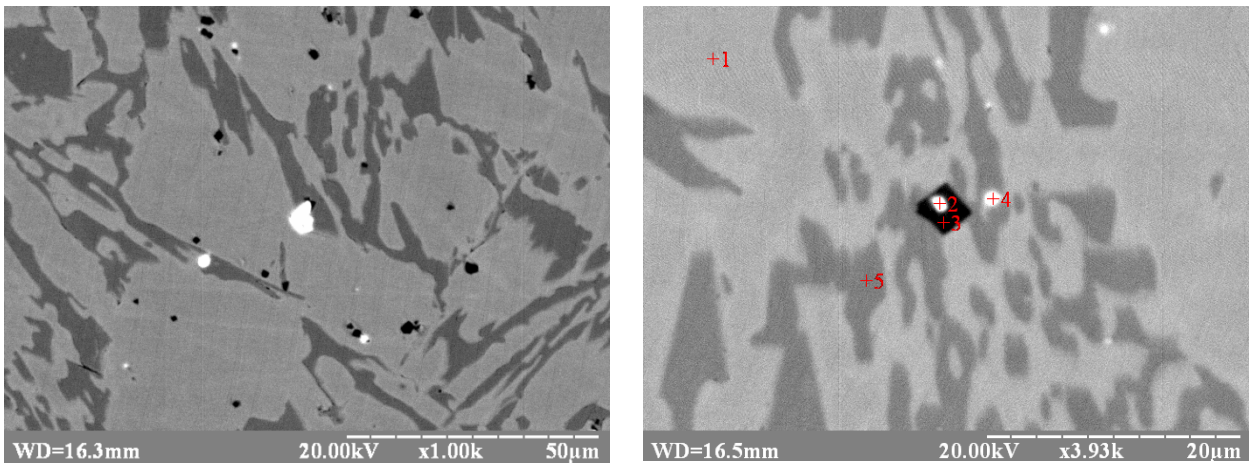
Таблиця 6.9

Розподіл хімічних елементів між фазами в чавуні 290Х19Г4

(до рис. 6.19, *б*)

Індекс точки	Вміст хімічних елементів у точках, %											Фаза
	Si	Mn	Cr	Ti	P	S	Ce	La	Nd	Pr	Fe	
1	0,33	3,91	3,79	0	0,09	0,04	0	0	0	0	91,84	аустеніт
2	0,02	0,65	4,81	24,85	0,18	3,53	24,21	34,40	4,62	0,46	2,25	сульфід РЗМ
3	0,24	0,38	4,82	54,93	0,22	0,05	2,84	30,61	0	0	5,90	імовірно карбонітрид Ti
4	0,19	0,81	13,54	0,87	0,13	3,80	27,26	13,51	14,28	11,36	14,23	сульфід РЗМ
5	0,08	3,14	56,21	0	0,13	0,17	0	0	0	0	40,27	імовірно карбід $(Cr, Fe,Mn)_7C_3$

Сульфіди РЗМ рівномірно розподілені в структурі, їх кількість зростає із збільшенням загального вмісту РЗМ у сплаві. Крім того, зустрічаються вкраплення, в яких сульфід РЗМ знаходиться поруч з карбонітридом титану (рис. 6.19, *б*) (сульфід знаходиться всередині карбонітриду).



а *б*

Рис. 6.19. Мікроструктури хромомарганцевого чавуну 290Х19Г4, який вміщує титан і РЗМ, з нанесеними контрольними точками

Локальним точковим хімічним аналізом (див. табл. 6.9) установлено, що точка 2 – це сульфід РЗМ (див. рис. 6.19, *б*), розташований у карбонітриді титану (точка 3 на рис. 6.19, *б*), однак і в сульфіді, й в карбіді є й титан, і РЗМ (La, Ce). Враховуючи високу спорідненість титану до сірки [137], можна припустити, що це карбосульфід складного хімічного складу.

Дослідженнями структури травлених зразків за великих збільшень на оптичному, а також на скануючому електронному мікроскопах установлено, що в складі дендритів аустеніту, модифікованих титаном і РЗМ чавунів, наявні дрібні частинки розмірами 1...4 мкм (рис. 6.20, *а*, *б*), які підвищують мікротвердість зерен первинного аустеніту з 3,2 до 4,2 ГПа.

Найбільша кількість таких вкраплень виявлена після додавання в чавун 0,2 та 0,5% РЗМ. Очевидно, це дрібнодисперсні складні, леговані хромом та марганцем, карбіди типу $(Cr, Fe, Mn)_7C_3$ (рис. 6.20, *в, г*), що не входять до складу евтектики. Це підтверджено локальним точковим хімічним аналізом (табл. 6.10).

Найімовірніше, дрібні вкраплення карбідів, виявлені в модифікованому сплаві, утворилися в процесі кристалізації на дуже дрібних частинках РЗМ або їх сполук, які можуть бути додатковими центрами кристалізації. До подібних висновків дійшли й автори роботи [58], проте вони не аналізували природу та хімічний склад цих частинок.

Таблиця 6.10

Розподіл хімічних елементів в окремих точках чавуну 290Х19Г4

(до рис. 6.20, *в*, *г*)

Індекс рисунка	Вміст хімічних елементів у точках, %											Імовірна фаза
	Si	Mn	Cr	Ti	P	S	Ce	La	Nd	Pr	Fe	
6.20, *в*	0,18	3,57	47,57	0	0,15	0,01	0	0	0	0	48,52	карбід $(Cr, Fe, Mn)_7C_3$
6.20, *г*	0,13	4,17	33,53	0	0,11	0,10	0	0	0	0	61,96	карбід $(Cr, Fe, Mn)_7C_3$

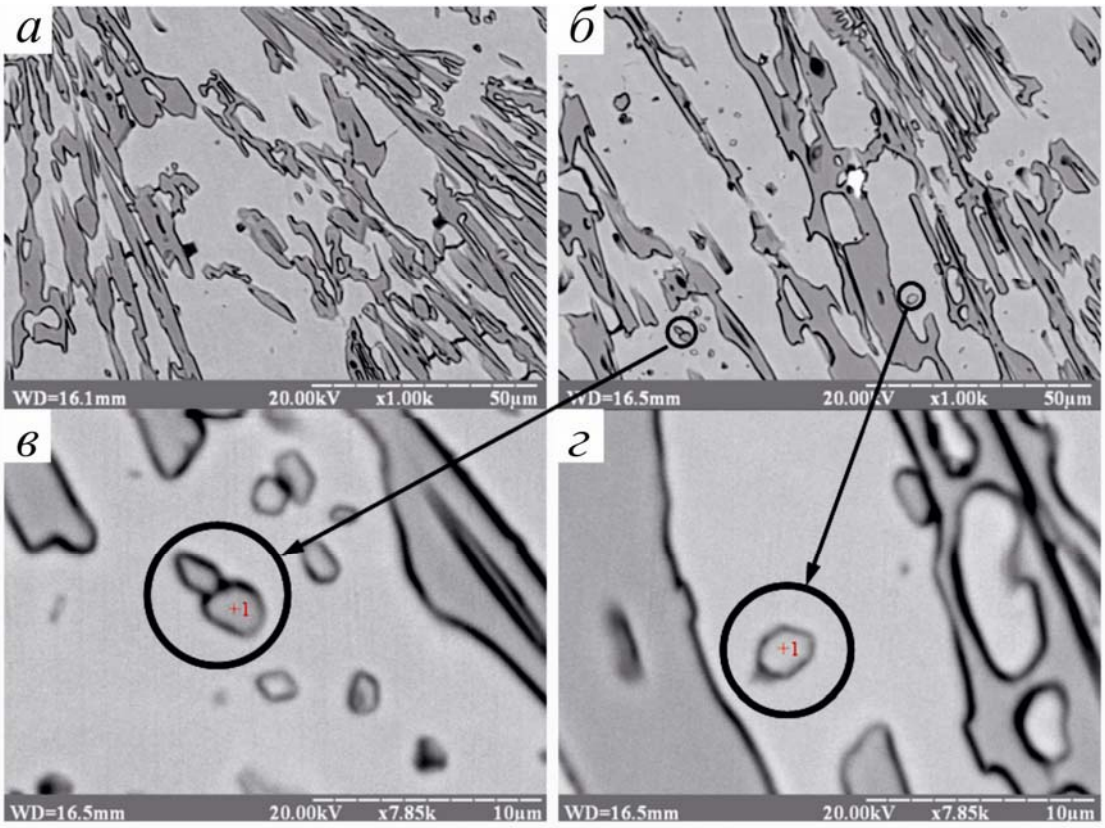


Рис. 6.20. Мікроструктури чавуну 290Х19Г4 у вихідному стані (*а*), модифікованого присадками 0,20% титану та 0,20% РЗМ (*б*) і дрібнодисперсні вкраплення складних карбідів (*в*, *г*)

У структурі реальних промислових виливків, виготовлених із чавунів навіть евтектичного складу, поруч з евтектичними ділянками внаслідок відхилень хімічного складу, ліквації тощо зазвичай вміщується значна кількість первинних дендритів аустеніту. Ці ділянки структури мають нижчу мікротвердість і в процесі експлуатації деталі зношуються в першу чергу, прискорюючи цим знос всієї її поверхні. Тому зміцнення первинних дендритів аустеніту дрібнодисперсними твер-

дими карбідами та карбонітридами сприяє підвищенню абразивної зносостійкості металу литої деталі. Максимальну зносостійкість (вищу на 20%, ніж базовий чавун) має сплав, модифікований присадками 0,2% титану та 0,2% РЗМ, при цьому твердість чавуну знаходиться на рівні 48…50 HRC [137].

Отже, для покращання структури, нейтралізації впливу шкідливих домішок і підвищення зносостійкості хромомарганцевих чавунів їх доцільно перед випусканням із плавильного агрегату додатково обробляти 0,15...0,20% титану та 0,15...0,25% РЗМ (за присадкою).

6.3 Вибір оптимального хімічного складу хромомарганцевого зносостійкого чавуну для роботи в екстремальних умовах

За результатами досліджень залежності властивостей зносостійких білих чавунів від їх хімічного складу та структури металу можна зробити висновок, що закономірності їх зношування визначаються гетерогенністю будови цих сплавів і великою різницею за твердістю карбідної фази й металевої основи, здатністю до пластичної деформації та характером руйнування металу.

Висока зносостійкість сплаву в умовах абразивного та гідроабразивного зношування забезпечується тільки тоді, коли карбідна фаза чавуну відповідає таким вимогам [140, 141]:

– максимальна кількість карбідів з твердістю, яка вища твердості абразиву;

– карбідна фаза рівномірно розосереджена в металевій матриці;

– карбіди мають мінімальні розміри.

Металева основа має задовольняти таким вимогам:

– максимально міцно утримувати карбіди в умовах навантаження абразивними часточками;

– забезпечувати мінімальні деформації, щоб не допускати розтріскування та викришування карбідів;

– розміри площ матричного металу між карбідами мають бути такими, щоб звести до мінімуму їх знос абразивом, зменшити оголення карбідів та їх вимивання або обламування.

За результатами досліджень рекомендовано хромомарганцеві чавуни для виготовлення литих деталей, що працюють в екстремальних умовах зносу. Чавуни повною мірою задовольняють викладеним вище вимогам. Хімічний склад рекомендованих хромомарганцевих чавунів наведено в табл. 6.11.

Таблиця 6.11

Хімічний склад рекомендованих хромомарганцевих чавунів для роботи в екстремальних умовах зносу

Індекс сплаву	Позначення чавуну	Хімічний склад, % мас								
		C	Cr	Si	Mn	Ti	V	Sb	B	Інші елементи
1	290Х19Г4	2,8…3,2	18,0…20,0	0,6…0,8	3,8…4,5	–	–	–	–	0,3…1,2% Ni
2	290Х19Г4Т	2,8…3,2	18,0…20,0	0,6…0,8	3,8…4,5	0,1…0,5	–	–	–	0,2 Al
3	290Х19Г4Ф	2,8…3,2	18,0…20,0	0,6…0,8	3,8…4,5	–	0,5…0,8	–	–	0,2 Al
4	290Х19Г4Су	2,8…3,2	18,0…20,0	0,6…0,8	3,8…4,5	–	–	0,10…0,15	–	0,2 Al
5	290Х19Г4Р	2,8…3,2	18,0…20,0	0,6…0,8	3,8…4,5	–	–	–	0,005…0,020	0,2 Al
6	Чавун 290Х19Г4, оброблений титаном і РЗМ	2,8…3,2	18,0…20,0	0,6…0,8	3,8…4,5	0,15…0,20	–	–	–	0,15…0,25 % РЗМ (за присадкою) 0,2 Al

Примітка: Вміст P та S в чавунах має не перевищувати 0,05% кожного елемента.

На особливу увагу заслуговує безнікелевий чавун 290Х19Г4Т, який має високу зносостійкість, не потребує для його виплавляння дорогих і дефіцитних шихтових матеріалів, задовільно оброблюється на металорізальних верстатах.

6.3.1 Ливарні властивості рекомендованих зносостійких чавунів

Крім високих експлуатаційних характеристик рекомендовані чавуни мають задовільні ливарні властивості (табл. 6.12).

Таблиця 6.12

Ливарні властивості рекомендованих хромомарганцевих чавунів та їх призначення

Індекс сплаву	Позначення чавуну	Ливарні властивості рекомендованих чавунів			Призначення сплаву
		практична рідкоплинність, мм	лінійна усадка, %	відносна тріщиностійкість*	
1	280Х28Н2 (еталон)	450…500	1,9…2,0	1,0	Литі деталі багерних насосів (робочі колеса, корпуси, бронедиски)
2	290Х19Г4	500…760	2,0…2,1	1,0	Те саме
3	290Х19Г4Т	480…750	1,9…2,1	1,24	Деталі багерних насосів і шламових транспортерів
4	290Х19Г4Ф	500…720	1,9…2,1	1,22	Те саме
5	290Х19Г4Р	460…690	1,85…2,0	1,18	Зносостійкі деталі з мінімальним механічним обробленням (коліна пульпопроводів, бронедиски насосів)
6	290Х19Г4Су	490…720	1,8…2,0	1,19	Литі деталі багерних насосів (робочі колеса, корпуси, бронедиски)
7	290Х19Г4ц**	490…750	1,9…2,1	1,20	Те саме

* Відносно чавуну 280Х28Н2
** Чавун оброблено 0,2 % РЗМ

Практичну рідкоплинність визначали за довжиною спіралі Керрі з трапецієвидним перерізом висотою 8,2 мм та розмірами основ 5,0 і 8,4 мм. Чавуни за температури заливання форм 1400 ºС, що на 100 ºС перевищує температуру їх

ліквідусу, мають рідкоплинність 460...760 мм (див. табл. 6.12). Така рідкоплинність перевищує рідкоплинність вуглецевої сталі, еталонного хромонікелевого чавуну 280Х28Н2 та трохи поступається рідкоплинності сірого чавуну, але задовольняє вимогам до розплаву навіть під час виробництва тонкостінних і складних за конфігурацією виливків.

Відомо, що підвищення вмісту хрому та вуглецю збільшує практичну рідкоплинність зносостійких чавунів внаслідок зниження теплопровідності металу та температури ліквідус [8, 140].

Отже, для складних за геометрією виливків хімічний склад чавунів за хромом та вуглецем має бути на верхній межі діапазону концентрацій.

Лінійна усадка рекомендованих чавунів складає 1,8...2,1%, що вище, ніж сірих, та є приблизно такою, як середньолегованих сталей і чавуну 280Х28Н2. Таку усадку зносостійких чавунів необхідно обов’язково враховувати під час проектування ливарної оснастки та користуватися нормативними документами для сталевого литва. Необхідні надливи також слід вибирати та визначати їх розміри за рекомендаціями для сталевих виливків.

Враховуючи складність відокремлення надливів від виливків під час виробництва їх із зносостійких чавунів, наприклад, газополум’яним різанням, надливи треба проектувати легковідокремлювальними з використанням спеціальних стрижнів, так званих стрижнів-коржиків, які розташовувати у формі між порожнинами для надливу та виливка.

Повна об’ємна усадка рекомендованих чавунів – 7,2...7,8% і реалізується у вигляді розсіяної усадкової поруватості за вмісту хрому біля 20%.

Схильність виливків із рекомендованих чавунів утворювати гарячі або холодні тріщини визначається підвищеною лінійною усадкою, порівняно низькою міцністю металу за температур утворення гарячих тріщин, невисокою пластичністю та низькою теплопровідністю, яка призводить до росту первинного зерна й зниження міжзеренних зв’язків.

Особливо небезпечним фактором утворення гарячих тріщин є тонкі заливи по розніму форми. Тріщина при цьому майже завжди розповсюджується в тіло

виливка. До рекомендованих чавунів можна додати хромомарганцевий чавун з вмістом біля 1% нікелю, який має мінімальну здатність до утворення тріщин внаслідок наявності нікелю, який підвищує пластичність металу за температур утворення тріщин.

Отже, за сукупністю ливарних, механічних та експлуатаційних властивостей рекомендовані чавуни є перспективними ливарними сплавами для виготовлення виливків будь-яких маси, складності та габаритних розмірів, які можуть надійно й тривало працювати в екстремальних умовах.

6.4 Термічне оброблення хромомарганцевих зносостійких чавунів

Відпал хромомарганцевих чавунів. Термічне оброблення високолегованих зносостійких чавунів виконують з метою зняття ливарних напружень, зниження твердості для покращання оброблюваності на металорізальних верстатах або підвищення твердості й зносостійкості. Виливки завантажують у піч з температурою 200…300 °С, витримують протягом 1…3 год і нагрівають із швидкістю 70…100 °С/год залежно від складності литої деталі [8, 19, 21, 22, 142].

Більшість виливків, виготовлених із зносостійких чавунів, піддають механічному обробленню. Твердість хромомарганцевих чавунів у литому стані змінюється в межах 40…55 HRC. За такої твердості механічне оброблення традиційними методами утруднене. Крім того твердість поверхні хромомарганцевого чавуну може зростати внаслідок мартенситного перетворення в мікрооб’ємах легованого аустеніту в результаті високих тисків в зоні різальної крайки різця [21, 22, 142] під час механічного оброблення.

Для надійної та тривалої експлуатації литих деталей й успішного проведення механічного оброблення необхідно правильно підбирати хімічний склад хромомарганцевого чавуну, а також використовувати оптимальний для чавуну вибраного хімічного складу режим термічного оброблення [143…150].

Досліджено вплив відпалу за п’ятьма різними режимами на твердість і структуру шести варіантів хромомарганцевих чавунів, хімічний склад яких наведено в табл. 6.13.

Таблиця 6.13

Хімічний склад досліджених хромомарганцевих чавунів

Індекс позиції	Позначення чавуну	Хімічний склад, %							
		C	Si	Cr	Mn	Ti	РЗМ*	P	S
								не більше	
1	300Х20Г3	3,0	0,6	19,6	2,5	–	–	0,05	0,05
2	320Х19Г3	3,2	0,8	19,1	3,0	–	–	0,05	0,05
3	320Х20Г3	3,2	0,7	19,8	3,2	–	–	0,05	0,05
4	280Х20Г4Тц	2,8	1,0	20,0	4,4	0,11	0,1	0,05	0,05
5	290Х19Г4Т	2,9	0,9	19,2	3,9	0,11	–	0,05	0,05
6	290Х19Г3РТФц**	2,9	1,0	19,1	2,7	0,20	0,2	0,05	0,05

Примітки: 1. * За присадкою
2. ** Додатково вміщує 0,02 % бору та 0,1 % ванадію

Чавун з індексом 6 є комплексно модифікованим (B, Ti, V, РЗМ), виплавлений спеціально для дослідження можливостей його термічного оброблення.

За даними робіт [22, 62, 141, 144] комплексно леговані білі чавуни мають ряд переваг під час механічного оброблення, оскільки їх твердість після відпалу може знижуватися до 30…40 HRC.

Відпал виконували за такими режимами (рис. 6.21):

– лінія *1* – нагрівання до температури 840 °С, витримування протягом однієї години, охолодження з піччю (швидкість охолодження не регламентується);

– лінія *2* – нагрівання до температури 900 °С, витримування протягом однієї години, охолодження з піччю (швидкість охолодження не регламентується);

– лінія *3* – нагрівання до температури 820 °С, витримування протягом однієї години, охолодження з піччю із швидкістю 40 °С/год;

– лінія *4* – нагрівання до температури 870 °С, витримування протягом однієї години, охолодження з піччю із швидкістю 40 °С/год;

– лінія *5* – нагрівання до 870 °С, витримування протягом однієї години, охолодження з піччю до 610 °С, витримування протягом 3 год, нагрівання до 690 °С, витримування протягом 2 год та охолодження з піччю (швидкість охолодження не регламентується).

Останній режим (ступінчастий відпал, лінія 5) здійснювали з урахуванням виконаних нами попередніх досліджень, а також спираючись на дані літературних джерел [8, 21, 22, 142], згідно яких відпал хромомарганцевих чавунів у діапазоні температур 800…1050 °С не завжди зменшує твердість чавуну, а інколи вона навіть стає вищою, ніж у литому стані. Якраз у таких випадках перспективним може бути ізотермічний ступінчастий відпал.

За даними [22, 142] цей режим менш чутливий до температури аустенізації, дає можливість контролювати зміни температури, а нагрівання та охолодження виробу практично не регламентуються.

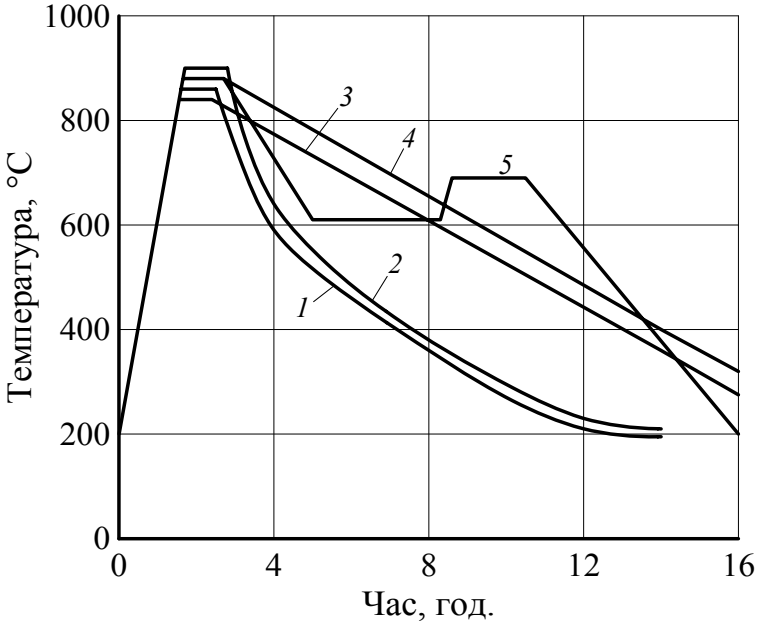


Рис. 6.21. Режими відпалу хромомарганцевих чавунів

Твердість литих зразків різних плавок коливалась у межах 49…56 HRC (табл. 6.14), причому вона мало залежала від вмісту вуглецю (в межах 2,8…3,2%), кремнію (0,6…1,0%), хрому (19,1…20,0%) і модифікувальних добавок (до 0,2% титану та до 0,2% РЗМ). Основним елементом, що впливає на зміну твердості зразків у литому стані, є марганець (див. рис. 6.3 та 6.4), який найбільшою мірою сприяє аустенізації чавуну та змінює структуру й твердість.

Після відпалу за режимами №1 і №2 (лінії *1* і *2*) твердість чавунів зменшується незначно або навіть зростає, що негативно впливає на механічне оброблення виробів.

Таблиця 6.14

Твердість досліджених хромомарганцевих чавунів в литому стані та після різних режимів відпалу

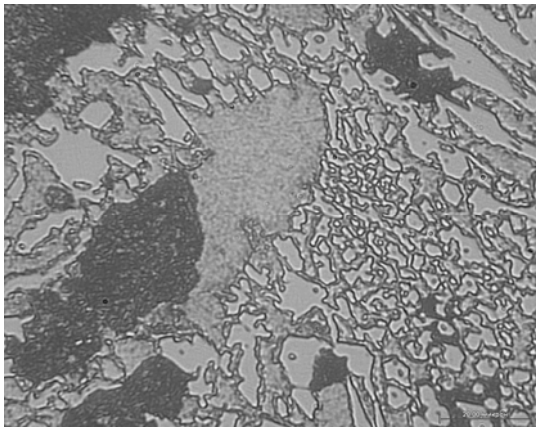
Позначення чавуну	Твердість, HRC					
	у литому стані	після відпалу за режимом №1	після відпалу за режимом №2	після відпалу за режимом №3	після відпалу за режимом №4	після відпалу за режимом №5
300Х20Г3	56,0	44,0	42,0	40,0	40,0	40,0
320Х19Г3	53,0	48,0	45,0	48,0	52,0	43,0
320Х20Г3	51,5	48,0	52,0	47,5	45,0	46,5
280Х20Г4Тц	49,0	60,0	59,0	56,0	53,0	55,0
290Х19Г4Т	50,0	46,0	48,5	50,0	50,0	50,0
290Х19Г3РТФц	54,0	46,2	52,0	43,0	44,0	39,5

Швидкість охолодження печі (не контрольована) в початковий період складає 200…150 °С/год й змінюється за гіперболічною залежністю. За даними робіт [37, 40, 58], максимальна швидкість евтектоїдного розпаду аустеніту чавунів подібного класу має місце за температури біля 600 °С.

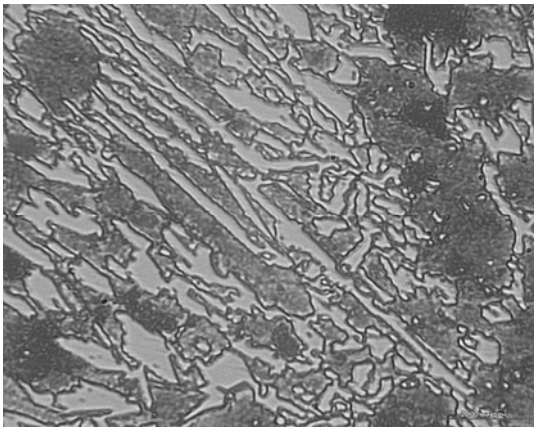
Швидкість охолодження печі в діапазоні від температури витримування до 600 °С не дає можливості легованому аустеніту в хромомарганцевому чавуні розпадатись з утворенням перліту. Оскільки за даних режимів термічного оброблення охолодження в області 600 °С здійснюється досить швидко, то аустеніт чавунів розпадається лише частково (чавун 290Х19Г3РТФц – рис. 6.22, *а*) або взагалі не розпадається (чавун 280Х20Г4Тц – рис. 6.22, *б*). Натомість у легованому хромом і марганцем аустеніті такого чавуну виділяється велика кількість вторинних карбідів (аустеніт має темний колір), які підвищують мікротвердість аустеніту, що в результаті й підвищує твердість чавуну.

Після відпалу за режимами №3 та №4 (лінії *3* та *4*) твердість чавунів зменшилась також не суттєво. Винятком є тільки чавун 300Х20Г3 (рис. 6.23, *а*) з твердістю 40 HRC, що задовольняє вимогам щодо задовільного його механічного оброблення. Зниження твердості чавуну пояснюється повнішим розпадом аустеніту

на зернистий перліт внаслідок повільнішого охолодження в перлітній області. У той же час аустеніт комплексно легованого чавуну 290Х19Г3РТФц (рис. 6.23, *б*) розпадається лише частково (темні ділянки).

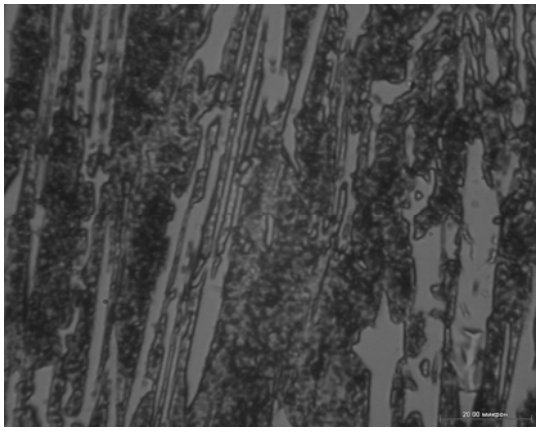


а

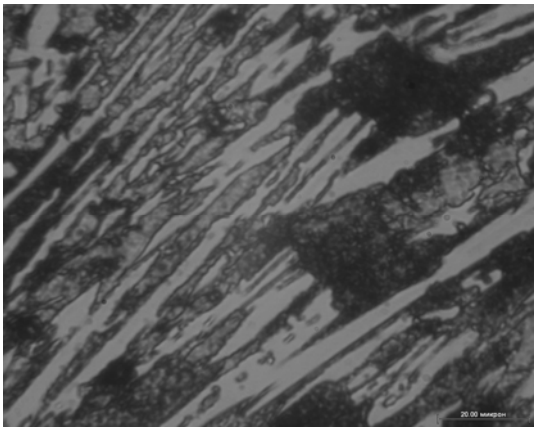


б

Рис. 6.22. Мікроструктури хромомарганцевих чавунів після відпалу за режимом №1 (лінія *1*): *а* – чавун 290Х19Г3РТФц; *б* – чавун 280Х20Г4Тц (×500)



а



б

Рис. 6.23. Мікроструктури хромомарганцевих чавунів після відпалу за режимом №4 (лінія *4*): *а* – чавун 300Х20Г3; *б* – чавун 290Х19Г3РТФц (×500)

Найтехнологічнішим виявився ступінчастий відпал. Твердість зразків хромомарганцевого чавуну після ступінчастого відпалу коливалась у межах 39,5…55,0 HRC (див. табл. 6.14).

Найнижчу твердість мали зразки з найменшим вмістом у чавуні марганцю (зразки 1 і 6, табл.6.13), а найвищу – з максимальним вмістом марганцю (зразок 4, табл. 6.13).

Твердість зразків чавуну різних плавок після термічного оброблення знаходиться практично в прямолінійній залежності від вмісту марганцю (рис. 6.24) й мало залежить від вмісту інших елементів у межах наведеного хімічного складу (див. табл. 6.13).

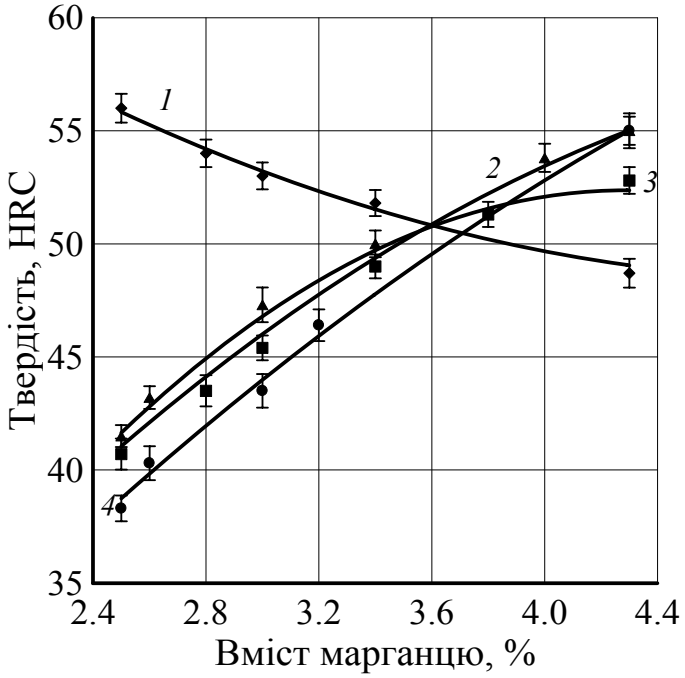
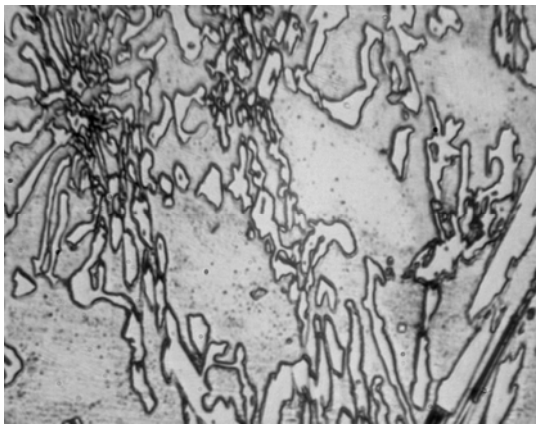


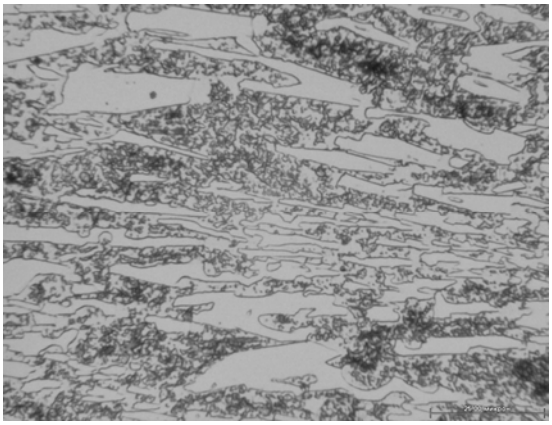
Рис. 6.24. Зміна твердості хромомарганцевого чавуну залежно від вмісту марганцю: *1* – у литому стані; *2* – після відпалу за режимом № 3 (лінія *1*, рис.6.21); *3* – після відпалу за режимом № 4 (лінія *4*, рис. 6.21); *4* – після ступінчастого відпалу за режимом № 5 (лінія *5*, рис. 6.21)

Із збільшенням кількості марганцю від 2,5 до 4,4% твердість термооброблених зразків зростає з 39,5 до 55 HRC. За вмісту марганцю 3,9% і вище твердість зразків після відпалу не знижується, а навіть зростає. Це можна пояснити так: структура зразків у литому стані складається переважно з первинних дендритів аустеніту та евтектики γ + (Cr, Fe, Mn)$_7$C$_3$, тому різницю твердості литих зразків можна пояснити різною кількістю аустеніту внаслідок різного вмісту марганцю, оскільки останній стабілізує аустеніт та підвищує розчинність вуглецю в γ-залізі [19, 21, 22]. Це дещо зменшує кількість хромистих карбідів у чавуні. Усі ці фактори зменшують твердість чавуну в литому стані. Аустеніт чавунів з мінімальним вмістом марганцю (зразки 1 і 6, табл. 6.13) під час ступінчастого відпалу розпадається повністю на зернистий перліт (відносно м’які продукти розпаду) різної дисперсності, що призводить до зниження твердості металу до 39…40 HRC.

Мікроструктури хромомарганцевих чавунів 300Х20Г3 та 290Х19Г3РТФц у литому стані та після ступінчастого відпалу за режимом №5 (лінія *5*, рис. 6.21) показано відповідно на рис. 6.25 і рис. 6.26.

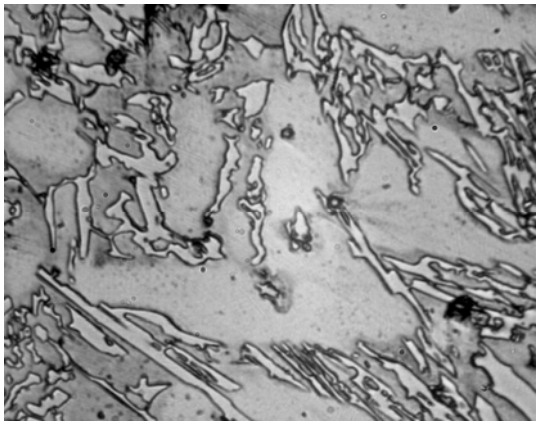


а

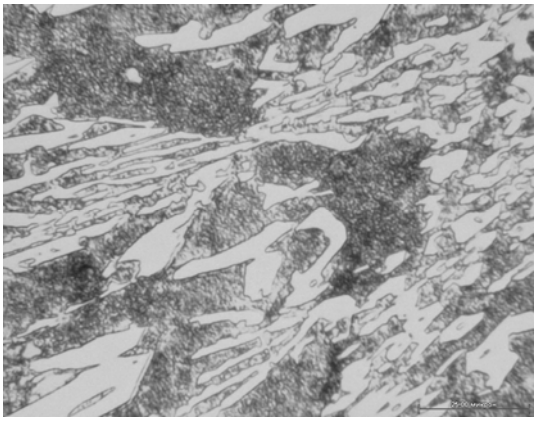


б

Рис. 6.25. Мікроструктури хромомарганцевого чавуну 300Х20Г3:
а – в литому стані; *б* – після ступінчастого відпалу (×500)



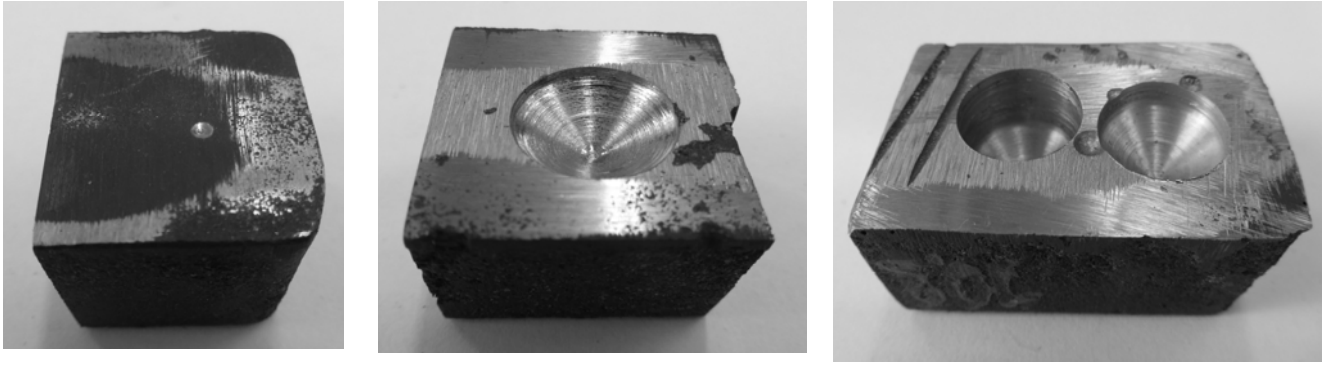
а



б

Рис. 6.26. Мікроструктури хромомарганцевого чавуну 290Х19Г3РТФц:
а – в литому стані; *б* – після ступінчастого відпалу (×500)

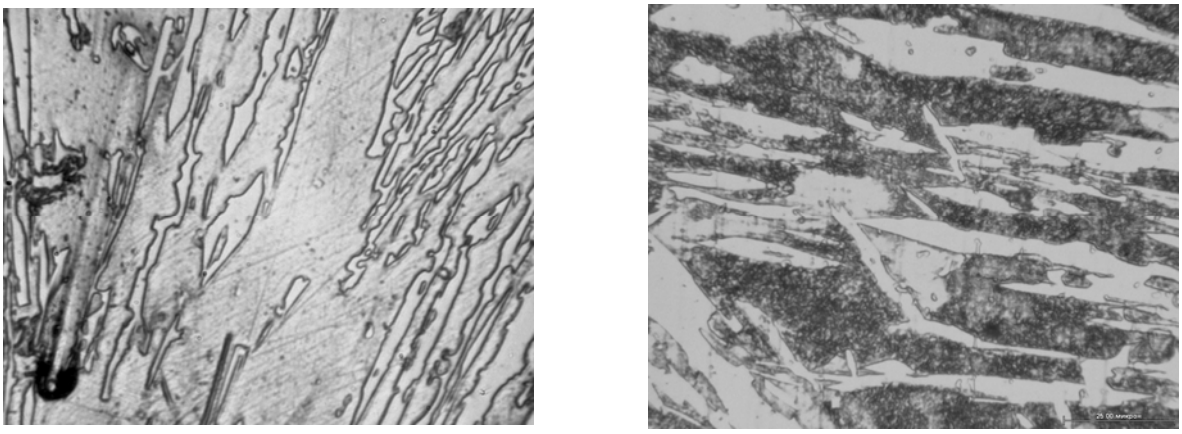
Вироби із хромомарганцевих чавунів з такою твердістю можна обробляти на металорізальних верстатах традиційними методами, що підтверджено лабораторними випробовуваннями (рис. 6.27). Для кращої оброблюваності необхідно зменшувати кількість марганцю в чавуні (див. рис. 6.24) або ж зменшувати кількість вуглецю, який є основним регулятором кількості карбідів [8, 19, 21].



а *б* *в*

Рис. 6.27. Пробні свердлування зразків із хромомарганцевих чавунів після ступінчастого відпалу: *а* – чавун 280Х20Г4Тц; *б* – чавун 320Х20Г3; *в* – чавун 290Х19Г3РТФц

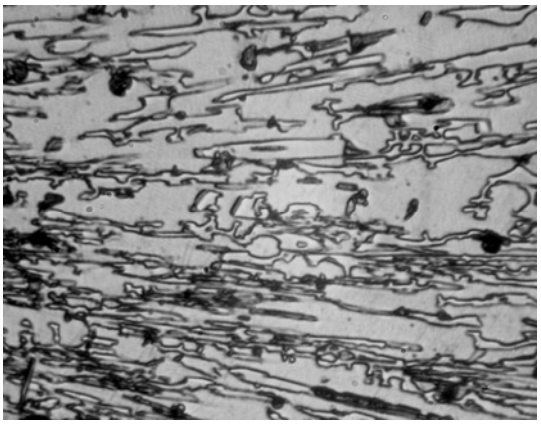
У сплавів з середнім вмістом марганцю твердість знизилась всього на 5…10 од (див. табл. 6.14). Матриця цих сплавів складається з армованого вторинними карбідами аустеніту, що не розпався, та частково продуктів розпаду аустеніту (рис. 6.28 і 6.29). У результаті цього твердість сплаву зменшилась недостатньо для виконання механічного оброблення за звичайними режимами.



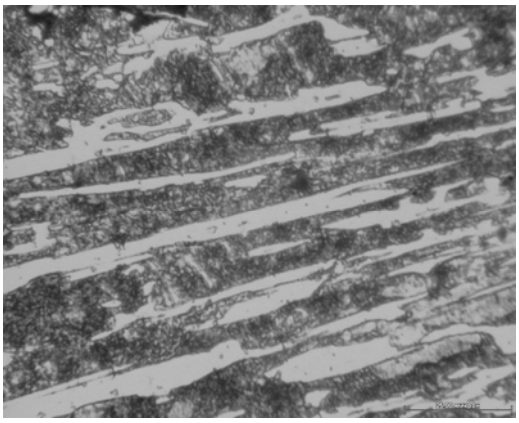
а *б*

Рис. 6.28. Мікроструктури хромомарганцевого чавуну 320Х19Г3 (3,0% Mn): *а* – в литому стані; *б* – після ступінчастого відпалу (×500)

У зразку 5 (див табл. 6.14) після ступінчастого відпалу зниження твердості не відбулось, а в зразку 4 з максимальним вмістом марганцю (4,4 %) твердість навіть зросла (див. табл. 6.14).



а



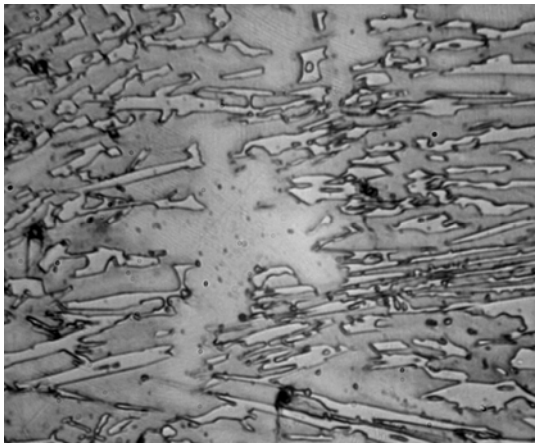
б

Рис. 6.29. Мікроструктури хромомарганцевого чавуну 320Х20Г3 (3,2% Mn): *а* – в литому стані; *б* – після ступінчастого відпалу (×500)

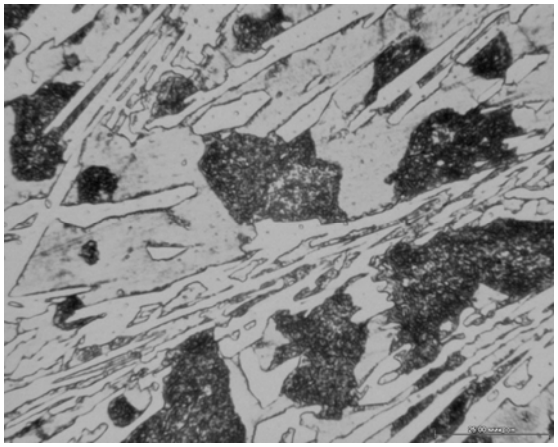
Насичений марганцем аустеніт таких чавунів розпадається лише частково (рис. 6.30 і 6.31), натомість в ньому виокремлюється велика кількість вторинних карбідів, що додатково зміцнюють і підвищують твердість сплаву.

Частковий розпад аустеніту, очевидно, починається в місцях з мінімальним вмістом марганцю, внаслідок його ліквації в зернах дендритів.

Як приклад наявності карбідів різного складу в чавуні, на рис. 6.32 показано структурні складові хромомарганцевого чавуну 4, хімічний склад якого наведено в табл. 6.13, а хімічний склад металу в окремих точках – у табл. 6.15 і 6.16.

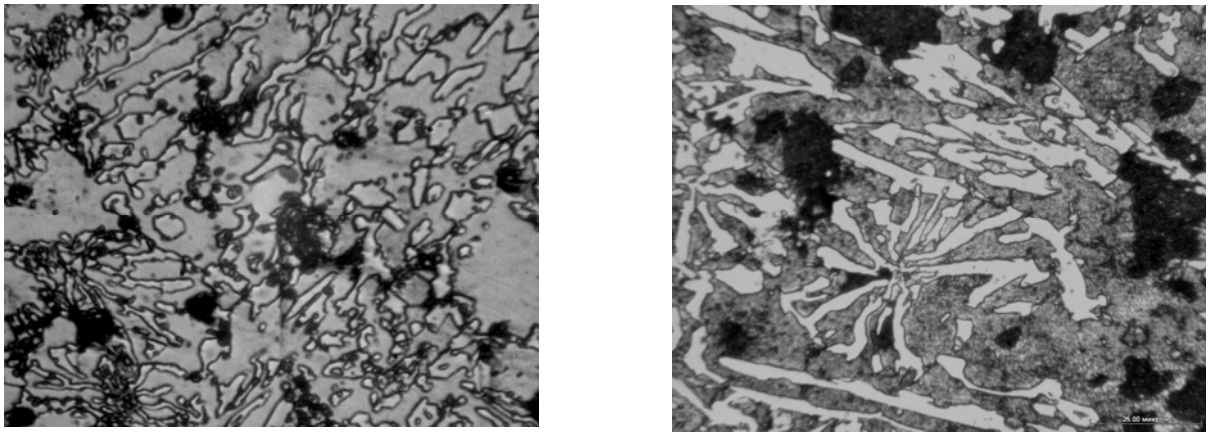


а



б

Рис. 6.30. Мікроструктури хромомарганцевого чавуну 290Х19Г4Т (3,9% Mn): *а* – в литому стані; *б* – після ступінчастого відпалу (×500)



а *б*

Рис. 6.31. Мікроструктури хромомарганцевого чавуну 280Х20Г4Тц (4,4% Mn): *а* – в литому стані; *б* – після ступінчастого відпалу (×500)

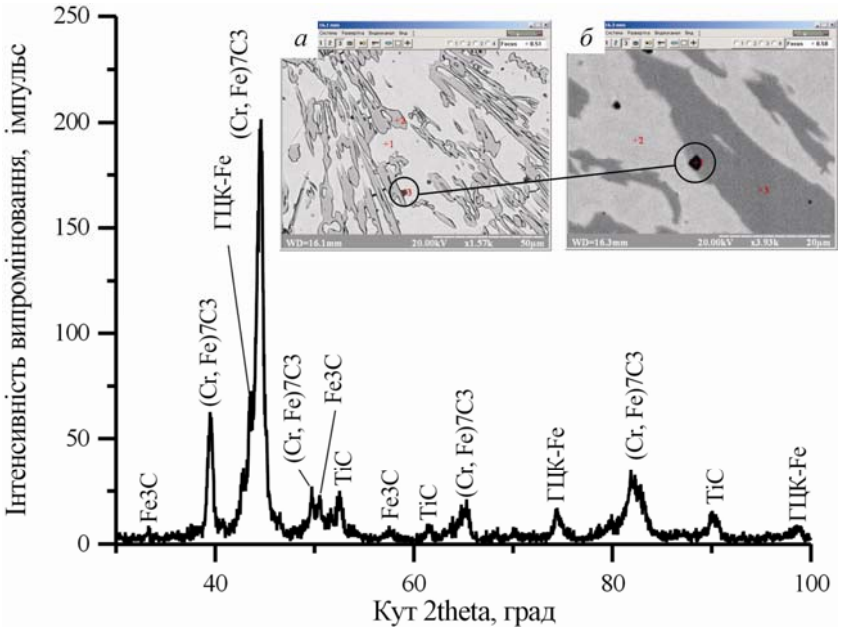


Рис. 6.32. Структурні складові зносостійкого хромомарганцевого чавуну 280Х20Г4Тц та їх кількість:
Fe_3C – 31%;
$(Cr, Fe)_7C_3$ – 32%;
TiC – 16%; γ-Fe – 21%

Таблиця 6.15

Хімічний склад металу в точках (рис. 6.32, поз. *а*)

Індекс точки	Хімічний склад, %									
	C	Si	Mn	Cr	Ti	P	S	інші елем.	Fe	Σ
1		0,25	4,11	5,12	0,00	0,18	0,08	–	90,26	100,00
2		0,18	4,33	51,55	0,00	0,05	0,15	–	43,75	100,01
3		0,07	0,00	6,36	88,11	0,02	0,01	–	5,43	100,00

Таблиця 6.16

Хімічний склад металу в точках (рис. 6.32, поз. *б*)

Індекс точки	Хімічний склад, %									
	C	Si	Mn	Cr	Ti	P	S	інші елем.	Fe	Σ
1		0,08	0,23	8,50	86,19	0,01	0,00	–	4,98	99,99
2		0,20	3,52	4,89	0,00	0,07	0,09	–	91,22	99,99
3		0,10	3,50	60,04	0,00	0,18	0,11	–	36,07	100,00

Отже за даними впливу різних режимів відпалу на властивості хромомарганцевих чавунів можна зробити наступні висновки:

1. Для виготовлення литих зносостійких деталей, що потребують механічного оброблення, необхідно застосовувати хромомарганцеві чавуни із зниженим вмістом марганцю (до 2,5…2,7%).

2. Для зниження твердості хромомарганцевого чавуну до рівня біля 40 HRC його необхідно піддавати відпалу за одним із наступних режимів:

– нагрівання до температури 840 ± 20 °С, витримування протягом часу (не менше 1 год на кожні 20 мм товщини стінки виливка), охолодження в печі із швидкістю не вищою за 40 °С/год;

– нагрівання до 870 °С, витримування протягом 1 год, охолодження з піччю до 610 °С, витримування протягом 3 год, нагрівання до 690 °С, витримування протягом 2 год та охолодження з піччю (ступінчастий відпал).

3. Ступінчастий ізотермічний відпал – перспективний режим термічного оброблення хромомарганцевих чавунів з вмістом 18…21% хрому, особливо з низьким вмістом марганцю (2,7% і меншим), що дає можливість знизити твердість вихідного чавуну з 54…56 до 39…40 HRC. Такий режим термічного оброблення виливків із хромомарганцевих чавунів, не дивлячись на деякі додаткові енергетичні витрати, суттєво полегшує технологічні процеси механічного оброблення.

4. Твердість чавуну після відпалу (як і в литому стані) залежить, головним чином, від вмісту марганцю й мало залежить від додаткових мікролегувальних та модифікувальних елементів.

5. Ізотермічний ступінчастий відпал неефективний для чавунів з підвищеним вмістом марганцю (3…4%). За вмісту марганцю понад 4% твердість чавуну після відпалу стає вищою, ніж у литому стані. Аустеніт таких чавунів розпадається лише частково, в той же час з нього виокремлюються вторинні карбіди, що підвищують мікротвердість матриці, а отже й твердість металу.

6. Використання ступінчастого відпалу може бути особливо ефективним для чавунів з вмістом вуглецю на нижній межі. При цьому слід обирати оптимальні температури аустенізації та ізотермічного витримування (з урахуванням вмісту марганцю).

Гартування хромомарганцевих чавунів. Досить часто деталі з білих чавунів, що потребують великого обсягу механічного оброблення, піддають відпалу для покращання оброблюваності і, не проводячи після цього необхідного гартування для отримання мартенситної (мартенситно-аустенітної) структури, відправляють на експлуатацію, чим практично втроє знижують потенційну зносостійкість цих сплавів [8, 22]. У структурі металевої основи хромомарганцевих чавунів у литому стані наявна велика кількість відносно м’яких структурних складових – аустеніт та продукти його розпаду. Отже, для таких деталей для підвищення твердості та зносостійкості необхідно застосовувати гартування.

Білі зносостійкі чавуни мають низькі теплопровідність і пластичність [8, 19, 22, 37], тому охолоджувальні середовища з високою теплоакумулювальною здатністю, наприклад, воду, оливу тощо, застосовують тільки для гартування деталей простої геометричної форми – плит, втулок, циліндрів з невеликою товщиною стінок. Для переважної більшості деталей такі охолоджувальні середовища неприйнятні, оскільки напруження, які виникають внаслідок градієнта температур по перерізу деталі та неодночасності фазових перетворень в різних перерізах, не релаксуються та призводять до руйнування металу.

Оптимальним охолоджувальним середовищем для деталей з білих чавунів є атмосферне повітря. Оскільки допустимі швидкості охолодження більшості деталей із цих чавунів обмежені повільним охолодженням на повітрі, здійснення процесу гартування можливе тільки за високої прогартовуваності чавуну.

Для досягнення максимальної твердості та зносостійкості досліджено вплив режимів гартування в середовищі атмосферного повітря на структуру та твердість п’яти варіантів хімічного складу хромомарганцевих чавунів (табл. 6.17).

Таблиця 6.17

Хімічний склад досліджених хромомарганцевих чавунів

Індекс плавки	Марка чавуну	Хімічний склад, %							
		C	Si	Cr	Mn	Ti	РЗМ*	P	S
								не більше	
15	300Х20Г3	3,0	0,6	19,6	2,0	–	–	0,05	0,05
41	320Х19Г3	3,2	0,8	19,1	3,0	–	–	0,05	0,05
51	320Х20Г3	3,2	0,7	19,8	3,5	–	–	0,05	0,05
100	290Х19Г4	2,9	0,9	19,2	4,0	–	–	0,05	0,05
102	290Х19Г3РТФц**	2,9	1,0	19,1	2,7	0,2	0,2	0,05	0,05

Примітки: 1. * За присадкою
2. ** Вміщує 0,02 % бору та 0,1 % ванадію

З урахуванням попередніх досліджень впливу режимів відпалу, хімічний склад досліджених чавунів відрізнявся в основному вмістом марганцю (від 2 до 4%), оскільки останній сильніше за інші елементи впливає на структуру та твердість чавунів як в литому стані, так і після термічного оброблення.

Гартування здійснювали з температур 800…1100 °С (рис. 6.33). Зміну твердості чавунів внаслідок гартування показано на рис. 6.34.

Використано такі режими гартування:

– лінія *1* – нагрівання до температури 800 °С, витримування протягом 1 год, охолодження на повітрі;

– лінія *2* – нагрівання до температури 900 °С, витримування протягом 1 год, охолодження на повітрі;

– лінія *3* – нагрівання до температури 950 °С, витримування протягом 1 год, охолодження на повітрі;

– лінія *4* – нагрівання до температури 1000 °С, витримування протягом 1 год, охолодження на повітрі;

– лінія *5* – нагрівання до температури 1100°С, витримування протягом 1 год, охолодження на повітрі.

За недостатньої температури (800 °С) в структурі чавунів наявні продукти перлітного розпаду аустеніту, незначна кількість вторинних карбідів і залишковий аустеніт, внаслідок чого твердість чавуну низька. З підвищенням температури гартування металева основа збіднюється легувальними елементами, внаслідок виокремлення великої кількості вторинних карбідів, одночасно підвищується температура мартенситного перетворення. Металева основа таких чавунів складається з мартенситу, вторинних карбідів (виокремлених у процесі витримування) та залишкового аустеніту (рис. 6.35).

З підвищенням температури гартування до 1100 °С твердість чавунів знижується до 48…53 HRC. За таких температур концентрація вуглецю та легувальних елементів в аустеніті збільшується внаслідок розчинення вторинних карбідів, стабільність аустеніту в перлітній області підвищується. Проте одночасно знижується температура мартенситного перетворення та збільшується кількість залишкового аустеніту, що й призводить до зниження твердості. Підвищені температури гартування можна застосовувати в разі необхідності збільшення міцності чавуну, що може бути пов’язано з підвищеними ударними навантаженнями під час експлуатації литих деталей.

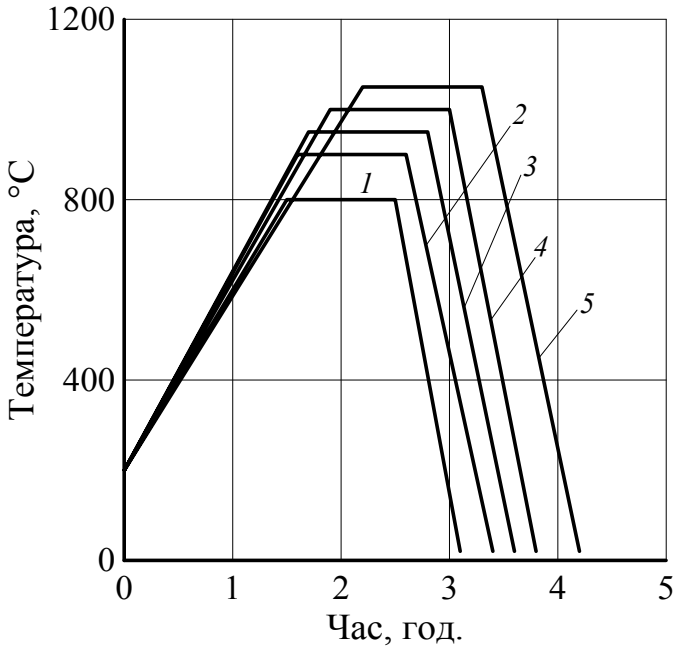


Рис. 6.33. Режими гартування хромомарганцевих чавунів

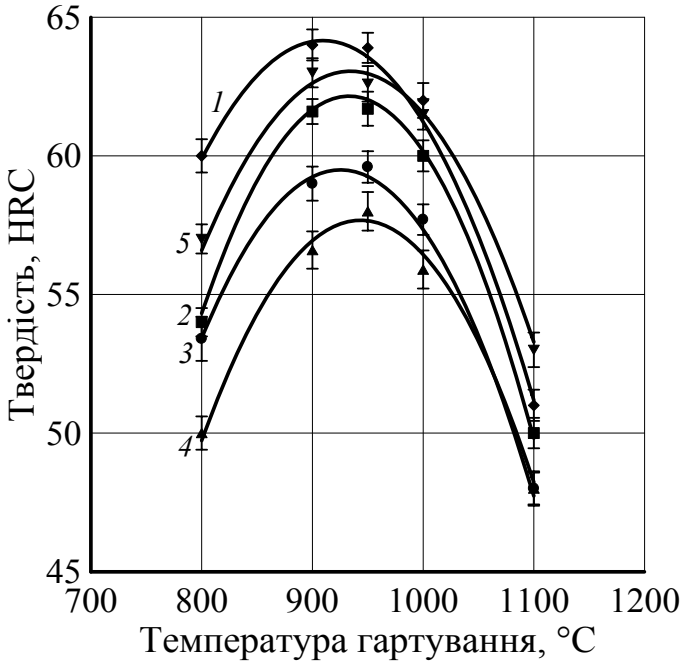


Рис. 6.34. Зміна твердості чавунів залежно від температури гартування:

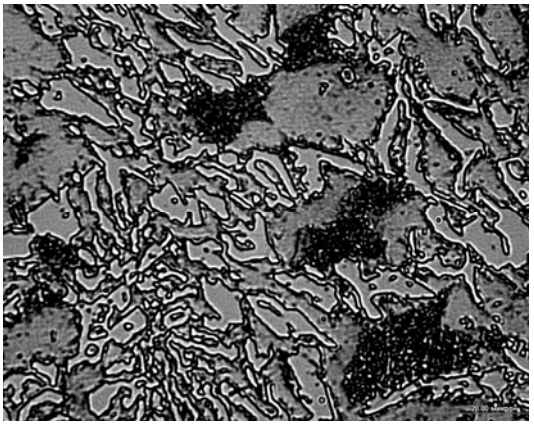
1 – чавун 300Х20Г3;

2 – чавун 320Х19Г3;

3 – чавун 320Х20Г3;

4 – чавун 290Х19Г4;

5 – чавун 290Х19Г3РТФц



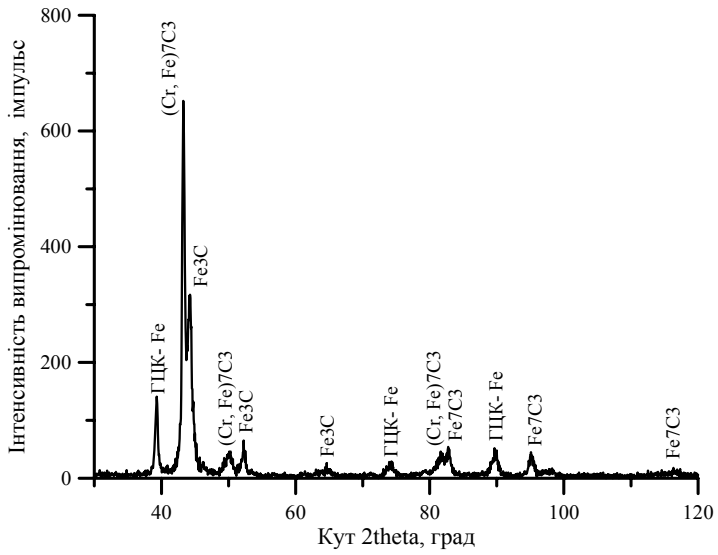
а

б

в

Рис. 6.35. Мікроструктури чавуну 290Х19Г3РТФ$_{Ц}$ (2,7% Mn) залежно від температур гартування: *а* – 800 °С; *б* – 950 °С; *в* – 1100 °С (×500)

На рис. 6.36. показано зміну структурних складових хромомарганцевого чавуну 290Х20Г4 залежно від стану металу в зразках, за допомогою якої можна пояснити зміну твердості та зносостійкості виробів.

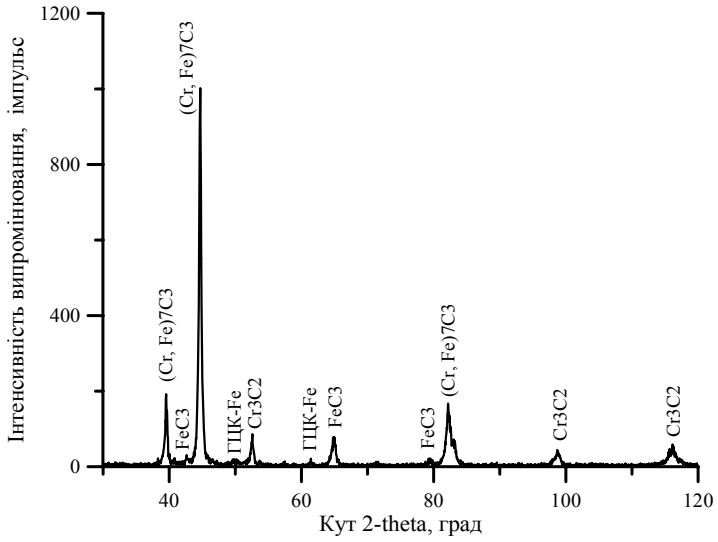


Зразок
в литому стані

$(Cr, Fe)_7 C_3$ – 7%

γ-Fe – 84%

$Fe_7 C_3$ – 8%



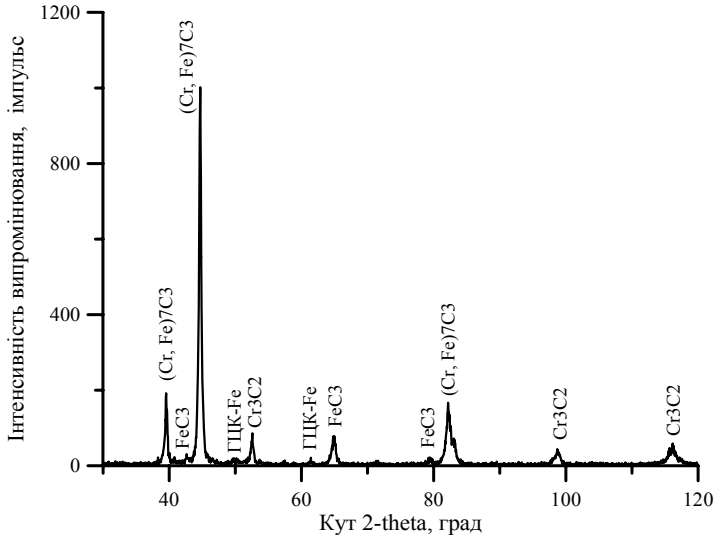
Зразок після
відпалу при 900 °C

γ-Fe – 54%

$(Cr, Fe)_7 C_3$ – 12%

Fe_3C – 14%

$Cr_3 C_2$ – 20%



Зразок після
гартування з 950 °C

$(Cr, Fe)_7 C_3$ – 4%

Fe_7C_3 – 49%

$Cr_3 C_2$ – 9%

γ-Fe – 38%

Рис. 6.36. Зміна структурних складових чавуну 290Х20Г4 залежно від стану металу в зразках

Отже, для досягнення максимальної твердості та зносостійкості хромомарганцевих чавунів, виготовлені із них литі деталі необхідно гартувати з температур 900…950 °С. Після гартування деталей із цих температур металева основа складається з мартенситу, вторинних карбідів і залишкового аустеніту, що повною мірою відповідає вимогам до матеріалів, які працюють в екстремальних умовах.

6.5 Висновки до розділу 6

1. Для підвищення експлуатаційних характеристик високолегованих білих чавунів необхідно визначати співвідношення основних легувальних елементів – хрому та марганцю – з урахуванням конкретних умов експлуатації литих деталей, їх складності та технології ливарної форми. Для виготовлення литих деталей для роботи в екстремальних умовах (інтенсивний абразивний або гідроабразивний знос) найраціональнішим співвідношенням цих елементів у чавуні має бути 18...20% хрому та 3,5...4,5% марганцю.

2. Створено новий безнікелевий високозносостійкий чавун такого хімічного складу, %: вуглець – 2,8...3,2; хром – 18,0...20,0; марганець – 3,5...4,5; кремній – 0,6...0,8; фосфор – не більше 0,05; сірка – не більше 0,05. За умови збільшення концентрації хрому в чавуні вміст марганцю необхідно зменшувати для збереження високих механічних властивостей металу.

3. Для підвищення експлуатаційних характеристик створеного хромомарганцевого чавуну на 15...20% його доцільно мікролегувати окремо титаном у межах 0,1...0,5%, ванадієм – 0,5...0,8% або сурмою – 0,1...0,2% та модифікувати бором у межах 0,005...0,020% (за присадкою) або РЗМ – у межах 0,1…0,25% (за присадкою). Корисним є комплексне оброблення чавуну титаном (0,15...0,2%) та РЗМ (0,15...0,25% за присадкою).

4. Рекомендовані чавуни мають високі експлуатаційні характеристики та задовільні ливарні властивості (рідкоплинність – 460...760 мм, лінійна усадка – 1,8...2,1 %, відносна тріщиностійкість – 1,18…1,27) й можуть бути використані для виготовлення зносостійких литих деталей різних маси, геометрії та розмірів для роботи в екстремальних умовах.

5. Твердість чавуну після відпалу (як і в литому стані) залежить від вмісту марганцю та мало залежить від наявності в металі інших хімічних елементів.

6. Використання ступінчастого відпалу може бути особливо ефективним для чавунів з вмістом вуглецю на нижній межі. При цьому слід обирати оптимальні температури початкового та ізотермічного витримування (з урахуванням вмісту марганцю).

7. Для досягнення максимальної твердості та зносостійкості хромомарганцевих чавунів їх необхідно гартувати на повітрі з температур 900…950 °С. За таких температур металева основа складається з мартенситу, вторинних карбідів і залишкового аустеніту, що повною мірою відповідає вимогам до матеріалів, які працюють в екстремальних умовах зносу.

РОЗДІЛ 7
МЕТОДОЛОГІЯ ПРОГНОЗУВАННЯ ЯКОСТІ РОЗПЛАВІВ, СТРУКТУРИ ТА ВЛАСТИВОСТЕЙ МЕТАЛУ У ВИЛИВКАХ ДЛЯ РОБОТИ В ЕКСТРЕМАЛЬНИХ УМОВАХ

7.1 Розроблення програми розраховування шихти для виплавляння сплавів з високим вмістом хрому

На даний час є багато способів розрахунку шихти для сталей, але всі вони досить незручні у використанні та потребують значних витрат часу (складання матриць або систем рівнянь). Розроблена програма реалізована в системі програмування Microsoft Visual Studio 2010. Для перевірки працездатності цієї програми обрано рекомендовану за результатами цієї роботи жаростійку хромоалюмінієву сталь 30Х30Ю2ТЛ.

На підставі накопиченої інформації щодо шихтових матеріалів і феросплавів (база даних вміщує понад 600 марок сплавів на основі заліза та всі марки феросплавів), визначення угару хімічних елементів у різних печах (табл. 7.1 і 7.2) розроблено методику й програму розраховування шихти для сплавів такого класу.

Робота програми полягає в наступному: технолог вибирає параметр плавки та тип печі, вказує місткість печі, кількість звороту власного виробництва, мінімальну, максимальну та середню кількість кожного елемента в сплаві (рис. 7.1).

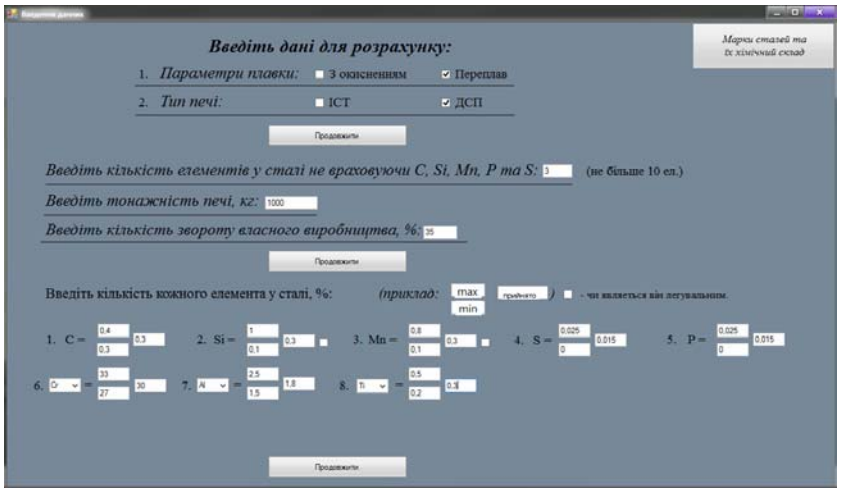


Рис. 7.1. Вікно вихідних даних для розраховування шихти

Таблиця 7.1

Угар елементів під час виплавляння сталей з високим вмістом хрому в дугових електропечах з основною футеровкою

Елемент	Угар елементів, мас. %			Компонент, що додається в метал	Період додавання компонента в розплав
	із компонентів металозавалки		із присадок, що додаються в розплав		
	метод переплаву	метод з окисненням			
Вуглець	5...15	до заданого значення	15...25	Електродний бій	У кінці окиснювального періоду
Кремній	40...60	80...90	10...15	Феросиліцій	У період розкиснення
Марганець	25...50	70...80	10...15	Феромарганець	Те саме
Хром	5...8	10...15	–	Ферохром (понад 10%)	У шихту
		–	3...5	Ферохром (до 10%)	Після попереднього розкиснення
Нікель	0...2	0...3	0	Нікель	У шихту
Молібден	3...5	3...6	0...3	Феромолібден	У кінці окиснювального періоду
Вольфрам	5...10	10...15	2...8	Феровольфрам	Те саме
Ванадій	15...30	60...70	7...10	Ферованадій	Після розкиснення сталі ФMn і ФSi
Титан	80...90	95...100	30...50	Феротитан	Після розкиснення сталі за схемою ФMn – ФSi – Al
Ніобій	25...30	30...35	10...15	Фероніобій	Те саме
Алюміній	100	100	50...60	Алюміній	Після глибокого розкиснення в ківш

Таблиця 7.2

Угар елементів під час виплавляння сталей з високим вмістом хрому в індукційних електропечах з основною футеровкою

Елемент	Угар елементів, мас. %		Компонент, що додається в розплав	Період додавання компонента в розплав
	із компонентів металозавалки	із присадок, що додаються в розплав		
	метод переплаву			
Вуглець	3...10	3…5	Електродний бій	У відновлювальний період
Кремній	25...40	7...10	Феросиліцій	У період розкиснення
Марганець	15...30	7...10	Феромарганець	Те саме
Хром	3...5	2...3	Ферохром (до 5%)	Після попереднього розкиснення
Нікель	0...1	0	Нікель	У шихту
Молібден	2...3	0...2	Феромолібден	За 10…15 хв до закінчення плав-
Вольфрам	3...7	1...5	Феровольфрам	Те саме
Ванадій	10...20	5...7	Ферованадій	Після розкиснення сталі феромарганцем і феросиліцієм
Титан	60...80	20...30	Феротитан	Після розкиснення сталі за схемою ФMn – ФSi – Al
Ніобій	15...20	7...10	Фероніобій	Те саме
Алюміній	80…90	30...40	Алюміній	Після глибокого розкиснення в ківш

Після введення всіх необхідних даних починається розрахунок кожного легувального елемента в окремому вікні (рис. 7.2). Визначення елемента здійснюється з урахуванням вмісту його в звороті власного виробництва та угару й кількості елемента, що вноситься феросплавом з урахуванням угару та загальної кількості феросплаву, яку додають у розплав. Під час визначення кількості необхідно-

го феросплаву без урахування угару для прийнятої кількості елемента програма автоматично відкриває вікно для вибору марки феросплаву (рис. 7.3).

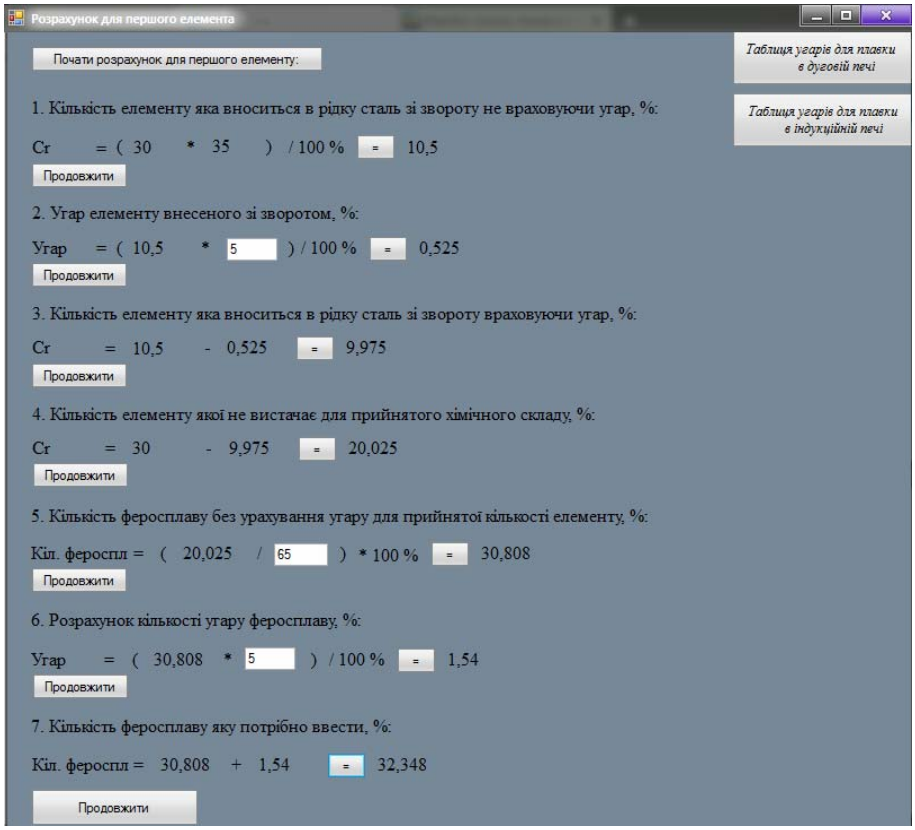


Рис. 7.2. Приклад розрахунку необхідної кількості хрому в сталі

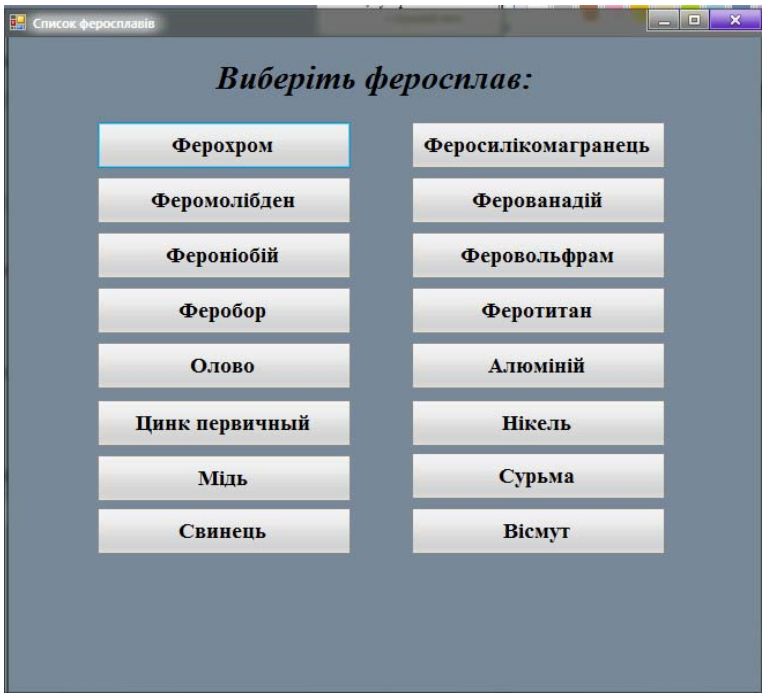


Рис. 7.3. Вікно вибирання необхідного феросплаву або металу

У базу даних внесено всі необхідні марки феросплавів для розрахунку будь-якої марки сталі з високим вмістом хрому. Після вибору феросплаву та його марки (рис. 7.4) кількість основного елемента у феросплаві автоматично заноситься в розрахунок, а хімічний склад феросплаву переноситься в кінцеву таблицю.

Ферохром

	C	Si	Mn	Mo	W	V	Ti	Al	Sn	Sb	Cr	Zn	Bi	Cu	Nb	Pb	N	As	B	Zr	P	S
ФХН100	0,06	1	0	0	0	0	0	0.2	0	0	65	0	0	0	0	0	1	0	0	0	0.02	0.02
ФХН200	0,06	1	0	0	0	0	0	0.2	0	0	65	0	0	0	0	0	2	0	0	0	0.03	0.02
ФХН400	0,06	1	0	0	0	0	0	0.2	0	0	65	0	0	0	0	0	4	0	0	0	0.03	0.04
ФХН600	0,03	1	0	0	0	0	0	0.2	0	0	60	0	0	0	0	0	6	0	0	0	0.03	0.04
ФХ001	0,01	0,8	0	0	0	0	0	0.2	0	0	68	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0.02	0.02
ФХ002	0,02	1,5	0	0	0	0	0	0.2	0	0	68	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0.02	0.02
ФХ003	0,03	1,5	0	0	0	0	0	0.2	0	0	68	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0.02	0.02
ФХ004	0,04	1,5	0	0	0	0	0	0.2	0	0	68	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0.02	0.02
ФХ005	0,05	1,5	0	0	0	0	0	0.2	0	0	65	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0.03	0.02
ФХ006	0,06	1,5	0	0	0	0	0	0.2	0	0	65	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0.03	0.02
ФХ010	0,1	1,5	0	0	0	0	0	0.2	0	0	65	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0.03	0.02
ФХ015	0,15	1,5	0	0	0	0	0	0	0	0	65	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0.03	0.02
ФХ025	0,25	2	0	0	0	0	0	0	0	0	65	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0.03	0.02
ФХ050	0,50	2	0	0	0	0	0	0	0	0	65	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0.03	0.02
ФХ100	1	2	0	0	0	0	0	0	0	0	65	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0.03	0.02
ФХ200	2	2	0	0	0	0	0	0	0	0	65	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0.03	0.02
ФХ40	4	2	0	0	0	0	0	0	0	0	65	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0.03	0.04
ФХ650	6,5	2	0	0	0	0	0	0	0	0	65	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0.03	0.06
ФХ800	8	2	0	0	0	0	0	0	0	0	65	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0.03	0.06
ФХ850	8,5	2	0	0	0	0	0	0	0	0	65	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0.03	0.05
ФХ900	9	2	0	0	0	0	0	0	0	0	65	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0.03	0.04

Рис. 7.4. Вікно для вибирання необхідної марки ферохрому

Після аналогічного розрахунку для всіх легувальних елементів вибирають необхідну марку сталевого брухту (рис. 7.5). У базу даних занесено 64 марки сталевого брухту. За необхідності вибирають марку переробного чавуну та визначають його кількість (рис. 7.6).

Після завершення розрахунку отримують загальну таблицю (рис. 7.7), в якій показано всі необхідні дані.

Сталевий брухт

	C	Si	Mn	Mo	W	V	Ti	Al	Sn	Sb	Cr	Zn	Bi	Cu	Nb	Pb	N	As	B	Zr	P	S
Б1	0,3	1,6	1,0	0	0	0,3	0,12	0	0	0	1,1	0	0	0	0	0	0,4	0	0	0	0	0
Б2	0,3	0,4	0,6	0	0	0	0	0	0	0	3,2	0	0	0	0	0	0,35	0	0	0	0	0
Б3	0,8	0,4	0,5	0	0	0	0	0	0	0	1,3	0	0	0,25	0	0	0,3	0	0	0	0,03	0
Б4	0,3	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0,3	0	0	0	0	0	3,8	0	0	0	0	0
Б5	0,3	0	0	0	0	0,3	0	0	0	0	1,2	0	0	0	0	0	3,4	0	0	0	0	0
Б6	0,3	0	0	0	0	0,2	0	0	0	0	1,1	0	0	0	0	0	2,1	0	0	0	0	0
Б7	0,3	0	0	0	0	0	0	0	0	0	1,55	0	0	0	0	0	4,25	0	0	0	0	0
Б8	0,3	1,5	1,5	0,3	0	0,3	0	0	0	0	2	0	0	0	0	0	1,4	0	0	0	0	0
Б9	0,3	3	0	0	0	0,3	1	1,1	0	0	7	0	0	0	0	0	0,6	0	0	0	0	0
Б10	0,3	0	0	0	0	0	0,8	0	0	0	17	0	0	0	0	0	0,6	0	0	0	0,6	0
Б11	0,3	1	0	0,3	0	0,4	0	0	0	0	2,5	0	0	0	0	0	0,3	0	0	0	0	0
Б12	0,3	0	0	0	0	0	0,8	0	0	0	27	0	0	0	0	0	0,6	0	0	0	0,035	0
Б13	0,3	0	0	0	0	0,3	0,15	0	0	0	1,3	0	0	0	0	0	1,4	0	0,005	0	0	0
Б14	0,3	0	0	0,35	0	0	0	0	0	0	1,6	0	0	0	0	0	2,5	0	0	0	0	0
Б15	0,3	0,6	0	0	0	0	0	5,2	0	0	0	0	0	0	0	0	0,6	0	0	0	0,025	0
Б16	0,3	2	0	0	0	0	0	2,5	0	0	16	0	0	0	0	0	0,6	0	0	0	0,035	0
Б17	0,3	0,75	0	1,3	1,9	1,1	0	0	0	0	3,1	0	0	0	0,15	0	0,3	0	0	0	0,025	0
Б18	0,3	0	0	0	0	0	0	0	0	0	13	0	0	0	0	0	0,6	0	0	0	0,035	0
Б19	0,3	3	0	0	0	0	1	0	0	0	23	0	0	0	0	0	13	0	0	0	0,035	0
Б20	0,3	2	0	0,5	0	0	0	0	0	0	5,4	0	0	0	0	0	0,5	0	0	0	0	0

Наступні марки (Б21 - Б40)

Рис. 7.5. Вікно для вибирання необхідної марки сталевого брухту

Чавун переробний

	C	Si	Mn	Mo	W	V	Ti	Al	Sn	Sb	Cr	Zn	Bi	Cu	Nb	Pb	N	As	B	Zr	P	S
ПЛ1	4	1,05	0,4	0	0	0	0	0	0	0	0,05	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0,12	0,03
ПЛ2	4	0,7	0,4	0	0	0	0	0	0	0	0,05	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0,12	0,03

Рис. 7.6. Вікно для вибирання необхідної марки переробного чавуну

Результати розрахунку

	C	Si	Mn	Mo	W	V	Ti	Al	Sn	Sb	Cr	Zn	Bi	Cu	Nb	Pb	Ni	As	B	Zr	P	S	%	кг
Зворот власного виробництва	0,3	0,3	0,3	0	0	0	0,3	1,8	0	0	30	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0,015	0,015	35	350
Сталевий брухт	0,3	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0,3	0	0	0	0	0	3,8	0	0	0	0	0	22,7	226,5
Чавун переробний	4	0,7	0,4	0	0	0	0	0	0	0	0,05	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0,12	0,03	6,1	61
ФХ025	0,25	2	0	0	0	0	0	0	0	0	65	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0,03	0,02	32,3	323,5
АВ88	0	4	0	0	0	0	0	88	0	0	0	0	0	3,5	0	0	0	0	0	0	0	0	2,9	28,6
ФТи35С5	0,2	5	0	0,2	0	0,4	35	8	0,04	0	0	0	0	2	0	0	0	0	0	0,2	0,04	0,04	1	10,4

Провести перевірку по вуглецю для розрахунку

Потрібна кількість C - 0,5

Отримана кількість C по розрахунку - 0,274

Додати чавуну переробного

Скільки чавуну додати, % - 6,1

Зробити перерахунок

Потрібна кількість C - 0,5

Отримана кількість C по розрахунку - 0,5

Сума: 100 1000

Зробити перевірку по всім іншим елементам

Зберегти розрахунок

Рис. 7.7. Остаточна таблиця розрахунку шихти для виплавляння сталі 30Х30Ю2ТЛ

Слід зазначити [1, 11], що під час виплавляння сталей у дугових печах з окисненням вміст вуглецю в шихті для проведення окиснювального процесу має бути на 0,1…0,2% вищий за розрахунковий для даної марки сталі. Для індукційних печей, де сталь виплавляють переплавленням, вміст вуглецю в шихті має бути меншим, ніж передбачено нормативним документом, на ту кількість, яка вноситься феросплавами.

У програмі передбачено додаткове вікно для перевіряння розрахунку шихти за вуглецем. Якщо розрахована кількість не співпадає з необхідною, то можливе коригування складу шихти додаванням переробного чавуну або чавунного брухту. Крім того, програма дає можливість перевірити правильність розраховування шихти за всіма іншим елементам (рис 7.8). Якщо вміст якогось елемента відрізняється від заданих меж, технолог здійснює перерахунок, змінивши вихідні дані. Після того, як розрахунок відповідає умовам завдання, технолог відправляє дані в Excel для подальшого використання.

Програму апробовано в ливарній лабораторії промислового типу й підтверджено доцільність її використання у виробничих умовах.

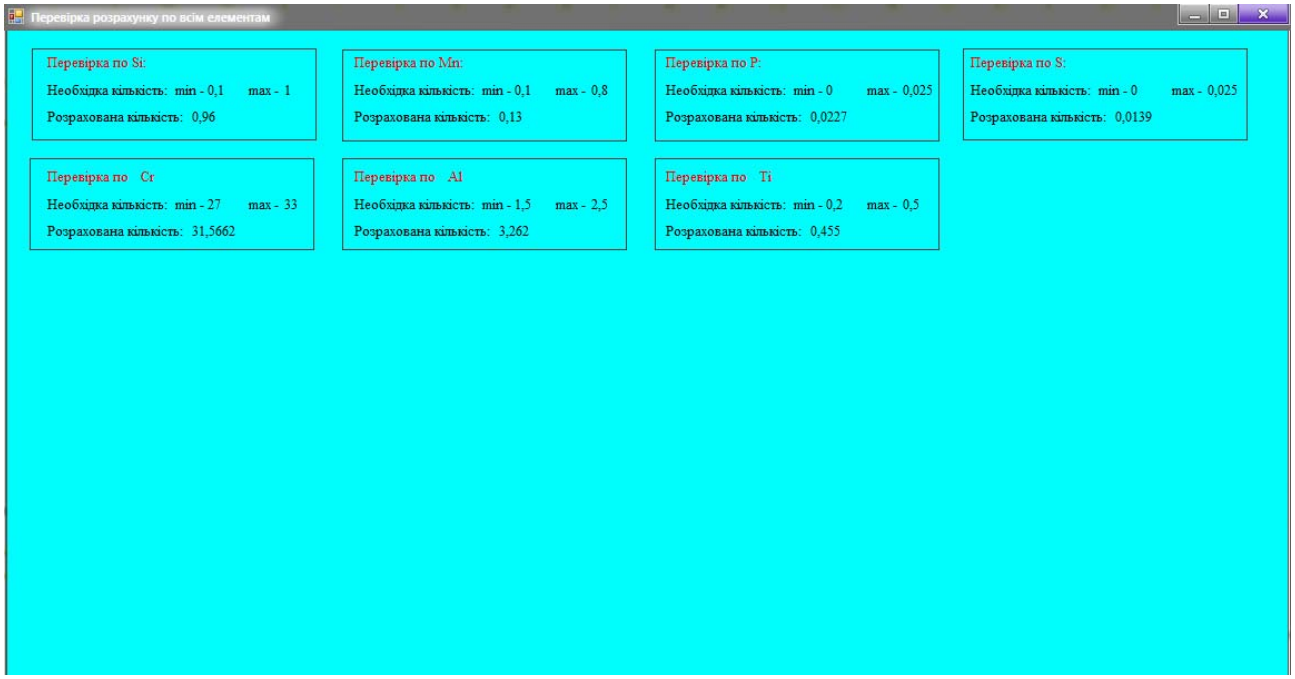


Рис. 7.8. Перевірка розрахунку шихти для виплавляння жаростійких хромоалюмінієвих сталей за всіма хімічними елементами

7.2 Розроблення програми прогнозування ливарних і механічних властивостей сплавів за результатами першого хімічного аналізу розплаву й температурами його перегрівання в плавильному агрегаті та перед заливанням у ливарну форму

Для розроблення програми прогнозування властивостей жаростійких хромоалюмінієвих сталей використано дані понад 70 плавок сплавів з високим вмістом хрому, алюмінію, вуглецю, титану тощо (див. розділи 3, 4 та 5) й створено відповідні бази даних. З використанням системи Visual Studio й баз даних розроблено програму прогнозування властивостей сталей за їх хімічним складом після першого аналізу розплаву й температурами перегрівання металу в плавильному агрегаті та перед заливанням ливарних форм (рис. 7.9). Програма дає можливість з високою точністю визначити ливарні та механічні властивості хромоалюмінієвих сталей за даними експрес-аналізу хімічного складу розплаву та його температурами. За необхідності можна протягом короткого проміжку часу скоригувати хімічний склад і температуру металу перед випусканням його із печі та витримати оптимальну температуру розплаву перед заливанням ливарних форм, знаючи утрати температури під час випускання металу із печі та транспортування і заливання його у форми.

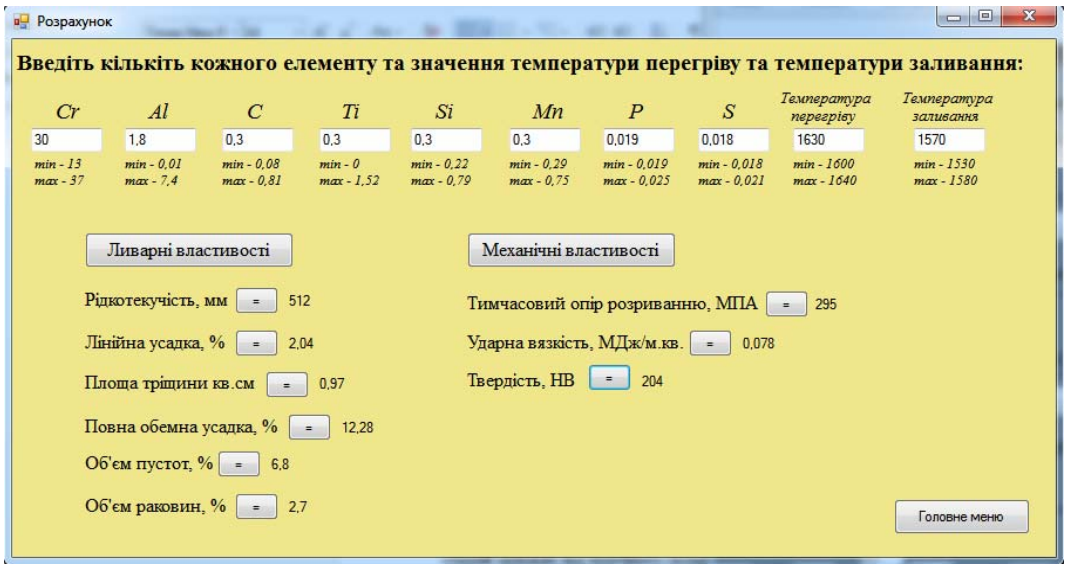


Рис. 7.9. Визначення ливарних і механічних властивостей жаростійких сталей за їх хімічним складом і температурами перегрівання й заливання в форми

Після визначення властивостей (див рис. 7.9) технолог оцінює отримані дані й робить відповідні висновки. Якщо якась властивість має незадовільні значення, технолог має можливість повернутись до головного меню програми та обрати другий модуль програми «Прогнозування хімічного складу хромоалюмінієвих сталей залежно від заданих властивостей». Після вибору цього модуля відкривається вікно (рис. 7.10) для введення бажаних властивостей і відбувається розрахунок хімічного складу сталі для заданих властивостей. Якщо варіантів хімічного складу більше одного, є можливість розглянути всі для оцінки й вибору найперспективнішого [151].

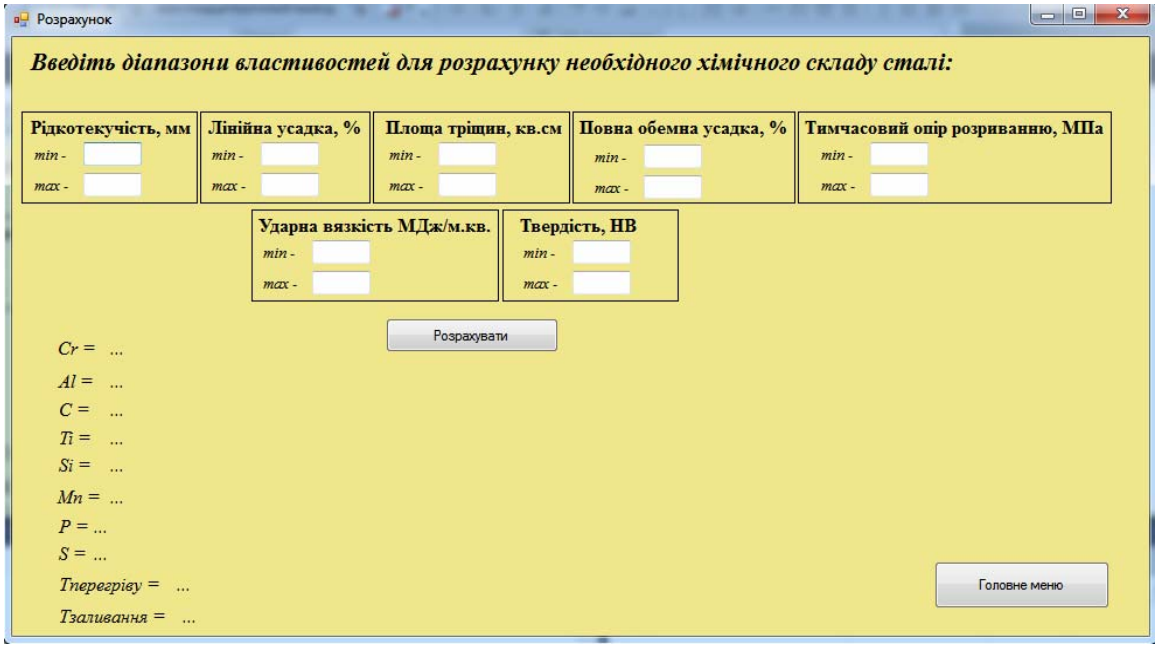


Рис. 7.10. Прогнозування хімічного складу жаростійкої сталі за заданими ливарними та механічними властивостями

Розроблена програма прогнозування властивостей жаростійких хромоалюмінієвих сталей значною мірою полегшить виробничникам вирішувати технологічні питання, пов’язані з виробництвом високоякісних литих деталей відповідального та особливо відповідального призначення із сталей цього класу. Похибка в розрахунку за рекомендованою програмою максимально сягає 10%, що є допустимим за похибки вимірювань біля 7%. Проте слід зазначити, що для використання цієї програми слід мати у виробничих умовах високу технологічну культуру:

– виплавляння сталей необхідно виконувати відповідно до вимог технологічних інструкцій (додатки В і Г), щоб забезпечити точний хімічний склад металу кожної плавки з використанням різної шихти, в тому числі й некондиційної;

– для визначення хімічного складу розплаву, який знаходиться в плавильному агрегаті, слід використовувати сучасні методи експресного спектрального аналізу.

7.3 Побудова математичних моделей

7.3.1 Побудова регресійних моделей

Апробовано декілька алгоритмічних моделей і методів моделювання, зокрема: емпіричний (експериментально-статистичний метод «чорного ящика»), експериментально-аналітичний (феноменологічний) і теоретичний (метод «білого ящика»).

Установлено, що вибір методу побудови математичної моделі залежить від важливості та складності процесу. Для масових виробництв необхідно використовувати якісні моделі: тут застосовують теоретичний метод. Цим же методом користуються під час утворення принципово нових технологічних процесів. Для дрібносерійних виробництв зі складним характером процесу використовують експериментальний метод. На практиці ж використовують розумне поєднання всіх методів. Вибір моделі є одним з найважливіших етапів моделювання.

Для визначення властивостей сталей за хімічним складом застосовано емпіричний метод складання математичної моделі за допомогою регресійних рівнянь, одержаних за допомогою електронних таблиць програмного пакету «Microsoft Excel». Для реалізації регресійної моделі використано стандартну функцію «Регресія» налаштуванням пакета «Аналіз даних», який необхідно ввімкнути перед початком роботи. На рис. 7.11 і П.1…П.8 показано визначення ливарних і механічних властивостей жаростійких хромоалюмінієвих сталей за допомогою регресійного аналізу (лінійна постановка) та одержані лінійні рівняння 1-го порядку, а на рис. 7.12 та П.9…П.16.– визначення властивостей сталей цим самим методом (нелінійна постановка).

Прогнозування властивостей жаростійких сталей за їх хімічним складом регресійним методом (лінійна постановка)

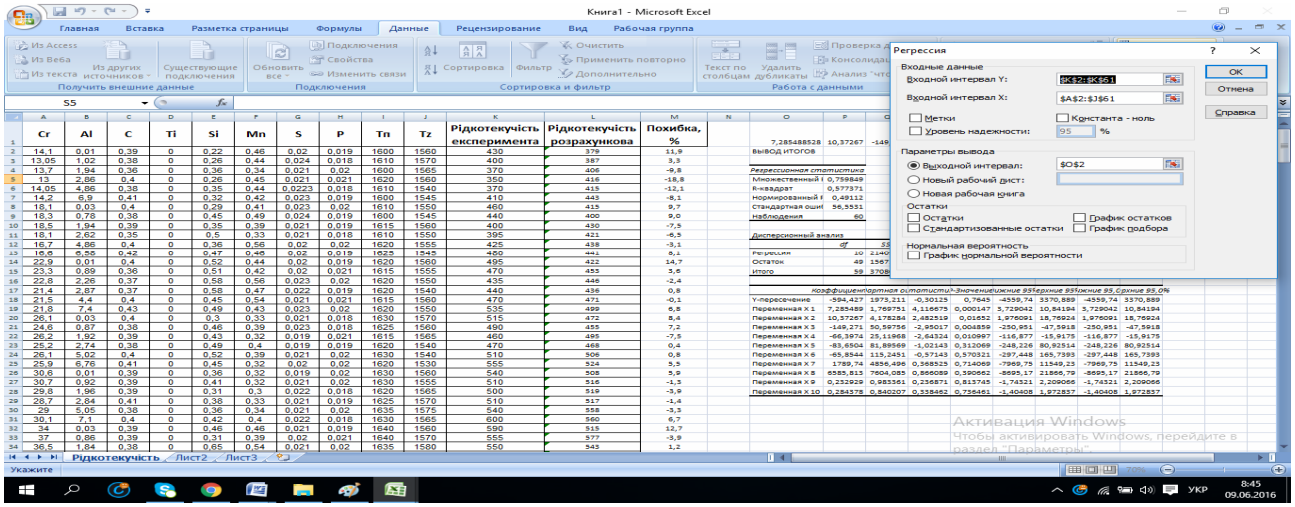


Рис. 7.11. Визначення рідкоплинності сталі (довжина спіралі в мм) залежно від хімічного складу за допомогою регресійного аналізу

За допомогою цього методу нами одержано лінійне рівняння 1-го порядку для властивості «Рідкоплинність»:

$$R = -594.43 + 7.29 \times Cr + 10.37 \times Al - 149.3 \times C - 66.4 \times Ti - 83.65 \times Si - 65.85 \times Mn + 1789.74 \times S + 6585.81 \times P + 0.233 \times T_n + 0.284 \times T_з$$

Прогнозування властивостей жаростійких сталей за їх хімічним складом регресійним методом (нелінійна постановка)

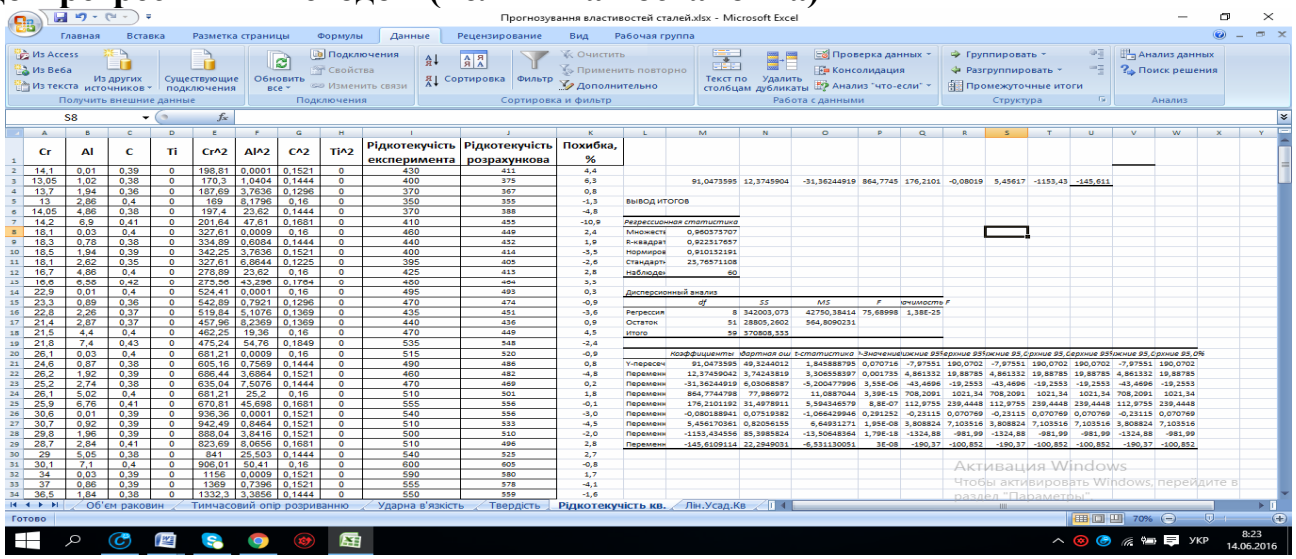


Рис. 7.12. Визначення рідкоплинності сталі (довжина спіралі в мм) залежно від хімічного складу за допомогою регресійного аналізу

Нелінійне рівняння 2-го порядку для властивості «Рідкоплинність»:

$$R = 91.0 + 12.37 \times Cr - 31.36 \times Al + 864.77 \times C + 176.21 \times Ti - 0.08 \times Cr^2 + 5.46 \times Al^2 - 1153.43 \times C^2 + 5.46 \times Ti^2$$

7.3.2 Визначення властивостей жаростійких сталей імітаційними методами прогнозування

Імітаційні моделі дають можливість виконувати процеси прогнозування в багатовимірному просторі незалежних змінних величин. При цьому вони є найефективнішими й найскладнішими моделями, але водночас мають переконливі переваги, тому що легко реалізують властивості динамічності, багатофакторності та стохастичності.

Імітаційна модель – це алгоритм або комп'ютерна програма. Створюється на будь-якій алгоритмічній мові. У цій роботі програма написана на об'єктно-орієнтованій мові програмування C#. Блок-схему визначення властивостей сталі за хімічним складом імітаційним методом показано на рис. 7.13, а блок-схему визначення хімічного складу сталі за заданими властивостями – на рис. 7.14.

Рис. 7.13. Блок-схема визначення властивостей сталі за хімічним складом імітаційним методом

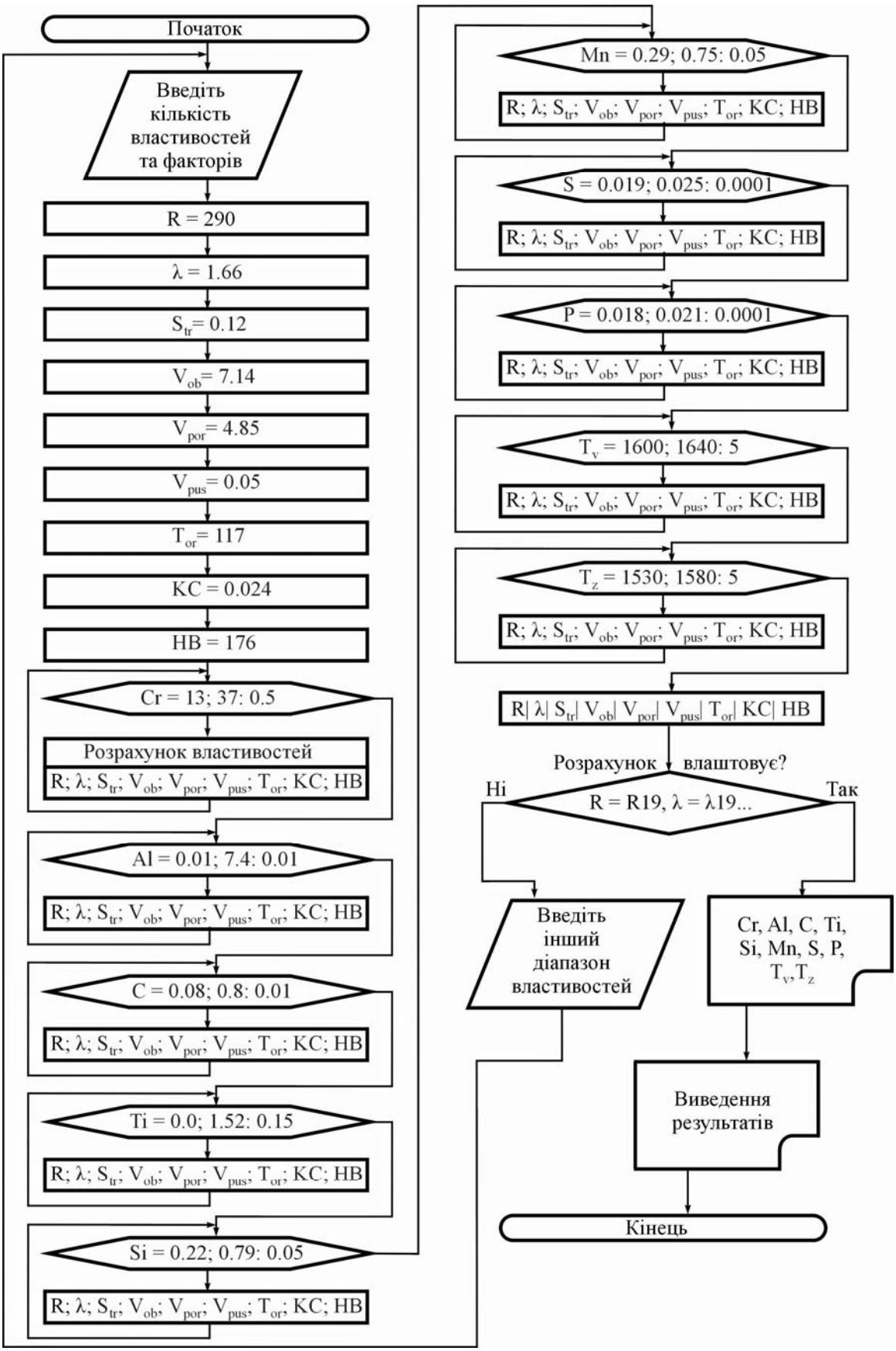


Рис. 7.14. Блок-схема визначення хімічного складу сталі за заданими властивостями імітаційним методом (методом перебору)

7.3.3 Визначення хімічного складу сталей за заданими властивостями методами оптимізації

Нижче представлено табличну форму математичної моделі й системи діагностики. Як основа оптимізаційної моделі попередньо створено низку регресійних моделей залежності властивостей сталі від її хімічного складу для вирішення прямої задачі моделювання – для прогнозування рідкоплинності, лінійної усадки, площі тріщини, повної об'ємної усадки, об'ємів пустот і раковин, тимчасового опору розриванню, ударної в'язкості та твердості. Наявність дев'яти регресійних моделей дає можливість створити цілий комплекс (систему) з дев'яти оптимізаційних (діагностичних) моделей для визначення хімічного складу сталі й користуватися кожною з них попередньо визначаючи, яка з регресійних моделей виконуватиме роль критерію оптимізації. При цьому всі інші регресійні моделі виконуватимуть роль системи обмежень оптимізаційної моделі. Наявність цілого комплексу (системи) з дев'яти оптимізаційних (діагностичних) моделей для визначення хімічного складу сталі надає наступні можливості та переваги:

– визначення рейтингу відповідності ливарним властивостям, а відповідно й рейтингу відповідності хімічного складу сталі її основним властивостям;

– можливість дослідження та визначення необхідного хімічного складу сталі з різних точок зору, тобто залежно від зміни основної регресійної моделі в ролі критерію оптимізації, що надає можливості визначення хімічного складу для забезпечення в першу чергу вимог ливарної властивості, що перебуває в моделі як критерій оптимізації;

– можливість усереднювати результати обчислювальних експериментів за даними всіх дев'яти оптимізаційних моделей з різними ливарними властивостями в ролі критерію оптимізації;

– можливість реалізації оптимізаційних моделей у лінійній і нелінійній постановках;

– можливість реалізації в детермінованій або стохастичній постановці.

Математичні оптимізаційні моделі визначення хімічного складу сталей за заданими властивостями

Модель №1

1. Критерій оптимізації – **Рідкоплинність.** Розгорнута форма моделі:

$$R = -594.43 + 7.29 \times Cr + 10.37 \times Al - 149.3 \times C - 66.4 \times Ti - 83.65 \times Si - 65.85 \times Mn + 1789 \times S + 6585.81 \times P + 0.233 \times T_n + 0.284 \times T \quad 670(\text{MAX})$$

2.Система обмежень:

Лінійна усадка

$$2.95 \geq -3.85 - 0.046 \times Cr + 0.037 \times Al - 0.256 \times C - 0.034 \times Ti - 0.147 \times Si + 0.067 \times Mn - 3.101 \times P + 0.961 \times S + 0.04 \times T_n \geq 1.66$$

Повна об'ємна усадка

$$15.2 \geq 48{,}03 + 0{,}257 \times Cr + 0.29 \times Al + 4.733 \times C + 0.808 \times Ti - 1.023 \times Si + 0.955 \times Mn - 81.582 \times S - 107.544 \times P - 0.014 \times T_n - 0.012 \times T_з \geq 7.14$$

Об'єм пустот

$$9.05 \geq -8.55 - 0.101 \times Cr + 0.151 \times Al - 0.836 \times C - 0.102 \times Ti - 0.53 \times Si + 0.657 \times Mn - 14.627 \times S - 20.646 \times P + 0.07 \times T_n + 0.02 \times T_з \geq 4.85$$

Об'єм раковин

$$4.05 \geq -27{,}46 + 0{,}086 \times Cr + 0.122 \times Al + 4.243 \times C + 0.606 \times Ti - 0{,}384 \times Si - 0.268 \times Mn - 7.732 \times S - 19.53 \times P + 0.021 \times T_n - 0.003 \times T_з \geq 0.05$$

Ударна в'язкість

$$0.17 \geq 0.473 - 0.003 \times Cr - 0.011 \times Al + 0.01 \times C - 0.014 \times Ti + 0.025 \times Si - - 0.054 \times Mn - 1.785 \times P + 3.724 \times S \geq 0.024$$

Тимчасовий опір розриванню

$$485 \geq 3548 - 7.633 \times Cr - 26 \times Al + 23.542 \times C + 37.519 \times Ti + 48.478 \times Si - 126.34 \times Mn - 6973.55 \times S - 119.442 \times P - 2.345 \times T_n + 0.463 \times T_з \geq 117$$

Твердість

$$365 \geq -555.756 + 0.325 \times Cr + 3.977 \times Al + 70.48 \times C + 28.56 \times Ti - 74.844 \times Si + 44.72 \times Mn - 2104.44 \times P - 6973.55 \times S - 2.345 \times T_n + 0.463 \times T_з \geq 176$$

Скорочена форма моделі:

1. Критерій оптимізації – **Рідкоплинність**

$$R = \sum_{i=1}^{m} C_i \times x_i \longrightarrow 670 \text{ (MAX)}$$

2.Система обмежень:

$$\begin{cases} 2.95 \geq \sum_{i=1}^{m} C_i \times x_i \geq 1.66 & \text{Лінійна усадка} \\ 3.71 \geq \sum_{i=1}^{m} C_i \times x_i \geq 0.12 & \text{Площа тріщини} \\ 15.2 \geq \sum_{i=1}^{m} C_i \times x_i \geq 7.14 & \text{Повна об'ємна усадка} \\ 9.05 \geq \sum_{i=1}^{m} C_i \times x_i \geq 4.85 & \text{об'єм пустот} \\ 4.05 \geq \sum_{i=1}^{m} C_i \times x_i \geq 0.05 & \text{об'єм раковин} \\ 485 \geq \sum_{i=1}^{m} C_i \times x_i \geq 117 & \text{Тимчасовий опір розриванню} \\ 0.17 \geq \sum_{i=1}^{m} C_i \times x_i \geq 0.024 & \text{Ударна в'язкість} \\ 365 \geq \sum_{i=1}^{m} C_i \times x_i \geq 176 & \text{Твердість} \end{cases}$$

Математичні оптимізаційні моделі визначення хімічного складу сталей за заданими властивостями та скорочені їх форми для інших ливарних і механічних властивостей жаростійких хромоалюмінієвих сталей наведено в додатку П.

7.4 Висновки до розділу 7

1. Розроблено та апробовано в умовах лабораторії промислового типу програму розраховування шихти для виплавляння сплавів на основі заліза з високим вмістом хрому з використанням кондиційних і некондиційних шихтових матеріалів.

2. З використанням створеного за результатами досліджень банку даних розроблено й апробовано в ливарній лабораторії промислового типу програмне забезпечення прогнозування якості розплавів за результатами першого хімічного аналізу та температурами перегрівання металу в плавильному агрегаті й перед заливанням ливарних форм.

3 Побудовано моделі прогнозування властивостей жаростійких сталей за їх хімічним складом регресійним методом (лінійна та нелінійна постановка).

4 Побудовано математичні оптимізаційні моделі для визначення хімічного складу сталей за заданими ливарними та механічними властивостями.

РОЗДІЛ 8
ТЕХНОЛОГІЧНІ ПРОЦЕСИ ВИГОТОВЛЕННЯ ЛИТИХ ДЕТАЛЕЙ ДЛЯ РОБОТИ В ЕКСТРЕМАЛЬНИХ УМОВАХ

8.1 Технології виготовлення жаростійких литих деталей для теплових електростанцій

Жаростійкі деталі паливоспалювальних пристроїв потужних котельних агрегатів теплоенергетичних блоків теплових електростанцій (насадки пальників, форсунки мазутні, наконечники газових пальників, шипи для ошиповування утеплювальних екранів) у теперішній час виготовляють із листового або круглого прокату сталей 10Х18Н9Т, 15Х23Н18, 18Х25Н19С, 25Х25Н19С2, 12Х1МФ тощо.

Аналізом установлено, що тривалість роботи таких деталей невелика й складає інколи всього 5…6 місяців. Крім того, виготовлення наконечників газових пальників, деталей форсунок та шипів супроводжується значними труднощами, серед яких є: забезпечення виробництва прокатом необхідних розмірів із наведених сталей, великі втрати металу під час виготовлення названих деталей (коефіцієнт використання металу складає 55…60%, тобто в стружку перетворюється до 45% високоякісного дорогого матеріалу), суттєві витрати на різальний інструмент тощо. Для виготовлення насадок пальників необхідно використовувати листовий прокат із дорогих хромонікелевих сталей, організовувати дільниці виробництва насадок гнуттям з наступним зварюванням.

Слід також зазначити, що нікель, вміст якого в наведених марках сталей досягає 15…20%, відноситься до дорогих і дефіцитних металів. Його використання в таких кількостях для жаростійких деталей невиправдано й недоцільно, оскільки вони не потребують високої жароміцності.

Матеріал для виготовлення наведених жаростійких деталей повинен мати високі окалиностійкість, термостійкість і зносостійкість, оскільки вони працюють в агресивних середовищах за високих (1100…1250 °С) температур в умовах теплозмін і піддаються абразивному та ерозійному зносу. Крім того, матеріал має бути дешевим (не вміщувати в своєму складі дорогих і дефіцитних хімічних елементів) і технологічним для виготовлення жаростійких деталей різними методами

лиття. Очевидно, що таким матеріалом можуть бути запропоновані хромоалюмінієві сталі.

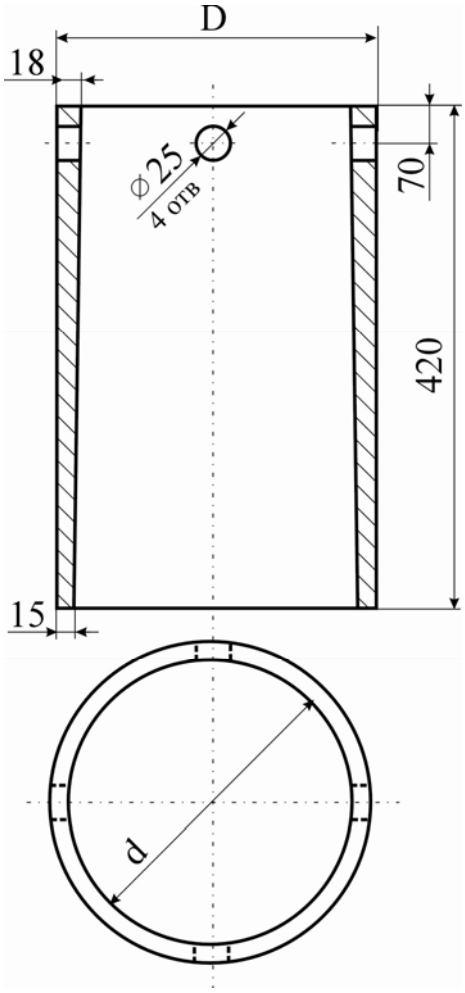
Властивості сталей, як ливарного матеріалу для виробництва деталей різних конструкцій і призначення, дають змогу без будь-яких утруднень виготовляти високоякісні виливки різними способами лиття. Наведений в розділах 3, 4 та 5 матеріал повною мірою дає уявлення щодо можливості й доцільності використання рекомендованих хромоалюмінієвих сталей для виготовлення литих деталей, що працюють в екстремальних умовах.

У цьому розділі представлено технологічні можливості виробництва жаростійких литих деталей різних маси, габаритних розмірів і товщини стінок із хромоалюмінієвих сталей та результати апробації розроблених технологій і конкретних виробів в реальних умовах експлуатації. Як представники великої номенклатури жаростійких деталей вибрані насадки пальників (мають порівняно великі габаритні розміри і малі товщини стінок), наконечники газових пальників (мають невеликі розміри та мінімальні товщини стінок), деталі мазутних форсунок та шипи для ошиповування утеплювальних екранів паливоспалювальних пристроїв котельних агрегатів теплоенергетичних блоків. Крім того розроблено та апробовано технології виготовлення великогабаритних тонкостінних жаростійких деталей різними способами лиття.

Технології виготовлення насадок пальників різних конструкцій. Замість зварюваних із листового прокату сталей 15Х23Н18 або 25Х25Н19С2 нами запропоновано технологію виготовлення насадок пальників із сталі 30Х30Ю2ТЛ литтям у разові піщано-глинясті форми. Насадка являє собою тонкостінний виливок порівняно великих габаритних розмірів (рис. 8.1). Котлоагрегати теплових електростанцій України оснащують насадками трьох типорозмірів однакової геометрії, але різних діаметрів (табл. 8.1). Для збільшення металомісткості ливарної форми, ефективного використання формувальних і стрижневих сумішей й площ формувально-заливального прогону ливарного цеху, нами розроблено технології ливарної форми виготовлення двох насадок в одній формі. Форму в складеному вигляді для виготовлення двох насадок одночасно показано на рис. 8.2.

Форми з урахуванням технологічних та економічних аспектів доцільно виготовляти з використанням наповнювальної й облицьовувальної сумішей, склад і властивості яких наведено в табл. 8.2. Стрижні необхідно виготовляти оболонковими із використанням металевих каркасів з підоймами для транспортування їх до

сушарок і місць проставляння у форми. Товщина оболонки стрижня *2* (див. рис.8.2) регламентується різницею діаметрів насадок.



У виробничих умовах серійного виробництва насадок для виготовлення форм можна використовувати звичайні формувальні суміші для сталевого литва, а стрижні виготовляти із піщано-глинястих сумішей з додаванням у них до 30% дрібної тирси для покращання їх податливості. Фарбування форм і стрижнів здійснювали за допомогою пульверизатора фарбою на основі дистен-силіманіту, оскільки вона є найдешевшою та має найкращі результати серед досліджених нами (табл. 8.3).

Рис. 8.1. Лита насадка пальника паливоспалювального пристрою котлоагрегату теплової електростанції

Таблиця 8.1

Розміри насадок пальників і параметри елементів ливникової системи для їх виготовлення із сталі 30Х30Ю2ТЛ

Розміри насадок пальників, мм		Маса насадки, кг	Кількість живильників, шт.	Переріз одного живильника, см^2	Сумарний переріз живильників, см^2
зовнішній діаметр, D, мм	внутрішній діаметр, d, мм				
365	330	57,0	3	4	12
670	604	104,0		6	18
957	917	175,0	4	8	32

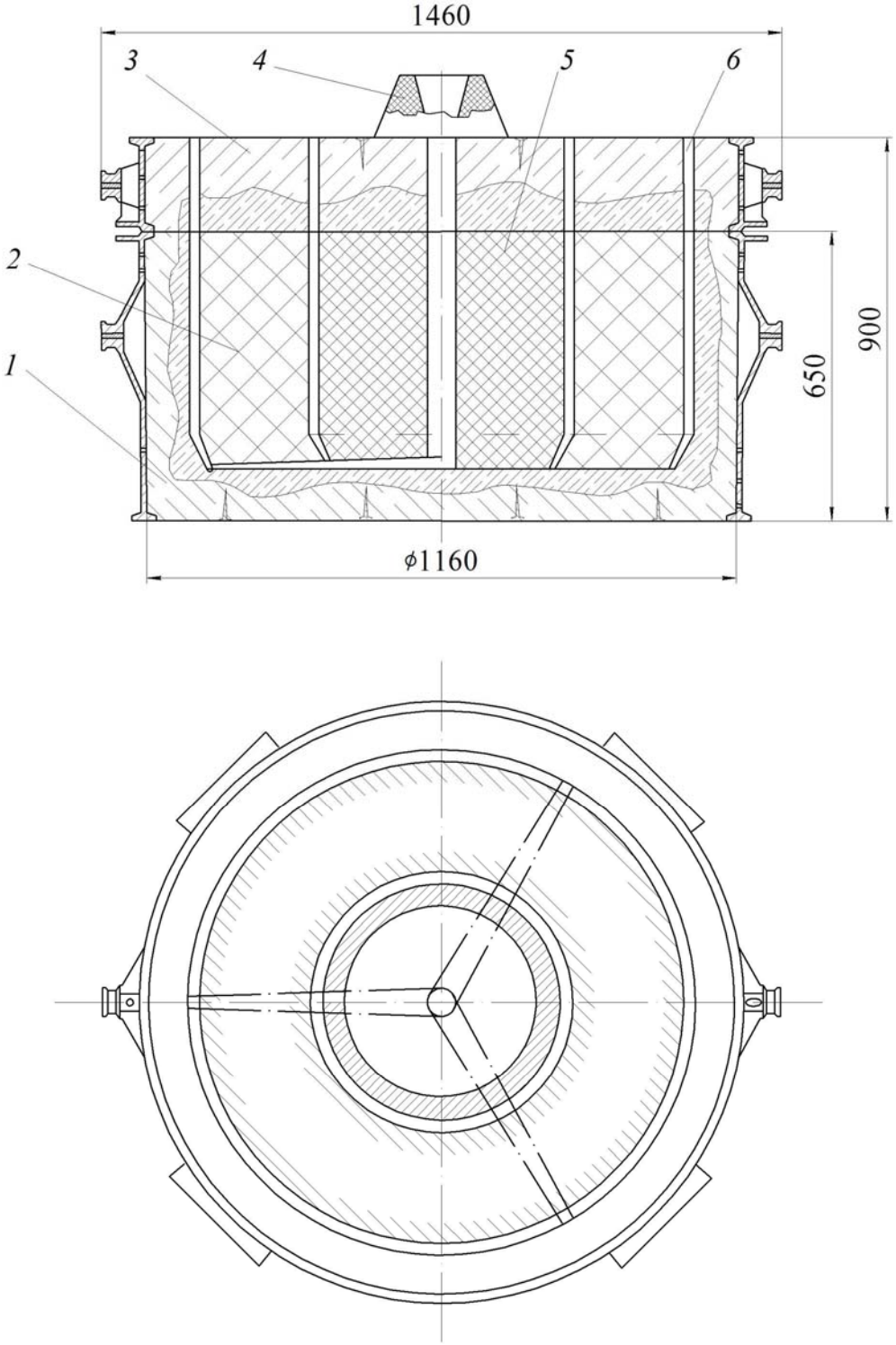


Рис. 8.2. Ливарна форма в складеному вигляді для виготовлення двох насадок пальників у парних опоках: *1* – нижня півформа; *2* – оболонковий стрижень; *3* – верхня півформа; *4* – нарощувалка; *5* – центральний стрижень; *6* – випор

Таблиця 8.2

Склад і фізико-механічні властивості сумішей, апробованих під час виготовлення великогабаритних виливків із сталі 30Х30Ю2ТЛ

Складові суміші	Призначення суміші		
	наповнювальна	облицьовувальна	стрижнева
	склад суміші, мас. ч.		
Оборотна суміш	80,0	45,0	42,0
Пісок кварцовий	8,0	49,5	43,0
Глина каолінова	2,0	5,0	4,0
Лігносульфонат технічний	–	0,5	1,0
Тирса	–	–	10,0
Вода до вологості	4,0…4,5		
Фізико-механічні властивості сумішей			
Міцність на стискання в сирому стані, кПа	305…400	500…600	400…700
Газопроникність сухої суміші, од	> 75	> 70	

Таблиця 8.3

Склад апробованих протипригарних фарб

Компоненти фарби	Вміст у фарбі, мас. ч.		
	1	2	3
Циркон знезалізнений	68,0	–	–
Дистен-силіманіт	–	90,0	–
Алюмінат натрію М = 1,5; ρ = 1,48 г/см^3	5,0	–	–
Хромомагнезит тонкого помелу	–	–	62,0
Карбоксилметилцелюлоза (технічна КМЦ)	27,0	5,0	35,0
Лігносульфонат технічний	–	5,0	3,0
Вода до щільності фарби, г/см^3	2,0	2,0	1,9

Дослідженнями установлено, що для одержання якісної поверхні виливків із хромоалюмінієвих сталей (визначали візуально), які потребують високого перегрівання розплаву перед заливанням у форму, можна використовувати будь-яку протипригарну фарбу (див. табл. 8.3), але фарба на основі дистен-силіманіту є найчастіше використовуваною в сталеливарному виробництві, постачається в пастоподібному стані, готується до використання за простою технологією, має високі седиментаційні властивості, набагато дешевша від інших фарб.

Сушіння форм і стрижнів після їх фарбування здійснювали в камерних сушарках з викотним подом за температур 200...250 °С протягом 7...8 год.

Для одержання якісних насадок використовували сифонне заливання форм. Розрахунок елементів ливникової системи виконували за методикою з урахуванням питомої швидкості заливання форм стопорним ковшем, рекомендованою для високолегованих сталей [11]. Переріз живильників (див. табл. 8.1) забезпечував плавне та рівномірне заповнення порожнини ливарної форми рідким металом.

Конструкція литої насадки передбачає її виготовлення без механічного оброблення. Крім того, така насадка до мінімуму зводить перешкоди потокам повітря, газу та вугільного пилу, які рухаються через паливоспалювальні пристрої під час їх експлуатації, та забезпечує тривалу оптимальну роботу котлоагрегату.

Сталь виплавляли в дуговій електропечі ДСП-3 з основною футеровкою відповідно до вимог розробленої нами технологічної інструкції (додаток Г). Заливання форм здійснювали за температур розплаву 1580…1600 °С без переривання струменя розплаву з мінімальної висоти з урахуванням схильності металу до плівкоутворення. Після охолодження виливки видаляли із форм, відокремлювали ударною дією елементи ливникової системи (живильники й випори), здійснювали зачищення виливків переносними абразивними кругами й свердлили 4 отвори діаметром 25 мм для кріплення насадки в паливоспалювальному пристрої котлоагрегату болтами або зварюваними заклепками. Готову до використання насадку пальника паливоспалювального пристрою котлоагрегату показано на рис. 8.3.

Металографічним аналізом структури сталі 30Х30Ю2ТЛ, виплавленої у виробничих умовах, установлено, що за умови додержування запропонованих технологій плавлення металу та ливарної форми можна виготовляти якісні виливки з дрібнозернинною структурою (рис. 8.4), яка забезпечує необхідні механічні (тимчасовий опір розриванню й твердість) та високі експлуатаційні характеристики металу (окалиностійкість й термостійкість).

Досліджено можливість використання хромоалюмінієвих сталей для виробництва жаростійких деталей спеціальними способами лиття. Розроблено й апробовано в лабораторних умовах технологічний процес виготовлення литих деталей,

які мають форму тіл обертання (насадки невеликих розмірів різної конструкції) відцентровим литтям на машині з горизонтальною віссю обертання виливниці.

Рис. 8.3. Насадка пальника діаметром 670 мм, виготовлена із сталі 30Х30Ю2ТЛ у виробничих умовах

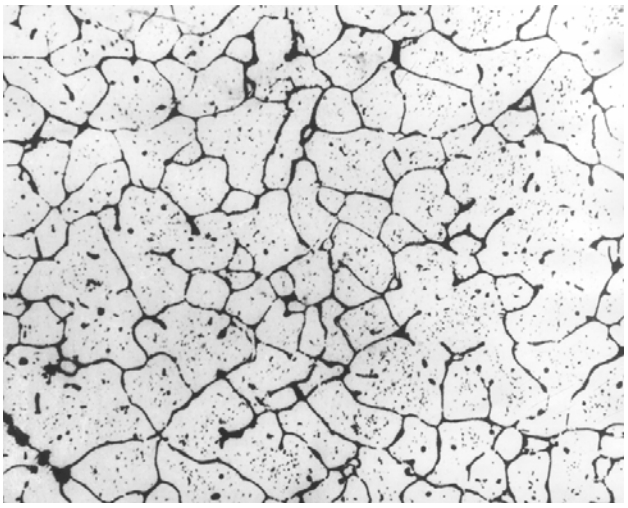
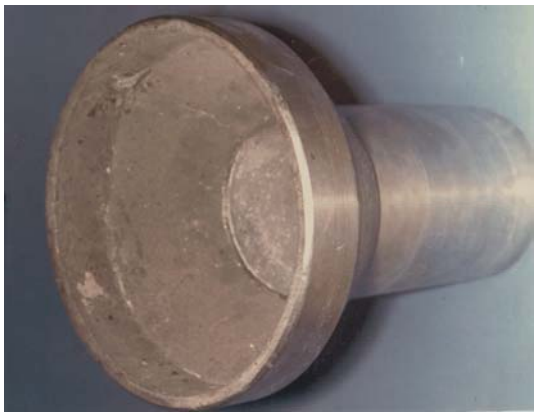


Рис. 8.4. Мікроструктура сталі 30Х30Ю2ТЛ (0,32% C; 30,6% Cr; 1,95% Al; 0,28% Ti), виплавленої у виробничих умовах (×100)

Установлено, що особливих утруднень у виробництві таких деталей немає. Необхідно тільки вибрати правильний температурний режим лиття та установити оптимальну швидкість обертання виливниці. Виготовлені відцентровим литтям насадки пальників різної конструкції показано на рис. 8.5.



а

б

Рис. 8.5. Насадки пальників різної конструкції, виготовлені відцентровим литтям: з циліндричною (*а*) й конічною (*б*) частиною для монтажу

На підставі високої якості механічно обробленої та необробленої поверхонь насадок можна зробити висновок, що рекомендовані хромоалюмінієві сталі повною мірою придатні для виготовлення відцентровим литтям деталей, які мають форму тіл обертання. Позитивним є й те, що цим способом можна виготовляти вироби з різною товщиною стінки, а це суттєво економить метал і полегшує операцію монтажу насадок в паливоспалювальних пристроях котлоагрегатів.

Технології виготовлення газових пальників. Розроблено, апробовано та поставлено на серійне виробництво в умовах ливарної лабораторії промислового типу технологію виготовлення наконечників газових пальників циліндричної форми двох типорозмірів для паливоспалювальних пристроїв котлоагрегатів теплових електростанцій (див рис. 1.1 й 1.2).

Загальний вигляд наконечника показано на рис. 8.6, а типорозміри наведено в табл. 8.4.

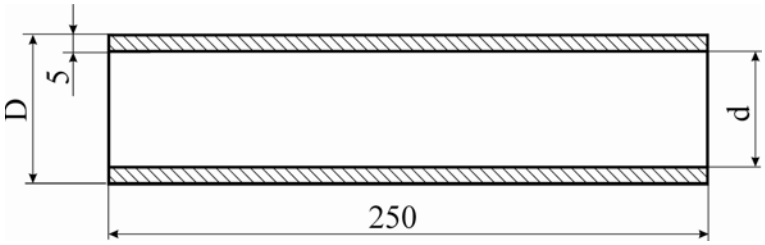


Рис. 8.6. Наконечник газового пальника паливоспалювального пристрою котлоагрегату ТЕС

Таблиця 8.4

Розміри наконечників газових пальників і параметри елементів ливникової системи для їх виготовлення із хромоалюмінієвої сталі

Розміри наконечників газових пальників, мм		Маса наконечника, кг	Кількість живильників, шт.	Переріз одного живильника, см^2	Сумарний переріз живильників, см^2
зовнішній діаметр, D, мм	внутрішній діаметр, d, мм				
35	25	0,95	2	1,2	2,4
26	16	0,60		0,6	1,2

Розроблена технологія дає змогу виготовляти в одній формі 7 наконечників, чотири з яких зовнішнім діаметром 35 мм, а три – діаметром 26 мм. Для виготовлення ливарних форм використовували формувальні суміші для сталевого лиття. Форми виготовляли ручним формуванням, фарбували дистен-силіманітовою фарбою за допомогою пульверизатора та сушили в камерній сушарці за температури 200…250 °С протягом 3 год.

Стрижні виготовляли із сумішей, які розроблено для високотемпературних режимів лиття, з використанням нагрітої оснастки (ноу-хау кафедри ливарного виробництва НТУУ «КПІ». Готові до використання стрижні не піддавали фарбуванню, проте виливки не мали ніякого пригару й поверхневих дефектів. Ливарну форму в складеному вигляді для виготовлення наконечників газових пальників показано на рис. 8.7, а готові до використання наконечники – на рис. 8.8.

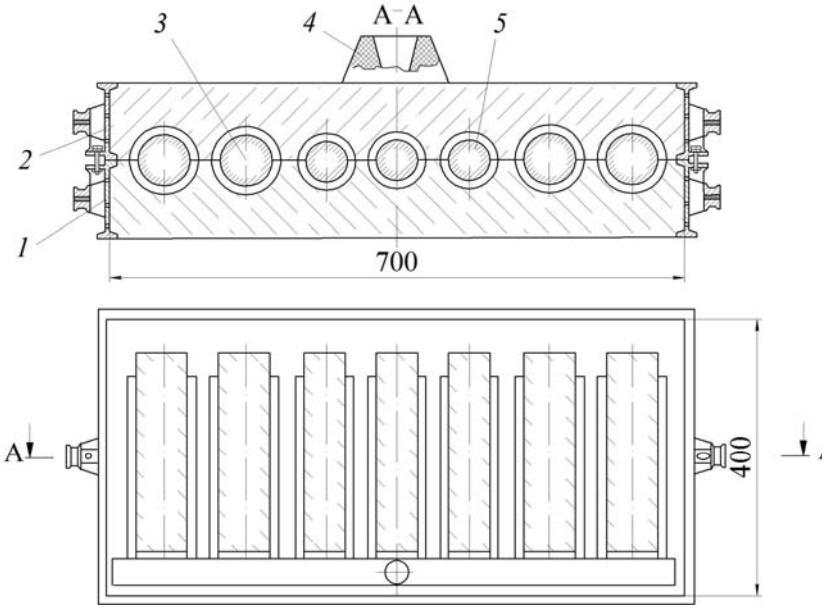


Рис. 8.7. Ливарна форма в складеному вигляді для виготовлення газових пальників:

1 – нижня півформа;

2 – верхня півформа;

3, *5* – стрижні;

4 – нарощувалка

Ураховуючи технологічні особливості хромоалюмінієвих сталей, зокрема інтенсивне плівкоутворення, складання форм у підігрітому стані (півформи виймали із сушарки за температури 40…60 ºС) виконували безпосередньо перед їх заливанням.

Форми встановлювали й заливали під кутом 15° до горизонту або вертикально. В останньому разі змінювали розташування ливникової системи – метал за-

ливали у форму сифоном, при цьому кількість наконечників у формі зменшувалась до шести.

Сталь 30Х30Ю2ТЛ виплавляли в індукційній печі ІСТ-0,06 з основною футеровкою з урахуванням технологічних факторів, викладених у додатку В.

Рис. 8.8. Наконечники газових пальників, які виготовлені із сталі 30Х30Ю2ТЛ в разових об'ємних піщано-глинястих формах

Оскільки виплавляння сталі здійснювали методом переплавлення, шихту підбирали й розраховували так, щоб припустимі відхилення хімічного складу сталі від номінального не перевищували відхилень, передбачених технологічною інструкцією (додаток В). Випускання металу із печі здійснювали в підігрітий у камерній печі до 600…650 °С ручний ківш. Розливання сталі в ливарні форми виконували за температури металу 1580 + 10 °С. Після вибивання із форм блоків виливків їх відокремлювали від ливникової системи помірною ударною дією, при цьому стрижні легко руйнуються й видаляються з виливків.

Незважаючи на незначну товщину стінки виливка (5 мм) та інтенсивні процеси плівкоутворення на поверхні розплаву під час заливання форм, брак виливків кожної плавки складав не більше 2…4%. За розробленою технологією в ливарній лабораторії промислового типу виготовлено понад 1000 шт. наконечників обох типорозмірів для Трипільської ТЕС.

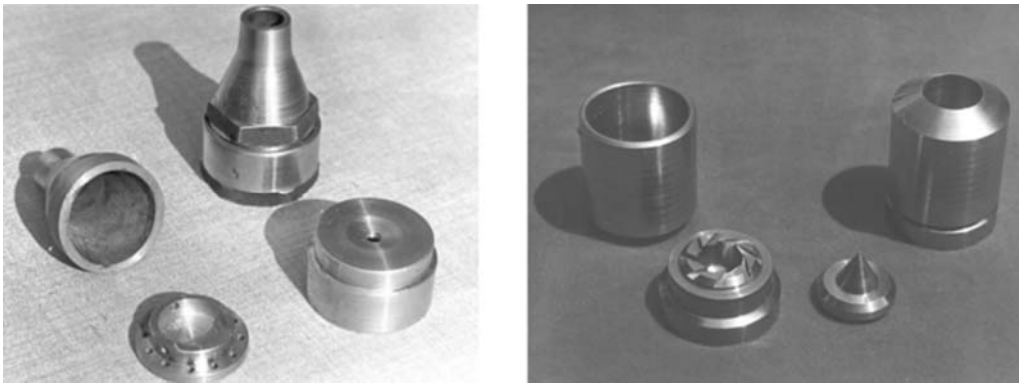
Отже, підтверджено можливість і перспективність використання хромоалюмінієвих сталей для виготовлення дрібних тонкостінних виливків.

Виготовлення деталей мазутних форсунок. Розроблено та освоєно технологічні процеси виготовлення заготовок для деталей механічних і паромеханічних

форсунок литтям за витоплюваними моделями з використанням традиційної технології. На рис. 8.9 показано литі заготовки для деталей механічних мазутних форсунок, які виготовлені цим способом.

Рис. 8.9. Литі заготовки деталей механічних мазутних форсунок, які виготовлені із хромоалюмінієвої сталі литтям за витоплюваними моделями

На рис. 8.10 показано деталі механічних і паромеханічних мазутних форсунок, які виготовлено із хромоалюмінієвих сталей литтям за витоплюваними моделями, після механічного оброблення.



а *б*

Рис. 8.10. Деталі механічних (*а*) і паромеханічних (*б*) форсунок після механічного оброблення заготовок, виготовлених литтям за витоплюваними моделями

Використання лиття за витоплюваними моделями для виробництва дрібних заготовок максимально наближає їх розміри до готових деталей. Коефіцієнт використання металу в цьому разі сягає 85…90% і вище. Це суттєво здешевлює (в 3…4 рази) виробництво таких же виробів, виготовлених механічним обробленням із прокату дорогих хромонікелевих сталей.

Технології виготовлення екранних шипів. Традиційний метод виготовлення шипів – використання прокату у вигляді дроту в бухтах, його вирівнювання з наступним виготовленням шипів на верстатах-автоматах.

Нами розроблено дві технології виготовлення шипів литтям. Перша – в піщанано-глинясті форми з використанням кущової металевої оснастки та машинного формування (формувальна машина 91271БМ). Одночасно у формі можна виготовити понад 200 шипів (рис. 8.11).

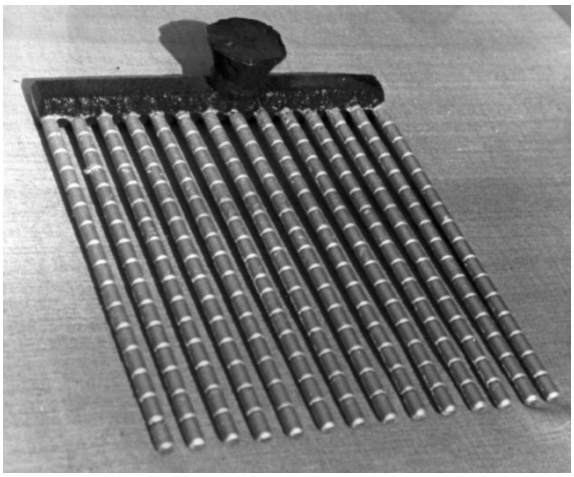


Рис. 8.11. Блок шипів, виготовлених в разовій піщано-глинястій формі

Наявність пережимів на заготовках дає змогу без утруднень розділяти їх на окремі шипи, які без додаткового оброблення можна приварювати до труб екранів.

Другий спосіб – виробництво шипів литтям за витоплюваними моделями з використанням традиційної технології (рис.8.12, *а*) і технології, розробленої нами (рис. 8.12, *б*). Технологія легко впроваджується в загальновідомий технологічний процес лиття за витоплюваними моделями. За розробленою технологією в одній формі можна одночасно виготовлити до 1800 шт. шипів.

Враховуючи низькі пластичні властивості хромоалюмінієвих сталей, відокремлення шипів від ливникових систем здійснюється без використання спеціального устаткування – ударною дією молотка. Після вилуговування, миття та сушіння шипи не потребують додаткових операцій оброблення й можуть використовуватися за призначенням.

Розроблено технологію виготовлення в лабораторних умовах конічних газових пальників литтям за витоплюваними моделями (рис. 8.13, *а*). Висока якість

поверхні пальника після механічного оброблення (рис. 8.13, *б*) підтверджує позитивний висновок щодо можливостей використання хромоалюмінієвих сталей для виготовлення у виробничих умовах високоякісних жаростійких деталей методом лиття за витоплюваними моделями масою до 5…6 кг.

а

б

Рис. 8.12. Блоки екранних шипів, які виготовлено литтям за витоплюваними моделями з використанням традиційної (*а*) та розробленої автором (*б*) технологій

а

б

Рис. 8.13 – Заготовка конічного газового пальника, яку виготовлено литтям за витоплюваними моделями (*а*) та пальник після механічного оброблення (*б*)

Інші можливі галузі використання рекомендованих жаростійких сталей. Розроблено технологію виготовлення ланок ланцюгової завіси цементних печей литтям у разові піщано-глинясті форми (рис. 8 14). Використання ланцюгових завіс із таких ланок на печах Старооскольського цементного заводу (робоча температура біля 1100 ºС) у 3…4 рази підвищує термін їх експлуатації в порівнянні з виготовленими із хромонікелевої сталі 25Х25Н19С2Л.

На рис. 8.15 показано розроблений Київським інститутом автоматики шибер для автоматичного розподілу дуття до фурм доменної печі.

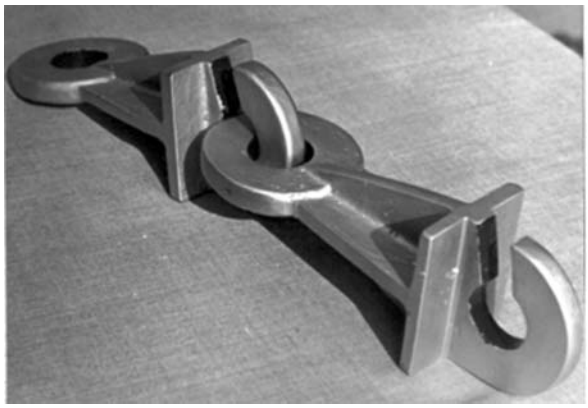


Рис. 8.14. Ланки ланцюгової завіси цементної печі

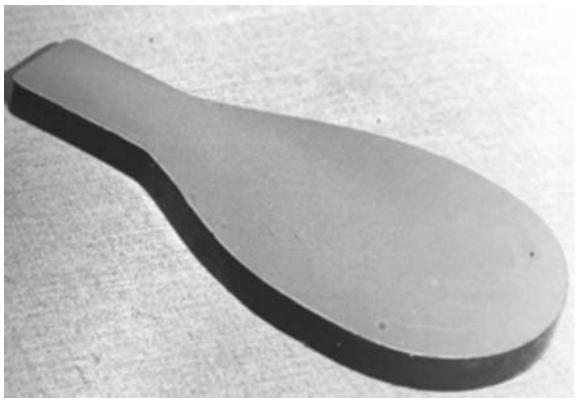


Рис. 8.15. Шибер для автоматичного розподілу дуття до фурм доменної печі

Шибер виготовлено із хромоалюмінієвої сталі й апробовано на Маріупольському металургійному комбінаті імені Ілліча. Установлено, що такий шибер може тривалий час працювати за температур до 1300 ºС. Оскільки шибер має просту конфігурацію, для його виготовлення доцільно використовувати хромоалюмінієву сталь з мінімальним для ливарного сплаву вмістом вуглецю – 0,20…0,25%, тобто для виготовлення шиберів слід використовувати сталь 20Х30Ю2ТЛ.

Розроблено технологію виготовлення литтям у графітові форми багатоканальної неохолоджуваної фурми для позапічного оброблення розплаву в ковшах киснем або спеціальними сумішами для покращання властивостей металу. Незважаючи на мінімальну для сталевого литва товщину стінок, за розробленою технологією можна виготовляти високоякісні вироби такого типу (рис. 8.16).

Основне завдання полягає у відпрацюванні в конкретних умовах температурних режимів лиття та правильній технологічній конструкції ливарної форми. Аналізом обробленої поверхні фурми встановлено, що і в тонкостінних виливках метал має високу якість.

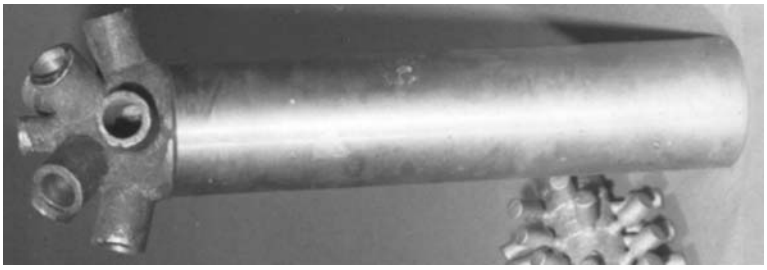
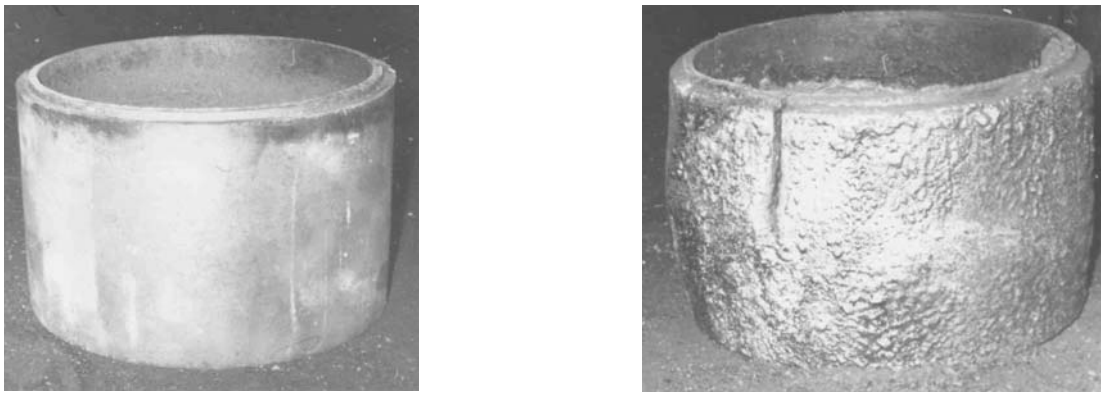


Рис. 8.16. Фурма для оброблення розплаву в ковші киснем або спеціальними сумішами

8.2 Технології виготовлення великогабаритних тонкостінних виливків із рекомендованих сталей різними способами лиття

Особливий інтерес представляє можливість застосування рекомендованих жаростійких сталей для виготовлення тонкостінних фасонних виливків великих розмірів, які працюють в умовах теплозмін й агресивних газових середовищ за температур до 1250 °С. Як деталь для аналізу роботи в зазначених умовах обрано карборундову капсулу, яку застосовують для виробництва губчастого заліза з окалини прокатних станів відновленням її в тунельних печах (Сулінський металургійний завод). Кожну капсулу складають із п’яти карборундових кілець діаметром 500 мм, висотою 300 мм і товщиною стінки 30 мм (рис. 8.17, *а*).

Шихтові матеріали завантажують вертикально в капсулу пошарово за допомогою спеціального пристрою. Завантажені капсули піддають тривалому циклу дії високих температур, тому вони виходять із ладу після 20...25 циклів (цикл триває до 120 год) внаслідок утворення «бочки» в кожному кільці, а згодом і тріщин по їх висоті (рис. 8.17, *б*). На вагонетку одночасно встановлюють 16 капсул і транспортують у газову тунельну піч. Довжина печі складає 140 м: зона нагрівання – 38 м, витримування – 66 м та охолодження – 36 м. Максимальна температура нагрівання системи капсула-шихта не перевищує 1250 °С.



а *б*

Рис. 8.17. Карборундове кільце: *а* – до експлуатації; *б* – після 20 циклів

Крім невеликого терміну служби істотним недоліком таких капсул є зниження якості залізного порошку внаслідок підсмоктування повітря через стики й стінки кілець із карборунду й окиснювання губчастого заліза, що потребує в подальшому використання трудомісткого відновлювального процесу.

Очевидно, що металеві литі капсули повною мірою зможуть усувати цей недолік у технологічному процесі виробництва залізного порошку.

Технологія виготовлення капсул у разових об'ємних формах. Спроектовано металеву капсулу, яку можна виготовляти литтям і використовувати замість карборундової без зміни технологічного процесу виробництва губчастого заліза в конкретних умовах (рис. 8.18). Маса металевої капсули складає 340 кг.

Технологію виробництва великогабаритних тонкостінних виливків розроблено автором з урахуванням технологічних факторів плавлення, легування та розливання сталей, викладених у розділі 3 цієї роботи та в додатку Г.

Для виготовлення ливарних форм використовували піщано-глинясту суміш, рецептуру та властивості якої наведено в табл. 8.2. Форми сушили в сушарці за температури 200…250 ºС протягом 8 год. Стрижні виготовляли порожнистими із піщано-глинястої суміші з додаванням 20…25% (за об'ємом) деревної тирси для підвищення їх податливості. Для транспортування стрижня використовували спеціальний каркас, виготовлений із труби діаметром 90 мм. Стрижні піддавали сушінню за температури 120…150 ºС у вертикальному положенні. Ливарну форму в складеному вигляді, призначену для виготовлення капсули, показано на рис. 8.19.

З огляду на невелику товщину стінки литої капсули (20 мм), значну її висоту (1500 мм), а також схильність сталі до плівкоутворення, метал підводили у форму п’ятьма живильниками, один з яких розташовано по розніму форми (див. рис. 8.19).

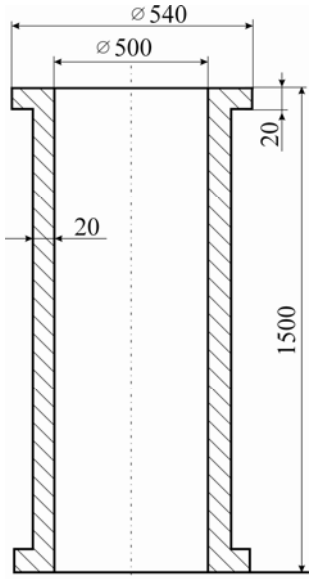


Рис. 8.18. Лита капсула для виробництва губчастого заліза в тунельній газовій печі

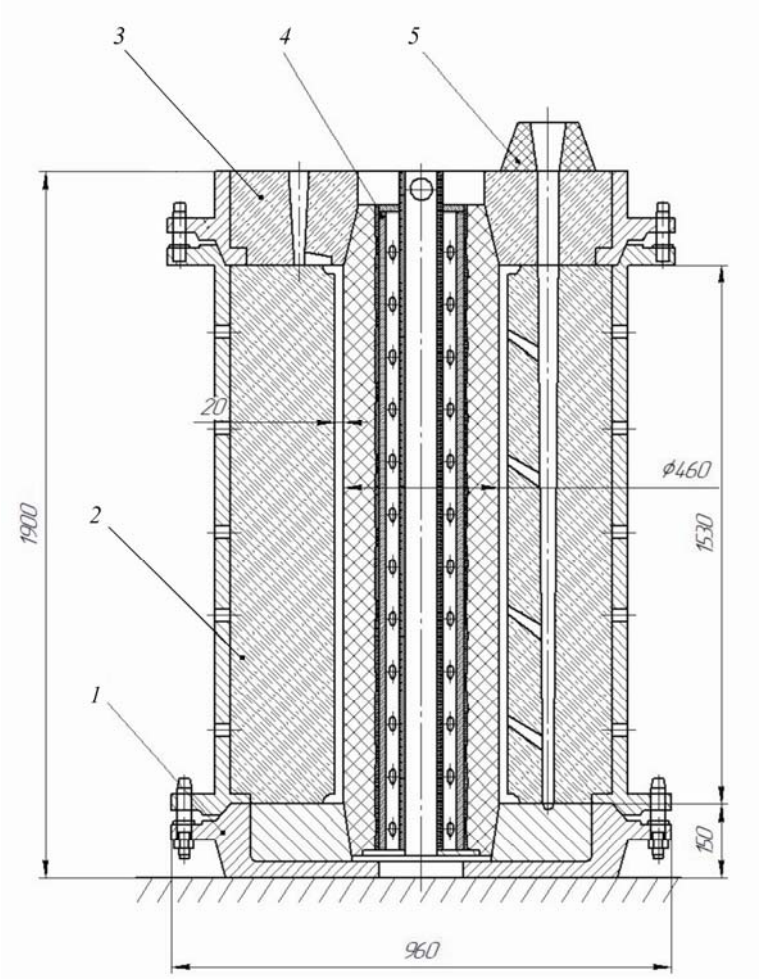


Рис. 8.19. Ливарна форма для виготовлення капсули в складеному вигляді: *1* – піддон; *2* – нижня півформа; *3* – верхня півформа; *4* – каркас; 5 – нарощувалка

Моделі живильників необхідних розмірів виготовляли із пінополістиролу й проставляли їх під час виготовлення форми. Після видалення оснастки моделі живильників залишалися у формі, а під час заливання форми металом моделі вигоряли, утворюючи відповідні канали. Замість надливів використовували випори, які забезпечували одержання якісного виливка у верхній його частині.

Сталь 30Х30Ю2ТЛ виплавляли в дуговій печі ДСП-3 за технологічною інструкцією, розробленою автором (додаток Г). Під час випускання розплаву його обробляли фероцерієм. Температура металу перед заливанням (сухих і теплих) форм складала 1600 ± 10 ºС. Видалення виливків із форм виконували після їх охолодження до температур 200…250 ºС. Готові капсули до та після випробовувань показано на рис. 8.20. Метал капсули не відрізняється за окалиностійкістю від металу цієї ж сталі, виплавленої в лабораторних умовах. Витрати металу на утворення окалини не перевищували 6,0 мг/см^2 за 100 год.

1 *2* *3*

Рис. 8.20. Литі капсули із хромоалюмінієвої сталі до та після випробовувань:
1 – до випробовувань;
2 – після 35 циклів;
3 – після 75 циклів

Проведені дослідження підтвердили перспективність використання хромоалюмінієвих сталей для виготовлення великогабаритних тонкостінних виливків у разових сухих піщано-глинястих формах.

Технологія виготовлення капсул частинами у металевих формах. Зважаючи на те, що далеко не в кожному ливарному цеху є можливість виготовляти великі виливки типу капсули та для установлення можливості якісного зварювання окремих деталей, виготовлених із рекомендованих сталей, розроблено й освоєно технологічний процес виготовлення половин капсули в металеві форми з використанням піщано-глинястих, з деревною тирсою, стрижнів. Висота виливків складає 750 мм, маса – 170 кг. Форму в складеному вигляді показано на рис. 8.21.

Металеву частину форми виготовляли із сірого чавуну СЧ 25. Перед складанням форми її робочу поверхню фарбували за допомогою пульверизатора дистен-силіманітовою фарбою. Перед першим заливанням форму підігрівали газовим пальником до температури 300…350 °С. Після проставляння стрижня у форму його порожнину засипали відпрацьованою формувальною сумішшю без ущільнення й накривали металеву частину форми піщано-глинястою півформою.

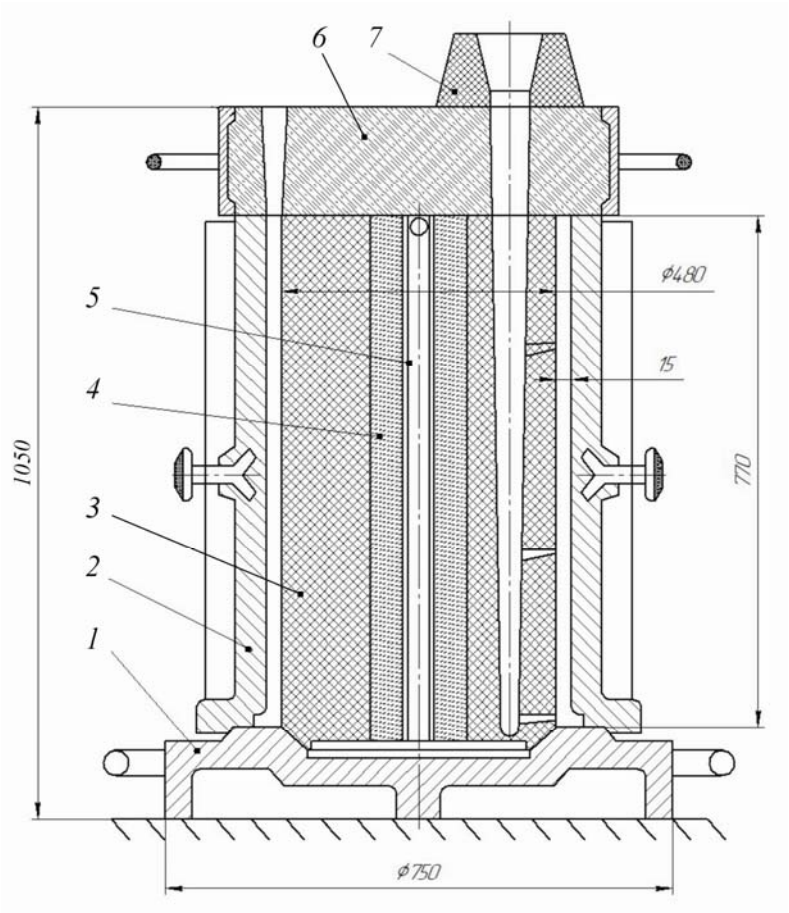


Рис. 8.21. Форма для виготовлення половини капсули в складеному вигляді: *1* – піддон; *2* – металева частина форма; *3* – стрижень; *4* – піщана засипка; *5* – каркас з тарілкою для транспортування стрижня; *6* – верхня півформа; *7* – нарощувалка для підвищення напору металу

На відміну від попередньої технології метал підводили до внутрішньої поверхні стінки виливка. Видалення виливка з металевої частини форми здійснювали за температур, нижчих за 250 °С. Після повного охолодження ливникову систему відокремлювали від виливка молотком. Виготовлені за такою технологією частини капсули показано на рис. 8.22. Для виготовлення капсул необхідної висоти (1500 мм), їх частини (за необхідністю) торцювали на металорізальних верстатах і зварювали (рис. 8.23). Зварювання частин капсули виконували електродами, виготовленими із сталі 10Х18Н9 аустенітного класу. На жаль, промисловість не

випускає електроди із високолегованих сталей феритного класу, а тому процес одержання високоякісного шва зварюванням частин капсули з використанням електродів із сталей аустенітного класу утруднений внаслідок великої різниці коефіцієнтів термічного стискання. Задовільні результати одержано після зварювання частин капсули, нагрітих до температури 350…400 ºС, з наступним повільним охолодженням капсули.

Рис. 8.22. Частини капсули, виготовлені в металевій формі

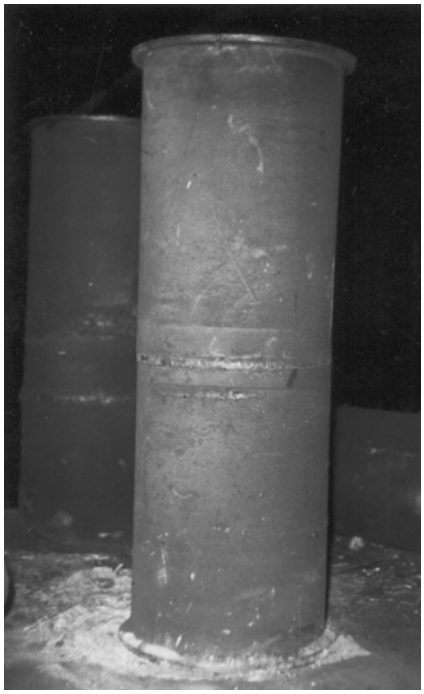


Рис. 8.23. Зварена капсула

Отже, розроблені та відпрацьовані технології виробництва литих виробів різних розмірів із рекомендованих хромоалюмінієвих сталей ще раз підтверджують перспективність їх використання, як ливарних сплавів, для різних способів лиття.

8.3 Технології виготовлення литих деталей агрегатів системи гідрозоловидалення теплових електростанцій

У системах гідрозоловидалення теплових електростанцій найшвидше зношуються корпуси та колеса багерних насосів і витки шламових шнекових транспортерів. Підвищення зольності палива, яке використовують на електростанціях, особливо в останні роки, значною мірою підсилює здатність шлаку зношувати робочі деталі агрегатів систем гідрозоловидалення.

Аналізом технологічних процесів виготовлення литих деталей багерних насосів в умовах ливарного цеху СО «Електроремонт» ПАТ «Донбасенерго» установлено суттєві відхилення від існуючих норм, які базуються на основі досягнень ливарної науки. З метою використання розроблених хромомарганцевих чавунів, які дещо поступаються за ливарними властивостями хромонікелевим чавунам, здійснено корегування технологічних процесів виготовлення корпусів і коліс багерних насосів.

Технології виготовлення литих деталей багерних насосів. Корпус насоса максимально зношується біля горловини, тобто на виході пульпи із насоса. За технологією, яку використовують на підприємстві, саме в це місце під час лиття підводиться метал (рис. Н.2, *а*). Загальновідомо, що в місцях підведення металу метал має найнижчі властивості, що в даному разі й призводить до швидкого руйнування корпуса. Очевидно, що зміна місця підведення металу у форму та оптимальні розміри елементів ливникової системи сприятимуть підвищенню основних експлуатаційних характеристик – твердості та зносостійкості.

На підставі сучасних правил підведення металу в ливарну форму нами визначено найоптимальніше місце розташування розрахованої нами ливникової системи (рис. Н.2, *б*), що з першого досліду дало позитивні результати у порівнянні з існуючою технологією.

Розраховано також елементи ливникової системи для виготовлення колеса багерного насоса та визначено місце її розташування в ливарній формі, що також дало позитивні результати. Схеми підведення металу у форму показано на рис. Н.4. Технологія ливарної форми захисного диска залишається без зміни для рекомендованих хромомарганцевих чавунів. Загальний вигляд литих деталей багерного насоса, виготовлених за оновленими нами технологіями показано на рис. 8.24.

Механічне оброблення деталей багерного насоса виконано після ступінчастого відпалу. Високою якістю металу деталей (відсутність дефектів усадкового та газового походження) після механічного оброблення підтверджено правильність розроблених і рекомендованих технологій виробництва литих деталей із хромомарганцевих чавунів.

Технологія виготовлення елементів шнекових транспортерів. Оскільки сучасна технологія виготовлення шнеків з наплавленням витків є досить складною, трудомісткою та дорогою, розроблена та випробувана технологія виробництва литих елементів шламових шнекових транспортерів із рекомендованих хромомарганцевих чавунів. За цією технологією шнеки можна виготовляти у вигляді окремих витків, оскільки довжина транспортерів складає 4...5 м.

а *б* *в*

Рис. 8.24. Литі деталі багерного насоса, виготовлені із рекомендованого безнікелевого хромомарганцевого чавуну 290Х19Г4 за оновленими автором технологіями: *а* – корпус; *б* – диск; *в* – колесо

Варіанти витків шнеків залежно від способу їх посадки на вал залежно від його конфігурації показано на рис. 8.25.

Модель для виготовлення литого витка шнека показано на рис. 8.26, а стрижень, який використовують при цьому – на рис. 8.27. Оскільки елементи шнекових транспортерів виготовляють за серійним характером виробництва, то матеріалом для виготовлення моделі та стрижневого ящика може бути успішно використана деревина. Кращим матеріалом є сосна віком після 50 років.

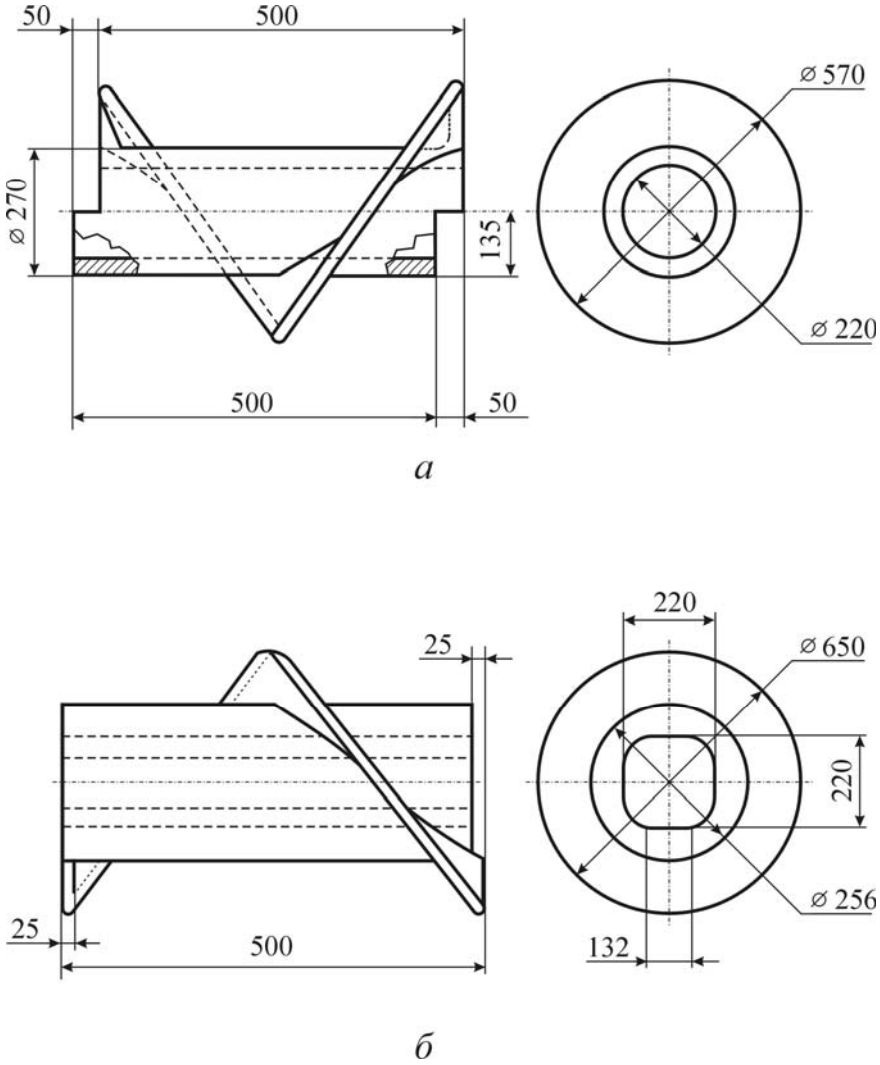


Рис. 8.25. Варіанти литих витків шнека залежно від посадки їх на вал транспортера:
а – виток для посадки на круглий вал; *б* – виток для посадки на квадратний вал

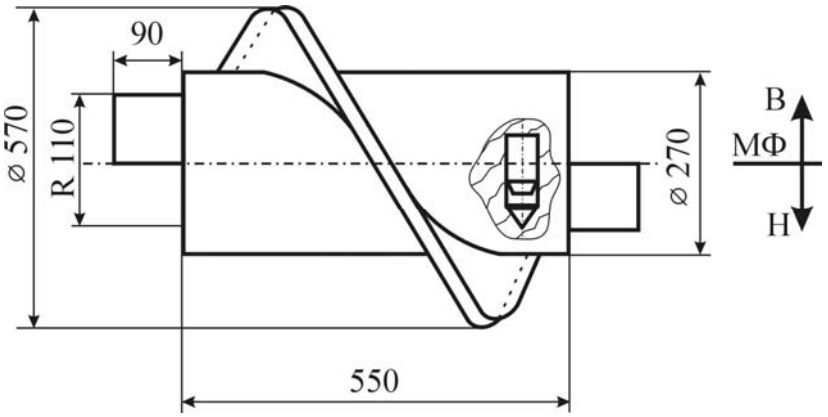


Рис. 8.26. Модель витка шнека

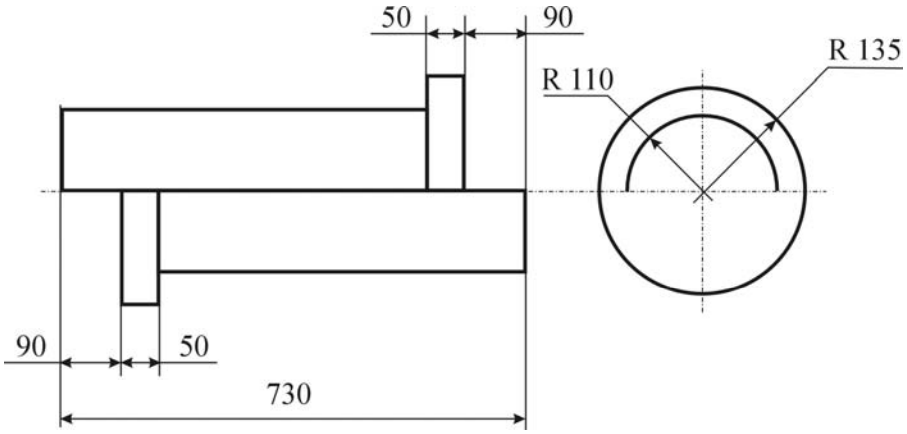


Рис. 8.27. Стрижень для виготовлення витка шнека

Для вільного видалення половинок моделей із готових півформ разом з моделлю формують дерев'яні бруски, в гнізда яких після їх видалення проставляють допоміжні стрижні. Форму у складеному вигляді для виготовлення витка шнека показано на рис. 8.28.

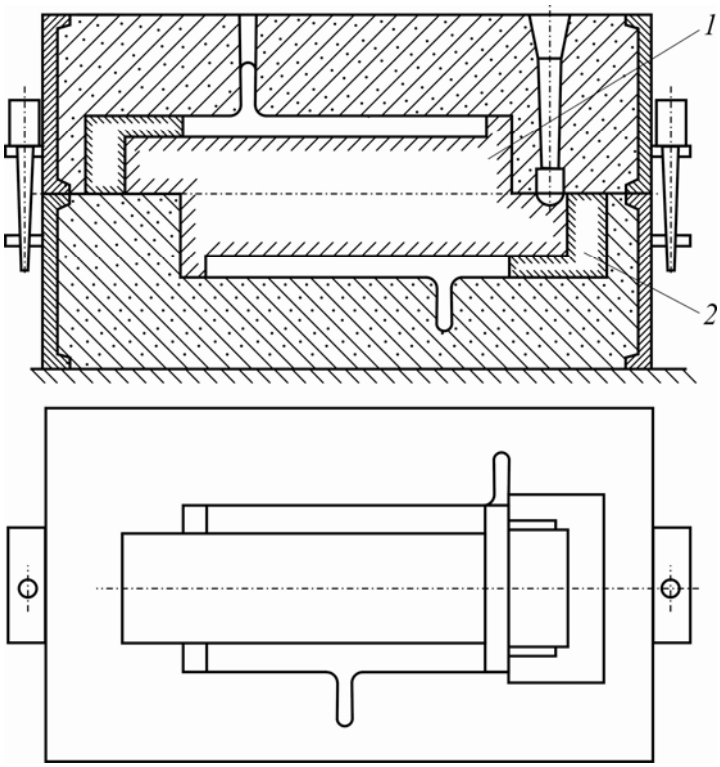


Рис. 8.28. Форма для виготовлення витка шнека в складеному вигляді:
1 – основний стрижень; *2* – допоміжний стрижень

Виготовлені за такою технологією витки шнеків не потребують ніякого механічного оброблення та можуть надійно збиратися на робочий вал транспортера після видалення стрижня й відокремлення ливникової системи.

8.5 Висновки до розділу 8

1. Проектування жаростійких і зносостійких деталей й розроблення технологій їх виготовлення методами лиття необхідно враховувати відповідні рекомендації щодо вибору температурних режимів лиття з урахуванням особливостей ливарної форми та охолодження й видалення готових виливків із ливарних форм.

2. Розроблені й апробовані в лабораторних і виробничих умовах технології виготовлення дрібних і великогабаритних тонкостінних виливків із хромоалюмінієвих сталей литтям підтвердили доцільність й ефективність використання цих жаростійких матеріалів не тільки для традиційного способу лиття в об’ємні піщано-глинясті форми, але й для спеціальних способів лиття.

3. Із хромоалюмінієвих сталей можна виготовляти виливки масою від декількох десятків грамів до декількох сотень кілограмів різної геометрії й з різними товщинами стінок. Використовувати при цьому можна методи лиття в разові об’ємні піщано-глинясті, оболонкові та металеві форми, за моделями, що витоплюються або газифікуються й відцентрове лиття.

4. Рекомендовані для виготовлення зносостійких литих деталей безнікелеві хромомарганцеві чавуни є високотехнологічними й придатними для виготовлення деталей, які працюють в умовах екстремального зносу, що підтверджено відповідними технологіями виготовлення зносостійких деталей та апробаціями.

ЗАГАЛЬНІ ВИСНОВКИ

1. Методичне забезпечення експериментальних досліджень технологічних та експлуатаційних властивостей сплавів на основі заліза з високим вмістом хрому має високі відтворюваність і достовірність результатів й відповідає вимогам чинних нормативних документів. Металографічні дослідження виконано на мікроскопах МІМ – 8, NEOFOT – 21, РЕМ-106И та Axio Vert.A1 (Carl Zeiss). Фазовий склад зразків та оксидних плівок визначено на дифрактометрах Ultima IV та ДРОН-2.0.

2. За результатами теоретичних та експериментальних досліджень з урахуванням літературних даних щодо впливу хрому, алюмінію, вуглецю й титану на властивості сплавів на основі заліза для роботи в екстремальних умовах запропоновано новий ливарний матеріал – середньовуглецеві хромоалюмінієві сталі хімічного складу, % мас.: C = 0,25…0,35; Cr = 25…32; Al = 1,2…3,2; Ti = 0,25…0,50; Si < 1,0; Mn < 0,8; P < 0,025; S < 0,025. Запропоновані сталі мають високий рівень технологічних властивостей та експлуатаційних характеристик.

3. Установлено, що для досягнення високих технологічних властивостей і надійної експлуатації виробів в екстремальних умовах у сплавах необхідно додержуватися відношення [%Cr] / [%Al] = 6…10, тобто, за вмісту в сталі 25% хрому кількість алюмінію має складати 3,5…4,5%, а для сталі з 30% хрому – 2,0…3,0% алюмінію. Вміст вуглецю в усіх сплавах має зберігатися в межах 0,25…0,35%, а титану – 0,25…0,50%.

4. Показано, що якість виробів із запропонованих сталей суттєво залежить від технологічних факторів – температури розплаву перед заливанням у форму й послідовності додавання в хромистий розплав титану та алюмінію. Враховуючи високу схильність сплавів до інтенсивного плівкоутворення, під час виготовлення великогабаритних тонкостінних виробів або виливків складної геометрії заливання форм необхідно здійснювати за температур 1620...1650 °С.

5. Доведено доцільність використання процесів мікролегування та модифікування сталей під час виробництва із них виливків відповідального та особливо відповідального призначення. Розплав необхідно додатково обробляти РЗМ (фероцерієм) в кількості 0,15…0,25% (за присадкою), ітрієм (0,20...0,40%) або кальцієм (до 0,10%). Оброблення сталей ітрієм або спільно церієм (0,15…0,25%) і тита-

ном в межах 0,25…0,50% особливо необхідне для виробництва деталей, які працюють в умовах помірних зовнішніх навантажень.

6. Вироби із високохромистих жаростійких сталей (25…30% Cr) мають задовільну (збільшення маси на 6,8…7,6 мг/см^2 за 100 год) окалиностійкість і можуть працювати тривалий час в агресивних середовищах за температур до 1100 °С. За вищих температур сплави повинні мати й вищу окалиностійкість (збільшення маси зразка в межах 4…6 мг/см^2·за 100 год), тобто кожна хромиста сталь має вміщувати в своєму складі необхідну для цього кількість алюмінію.

7. За результатами рентгенографічних і мікрохімічних досліджень оксидної плівки установлено, що на початку експлуатації виробу на його поверхні утворюється зовнішній шар, який складається із оксидів алюмінію Al_2O_3 (22,23%), хрому (52,31%) і титану (23,14%). Плівка має достатньо високі захисні властивості внаслідок значної кількості оксиду хрому. З часом, внаслідок дифузії алюмінію до поверхні виробу, збільшується кількість його оксиду (59,25%), але зменшується кількість оксидів хрому (37,59%) і титану (2,98%). У цьому разі (середній шар окалини) висока окалиностійкість зберігається внаслідок спільної захисної дії оксидів алюмінію та хрому. Подальша експлуатація виробу супроводжується підвищенням вмісту в окалині оксиду алюмінію до 95,18% і зменшенням до мінімуму оксидів хрому (1,72%) та титану (1,14%). Така плівка має найвищі захисні властивості й практично визначає термін експлуатації виробу.

8. З урахуванням ливарних і механічних властивостей установлено мінімальну межу вмісту хрому в жаростійких сталях (17...20%) та оптимальний вміст у цих сталях алюмінію (4,0…5,0%). Сталі можуть бути рекомендовані для виготовлення середніх і великих жаростійких деталей простої конфігурації для роботи за температур до 1100…1150 ºС. Побудовано номограми для визначення в цих сплавах оптимального вмісту хрому, алюмінію, вуглецю та титану залежно від температур експлуатації виробів та агресивних середовищ.

9. Установлено, що для збереження механічних властивостей запропонованих сталей за температур, вищих температур їх рекристалізації (600…650 °С), вміст вуглецю в них має знаходитися на рівні 0,25...0,40%, а титану – в межах 0,4...0,6% . Це суттєво підвищує термостійкість сталей внаслідок подрібнення структури металу та покращання його механічних властивостей за високих температур.

10. Показано, що для експлуатації деталей за температур до 1200 ºС з частими змінами останньої сталі мають вміщувати 25,0…32,0% хрому та 1,0…1,5% алюмінію, в той же час для виробів, які працюють у цих же умовах за температур, вищих 1200 °С, вміст алюмінію має знаходитися у межах 2,0…3,5% для підтримування високої окалиностійкості сталей. Для досягнення високої термостійкості запропонованих сталей необхідно брати до уваги весь комплекс їх властивостей (механічних, фізичних, фізико-хімічних і технологічних), починаючи від проектування литої деталі до розроблення технологічного процесу виготовлення виливка.

11. Установлено, що міцність і пластичність середньовуглецевих хромоалюмінієвих сталей мало відрізняються від хромонікелевих за температур, вищих 1000 ºС. Ці результати підтверджують доцільність заміни дорогих хромонікелевих сталей дешевими хромоалюмінієвими для виготовлення литих деталей, які працюють в екстремальних умовах.

12. Установлено перспективність розширення галузей використання рекомендованих сталей виготовленням жаростійкої продукції з використанням термомеханічного оброблення литих заготовок. Визначено температурний інтервал термомеханічного оброблення литих заготовок із сталей цього класу: для здійснення процесу пресування температура заготовок має бути в межах 1050…1100 °С, а для кування – в межах 850…1000 °С.

13. Для роботи в умовах інтенсивного зносу створено новий безнікелевий високозносостійкий хромомарганцевий чавун з високими експлуатаційними та задовільними ливарними властивостями хімічного складу, % мас.: 2,8...3,2 C; 18,0...20,0 Cr; 3,5...4,5 Mn; 0,6...0,8 Si; P < 05; S < 0,05. Для підвищення зносостійкості чавуну на 20...25% його доцільно мікролегувати титаном у межах 0,1...0,5%, ванадієм – 0,5...0,8% або сурмою – 0,1...0,2% й модифікувати бором у межах 0,005...0,020% або РЗМ – 0,1…0,25% (за присадкою). Для досягнення максимальної твердості металу та зносостійкості виробів із рекомендованих хромомарганцевих чавунів їх необхідно гартувати на повітрі з температур 900…950 °С. Використання ступінчастого відпалу може бути особливо ефективним для чавунів з вмістом вуглецю на нижній межі.

14. За результатами досліджень у цій роботі та використаними літературними джерелами й нормативними документами створено банк даних щодо впливу хрому, алюмінію, вуглецю, титану й РЗМ на технологічні та експлуатаційні влас-

тивості запропонованих сплавів. Розроблено й апробовано програмне забезпечення розраховування шихти для виплавляння сплавів з високим вмістом хрому й прогнозування якості розплаву, що знаходиться в плавильному агрегаті, за результатами першого хімічного аналізу та температурами його перегрівання в плавильному агрегаті й заливання в ливарні форми.

15. Розроблено технологічні процеси виплавляння запропонованих жаростійких і зносостійких сплавів в індукційних і дугових печах з різними футеровками й виготовлення дрібних і великогабаритних тонкостінних виливків із цих сплавів литтям у разові об'ємні піщано-глинясті форми та спеціальними способами лиття: в оболонкові та металеві форми, за моделями, що витоплюються або газифікуються й відцентровим литтям. Із сплавів можна виготовляти виливки масою від декількох десятків грамів до декількох сотень кілограмів різної геометрії й з різними товщинами стінок. Для здійснення процесів плавлення розроблено відповідні технологічні інструкції.

16. Економічна ефективність використання сталі 30Х30Ю2ТЛ замість хромонікелевої сталі 25Х25Н19С2Л складає 84246,4 грн, а сталі 30Х25Ю3ТЛ замість 15Х23Н18Л – 80785,93 грн на одну тонну розплаву, виплавленого з окисненням, а після виплавляння переплавленням – відповідно 96235,90 і 84548,73 грн. У разі заміни прокату хромонікелевої сталі 20Х25Н20С2 ливарною сталлю 30Х30Ю2ТЛ економічна ефективність складає 10901,91 грн на 1 тонну продукції, а сталі 15Х23Н18 ливарною сталлю 30Х25Ю3ТЛ – 10012,66 грн.

Примітки: 1. Вартість вихідних шихтових матеріалів і прокату взято станом на 01 вересня 2018 року.

2. Економічну ефективність від заміни прокату ливарними сталями визначено без урахування вартості робіт, які виконують під час виготовлення жаростійких деталей із прокату хромонікелевих сталей (різання, механічне оброблення, гнуття, зварювання, свердлення отворів тощо).

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. *Макаревич О.П., Федоров Г.Є., Платонов Є.О.* Виробництво виливків із спеціальних сталей. – НТУУ «КПІ», 2005. – 712 с.

2. *Федоров Г.Є., Ямшинський М.М.* Методы повышения качества литых жаростойких деталей. // Литейное производство. – 2004, №4. С. 98…104.

3. *Федоров Г.Е.* Технологические свойства литейных жаростойких хромоалюминиевых сталей. Диссертация на соискание ученой степени кандидата технических наук. – К.: КПИ, 1977. – 208 с.

4. *Лютый В.А., Платонов Е.А., Федоров Г.Е, Кузьменко А.Е.* Хромоалюминиевые стали для изготовления жаростойких деталей теплоэнергооборудования // Литейное производство. – 2001. №4. – С. 13…15.

5. *Жук Н.П.* Курс теории коррозии и защиты металлов. – М.: Металлургия, 1976. – 472 с.

6. *Мелентьев В.Л.* Золошлаковые материалы и золоотвалы. – М.:Энергия, 1978. – 288 с.

7. *Гаврилов Е.И.* Топливно-транспортное хозяйство и золошлакоудаление на ТЭС: Учеб. пособие для вузов / Евгений Иванович Гаврилов. – М. : Энергоатомиздат, 1987. – 168 с.

8. *Войнов Б.А.* Износостойкие сплавы и покрытия. – М.: Машиностроение, 1980. – 119 с.

9. *Козырев С.П.* Гидроабразивный износ металлов при кавитации. – М.: Машиностроение, 1971. – 240 с.

10. *Гольдштейн М.И., Грачев С.В., Векслер Ю.Г.* Специальные стали. – М.: МИСиС, 1999. – 480 с.

11. *Федоров Г.Е., Ямшинский М.М., Платонов Е.А., Лютый Р.В.*. Стальное литье: Монография / – К.: НТУУ «КПИ», ПАО «Випол», 2013. – 896 с.

12. *Бобро Ю.Г.* Легированные чугуны. - М.: Металлургия, 1976. – 288 с.

13. *Ващенко К.И., Жук В.Я., Лютый В.А.* Безникелевые жаростойкие стали для отливок // Технология и организация производства. – 1969. – №1. – С. 55..58.

14. *Ващенко К.И.* Улучшение механических свойств литых хромоникелевых жаростойких сталей // Прогрессивная технология литейного производства. Горький, Волго-Вятское книжное изд-во, 1969. – С. 288…292.

15. *Ващенко К.И., Жук В.Я., Лютый В.А.* Безникелевая жаростойкая сталь для отливок, работающих при переменных температурах до 1200°С // Литейное производство. – 1970. – №4. – С. 28...32.

16. *Ващенко К.И.* Литая безникелевая жаростойкая сталь для наконечников горелок котлов тепловых электростанций // Теплоэнергетика. – 1969. – №7. – С. 43…47.

17. *Ващенко К.И., Ларин В.К.* Влияние окисления жидкого металла на содержание неметаллических включений в отливке // Литейное производство. – 1972. – №3. – С. 23…25.

18. *Лютый В.А.* Хромоалюминиевая сталь для отливок, работающих при переменных температурах до 1200°С. Диссертация на соискание ученой степени кандидата технических наук: 05.16.04. – К.: КПИ, 1969. – 320 с.

19. *Гарбер М.Е.* Отливки из белых износостойких чугунов. – М.: Машиностроение, 1972. – 112 с.

20. *Карелин В.Я.* Износ лопастных гидравлических машин от кавитации и насосов. – М.: Машиностроение, 1980. – 255 с.

21. *Цыпин И.И.* Белые износостойкие чугуны. Структура и свойства. – М.: Металлургия, 1983. – 176 с.

22. *Гарбер М.Е.* Износостойкие белые чугуны. Свойства, структура технология эксплуатации. – М.: Машиностроение, 2010. – 280 с.

23. *Василевский П.Ф.* Изготовление отливок из жаростойкой стали типа Х25Ю5 // Современные способы получения высококачественных литых заготовок. – М.: МДНТП им. Дзержинского, 1973. – С. 3…8.

24. *Григорович В.К.* Жаропрочность и диаграммы состояния. – М.: Металлургия, 1969. – 324 с.

25. *Гольдфарб Э.М.* Теплотехника металлургических процессов. – М.: Металлургия, 1967. – 439 с.

26. *Лыков А.В.* Теория теплопроводности. – М.: Вища школа, 1976. – 599 с.

27. *Бенар Ж.* Окисление металлов. Теоретические основы. – М.: Металлургия 1968. – 499 с.

28. *Кофстад П.* Высокотемпературное окисление металлов. – М.: Мир. 1969. – 392 с.

29. *Кубашевский О., Гопкинс Б.* Окисление металлов и сплавов. – М.: Металлургия, 1965. – 315 с.

30. *Гудремон Э. Специальные стали. В 2-х томах, 2-е изд. – М.: Металлургия, 1966. Т.1. – 736 с.*

31. *Погодаев Л.И.* Относительная износостойкость металлов при гидроабразивном изнашивании.// ЛИВТ, 1989, вып.121. С. 96…101.

32. *Картышев А.В., Пенкин Н.С., Погодаев Л.И.* Износостойкость деталей земснарядов. – Л.: Машиностроение, 1972. – 160 с.

33. *Нигусе Т. Д.* Износоустойчивость высокоуглеродистых сплавов в зависимости от характера легирования и режимов термической обработки : диссертация на соискание ученой степени кандидата технических наук : 05.16.01. Челябинск, 2006, 161 с. ил. 61 07-5/1338

34. *Хрущов М.М., Бабичев М.А.* Исследования изнашивания металлов / Изд-во АН СССР, 1980. – 121 с.

35. *Тененбаум М.М.* Сопротивление абразивному зносу. – М.: Машиностроение, 1976. – 271 с.

36. *Добровольский А.Г.* Абразивная износостойкость материалов: Справочное пособие / А.Г. Добровольский, П.И. Кошеленко. – К.: «Техника», 1989. – 128 с.

37. Трение, износ и смазка. Справочник. Кн.1 / Под. ред. *Крагельского И.В.*.: Машиностроение, 1978. – 400 с.

38. Чугун: Справ. изд. / Под ред. А.Д. Шермана, А.А. Жукова М.: Металлургия, 1991. – 576 с.

39. *Stauffer W.A.* Verschlei durch sandhaltings wasser in hydraulischen Anlagen // Schweizer Archiv, Angewandte Wissenschaft und Technic, 1988. Bd. 24. № 78. S. 218–230, 248–263.

40. *Гарбер М.Е., Цыпин И.И.* Основы подбора состава и структуры износостойких отливок из белого чугуна // Литейное производство, 1970, №2. С. 3..7.

41. *Ланская К.А.* Высокохромистые жаропрочные стали. – М.: Металлургия, 1976. – 216 с.

42. *Гуляев А.П.* Металловедение. – М.: Металлургия, 1986. – 544 с.

43. *Ямшинский М.М.* Ливарні жаростійкі сталі для виробів, що працюють в агресивних середовищах при температурах до 1250°С Дисертація на здобуття ученого ступеня кандидата технічних наук. – К.: НТУУ «КПІ», 2005. – 247 с.

44. *Лютый В.А.* Термостойкость литых хромистых сталей для жаростойких отливок теплоэнергетического оборудования // Вестник КПИ, серия машиностроение. – 1969, №6. – С. 89…94.

45. *Гаврилюк В.П., Марковский Е.А.* Литые железохромистые сплавы. – К.: Процессы литья при участии МП «Информлитье», 2001. – 260 с.

46. *Гольдштейн Я.Е., Мизин В.Г.* Модифицирование и микролегирование чугуна и стали. – М.: Металлургия, 1986. – 272 с

47. *Скок Ю.А.* Влияние легирования на хрупкость литых железохромистых сплавов // Легирование и хрупкость стали. – К.: УкрНИИНТИ, 1971. – С. 100…107.

48. *Крагельский И.В.* Трение и износ / И. В. Крагельский. – М. : Металлургия, 1968. – 480 с.

49. Effect of TiC particle additions on structure and properties of hypereutectic high chromium cast iron / *Han-guang Fu, Xiao-jun Wu, Xue-yi Li et al. //* Journal of Materials Engineering and Performance. – 2009. – Vol. 18(8). – P. 1109…1115.

50. *Самсонов Г.В.* Тугоплавкие соединения. 2-е изд., перераб. и доп. – М.: Металлургия, 1976. – 558 с.

51. *J.J. Coronado. Effect of* $(Fe,Cr)_7C_3$ *carbide orientation on abrasion wear resistance and fracture toughness.* Wear. Volume 270, Issues 3–4, 12 January 2011, Pages 287–293.

52. *Гиршович Н.Г.* Чугунное литье Л. – М.: Металлургиздат, 1970. –708 с.

53. *Ри Х.* Комплексно-легированные чугуны специального назначения / Х. Ри, Э. Х. Ри. Владивосток. Дальнаука, 2000. – 287 с.

54. *Кантеник С.К.* Технология изготовления литых деталей из износостойких сплавов / С.К. Кантеник, Р.Я. Рабинкий // Литейное производство. – 1968, № 8. С. 8…10.

55. *Ростовцев Л.И., Аленкевич А.В.* Свойства 20%-ной хромистой стали, выплавленной в печах с кислой и основной футеровкою. // Литейное производство. – 1967, №3. – С. 41…43.

56. *Тавадзе Ф.Н.* Жаростойкая сталь. А.с. СССР, Кл.С22с 39/26 №393353, заявл. 09.08.71. Опубл. 27.12.73. Бюл. №12. – 2 с.

57. *Сомин В.З.* и др. Производство отливок из сложнолегированного чугуна с высокими параметрами специальных свойств / В.З. Сомин, А.Д. Андреев, В.И. Куликов // Литейное производство. – 2002, № 11. С. 18…25.

58. *Жуков А.А.* и др. Износостойкие отливки из комплексно-легированных белых чугунов/ Жуков А. А., Сильман Г. И., Фрольцов М. С. – М.: Машиностроение, 1984. – 104 с.

59. Effect of boron on the sliding wear of directionally solidified high-chromium white irons. R. Correaa, A. Bedolla-Jacuindea, J. Zuno-Silvab, E. Cardosoc, I.Mejnaa. Wear 267 (2009) P. 495…504.

60. Arikan M.M. The effect of titanium on the abrasion resistance of 15Cr–3Mo white cast iron / M.M. Arikan, H. Зimenogˇlu, E.S. Kayali // Wear. –2001. – Vol. 247. P. 231…235.

61. *Гольдштейн Я.Е., Мизин В.Г.* Инокулирование железоуглеродистых расплавов. – М.: Металлургия, 1993. – 416 с.

62. *Марукович Е.И., Карпенко М.И.* Износостойкие сплавы. – М.: Машиностроение, 2005. – 428 с.

63. *Масленков С.Б., Гейх В.А., Сильман Г.И.* Распределение ванадия, молибдена, меди, вольфрама в чугуне.// Литейное производство, 1989, №8. С. 25…36.

64. The influence of vanadium on fracture toughness and abrasion resistance in high chromium white cast irons / M. Radulovic, M. Fiset, K. Peev, M. Tomovic // Journal of materials science letters. – 1994, № 29. P. 5085…5094.

65. Standard Practice for Conducting Dry Sand/Rubber Wheel Abrasion Tests, ASTM, G65-80 (ASTM, Philadelphia, 1980.

66. *Ершов Г.С., Бычков Ю.Б.* Физико-химические основы рационального легирования сталей и сплавов. – М.: Металлургия, 1982. – 360 с.

67. *Винокур Б.Б.* Взаимное влияние механических свойств марганцовистой стали на износостойкость пары проушина палец // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1991, №1. С. 10…14

68. Abrasive wear of boron-added high-chromium white irons. A. Bedolla-jacuinde1, r.correa1, i. Mejna1, j. Zuno-silva2 and j. Verduzco1. 4th International Conference on Tribology in Manufacturing Processes – ICTMP, 2010. P. 711…722.

69. *Крещановский Н.С., Сидоренко М.Ф.* Модифицирование стали. – М.: Металлургия, 1970. – 296 с.

70. *Савицкий Е.М., Терехова В.Ф.* Металловедение редкоземельных металлов. – М.: Наука, 1975. – 271 с.

71. *Этилис Л.С.* Влияние присадок РЗМ на плотность сталей // Литейное производство. – 1974, №6. С. 19…20.

72. *Браун М.П.* Влияние РЗМ на свойства и структуру железохромистого сплава // Литейные свойства сплавов. – К.: Изд-во ИПЛ АН УССР, 1972. С. 59…62.

73. *Савицкий Е.М.* Перспективы исследования и применения РЗМ, сплавов и соединений. РЗМ и сплавы. – М.: Наука, 1971. С. 5…17.

74. *Шульте Ю.А.* Перспективы применения кремниево-редкоземельных и комплексных лигатур в производстве различных марок стали. РЗМ, сплавы и соединения. – М.: Наука, 1973. С. 197…199.

75. *Этелис Л.С.* Влияние РЗМ на поверхностное натяжение стали // Литейное производство. – 1974. – №10. – С. 40…41.

76. *Peev K.* Modification of Fe-Cr-C alloys using mischmetal / K. Peev, M. Radulovic, M. Fiset // Journal of materials science letters. 1994, № 13. P. 112…114.

77. К вопросу об эрозионно-коррозионной стойкости модифицированных хромистых чугунов / Лисогор А. И., Кириевский Б. А., Лунева Н. И., Тихонович В. И. // Коррозия и защита металлов. – Киев: Наукова думка. 1972. – 64 с.

78. *Фиксен Н.В.* Исследование влияния силикокальция и ферросилиция на трещиноустойчивость конверторной стали // Пороки стальных отливок и методы их устранения. – К.: Наукова думка, 1966. – С. 51…55.

79. *Сидлецкий О.Г., Мархасев Б.И.* Определение склонности стали к образованию плен при литье // Литейные свойства материалов и сплавов – К.:Наукова думка, 1967. – С. 20…24.

80. ГОСТ 6130-71. Методы определения жаростойкости.

81. ГОСТ 9651-84. Методы испытания на растяжение при повышенных температурах.

82. *Аленкевич А.В.* Исследование необратимого формоизменения хромомарганцевых сталей с целью применения их для отливки колосников холодильников цементных печей. Диссертация на соискание ученой степени кандидата технических наук. – К.: КПИ, 1973. – 178 с.

83. *Чепурко В.Г., Нижнин В.Г., Соколова Н.И.* Вычисление погрешностей измерений.: Вища школа, 1978. – 38 с.

84. *Новик Ф.С., Арсов Я.Б.* Оптимизация процессов технологии металлов методами планирования экспериментов. – М.: Машиностроение, 1980. – 304 с.

85. *Рябчій В.А., Рябчій В.В.* Теорія похибок вимірювань: Навч.посібник. – Дніпропетровськ: НГУ, 2006. – 166 с.

86. *Сучков А.Н.,* Жураковский В.М. Применение математических методов планирования экспериментов в лабораторных и научно-исследовательских работах. – Ростов-на-Дону: Ред.-изд. отдел РИСХМа, 1980. – 14

87. Ямшинский М.М., Федоров, Г.Е., Платонов Е.А., Кузьменко А.Ю., Максимлюк Т.М. Ливарні властивості жаростійких сталей // Вісник ДДМА – 2008, №1 (11) С. 172…177.

88. *Эннес Н.* Некоторые особенности литейных свойств нержавеющих хромистых сталей. // Исследование литейных процессов и сплавов. – М.: Металлургия, 1971. – С. 63...65.

89. *Синцов В.А., Чечулин В.А.* Линейная усадка сталей 0Х23Н28М3Д3Т и 10Х18Н9Т // Изв. вузов. Черная металлургия. – 1972. – №4. – С. 138…141.

90. *Крынин И.Р.* Свойства хромоникелевых сталей в зоне температур возникновения горячих трещин // Усадочные процессы в сплавах и отливках. – К.: Наукова думка, 1970. – С.54…56.

91. *Трубицин Н.*А. Механизм образования горячих трещин в стальных отливках // Новое в литейном производстве. – М.: Машгиз, 1962. – С. 212…219.

92. *Трубицин Н.*А., *Василевский П.Ф.* Прочностные и пластические свойства литейных сплавов в интервале температур трещинообразования // Литейное производство. – 1969. – №6. – С. 33…34.

93. *Бочвар А.А. К вопросу о горячих (кристаллизационных) трещинах при литье и сварке // Литейное производство. – 1960. – №10. – С. 47…49.*

94. *Черногоров П.В., Никифоров А.П. Влияние теплофизических свойств формовочных смесей на процесс образования трещин в отливках // Усадочные процессы в сплавах и отливках. – К.: Наукова думка, 1970. – С.178…180.*

95. *Гуглин Н.Н. О горячих трещинах в отливках // Усадочные процессы в металлах. – М.: Изд-во АН СССР, 1960. – С. 141…146.*

96. Ямшинский М.М., Федоров Г.Е., Платонов Е.А., Кузьменко А.Е. // Новые жаростойкие безникелевые стали и технологии изготовления из них литых деталей, работающих при температурах до 1300°С // Вісник ДДМА – 2009, №1 (15) – С. 300…306.

97. Ямшинский М.М., Верес И.А., Федоров Г.Е., Соболюк О.В., Назаренко В.С. Комплексное исследование влияния углерода и титана на технологические свойства жаростойких хромоалюминиевых сталей // Металл и литье Украины №1, 2011. (212) С. 29…32

98. *Химушин Ф.Ф.* Жаропрочные стали и сплавы. – М.: Металлургия, *1969. 752 с.*

99. *Смирнова А.В. Нитриды алюминия в углеродистой стали // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1970. – №2. – С. 57…59.*

100. *Магорников А.В., Юдицкий А.И. Влияние состава и структуры на износостойкость и механические свойства высокохромистых сплавов. // Литейное производство, - 1980, №6.С.20…26.*

101. *Золотаревский В.С. Механические испытания и свойства металлов. – М.: Металлургия, 1974. 302 с.*

102. *Грузных И.В., Кочкарева Г.П.* Литейные свойства некоторых высоколегированных сталей // Жаропрочные сплавы в литом состоянии. – М.: Металлургия, 1968. – С. 117…121.

103. *Кубашевский О.* Диаграммы состояния двойных систем на основе железа. – М.: Металлургия, 1985. – 184 с.

104. Ямшинский М.М., Федоров Г.Е Литейные и механические свойства жаростойких сталей // Металлургия. Машиносторение. – 2015. – №2, С. 17…24.

105. Ямшинський М.М., Федоров Г.Є., Радченко К.С. Термостійкість жаростійких сталей для роботи в екстремальних умовах // Вісник Донбаської державної машинобудівної академії № 3 (36), 2015, С. 33…37.

106. *Ростовцев Л.И. Связь между легированием стали РЗМ и образованием плен // Основы образования литейных сплавов. – М.: Наука, 1968. – С. 28…34.*

107. *Ващенко К.И. Влияние лантановой и цериевой лигатур на поверхностное натяжение стали Х21Л // Поверхностное явление в расплавах. – К.: Наукова думка, 1968. – С. 111…115.*

108. *Федоров Г.Е., Ямшинский М.М., Верес И.А., Езжев В.В., Назаренко В.С. Улучшение структуры и свойств хромоалюминиевых жаростойких сталей технологическими параметрами плавки // Литье Украины – 2010, №1, С.31…35.*

109. *Рединберг П.А., Лихтман В.Ш., Щукин Е.Д.* Исследование поверхносных явлений.-М.: ОНТИ, 1996.

110. *Бекерман Ф.А. Корреляционные уравнения зависимости жидкотекучести от температуры. // Физико – химические основы производства стали. – М.: Наука, 1971. – С. 85...87.*

111. *Ващенко К.И., Жук В.Я., Лютый В.А.* Линейная усадка и трещиноустойчивость хромоалюминиевых жаростойких сталей // Усадочные процессы в сплавах и отливках. – К.: Наукова думка 1970. – С. 61…63.

112. *Приданцев М.В.* Влияние примесей и редкоземельных элементов на свойства стали. - М.: Металлургиздат, 1962. – 205 с.

113. *Поволцкий Д.Я., Шелгаев Ю.Н. Влияние РЗМ на характер неметаллических включений в высоколегированной стали // Изв. вузов. Черная металлургия. – 1969. – №10. – С. 51…55.*

114. *Тарасюк Л.И., Морнева В.В., Карлос Вера Мендоза* Исследование качественного состава неметаллических включений в металле, модифицированном иттрием // Вісник ПДТУ. – 2012. Вип. 24, С. 43…48.

115. *Guangyan Fu, Xiaopeng Tang, Qun Liu, Yong Su, XiaoWang Hot* Corrosion of Fe-Cr Alloys with $75NA_2SO_4$ + 25NaCl Coating at 1173K // High Temperature Materials and Processes, Vol. 31 (2012), pp. 717…721, DOI 10.1515/htmp-2011-0154

116. *Mingming Yao, Yedong He, Wei Zhang, Wei Gaoc* Oxidation Resistance of Micro-Laminated $(Zr0_2\text{-}Y_2O_3)/(AI_2O_3\text{-}Y_20_3)$ Coatings on Fe-Cr Alloys // High Temperature Materials and Processes Vol. 25, No. 3, 2006. – pp. 167…174.

117. *Ren H.R., Guo L., Guo Z.C.* Effects of Annealing Temperature on the Microstructure and Mechanical Properties of Electrodeposited Ni-Fe Alloy Foils // High Temperature Materials and Processes (2017). Vol. 36, No. 3. – pp.. 223…232. DOI 10.1515/htmp-2015-0247

118. Ямшинський М.М., Федоров Г.Є. Окалиностійкість хромоалюмінієвих сталей залежно від вмісту хрому та алюмінію // Вісник Донбаської державної машинобудівної академії № 1 (37), 2016, С. 101…110.

119. Ямшинський М.М., Федоров Г.Є. Окалиностійкість середньовуглецевих жаростійких хромоалюмінієвих сталей в екстремальних умовах // Наукові вісті НТУУ "КПІ" №5, 2017. С. 90…98. DOI: 10.20535/1810-0546.2017.5.97966.

120. Ямшинский М.М., Федоров Г.Е., Платонов Е.А., Кузьменко А.Е., Могилатенко В.Г., Назаренко В.С. Повышение специальных свойств жаростойких

хромоалюминиевых сталей микролегированием и модифицированием // Вісник ДДМА – 2009, №1 (15) – С. 220…225.

121. Yamshinskij M., Fedorov G, Yamshinska N The Effect of Carbon, Titanium and Rem on Oxidation Resistance of Cr-Al Steels // International Journal of Engineering Research & Technology (IJERT) Vol. 5 Issue 05, May-2016, pp. 4-10.

122. Yamshinskij M., Fedorov G., Verkhovliuk A. The development of new casting alloys intended for operation under extreme conditions and some techniques of making castings from them «EUREKA: Physical Sciences and Engineering» Number 2(3), (2016), PP. 51-60

123. Ямшинский М.М., Федоров Г.Є., Платонов Є.О. Кінетика окиснення хромоалюмінієвих сталей // Вісник ДДМА. № 1 (32), 2014. С. 167…173.

124. Ямшинский М.М., Г.Е. Федоров, Е.А. Платонов. Физические и специальные свойства литейных хромоалюминиевых сталей // Литье и металлургия. – 2013 №4(73) С. 65…70.

125. Кошкин Н.И., Ширкевич М.Г. Справочник по элементарной физике. – М.: Наука,1972. – 256 с.

126. Ямшинський М.М., Федоров Г.Є. Узагальнений аналіз термостійкості хромоалюмінієвих сталей // Наукові вісті НТУУ "КПІ" №5, 2016, С. 84…91. DOI: 10.20535/1810-0546.2016.5.71217.

127. Результати дослідження термоциклічної довговічності жароміцних матеріалів газотурбінних двигунів / М.С.Кулик, О.Г.Кучер, М.О. Ковешніков та ін. // Наукові технології. – 2010, №4. – С. 5…13.

128. *Гецов Л. Б.* Ползучесть и длительная прочность металлических материалов /Л. Б. Гецов. – М.: Машиностроение, 2005. – 52 с.

129. Ямшинский М.М., Верес И.А., Платонов Е.А., Федоров Г.Е. Термомеханическая обработка жаростойких хромоалюминиевых сталей // Вісник ДДМА – 2011, №4 (25) – С. 34…40.

130. Ямшинский М.М., Верес И.А., Платонов Е.А., Федоров Г.Е. Термомеханическая обработка жаростойких хромоалюминиевых сталей // Металлургия. Машиносторение. – 2012. – №6, С. 36…41.

131. Нетребко В.В., Волчок, И.П. Особенности легирования хромом износостойких чугунов // Литье и металургия №3 (72), 2013 С. 75…78

132. Нетребко В.В., Волчок И.П. Особенности легирования марганцем износостойких высокохромистых чугунов // Литье и металлургия №3 (67), 2012. С. 162…164

133. Ямшинский М.М., Могилатенко В.Г., Федоров Г. Е., Платонов Е. А., Цоновский С. И.,Партала Л. П. Повышение служебных характеристик хромомарганцевых чугунов // Литейное производство – 2008, №8

134. Ямшинский М.М., Федоров Г.Е., Платонов Е.А., Кузьменко А.Е., Радченко К.С. Підвищення гідроабразивної зносостійкості високолегованого білого чавуну // Наукові вісті Національного технічного університету «КПІ». – 2009, №1

135. Ямшинский М.М., Радченко К.С., Федоров Г.Е. Влияние микролегирования и модифицирования на структуру и свойства износостойкого хромомарганцевого чугуна // Вісник ДДМА – 2011, №4 (25) – С. 133…140.

136. Ямшинский М.М., Радченко К.С., Федоров Г.Е. Влияние микролегирования и модифицирования на свойства износостойкого хромомарганцевого чугуна // Металлургия. Машиносторение. – 2012. – №6, С. 14…18.

137. Радченко К.С., Платонов Е.А., Ямшинский М.М., Федоров Г.Е. Влияние титана и редкоземельных металлов на структуру износостойкого высокохромистого чугуна // Металлургическая и горнорудная промышленность. – 2013 №4. С. 40…42.

138. Ямшинский М.М., Радченко К.С., Федоров Г.Е., Платонов Е.А. Повышение служебных свойств хромомарганцевого чугуна комплексным модифицированием // Металлургия. Машиносторение. – 2014. – №2, С. 22…26

139. Ямшинский М.М., К.С. Радченко, Г.Е. Федоров, Е.А. Платонов. Служебные характеристики микролегированных и модифицированных белых чугунов // Литье и металлургия. – 2013 №4(73) С. 29…35.

140. Ямшинский М.М., Радченко К.С., Федоров Г.Е. Оптимизация химического состава износостойких высоколегированных белых чугунов // Металл и литье Украины №1, 2011. (212) С. 21…24.

141. Беликов С.Б., Нетребко В.В., Волчок И.П. Оптимизация состава и свойств износостойких высокохромистых чугунов // Високі технології в машинобудуванні, №1 (25), 2015, С. 18…26

142. Нетребко В.В. Влияние отжига на твердость высокохромистых чугунов, легированных Mn и Ni // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні №2, 2015 С. 65…70

143. Нетребко В.В., Волчок И.П. Особенности термической обработки высокохромистых чугунов легированных Mn и Ni // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні №1, 2016 С. 53…57

144. Нетребко В.В., Волчок И.П. Влияние легирования и термической обработки на распределение элементов и свойства высокохромистых чугунов // Научный вестник ДГМА. № 3 (18Е), 2015. С. 52…59

145. Ефременко В.Г., Чабак Ю.Г., Шимидзу К., Джеренова, А.В., Ефременко Б.В. К выбору технологической схемы смягчающей термической обработки высокохромистого чугуна // Вісник Дніпропетровського національного університету залізничного транспорту, № 2 (50), 2014, С. 103…110

146. Неижко И.Г. Термическая обработка чугуна / И.Г. Неижко. АН Украины. Ин-т пробл. литья – Киев : Наук. думка, 1992. – 208 с.

147. Радченко К.С., Ямшинський М.М., Федоров Г.Є., Платонов Є.О. Ізотермічний ступінчастий відпал хромомарганцевих чавунів // Вісник ДДМА. №1 (32), 2014. С. 218…223.

148. Ямшинський М.М., Федоров Г.Є., Радченко К.С. Оптимизация режимов смягчающего отжига износостойких хромомарганцевых чугунов для улучшения их обрабатываемости резанием // Металл и литье Украины №12, 2015. (271), С. 26…32.

149. Ямшинський М.М., Федоров Г.Є. Хромомарганцевые чугуны для работы в экстремальных условиях // Металл и литье Украины №7-8, (302-303), 2018. С. 76…83.

150. *Рожкова Е.В.* Оптимизация режимов термической обработки хромистых чугунов (18 % хрома) // Материалы сем. «Повышение служебных свойств

высоколегированных литых сталей и чугунов». – М.: Знание РСФСР. – 1987. – С. 119…124.

151. Ямшинський М.М., Федоров Г.Є., Радченко К.С. Прогнозування ливарних і механічних властивостей жаростійких сталей // Металл и литье Украины, №10, 2015. (269), С. 16…22.

152. Бриченок, А. С. Разработка технологии получения комплексно-легированных низкоуглеродистых белых чугунов функционального назначения в литом и термообработанном состояниях : диссертация ... кандидата технических наук : 05.16.04. Комсомольск-на-Амуре, 2005, 288 с. ил. 61 05-5/4148.

153. *Нехендзи Ю.А.* Комплексная проба для определения литейных свойств сплавов // Литейное производство. – 1966. – №7. – С. 3…8.

154. *Вареник П.А., Примеров С.Н.* О жидкотекучести сплавов // Литейное производство. – 1976. – №5. – С. 44…45.

155. *Выходец Н.М.* Оценка жидкотекучести железоуглеродистых сплавов // Литейное производство. – 1971. – №7. – С. 31…32.

156. *Стасюк Т.Ф.* Точность измерений жидкотекучести // Литейное производство. – 1969. – №8. – С. 22…23.

157. *Бидуля П.М.* Механизм остановки металла в момент потери жидкотекучести // Литейные свойства материалов и сплавов. – М.: Наука, 1967. – С.49…51.

158. *Гиршович Н.Г., Нехендзи Ю.А.* Теоретические основы исследований литейных свойств сплавов // Литейные свойства жаропрочных сплавов. М.: Металлургиздат, 1963. – С. 24…28.

159. *Нестерцев С.П.* Усовершенствованная методика определения жидкотекучести и исследование некоторых жаропрочных сталей аустенитного класса // Литейные свойства сплавов. Ч.1 К.: Наукова думка, 1968. – С. 148…154.

160. ГОСТ 16438-70. Формы песчаная и металлическая для получения проб жидкотекучести металлов.

161. *Якубович А.Н.*. Методические особенности измерения предусадочого расширения и линейной усадки металлов и сплавов // Усадочные процессы в сплавах и отливках. – К.: Наукова думка, 1970. – С. 40…44.

162. *Билык В.Я.* Методика местного определения линейной усадки и критической температуры литых сплавов // Жаропрочные сплавы в литом состоянии. М.: Металлургия, 1968. – С. 143…153.

163. *Грузных И.В., Десницкий В.В.* Устройство для автоматической записи линейной усадки литейных сплавов // Заводская лаборатория. – 1973. – №10. – С. 128…131.

164. *Симановский М.П.* Линейная усадка жаропрочных сплавов // Литейные свойства жаропрочных сплавов. – М.: Металлургиздат, 1963. – С. 124…126.

165. *Грузных И.В., Гришков Н.В.* Исследование свободной и затрудненной линейной усадки // Исследование литейных процессов и сплавов. – Металлургия, 1971. – С. 71…73.

166. *Новиков И.И. Определение свободной линейной усадки и предусадочоного расширения сплавов // Литейное производство. – 1971. – №8. – С. 17…18.*

167. *Грузных И.В., Десницкий В.В.* Исследование усадочных раковин и пористости отливок из высоколегированных хромоникелевых сталей // Исследование литейных процессов и сплавов. – М.: Металлургия, 1971. – С. 67…69.

168. *Купцов И.В.* Усадочные раковины в отливках из жаропрочных сплавов // Литейные свойства жаропрочных сплавов. – М.: Металургиздат, 1963. – С. 113…123.

169. *Богданов М.Т.* Проба для определения объема усадочных раковин и рыхлот // Литейное производство. – 1971. – №6. – С. 44.

170. *Василевский П.Ф., Побежимов В.И.* Методика исследования склонности стали и сплавов к образованию усадочных раковин и пористости // Усадочные процессы в сплавах и отливках. – К.: Наукова думка, 1970. – С. 37…40.

171. *Ашуха Я.Г.* Методика и исследование трещиноустойчивости жаропрочных сплавов // Усадочные процессы в сплавах и отливках. – К.: Наукова думка, 1970. – С. 100…102.

172. *Трубицын Н.А.* Прибор для определения линейной усадки и трещиноустойчивости сплава. – М.: ГосИНТИ, 1977. – 20 с.

173. *Василевский П.Ф., Трубицын Н.А.* Исследование трещиноустойчивости стали при литье в металлические формы // Усадочные процессы в сплавах и оливках. – К.: Наукова думка, 1970. – С. 77…82.

174. *Трубицин Н.А*. Влияние некоторых металлургических и технологических факторов на образование горячих трещин в стальных оливках // Усадочные процессы в металлах. – М.: Изд. АН СССР, 1970. – С. 133…140.

175. *Грузных И.В., Нехендзи Ю.А.* Литейные свойства легированных сталей // Литейные свойства металлов и сплавов. – М.: Наука, 1967. – С. 221…224.

176. *Богданов М.Т.* Литые образцы для испытания механических свойств жаропрочных сплавов // Литейные свойства жаропрочных сплавов – М.: Металлургиздат, 1963. – С. 153…176.

177. *Шульте Ю.А., Гладких С.И.* Литые образцы для контроля механических свойств стального литья // Литейное производство.– 1962. – №4. – С. 5…8.

178. *Богданов М.Т.* Выбор проб для контроля механических свойств в тонкостенных отливках // Жаропрочные сплавы в литом состоянии – М.: Металлургия, 1968. – С. 152…153.

179. *Трубицын Н.А., Василевский Н.Ф.* Высокотемпературные испытания механических и технологических свойств литых сплавов. – М.: ГосИНТИ, 1968. – 21 с.

Додаток А

Діаграми стану залізо-легувальний елемент та порівняльні результати експлуатації деталей із різних зносостійких сплавів

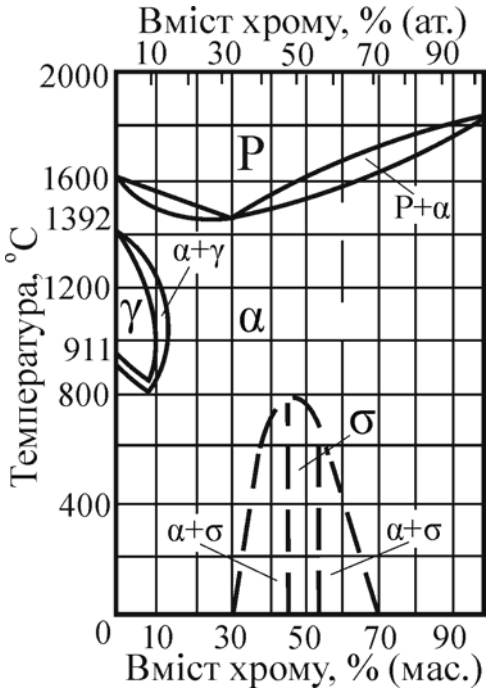


Рис. А.1. Діаграма стану залізо-хром

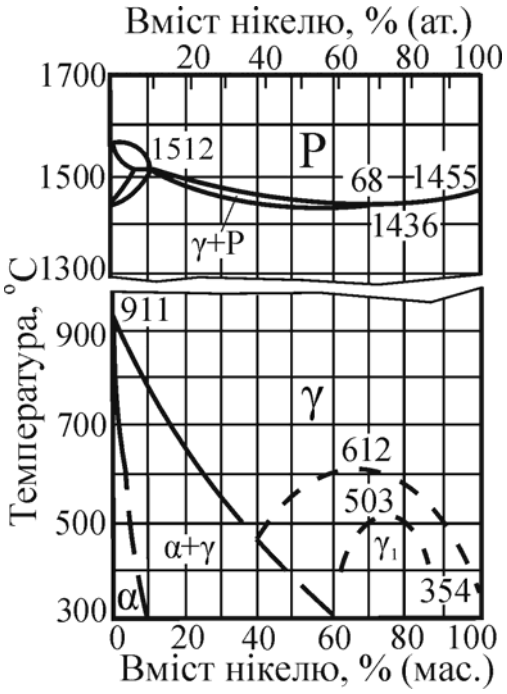


Рис. А.2. Діаграма стану залізо-нікель

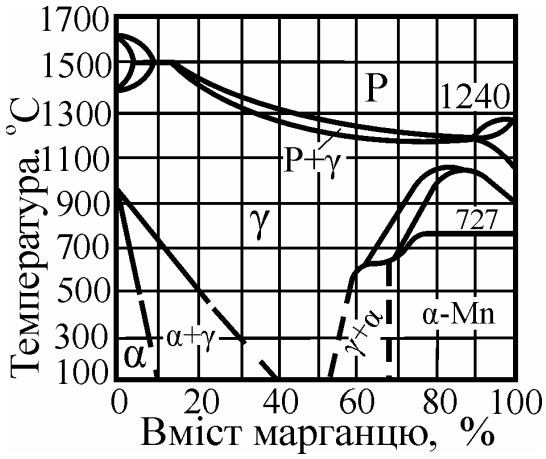


Рис. А.3. Діаграма стану залізо-марганець

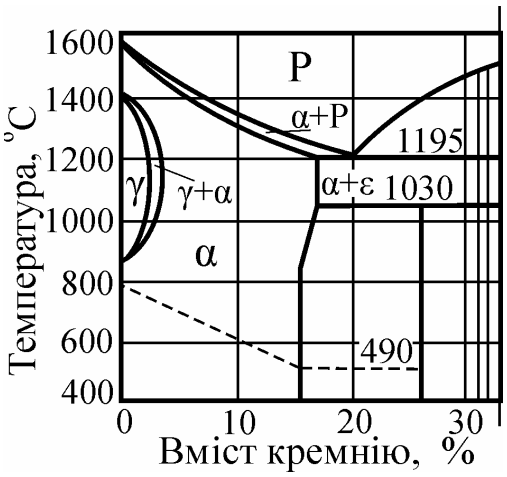


Рис. А.4. Фрагмент діаграми залізо-кремній

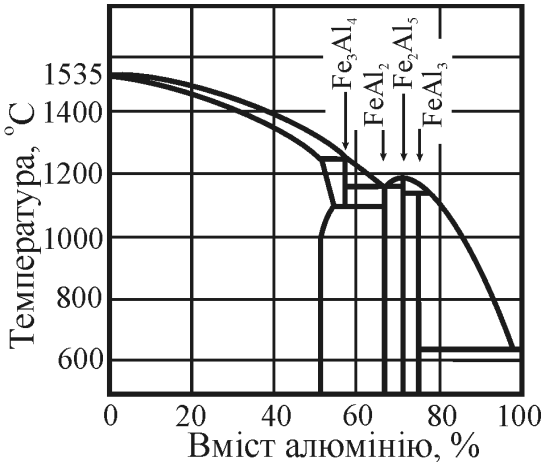


Рис. А.5. Діаграма стану залізо-алюміній

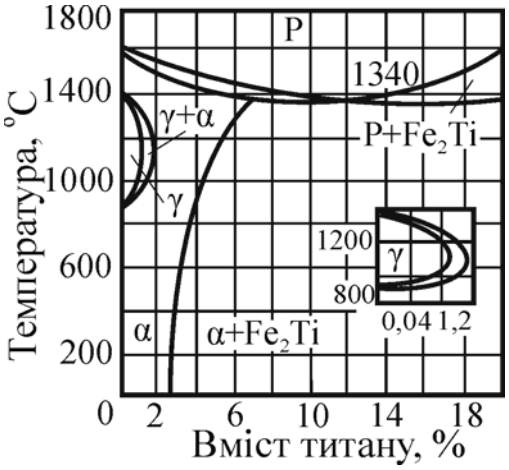


Рис. А.6. Фрагмент діаграми стану залізо-титан (ліва частина)

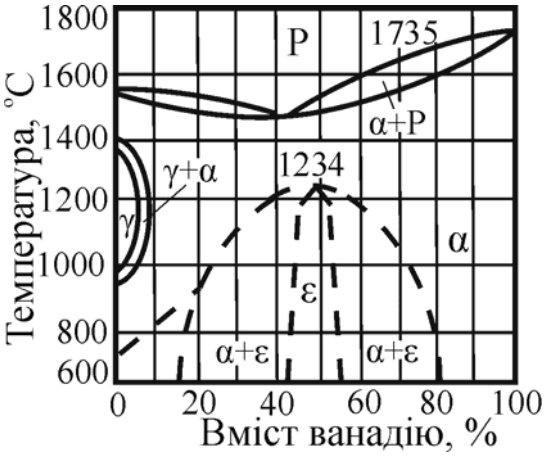


Рис. А.7. Діаграма стану залізо-ванадій

Таблиця А.1

Порівняльні результати експлуатації деталей із різних зносостійких сплавів

Машина, деталь	Матеріал		Характер (умови) роботи деталі	Збільшення терміну служби за рахунок використання нових дослідних сплавів (або інші переваги їх застосування)	Джерело
	Серійний	Дослідний			
1	2	3	4	5	6
Багерний насос 8ГР-8М	Чавун 290Х28Н12	Чавун 290Х12М	Збагачення залізної руди	В 1,4 рази	[21]
Землесос 8НЗУ, бронедиски	Сталь вуглецева	Чавун 290Х12М	Добування гравію та піску	У 12 разів	
Бронеплити рудоспусків	Сталь 110Г13Л	Чавун 290Х12Г5	Транспортування залізної руди та породи на каскаді дробильної фабрики	У 4…6 разів	
Багерний насос 8НП	Білий перлітний чавун	Чавун 290Х12Г5	Збагачення мідної руди	У 2,5 рази	
Валки середньо ходового млина МВС-140	Наплавлений сплав Т-620	Чавун 290Х12Г3	Розмелювання кам’яного вугілля	У 9 разів	[152]
Коліна трубопровода ДУ-150	Сталь 35Л	Чавун 290Х12Г5	Транспортування пульпи на ГЗК	Понад 2 рази	[21]
Бронеплити кульового млина, II стадія	Сталь 110Г13Л	Чавун 290Х12Г5	Подрібнення залізної руди на ГЗК. Бронеплити виготовленні литтям у металеві форми	У 3 рази	[22]
Руштини спікальних візків, грохотів агломераційних фабрик	Сталь 75Х24ТЛ	Чавун 230Х16Г4НТ	Висока температура, агресивне газове середовище, абразивне та ударно-абразивне зношування	Понад 3 рази	[33]
Шайба валкова дрібно сортного стану для виробництва дроту	Спечений матеріал HDW-5	Чавун 310Х24М2Ф4ТР	Прокатування дроту	Стійкість дослідного чавуну на 26 % нижча серійного матеріалу, проте вартість нижча в декілька разів	[22]

Продовження табл. А.1

1	2	3	4	5	6
Коліно системи трубопроводів	Сталь 10Х18Н9ТЛ	Чавун 300Х16Ф8	Коксохімічне виробництво, цех підготовки	Понад 4 рази	[37]
Виливки типу «трійник», «коліно», «відвід»	Чавун 290Х28Н2М2	Чавун 210Х8Г7Ф7М	Абразивне зношування в умовах корозії, агресивного середовища та підвищених температур (до 400 °С)	Однакова відносна зносостійкість з серійним чавуном; корозійна стійкість в середовищі 38%-ного розчину соляної кислоти значно вища, ніж чавуну 280Х28Н2М2	[38]
Матриці для пресування	Сталь Х12М	Чавун 300Х14Ф3	Пресування металокерамічних заготовок секторів гальмівних дисків	Стійкість литих матриць перевищує стійкість серійних. Трудомісткість виготовлення литих матриць на 30% менша трудомісткості виготовлення матриць із сталі Х12М	[40]
Сегменти шнека горизонтального сепаратора СШ-15	Сталь 30Г або 10ХСНД	Чавун 210Х30Г3	Збагачення вугілля, антрациту (перемішування вугілля та породи уздовж осі обертання шнека)	У 100 разів	[37, 152]
Робочі колеса, корпуси багерного насоса 12ГР-8т	1.Сталь 25Л з наплавкою Т-590 2.Чавун 280Х28Н2	Чавун 190Х30Г3	Системи ГЗВ ТЕС (видалення шлаку і золи з котлів потужністю 300 МВт)	1 У 4,5…6,0 разів 2 У 2,6…3,0 рази	[34, 37]
Робочі колеса, внутрішні корпуси, бронедиски багерного насоса	Чавун 280Х28Н2	Чавун 300Х18Г3	Перекачування пульпи на ГЗК (руди чорних і кольорових металів, насоси 8ГР-8, ГРТ1250/71 тощо)	У 1,5…2,0 рази	[33]

Продовження табл. А.1

1	2	3	4	5	6
Монолітні та комбіновані футеровки млинів	Сталь 110Г13Л	Чавун 300Х18Г3	Подрібнення руд чорних і кольорових металів у млинах діаметром 2,7 м, 3,6 м	В 1,5…2,5 рази	[22]
Робочі колеса насосів, інші деталі	Високохромисті чавуни А05 або А12	Заевтектичні високохромисті чавуни А61 або А217	Добування пісків, що містять нафту (Канада, Північна Альберта). Перекачування абразивних пульп	В 1,7…3,0 рази	[19]
120-ти тонні автосамоскиди «Камацу», днище	Низьколегована сталь	Комбінований виливок сталь-чавун 300Х18Г3, 290Х12Г5	Залізисті кварцити (28…30% Fe), куски руди до 1 м, Лебединський ГЗК	У 5 разів	[37]
Навантажувач «Катерпіллер», ківш 7 м^3	Низьколегована сталь Astralloy HB 500	Так само	Навантажування граніту, куски до 40 мм, кар'єр в штаті Нью-Джерсі, США	У 3 рази	
Драглайн: ківш 10 м^3, стріла 60 м	Сталь вуглецева	Так само	Глина, пісок, вапняк, розмір кусків 0,2…1,5 м	У 4,7 рази	

Додаток Б

Шихтові матеріали для виплавляння спеціальних сплавів

Таблиця Б.1

Шихтові матеріали для виплавляння жаростійких сплавів

Матеріал	Марка	Нормативний документ	Особливості використання
Зворот власного виробництва	–	–	Перед використанням зворот власного виробництва очищували від пригару й залишків формувальної та стрижневої сумішей
Брухт сталевий нелегований	А1, А2	ДСТУ 4121-2002	Кращим варіантом є використання сталевого брухту з вмістом вуглецю менше 0,3%
Брухт сталевий легований	Б1, Б2		
Ферохром	ФХ015 ФХ025	ГОСТ 4757 – 91	За можливості можна використовувати ферохром з меншим вмістом вуглецю (ФХ010)
Феротитан	ФТи25 ФТи35	ДСТУ ГОСТ 4761:2009 (ИСО 5454-80)	Феротитан перед використанням подрібнювали на шматки розмірами 10…25 мм під час плавлення сталей в індукційних печах і 40…60 мм – під час плавлення в дугових печах
Алюміній	АВ88, АВ92	ГОСТ 295 – 98	Для індукційних печей алюміній використовували у вигляді злитків масою до 200 г, для дугових – у вигляді стандартних чушок. Для дугових печей кращим варіантом є розплавлення алюмінію в ковші під час його нагрівання перед випусканням розплаву, що зменшує угар на 20…25%
Фероцерій	МЦ50Ж3 ФЦ40	ТУ48-4-280-91	Вміщує біля 50% церію. Вводили під струмінь розплаву під час його випускання

Таблиця Б.2

Шихтові матеріали для виплавляння високолегованих зносостійких чавунів

Індекс позиції	Найменування матеріалу	Нормативний документ	Марка	Масова частина елемента, %						
				основний елемент	вуглець	кремній	марганець	фосфор	сірка	інші елементи
1	Сталевий брухт	ДСТУ 4121–2002	2А	–	0,30	0,35	0,60	0,04	0,05	–
2	Чавун переробний	ДСТУ 3133-95	ПЛ2	–	4,00 … 4,50	0,5 … 0,9	0,50 … 0,90	0,08 … 0,12	0,01 … 0,04	–
3	Ферохром Ферохром	ГОСТ 4757-91	ФХ025 ФХ200	не менше 68,0	0,25 2,00	0,8 0,8	– –	0,04 0,04	0,03 0,03	–
4	Феромарга-нець	ГОСТ 4755-80	ФМн75	75,0	7,00	1,0	75,00	0,45	0,30	–
5	Алюміній	ГОСТ 295-98	АВ92	92,0	–	3,0	–	–	–	3,0 Mg
6	Нікель первинний	ГОСТ 849-97	Н-1	99,3	0,05	0,01	–	–	–	–
7	Феротитан	ДСТУ ГОСТ 4761:2009 (ИСО 5454-80)	ФТи30	30,0	0,20	8,0	–	0,05	0,07	14,0 Al
8	Феровадій	ГОСТ 27130-94	ФВд50У	50,0	0,30	2,0	0,20	0,10	0,10	–
9	Феробор	ГОСТ 14848-69	ФБ-10	10,0	-	14,0	–	–	–	11,0 Al
10	Сурма	ГОСТ 1089-82	Су2	98,8	–	–	–	–	–	домішки 1,2
11	Фероцерій	ТУ48-4-280-91	МЦ50Ж3 ФЦ40	45,0…50.0 Ce	–	–	–	–	–	не більше 15,0 Fe 18…22 La 10…12 Nd

Додаток В

НАЦІОНАЛЬНИЙ ТЕХНІЧНИЙ УНІВЕРСИТЕТ УКРАЇНИ
«КИЇВСЬКИЙ ПОЛІТЕХНІЧНИЙ ІНСТИТУТ ІМЕНІ ІГОРЯ СІКОРСЬКОГО»
Інженерно-фізичний факультет
Кафедра ливарного виробництва чорних і кольорових металів

ЗАТВЕРДЖУЮ

Декан інженерно-фізичного
факультету
_____ проф. П.І.Лобода
_____2018 р.

ТЕХНОЛОГІЧНА ІНСТРУКЦІЯ

ВИПЛАВЛЯННЯ ЖАРОСТІЙКИХ ХРОМОАЛЮМІНІЄВИХ СТАЛЕЙ ДЛЯ РОБОТИ В ЕКСТРЕМАЛЬНИХ УМОВАХ В ІНДУКЦІЙНИХ ПЕЧАХ ТА ЇХ РОЗЛИВАННЯ

КИЇВ

2018

1 ПРИЗНАЧЕННЯ

Технологічна інструкція регламентує процеси виплавляння хромоалюмінієвих жаростійких сталей в індукційних електропечах з основною футеровкою з використанням звороту власного виробництва, сталевого й чавунного брухту, феросплавів та їх розливання під час виготовлення литих деталей, які працюють в умовах агресивних середовищ за температур 1200…1250 °С.

2 ХІМІЧНИЙ СКЛАД І ВЛАСТИВОСТІ СТАЛЕЙ

Залежно від умов експлуатації жаростійких деталей (температура, швидкість руху газів та абразивних часточок, агресивні середовища тощо) рекомендовано виготовляти виливки із хромоалюмінієвих сталей, хімічний склад яких наведено в табл. В.2.1.

Таблиця В.2.1

Хімічний склад хромоалюмінієвих жаростійких сталей

Марка сталі	Вміст елементів, % мас.									
	C	Cr	Al	Ti	Si	Mn	Ni	S	P	РЗМ (Ce + La + Nd + Pr) (за присадкою)
30Х30Ю2ТЛ	0,30…0,35	28,0…32,0	1,5…2,2	0,2…0,4	< 0,8	< 0,8	< 0,3	< 0,025	< 0,025	0,15…0,25
30Х25Ю3ТЛ	0,25…0,35	24…26	2,8…3,2	0,3…0,6						0,15…0,25

Примітки: 1. Сталь 30Х30Ю2ТЛ доцільно використовувати для виготовлення великогабаритних виливків і виливків складної геометрії, які працюють за температур до 1250 °С в умовах агресивних середовищ і підвищеного зносу.

2. Сталь 30Х25Ю3ТЛ доцільно використовувати для виготовлення дрібних литих деталей нескладної геометрії, які працюють за температур до 1200 °С

3. За умови вимушеного виплавляння хромоалюмінієвих сталей у печах з кислою футеровкою вміст кремнію може бути збільшено до 1,2%.

4. Остаточний вміст нікелю в сталях має не перевищувати 0,3%. Допускається вміст нікелю вище зазначеної норми, якщо це не обмежується умовами замовника на конкретні виливки.

5. Структура сталей – феритна з невеликою кількістю карбідів хрому, титану та заліза. Розміри зерен у холодному зламі мають не перевищувати 1,5…2,0 мм за товщини стінки виливка понад 30 мм та 1,0…1,5 мм – за товщини до 30 мм.

3 УСТАТКОВАННЯ ТА ІНСТРУМЕНТ

Для виплавляння хромоалюмінієвих сталей слід використовувати таке устаткування та інструмент:

– індукційні електричні печі для виплавляння металу підвищеної (понад 500 Гц) або високої частоти струму місткістю від 60 до 1000 кг. Футеровка тигля – основна або нейтральна;

– конічний розливальний ківш місткістю 60…500 кг або стопорний ківш місткістю 500…1000кг;

– ложка для відбирання проб металу з тигля печі, стакани для виготовлення проб і необхідні плавильнику інструменти;

– вольфрам-ренієва термопара занурення ВР 5/20 (або інша з робочою температурою до 1800 ºС) із кварцовим наконечником і вторинним приладом для вимірювання температури металу в тиглі печі або в ковші;

– пірометр оптичний ОППІР-017 (або іншої моделі) для вимірювання температури металу під час розливання його в ливарні форми;

– баддя для зважування шихти та завантаження її в піч за умови використання печі місткістю тигля понад 500 кг;

– ваги для зважування шихти Q = 500 ± 2кг;

– ваги для зважування феросплавів Q = 10 ± 0,2кг;

4 ШИХТОВІ ТА ЛЕГУВАЛЬНІ МАТЕРІАЛИ

Для виплавляння в індукційних печах хромоалюмінієвих сталей, хімічний склад яких наведено в табл. В.2.1, необхідно використовувати шихтові матеріали, які наведено в табл. В.4.1.

Таблиця В.4.1

Основні шихтові матеріали для виплавляння жаростійких сталей в індукційних печах

Матеріал	Марка	Нормативний документ	Особливості використання
Зворот власного виробництва	–	–	Перед використанням зворот власного виробництва очищували від пригару й залишків формувальної та стрижневої сумішей
Брухт сталевий нелегований	А1, А2	ДСТУ 4121–2002	Кращим варіантом є використання сталевого брухту з вмістом вуглецю менше 0,3%
Брухт сталевий легований	Б1, Б2		
Ферохром	ФХ015 ФХ025	ДСТУ ГОСТ 4757:2009 (ИСО 5448-81)	За можливості можна використовувати ферохром з меншим вмістом вуглецю (ФХ010) або безвуглецевий
Феротитан	ФТи25 ФТи35	ДСТУ ГОСТ 4761:2009 (ИСО 5454-80)	Феротитан перед використанням подрібнювати на шматки розмірами 20…45 мм залежно від місткості тигля індукційної печі
Алюміній	АВ88, АВ92	ГОСТ 295 – 98	Для індукційних печей алюміній використовували у вигляді злитків масою до 200 г. Кращим варіантом є розплавлення алюмінію в ковші під час його нагрівання перед випусканням розплаву, що зменшує угар алюмінію на 20…25%
Фероцерій	МЦ50Ж3 ФЦ-40	ТУ 48-4-280-91	Вміщує біля 50% церію. Додавати під струмінь розплаву під час його випускання із печі. У разі використання печей невеликої місткості фероцерій додавати в тигель перед випусканням розплаву

Примітка. Для підвищення вмісту вуглецю в разі потреби в розплав доцільно додавати відповідну кількість електродного бою, переробного чавуну або чавунного брухту з урахуванням засвоєння вуглецю біля 80…85%.

5 ПРИСАДКИ ДЛЯ ШЛАКОУТВОРЕННЯ ТА ЗАПРАВНІ МАТЕРІАЛИ

З метою інтенсифікації процесу плавлення та максимального видалення фосфору й сірки з металу та підвищення якості виливків слід використовувати неметалеву частину шихти:

– вапно випалене металургійне (ОСТ 14-16-165-85) – для наведення високоосновного окиснювального шлаку;

– плавиковий шпат марок ФК – 92, ФГ – 92, ФО – 92 (ГОСТ 7618-83) з вмістом кремнезему не більше 5% – для розрідження шлаку;

– порошок магнезитовий і магнезитохромітовий ПМЭ-88, ПМИ-88, ПМИК-88 тощо (ТУ У 14-8-209-76) – для заправляння печі.

Усі шлакоутворювальні та заправні матеріали мають бути сухими перед використанням.

6 ЗАПРАВЛЯННЯ ПЕЧІ

Заправляння печі та нагляд за нею здійснювати відповідно до вимог діючої на підприємстві інструкції.

7 РОЗРАХОВУВАННЯ ШИХТИ

Склад шихтових матеріалів розраховувати так, щоб у металозавалці вміщувалось, мас. %:

– вуглецю – не більше 0,30…0,35 – під час виплавляння сталі з окисненням і не більше 0,20…0,30 – під час виплавляння сталі переплавом;

– марганцю – не більше 1,0;

– кремнію –не більше 0,6.

Під час розраховування шихти необхідно керуватися угаром елементів, який наведено в табл. В.7.1. Середній хімічний склад сталей для розрахунку шихти наведено в табл. В.7.2. Хімічний склад вихідних шихтових матеріалів наведено в табл. В.7.3. Приклади розраховування шихти для виплавляння хромоалюмінієвих сталей 30Х30Ю2ТЛ і 30Х25Ю3ТЛ в найвикористовуваніших індукційних печах ІСТ-0,06 та ІСТ-0,16 наведено в табл. В.7.4, В.7.5, В.7.6, В.7.7 відповідно.

Використання в складі шихти звороту власного виробництва хромоалюмінієвих сталей не обмежується, але слід враховувати, що алюміній, титан і РЗМ повністю вигоряють під час переплавляння, а хром вигорає на 3…5%.

Таблиця В.7.1

Угар хімічних елементів під час виплавляння хромоалюмінієвих сталей в індукційних електропечах з основною футеровкою, %

Елемент	Із компонентів металозавалки		Із присадок, які додаються в рідку сталь	Компонент, який додається в метал	Період додавання компонента
	виплавляння сталі методом переплавлення	виплавляння сталі з окисненням			
Вуглець	3,0…5,0	До заданого значення	15…25	Електродний бій, чавунний брухт	У період доведення розплаву до хімічного складу
Кремній	15…20	40…60	5…15	Феросиліцій	У період розкиснення
Марганець	10…15	20…50	5…10	Феромарганець	Те саме
Хром	3…5	8…12	3…8	Ферохром	У період доведення розплаву до хімічного складу
Титан	80…90	95…100	30…50	Феротитан	Після розкиснення сталі
Алюміній	100	100	40…50	Алюміній	Перед випусканням сталі із печі або в ківш
Фосфор	30…40	50…60	20…25	Домішка в компонентах шихти	–
Сірка	25…30	35…45	35…45		–

Таблиця В.7.2

Середній хімічний склад хромоалюмінієвих сталей 30Х30Ю2ТЛ і 30Х25Ю3Л для розраховування шихти

Марка сталі	Середній хімічний склад, %							
	C	Cr	Al	Ti	Si	Mn	S	P
30Х30Ю2ТЛ	0,30	30,0	2,0	0,3	0,6	0,6	≤0,02	≤0,02
30Х24Ю3ТЛ	0,30	25,0	3,0	0,4	0,6	0,6	≤0,02	≤0,02

Таблиця В.7.3

Хімічний склад шихтових матеріалів для виплавляння сталей

Індекс позиції	Найменування матеріалу та його марка		ДСТУ, ГОСТ, ТУ	Хімічний склад, %								
				C	Si	Mn	Cr	Ti	Al	S	P	РЗМ
1	Сталевий нелегований брухт А1, А2		ДСТУ ГОСТ 4121-2002	0,22…0,30	0,20…0,52	0,45…0,90	–	–	–	<0,045	<0,040	–
2	Сталевий легований брухт Б1, Б2			0,10…0,30	0,40…0,60	0,60…0,90	≥ 3,0	0,12…0,30	–	<0,025	<0,030	–
3	Чавунний брухт		ГОСТ 1412-85	3,00…3,50	1,40…2,20	0,70…1,00	–	–	–			–
4	Зворот власного виробництва:	30Х30Ю2ТЛ	–	0,30…0,35	<0,8	<0,8	28,0…32,0	0,2…0,4	1,5…2,2	< 0,025	< 0,025	0,15…0,25
		30Х25Ю3ТЛ	–	0,25…0,35			24,0…26,0	0,3…0,6	2,8…3,2			
5	Ферохром	ФХ010Б	ДСТУ ГОСТ 4757-91-2009	< 0,10	<1,50	–	>65,0	–	–	–	<0,05	–
		ФХ015Б		< 0,15	<1,50	–	>65,0	–	–	–	<0,05	–
		ФХ025Б		< 0,25	<2,00	–	>65,0	–	–	–	<0,05	–
		ФХ050Б		< 0,50	<2,00	–	>65,0	–	–	–	<0,05	–
6	Феротитан	ФТи20	ДСТУ ГОСТ 4761-91-2009	< 0,20	<6,00	–	–	>20,0	<8,0	0,08	<0,15	–
		ФТи30		< 0,15	<6,00	–	–	>30,0	<9,0	0,05	<0,08	–
		ФТи35		< 0,10	<5,00	–	–	>35,0	<8,0	0,05	<0,07	–
7	Алюміній А88		ГОСТ 295-91	–	<10,0	–	–	–	88,0	–	–	–
8	Фероцерій МЦ50Ж6 ФЦ-40		ТУ 48-4-280-91	–	–	–	–	–	–	–	–	70

Таблиця В.7.4

Розрахунок шихти для виплавляння сталі 30Х30Ю2ТЛ

(виплавляння сталі з окисненням)

Індекс позиції	Компонент шихти	Середній хімічний склад, %								Вміст компонентів		
		C	Si	Mn	Cr	Ti	Al	S	P	%	кг	
								не більше			для печі ІСТ-0,06	для печі ІСТ-0,16
1	Сталевий нелегований брухт А2	0,25	0,4	0,6	–	–	–	0,04	0,04	38,92	23,35	62,27
2	Чавунний брухт	3,50	2,2	0,5	–	–	–	0,05	0,30	6,50	3,90	10,40
3	Ферохром ФХ025	0,25	2,0	–	65,0	–	–	–	0,05	49,78	29,86	79,64
4	Феротитан ФТи30	0,15	6,0	–	–	30,0	9,0	0,05	0,08	1,50	0,90	2,40
5	Алюміній А88	–	10,0	–	–	–	88,0	–	–	3,30	1,99	5,29
									Разом:	100,00	60,00	160,00

Таблиця В.7.5

Розрахунок шихти для виплавляння сталі 30Х30Ю2ТЛ

(виплавляння сталі переплавлянням)

Індекс позиції	Компонент шихти	Середній хімічний склад, %								Вміст компонентів		
		C	Si	Mn	Cr	Ti	Al	S	P	%	кг	
								не більше			для печі ІСТ-0,06	для печі ІСТ-0,16
1	Сталевий легований брухт Б2	0,20	0,4	0,6	–	–	–	0,04	0,04	27,75	16,65	44,40
2	Чавунний брухт	3,50	2,2	0,8	–	–	–	0,05	0,30	2,00	1,20	3,20
3	Зворот власного виробництва	0,35	0,4	0,6	30	0,3	2,0	0,03	0,03	35,00	21,00	56,00
4	Ферохром ФХ025	0,25	2,0	–	65	–	–	–	0,05	30,45	18,27	48,72
5	Феротитан ФТи30	0,15	6,0	–	–	30,0	9,0	0,05	0,08	1,50	0,90	2,40
6	Алюміній А88	–	10,0	–	–	–	88,0	–	–	3,30	1,98	5,28
									Разом:	100	60,00	160,00

Примітка. Для підвищення вмісту вуглецю в сталі (в разі необхідності) використовувати чавунний брухт з мінімальним вмістом P і S.

Таблиця В.7.6

Розрахунок шихти для виплавляння сталі 30Х25Ю3ТЛ

(виплавляння сталі з окисненням)

Індекс позиції	Компонент шихти	Середній хімічний склад, %								Вміст компонентів		
		C	Si	Mn	Cr	Ti	Al	S	P	%	кг	
								не більше			для печі ІСТ-0,06	для печі ІСТ-0,16
1	Сталевий нелегований брухт А2	0,25	0,4	0,6	–	–	–	0,04	0,04	48,33	29,00	77,33
2	Чавунний брухт	3,50	2,2	0,8	–	–	–	0,05	0,30	5,00	3,00	8,00
3	Ферохром ФХ025	0,25	2,0	–	65,0	–	–	–	0,05	39,85	23,90	63,76
4	Феротитан ФТи30	0,15	6,0	–	–	30,0	9,0	0,05	0,08	2,32	1,39	3,71
5	Алюміній А88	–	10,0	–	–	–	88,0	–	–	4,50	2,71	7,20
									Разом:	100	60,00	160,00

Таблиця В.7.7

Розрахунок шихти для виплавляння сталі 30Х25Ю3ТЛ

(виплавляння сталі переплавлянням)

Індекс позиції	Компо-нент ших-ти	Середній хімічний склад, %								Вміст компонентів		
		C	Si	Mn	Cr	Ti	Al	S	P	%	кг	
								не більше			для печі ІСТ-0,06	для печі ІСТ-0,16
1	Сталевий легований брухт Б2	0,20	0,4	0,6	1,2	–	–	0,04	0,04	28,43	17,06	45,48
2	Чавунний брухт	3,50	2,2	0,5	0,8	–	–	0,05	0,30	2,00	1,20	3,20
3	Зворот власного виробниц-тва	0,30	0,4	0,6	24,0	0,5	3,0	0,03	0,03	35,00	21,00	56,00
4	Ферохром ФХ025	0,25	2,0	–	65,0	–	–	–	0,05	27,75	16,65	44,40
5	Феротитан ФТи30	0,15	6,0	–	–	30,0	9,0	0,05	0,08	2,32	1,39	3,72
6	Алюміній А88	–	10,0	–	–	–	88,0	–	–	4,50	2,70	7,20
									Разом:	100	60,00	160,00

8 ЗАВАНТАЖЕННЯ ШИХТИ В ПІЧ

Для інтенсифікації процесів шлакоутворення та з метою максимального видалення із розплаву фосфору та сірки до завантаження шихти на дно тигля необхідно подати суміш із сухого вапна та плавикового шпату в співвідношенні 5:1 в кількості 1,5…2,0% від маси металозавалки.

Металозавалка складається із нелегованого або легованого сталевого брухту, чавунного брухту, звороту власного виробництва та ферохрому необхідної марки, дозованих відповідно до розрахунку шихти для виплавляння сталі відповідної марки переплавленням або з окисненням.

Під час завантаження печі забезпечувати таке розташування шихтових матеріалів у тиглі: на дно необхідно вкладати дрібний сталевий брухт, потім ферохром, важкі шматки сталевого брухту та зворот власного виробництва.

Примітка. У такому ж порядку слід здійснювати завантаження шихти в баддю, якщо плавлення сталі здійснюється в індукційних печах великої місткості й завантаження шихти виконують з використанням бадді.

Компоненти шихти мають бути вкладені в тигель максимально щільно. Це сприяє суттєвому прискоренню нагрівання шихти, її плавлення та перегрівання розплаву й економії енергетичних ресурсів та часу.

9 ПЛАВЛЕННЯ

Нагрівання шихти протягом перших 15…25 хв (залежно від типу та місткості тигля печі) здійснювати за оптимальної потужності перетворювача, а після повного прогрівання шихти переключати роботу печі на максимальний режим, наближаючи Cos φ до одиниці за допомогою конденсаторних батарей. Цей режим витримувати до повного розплавлення шихти та підігрівання розплаву до температури 1560…1600 ºС. Після появи на дні тигля рідкого металу (особливо під час використання печей невеликої місткості, наприклад, ІСТ-0,06 або ІСТ-0,16) шихту періодично осаджувати для запобігання утворення «містків» і перегрівання розплаву.

Після повного розплавлення шихти та утворення високохромистого розплаву видалити окиснювальний шлак, відібрати пробу металу на хімічний аналіз і навести тонкий шар шлаку із плавикового шпату, додаючи його на дзеркало розпла-

ву в кількості 2,0…3,0 кг на 1 т металу. Після розплавлення плавикового шпату метал має бути вкритий шаром рідкорухомого шлаку товщиною 2,0…3,0 мм.

Примітка. За умови підвищеного вмісту вуглецю в сталі виконати короткий окиснювальний період обдуванням очищеного від шлаку дзеркала металу стиснутим повітрям (0,3…0,5 МПа). Час обдування визначається надлишком вуглецю в металі. Після завершення окиснювального періоду повторно відібрати пробу металу на хімічний аналіз.

10 ЛЕГУВАННЯ

Доведення металу до заданого хімічного складу виконувати після отримання результатів повторного хімічного аналізу.

За умови низького вмісту хрому додати розрахункову кількість ферохрому в розплав , нагрітий до 1560…1580 ºС.

За умови високого вмісту хрому ввести необхідну кількість низьковуглецевого сталевого брухту.

У випадку необхідності підвищення вмісту вуглецю в металі використовувати переробний чавун з мінімальним вмістом фосфору та сірки.

Після повного розплавлення добавок температуру рідкої сталі довести до 1600…1620 °С за термопарою занурення з кварцовим наконечником, розкиснити алюмінієм із розрахунку 2,0 кг на тонну розплаву, додати в тигель необхідну кількість феротитану, витримати 3…5 хв (залежно від місткості тигля) й додати розраховану кількість алюмінію. Розплав витримати протягом 2…3 хв і випустити в нагрітий до 730…750 °С ківш.

Примітка. За умови нагрівання ковша газом кращим варіантом легування хромистого розплаву алюмінієм є додавання його в рідкому стані, тобто розплавити алюміній за час нагрівання ковша до 700…750 ºС.

11 ВИПУСКАННЯ СТАЛІ ІЗ ПЕЧІ

Випускання розплаву здійснювати в чистий, висушений і підігрітий до 700…750 °С ківш. Температура металу перед випусканням – 1580…1600 °С.

Після заповнення ковша металом на 1/3 висоти під його струмінь за допомогою металевого прута додати розраховану кількість фероцерію, який загорнути

у фольгу. Фероцерій попередньо підігріти на комірі печі для видалення парафіну, але з великою обережністю, оскільки він може загорятися за порівняно невисоких температур. Оброблення металу фероцерієм супроводжується піроефектом, тому цю операцію необхідно здійснити з чітким виконанням правил техніки безпеки.

12 РОЗЛИВАННЯ СТАЛІ

Розливання сталі в ливарні форми здійснити швидко, оскільки хром, алюміній і титан піддаються інтенсивному вторинному окисненню й утворюють велику кількість оксидів, які погіршують властивості рідкої сталі та виливків.

Заливання форм виконувати з мінімально можливої висоти рівномірним струменем, не допускаючи його переривання та розбризкування металу.

Температура металу під час розливання має бути у межах 1560…1600 °С і коригується з урахуванням технологічних особливостей конкретного виливка.

13 ТЕХНІКА БЕЗПЕКИ

Плавильник та ковшовий повинні мати справні інструменти та пристрої, які використовують під час плавлення й розливання розплаву та індивідуальні засоби захисту від теплового випромінювання розплавленого металу (окуляри, головні убори, рукавиці, куртки, штани).

Плавильник та ковшовий повинні мати суміжну професію стропальника та допускатися до роботи тільки після вивчення правил безпеки під час експлуатації вантажопідйомних механізмів.

У роботі необхідно керуватися правилами технічної експлуатації та безпеки обслуговування електроустаткування промислових підприємств.

Завантаження шихти, перемішування розплаву, зняття шлаку та відбирання проб здійснювати тільки за вимкненої напруги.

Технологічну інструкцію розробили:

Ямшинський М.М. – к.т.н., доцент
Федоров Г.Є. – к.т.н., доцент

Додаток Г

НАЦІОНАЛЬНИЙ ТЕХНІЧНИЙ УНІВЕРСИТЕТ УКРАЇНИ
«КИЇВСЬКИЙ ПОЛІТЕХНІЧНИЙ ІНСТИТУТ ІМЕНІ ІГОРЯ СІКОРСЬКОГО»
Інженерно-фізичний факультет
Кафедра ливарного виробництва чорних і кольорових металів

ЗАТВЕРДЖУЮ

Декан інженерно-фізичного
факультету НТУУ «КПІ»
_____ проф. П.І.Лобода
_____2018 р.

ТЕХНОЛОГІЧНА ІНСТРУКЦІЯ

ВИПЛАВЛЯННЯ ЖАРОСТІЙКИХ ХРОМОАЛЮМІНІЄВИХ СТАЛЕЙ ДЛЯ РОБОТИ В ЕКСТРЕМАЛЬНИХ УМОВАХ В ДУГОВИХ ЕЛЕКТРОПЕЧАХ ТА ЇХ РОЗЛИВАННЯ

КИЇВ

2018

1 ПРИЗНАЧЕННЯ

Технологічна інструкція регламентує процеси виплавляння хромоалюмінієвих жаростійких сталей в дугових електропечах з основною футеровкою з використанням звороту власного виробництва, сталевого й чавунного брухту, феросплавів та їх розливання під час виготовлення литих деталей, які працюють в умовах агресивних середовищ за температур 1200…1250 °С.

2 ХІМІЧНИЙ СКЛАД І ВЛАСТИВОСТІ СТАЛЕЙ

Залежно від умов експлуатації жаростійких деталей (температура, швидкість руху газів та абразивних часточок, агресивні середовища тощо) рекомендовано виготовляти виливки із хромоалюмінієвих сталей, хімічний склад яких наведено у табл. Г.2.1.

Таблиця Г.2.1

Хімічний склад хромоалюмінієвих жаростійких сталей

Марка сталі	Вміст елементів, % мас.									
	C	Cr	Al	Ti	Si	Mn	Ni	S	P	РЗМ (Ce + La + Nd + Pr) (за присадкою)
30Х30Ю2ТЛ	0,30…0,35	28,0…32,0	1,5…2,2	0,2…0,4	< 0,8	< 0,8	< 0,3	< 0,025	< 0,025	0,15…0,25
30Х25Ю3ТЛ	0,25…0,35	24…26	2,8…3,2	0,3…0,6						0,15…0,25

Примітки: 1. Сталь 30Х30Ю2ТЛ доцільно використовувати для виготовлення великогабаритних виливків і виливків складної геометрії, які працюють за температур до 1250 °С в умовах агресивних середовищ і підвищеного зносу.

2. Сталь 30Х25Ю3ТЛ доцільно використовувати для виготовлення дрібних литих деталей нескладної геометрії, які працюють за температур до 1200 °С

3. За умови вимушеного виплавляння хромоалюмінієвих сталей у печах з кислою футеровкою вміст кремнію може бути збільшено до 1,2%.

4. Остаточний вміст нікелю в сталях має не перевищувати 0,3%. Допускається вміст нікелю вище зазначеної норми, якщо це не обмежується умовами замовника на конкретні виливки.

5. Структура сталей – феритна з невеликою кількістю карбідів хрому, титану та заліза. Розміри зерен у холодному зламі мають не перевищувати 1,5…2,0 мм за товщини стінки виливка понад 30 мм та 1,0…1,5 мм – за товщини до 30 мм.

3 УСТАТКОВАННЯ ТА ІНСТРУМЕНТ

Для виплавляння хромоалюмінієвих сталей слід використовувати таке устаткування та інструмент:

– дугові електропечі ДСП 3М або ДСП 6М з автоматичним керуванням процесу плавлення металу. (Можливе використання дугових печей іншої місткості). Футеровка печей – основна;

– сталерозливальний стопорний ківш місткістю 4 або 8 т;

– ложка для відбирання проб металу із печі на хімічний аналіз;

– штанга із скребачкою для скочування шлаку;

– термопара ВР 5/20 з вторинним приладом для вимірювання температури металу в печі;

– пірометр оптичний ОППІР-017 (допускається пірометр іншої моделі) для вимірювання температури металу під час розливання його в ливарні форми;

– лопата совкова для завантажування в піч шлакоутворювальних матеріалів, феросплавів, окиснювачів, розкиснювачів металу та розріджувачів шлаку;

– ваги для зважування шихти Q = 8 т;

– ваги важільні для зважування феросплавів Q = 100 кг;

– баддя для зважування шихти та завантаження її в піч;

– стакани для відбирання проб металу та шлаку на аналіз.

4 ШИХТОВІ ТА ЛЕГУВАЛЬНІ МАТЕРІАЛИ

Для виплавляння хромоалюмінієвих сталей, хімічний склад яких наведено в табл. Г.2.1, необхідно використовувати такі шихтові матеріали:

– брухт сталевий нелегований та легований для електропечей відповідно марки А2 та Б2 ІІ класу (ДСТУ 4121-2002);

– відходи вуглецевої сталі власного виробництва (ливники, надливи, брак, зливи) відповідних розмірів та чистоти поверхні з вмістом вуглецю до 0,3%;

– чавунний брухт або чавун переробний;

– зворот власного виробництва (браковані виливки, ливникові системи тощо) із хромоалюмінієвих сталей;

– ферохром марок ФХ010; ФХ015; ФХ025; ФХ050 (ДСТУ ГОСТ 4757 2009);

– алюміній первинний А85…А95 (ГОСТ 295-98);

– феротитан ФТи20, ФТи30, ФТи35 (ДСТУ ГОСТ 4761 2009);

– фероцерій МЦ50Ж3 ФЦ40 (ТУ 48-4-280-91).

Примітка. Для підвищення вмісту вуглецю в разі потреби в розплав додавати відповідну кількість електродного бою, переробного чавуну або чавунного брухту з мінімальним вмістом фосфору та сірки.

5 ПРИСАДКИ ДЛЯ ШЛАКОУТВОРЕННЯ ТА ЗАПРАВНІ МАТЕРІАЛИ

З метою інтенсифікації процесу плавлення, максимального видалення фосфору й сірки з металу, підвищення якості розплаву та металу у виливках використовувати таку неметалеву частину шихти:

– вапно випалене металургійне (ОСТ 14-16-165-85) – для наведення високоосновного окиснювального шлаку;

– плавиковий шпат марок ФК – 92, ФГ – 92, ФО – 92 (ГОСТ 7618-83) з вмістом кремнезему не більше 5% – для розрідження шлаку;

– порошок магнезитовий і магнезитохромітовий ПМЭ-88, ПМИ-88, ПМИК-88 тощо (ТУ У 14-8-209-76) – для заправляння печі.

Усі шлакоутворювальні та заправні матеріали для виплавляння сталей, мають бути сухими (краще прожареними) перед використанням.

6 ЗАПРАВЛЯННЯ ПЕЧІ

Заправляння печі та нагляд за нею здійснювати відповідно до вимог діючої на підприємстві інструкції.

7 РОЗРАХОВУВАННЯ ШИХТИ

Склад шихтових матеріалів розраховувати так, щоб у металозавалці вміщувалось, мас. %:

– вуглецю – на 0,2…0,3% вище, ніж передбачено хімічним складом сталі, в разі виплавляння сталі з окисненням – для виконання інтенсивного окиснювального періоду й на 0,1…0,2% менше, ніж передбачено хімічним складом сталі, в разі виплавляння сталі переплавленням – з урахуванням кількості вуглецю, який вноситься феросплавами в розплав під час його легування;

– марганцю – не більше 1,0%;

– кремнію – не більше 0,6%.

Примітка. Кращим варіантом є використання шихтових матеріалів з мінімальним вмістом фосфору та сірки (перш за все це стосується переробних чавунів та чавунного брухту).

Середній хімічний склад хромоалюмінієвих сталей для розраховування шихти наведено в табл. Г.7.1.

Таблиця Г.7.1

Середній хімічний склад хромоалюмінієвих сталей 30Х30Ю2ТЛ і 30Х25Ю3Л для розраховування шихти

Марка сталі	Середній хімічний склад, %							
	C	Cr	Al	Ti	Si	Mn	S	P
30Х30Ю2ТЛ	0,30	30,0	2,0	0,3	0,6	0,6	≤0,02	≤0,02
30Х25Ю3ТЛ	0,30	25,0	3,0	0,4	0,6	0,6	≤0,02	≤0,02

Розраховування шихти необхідно виконувати з урахуванням угару хімічних елементів, який наведено в табл. Г.7.2, залежно від методу виплавляння сталей. Хімічний склад вихідних шихтових матеріалів наведено в табл. Г.7.3.

Таблиця Г.7.2

Угар хімічних елементів під час виплавляння хромоалюмінієвих сталей в дугових електропечах з основною футеровкою, %

Елемент	Із компонентів металозавалки		Із присадок, які додаються в розплав	Компонент, який додається в розплав	Період додавання компонента в розплав
	виплавляння сталі методом переплавлення	виплавляння сталі з окисненням			
Вуглець	10…25	До заданого значення	15…25	Електродний бій, кокс	Після першого аналізу хімічного складу розплаву
Кремній	40…60	90…100	5…15	Феросиліцій	У період розкиснення
Марганець	25…50	70…80	5…10	Феромарганець	Те саме
Хром	5…8	8…12	3…8	Ферохром	Дошихтовка у відновлювальний період після попереднього розкиснення
Нікель	0…2	0…3	–	–	Попадає в розплав з шихтою
Титан	80…90	95…100	30…50	Феротитан	Після розкиснення сталі
Алюміній	100	100	40…50	Алюміній	Перед випусканням сталі із печі або в ківш
Фосфор	30…40	50…60	20…25	Домішка в компонентах шихти	–
Сірка	25…30	35…45	35…45		–

Таблиця Г.7.3

Хімічний склад шихтових матеріалів для виплавляння сталей

Індекс позиції	Найменування матеріалу та його марка		ДСТУ, ГОСТ, ТУ	Хімічний склад, %								
				C	Si	Mn	Cr	Ti	Al	S	P	РЗМ
1	Сталевий нелегований брухт А1, А2		ДСТУ ГОСТ 4121-2002	0,22…0,30	0,20…0,52	0,45…0,90	–	–	–	<0,045	<0,040	–
2	Сталевий легований брухт Б1, Б2			0,10…0,30	0,40…0,60	0,60…0,90	≥ 3,0	0,12…0,30	–	<0,025	<0,030	–
3	Чавунний брухт		ГОСТ 1412-85	3,00…3,50	1,40…2,20	0,70…1,00	–	–	–			–
4	Зворот власного виробництва:	30Х30Ю2ТЛ	–	0,30…0,35	<0,8	<0,8	28,0…32,0	0,2…0,4	1,5…2,2	< 0,025	< 0,025	0,15…0,25
		30Х25Ю3ТЛ	–	0,25…0,35			24,0…26,0	0,3…0,6	2,8…3,2			
5	Ферохром	ФХ010Б	ДСТУ ГОСТ 4757-91-2009	< 0,10	<1,50	–	>65,0	–	–	–	<0,05	–
		ФХ015Б		< 0,15	<1,50	–	>65,0	–	–	–	<0,05	–
		ФХ025Б		< 0,25	<2,00	–	>65,0	–	–	–	<0,05	–
		ФХ050Б		< 0,50	<2,00	–	>65,0	–	–	–	<0,05	–
6	Феротитан	ФТи20	ДСТУ ГОСТ 4761-91-2009	< 0,20	<6,00	–	–	>20,0	<8,0	0,08	<0,15	–
		ФТи30		< 0,15	<6,00	–	–	>30,0	<9,0	0,05	<0,08	–
		ФТи35		< 0,10	<5,00	–	–	>35,0	<8,0	0,05	<0,07	–
7	Алюміній А88		ГОСТ 295-91	–	<10,0	–	–	–	88,0	–	–	–
8	Фероцерій МЦ50Ж6 ФЦ-40		ТУ 48-4-280-91	–	–	–	–	–	–	–	–	70

Приклади розраховування шихти для виплавляння хромоалюмінієвих сталей 30Х30Ю2ТЛ і 30Х25Ю3ТЛ різними методами наведено в табл. Г.7.4, Г.7.5, Г.7.6, Г.7.7 відповідно.

Використання в складі шихти звороту власного виробництва хромоалюмінієвих сталей є обов'язковим як з урахуванням технологічних аспектів виробництва виливків, так і з урахуванням економічних показників, оскільки він суттєво покращує ливарні, механічні та спеціальні властивості й знижує собівартість продукції ливарного цеху. Слід враховувати, що алюміній, титан і РЗМ повністю вигоряють під час плавлення шихти, а вміст хрому знижується на 5…8%.

Таблиця Г.7.4

Розрахунок шихти для хромоалюмінієвої сталі 30Х30Ю2ТЛ

(виплавляння сталі з окисненням)

Індекс позиції	Компонент шихти	Середній хімічний склад, %								Вміст компонентів		
		C	Si	Mn	Cr	Ti	Al	S	P	%	кг	
								не більше			для печі ДСП-3М	для печі ДСП-6М
1	Сталевий нелегований брухт А2	0,25	0,4	0,6	–	–	–	0,04	0,04	38,92	1167,6	2335,2
2	Чавунний брухт	3,50	2,2	0,5	–	–	–	0,05	0,30	6,50	195,0	390,0
3	Ферохром ФХ025	0,25	2,0	–	65	–	–	–	0,05	49,78	1493,4	2986,8
4	Феротитан ФТи30	0,15	6,0	–	–	30,0	9,0	0,05	0,03	1,50	45,0	90,0
5	Алюміній А88	–	10,0	–	–	–	88,0	–	–	3,30	99,0	198,0
									Разом:	100	3000	6000

Таблиця Г.7.5

Розрахунок шихти для хромоалюмінієвої сталі 30Х30Ю2ТЛ

(виплавляння сталі переплавленням)

Індекс позиції	Компонент шихти	Середній хімічний склад, %								Вміст компонентів		
		C	Si	Mn	Cr	Ti	Al	S	P	%	кг	
								не більше			для печі ДСП-3М	для печі ДСП-6М
1	Сталевий легований брухт Б2	0,20	0,4	0,6	–	–	–	0,04	0,04	27,75	832,5	1665,0
2	Чавунний брухт	3,50	2,2	0,8	–	–	–	0,05	0,30	2,00	60,0	120,0
3	Зворот власного виробництва	0,35	0,4	0,6	30,0	0,3	2,0	0,03	0,03	35,00	1050	2100,0
4	Ферохром ФХ025	0,25	2,0	–	65,0	–	–	–	0,05	30,45	913,5	1827,0
5	Феротитан ФТи30	0,15	6,0	–	–	30,0	9,0	0,05	0,03	1,50	45,0	90,0
6	Алюміній А88	–	10,0	–	–	–	88,0	–	–	3,30	99,0	198,0
									Разом:	100	3000	6000

Таблиця Г.7.6

Розрахунок шихти для хромоалюмінієвої сталі 30Х25Ю3ТЛ

(виплавляння сталі з окисненням)

Індекс позиції	Компонент шихти	Середній хімічний склад, %								Вміст компонентів		
		C	Si	Mn	Cr	Ti	Al	S	P	%	кг	
								не більше			для печі ДСП-3М	для печі ДСП-6М
1	Сталевий нелегований брухт А2	0,25	0,4	0,6	–	–	–	0,04	0,04	48,33	1449,9	2899,8
2	Чавунний брухт	3,50	2,2	0,8	–	–	–	0,05	0,30	5,00	150,0	300,0
3	Ферохром ФХ025	0,25	2,0	–	65	–	–	–	0,05	39,85	1195,5	2391,0
4	Феротитан ФТи30	0,15	6,0	–	–	30,0	9,0	0,05	0,03	2,32	69,6	139,2
5	Алюміній А88	–	10,0	–	–	–	88,0	–	–	4,50	135,0	270,0
									Разом:	100	3000	6000

Таблиця Г.7.7

Розрахунок шихти для хромоалюмінієвої сталі 30Х25Ю3ТЛ

(виплавляння сталі переплавленням)

Індекс позиції	Компонент шихти	Середній хімічний склад, %								Вміст компонентів		
		C	Si	Mn	Cr	Ti	Al	S	P	%	кг	
								не більше			для ДСП-3М	для ДСП-6М
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13
1	Сталевий легований брухт Б2	0,20	0,4	0,6	1,2	–	–	0,04	0,04	28,43	852,9	1705,8
2	Чавунний брухт	3,5	2,2	0,5	0,8	–	–	0,05	0,30	2	60,0	120,0
3	Зворот власного виробництва	0,30	0,4	0,6	24,0	0,5	3,0	0,03	0,03	35,00	1050,0	2100,0
4	Ферохром ФХ025	0,25	2,0	–	65,0	–	–	–	0,05	27,75	832,5	1665
5	Феротитан ФТи30	0,15	6,0	–	–	30,0	9,0	0,05	0,03	2,32	69,6	139,2
6	Алюміній А88	–	10,0	–	–	–	88,0	–	–	4,50	135,0	270,0
									Разом:	100	3000	6000

8 ЗАВАНТАЖЕННЯ ШИХТИ В ПІЧ

Для інтенсифікації процесів шлакоутворення з метою максимального видалення із розплаву фосфору та сірки до завантаження шихти на під печі необхідно подати суміш із вапна й плавикового шпату в співвідношенні 5:1 в кількості 2,0…3,0% від маси металозавалки.

Металозавалка складається із брухту сталевого нелегованого або легованого, чавунного брухту, звороту власного виробництва та ферохрому необхідної марки, точно дозованих відповідно до розрахунку шихти для виплавляння з окисненням або переплавленням.

Під час завантаження печі забезпечувати таке розташування шихтових матеріалів у робочому просторі печі: на під печі необхідно вкладати дрібний сталевий брухт (до 30% від загальної кількості сталевого брухту), потім ферохром, важкі шматки сталевого брухту, зворот власного виробництва, а зверху – середню шихту, залишки дрібного брухту та чавунний брухт.

Примітка. У такій же послідовності завантажувати шихту в баддю.

Компоненти шихти в робочому просторі печі вкладати щільно, причому низьковуглецеві компоненти розташовувати ближче до центру печі, а ферохром – по периметру печі та перед робочим вікном.

9 ПЛАВЛЕННЯ

Плавлення шихти протягом перших 10…15 хв здійснювати при роботі трансформатора на низькому ступені напруги, а після розплавлення центральної частини металозавалки переключити його на більш високу напругу. Для цього перемикач ступенів трансформатора встановити у відповідне положення.

Під час плавлення шихту з відкосів періодично зштовхувати у ванну рідкого металу для запобігання утворення «мостів», при цьому необхідно вимкнути трансформатор і підняти електроди. Після повного розплавлення шихти та утворення високохромистого розплаву скочувати окиснювальний шлак, відібрати пробу металу на хімічний аналіз і навести високоосновний шлак, додаючи в піч суміш, що складається із вапна та плавикового шпату в співвідношенні 5:1 у кількості 20…30 кг на 1 т розплаву.

Після розплавлення суміші метал має бути вкритий шаром рідкорухомого шлаку товщиною 20…30 мм.

Примітка. Перевіряння повного розплавлення шихти виконувати спеціальною скребачкою, яку слід рухати подом печі. У разі появи перешкод руху скребачки продовжити процес плавлення й через деякий час повторити перевіряння.

Після повного розплавлення та ретельного перемішування розплаву відібрати повторно пробу металу для визначення в ньому вмісту вуглецю та хрому.

Примітка. Під час виплавляння сталей з окисненням використовувати прийнятий в умовах даного виробництва технологічний процес плавлення високолегованих сталей без легованого брухту та звороту власного виробництва.

10 ЛЕГУВАННЯ

Доведення металу до заданого хімічного складу виконувати після отримання результатів остаточного хімічного аналізу.

За умови низького вмісту хрому додати розрахункову кількість ферохрому.

За умови високого вмісту хрому додати необхідну кількість низьковуглецевого сталевого брухту.

У разі необхідності підвищення вмісту вуглецю додати в розплав електродний бій, сухий кокс або опустити електроди в рідкий метал на певний час.

Після повного розплавлення добавок температуру рідкої сталі довести до 1630…1650 °С за термопарою занурення з кварцовим наконечником та вторинним приладом й відібрати пробу металу на хімічний аналіз.

Примітка. Допускається використовувати традиційну промислову пробу: ложкою зачерпнути розплав і вилити на металеву плиту – метал має міцно приваритися до плити).

Після одержання необхідних результатів хімічного складу хромистої сталі, скочувати шлак і навести новий додаванням вапна і плавикового шпату за технологією, описаною вище.

Розплав витримати протягом 3…4 хв і розкиснити алюмінієм (2,0 кг на 1 т рідкої сталі).

Розраховану кількість феротитану додавати в розкиснений розплав, витримуючи останній після додавання феротитану протягом 3…5 хв до повного його розчинення, розосередження та засвоєння сталлю.

Вимкнути піч, додати під шлак необхідну кількість алюмінію, притоплюючи куски металевим прутом, метал витримати 2…3 хв і випустити в нагрітий до 700…750 °С ківш.

Примітка. Кращим варіантом легування хромистого розплаву є легування його рідким алюмінієм , розплавленим в ковші під час нагрівання останнього до 700…750 °С. За такої технології угар алюмінію зменшується до 20…25%. Такий технологічний захід суттєво спрощує операцію додавання алюмінію в хромистий розплав, сприяє рівномірному розосередженню в ньому алюмінію та знижує собівартість розплаву.

11 ВИПУСКАННЯ СТАЛІ ІЗ ПЕЧІ

Випускання розплаву здійснювати в чистий, висушений і підігрітий до 730…750 °С ківш через добре оброблений випускний отвір печі. Температура випускання металу має бути в межах 1600…1650 °С залежно від конфігурації, габаритних розмірів і товщини стінки виливків.

Після заповнення ковша металом на 1/3 висоти під його струмінь за допомогою металевого прута додати розраховану кількість фероцерію, який загорнути в алюмінієву фольгу. Фероцерій попередньо підігріти на порозі печі (або іншим

способом) для видалення парафіну, але обережно, оскільки він може загорятися за порівняно невисоких температур. Оброблення металу фероцерієм супроводжується піроефектом, тому цю операцію необхідно здійснити, чітко виконуючи правила техніки безпеки.

12 РОЗЛИВАННЯ СТАЛІ

Розливання сталі в ливарні форми здійснювати швидко, оскільки хром, алюміній і титан піддаються інтенсивному вторинному окисненню й утворюють великі оксидні плівки, які погіршують властивості розплаву та металу виливків.

Заливання форм розплавом виконувати з мінімальної висоти рівномірним струменем, не допускаючи його переривання.

Температура металу під час розливання має бути в межах 1560…1600 °С і коригується з урахуванням технологічних особливостей конкретного виливка.

13 ТЕХНІКА БЕЗПЕКИ

Сталевар, підручний та ковшовий повинні мати справні інструменти та пристрої, які використовують під час плавлення та розливання (пробна ложка, лопати, ломики, скребачки) та індивідуальні засоби захисту від тепловипромінювання електричних дуг і розплавленого металу (окуляри, головні убори, рукавиці, куртки, штани).

Не допускаються до роботи особи, якщо вони не пройшли спеціального навчання та атестацію, а також особи, що не мають 18-ти літнього віку.

Сталевар, підручні та ковшові мають бути навчені суміжній професії стропальника та допускатися до роботи тільки після вивчення правил безпеки під час експлуатації вантажопідйомних механізмів.

У роботі необхідно керуватися правилами технічної експлуатації та безпеки обслуговування електроустаткування промислових підприємств.

Завантаження шихти, перемішування розплаву, зняття шлаку та відбирання проб здійснювати тільки за вимкненої напруги.

Технологічну інструкцію розробили:

Ямшинський М.М. – к.т.н., доцент
Федоров Г.Є. – к.т.н., доцент

Додаток Д

НАЦІОНАЛЬНИЙ ТЕХНІЧНИЙ УНІВЕРСИТЕТ УКРАЇНИ

«КИЇВСЬКИЙ ПОЛІТЕХНІЧНИЙ ІНСТИТУТ ІМЕНІ ІГОРЯ СІКОРСЬКОГО»

Інженерно-фізичний факультет

Кафедра ливарного виробництва чорних і кольорових металів

ЗАТВЕРДЖУЮ

Декан інженерно-фізичного

факультету НТУУ «КПІ»

_____ проф. П.І.Лобода

_____ 2018 р.

ТЕХНОЛОГІЧНА ІНСТРУКЦІЯ

ВИПЛАВЛЯННЯ ЗНОСОСТІЙКИХ ХРОМОМАРГАНЦЕВИХ ЧАВУНІВ ДЛЯ РОБОТИ В ЕКСТРЕМАЛЬНИХ УМОВАХ В ІНДУКЦІЙНИХ ПЕЧАХ ТА ЇХ РОЗЛИВАННЯ У ФОРМИ

КИЇВ

2018

1 ПРИЗНАЧЕННЯ

Технологічна інструкція регламентує процеси виплавляння зносостійких хромомарганцевих чавунів (надалі чавунів) в індукційних електропечах з основною (нейтральною) футеровкою тигля з використанням сталевого й чавунного брухту, феросплавів і звороту власного виробництва та розливання їх у ливарні форми.

2 ХІМІЧНИЙ СКЛАД ЧАВУНІВ

Хімічний склад хромомарганцевих чавунів для роботи в умовах інтенсивного зносу наведено в табл. Д.2.1.

Таблиця Д.2.1

Хімічний склад хромомарганцевих зносостійких чавунів

Індекс чавуну	Марка чавуну	Хімічний склад, %									
		C	Cr	Mn	Si	Ni	Ti	V	РЗМ	P	S
										не більше	
1	290Х19Г4	2,8…3,0	18,5…19,5	3,5…4,5	0,65…0,80	–	–	–	–	0,05	0,05
2	290Х19Г4Н1	2,8…3,0	18,5…19,5	3,5…4,5	0,65…0,80	0,80…1,20	–	–	–	0,05	0,05
3	290Х19Г4Т	2,8…3,0	18,5…19,5	3,5…4,5	0,65…0,80	–	0,20…0,50	–	–	0,05	0,05
4	290Х19Г4Ф	2,8…3,0	18,5…19,5	3,5…4,5	0,65…0,80	–	–	0,50…0,80	–	0,05	0,05
5	290Х19Г4ц	2,8…3,0	18,5…19,5	3,5…4,5	0,65…0,80	–	–	–	0,15…0,25	0,05	0,05

Допустимі відхилення масової долі компонентів чавунів від номінальної, %:

вуглець – ± 0,10;	хром – ± 0,5;	марганець – ± 0,2;
кремній – ± 0,10;	титан – ± 0,05;	ванадій – ± 0,05

Структура чавунів у литому стані – аустенітно-карбідна з різною кількістю карбідів хрому, марганцю, титану та ванадію. Розміри зерен у холодному зламі мають не перевищувати 0,8...1,2 мм за товщини стінки виливка понад 20 мм та 0,5...0,8 мм – за товщини стінки виливка до 20 мм.

3 УСТАТКОВАННЯ ТА ІНСТРУМЕНТ

Для виплавляння чавунів необхідно використовувати таке устаткування та інструменти:

– індукційні електричні печі для виплавляння металу підвищеної (понад 500 Гц) або високої частоти струму місткістю від 60 до 1000 кг. Футеровка тигля – основна або нейтральна;

– конічний розливальний ківш місткістю 60…500 кг або стопорний ківш місткістю 500…1000кг;

– ложка для відбирання проб металу та шлаку з тигля печі й інші інструменти плавильника;

– вольфрам-ренієва (або інша з робочою температурою до 1800 ºС) термопара занурення із кварцовим наконечником і вторинним приладом для вимірювання температури металу в тиглі печі;

– пірометр оптичний ОППІР-017 (або іншої моделі) для вимірювання температури металу під час розливання його в ливарні форми;

– баддя для зважування шихти та завантаження її в піч за умови використання печі місткістю тигля понад 500 кг;

– ваги для зважування шихти Q = 500 ± 2кг;

– ваги для зважування присадок феросплавів Q = 10 ± 0,2кг;

4 ШИХТОВІ ТА ЛЕГУВАЛЬНІ МАТЕРІАЛИ

Для виплавляння чавунів, хімічний склад яких наведено в табл. Д.2.1, необхідно використовувати шихтові матеріали, які наведено в табл. Д.4.1.

Таблиця Д.4.1

Шихтові матеріали для виплавляння зносостійких хромомарганцевих чавунів

Індекс позиції	Найменування матеріалу	Нормативний документ	Марка	Масова частина елемента, %						
				основний елемент	вуглець	кремній	марганець	фосфор	сірка	інші елементи
								не більше		
1	Сталевий брухт	ДСТУ 4121-2002	А1, А2	–	0,30	0,35	0,60	0,04	0,05	-
2	Чавун переробний	ДСТУ 3133-95	ПЛ2	–	4,00…4,50	0,50…0,90	0,50…0,90	0,08	0,04	–
3	Ферохром	ДСТУ ГОСТ 4757:2009	ФХ025	не менше 68,0	0,25	0,8	–	0,04	0,03	–
			ФХ200		2,00	0,8	–	0,04	0,03	
4	Феромарганець	ГОСТ 4755-80	ФМн75	75,0	7,00	1,0	75,00	0,45	0,30	–
5	Алюміній	ГОСТ 295-98	АВ92	92,0	–	3,0-	–	–	–	3,0 Mg
6	Нікель первинний	ГОСТ 849-97	Н-1	99,3	0,05	0,01	–	–	–	–
7	Феротитан	ДСТУ 4761:2009	ФТи30	30,0	0,20	8,0	–	0,05	0,07	14,0 Al
8	Ферованадій	ГОСТ 27130-86	ФВд50У	50,0	0,30	2,0	0,20	0,10	0,10	–
9	Фероцерій	ТУ 48-4-280-91	МЦ50Ж3 (ФЦ-40)	45…50	–	–	–	–	–	20…30 La 10…15 Nd <15 Fe

Примітки: 1. До сталевого брухту відносять відходи низьковуглецевої або середньовуглецевої сталі (ливники, надливи, браковані виливки, деталі, виготовлені із цих сталей, які відпрацювали свій ресурс, тощо).

2. Обов’язковим є використання звороту власного виробництва. До звороту власного виробництва відносять браковані виливки із хромомарганцевих чавунів, ливникові системи, зливи, надливи тощо.

3. Компоненти шихти мають бути розділені на шматки, які відповідають розмірам робочого простору тигля, а їхня форма й розміри мають сприяти ефективному використанню об'єму плавильного простору, рівномірному прогріванню шихти, інтенсивному розплавленню й мінімальному угару основних компонентів сплаву.

4. Усі матеріали мають бути сухими й очищеними від пригару та інших неметалевих домішок.

5. Замість указаних марок фероцерію можуть бути використані інші лігатури, в яких рідкісноземельних металів має бути не менше 50%.

6. Допускається виплавляння чавунів у печах з кислою футеровкою за умови збільшення вмісту кремнію в розплаві не вище 1,0%.

Розраховування шихти необхідно виконувати за основними хімічними елементами – вуглецем, хромом, марганцем і кремнієм з урахуванням угару елементів, який наведено в табл. Д.4.2.

Таблиця Д.4.2

Угар хімічних елементів під час виплавляння хромомарганцевих зносостійких чавунів

Елемент	Угар хімічних елементів, %			
	індукційна піч		дугова піч	
	футеровка основна	футеровка кисла	футеровка основна	футеровка кисла
Хром	3…8	8…12	8…10	10…12
Марганець	10…15	15…20	20…50	20…30
Кремній	15…20	пригар 20…30	40…60	абсолютний пригар 0,5…1,0
Титан	25…35	50…60	35…50	40…60
Ванадій	20…30	25…35	30…40	35…45

Використання в складі шихти звороту власного виробництва хромомарганцевих чавунів слід обмежувати 30...35% від загальної маси металозавалки. Крім того, необхідно враховувати, що титан, ванадій та РЗМ, які вміщуються в звороті власного виробництва, повністю вигоряють за час плавлення шихти.

5 ПРИСАДКИ ДЛЯ ШЛАКОУТВОРЕННЯ

З метою інтенсифікації процесу плавлення, максимального зниження угару легувальних елементів, підвищення якості розплаву та металу у виливках під час виплавляння чавунів необхідно використовувати:

– плавиковий шпат марок ФК-92, ФГ-92, ФО-92 (ГОСТ 7618-83) із вмістом кремнезему не більше 5%;

– порошок магнезитовий і магнезитохромітовий ПМЭ-88, ПМИ-88, ПМИК-88 тощо (ТУ У 14-8-209-76) – для заправляння печі;

Усі шлакоутворювальні та заправні матеріали мають бути сухими (краще прожареними) перед використанням.

6 ПІДГОТОВКА ПЕЧІ ДО РОБОТИ

Підготовку печі й тигля та нагляд за ними здійснювати відповідно вимогам інструкції, що діє на підприємстві.

Примітка. Для виплавляння хромомарганцевих зносостійких чавунів обов’язковим є використання основної футеровки, яка складається з 70% хромомагнезиту та 30% магнезиту. Як зв’язувальний компонент використовувати рідке скло (М = 2,3…2,4; γ = 1,2…1,3 г/см^3) в кількості 4% від маси наповнювача.

7 ЗАВАНТАЖЕННЯ ШИХТИ В ПІЧ, ПЛАВЛЕННЯ Й ЛЕГУВАННЯ

Завантаження шихти, плавлення та легування металу необхідно здійснювати за такою послідовністю:

– на дно тигля з максимальною щільністю слід завантажувати ферохром і сталевий брухт у співвідношенні 1:1 з метою забезпечення електричного контакту між окремими шматками шихти;

– прогрівання й плавлення шихти здійснювати на максимальній потужності використовуваного устаткування;

– по мірі розплавлення шихти в піч додавати нові порції підігрітого сталевого брухту, ферохрому або звороту власного виробництва, при цьому необхідно стежити за тим, щоб шихта опускалася й не утворювала містки;

– після повного розплавлення шихти розплав під первинним шлаком (товщина шлаку має не перевищувати 5 мм) підігріти до температури 1550...1600 ºС;

– доведення металу до заданого хімічного складу, в тому числі й додавання феромарганцю, виконувати після одержання результатів першого хімічного аналізу розплаву на вуглець і хром.

Примітка. У разі низького вмісту хрому додати в тигель розраховану кількість ферохрому, а в разі підвищеного вмісту хрому – додати необхідну кількість низьковуглецевого сталевого брухту;

– після досягнення зазначеної температури з поверхні розплаву видалити первинний шлак і додати в тигель розраховану кількість підігрітого феромарганцю, а дзеркало металу покрити плавиковим шпатом для зменшення й стабілізації угару хімічних елементів;

– після розплавлення феромарганцю заміряти температуру металу (вона має бути в межах 1520…1550 ºС) і в разі достатньої температури розкиснити метал феросиліцієм та алюмінієм (з розрахунку 2 кг компонента на тонну розплаву);

– залежно від марки чавуну, що виплавляється, додати в тигель необхідну кількість підігрітого нікелю, феротитану, ферованадію або РЗМ, попередньо подрібнених до 20...40 мм залежно від місткості тигля печі. Закінчення розплавлення нікелю, феротитану, ферованадію чи РЗМ контролювати візуально (витримування металу в тиглі має не перевищувати 3…5 хв залежно від місткості тигля);

– після повного розплавлення присадок зняти з поверхні металу шлак і заміряти температуру розплаву, яка залежно від габаритних розмірів, товщини стінок і складності виливка має бути в межах 1520…1600 ºС.

Примітка. Нижня межа відноситься до виробництва простих товстостінних зносостійких виробів, верхня – до виробництва великогабаритних тонкостінних литих деталей.

9 ВИПУСКАННЯ ЧАВУНУ ІЗ ПЕЧІ

Випускання розплаву здійснювати в попередньо підігрітий до температури 700...750 ºС ківш для подальшого розливання металу в ливарні форми.

10 ЗАЛИВАННЯ ФОРМ ЧАВУНОМ І ВИБИВАННЯ ВИЛИВКІВ

Заливання форм виконувати швидко з метою зменшення інтенсивності вторинного окиснення розплаву, оскільки хром, титан і ванадій активно взаємодіють із киснем навколишнього середовища й утворюють оксиди, які погіршують властивості як розплаву, так і металу у виливках.

Заливання форм виконувати з висоти не більшої за 100 мм рівномірним струменем, при цьому не допускати його переривання.

Охолодження виливків у формах здійснювати за прийнятою в ливарному цеху технологією.

Вибивання виливків із форм виконувати після їх охолодження до температури 200…250 ºС, не допускаючи при цьому ударної дії на виливки.

Технологічну інструкцію розробили:
Ямшинський М.М. – к.т.н., доцент
Федоров Г.Є. – к.т.н., доцент

Додаток Е

НАЦІОНАЛЬНИЙ ТЕХНІЧНИЙ УНІВЕРСИТЕТ УКРАЇНИ

«КИЇВСЬКИЙ ПОЛІТЕХНІЧНИЙ ІНСТИТУТ ІМЕНІ ІГОРЯ СІКОРСЬКОГО»

Інженерно-фізичний факультет

Кафедра ливарного виробництва чорних і кольорових металів

ЗАТВЕРДЖУЮ

Декан інженерно-фізичного

факультету НТУУ «КПІ»

_____ проф. П.І.Лобода

_____2018 р.

ТЕХНОЛОГІЧНА ІНСТРУКЦІЯ

ВИПЛАВЛЯННЯ ЗНОСОСТІЙКИХ ХРОМОМАРГАНЦЕВИХ ЧАВУНІВ ДЛЯ РОБОТИ В ЕКСТРЕМАЛЬНИХ УМОВАХ В ДУГОВИХ ЕЛЕКТРОПЕЧАХ ТА ЇХ РОЗЛИВАННЯ

КИЇВ

2018

1 ПРИЗНАЧЕННЯ

Технологічна інструкція регламентує процеси виплавляння хромомарганцевих чавунів (надалі чавунів) у дугових електропечах з основною (нейтральною) футеровкою тигля з використанням сталевого й чавунного брухту, звороту власного виробництва та феросплавів і розливання їх у ливарні форми під час виготовлення литих деталей, які працюють в умовах інтенсивного абразивного або гідроабразивного зносу.

2 ХІМІЧНИЙ СКЛАД ЧАВУНІВ

Хімічний склад хромомарганцевих чавунів має відповідати значенням, які наведено в табл. Е.2.1.

Таблиця Е.2.1

Хімічний склад хромомарганцевих зносостійких чавунів

Індекс чавуну	Марка чавуну	Хімічний склад, %									
		C	Cr	Mn	Si	Ni	Ti	V	РЗМ	P	S
										не більше	
1	290Х19Г4	2,8…3,0	18,5…19,5	3,5…4,5	0,65…0,80	–	–	–	–	0,05	0,05
2	290Х19Г4Н1	2,8…3,0	18,5…19,5	3,5…4,5	0,65…0,80	0,80…1,20	–	–	–	0,05	0,05
3	290Х19Г4Т	2,8…3,0	18,5…19,5	3,5…4,5	0,65…0,80	–	0,20…0,50	–	–	0,05	0,05
4	290Х19Г4Ф	2,8…3,0	18,5…19,5	3,5…4,5	0,65…0,80	–	–	0,50…0,80	–	0,05	0,05
5	290Х19Г4ц	2,8…3,0	18,5…19,5	3,5…4,5	0,65…0,80	–	–	–	0,15…0,25	0,05	0,05

Допустимі відхилення масової частки компонентів чавунів від номінальної, %:

вуглець – ± 0,10;	хром – ± 0,5;	марганець – ± 0,2;
кремній – ± 0,10;	титан – ± 0,05;	ванадій – ± 0,05

Структура чавунів у литому стані – аустенітно-карбідна з різною кількістю карбідів хрому, марганцю, титану та ванадію залежно від марки чавуну. Розміри зерен у холодному зламі мають не перевищувати 0,8...1,2 мм за товщини стінки виливка понад 20 мм та 0,5...0,8 мм – за товщини стінки виливка до 20 мм.

3 УСТАТКОВАННЯ ТА ІНСТРУМЕНТИ

Для виплавляння хромомарганцевих чавунів використовувати таке устаткування та інструмент:

– дугові електропечі ДСП 3М або ДСП 6М з автоматичним керуванням процесу плавлення металу. Футеровка печей – основна або нейтральна;

– сталерозливальний ківш місткістю 4 або 8 т;

– ложка для відбирання проб металу із печі на хімічний аналіз;

– штанга із скребачкою для скочування шлаку та перевіряння стану розплавлення шихти;

– термопара ВР 5/20 з вторинним приладом для вимірювання температури металу в печі;

– пірометр оптичний ОППІР-017 (або іншої моделі) для вимірювання температури металу під час розливання його в ливарні форми;

– лопата совкова для завантажування в піч шлакоутворювальних матеріалів, феросплавів, окиснювачів, розкиснювачів металу та розріджувачів шлаку;

– ваги для зважування шихти Q = 8 т;

– ваги важільні для зважування феросплавів Q = 100 кг;

– баддя для дозування, транспортування та завантажування шихти в піч;

– стакани для відбирання проб металу та шлаку для визначення хімічного складу;

– металева форма для дослідження текучості шлаку.

4 ШИХТОВІ ТА ЛЕГУВАЛЬНІ МАТЕРІАЛИ

Для виплавляння чавунів, хімічний склад яких наведено в табл. Е.2.1, використовувати шихтові матеріали, що наведено в табл. Е.4.1. Обов'язковим є використання звороту власного виробництва – бракованих виливків із хромомарганцевих чавунів, ливників, надливів, зливів тощо.

Таблиця Е.4.1

Шихтові матеріали для виплавляння зносостійких хромомарганцевих чавунів

Індекс позиції	Найменування матеріалу	Нормативний документ	Марка	Масова частина елемента, %						
				основний елемент	вуглець	кремній	марганець	фосфор	сірка	інші елементи
								не більше		
1	Сталевий брухт	ДСТУ 4121-2002	А1, А2	–	0,30	0,35	0,60	0,04	0,05	-
2	Чавун переробний	ДСТУ 3133-95	ПЛ2	–	4,00…4,50	0,50…0,90	0,50…0,90	0,08	0,04	–
3	Ферохром	ДСТУ ГОСТ 4757:2009	ФХ025	не менше 68,0	0,25	0,8	–	0,04	0,03	–
			ФХ200		2,00	0,8	–	0,04	0,03	
4	Феромарганець	ГОСТ 4755-80	ФМн75	75,0	7,00	1,0	75,00	0,45	0,30	–
5	Алюміній	ГОСТ 295-98	АВ92	92,0	–	3,0-	–	–	–	3,0 Mg
6	Нікель первинний	ГОСТ 849-97	Н-1	99,3	0,05	0,01	–	–	–	–
7	Феротитан	ДСТУ 4761:2009	ФТи30	30,0	0,20	8,0	–	0,05	0,07	14,0 Al
8	Ферованадій	ГОСТ 27130-86	ФВд50У	50,0	0,30	2,0	0,20	0,10	0,10	–
9	Фероцерій	ТУ 48-4-280-91	МЦ50Ж3 (ФЦ-40)	45…50 Ce			5…7 Pr	–	–	20…30 La 10…15 Nd <15 Fe

Примітка. Зворот власного виробництва різних марок хромомарганцевих чавунів можна зберігати без розділення в тих самих засіках.

Компоненти шихти мають бути розділені на шматки відповідно до розмірів робочого простору печі, а їхня форма має сприяти ефективному використанню об'єму плавильного простору, інтенсивному прогріванню та розплавленню шихти й мінімальному угару основних компонентів сплаву.

Примітки: 1. До сталевого брухту відносять відходи низьковуглецевої або середньовуглецевої сталі (ливники, надливи, браковані виливки, деталі, виготовлені із цих сталей, які відпрацювали свій ресурс тощо).

2. Усі матеріали мають бути сухими й очищеними від пригару та інших неметалевих домішок.

3. Замість указаних марок фероцерію можуть бути використані інші лігатури, в яких рідкісноземельних металів має бути не менше 50%.

4. Допускається виплавляння чавунів у печах з кислою футеровкою за умови збільшення вмісту кремнію в розплаві не вище 1,0%.

Розраховування шихти необхідно виконувати за основними хімічними елементами – вуглецем, хромом, марганцем та кремнієм – з урахуванням угару елементів, наведеного в табл. Е.4.2.

Таблиця Е.4.2

Угар елементів під час виплавляння хромомарганцевих зносостійких чавунів у дугових електропечах з основною (нейтральною) футеровкою,%

Елемент	Із компонентів металозавалки		Із присадок, які додають у рідкий чавун	Компонент, який додають у розплав	Період додавання компонента
	виплавляння чавуну методом переплавлення	виплавляння чавуну з окисненням			
1	2	3	4	5	6
Вуглець	10…25	До заданого значення	15…25	Електродний бій	У період доведення розплаву до заданого складу
Кремній	40…60	90…100	5…15	Феросиліцій	У період розкиснення

1	2	3	4	5	6
Марганець	25…50	70…80	15…20	Феромарганець	Те саме
Хром	5…8	8…12	3…8	Ферохром	Після попереднього розкиснення
Нікель	0…2	0…3	0…2	Нікель	У шихту
Титан	80…90	95…100	30…50	Феротитан	Після розкиснення чавуну
Ванадій	55…70	92…98	25…35	Ферованадій	Те саме
Алюміній	100	100	40…50	Алюміній	Перед додаванням титану або ванадію в розплав
Фосфор	30…40	50…60	20…25	Домішки в компонентах шихти	–
Сірка	25…30	35…45	35…45		–

Примітки: 1. Використання в складі шихти звороту власного виробництва хромомарганцевих чавунів у разі виплавляння з окисненням слід обмежувати 30...35% від загальної маси металозавалки. Крім того необхідно враховувати, що титан, ванадій та церій, які вміщуються в звороті, повністю вигоряють за час плавлення шихти.

2. Для підвищення вмісту вуглецю в разі потреби в розплав доцільно додавати відповідну кількість електродного бою, переробного чавуну або чавунного брухту.

5 ПРИСАДКИ ДЛЯ ШЛАКОУТВОРЕННЯ ТА РЕМОНТУ ПЕЧЕЙ

З метою інтенсифікації процесу плавлення та максимального видалення фосфору й сірки з металу й підвищення якості металу у виливках слід використовувати таку неметалеву частину шихти:

– вапно випалене металургійне (ОСТ 14-16-165-85) – для наведення високоосновного шлаку;

– плавиковий шпат марок ФК – 92, ФГ – 92, ФО – 92 (ГОСТ 7618-83) з вмістом кремнезему не більше 5% – для розрідження шлаку;

– порошок магнезитовий ПМП-85, ПМК-88 тощо (ТУ У 14-8-209-76) – для заправляння печі (у разі виплавляння чавуну в печі з основною футеровкою);

Примітка. Усі шлакоутворювальні та заправні матеріали, що використовуються під час виплавляння хромомарганцевих чавунів, мають бути прожареними (сухими) перед застосуванням.

6 ЗАПРАВЛЯННЯ ПЕЧІ

Заправляння електродугової печі та нагляд за нею здійснювати відповідно до вимог діючої на підприємстві інструкції.

7 ЗАВАНТАЖУВАННЯ ШИХТИ В ПІЧ

Для інтенсифікації процесів шлакоутворення та з метою максимального видалення із розплаву фосфору та сірки до завантажування шихти на під печі необхідно подати суміш із вапна й плавикового шпату в співвідношенні 5:1 в кількості 1,5…2,0% від маси металозавалки. Металозавалка складається із брухту сталевого нелегованого або легованого хромом, чавунного брухту, звороту власного виробництва та ферохрому необхідної марки, дозованих відповідно до розрахунку для виплавляння з окисненням або переплавленням.

Під час завантажування шихти в піч необхідно забезпечувати таке розташування компонентів у робочому просторі: на під необхідно вкладати дрібний сталевий брухт (до 30% від загальної кількості брухту), потім важкі шматки сталевого брухту, зворот власного виробництва та ферохром, а зверху – середню шихту, залишки дрібного брухту та чавунний брухт.

Примітки: 1. У такій же послідовності здійснювати завантаження бадді.

2. Компоненти шихти в робочому просторі печі вкладати щільно, причому низьковуглецеві компоненти розташовувати ближче до центру печі, а ферохром – по периметру печі та перед робочим вікном.

8 ВИПЛАВЛЯННЯ ТА ЛЕГУВАННЯ ЧАВУНУ

Плавлення шихти протягом перших 10…15 хв здійснювати при роботі трансформатора на низькому ступені напруги, а після розплавлення центральної частини металозавалки переключити його на більш високу напругу. Для цього перемикач ступенів трансформатора встановити у відповідне положення.

Під час плавлення шихту з відкосів періодично зіштовхувати у ванну рідкого металу для запобігання утворення «мостів», при цьому необхідно вимикати трансформатор і піднімати електроди. Після повного розплавлення шихти й утворення високохромистого розплаву слід скочувати окиснювальний шлак, відібрати пробу металу на хімічний аналіз і навести новий високоосновний шлак, додаючи в піч суміш, що складається із вапна та плавикового шпату в співвідношенні 5:1 в кількості 10…20 кг на 1 т розплаву. Після розплавлення суміші метал має бути вкритий шаром рідкорухомого шлаку товщиною 15…20 мм.

Примітки: 1. Перевіряння повного розплавлення шихти виконувати спеціальною скребачкою, яку слід рухати подом печі. У разі появи перешкод руху скребачки продовжити процес плавлення й через деякий час повторити перевіряння.

2. Під час виплавляння чавунів з окисненням використовувати прийнятий в умовах даного виробництва технологічний процес плавлення високолегованих сплавів без легованого брухту та звороту власного виробництва.

Доведення металу до заданого хімічного складу виконувати після отримання результатів хімічного аналізу.

Примітки: 1. У разі низького вмісту хрому додатково додати в розплав розрахункову кількість ферохрому.

2. У разі високого вмісту хрому додати в піч необхідну кількість низьковуглецевого сталевого брухту.

3. У разі необхідності метал навуглецьовувати електродним боєм, сухим коксом або опусканням електродів у розплав на певний час.

Після досягнення температури 1530…1550 ºС додати в піч розраховану кількість підігрітого феромарганцю. Після розплавлення феромарганцю заміряти температуру металу (вона має бути в межах 1520…1550 ºС) і в разі достатньої температури розкиснити метал феросиліцієм та алюмінієм (з розрахунку 2 кг кожного компонента на тонну розплаву).

Залежно від марки чавуну, що виплавляється, додати в тигель необхідну кількість підігрітих феротитану або ферованадію, попередньо подрібнених до 40…60 мм залежно від місткості печі. Закінчення розплавлення нікелю, фероти-

тану чи феровaнадію контролювати візуально (витримування металу в печі має не перевищувати 4…6 хв залежно від місткості печі).

Примітка. Нікель можна додавати з шихтою або в будь-який період плавки.

Після повного розплавлення присадок зняти з поверхні металу шлак і заміряти температуру розплаву, яка залежно від габаритних розмірів, товщини стінок і складності виливків має бути в межах 1520…1600 ºС.

Примітка. Нижня межа відноситься до виробництва простих товстостінних виливків, верхня – до виробництва великогабаритних тонкостінних заготовок.

9 ВИПУСКАННЯ ЧАВУНУ ІЗ ПЕЧІ

Випускання розплаву здійснювати в чистий, висушений та підігрітий до 700…750 °С ківш через добре оброблений випускний отвір печі. Температура металу має бути в межах 1540…1600 °С за оптичним пірометром.

У разі виплавляння чавуну з використанням РЗМ після заповнення ковша металом на 1/3 висоти під його струмінь за допомогою металевого прута додати розраховану кількість фероцерію, загорнутого в алюмінієву фольгу.

Фероцерій попередньо підігріти на порозі печі для видалення з поверхні парафіну, але обережно, оскільки він може загорятися за порівняно невисоких температур.

Примітка. Оброблення розплаву фероцерієм супроводжується піроефектом, тому цю операцію необхідно здійснювати з чітким виконанням правил безпеки.

10 РОЗЛИВАННЯ ЧАВУНУ

Розливання чавуну в ливарні форми здійснювати швидко, оскільки хром, титан і ванадій піддаються інтенсивному вторинному окисненню й утворюють великі оксиди, які погіршують властивості розплаву та металу у виливках.

Заливання форм виконувати з висоти не більшої за 100 мм рівномірним струменем, не допускаючи його переривання. Температура розплаву коригується залежно від технологічних особливостей конкретного виливка.

11 ТЕХНІКА БЕЗПЕКИ

Сталевар, підручний та ковшовий повинні мати справні інструменти та пристрої, які використовують під час плавлення та розливання, й засоби захисту від тепловипромінювання (окуляри, головні убори, рукавиці, куртки, штани).

Не допускаються до роботи особи, які не пройшли спеціального навчання та атестацію, а також особи, що не мають 18-и літнього віку.

Сталевар, підручний і ковшовий мають бути навчені суміжній професії стропальника та допускатися до роботи тільки після вивчення правил безпеки під час експлуатації вантажопідйомних механізмів.

У роботі необхідно керуватися правилами технічної експлуатації та безпеки обслуговування електроустаткування промислових підприємств.

Завантаження шихти, перемішування розплаву, зняття шлаку та відбирання проб здійснювати тільки за вимкненої напруги.

Технологічну інструкцію розробили:
Ямшинський М.М. – к.т.н. доцент
Федоров Г.Є. – к.т.н. доцент

Додаток Ж

Методики визначення властивостей жаростійких хромоалюмінієвих сталей

Ж.1 Методики визначення ливарних властивостей сплавів на основі заліза

Для виробництва високоякісних литих заготовок необхідно досконало знати ливарні властивості сплавів, з яких їх виготовляють: рідкоплинність, лінійну та об'ємну усадки, тріщиностійкість, схильність до плівкоутворення тощо. Використані методики визначення цих властивостей мають забезпечувати високу достовірність результатів досліджень, за якими можна було б розробити методологію комп'ютерного прогнозування властивостей розплаву за хімічним складом без використання приладів і пристроїв різного призначення.

Рідкоплинність сплаву є основною властивістю розплаву, від якої залежить геометрична точність виливка, тому для вибору методики необхідно чітко знати природу розплаву. Єдиної думки щодо особливостей цієї властивості в технічній літературі немає. Наприклад, автори робіт [153, 154] розглядають рідкоплинність не як здатність сплаву текти під дією сили тяжіння в умовах теплообміну з формою, температура якої нижча температури сплаву, а як здатність металів і сплавів заповнювати порожнину ливарної форми, відтворюючи всі її обриси, та підживлювати виливок під час його кристалізації [155]. У роботах [156, 157] відзначається, що рідкотекучість залежить від теплових факторів форми та фізичних властивостей сплавів. Це підтверджено практикою ливарного виробництва.

Для визначення рідкотекучості сплавів існує декілька видів проб (прямі та циліндричні бруски різного перерізу, голчаста [1,11] та комплексна проби з U – подібним каналом [153] тощо). Але кожна проба має ряд недоліків, які не дають можливості вивчити достовірно поведінку рідкого металу під час заповнення ним форми. Більшість дослідників [157, 158, 159] вважають, що спіраль Керрі залишається найкращою пробою для визначення рідкоплинності сплавів на основі заліза як в умовах виробництва, так і під час проведення дослідних робіт.

У нашій роботі як пробу для визначення рідкотекучості сплавів обрано спіраль трапецієподібного перерізу відповідно ГОСТ 16438-70 [160]. Ливарну форму для заливання спіралі показано на рис. Ж.1.1. Для забезпечення стабільних умов заповнення форми металом у кожному досліді застосовували ливникові чаші спеціальної конструкції (див. рис. Ж.1.1). Маса металу, який заповнює чашу, складає 5,5 кг. Метал до порожнини форми підводили від периферії до центру спіралі.

Ливникова чаша *1* оснащена перегородкою *2* у вигляді клина, яка монтується жорстко на звареному каркасі *3*. Перегородка відокремлює ливниковий хід від металоприймача чаші й піднімається електромагнітом *4* тільки тоді, коли металоприймач заповнюється розплавом до розрахункового рівня й установлюється необхідна температура. Упор *5* обмежує рух штанги електромагніта, чим забезпечує сталу висоту щілини між порогом металоприймача та перегородкою, яка дорівнює 20 мм, і створює в кожному досліді однакові умови заповнення форми металом із сталими металостатичним напором і температурою.

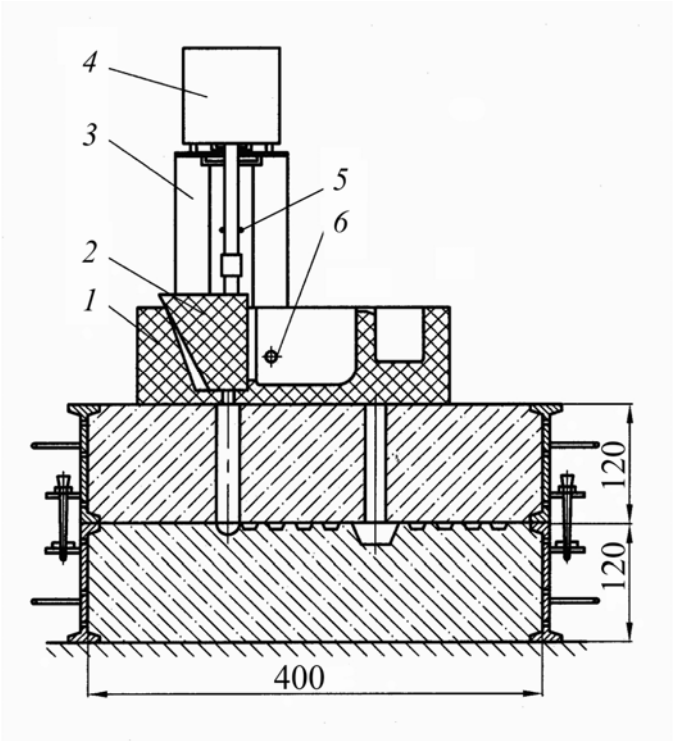


Рис. Ж.1.1. Ливарна форма для визначення рідкотекучості сплавів на основі заліза: *1* – ливникова чаша; *2* – перегородка; *3* – зварний каркас; *4* – електромагніт; *5* – упор; *6* – термопара ВР 5/20

Температуру металу в чаші вимірювали вольфрам-ренієвою термопарою *6* з кварцовим наконечником та електронним потенціометром ЕПП-09-3М.

Під час використання 5-и міліметрового кварцового наконечника з товщиною стінки 0,5 мм максимальне значення температури фіксується за 5…8 с після

початку заливання металу в металоприймач чаші, а прилад забезпечує показання та записування температури через 1,18…3,38 с. Методика дає можливість зафіксувати виміри з відносною похибкою, яка не перевищує 6%.

Лінійна усадка. У технічній літературі описано методики визначення лінійної усадки сплавів з використанням механічних, тензометричних, реостатних, індукційних, диференційно-трансформаторних та інших датчиків і приладів різної конструкції для записування результатів [161…165]. Проте багато з них дуже складні [163, 165, 166] й не відтворюють реальну поведінку металу під час його охолодження. На жаль, єдиної методики визначення лінійної усадки не існує, що значно утруднює порівняння результатів досліджень різних авторів.

Використовувана в цій роботі методика визначення лінійної усадки розроблена співробітниками кафедри ливарного виробництва чорних і кольорових металів НТУУ «КПІ». В основу методики покладені перетворення лінійних змін зразка під час його усадки в пропорційну зміну електричної напруги за допомогою потенціометричного датчика лінійних переміщень. Напруга, одержувана на виході з датчика *7* (рис. Ж.1.2), змінюється під час переміщування його рухомої траверси, механічно зв'язаної за допомогою тяги *6* та рухомого стрижня *5* з одним із кінців зразка, що заливається у форму *2*. Другий кінець зразка закріплений стрижнем *3*.

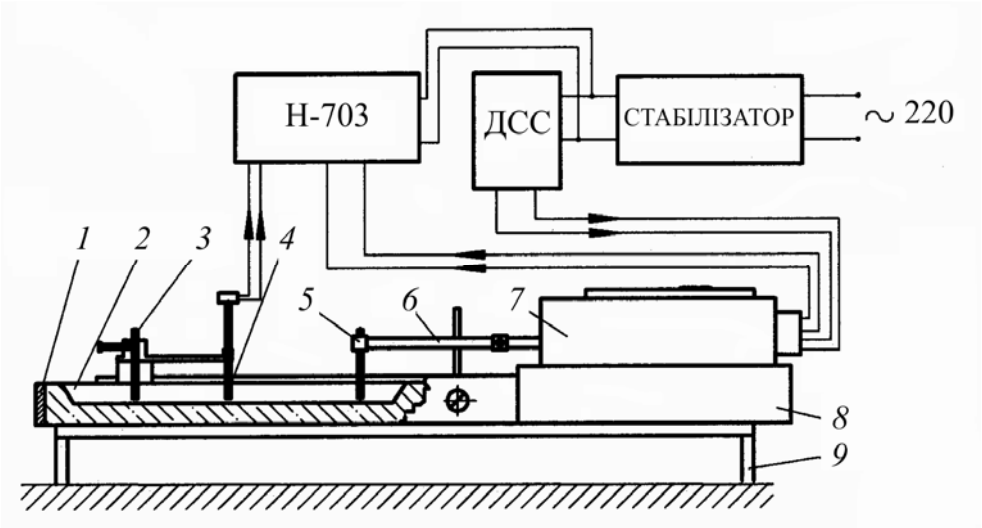


Рис. Ж.1.2. Прилад для визначення лінійної усадки сплавів на основі заліза: *1* – опока; *2* – форма для зразка; *3* – нерухомий стрижень; *4* – термопара ВР 5/20; *5* – рухомий стрижень; *6* – тяга алундова; *7* – датчик; *8* – корпус литий; *9* – підставка

Усі частини приладу змонтовані на литому корпусі *8*, який установлюється на жорстку підставку *9*. Вимірювання температури зразка здійснювали за допомогою вольфрам-ренієвої термопари ВР 5/20 *4*, прикріпленої до гнучкої штанги, яка змонтована на литому корпусі *8*.

Сигнал від датчика записується на діаграмі потенціометричного двокоординатного самописця Н–703 у функціональній залежності $\varepsilon = f(t\ ^{\circ}C)$. Датчик живиться постійним струмом від джерела стабілізованого живлення напругою 1,2 В.

Визначення лінійної усадки здійснювали на призматичних зразках розмірами 200×25×30 мм, які виготовляли в піщано-глинястих формах.

Тарувальний графік датчика лінійних переміщень для приладу Н–703 показано на рис. Ж.1.3, а термопари ВР 5/20 – на рис. Ж.1.4.

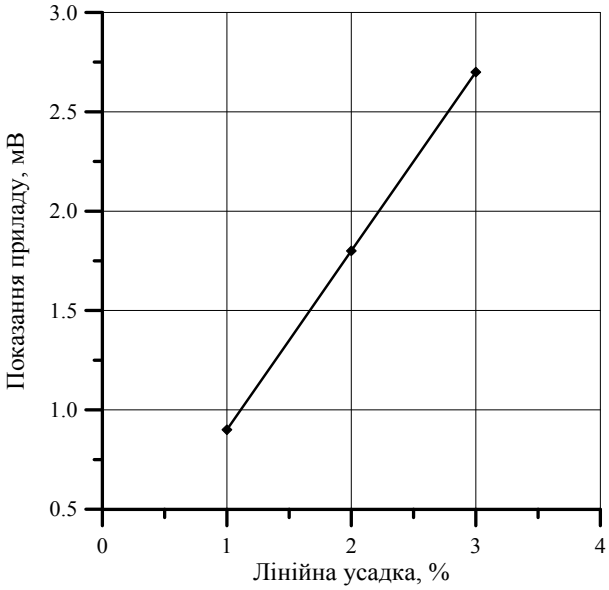


Рис. Ж.1.3. Тарувальний графік Потенціометричного датчика лінійних переміщень

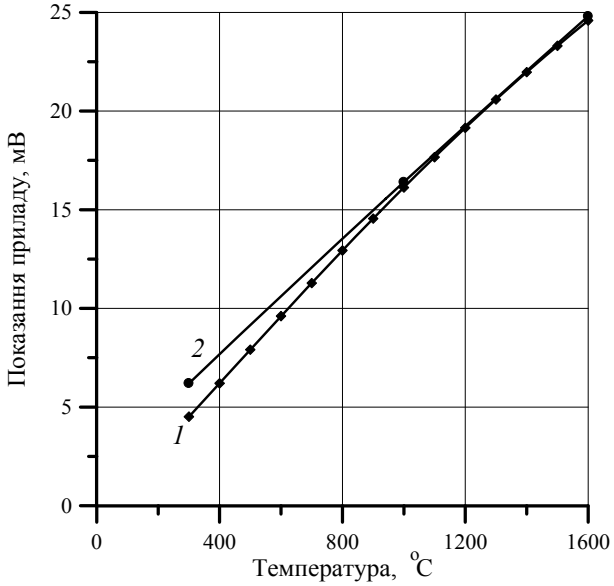


Рис. Ж.1.4. Тарувальний графік термопари ВР 5/20: *1* – градуювальна характеристика за паспортом;

2 – реальна градуювальна залежність

Відносна похибка експериментальних даних під час визначення лінійної усадки сплавів на основі заліза за використання такої методики складає $\pm$ 3%.

Об'ємна усадка. Визначення об'ємної усадки металів і сплавів має певні утруднення. Існує декілька методик визначення об'ємної усадки [167…170]. Деякі з цих методів дуже складні, інші не мають достатньої точності визначення скла-

дових усадки, а тому не дають повного уявлення щодо її достовірного значення для реальних сплавів. У цій роботі об’ємну усадку сплавів визначали за удосконаленою нами методикою Оліверуса-Вацулика [170], яка дає можливість виконувати диференційований аналіз усадкових явищ у сплаві з високою точністю об’ємних вимірів.

Металом кожної плавки заливали три проби, які мають форму зрізаного конуса об’ємом 80 см^3 кожна, без підживлення їх рідким металом під час твердження. У таких зразках повною мірою розвиваються усадкові процеси, які призводять до утворення усадкових дефектів. Одночасно в цій же формі виготовляли зразок-еталон, який підживлювався рідким металом під час кристалізації з потужного надливу (рис. Ж.1.5).

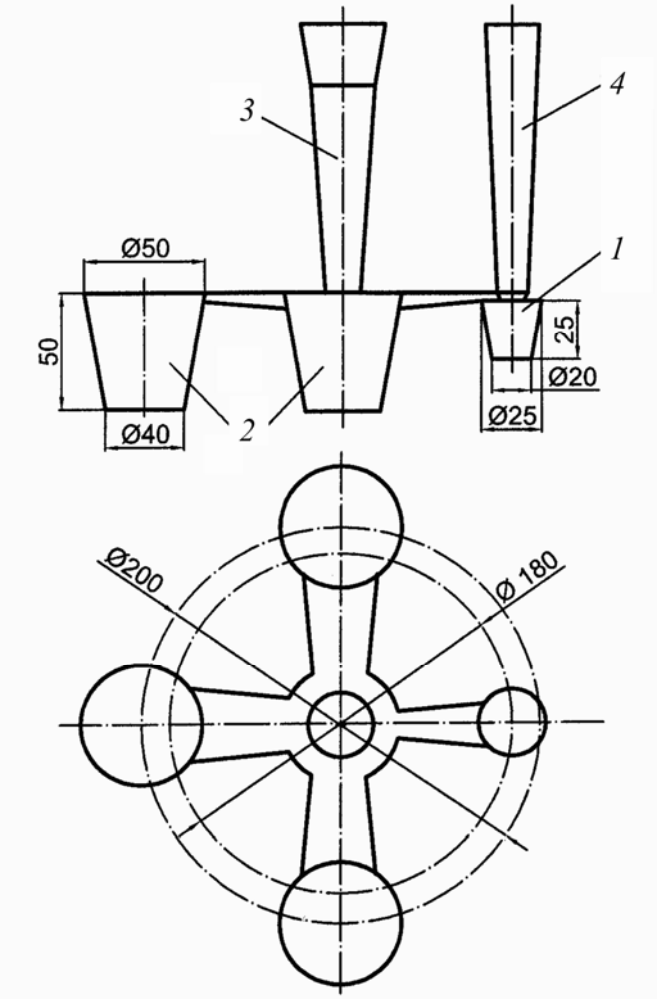


Рис. Ж.1.5. Блок проб для визначення об’ємної усадки сплавів на основі заліза: *1* – зразок-еталон; *2* – проби; *3* – стояк; *4* – надлив

Сталість розмірів зразків та еталона досягали використанням спеціальних стаканів, виготовлених із рідкоскляної суміші за металевою оснасткою, яка дає можливість стабілізувати розміри живильників, проб та еталона.

Для відокремлення надлива від зразка-еталона використовували роздільне кільце, виготовлене із рідкоскляної суміші. Для усунення пригару стакани усередині фарбували протипригарною фарбою на основі дистенсиліманіту. Ливарну форму в складеному вигляді для виготовлення зразків показано на рис. Ж.1.6.

Проби перед визначенням об'єму очищали від залишків суміші, а поверхню зразка-еталона після відокремлення від надливу обробляли на токарному верстаті.

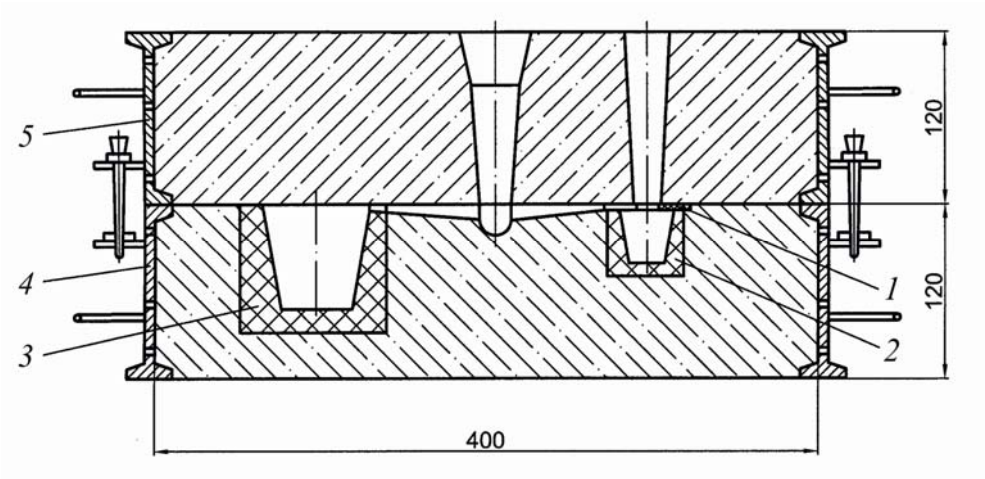


Рис. Ж.1.6. Форма для виготовлення проб і зразка-еталона:
1 – роздільне кільце; *2* – стакан для зразка-еталона; *3* – стакан для проби;
4, 5 – опоки

Оскільки визначення об'ємів зразків звичайним математичним методом не дає достовірних результатів через недостатньо чітку їх геометрію, а використання для цього мірних циліндрів недоцільне через суттєву похибку, яка вноситься ціною поділки за діаметра циліндра понад 50 мм, нами спроектовано та виготовлено спеціальний прилад, який дає можливість вимірювати об'єм проби з точністю до 0,1 см^3 (рис. Ж.1.7). Перед визначенням об'єму проби верхню її частину з боку утяжини (або відкритої усадкової раковини) заклеювали калькою та покривали тонким шаром парафіну, щоб уникнути похибки під час визначення усадкових

дефектів. Зважування проб здійснювали на електричних терезах марки ВЛКТ-2 з точністю до 0,1 г. Відносна похибка визначення густини не перебільшувала 0,1%.

Об'ємну усадку, ε_V, визначали за формулою:

$$\varepsilon_V = \frac{V_{\text{р}} - V_{\text{тв}}}{V_{\text{р}}} \cdot 100\% \qquad (Ж.1.1)$$

де $V_{\text{р.п}}$ – об'єм рідкої проби після заливання, який дорівнює 80 см³;

$V_{\text{тв}}$ – об'єм твердої проби за кімнатної температури, см³

Відомо [16], що повна об'ємна усадка, $\varepsilon_{V_{\text{пов}}}$, дорівнює сумі усадок у рідкому стані, $\varepsilon_{\text{р}}$, під час кристалізації, $\varepsilon_{\text{к}}$, та у твердому стані, $\varepsilon_{\text{т}}$:

$$\varepsilon_{V_{\text{пов}}} = \varepsilon_{\text{р}} + \varepsilon_{\text{к}} + \varepsilon_{\text{т}} \qquad (Ж.1.2)$$

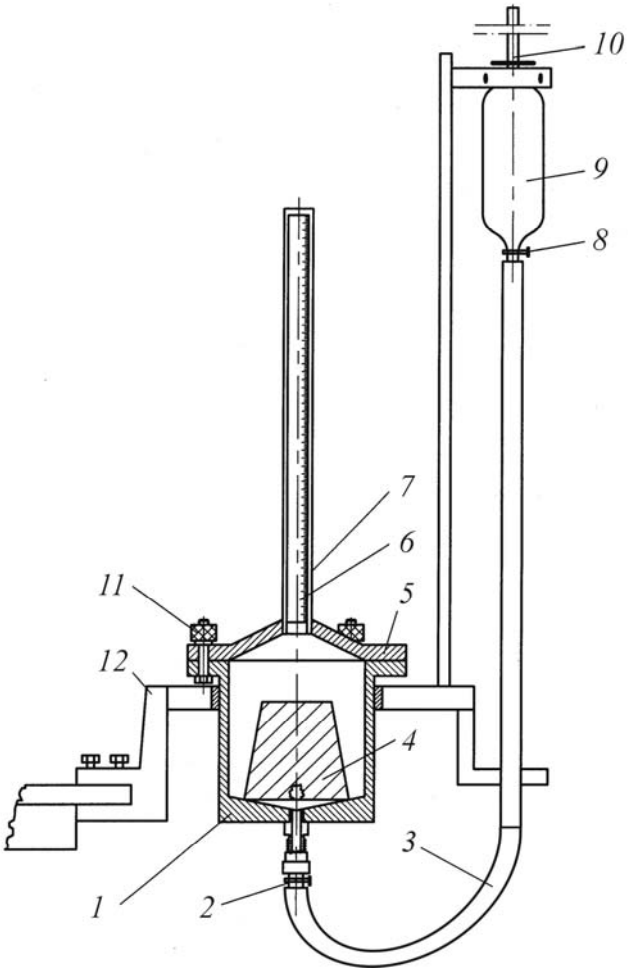


Рис. Ж.1.7. Прилад для визначення об'єму проби: *1* – корпус; *2* – кран; *3* – гумовий шланг; *4* – проба (умовно показано в розрізі); *5* – кришка; *6* – вимірювальна бюретка; *7* – захисний кожух; *8* – кран; *9* – скляна посудина; *10* – трубка; *11* – гвинтові затискувачі; *12* – зварний каркас для кріплення приладу до стола

Повну об'ємну усадку сталей розраховували як результат сумарної дії перерахованих усадок, виходячи з об'єму проби в рідкому стані, $V_{\text{р.п}}$, та приведеного

квазіоб'єму твердого зразка, $V_{пр}$, визначеного на підставі фактичної маси проби та густини металу зразка-еталона:

$$V_{пр} = \frac{G_{пр}}{\gamma_{ет}} \qquad (Ж.1.3)$$

Отже, повну об'ємну усадку розраховували за формулою:

$$\varepsilon_{V пов} = \frac{V_{мод} - V_{пр}}{V_{мод}} \cdot 100\% \qquad (Ж.1.4)$$

Сумарний об'єм пор і раковин, $V_{п.р}$, визначали за різницею фактичного об'єму проби, $V_{тв}$, та приведеного квазіоб'єму твердого зразка, $V_{пр}$:

$$V_{п\,р.} = V_{тв} - V_{пр} = V_{тв} - \frac{G_{пр}}{\gamma_{ет}}, \qquad (Ж.1.5)$$

де $V_{тв}$ – фактичний об'єм проби, визначений за допомогою приладу, см³;

$G_{пр}$ – маса проби, г;

$\gamma_{ет}$ – густина металу зразка-еталона, г/см³

Відносний об'єм пор і роковин у пробі визначали за формулою:

$$V_{від.п.р.} = \frac{V_{тв} - \frac{G_{пр}}{\gamma_{ет}}}{V_{тв}} \cdot 100 = \left(1 - \frac{\gamma_{пр}}{\gamma_{ет}}\right) \cdot 100\%, \qquad (Ж.1.6)$$

де $V_{від..п.р}$ – відносний об'єм пор і раковин, %;

$\gamma_{пр}$ – середня густина металу проби, г/см³

Об'єм усадкової раковини, $V_р$, визначали за об'ємом гасу, залитого в неї через просвердлений отвір діаметром 3 мм. Під час свердлення отвору (у випадку, коли раковина закрита) стружка залишається під калькою.

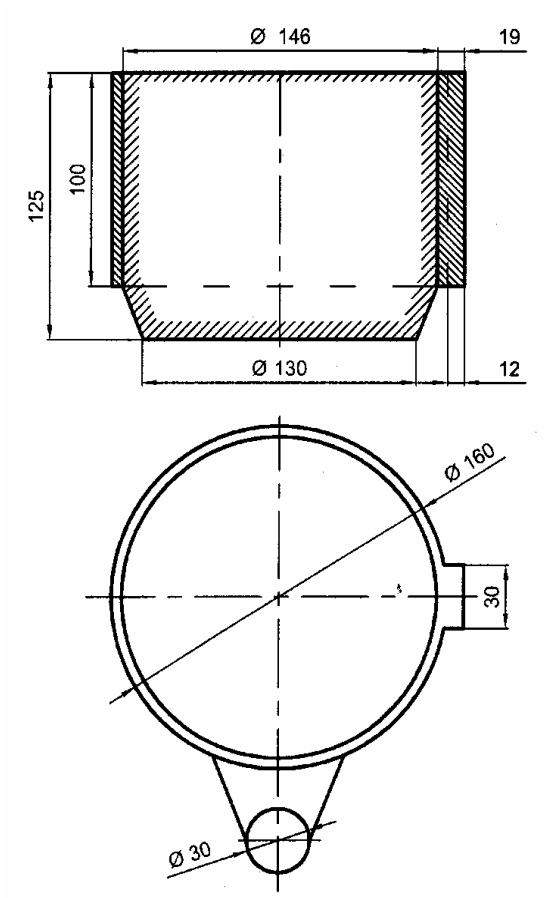
Об'єм пор, $V_п$, визначали як різницю між загальним об'ємом пор і раковин, $V_{п.р}$, та об'ємом усадкової раковини, $V_р$:

$$V_п = V_{п.р} - V_р \qquad (Ж.1.7)$$

Тріщиностійкість. Більшість методик, які запропоновані для визначення тріщиностійкості сплавів [171…175], засновані на накопиченні в дослідних зразках критичних усадкових напружень, які призводять до утворення гарячих трі-

щин. Залишається здійснити тільки кількісну оцінку цих напружень. Проте, як показали результати апробації таких методик попередніми дослідниками кафедри ливарного виробництва чорних і кольорових металів НТУУ «КПІ», вони не дають достовірних результатів під час вивчення тріщиностійкості високолегованих сплавів.

Нами використана вдосконалена технологічна циліндрична проба, запропонована раніше для визначення тріщиностійкості вуглецевих сталей фізико-технологічним інститутом металів і сплавів, але має зменшені розміри, що дуже важливо під час виплавляння експериментальних сплавів у малих кількостях. На відміну від відомої проби, підведення металу здійснювали не трьома живильниками, а одним, що досить важливо для сплавів, схильних до плівкоутворення. Крім того метал підводили прямо в тіло виливка, а не в термічний вузол. Така технологічна проба (рис. Ж.1.8) дає можливість одержувати результати з високою достовірністю.



Оцінку тріщиностійкості сталей здійснювали за площею тріщини, яка утворювалася на технологічній пробі в місці розташування термічного вузла. Підготовлену відповідним чином поверхню проби (в місці утворення тріщини) змащували чорним чорнилом і притискували до досліджуваної поверхні масштабно-координатний папір. Площу тріщини визначали за її відбитком на масштабно-координатному папері.

Рис. Ж.1.8. Технологічна проба для визначення тріщиностійкості високолегованих сплавів на основі заліза

Схильність сплавів до плівкоутворення. Для дослідження схильності сплавів з високим вмістом хрому, алюмінію, титану до плівкоутворення використано вдосконалену нами методику, запропоновану в роботі [79]. Проба має зменшені розміри й, на відміну від відомої, підведення металу здійснюється трьома живильниками в ребра проби, а не в тіло виливка (рис. Ж.1.9).

Така технологія достовірніше відтворює схильність високолегованих сплавів до плівкоутворення. Оцінкою схильності сплавів до плівкоутворення слугує визначена на зразку сумарна довжина спайок.

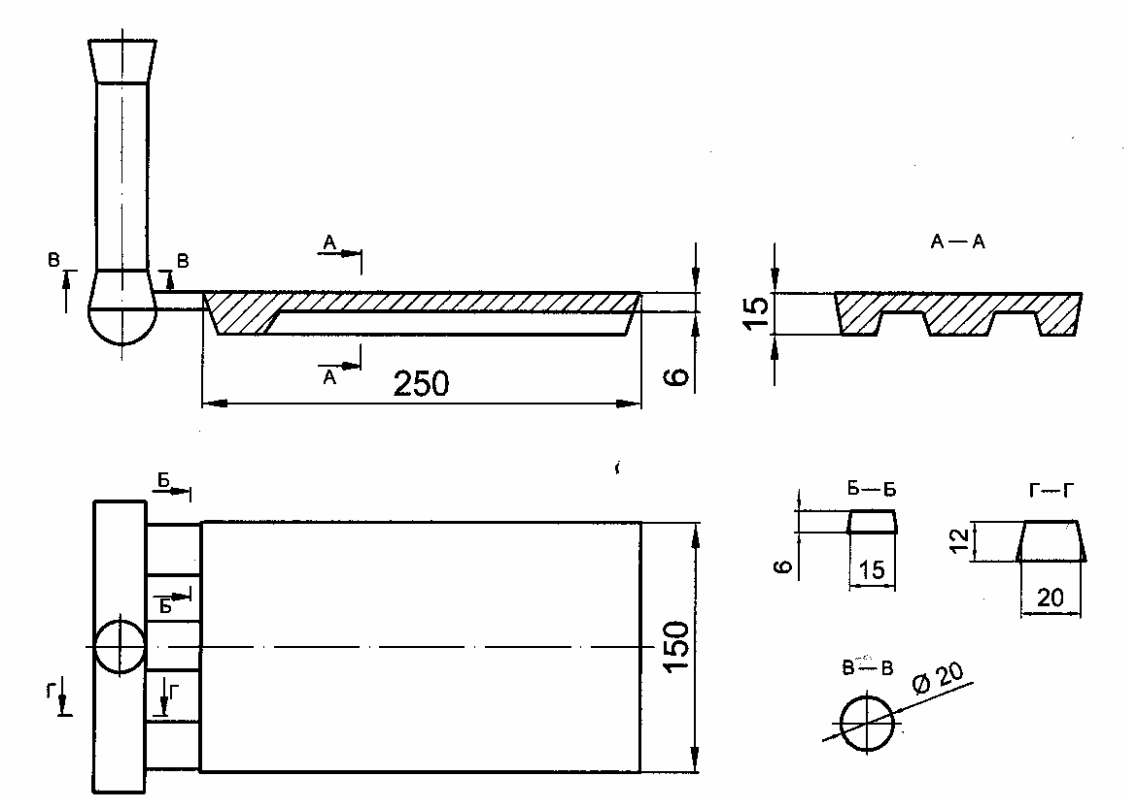


Рис. Ж.1.9. Технологічна проба для визначення схильності високолегованих сплавів на основі заліза до плівкоутворення

Для достовірної оцінки цієї важливої для сталей з високим вмістом хрому та алюмінію характеристики використовували три зразки з усередненням одержаних результатів.

Ж.2 Методики визначення механічних властивостей сплавів на основі заліза

Практикою установлено, що на властивості литого металу великий вплив справляє ливарна кірка з дрібнозернинною структурою, яку здебільшого відокремлюють від виливка під час його механічного оброблення.

Зразки, вирізані з масивних «треф», клинів або з самого виливка, не відображають конкретної конструктивної міцності металу в цілому, а характеризують лише його властивості в окремих частинах виробу [176…179]. Зрозуміло, що властивості проби мають бути порівнянні з властивостями металу у виливках, які контролюються. Оскільки в роботі визначали механічні властивості сплавів, які використовують для виготовлення тонкостінних виливків, нами спроектовано та виготовлено металеву модельну оснастку (рис. Ж.2.1), яка дає можливість отримувати в одній формі чотири литих зразки з геометрією, регламентованою вимогами ГОСТ 1497-84 (Металлы. Методы испытаний на растяжение). Перевагою цієї технології є простота виготовлення форм та невелика їх металомісткість.

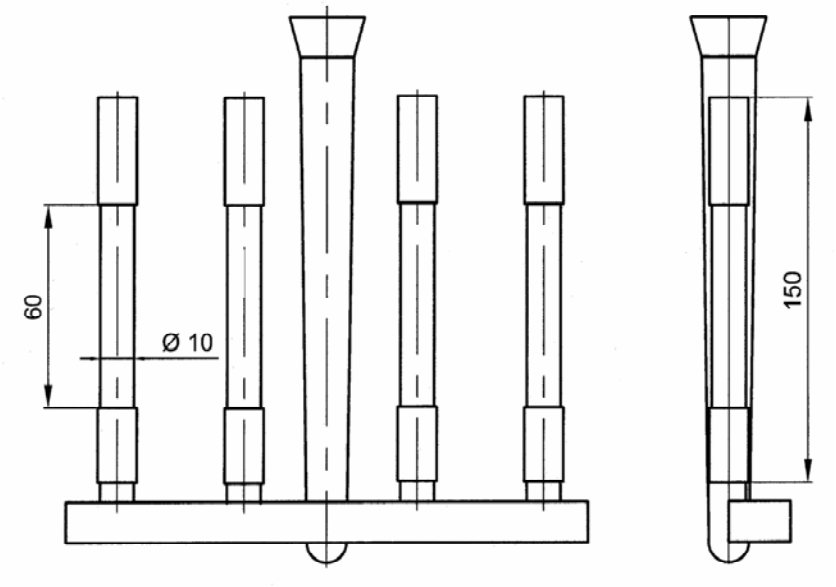


Рис. Ж.2.1. Оснастка для виготовлення розривних зразків

Заливання форм здійснювали вертикально, сифоном. Невеликі надливи у верхній частині зразків забезпечують високоякісний метал по всій їх довжині. Металографічними дослідженнями підтверджено – осьова поруватість відсутня.

Ж.3 Методики визначення спеціальних властивостей сплавів

Для оцінки жаростійкості хромоалюмінієвих сталей за високих температур використовували результати досліджень кінетики окиснення в перегрітому повітрі (рис. Ж.3.1) та окалиностійкості в різних агресивних середовищах (рис. Ж.3.2).

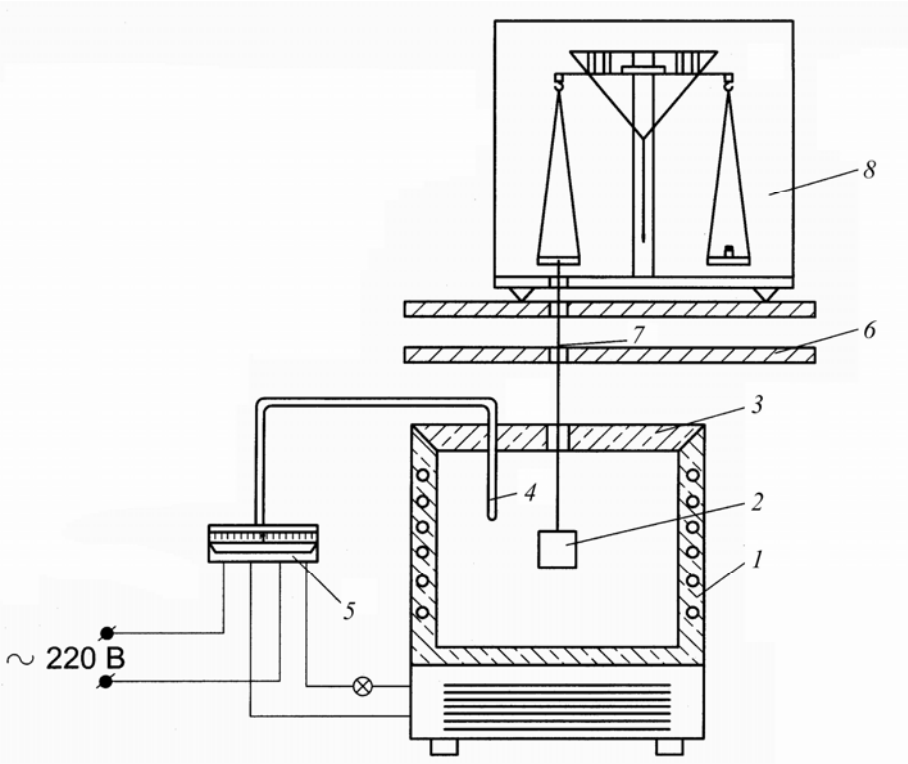


Рис. Ж.3.1. Схема установки для дослідження кінетики окиснення металу методом безперервного зважування: *1* – шахтна піч ШП-1; *2* – алундовий човник із зразком; *3* – кришка печі з отвором; *4* – теплоізоляційний екран; *5* – платиновий дріт; *6* – аналітичні терези АДВ-200; *7* – термопара ТПП; 8 – електронне реле для підтримування температури;

Установку для визначення окалиностійкості змонтовано на базі трубчастої силітової печі *1*, в алундовій трубі *2* якої розташовували човники із зразками досліджуваних сталей. З метою стабілізування температурного режиму в робочій зоні установка оснащена підігрівачем *3*, в якому відбувається підігрівання газової суміші перед її подаванням у реакційну зону.

Дозування та вимірювання витрат компонентів газової суміші здійснювали ротаметрами та змішувачами *4* через голчасті крани. Необхідний розрахунковий потік повітря створюється компресором *6* з ресивером *7*. Установка забезпечена

блоками *5* та *9* для контролю й управляння роботою печі, підігрівача та компресора. Швидкість газового потоку в робочій зоні печі складає 0,025 м/с.

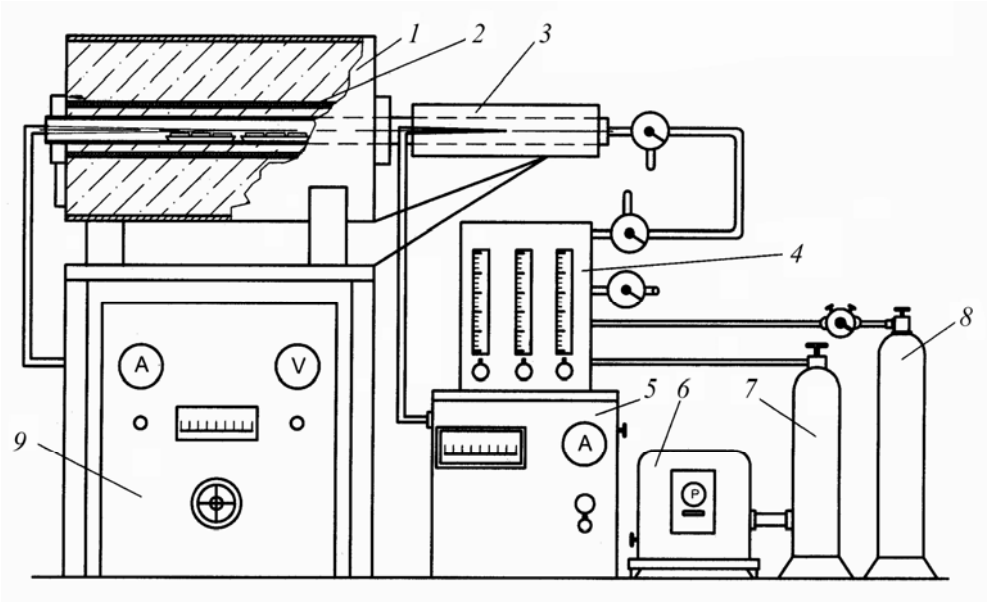


Рис. Ж.3.2. Схема установки для визначення окалиностійкості сталей у газових середовищах: *1* – трубчаста силітова піч; *2* – алундова труба; *3* – підігрівач газової суміші; *4* – блок ротаметрів із змішувачами; *5* – блок управляння роботою підігрівача та компресора; *6* – компресор; *7* – ресивер; *8* – балон з CO_2; *9* – блок управляння роботою печі

За різницею маси зразка до та після випробовування визначали приріст маси ΔP, за якою, з урахуванням площі поверхні зразка, розраховували питоме збільшення маси q, яке є характеристикою окалиностійкості сталей, за формулою:

$$q = \frac{\Delta P}{\tau \cdot S}, \qquad (Ж.3.1)$$

де ΔP – різниця маси зразка до та після випробовування, г;

τ – час витримування зразка за температури випробовування, год;

S – площа поверхні зразка, м^2

Систему пристроїв для підготування та подавання газової суміші в піч показано на рис. Ж.3.3. Для отримання пароповітряної суміші використовували спеціальний генератор водяної пари, зволоження повітря в якому відбувається внаслідок пропускання його частини над дзеркалом води з визначеною (90 $\pm$ 3 °С) температурою (рис. Ж.3.4).

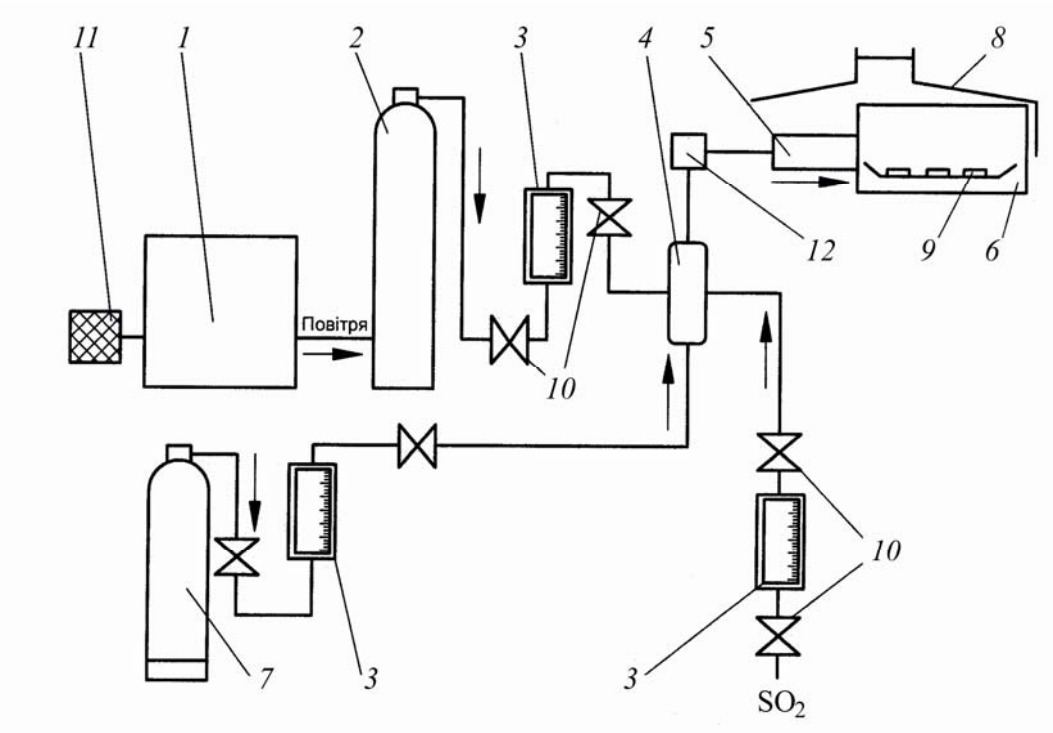


Рис. Ж.3.3. Система пристроїв для підготування та подавання газової суміші в установку для визначення окалиностійкості: *1* – компресор; *2* – ресивер; *3* – ротаметри; *4* – крани; *5* – змішувач; *6* – установка для зволожування газової суміші; *7* – підігрівач газової суміші; *8* – витяжний зонд; 9 – трубчаста піч; *10* – зразки, що випробовуються; *11* – балон з CO_2; *12* – фільтр;

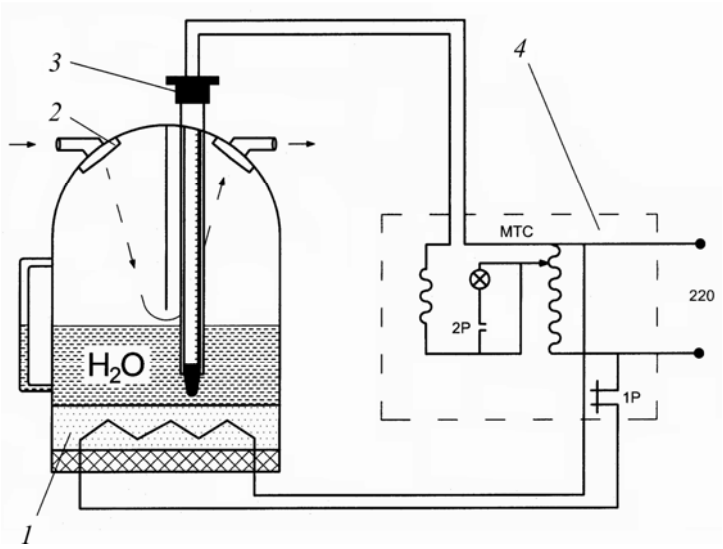


Рис. Ж.3.4. Схема установки для зволожування газової суміші: *1* – підігрівач; *2* – ємкість з водою; *3* – контактний термометр; *4* – блок для регулювання температури

Ж.4 Дослідження процесів термомеханічного оброблення жаростійких сталей осаджуванням нагрітих зразків

Установку для дослідження процесів термомеханічного оброблення сталей осаджуванням зразків показано на рис. Ж.4.1.

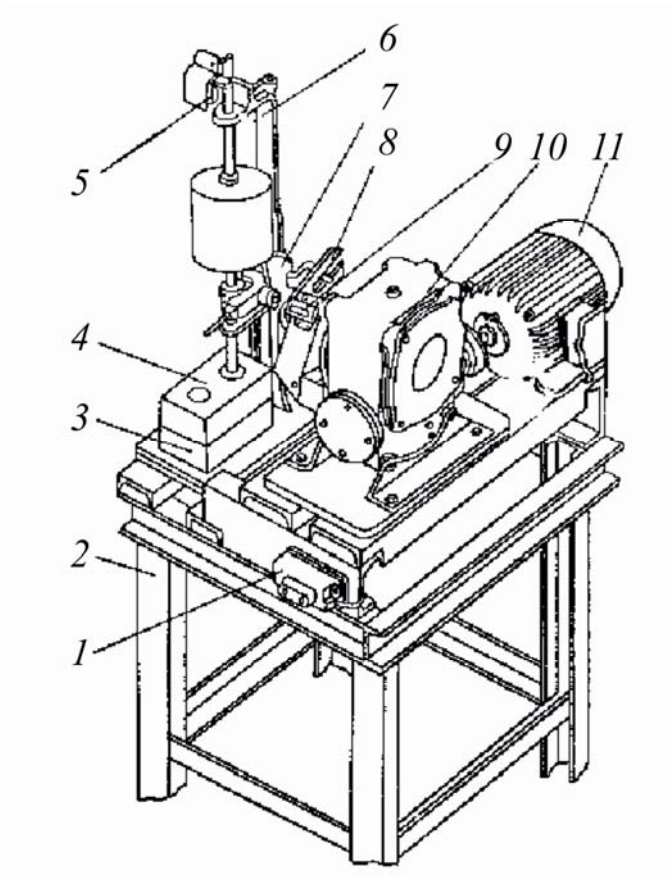


Рис. Ж.4.1. Установка для визначення параметрів термомеханічного оброблення зразків осаджуванням: *1* кнопки управляння; *2* – станина; *3* – нижній бойок; *4* – підставка для установки зразків; *5* – верхній бойок з вантажем; *6* – кронштейн для утримування вантажу; *7* – ексцентрик; *8* – вилка; *9* – лічильник ударів; *10* – черв'ячний редуктор; *11* – електродвигун

Робота установки полягає в наступному: обертальний рух вала редуктора через вилку передається на ексцентрик, який піднімає вантаж масою 11 кг на висоту 600 мм. Кожному обороту вала редуктора відповідає одне падіння вантажу на випробовуваний зразок. Осаджування зразка (зменшення його висоти) визначали залежно від температури нагрівання й кількості ударів. Висота досліджуваних зразків – 30 мм, діаметр – 20 мм. Температури зразків під час деформації знаходилися в діапазоні 1000…750 °С за максимальний час деформації – 70 с.

Використано пряме пресування, за якого прес-шайба передає тиск на заготовку, що знаходиться в контейнері. При цьому метал заготовки видавлюється в отвір матриці, закріпленої в утримувачі, й утворює профіль круглого перерізу.

Швидкість утворення профілю перевищує швидкість руху прес-штемпеля (швидкість пресування) в стільки разів, у стільки разів площа перерізу порожнини контейнера більша площі отвору в матриці. Відношення згаданих площ називають коефіцієнтом витягування. У нашому разі він складає відповідно 25 і 17,3.

Пресування прутків виконували на горизонтальному гідравлічному пресі зусиллям 500 т в умовах експериментальної бази науково-дослідного та конструкторсько-технологічного інституту трубної промисловості ім. Я.Є.Осади (м. Дніпро). За використання заготовок діаметром 49 мм довжиною 120 мм і з урахуванням коефіцієнта витягування 25 прутки діаметром 10 мм мали довжину біля 3 м. Для забезпечення якості поверхні прутків змінювали температуру та швидкість нагрівання заготовок. Заготовки нагрівали в камерній печі до температури 1150 і 1100 °С упродовж двох годин. Пресування прутків за всіх варіантів нагрівання відбувалося без проблем, зусилля пресування складало 150…170 тонн, що не перевищувало допустиме навантаження на прес-штемпель (250 тонн).

Видалення склозмазки здійснювали обробленням прутків у ванні з лужним розплавом протягом 15...30 хв.

Додаток К
Хімічний склад і властивості досліджених жаростійких сталей

Таблиця К.1

Хімічний склад жаростійких хромоалюмінієвих сталей

Індекс позиції	Позначення групи	Хімічний склад, %						
		Cr	Al	C	Si	Mn	P	S
1	A1	14,10	0,01	0,39	0,22	0,46	0,020	0,019
2		13,05	1,02	0,38	0,26	0,44	0,024	0,018
3		13,70	1,94	0,36	0,36	0,34	0,021	0,020
4		13,00	2,86	0,40	0,26	0,45	0,021	0,021
5		14,05	4,86	0,38	0,35	0,44	0,023	0,018
6		14,20	6,90	0,41	0,32	0,42	0,023	0,019
7	A2	18,10	0,03	0,40	0,29	0,41	0,023	0,020
8		18,30	0,78	0,38	0,45	0,49	0,024	0,019
9		18,50	1,94	0,39	0,35	0,39	0,021	0,019
10		18,10	2,62	0,35	0,50	0,33	0,021	0,018
11		16,70	4,86	0,40	0,36	0,56	0,020	0,020
12		16,60	6,58	0,42	0,47	0,46	0,020	0,019
13	A3	22,90	0,01	0,40	0,52	0,44	0,020	0,019
14		23,30	0,89	0,36	0,51	0,42	0,020	0,021
15		22,80	2,26	0,37	0,58	0,56	0,023	0,020
16		21,40	2,87	0,37	0,58	0,47	0,022	0,019
17		21,50	4,40	0,40	0,45	0,54	0,021	0,021
18		21,80	7,40	0,43	0,49	0,43	0,023	0,020
19	A4	26,10	0,03	0,40	0,30	0,33	0,021	0,018
20		24,60	0,87	0,38	0,46	0,39	0,023	0,018
21		26,20	1,92	0,39	0,43	0,32	0,019	0,021
22		25,20	2,74	0,38	0,49	0,40	0,019	0,019
23		26,10	5,02	0,40	0,52	0,39	0,021	0,020
24		25,90	6,76	0,41	0,45	0,32	0,020	0,020
25	A5	30,60	0,01	0,39	0,36	0,32	0,019	0,020
26		30,70	0,92	0,39	0,41	0,32	0,021	0,020
27		29,80	1,96	0,39	0,31	0,30	0,022	0,018
28		28,70	2,84	0,41	0,38	0,33	0,021	0,019
29		29,00	5,05	0,38	0,36	0,34	0,021	0,020
30		30,10	7,10	0,40	0,42	0,40	0,022	0,018
31	A6	34,00	0,03	0,39	0,46	0,46	0,021	0,019
32		37,00	0,86	0,39	0,31	0,39	0,020	0,021
33		36,50	1,84	0,38	0,65	0,54	0,021	0,020
34		36,50	2,93	0,38	0,71	0,49	0,023	0,021
35		35,60	4,95	0,41	0,38	0,51	0,024	0,019
36		35,40	7,10	0,42	0,42	0,38	0,025	0,020

Таблиця К.2

Ливарні та механічні властивості жаростійких хромоалюмінієвих сталей

Індекс позиції	1	2	3	4	5	6
Позначення групи	2	A1				
Ливарні властивості: рідкоплинність, мм; 1	3	452	420	389	368	389	431
2	4	417	388	359	340	359	398
3	5	421	392	363	343	363	402
Сер. зн.	6	430	400	370	350	370	410
лінійна усадка, %; 1	7	2,98	2,90	2,80	2,86	3,02	3,13
2	8	2,74	2,67	2,57	2,63	2,78	2,88
3	9	2,71	2,64	2,55	2,61	2,75	2,85
Сер. зн.	10	2,81	2,74	2,64	2,70	2,85	2,95
площа тріщини, $см^2$; 1	11	3,07	2,61	2,44	2,57	3,45	3,86
2	12	2,77	2,36	2,21	2,32	3,12	3,49
3	13	3,01	2,56	2,40	2,52	3,39	3,78
Сер. зн.	14	2,95	2,51	2,35	2,47	3,32	3,71
повна об’ємна усадка, %; 1	15	9,18	8,09	7,35	8,29	9,73	10,42
2	16	8,29	7,30	6,64	7,49	8,79	9,41
3	17	9,27	8,16	7,43	8,37	9,83	10,52
Сер. зн.	18	8,91	7,85	7,14	8,05	9,45	10,12
об’єм пустот, %; 1	19	5,39	5,15	4,95	4,97	5,42	5,59
2	20	5,07	4,85	4,66	4,68	5,10	5,26
3	21	5,39	5,15	4,95	4,97	5,42	5,59
Сер. зн.	22	5,28	5,05	4,85	4,87	5,31	5,48
об’єм раковин, %; 1	23	1,25	0,74	0,74	1,02	1,22	1,29
2	24	1,15	0,68	0,68	0,94	1,12	1,19
3	25	1,23	0,73	0,73	1,01	1,20	1,28
Сер. зн.	26	1,21	0,72	0,72	0,99	1,18	1,25
Механічні властивості: тимчасовий опір розриванню, МПа; 1	27	409	439	461	441	348	285
2	28	444	476	500	478	377	309
3	29	440	471	495	473	373	306
Сер. зн.	30	431	462	485	464	366	300
ударна в’язкість, КС, $МДж/м^2$; 1	31	0,07	0,11	0,15	0,15	0,10	0,07
2	32	0,09	0,12	0,17	0,18	0,11	0,08
3	33	0,09	0,12	0,17	0,18	0,11	0,07
Сер. зн.	34	0,08	0,12	0,17	0,17	0,11	0,07
твердість, НВ; 1	35	380	252	220	198	189	218
2	36	372	247	216	194	186	214
3	37	343	227	199	179	171	197
Сер. зн.	38	365	242	212	190	182	210

Продовження табл.К2

1	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16	17
2	A2						A3				
3	483	462	420	415	446	504	520	494	457	462	494
4	446	427	388	383	412	466	480	456	422	427	456
5	451	431	392	387	417	470	485	461	426	431	461
6	460	440	400	395	425	480	495	470	435	440	470
7	2,88	2,62	2,54	2,73	2,82	2,92	2,65	2,34	2,47	2,54	2,65
8	2,65	2,41	2,34	2,52	2,59	2,68	2,44	2,15	2,27	2,34	2,44
9	2,62	2,38	2,32	2,49	2,57	2,65	2,41	2,13	2,25	2,32	2,41
10	2,72	2,47	2,40	2,58	2,66	2,75	2,50	2,21	2,33	2,40	2,50
11	2,48	1,92	2,00	2,30	2,91	3,35	1,66	1,21	1,68	1,98	2,24
12	2,24	1,74	1,80	2,08	2,63	3,03	1,50	1,09	1,52	1,79	2,02
13	2,43	1,89	1,96	2,25	2,86	3,28	1,63	1,18	1,65	1,94	2,19
14	2,38	1,85	1,92	2,21	2,80	3,22	1,60	1,16	1,62	1,90	2,15
15	10,15	9,32	9,01	9,58	10,92	12,10	11,43	10,15	10,30	10,66	11,43
16	9,16	8,42	8,14	8,65	9,86	10,93	10,32	9,16	9,30	9,63	10,32
17	10,24	9,41	9,10	9,67	11,02	12,22	11,54	10,24	10,40	10,76	11,54
18	9,85	9,05	8,75	9,30	10,60	11,75	11,10	9,85	10,00	10,35	11,10
19	5,87	5,79	5,53	5,66	5,81	6,38	6,12	6,02	5,79	6,09	6,17
20	5,52	5,45	5,20	5,33	5,47	6,00	5,76	5,66	5,45	5,73	5,81
21	5,87	5,79	5,53	5,66	5,81	6,38	6,12	6,02	5,79	6,09	6,17
22	5,75	5,68	5,42	5,55	5,70	6,25	6,00	5,90	5,68	5,97	6,05
23	2,02	1,36	1,31	1,39	1,85	2,02	2,18	2,06	1,57	1,87	2,16
24	1,86	1,25	1,21	1,28	1,71	1,86	2,01	1,90	1,44	1,73	2,00
25	2,00	1,35	1,30	1,38	1,84	2,00	2,16	2,04	1,55	1,86	2,14
26	1,96	1,32	1,27	1,35	1,80	1,96	2,12	2,00	1,52	1,82	2,10
27	399	423	405	385	308	239	380	394	372	343	276
28	433	458	439	417	334	260	412	427	404	372	300
29	428	454	435	413	330	257	408	423	400	368	297
30	420	445	426	405	324	252	400	415	392	361	291
31	0,13	0,15	0,15	0,11	0,10	0,05	0,11	0,13	0,10	0,07	0,06
32	0,15	0,18	0,18	0,13	0,11	0,06	0,13	0,15	0,12	0,09	0,07
33	0,15	0,17	0,17	0,13	0,11	0,06	0,13	0,15	0,12	0,09	0,07
34	0,15	0,17	0,17	0,13	0,11	0,05	0,12	0,14	0,12	0,08	0,07
35	354	234	198	183	210	233	227	185	188	213	220
36	347	230	194	180	206	228	222	182	185	209	216
37	320	212	179	165	190	211	205	167	170	193	199
38	340	225	190	176	202	224	218	178	181	205	212

Продовження табл.К2

1	18	19	20	21	22	23	24	25	26	27	28
2	А3	А4						А5			
3	562	541	515	483	494	536	583	567	536	525	536
4	519	500	475	446	456	495	538	524	495	485	495
5	524	505	480	451	461	500	544	529	500	490	500
6	535	515	490	460	470	510	555	540	510	500	510
7	2,75	2,46	2,17	2,31	2,40	2,53	2,59	2,33	1,93	2,12	2,27
8	2,53	2,26	2,00	2,13	2,20	2,33	2,38	2,15	1,77	1,95	2,09
9	2,50	2,24	1,98	2,10	2,18	2,31	2,35	2,12	1,76	1,93	2,07
10	2,59	2,32	2,05	2,18	2,26	2,39	2,44	2,20	1,82	2,00	2,14
11	2,60	1,54	0,95	1,38	1,44	1,94	2,08	1,27	0,53	1,01	1,26
12	2,35	1,39	0,86	1,25	1,30	1,76	1,88	1,15	0,48	0,91	1,14
13	2,55	1,51	0,93	1,36	1,41	1,91	2,04	1,24	0,52	0,99	1,23
14	2,50	1,48	0,91	1,33	1,38	1,87	2,00	1,22	0,51	0,97	1,21
15	12,72	12,21	10,79	10,82	11,54	12,82	13,70	13,03	11,61	11,69	12,26
16	11,49	11,02	9,75	9,77	10,42	11,58	12,37	11,76	10,48	10,56	11,07
17	12,84	12,32	10,90	10,92	11,65	12,95	13,83	13,16	11,72	11,80	12,38
18	12,35	11,85	10,48	10,50	11,20	12,45	13,30	12,65	11,27	11,35	11,90
19	6,58	6,40	6,24	6,12	6,22	7,14	7,67	7,29	7,01	7,04	7,29
20	6,19	6,02	5,88	5,76	5,86	6,72	7,22	6,86	6,60	6,62	6,86
21	6,58	6,40	6,24	6,12	6,22	7,14	7,67	7,29	7,01	7,04	7,29
22	6,45	6,27	6,12	6,00	6,10	7,00	7,52	7,15	6,87	6,90	7,15
23	2,21	2,58	2,16	2,06	2,16	2,52	3,14	3,04	2,32	2,37	2,99
24	2,04	2,38	2,00	1,90	2,00	2,33	2,90	2,80	2,14	2,19	2,76
25	2,19	2,55	2,14	2,04	2,14	2,50	3,11	3,01	2,30	2,35	2,96
26	2,15	2,50	2,10	2,00	2,10	2,45	3,05	2,95	2,25	2,30	2,90
27	213	337	346	314	277	222	181	290	308	276	238
28	231	366	375	340	298	239	194	311	330	296	255
29	228	362	371	337	301	241	196	314	334	299	258
30	224	355	364	330	292	234	190	305	324	290	250
31	0,04	0,11	0,11	0,08	0,06	0,05	0,03	0,08	0,10	0,07	0,06
32	0,05	0,12	0,12	0,09	0,07	0,06	0,04	0,10	0,12	0,08	0,06
33	0,05	0,12	0,12	0,09	0,07	0,06	0,04	0,10	0,12	0,08	0,06
34	0,05	0,12	0,12	0,09	0,07	0,06	0,04	0,09	0,11	0,08	0,06
35	254	193	188	204	218	246	272	208	216	227	231
36	249	190	185	200	214	242	267	204	212	222	226
37	229	175	170	184	197	223	246	188	196	205	209
38	244	186	181	196	210	237	262	200	208	218	222

Продовження табл.К2

1	29	30	31	32	33	34	35	36
2	A5		A6					
3	567	630	620	583	578	583	609	704
4	524	582	572	538	534	538	563	650
5	529	588	578	544	539	544	568	657
6	540	600	590	555	550	555	580	670
7	2,36	2,39	2,12	1,76	1,89	1,99	2,17	2,29
8	2,17	2,19	1,95	1,62	1,74	1,83	2,00	2,11
9	2,15	2,17	1,93	1,60	1,72	1,81	1,98	2,08
10	2,23	2,25	2,00	1,66	1,78	1,88	2,05	2,16
11	1,54	1,74	0,71	0,32	0,61	0,96	1,19	1,40
12	1,39	1,57	0,64	0,29	0,55	0,86	1,07	1,27
13	1,51	1,70	0,69	0,32	0,60	0,94	1,16	1,38
14	1,48	1,67	0,68	0,31	0,59	0,92	1,14	1,35
15	13,75	14,54	14,34	12,51	12,69	16,63	14,37	15,45
16	12,42	13,13	12,95	11,30	11,46	15,02	12,97	13,95
17	13,88	14,68	14,48	12,64	12,81	16,80	14,51	15,60
18	13,35	14,12	13,92	12,15	12,32	16,15	13,95	15,00
19	7,40	8,16	8,01	7,60	7,77	7,80	8,08	8,69
20	6,96	7,68	7,54	7,15	7,32	7,34	7,60	8,18
21	7,40	8,16	8,01	7,60	7,77	7,80	8,08	8,69
22	7,25	8,00	7,85	7,45	7,62	7,65	7,92	8,52
23	3,21	3,58	3,40	3,09	3,19	3,35	8,16	8,78
24	2,96	3,31	3,14	2,85	2,95	3,09	7,52	8,09
25	3,18	3,55	3,37	3,06	3,16	3,32	8,08	8,69
26	3,12	3,48	3,30	3,00	3,10	3,25	3,95	4,05
27	181	153	232	249	210	175	125	111
28	195	164	249	267	225	188	135	119
29	197	166	251	270	228	190	136	121
30	191	161	244	262	221	184	132	117
31	0,05	0,03	0,06	0,06	0,05	0,05	0,03	0,02
32	0,06	0,04	0,07	0,07	0,06	0,05	0,04	0,03
33	0,06	0,04	0,07	0,07	0,06	0,05	0,04	0,02
34	0,06	0,03	0,07	0,07	0,06	0,05	0,04	0,02
35	260	291	231	241	248	262	284	310
36	255	286	226	237	243	257	278	304
37	235	263	209	218	224	237	257	280
38	250	280	222	232	238	252	273	298

Таблиця К.3

Густина жаростійких сталей залежно від вмісту в них хрому та алюмінію

Індекс позиції	Вміст хрому, %	Вміст алюмінію, %	Густина, г/см^3			
			1	2	3	Сер. зн.
1	13,0…14,2	0	8,03	7,87	7,26	7,72
		1,02	7,91	7,76	7,15	7,61
		1,94	7,81	7,66	7,06	7,51
		2,86	7,70	7,55	6,96	7,40
		4,86	7,44	7,29	6,72	7,15
		6,90	7,18	7,04	6,49	6,90
2	16,6…18,5	0	7,99	7,83	7,22	7,68
		0,78	7,88	7,73	7,13	7,58
		1,94	7,75	7,60	7,00	7,45
		2,62	7,68	7,53	6,94	7,38
		4,86	7,38	7,24	6,67	7,10
		6,58	7,18	7,04	6,49	6,90
3	21,4…23,3	0	7,92	7,77	7,16	7,62
		0,89	7,81	7,66	7,06	7,51
		2,26	7,65	7,51	6,92	7,36
		2,87	7,58	7,44	6,85	7,29
		4,40	7,39	7,25	6,68	7,11
		7,40	7,04	6,91	6,36	6,77
4	24,2…26,2	0	7,88	7,73	7,13	7,58
		0,87	7,77	7,62	7,02	7,47
		1,92	7,65	7,51	6,92	7,36
		2,74	7,55	7,41	6,82	7,26
		5,02	7,38	7,24	6,67	7,10
		6,76	7,07	6,94	6,39	6,80
5	28,7…30,3	0	7,84	7,69	7,09	7,54
		0,92	7,74	7,59	6,99	7,44
		1,96	7,61	7,47	6,88	7,32
		2,84	7,51	7,36	6,79	7,22
		5,05	7,24	7,10	6,54	6,96
		7,10	6,99	6,85	6,32	6,72
6	35,4…37,0	0	7,80	7,65	7,05	7,50
		0,86	7,70	7,55	6,96	7,40
		1,84	7,58	7,44	6,85	7,29
		2,93	7,46	7,31	6,74	7,17
		4,95	7,22	7,08	6,52	6,94
		7,10	6,95	6,81	6,28	6,68

Таблиця К.4

Хімічний склад досліджених хромоалюмінієвих сталей із різним вмістом вуглецю та титану

Індекс позиції	Позначен-ня групи	Хімічний склад, %							
		C	Ti	Cr	Al	Si	Mn	P	S
1	T1	0,08	0,02	31,70	1,92	0,64	0,40	0,023	0,018
2		0,12	0,09	30,10	1,82	0,61	0,41	0,024	0,020
3		0,10	0,27	30,90	1,71	0,70	0,43	0,020	0,019
4		0,09	0,77	29,30	1,72	0,70	0,36	0,019	0,020
5		0,10	1,17	30,30	1,76	0,65	0,40	0,023	0,021
6		0,08	1,46	31,60	1,87	0,78	0,44	0,024	0,020
7	T2	0,15	0,02	31,20	1,72	0,61	0,39	0,019	0,018
8		0,16	0,12	30,40	1,92	0,62	0,75	0,024	0,020
9		0,19	0,36	30,50	1,84	0,69	0,44	0,020	0,021
10		0,15	0,61	31,10	1,86	0,71	0,37	0,021	0,018
11		0,16	1,14	30,70	1,83	0,79	0,38	0,020	0,019
12		0,15	1,52	31,70	1,89	0,59	0,41	0,023	0,018
13	T3	0,39	0,01	29,90	1,71	0,56	0,45	0,023	0,020
14		0,37	0,13	30,00	1,91	0,62	0,35	0,020	0,018
15		0,41	0,26	30,50	1,80	0,66	0,34	0,021	0,018
16		0,39	0,52	30,40	1,74	0,64	0,36	0,022	0,020
17		0,40	0,68	29,90	1,92	0,47	0,38	0,020	0,021
18		0,38	1,36	30,50	1,72	0,52	0,37	0,025	0,020
19	T4	0,79	0,01	29,20	1,86	0,61	0,38	0,021	0,018
20		0,77	0,14	31,40	1,94	0,71	0,39	0,021	0,019
21		0,79	0,36	29,50	1,82	0,62	0,44	0,023	0,021
22		0,81	0,63	31,70	1,76	0,67	0,43	0,019	0,020
23		0,81	1,07	29,90	1,89	0,72	0,45	0,020	0,020
24		0,79	1,35	30,10	1,91	0,73	0,47	0,020	0,019

Таблиця К.5

Ливарні та механічні властивості хромоалюмінієвих сталей із різним вмістом вуглецю та титану

Індекс позиції									
1	2	3	4	5	6	1	Позначення групи		
Т1						2			
377	423	488	432	414	359	3	1	рідкоплинність, мм	Ливарні властивості
431	483	557	494	473	410	4	2		
422	474	546	484	464	402	5	3		
410	460	530	470	450	390	6	Сер. зн.		
1,81	1,91	2,10	1,99	1,96	1,93	7	1	лінійна усадка, %	
1,97	2,07	2,27	2,16	2,13	2,09	8	2		
2,01	2,11	2,32	2,20	2,17	2,13	9	3		
1,93	2,03	2,23	2,12	2,09	2,05	10	Сер. зн.		
0,83	0,98	1,20	1,12	0,97	0,94	11	1	площа тріщини, $см^2$	
0,96	1,14	1,40	1,30	1,13	1,09	12	2		
0,94	1,11	1,36	1,27	1,10	1,06	13	3		
0,91	1,08	1,32	1,23	1,07	1,03	14	Сер. зн.		
11,17	11,18	11,99	12,33	12,01	11,83	15	1	повна об’ємна усадка, %	
9,84	9,85	10,56	10,86	10,58	10,42	16	2		
9,74	9,75	10,45	10,74	10,47	10,31	17	3		
10,25	10,26	11,00	11,31	11,02	10,85	18	Сер. зн.		
5,19	5,35	5,46	5,83	6,55	6,42	19	1	об’єм пустот, %	
4,66	4,80	4,90	5,23	5,88	5,76	20	2		
4,70	4,85	4,95	5,29	5,94	5,82	21	3		
4,85	5,00	5,10	5,45	6,12	6,00	22	Сер. зн.		
2,84	2,98	3,31	2,93	2,12	1,86	23	1	об’єм раковин, %	
3,17	3,33	3,70	3,28	2,37	2,08	24	2		
3,14	3,30	3,67	3,24	2,35	2,06	25	3		
3,05	3,20	3,56	3,15	2,28	2,00	26	Сер. зн.		
315	287	306	385	247	308	27	1	тимчасовий опір розриванню, МПа	Механічні властивості
291	265	282	356	228	284	28	2		
294	268	285	360	230	287	29	3		
300	273	291	367	235	293	30	Сер. зн.		
0,09	0,08	0,09	0,08	0,08	0,07	31	1	ударна в’язкість, КС, $МДж/м^2$	
0,08	0,07	0,08	0,07	0,07	0,06	32	2		
0,08	0,07	0,08	0,07	0,07	0,06	33	3		
0,08	0,08	0,08	0,08	0,07	0,06	34	Сер. зн.		
194	192	200	217	226	237	35	1	твердість, НВ	
191	189	196	213	221	233	36	2		
176	174	180	196	204	214	37	3		
187	185	192	209	217	228	38	Сер. зн.		

Продовження табл. К5

1	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16	17	18
2	Т2						Т3					
3	414	451	506	465	423	396	478	524	580	515	478	460
4	473	515	578	530	483	452	546	599	662	588	546	525
5	464	505	567	520	474	443	536	587	649	577	536	515
6	450	490	550	505	460	430	520	570	630	560	520	500
7	1,74	1,82	1,95	1,85	1,80	1,77	1,68	1,80	1,83	1,79	1,74	1,71
8	1,89	1,98	2,11	2,01	1,95	1,92	1,83	1,95	1,99	1,94	1,89	1,86
9	1,92	2,02	2,15	2,05	1,99	1,96	1,86	1,99	2,03	1,98	1,92	1,89
10	1,85	1,94	2,07	1,97	1,91	1,88	1,79	1,91	1,95	1,90	1,85	1,82
11	0,65	0,79	1,00	0,76	0,57	0,50	0,50	0,68	0,84	0,51	0,37	0,34
12	0,75	0,92	1,17	0,89	0,67	0,58	0,58	0,80	0,98	0,59	0,43	0,39
13	0,73	0,90	1,13	0,87	0,65	0,57	0,57	0,77	0,95	0,58	0,42	0,38
14	0,71	0,87	1,10	0,84	0,63	0,55	0,55	0,75	0,92	0,56	0,41	0,37
15	12,50	12,54	13,42	14,03	13,41	13,40	13,65	14,28	14,66	15,21	14,61	14,28
16	11,01	11,04	11,82	12,36	11,81	11,80	12,02	12,58	12,91	13,39	12,86	12,58
17	10,90	10,93	11,69	12,23	11,69	11,68	11,89	12,45	12,78	13,25	12,73	12,45
18	11,47	11,50	12,31	12,87	12,30	12,29	12,52	13,10	13,45	13,95	13,40	13,10
19	5,62	5,67	6,31	6,76	7,20	7,22	6,69	7,20	7,22	7,60	7,65	8,09
20	5,04	5,09	5,66	6,07	6,46	6,48	6,00	6,46	6,48	6,82	6,86	7,26
21	5,09	5,14	5,72	6,13	6,53	6,55	6,06	6,53	6,55	6,89	6,94	7,33
22	5,25	5,30	5,90	6,32	6,73	6,75	6,25	6,73	6,75	7,10	7,15	7,56
23	2,30	2,43	2,54	2,09	2,00	1,38	1,78	1,91	1,95	1,69	1,16	0,62
24	2,57	2,71	2,84	2,34	2,24	1,54	1,99	2,13	2,18	1,89	1,30	0,70
25	2,54	2,69	2,81	2,32	2,21	1,52	1,97	2,11	2,16	1,87	1,29	0,69
26	2,47	2,61	2,73	2,25	2,15	1,48	1,91	2,05	2,10	1,82	1,25	0,67
27	351	311	368	420	394	363	401	369	439	500	490	449
28	324	287	340	388	364	336	371	340	405	462	453	415
29	327	290	343	392	368	339	374	344	410	466	458	419
30	334	296	350	400	375	346	382	351	418	476	467	428
31	0,1	0,1	0,1	0,09	0,09	0,08	0,11	0,11	0,11	0,12	0,11	0,1
32	0,09	0,08	0,09	0,08	0,08	0,07	0,1	0,1	0,1	0,1	0,1	0,09
33	0,09	0,08	0,09	0,08	0,08	0,07	0,1	0,1	0,1	0,1	0,1	0,09
34	0,09	0,09	0,1	0,09	0,08	0,07	0,11	0,1	0,11	0,11	0,1	0,1
35	200	201	207	224	236	248	216	220	227	237	246	261
36	196	197	203	219	232	243	212	216	222	233	242	256
37	180	181	187	202	213	224	196	199	205	214	223	236
38	192	193	199	215	227	238	208	212	218	228	237	251

Продовження табл. К5

1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16	17	18	19	20	21	22	23	24	25	26	27	28	29	30	31	32	33	34	35	36	37	38
19	Т4	294	336	330	320	1,63	1,76	1,80	1,73	0,23	0,27	0,26	0,25	15,37	13,54	13,40	14,10	7,81	7,01	7,08	7,30	0,60	0,68	0,67	0,65	372	343	347	354	0,11	0,09	0,09	0,1	229	224	207	220
20		340	389	381	370	1,76	1,91	1,94	1,87	0,43	0,50	0,48	0,47	15,97	14,06	13,92	14,65	7,86	7,06	7,13	7,35	0,72	0,80	0,79	0,77	358	331	334	341	0,11	0,1	0,1	0,1	231	226	209	222
21		396	452	443	430	1,70	1,85	1,88	1,81	0,25	0,29	0,28	0,27	16,57	14,59	14,44	15,20	8,51	7,63	7,71	7,95	1,07	1,20	1,18	1,15	412	380	384	392	0,11	0,1	0,1	0,1	241	237	218	232
22		322	368	361	350	1,68	1,83	1,86	1,79	0,21	0,24	0,24	0,23	16,51	14,54	14,39	15,15	8,61	7,73	7,81	8,05	0,51	0,57	0,57	0,55	449	415	419	428	0,11	0,1	0,1	0,1	250	245	226	240
23		294	336	330	320	1,64	1,77	1,81	1,74	0,16	0,19	0,19	0,18	15,81	13,92	13,78	14,50	8,93	8,02	8,10	8,35	0,14	0,16	0,15	0,15	435	402	406	414	0,1	0,09	0,09	0,09	263	258	238	253
24		267	305	299	290	1,62	1,75	1,79	1,72	0,11	0,13	0,12	0,12	15,42	13,58	13,44	14,15	9,68	8,69	8,78	9,05	0,05	0,05	0,05	0,05	408	377	381	389	0,09	0,08	0,08	0,09	269	264	243	259

Таблиця К.6

Густина хромоалюмінієвої сталі Х30Ю2Л залежно від вмісту в ній вуглецю та титану

Індекс позиції	Вміст вуглецю, %	Вміст титану, %	Густина, г/см^3			
			1	2	3	Сер.зн.
1	0,08…0,12	0	7,74	7,15	7,22	7,37
		0,09	7,75	7,16	7,23	7,38
		0,27	7,73	7,14	7,21	7,36
		0,77	7,64	7,06	7,13	7,28
		1,17	7,59	7,01	7,09	7,23
		1,46	7,56	6,98	7,06	7,20
2	0,15…0,19	0	7,72	7,13	7,20	7,35
		0,12	7,73	7,14	7,21	7,36
		0,36	7,70	7,11	7,18	7,33
		0,61	7,65	7,07	7,14	7,29
		1,14	7,58	7,00	7,08	7,22
		1,50	7,54	6,96	7,04	7,18
3	0,37…0,41	0	7,69	7,10	7,17	7,32
		0,13	7,71	7,12	7,19	7,34
		0,26	7,69	7,10	7,17	7,32
		0,52	7,62	7,04	7,11	7,26
		0,68	7,60	7,02	7,10	7,24
		1,36	7,53	6,95	7,03	7,17
4	0,77…0,81	0	7,64	7,06	7,13	7,28
		0,14	7,68	7,09	7,16	7,31
		0,36	7,62	7,04	7,11	7,26
		0,63	7,58	7,00	7,08	7,22
		1,07	7,53	6,95	7,03	7,17
		1,35	7,51	6,94	7,01	7,15

Таблиця К.7

Зміна хімічного складу хромоалюмінієвої сталі 30Х30Ю2ТЛ по перерізу зразка

Відстань від межі, мм	Вміст елементів, %						
	Al	Si	Ti	Cr	Mn	Fe	Сума
1	2	3	4	5	6	7	8
0,1	2,32	0,37	0,23	30,54	1,12	66,91	100
0,2	2,29	0,45	0,08	29,18	1,24	68,45	100
0,3	2,4	0,27	0,24	29,87	1,19	67,49	100
0,4	2,36	0,48	0,18	30,30	1,17	67,16	100
0,5	2,03	0,49	0,26	30,86	1,18	66,85	100
0,6	2,29	0,39	0,17	29,87	1,13	67,67	100
0,7	2,31	0,44	0,25	31,04	1,28	66,40	100
0,8	2,32	0,45	0,31	30,00	1,25	67,37	100
0,9	2,13	0,48	0,26	29,80	0,99	67,81	100
1,0	2,12	0,49	0,31	29,45	1,11	68,12	100
1,1	2,29	0,54	0,17	30,14	0,94	67,40	100
1,2	2,5	0,55	0,34	29,44	1,15	67,71	100
1,3	2,8	0,40	0,68	29,68	0,88	66,84	100
1,4	2,34	0,51	0,34	29,72	1,13	67,61	100
1,5	2,25	0,52	0,23	31,25	0,96	66,27	100
1,6	2,05	0,54	0,17	59,87	1,18	37,91	100
1,7	2,45	0,43	0,13	31,23	1,04	66,19	100
1,8	2,33	0,46	0,19	30,26	1,08	67,21	100
1,9	2,24	0,44	0,19	28,65	0,97	68,92	100
2,0	2,34	0,36	0,16	29,86	1,06	67,63	100
2,1	2,49	0,43	0,26	30,27	1,11	66,97	100
2,2	2,31	0,42	0,24	31,12	1,08	66,33	100
2,3	2,47	0,47	0,32	30,26	0,88	66,95	100
2,4	2,26	0,45	0,22	28,87	1,09	68,65	100
2,5	2,17	0,45	0,14	30,18	1,24	67,51	100
2,6	2,22	0,27	0,04	31,23	1,19	66,51	100
2,7	2,21	0,48	0,2	30,30	1,17	67,29	100
2,8	2,07	0,49	0,26	28,78	1,18	68,89	100
2,9	2,17	0,39	0,08	28,89	1,13	68,86	100
3,0	2,15	0,44	0,23	30,21	1,28	67,41	100

Додаток Л
Окалиностійкість хромистих сталей

Таблиця Л.1

Окалиностійкість хромистих сталей залежно від вмісту в них алюмінію

Умови випробування: середовище – перегріте повітря; температура – 1200 °С; тривалість – 100 год

Індекс позиції	Група сталей	Вміст алюмінію, %	Збільшення маси зразка, мг/см^2			
			1	2	3	сер. зн.
1	А1 Середній вміст хрому 13,6%	0,01	14,08	14,08	13,25	13,8
		1,02	12,58	12,34	11,37	12,1
		1,94	10,71	10,51	9,68	10,3
		2,86	9,15	8,98	8,27	8,8
		4,86	6,45	6,32	5,83	6,2
		6,90	6,03	5,92	5,45	5,8
2	А2 Середній вміст хрому 17,7%	0,03	12,90	12,65	11,66	12,4
		0,78	11,13	10,91	10,06	10,7
		1,94	7,80	7,65	7,05	7,5
		2,62	7,07	6,94	6,39	6,8
		4,86	5,93	5,81	5,36	5,7
		6,58	5,72	5,61	5,17	5,5
3	А3 Середній вміст хрому 22,3%	0,01	11,23	11,02	10,15	10,8
		0,89	8,74	8,57	7,90	8,4
		2,26	6,76	6,63	6,11	6,5
		2,87	6,24	6,12	5,64	6,0
		4,30	5,51	5,41	4,98	5,3
		7,40	5,10	5,00	4,61	4,9
4	А4 Середній вміст хрому 25,6%	0,02	9,98	9,79	9,02	9,6
		0,87	7,49	7,34	6,77	7,2
		1,92	6,03	5,92	5,45	5,8
		2,74	5,51	5,41	4,98	5,3
		5,02	4,99	4,90	4,51	4,8
		6,76	4,89	4,79	4,42	4,7
5	А5 Середній вміст хрому 29,8%	0,01	7,90	8,74	8,57	8,4
		0,92	6,20	6,86	6,73	6,6
		1,96	5,08	5,62	5,51	5,4
		2,84	4,61	5,10	5,00	4,9
		5,05	4,32	4,78	4,69	4,6
		7,10	4,23	4,68	4,59	4,5
6	А6 Середній вміст хрому 35,8%	0,03	7,14	7,90	7,75	7,6
		0,86	5,45	6,03	5,92	5,8
		1,84	4,61	5,10	5,00	4,9
		2,93	4,32	4,78	4,69	4,6
		4,95	4,14	4,58	4,49	4,4
		7,10	4,04	4,47	4,39	4,3

Таблиця Л.2

Діапазони зміни складу оксидів хромоалюмінієвої сталі Х25Ю3Л (0,07…0,09% С; 25,1…25,9% Cr; 2,96…3,24% Al; 0,46…0,43% Mn; 0,34…0,50% Si) залежно від вмісту в ній титану (до рис 4.18, *а*)

Вміст титану, %	Вміст оксидів, %				
	FeO	Cr_2O_3	Al_2O_3	TiO	∑
0,00	2,0…2,5	2,7…3,2	93,1…93,9	0,00	97,80…99,60
0,09	1,8…2,3	2,6…2,9	94,0…94,6	0,21…0,24	98,61…99,04
0,29	2,1…2,4	3,0…3,6	93,1…93,7	0,27…0,33	98,47…99,03
0,77	3,4…3,8	2,8…3,1	85,6…86,4	6,10…6,50	97,90…99,80
1,17	6,5…6,9	3,7…3,9	79,3…79,7	8,10…8,50	97,60…99,00
1,37	6,9…7,2	4,1…4,3	76,3…77,2	8,6…8,8	95,90…97,50

Таблиця Л.3

Діапазони зміни складу оксидів хромоалюмінієвої сталі Х35Ю3Л (0,13…0,16% С; 25,5…26,2% Cr; 2,84…3,03% Al; 0,37…0,44% Mn; 0,49…0,71% Si) залежно від вмісту в ній титану (до рис 4.18, *б*)

Вміст титану, %	Вміст оксидів, %				
	FeO	Cr_2O_3	Al_2O_3	TiO	∑
0,00	2,3…2,7	1,9…2,4	94,3…94,8	0,00	98,50…99,90
0,12	2,1…2,5	1,8…2,2	94,6…95,1	0,25…0,30	98,75…99,10
0,35	3,0…3,5	2,0…2,4	92,8…93,3	0,60…0,66	98,40…99,86
0,61	10,0…10,7	13,5…13,9	69,1…69,8	5,10…5,60	97,70…99,80
1,14	11,2…11,9	17,6…17,9	59,3…59,8	9,40…10,1	97,50…99,70
1,32	12,0…12,6	18,9…19,4	46, 8…48,8	11,24…11,40	90, 30…91,30

Таблиця Л.4

Діапазони зміни складу оксидів хромоалюмінієвої сталі Х25Ю3Л (0,38…0,41% С; 24,9…25,4% Cr; 3,05…3,30% Al; 0,34…0,38% Mn; 0,35…0,52% Si) залежно від вмісту в ній титану (до рис 4.18, *в*)

Вміст титану, %	Вміст оксидів, %				
	FeO	Cr_2O_3	Al_2O_3	TiO	∑
0,00	3,1…4,1	2,4…2,6	92,1…93,3	0,00	97,60…99,80
0,14	2,6…3,0	2,9…3,2	92,4…93,3	0,13…1,17	98,03…99,97
0,27	2,4…2,8	2,5…2,7	93,1…93,8	0,27…0,33	98,27…98,33
0,52	6,7…7,3	2,9…3,3	82,8…83,7	4,90…5,80	97,30…99,10
0,68	8,3…9,9	2,8…4,2	73,5…75,1	10,5…13,1	95,10…99,90
1,14	18,2…20,6	3,7…3,9	62,5…62,9	12,1…12,3	96,51...99,72
1,34	24,8…25,0	4,0…4,4	55,8…57,2	13,8…14,0	98,80…99,62

Таблиця Л.5

Діапазони зміни складу оксидів хромоалюмінієвої сталі Х25Ю3Л (0,77…0,84% С; 24,8…25,3% Cr; 2,96…3,05% Al; 0,29…0,37% Mn; 0,41…0,57% Si) залежно від вмісту в ній титану (до рис 4.18, *г*)

Вміст титану, %	Вміст оксидів, %				
	FeO	Cr_2O_3	Al_2O_3	TiO	∑
0,00	6,1…6,7	2,4…2,9	89,3…90,0	0,00	97,80…99,60
0,14	5,8…6,2	1,9…2,3	90,1…90,5	0,10…0,14	97,90…99,14
0,36	5,0…5,5	2,6…2,9	90,9…91,2	0,25…0,30	98,75…99,90
0,63	6,4…6,7	13,2…13,9	72,1…72,6	5,70…6,10	97,40…99,30
1,07	7,5…7,8	19,2…19,8	60,0…60,4	10,5…11,0	97,20…99,00
1,35	9,0…9,5	17,7…18,6	58,7…59,5	11,6…11,9	97,00…99,50

Таблиця Л.6

Окалиностійкість хромоалюмінієвої сталі Х25Ю3Л залежно від вмісту в ній вуглецю та титану (Умови випробовування: температура – 1200 °С, тривалість – 100 год, середовище – перегріте повітря)

декс плав-	Вміст вуглецю, %	Вміст титану, %	Окалиностійкість, мг/см^2			
			1	2	3	Сер. зн.
1	0,08	0,00	3,59	3,76	3,76	3,70
		0,25	2,96	3,21	3,28	3,15
		0,36	3,24	3,52	3,59	3,45
		0,52	3,53	3,83	3,90	3,75
		0,63	3,95	4,28	4,37	4,20
2	0,15	0,00	3,85	4,18	4,26	4,10
		0,22	3,29	3,57	3,64	3,50
		0,39	3,29	3,57	3,64	3,50
		0,48	3,71	4,03	4,11	3,95
		0,58	4,06	4,41	4,49	4,32
3	0,39	0,00	4,04	4,39	4,47	4,30
		0,26	3,50	3,79	3,87	3,72
		0,33	3,48	3,77	3,85	3,70
		0,54	3,85	4,26	4,18	4,10
		0,65	4,23	4,68	4,59	4,50
4	0,81	0,00	5,83	6,45	6,32	6,20
		0,21	4,72	5,22	5,12	5,02
		0,35	4,61	5,10	5,00	4,90
		0,51	4,65	5,15	5,05	4,95
		0,62	4,94	5,46	5,36	5,25

Додаток М
Термоциклування зразків із сталей різних класів

20Х23Н18 – 11 циклів

25Х25Ю3Л – 11 циклів (зразок 3)

30Х30Ю2Л – 11 циклів (зразок 5)

20Х23Н18 – 26 циклів

25Х25Ю3Л – 26 циклів (зразок 3)

30Х30Ю2Л – 26 циклів (зразок 5)

20Х23Н18 – 43 цикли

25Х25Ю3Л – 43 цикли (зразок 3)

30Х30Ю2Л – 43 цикли (зразок 5)

20Х23Н18 – 58 циклів

25Х25Ю3Л – 58 циклів (зразок 3)

30Х30Ю2Л – 58 циклів (зразок 5)

20Х23Н18 – 79 циклів

25Х25Ю3Л – 79 циклів (зразок 3)

30Х30Ю2Л – 79 циклів (зразок 5)

20Х23Н18 – 100 циклів

25Х25Ю3Л – 100 циклів (зразок 3)

30Х30Ю2Л – 100 циклів (зразок 5)

20Х23Н18 – 120 циклів

25Х25Ю3Л – 120 циклів (зразок 3)

30Х30Ю2Л – 120 циклів (зразок 5)

20Х23Н18 – 150 циклів

25Х25Ю3Л – 150 циклів (зразок 3)

30Х30Ю2Л – 150 циклів (зразок 5)

Рис. М.1. Зміна розмірів зразків, виготовлених із сталей різного класу, залежно від кількості циклів

20Х23Н18 – 180 циклів

25Х25Ю3Л – 180 циклів (зразок 3)

30Х30Ю2Л – 180 циклів (зразок 5)

20Х23Н18 – 214 циклів

25Х25Ю3Л – 214 циклів (зразок 3)

30Х30Ю2Л – 214 циклів (зразок 5)

20Х23Н18 – 250 циклів

25Х25Ю3Л – 250 циклів (зразок 3)

30Х30Ю2Л – 250 циклів (зразок 5)

20Х23Н18 – 284 цикли

25Х25Ю3Л – 284 цикли (зразок 3)

30Х30Ю2Л – 284 цикли (зразок 5)

20Х23Н18 – 305 циклів

25Х25Ю3Л – 305 циклів (зразок 3)

30Х30Ю2Л – 305 циклів (зразок 5)

150 циклів

259 циклів

305 циклів

Рис. М.1. Зміна розмірів зразків, виготовлених із сталей різного класу, залежно від кількості циклів, аркуш 2

Додаток Н
Розрахунок елементів ливникових систем для виготовлення литих деталей багерних насосів

Розрахунок ливникової системи для виготовлення корпуса. Вихідні дані: маса корпусу – 485 кг; з урахуванням ливникової системи та припусків на механічне оброблення масу виливка приймали рівній 510 кг. Переважна товщина стінок виливка становить 25 мм.

Визначаємо оптимальну тривалість заливання форм:

$$\tau = S\sqrt[3]{\delta \cdot G}, \qquad (Н.1)$$

де S – коефіцієнт часу (оскільки підведення металу виконується по розніму форми, приймаємо S = 1,5);

δ – переважна товщина стінки корпуса, мм;

G – маса металу, яка необхідна для виготовлення виливка та утворення ливникової системи, кг.

$$\tau = 1{,}5\sqrt[3]{25 \cdot 510} = 35 \text{ с}$$

Для оцінки правильності визначення тривалості заливання форми розраховуємо швидкість підняття металу у формі:

$$V = \frac{Нв}{\tau}, \qquad (Н.2)$$

де H_B – висота виливка від нижньої до верхньої точки, мм (для корпусу з урахуванням припусків на механічне оброблення висота дорівнює 310 мм)

$$V = 310 : 35 = 8{,}8 \text{ мм/с}$$

За практичними даними швидкість підняття металу у формі за товщини стінки 25 мм знаходиться в межах 10…16 мм/с.

Оскільки розрахована швидкість менша указаних меж, необхідно змінити положення виливка у формі або тривалість заливання форми. Положення виливка у формі в даному випадку змінювати недоцільно, а тому змінюємо тривалість заливання форми – приймаємо 30 с, тоді швидкість підняття металу:

$$V = 310 : 30 = 10{,}3 \text{ мм/с}$$

Для визначення мінімальної сумарної площі поперечного перерізу живильників розраховуємо напір розплаву під час заливання форми:

$$Hp = Hcm - h^2b/2hb_1, \qquad (Н.3)$$

де Hcm – висота стояка, см (з урахуванням нарощувалки – 35 см);

hb – відстань від верхньої точки живильника до верхньої точки виливка, см (приймаємо 15 см);

hb_1 – висота від верхньої точки живильника до нижньої точки виливка, см (приймаємо 16,5 см),

тоді:

$$Hp = 35 - \frac{15^2}{2 \cdot 16{,}5} = 28 \text{ см}$$

Сумарний поперечний переріз живильників визначаємо за формулою:

$$\Sigma\, Fж = \frac{Qp}{\mu \cdot \tau \cdot 0{,}31\sqrt{Hp}}, \qquad (Н.4)$$

де μ – коефіцієнт опору форми (для простої ливникової системи та масивного виливка μ = 0,42…0,50, приймаємо μ = 0,45),

отже:

$$\Sigma\, Fж = \frac{510}{0{,}45 \cdot 35 \cdot 0{,}31\sqrt{28}} = 19{,}74 \text{ см}^2$$

Приймаємо сумарний переріз живильників 20 см².

З метою розосередження підведення металу в ливарну форму приймаємо 4 живильники, кожний перерізом 5 см².

Оскільки виливок масивний, то співвідношення площин поперечного перерізу живильників, колектора та стояка приймаємо:

$$Fж : Fм : Fc = 1 : 1 : 1 \qquad (Н.5)$$

Тоді площа перерізу колектора дорівнює 20 см², а діаметр стояка за площі його перерізу 20 см² дорівнює 5 см, тобто 50 мм.

Розміри перерізів елементів ливникової системи показано на рис. Н.1. Розміри перерізу живильника трохи збільшені з урахуванням зберігання реального перерізу в період заливання металу у форму.

Довжина колектора дорівнює 450 мм.

Для одержання якісного виливка важливо правильно вибрати місце розташування ливникової системи у формі. Відомо, що в цих місцях якість металу виливка набагато нижча, ніж в інших, через значну кількість неметалевих вкраплин, подовжених усадочних процесів і дефектів газового походження.

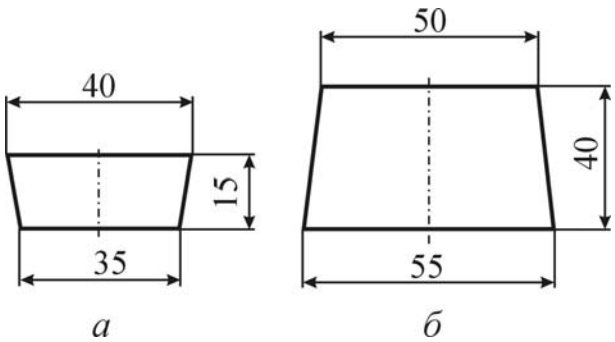


Рис. Н.1. Розміри елементів ливникової системи для виготовлення корпуса багерного насоса: *а* – переріз живильника; *б* – переріз колектора

Схеми підведення металу в ливарну форму показано на рис. Н.2. За новою технологією з протилежного від живильників боку встановлено випор.

Слід відзначити, що суттєве значення має також напрям підведення металу в ливарну форму. Радіальне підведення завжди супроводжується розмиванням стрижня металом і погіршанням якості виливка, тому для виливків, що мають форму тіл обертання підведення металу обов’язково необхідно здійснювати тангенційно (рис. Н.2, *б*).

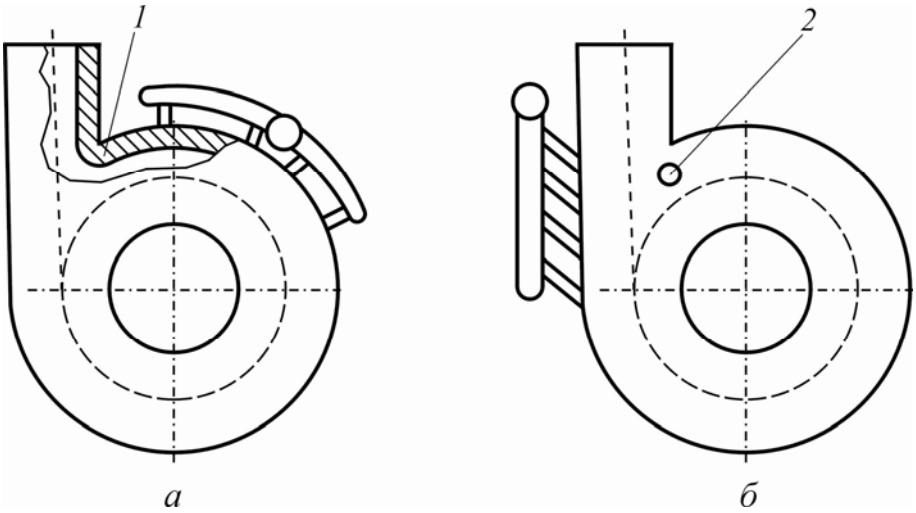


Рис. Н.2. Схеми підведення металу в ливарну форму під час виготовлення корпуса насоса: *а* – існуюча технологія; *б* – рекомендована технологія; *1* – ділянка найбільшого зношування корпуса з утворенням наскрізних отворів; *2* – випор для видалення із форми газів і неметалевих вкраплин з місця найінтенсивнішого зносу

Для оптимальної швидкості заповнення ливарної форми металом необхідно правильно вибрати діаметр стопорного стакана. Для стояка діаметром 50 мм нами вибрано стопорний стакан діаметром 40 мм, враховуючи високий металостатичний напір металу під час заливання форм стопорним ковшем, особливо на початку розливання.

Розрахунок ливникової системи для виготовлення колеса. Вихідні дані: маса колеса 360 кг; з урахуванням припусків на механічне оброблення, ливникової системи та надливу масу металу, що заливають у форму, приймаємо рівною 420 кг; переважна товщина стінки – 40 мм.

Оптимальну тривалість заливання форми визначаємо за формулою Н.1:

$$\tau = 1{,}5\ \sqrt[3]{40 \cdot 420} = 38 \text{ с}$$

Швидкість підняття металу у формі визначаємо за формулою Н.2:

$$V = 420 : 38 = 11{,}05 \text{ мм/с}$$

Швидкість підняття металу у формі знаходиться в необхідних межах.

Напір металу під час заливання форми визначаємо за формулою Н.3:

$$Hp = 23{,}5 \text{ см}$$

Висоту стояка з урахуванням нарощувалки приймаємо 560 мм, оскільки підведення металу здійснюється знизу – сифонним способом.

Сумарний поперечний переріз живильників визначаємо за формулою Н.4:

$$\Sigma\, F\text{ж} = 14{,}4 \text{ см}^2$$

Для складних виливків μ = 0,25…0,35, приймаємо 0,30.

Сумарний переріз живильників приймаємо рівним 15 см². З метою розосередження підведення металу в ливарну форму приймаємо три живильники, кожний перерізом 5 см².

Користуючись співвідношенням (формула Н.5), приймаємо переріз колектора рівним 15 см², діаметр стояка за його перерізу 15 см² рівний 45 мм, діаметр стопорного стакана для визначеного стояка рівним 35 мм.

Примітки: 1. За одночасного заливання форм корпусів і коліс слід використовувати єдиний стопорний стакан діаметром 40 мм.

2. За існуючої технології заливання форм коліс здійснюють у два етапи – спочатку через стояк до заповнення форми до рівня маточини, а потім стояк заморожують і продовжують заливання через відкритий надлив, що для сплаву з інтенсивним плівкоутворенням неприпустимо. Заливання форми необхідно здійснювати тільки через стояк і тільки після деякого часу добавляти метал у надлив, тобто виконувати так званий нагляд за надливами.

Перерізи елементів ливникової системи показано на рис. Н.3, а схеми підведення металу в ливарну форму – на рис. Н.4.

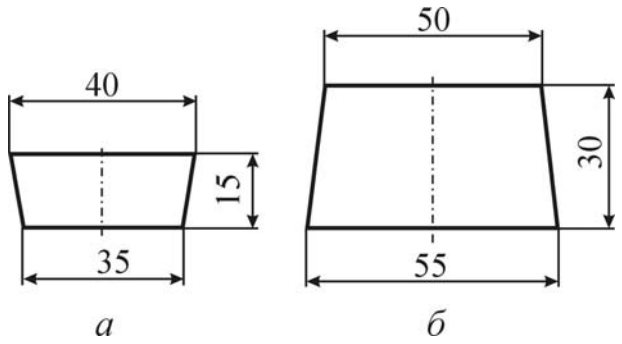


Рис. Н.3. Розміри елементів ливникової системи для виготовлення коліс багерних насосів: *а* – переріз живильника; *б* – переріз колектора

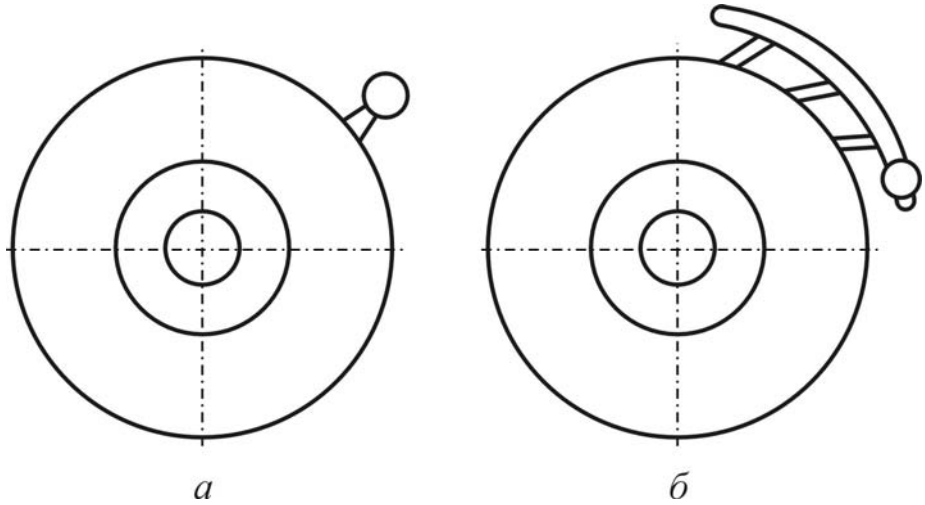


Рис. Н.4. Схеми підведення металу в ливарну форму під час виготовлення колеса: існуюча технологія (*а*); рекомендована технологія (*б*)

Додаток П
Прогнозування властивостей жаростійких сталей за їх хімічним складом регресійним методом та математичні оптимізаційні моделі визначення хімічного складу сталей за заданими властивостями

Регресійний метод – лінійна постановка

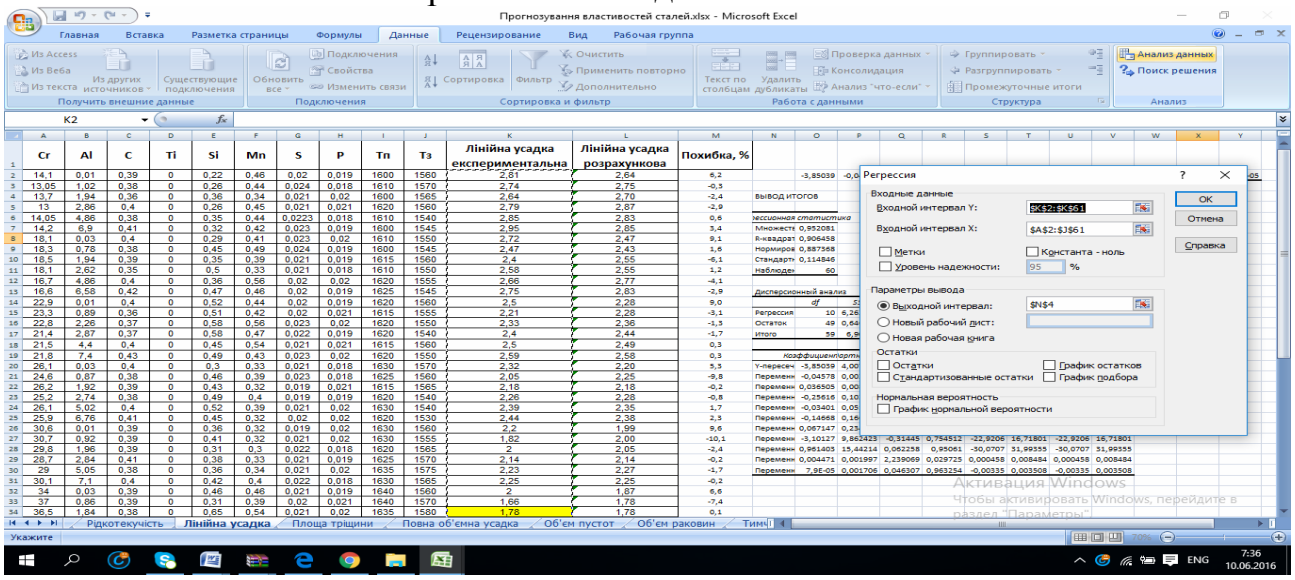


Рис. П.1. Визначення лінійної усадки сталі залежно від хімічного складу за допомогою регресійного аналізу

Одержано лінійне рівняння 1-го порядку для властивості «Лінійна усадка»:

$$\lambda_л = -3.85 - 0.046 \times Cr + 0.037 \times Al - 0.256 \times C - 0.034 \times Ti -$$
$$0.147 \times Si + 0.067 \times Mn - 3.101 \times P + 0.961 \times S + 0.04 \times T_n$$

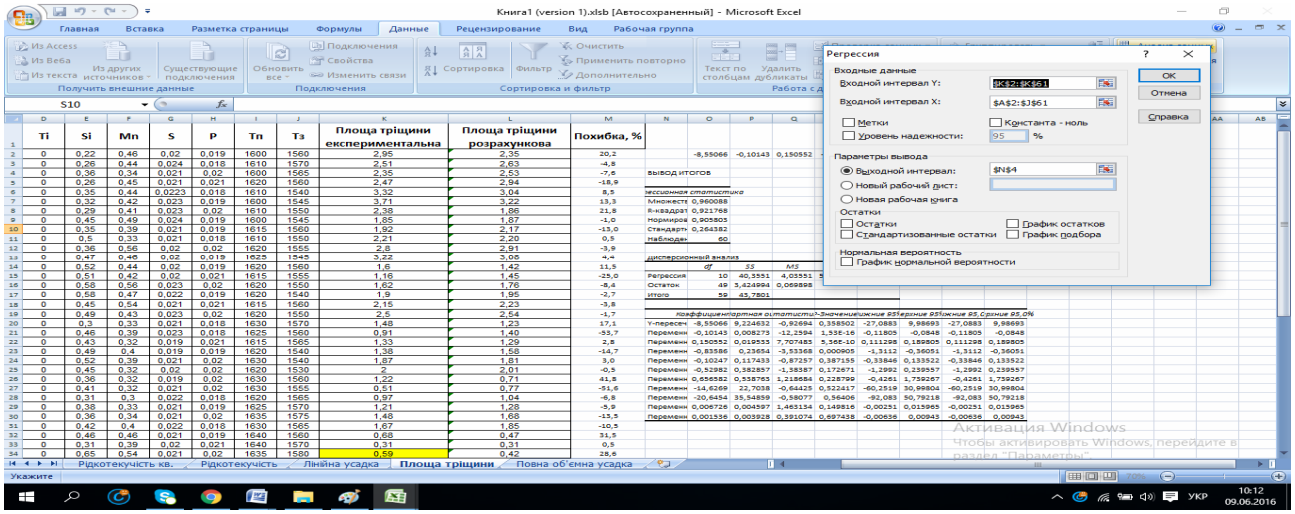


Рис. П.2. Визначення тріщиностійкості сталі за технологічною пробою діаметром 160 мм, висотою 100 мм і товщиною стінки 7 мм залежно від хімічного складу за допомогою регресійного аналізу

Одержано лінійне рівняння 1-го порядку для властивості «Площа тріщини»:

$$S_{тр} = -8.55 - 0.101 \times Cr + 0.151 \times Al - 0.836 \times C - 0.102 \times Ti - 0.53 \times Si +$$
$$0.657 \times Mn - 14.627 \times S - 20.646 \times P + 0.07 \times T_n + 0.02 \times T_з$$

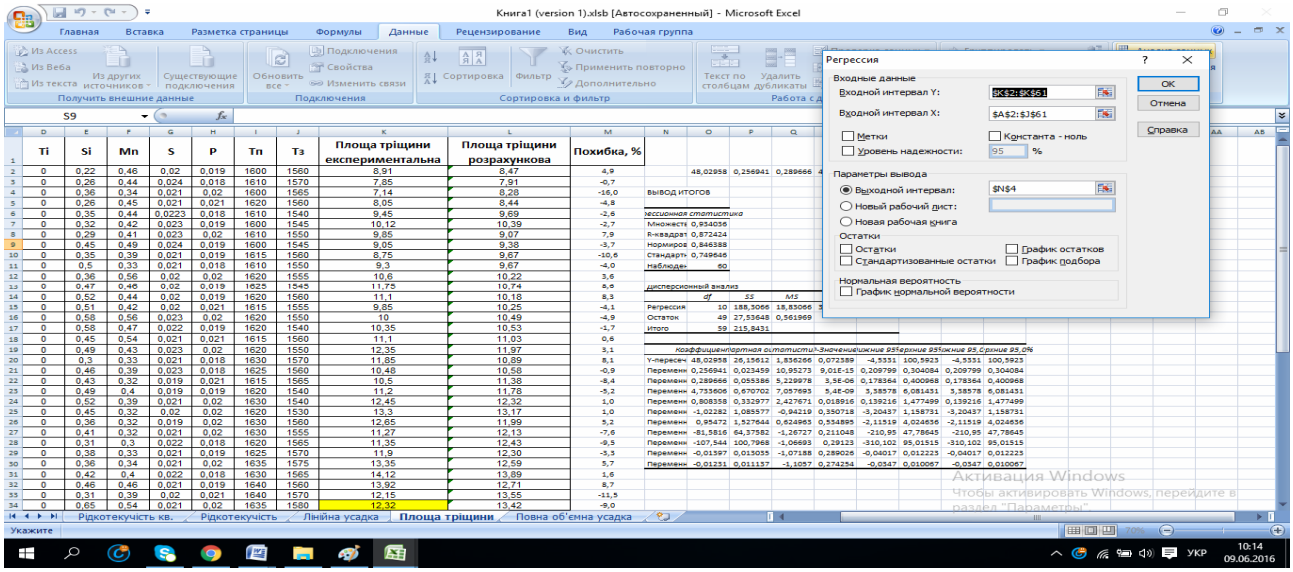


Рис. П.3. Визначення повної об'ємної усадки зразків із сталі залежно від хімічного складу за допомогою регресійного аналізу

Одержано лінійне рівняння 1-го порядку для властивості «Повна об'ємна усадка»:

$$V_{об} = 48{,}03 + 0{,}257 \times Cr + 0.29 \times Al + 4.733 \times C + 0.808 \times Ti - 1.023 \times Si +$$
$$0.955 \times Mn - 81.582 \times S - 107.544 \times P - 0.014 \times T_n - 0.012 \times T_з$$

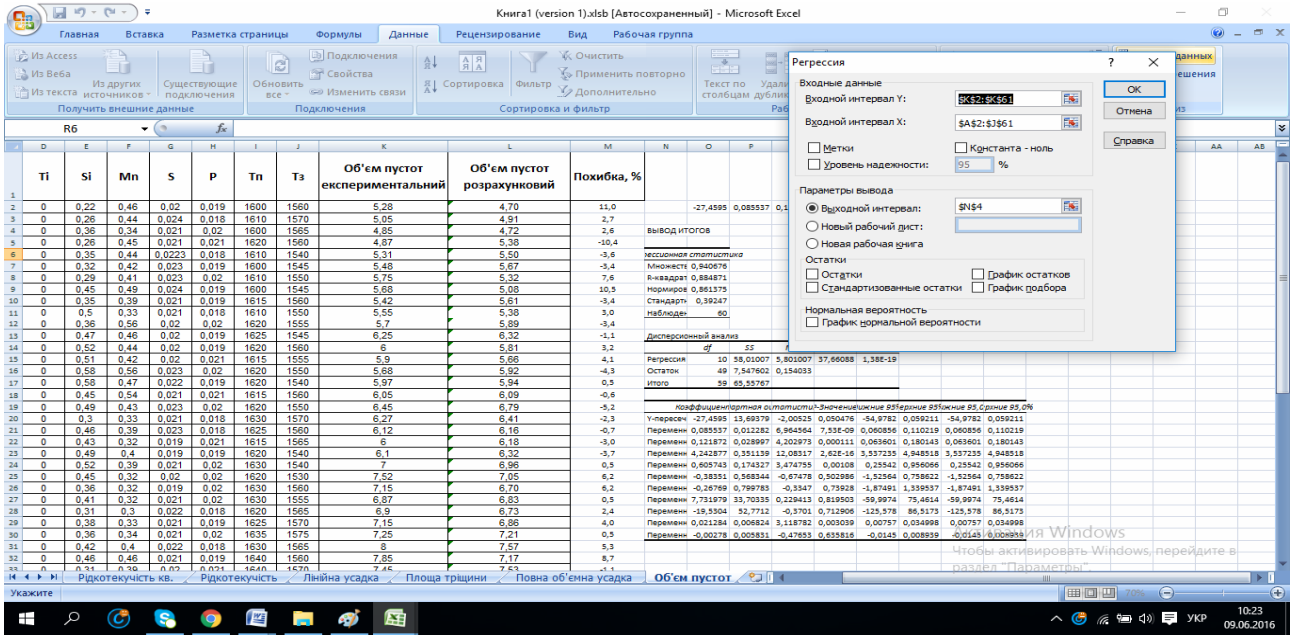


Рис. П.4. Визначення об'єму пустот у зразках із сталі залежно від хімічного складу за допомогою регресійного аналізу

Одержано лінійне рівняння 1-го порядку для властивості «Об’єм пустот»:

$$V_n = -27{,}46 + 0{,}086 \times Cr + 0.122 \times Al + 4.243 \times C + 0.606 \times Ti - 0{,}384 \times Si - 0.268 \times Mn - 7.732 \times S - 19.53 \times P + 0.021 \times T_n - 0.003 \times T_з$$

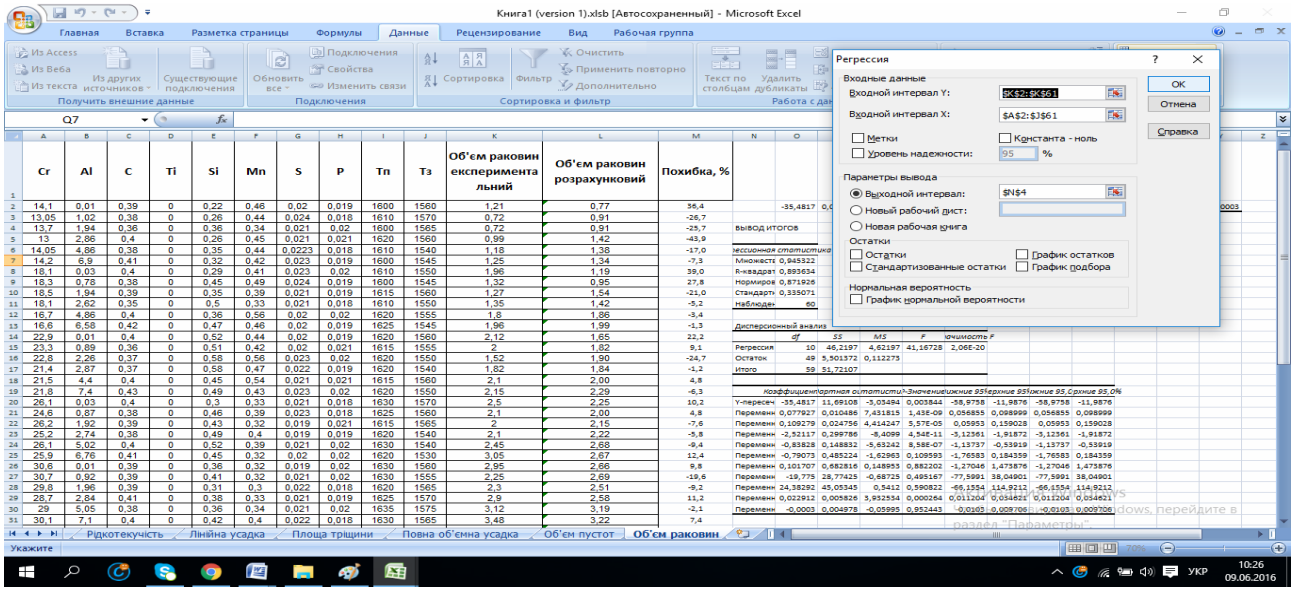


Рис. П.5. Визначення об’єму раковин у зразках із сталі залежно від хімічного складу за допомогою регресійного аналізу

Одержано лінійне рівняння 1-го порядку для властивості «Об’єм раковин»:

$$V_p = -35.47 + 0.078 \times Cr + 0.109 \times Al - 2{,}55 \times C - 0.85 \times Ti - 0.77 \times Si + 0.069 \times Mn - 18.923 \times S + 26.374 \times P + 0.023 \times T_n$$

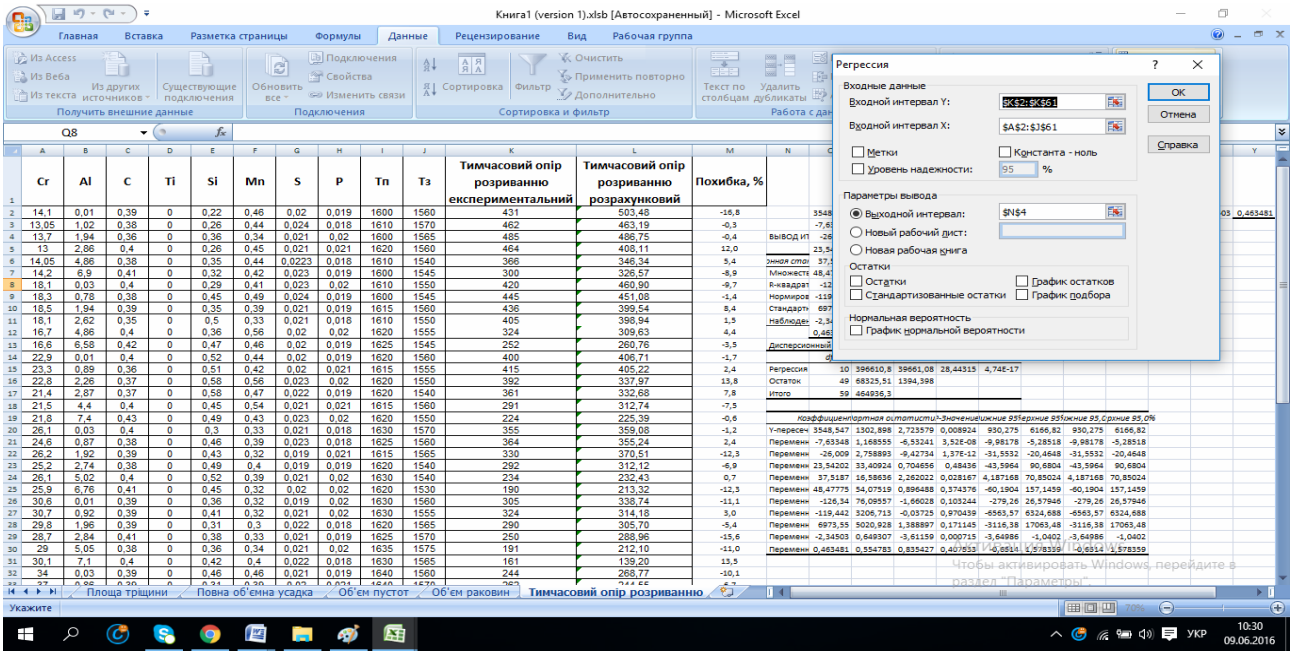


Рис. П.6. Визначення тимчасового опору розриванню зразків із сталі залежно від хімічного складу за допомогою регресійного аналізу

Одержано лінійне рівняння 1-го порядку для властивості «Тимчасовий опір розриванню»:

$$R_{m.p} = 3548.473 - 7.633 \times Cr - 26.009 \times Al + 23.542 \times C + 37.519 \times Ti +$$
$$48.478 \times Si - 126.34 \times Mn - 6973.55 \times S - 119.442 \times P - 2.345 \times T_n + 0.463 \times T_з$$

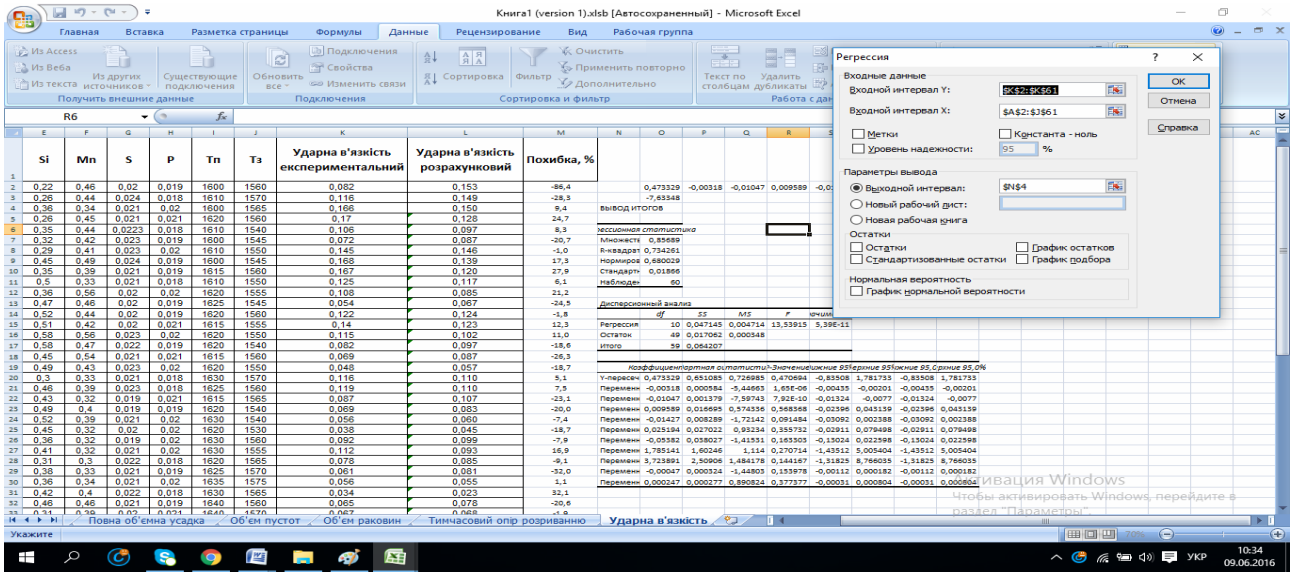


Рис. П.7. Визначення ударної в’язкості зразків із сталі залежно від хімічного складу за допомогою регресійного аналізу

Одержано лінійне рівняння 1-го порядку для властивості «Ударна в’язкість»:

$$KC = 0.473 - 0.003 \times Cr - 0.011 \times Al + 0.01 \times C - 0.014 \times Ti + 0.025 \times Si -$$
$$- 0.054 \times Mn - 1.785 \times P + 3.724 \times S$$

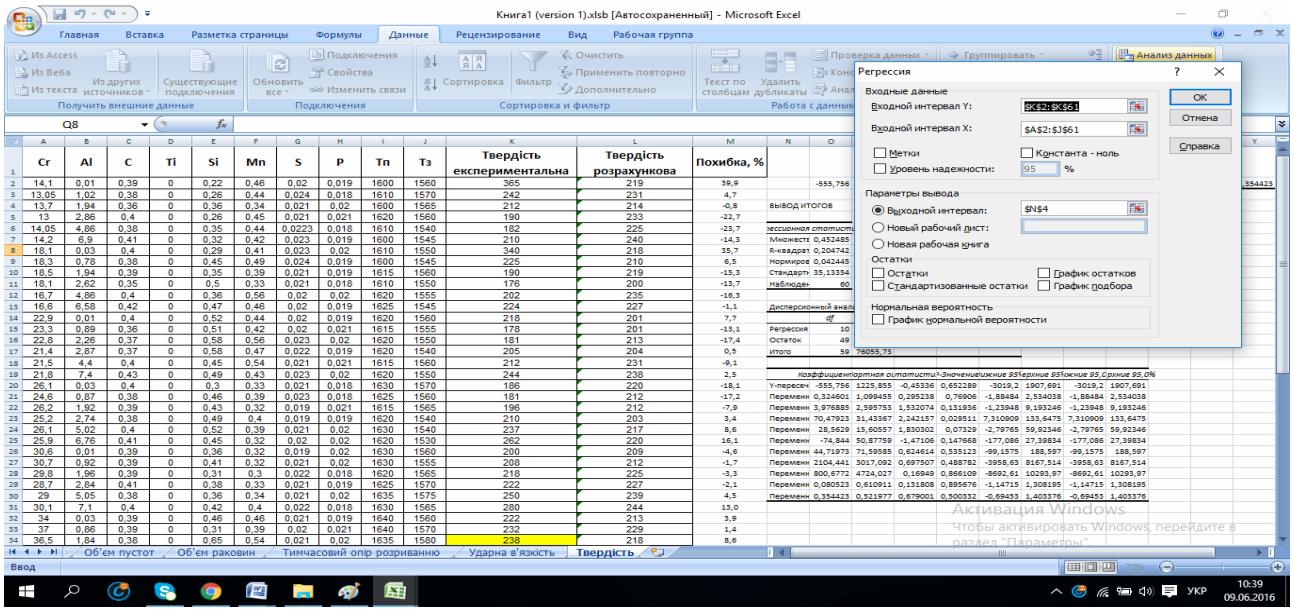


Рис. П.8. Визначення твердості зразків із сталі залежно від хімічного складу за допомогою регресійного аналізу

Одержано лінійне рівняння 1-го порядку для властивості «Твердість»:

$$HB = -555.756 + 0.325 \times Cr + 3.977 \times Al + 70.48 \times C + 28.56 \times Ti -$$
$$74.844 \times Si + 44.72 \times Mn - 2104.44 \times P - 6973.55 \times S - 2.345 \times T_n + 0.463 \times T_з$$

Регресійний метод – нелінійна постановка

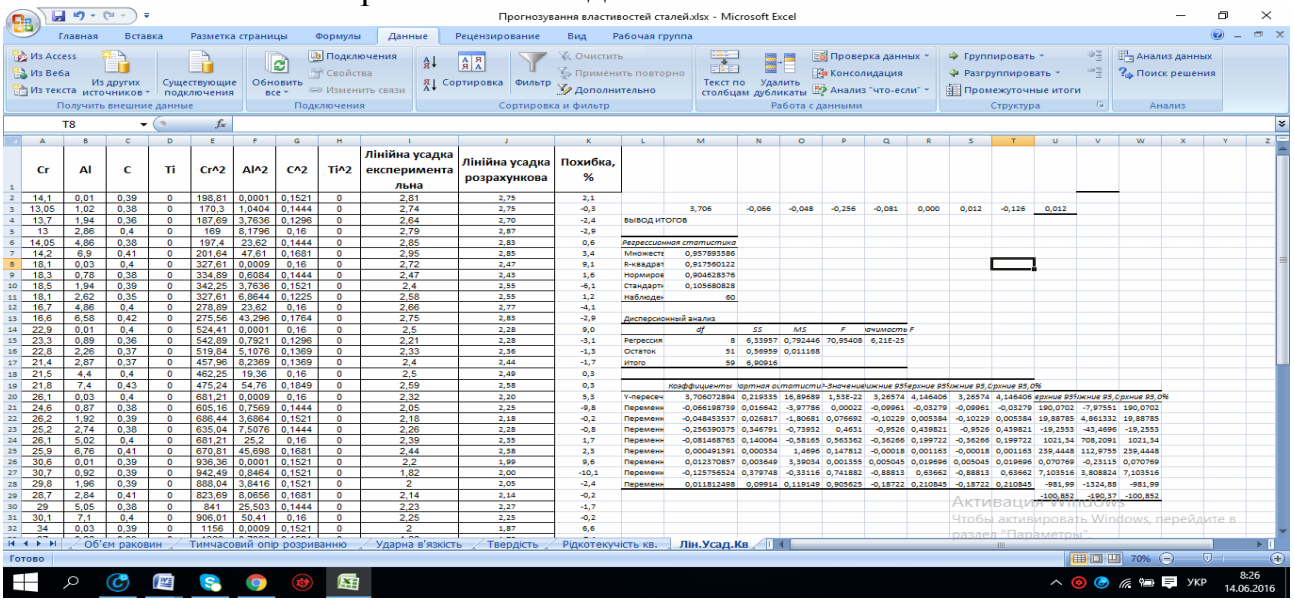


Рис. П.9. Визначення лінійної усадки сталі залежно від хімічного складу за допомогою регресійного аналізу

Нелінійне рівняння 2-го порядку для властивості «Лінійна усадка»:

$$\lambda_л = 3{,}706 - 0.066 \times Cr - 0.048 \times Al - 0.256 \times C - 0.081 \times Ti +$$
$$0.012 \times Al^2 - 0.126 \times C^2 + 0.012 \times Ti^2$$

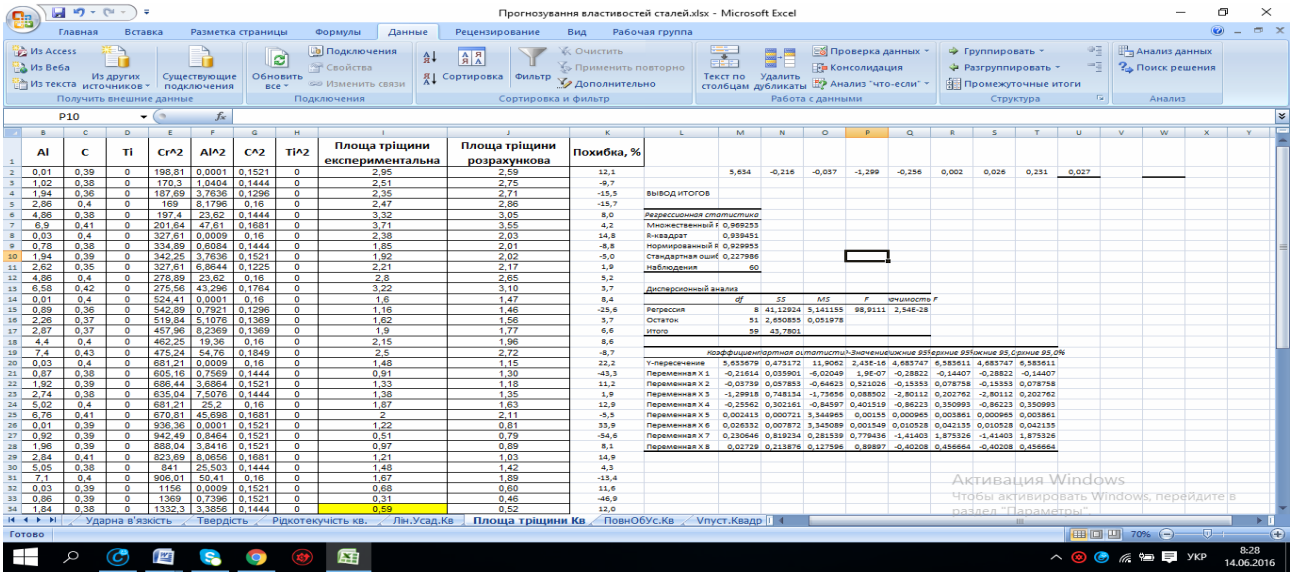


Рис. П.10. Визначення тріщиностійкості сталі залежно від хімічного складу за допомогою регресійного аналізу

Нелінійне рівняння 2-го порядку для властивості «Площа тріщини»:

$$S_{тр} = 5.634 - 0.216 \times Cr - 0.037 \times Al - 1.299 \times C - 0.256 \times Ti + 0.002 \times Cr^2 + 0.025 \times Al^2 + 0.231 \times C^2 + 0.027 \times Ti^2$$

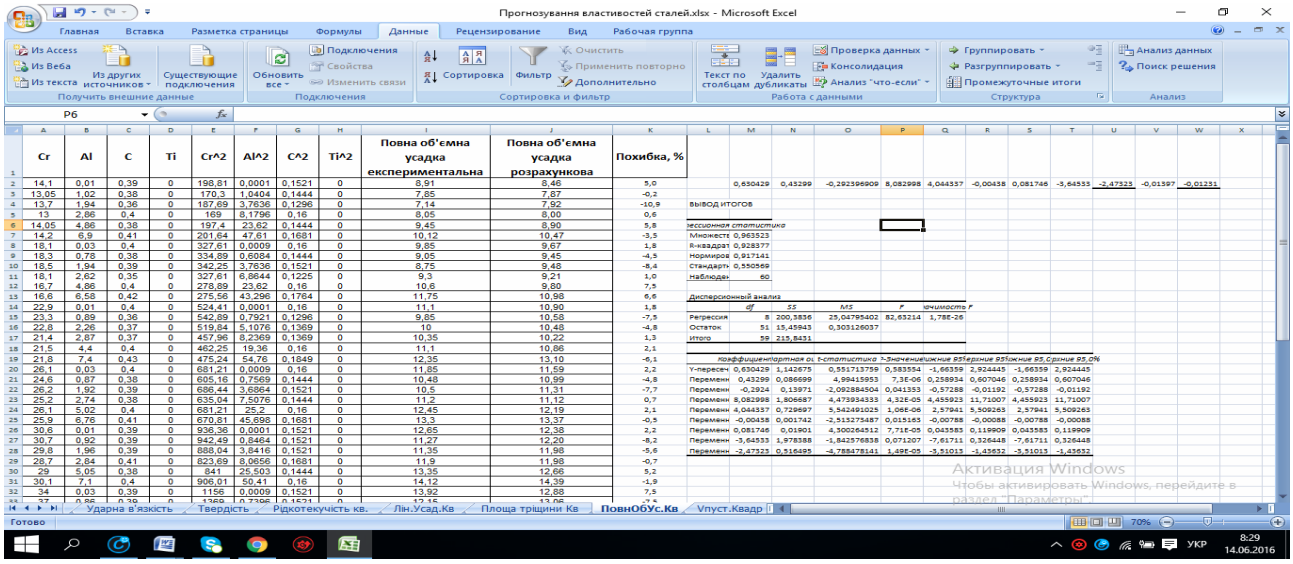


Рис. П.11. Визначення повної об’ємної усадки зразків із сталі залежно від хімічного складу за допомогою регресійного аналізу

Нелінійне рівняння 2-го порядку для властивості «Повна об’ємна усадка»:

$$V_{ус} = 0.63 + 0.423 \times Cr - 0.292 \times Al + 8.083 \times C + 4.044 \times Ti + 0.004 \times Cr^2 + 0.082 \times Al^2 + 3.645 \times C^2 - 2.47 \times Ti^2$$

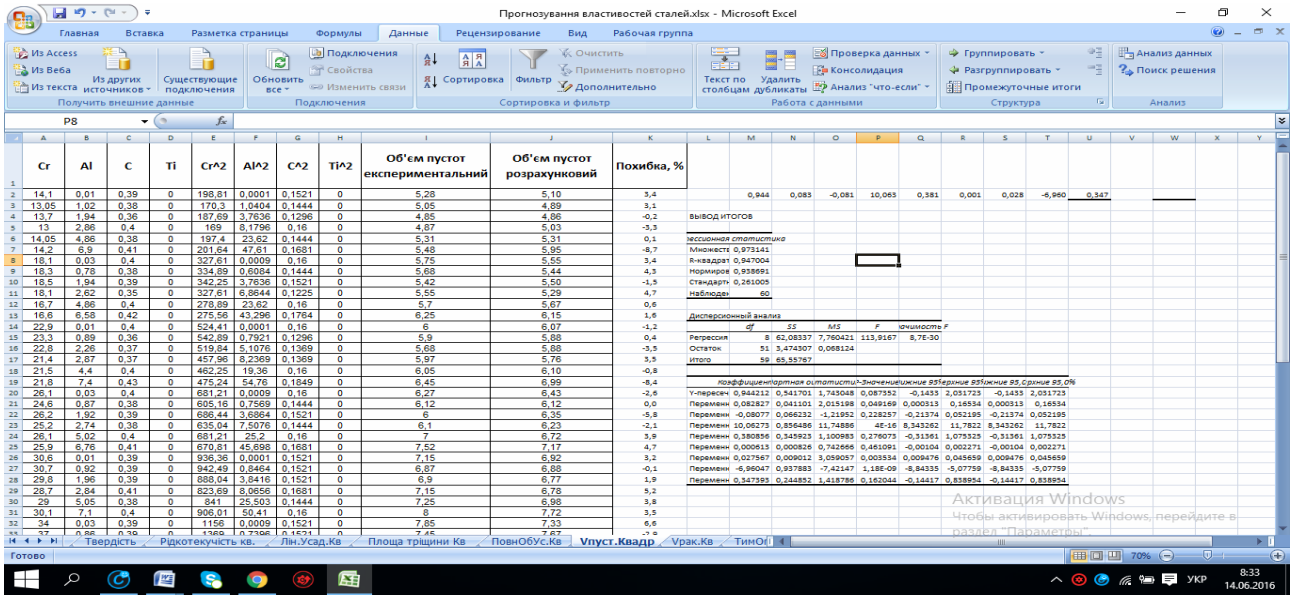
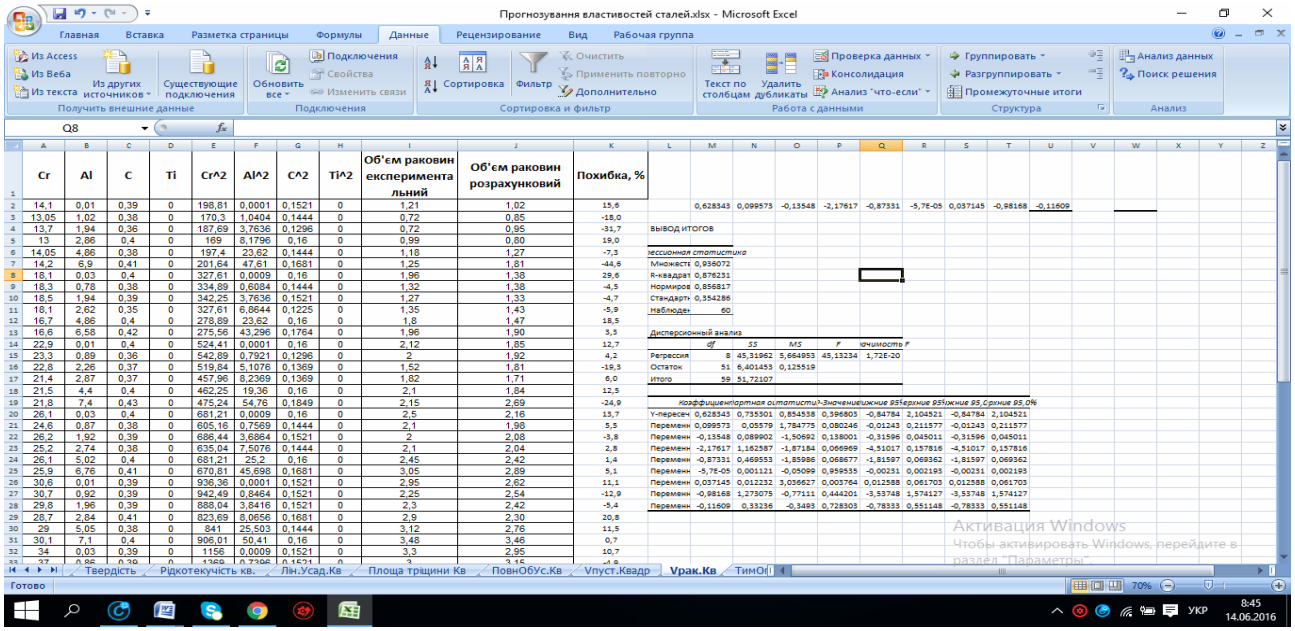


Рис. П.12. Визначення об’єму пустот у зразках із сталі залежно від хімічного складу за допомогою регресійного аналізу

Нелінійне рівняння 2-го порядку для властивості «Об’єм пустот»:

$$V_n = 0.944 + 0.083 \times Cr - 0.081 \times Al + 10.063 \times C + 0.381 \times Ti + 0.001 \times Cr^2 + 0.028 \times Al^2 - 6.96 \times C^2 + 0.347 \times Ti^2$$



Cr	Al	C	Ti	Cr^2	Al^2	C^2	Ti^2	Об'єм раковин експериментальний	Об'єм раковин розрахунковий	Похибка, %
14,1	0,01	0,39	0	198,81	0,0001	0,1521	0	1,21	1,02	15,6
13,05	1,02	0,38	0	170,3	1,0404	0,1444	0	0,72	0,85	-18,0
13,7	1,94	0,36	0	187,69	3,7636	0,1296	0	0,72	0,95	-31,7
13	2,86	0,4	0	169	8,1796	0,16	0	0,99	0,80	18,0
14,05	4,86	0,38	0	197,4	23,62	0,1444	0	1,18	1,27	-7,3
14,2	6,9	0,41	0	201,64	47,61	0,1681	0	1,25	1,81	-44,6
18,1	0,03	0,4	0	327,61	0,0009	0,16	0	1,96	1,38	29,6
18,3	0,78	0,38	0	334,89	0,6084	0,1444	0	1,32	1,38	-4,5
18,5	1,94	0,39	0	342,25	3,7636	0,1521	0	1,27	1,33	-4,7
18,1	2,62	0,35	0	327,61	6,8644	0,1225	0	1,35	1,43	-5,9
16,7	4,86	0,4	0	278,89	23,62	0,16	0	1,8	1,47	18,5
16,6	6,58	0,42	0	275,56	43,296	0,1764	0	1,96	1,90	3,3
22,9	0,01	0,4	0	524,41	0,0001	0,16	0	2,12	1,85	12,7
23,3	0,89	0,36	0	542,89	0,7921	0,1296	0	2	1,92	4,2
22,8	2,26	0,37	0	519,84	5,1076	0,1369	0	1,52	1,81	-19,3
21,4	2,87	0,37	0	457,96	8,2369	0,1369	0	1,82	1,71	6,0
21,5	4,4	0,4	0	462,25	19,36	0,16	0	2,1	1,84	12,5
21,8	7,4	0,43	0	475,24	54,76	0,1849	0	2,15	2,69	-24,9
26,1	0,03	0,4	0	681,21	0,0009	0,16	0	2,5	2,16	13,7
24,6	0,87	0,38	0	605,16	0,7569	0,1444	0	2,1	1,98	5,5
26,2	1,92	0,39	0	686,44	3,6864	0,1521	0	2	2,08	-3,8
25,2	2,74	0,38	0	635,04	7,5076	0,1444	0	2,1	2,04	2,8
26,1	5,02	0,4	0	681,21	25,2	0,16	0	2,45	2,42	1,4
25,9	6,76	0,41	0	670,81	45,698	0,1681	0	3,05	2,89	5,1
30,6	0,01	0,39	0	936,36	0,0001	0,1521	0	2,95	2,62	11,1
30,7	0,92	0,39	0	942,49	0,8464	0,1521	0	2,25	2,54	-12,9
29,8	1,96	0,39	0	888,04	3,8416	0,1521	0	2,3	2,42	-5,4
28,7	2,84	0,41	0	823,69	8,0656	0,1681	0	2,9	2,30	20,8
29	5,05	0,38	0	841	25,503	0,1444	0	3,12	2,76	11,5
30,1	7,1	0,4	0	906,01	50,41	0,16	0	3,48	3,46	0,7
34	0,03	0,39	0	1156	0,0009	0,1521	0	3,3	2,95	10,7
37	0,86	0,39	0	1369	0,7396	0,1521	0	3	3,15	-4,9

	0,628343	0,099573	-0,13548	-2,17617	-0,87331	-5,7E-05	0,037145	-0,98168	-0,11609

ВЫВОД ИТОГОВ

Регрессионная статистика	
Множеств	0,936072
R-квадрат	0,876231
Нормиров	0,856817
Стан-дарт	0,554286
Наблюде	60

Дисперсионный анализ

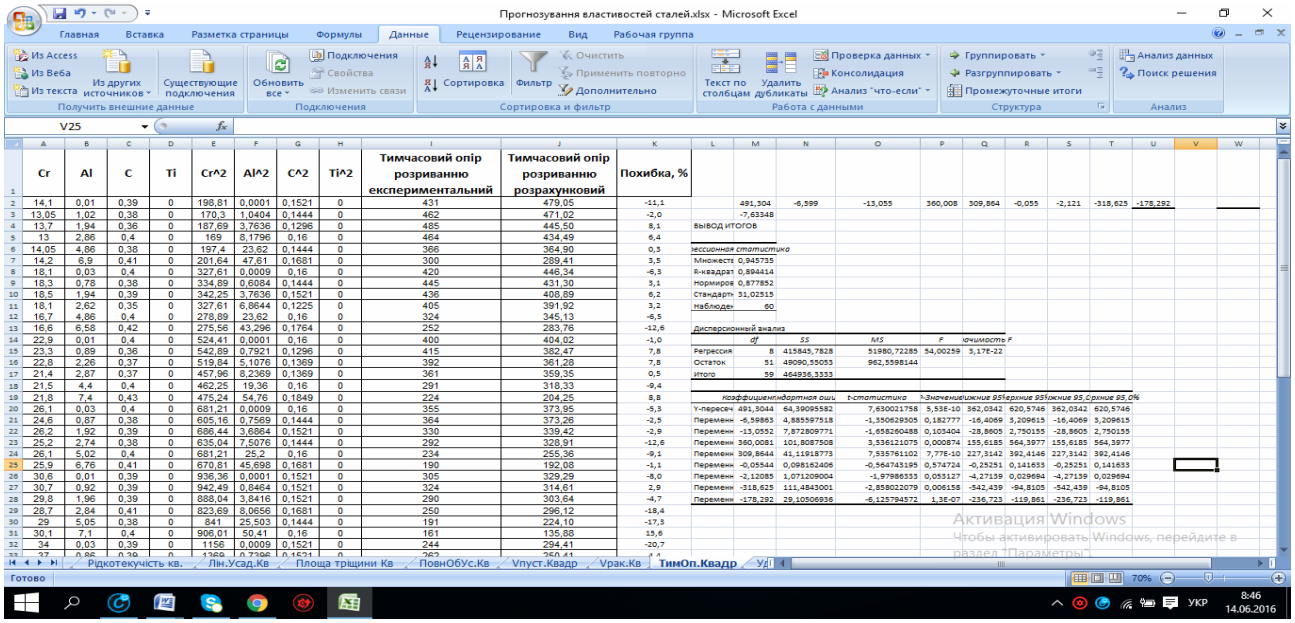
	df	SS	MS	F	значимость F
Регрессия	8	45,31962	5,664953	45,13234	1,72E-20
Остаток	51	6,401453	0,125519		
Итого	59	51,72107			

	Коэффициенты	Стандартная ошибка	t-статистика	P-Значение	Нижние 95%	Верхние 95%	Нижние 95,0%	Верхние 95,0%
Y-пересеч	0,628343	0,755501	0,854538	0,396803	-0,84784	2,104521	-0,84784	2,104521
Переменн	0,099573	0,05579	1,784775	0,080246	-0,01243	0,211577	-0,01243	0,211577
Переменн	-0,13548	0,089902	-1,50692	0,138001	-0,31596	0,045011	-0,31596	0,045011
Переменн	-2,17617	1,162587	-1,87184	0,066969	-4,51017	0,157816	-4,51017	0,157816
Переменн	-0,87331	0,469553	-1,85986	0,068677	-1,81597	0,069362	-1,81597	0,069362
Переменн	-5,7E-05	0,001121	-0,05099	0,959535	-0,00231	0,002193	-0,00231	0,002193
Переменн	0,037145	0,012232	3,036627	0,003764	0,012588	0,061703	0,012588	0,061703
Переменн	-0,98168	1,273075	-0,77111	0,444201	-3,53748	1,574127	-3,53748	1,574127
Переменн	-0,11609	0,33236	-0,3495	0,728303	-0,78333	0,551148	-0,78333	0,551148

Рис. П.13. Визначення об’єму раковин у зразках із сталі залежно від хімічного складу за допомогою регресійного аналізу

Нелінійне рівняння 2-го порядку для властивості «Об’єм раковин»:

$$V_p = 0.628 + 0.1 \times Cr + 0.135 \times Al + 2.176 \times C + 0.873 \times Ti + 0.037 \times Al^2 + 0.982 \times C^2 + 0.116 \times Ti^2$$



Cr	Al	C	Ti	Cr^2	Al^2	C^2	Ti^2	Тимчасовий опір розриванню експериментальний	Тимчасовий опір розриванню розрахунковий	Похибка, %
14,1	0,01	0,39	0	198,81	0,0001	0,1521	0	431	479,05	-11,1
13,05	1,02	0,38	0	170,3	1,0404	0,1444	0	462	471,02	-2,0
13,7	1,94	0,36	0	187,69	3,7636	0,1296	0	485	445,50	8,1
13	2,86	0,4	0	169	8,1796	0,16	0	464	434,49	6,4
14,05	4,86	0,38	0	197,4	23,62	0,1444	0	366	364,90	0,3
14,2	6,9	0,41	0	201,64	47,61	0,1681	0	300	289,41	3,5
18,1	0,03	0,4	0	327,61	0,0009	0,16	0	420	446,34	-6,3
18,3	0,78	0,38	0	334,89	0,6084	0,1444	0	445	431,30	3,1
18,5	1,94	0,39	0	342,25	3,7636	0,1521	0	436	408,89	6,2
18,1	2,62	0,35	0	327,61	6,8644	0,1225	0	405	391,92	3,2
16,7	4,86	0,4	0	278,89	23,62	0,16	0	324	345,13	-6,5
16,6	6,58	0,42	0	275,56	43,296	0,1764	0	252	283,76	-12,6
22,9	0,01	0,4	0	524,41	0,0001	0,16	0	400	404,02	-1,0
23,3	0,89	0,36	0	542,89	0,7921	0,1296	0	415	382,47	7,8
22,8	2,26	0,37	0	519,84	5,1076	0,1369	0	392	361,28	7,8
21,4	2,87	0,37	0	457,96	8,2369	0,1369	0	361	359,35	0,5
21,5	4,4	0,4	0	462,25	19,36	0,16	0	291	318,33	-9,4
21,8	7,4	0,43	0	475,24	54,76	0,1849	0	224	204,25	8,8
26,1	0,03	0,4	0	681,21	0,0009	0,16	0	355	373,95	-5,3
24,6	0,87	0,38	0	605,16	0,7569	0,1444	0	364	373,26	-2,5
26,2	1,92	0,39	0	686,44	3,6864	0,1521	0	330	339,42	-2,9
25,2	2,74	0,38	0	635,04	7,5076	0,1444	0	292	328,91	-12,6
26,1	5,02	0,4	0	681,21	25,2	0,16	0	234	255,36	-9,1
25,9	6,76	0,41	0	670,81	45,698	0,1681	0	190	192,08	-1,1
30,6	0,01	0,39	0	936,36	0,0001	0,1521	0	305	329,29	-8,0
30,7	0,92	0,39	0	942,49	0,8464	0,1521	0	324	314,61	2,9
29,8	1,96	0,39	0	888,04	3,8416	0,1521	0	290	303,64	-4,7
28,7	2,84	0,41	0	823,69	8,0656	0,1681	0	250	296,12	-18,4
29	5,05	0,38	0	841	25,503	0,1444	0	191	224,10	-17,3
30,1	7,1	0,4	0	906,01	50,41	0,16	0	161	135,88	15,6
34	0,03	0,39	0	1156	0,0009	0,1521	0	244	294,41	-20,7
37	0,86	0,39	0	1369	0,7396	0,1521	0	262	260,41	1,1

	491,3044	-6,599	-13,055	360,008	309,864	-0,055	-2,121	-318,625	-178,292

ВЫВОД ИТОГОВ

Регрессионная статистика	
Множеств	0,945735
R-квадрат	0,894414
Нормиров	0,877852
Стандарт	31,02515
Наблюде	60

Дисперсионный анализ

	df	SS	MS	F	значимость F
Регрессия	8	415845,7828	51980,72285	54,00259	3,17E-22
Остаток	51	49090,55053	962,5598144		
Итого	59	464936,3333			

	Коэффициенты	Стандартная ошибка	t-статистика	P-Значение	Нижние 95%	Верхние 95%	Нижние 95,0%	Верхние 95,0%
Y-пересеч	491,3044	64,39095582	7,630021758	5,53E-10	362,0342	620,5746	362,0342	620,5746
Переменн	-6,59863	4,885597518	-1,350629305	0,182777	-16,4069	3,209615	-16,4069	3,209615
Переменн	-13,0552	7,872809771	-1,658260488	0,103404	-28,8605	2,750155	-28,8605	2,750155
Переменн	360,0081	101,8087508	3,536121075	0,000874	155,6185	564,3977	155,6185	564,3977
Переменн	309,8644	41,11918773	7,535761102	7,77E-10	227,3142	392,4146	227,3142	392,4146
Переменн	-0,05544	0,098162406	-0,564745195	0,574724	-0,25251	0,141633	-0,25251	0,141633
Переменн	-2,12085	1,071209004	-1,97986333	0,053127	-4,27139	0,029694	-4,27139	0,029694
Переменн	-318,625	111,4843001	-2,858022079	0,006158	-542,439	-94,8105	-542,439	-94,8105
Переменн	-178,292	29,10506936	-6,125794572	1,3E-07	-236,723	-119,861	-236,723	-119,861

Рис. П.14. Визначення тимчасового опору розриванню зразків із сталі залежно від хімічного складу за допомогою регресійного аналізу

Нелінійне рівняння 2-го порядку для властивості «Тимчасовий опір розриванню»:

$$R_{m.p} = 491.301 - 6.6 \times Cr - 13.055 \times Al + 360.008 \times C + 309.864 \times Ti -$$

$$0.055 \times Cr^2 - 2.121 \times Al^2 + 318.625 \times C^2 + 178.292 \times Ti^2$$

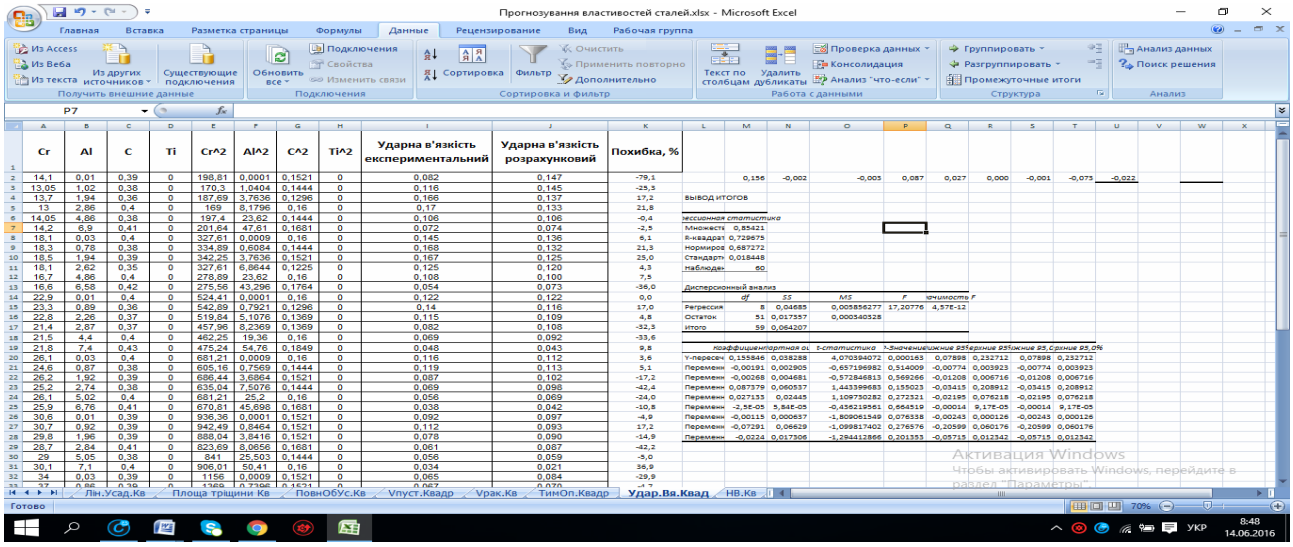


Рис. П.15. Визначення ударної в’язкості зразків із сталі залежно від хімічного складу за допомогою регресійного аналізу

Нелінійне рівняння 2-го порядку для властивості «Ударна в’язкість»:

$$KC = 0.156 - 0.002 \times Cr - 0.003 \times Al + 0.087 \times C + 0.027 \times Ti -$$

$$0.001 \times Al^2 + 0.073 \times C^2 - 0.022 \times Ti^2$$

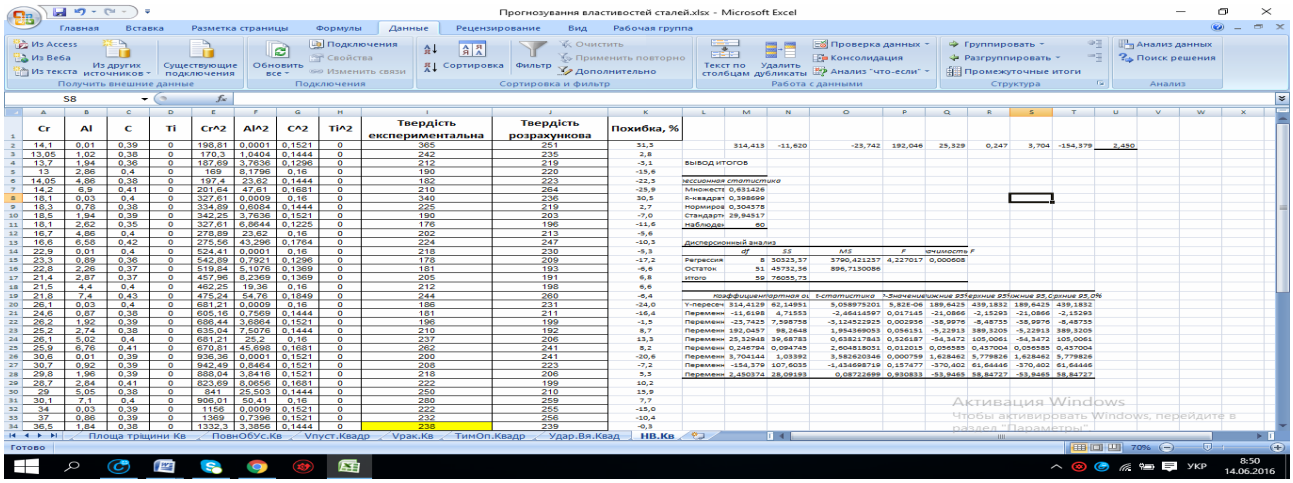


Рис. П.16. Визначення твердості зразків із сталі залежно від хімічного складу за допомогою регресійного аналізу

Нелінійне рівняння 2-го порядку для властивості «Твердість»:

$$HB = 314.413 - 11.62 \times Cr - 23.742 \times Al + 192.046 \times C + 25.329 \times Ti +$$

$$0.247 \times Cr^2 + 3.704 \times Al^2 + 154.38 \times C^2 + 2.45 \times Ti^2$$

Математичні оптимізаційні моделі визначення хімічного складу сталей за заданими властивостями

Модель №1

1. Критерій оптимізації – **Рідкоплинність.** Розгорнута форма моделі:

$$R = -594.43 + 7.29 \times Cr + 10.37 \times Al - 149.3 \times C - 66.4 \times Ti - 83.65 \times Si - 65.85 \times Mn + 1789 \times S + 6585.81 \times P + 0.233 \times T_п + 0.284 \times T_з$$

2.Система обмежень: $\longrightarrow$ 670(MAX)

Лінійна усадка

$$2.95 \geq -3.85 - 0.046 \times Cr + 0.037 \times Al - 0.256 \times C - 0.034 \times Ti - 0.147 \times Si + 0.067 \times Mn - 3.101 \times P + 0.961 \times S + 0.04 \times T_п \geq 1.66$$

Повна об'ємна усадка

$$15.2 \geq 48{,}03 + 0{,}257 \times Cr + 0.29 \times Al + 4.733 \times C + 0.808 \times Ti - 1.023 \times Si + 0.955 \times Mn - 81.582 \times S - 107.544 \times P - 0.014 \times T_п - 0.012 \times T_з \geq 7.14$$

Об'єм пустот

$$9.05 \geq -8.55 - 0.101 \times Cr + 0.151 \times Al - 0.836 \times C - 0.102 \times Ti - 0.53 \times Si + 0.657 \times Mn - 14.627 \times S - 20.646 \times P + 0.07 \times T_п + 0.02 \times T_з \geq 4.85$$

Об'єм раковин

$$4.05 \geq -27{,}46 + 0{,}086 \times Cr + 0.122 \times Al + 4.243 \times C + 0.606 \times Ti - 0{,}384 \times Si - 0.268 \times Mn - 7.732 \times S - 19.53 \times P + 0.021 \times T_п - 0.003 \times T_з \geq 0.05$$

Ударна в'язкість

$$0.17 \geq 0.473 - 0.003 \times Cr - 0.011 \times Al + 0.01 \times C - 0.014 \times Ti + 0.025 \times Si - - 0.054 \times Mn - 1.785 \times P + 3.724 \times S \geq 0.024$$

Тимчасовий опір розриванню

$$485 \geq 3548 - 7.633 \times Cr - 26 \times Al + 23.542 \times C + 37.519 \times Ti + 48.478 \times Si - 126.34 \times Mn - 6973.55 \times S - 119.442 \times P - 2.345 \times T_п + 0.463 \times T_з \geq 117$$

Твердість

$$365 \geq -555.756 + 0.325 \times Cr + 3.977 \times Al + 70.48 \times C + 28.56 \times Ti - 74.844 \times Si + 44.72 \times Mn - 2104.44 \times P - 6973.55 \times S - 2.345 \times T_п + 0.463 \times T_з \geq 176$$

Скорочена форма моделі:

1. Критерій оптимізації – **Рідкоплинність**

$$R = \sum_{i=1}^{m} C_i \times x_i \longrightarrow 670 \text{ (MAX)}$$

2.Система обмежень:

$$\begin{cases} 2.95 \geq \sum_{i=1}^{m} C_i \times x_i \geq 1.66 & \text{Лінійна усадка} \\ 3.71 \geq \sum_{i=1}^{m} C_i \times x_i \geq 0.12 & \text{Площа тріщини} \\ 15.2 \geq \sum_{i=1}^{m} C_i \times x_i \geq 7.14 & \text{Повна об'ємна усадка} \\ 9.05 \geq \sum_{i=1}^{m} C_i \times x_i \geq 4.85 & \text{Об'єм пустот} \\ 4.05 \geq \sum_{i=1}^{m} C_i \times x_i \geq 0.05 & \text{Об'єм раковин} \\ 485 \geq \sum_{i=1}^{m} C_i \times x_i \geq 117 & \text{Тимчасовий опір розриванню} \\ 0.17 \geq \sum_{i=1}^{m} C_i \times x_i \geq 0.024 & \text{Ударна в'язкість} \\ 365 \geq \sum_{i=1}^{m} C_i \times x_i \geq 176 & \text{Твердість} \end{cases}$$

Модель №2

1.Критерій оптимізації – **Лінійна усадка.** Розгорнута форма моделі:

$$\lambda = -3.85 - 0.046 \times Cr + 0.037 \times Al - 0.256 \times C - 0.034 \times Ti -$$
$$0.147 \times Si + 0.067 \times Mn - 3.101 \times P + 0.961 \times S + 0.04 \times T_п$$

2.Система обмежень: $\longrightarrow$ 1.66(MIN)

Рідкоплинність

$$670 \geq -594.43 + 7.29 \times Cr + 10.37 \times Al - 149.3 \times C - 66.4 \times Ti - 83.65 \times Si -$$
$$65.85 \times Mn + 1789.74 \times S + 6585.81 \times P + 0.233 \times T_п + 0.284 \times T_з \geq 290$$

Площа тріщини

$$3.71 \geq -8.55 - 0.101 \times Cr + 0.151 \times Al - 0.836 \times C - 0.102 \times Ti - 0.53 \times Si +$$
$$0.657 \times Mn - 14.627 \times S - 20.646 \times P + 0.07 \times T_п + 0.02 \times T_з \geq 0.12$$

Повна об’ємна усадка

$$15.2 \geq 48{,}03 + 0{,}257 \times Cr + 0.29 \times Al + 4.733 \times C + 0.808 \times Ti - 1.023 \times Si +$$
$$0.955 \times Mn - 81.582 \times S - 107.544 \times P - 0.014 \times T_п - 0.012 \times T_з \geq 7.14$$

Об’єм пустот

$$9.05 \geq -8.55 - 0.101 \times Cr + 0.151 \times Al - 0.836 \times C - 0.102 \times Ti - 0.53 \times Si +$$
$$0.657 \times Mn - 14.627 \times S - 20.646 \times P + 0.07 \times T_п + 0.02 \times T_з \geq 4.85$$

Об’єм раковин

$$4.05 \geq -27{,}46 + 0{,}086 \times Cr + 0.122 \times Al + 4.243 \times C + 0.606 \times Ti - 0{,}384 \times Si -$$
$$0.268 \times Mn - 7.732 \times S - 19.53 \times P + 0.021 \times T_п - 0.003 \times T_з \geq 0.05$$

Ударна в’язкість

$$0.17 \geq 0.473 - 0.003 \times Cr - 0.011 \times Al + 0.01 \times C - 0.014 \times Ti + 0.025 \times Si -$$
$$- 0.054 \times Mn - 1.785 \times P + 3.724 \times S \geq 0.024$$

Тимчасовий опір розриванню

$$485 \geq 3548 - 7.633 \times Cr - 26 \times Al + 23.542 \times C + 37.519 \times Ti + 48.478 \times Si -$$
$$126.34 \times Mn - 6973.55 \times S - 119.442 \times P - 2.345 \times T_п + 0.463 \times T_з \geq 117$$

Твердість

$$365 \geq -555.756 + 0.325 \times Cr + 3.977 \times Al + 70.48 \times C + 28.56 \times Ti -$$
$$74.844 \times Si + 44.72 \times Mn - 2104.44 \times P - 6973.55 \times S - 2.345 \times T_п +$$
$$0.463 \times T_з \geq 176$$

Скорочена форма моделі:

1.Критерій оптимізації – **Лінійна усадка**

$$\lambda = \sum_{i=1}^{m} C_i \times x_i \longrightarrow 1.66\ (\mathrm{MIN})$$

2.Система обмежень:

$$\begin{cases} 670 \geq \sum_{i=1}^{m} C_i \times x_i \geq 290 & \text{Рідкоплинність} \\ 3.71 \geq \sum_{i=1}^{m} C_i \times x_i \geq 0.12 & \text{Площа тріщини} \\ 15.2 \geq \sum_{i=1}^{m} C_i \times x_i \geq 7.14 & \text{Повна об'ємна усадка} \\ 9.05 \geq \sum_{i=1}^{m} C_i \times x_i \geq 4.85 & \text{Об'єм пустот} \\ 4.05 \geq \sum_{i=1}^{m} C_i \times x_i \geq 0.05 & \text{Об'єм раковин} \\ 485 \geq \sum_{i=1}^{m} C_i \times x_i \geq 117 & \text{Тимчасовий опір розриванню} \\ 0.17 \geq \sum_{i=1}^{m} C_i \times x_i \geq 0.024 & \text{Ударна в'язкість} \\ 365 \geq \sum_{i=1}^{m} C_i \times x_i \geq 176 & \text{Твердість} \end{cases}$$

Модель №3

1. Критерій оптимізації – **Площа тріщини (Тріщиностійкість)**

Розгорнута форма моделі:

$$S_{tr} = -8.55 - 0.101 \times Cr + 0.151 \times Al - 0.836 \times C - 0.102 \times Ti - 0.53 \times Si + 0.657 \times Mn - 14.627 \times S - 20.646 \times P + 0.07 \times T_п + 0.02 \times T_з$$

2.Система обмежень: $\longrightarrow$ 0.12(MIN)

Рідкоплинність

$$670 \geq -594.43 + 7.29 \times Cr + 10.37 \times Al - 149.3 \times C - 66.4 \times Ti - 83.65 \times Si - 65.85 \times Mn + 1789.74 \times S + 6585.81 \times P + 0.233 \times T_п + 0.284 \times T_з \geq 290$$

Лінійна усадка

$$2.95 \geq -3.85 - 0.046 \times Cr + 0.037 \times Al - 0.256 \times C - 0.034 \times Ti - 0.147 \times Si + 0.067 \times Mn - 3.101 \times P + 0.961 \times S + 0.04 \times T_п \geq 1.66$$

Повна об’ємна усадка

$$15.2 \geq 48{,}03 + 0{,}257 \times Cr + 0.29 \times Al + 4.733 \times C + 0.808 \times Ti - 1.023 \times Si + 0.955 \times Mn - 81.582 \times S - 107.544 \times P - 0.014 \times T_п - 0.012 \times T_з \geq 7.14$$

Об’єм пустот

$$9.05 \geq -8.55 - 0.101 \times Cr + 0.151 \times Al - 0.836 \times C - 0.102 \times Ti - 0.53 \times Si + 0.657 \times Mn - 14.627 \times S - 20.646 \times P + 0.07 \times T_п + 0.02 \times T_з \geq 4.85$$

Об’єм раковин

$$4.05 \geq -27{,}46 + 0{,}086 \times Cr + 0.122 \times Al + 4.243 \times C + 0.606 \times Ti - 0{,}384 \times Si - 0.268 \times Mn - 7.732 \times S - 19.53 \times P + 0.021 \times T_п - 0.003 \times T_з \geq 0.05$$

Ударна в’язкість

$$0.17 \geq 0.473 - 0.003 \times Cr - 0.011 \times Al + 0.01 \times C - 0.014 \times Ti + 0.025 \times Si - - 0.054 \times Mn - 1.785 \times P + 3.724 \times S \geq 0.024$$

Тимчасовий опір розриванню

$$485 \geq 3548 - 7.633 \times Cr - 26 \times Al + 23.542 \times C + 37.519 \times Ti + 48.478 \times Si - 126.34 \times Mn - 6973.55 \times S - 119.442 \times P - 2.345 \times T_п + 0.463 \times T_з \geq 117$$

Твердість

$$365 \geq -555.756 + 0.325 \times Cr + 3.977 \times Al + 70.48 \times C + 28.56 \times Ti - 74.844 \times Si + 44.72 \times Mn - 2104.44 \times P - 6973.55 \times S - 2.345 \times T_п + 0.463 \times T_з \geq 176$$

Скорочена форма моделі:

1. Критерій оптимізації – **Площа тріщини (Тріщиностійкість)**

$$S_{tr} = \sum_{i=1}^{m} C_i \times x_i \longrightarrow 0.12 \text{ (MIN)}$$

2.Система обмежень:

$$670 \geq \sum_{i=1}^{m} C_i \times x_i \geq 290$$ Рідкоплинність

$$2.95 \geq \sum_{i=1}^{m} C_i \times x_i \geq 1.66$$ Лінійна усадка

$$15.2 \geq \sum_{i=1}^{m} C_i \times x_i \geq 7.14$$ Повна об’ємна усадка

$$9.05 \geq \sum_{i=1}^{m} C_i \times x_i \geq 4.85$$ Об’єм пустот

$$4.05 \geq \sum_{i=1}^{m} C_i \times x_i \geq 0.05$$ Об’єм раковин

$$485 \geq \sum_{i=1}^{m} C_i \times x_i \geq 117$$ Тимчасовий опір розриванню

$$0.17 \geq \sum_{i=1}^{m} C_i \times x_i \geq 0.024$$ Ударна в’язкість

$$365 \geq \sum_{i=1}^{m} C_i \times x_i \geq 176$$ Твердість

Модель №4

1. Критерій оптимізації – **Повна об'ємна усадка**

Розгорнута форма моделі:

$$V_{об} = 48{,}03 + 0{,}257 \times Cr + 0.29 \times Al + 4.733 \times C + 0.8 \times Ti - 1.023 \times Si +$$
$$0.955 \times Mn - 81.582 \times S - 107.54 \times P - 0.014 \times T_п - 0.012 \times T_з$$

2.Система обмежень: $\longrightarrow$ 7.14(MIN)

Рідкоплинність

$$670 \geq -594.43 + 7.29 \times Cr + 10.37 \times Al - 149.3 \times C - 66.4 \times Ti - 83.65 \times Si -$$
$$65.85 \times Mn + 1789.74 \times S + 6585.81 \times P + 0.233 \times T_п + 0.284 \times T_з \geq 290$$

Лінійна усадка

$$2.95 \geq -3.85 - 0.046 \times Cr + 0.037 \times Al - 0.256 \times C - 0.034 \times Ti -$$
$$0.147 \times Si + 0.067 \times Mn - 3.101 \times P + 0.961 \times S + 0.04 \times T_п \geq 1.66$$

Площа тріщини

$$3.71 \geq -8.55 - 0.101 \times Cr + 0.151 \times Al - 0.836 \times C - 0.102 \times Ti - 0.53 \times Si +$$
$$0.657 \times Mn - 14.627 \times S - 20.646 \times P + 0.07 \times T_п + 0.02 \times T_з \geq 0.12$$

Об'єм пустот

$$9.05 \geq -8.55 - 0.101 \times Cr + 0.151 \times Al - 0.836 \times C - 0.102 \times Ti - 0.53 \times Si +$$
$$0.657 \times Mn - 14.627 \times S - 20.646 \times P + 0.07 \times T_п + 0.02 \times T_з \geq 4.85$$

Об'єм раковин

$$4.05 \geq -27{,}46 + 0{,}086 \times Cr + 0.122 \times Al + 4.243 \times C + 0.606 \times Ti - 0{,}384 \times Si -$$
$$0.268 \times Mn - 7.732 \times S - 19.53 \times P + 0.021 \times T_п - 0.003 \times T_з \geq 0.05$$

Тимчасовий опір розриванню

$$485 \geq 3548 - 7.633 \times Cr - 26 \times Al + 23.542 \times C + 37.519 \times Ti + 48.478 \times Si -$$
$$126.34 \times Mn - 6973.55 \times S - 119.442 \times P - 2.345 \times T_п + 0.463 \times T_з \geq 117$$

Ударна в'язкість

$$0.17 \geq 0.473 - 0.003 \times Cr - 0.011 \times Al + 0.01 \times C - 0.014 \times Ti + 0.025 \times Si -$$
$$- 0.054 \times Mn - 1.785 \times P + 3.724 \times S \geq 0.024$$

Твердість

$$365 \geq -555.756 + 0.325 \times Cr + 3.977 \times Al + 70.48 \times C + 28.56 \times Ti -$$
$$74.844 \times Si + 44.72 \times Mn - 2104.44 \times P - 6973.55 \times S - 2.345 \times T_п +$$
$$0.463 \times T_з \geq 176$$

Скорочена форма моделі:

1. Критерій оптимізації – **Повна об'ємна усадка**

$$V_{об} = \sum_{i=1}^{m} C_i \times x_i \longrightarrow 7.14 \text{ (MIN)}$$

2.Система обмежень:

$$\begin{cases} 670 \geq \sum_{i=1}^{m} C_i \times x_i \geq 290 & \text{Рідкоплинність} \\ 2.95 \geq \sum_{i=1}^{m} C_i \times x_i \geq 1.66 & \text{Лінійна усадка} \\ 3.71 \geq \sum_{i=1}^{m} C_i \times x_i \geq 0.12 & \text{Площа тріщини} \\ 9.05 \geq \sum_{i=1}^{m} C_i \times x_i \geq 4.85 & \text{Об'єм пустот} \\ 4.05 \geq \sum_{i=1}^{m} C_i \times x_i \geq 0.05 & \text{Об'єм раковин} \\ 485 \geq \sum_{i=1}^{m} C_i \times x_i \geq 117 & \text{Тимчасовий опір розриванню} \\ 0.17 \geq \sum_{i=1}^{m} C_i \times x_i \geq 0.024 & \text{Ударна в'язкість} \\ 365 \geq \sum_{i=1}^{m} C_i \times x_i \geq 176 & \text{Твердість} \end{cases}$$

Модель №5

1. Критерій оптимізації – **Об'єм пустот.** Розгорнута форма моделі:

$$V_{об} = 48{,}03 + 0{,}257 \times Cr + 0.29 \times Al + 4.733 \times C + 0.8 \times Ti - 1.023 \times Si + 0.955 \times Mn - 81.582 \times S - 107.54 \times P - 0.014 \times T_п - 0.012 \times T_з$$

2.Система обмежень: $\longrightarrow$ 4.85(MIN)

Рідкоплинність

$$670 \geq -594.43 + 7.29 \times Cr + 10.37 \times Al - 149.3 \times C - 66.4 \times Ti - 83.65 \times Si - 65.85 \times Mn + 1789.74 \times S + 6585.81 \times P + 0.233 \times T_п + 0.284 \times T_з \geq 290$$

Лінійна усадка

$$4.05 \geq -27{,}46 + 0{,}086 \times Cr + 0.122 \times Al + 4.243 \times C + 0.606 \times Ti - 0{,}384 \times Si - 0.268 \times Mn - 7.732 \times S - 19.53 \times P + 0.021 \times T_п - 0.003 \times T_з \geq 0.05$$

Площа тріщини

$$3.71 \geq -8.55 - 0.101 \times Cr + 0.151 \times Al - 0.836 \times C - 0.102 \times Ti - 0.53 \times Si + 0.657 \times Mn - 14.627 \times S - 20.646 \times P + 0.07 \times T_п + 0.02 \times T_з \geq 0.12$$

Повна об'ємна усадка

$$15.2 \geq 48{,}03 + 0{,}257 \times Cr + 0.29 \times Al + 4.733 \times C + 0.808 \times Ti - 1.023 \times Si + 0.955 \times Mn - 81.582 \times S - 107.544 \times P - 0.014 \times T_п - 0.012 \times T_з \geq 7.14$$

Об'єм раковин

$$2.95 \geq -3.85 - 0.046 \times Cr + 0.037 \times Al - 0.256 \times C - 0.034 \times Ti - 0.147 \times Si + 0.067 \times Mn - 3.101 \times P + 0.961 \times S + 0.04 \times T_п \geq 1.66$$

Тимчасовий опір розриванню

$$485 \geq 3548 - 7.633 \times Cr - 26 \times Al + 23.542 \times C + 37.519 \times Ti + 48.478 \times Si - 126.34 \times Mn - 6973.55 \times S - 119.442 \times P - 2.345 \times T_п + 0.463 \times T_з \geq 117$$

Ударна в'язкість

$$0.17 \geq 0.473 - 0.003 \times Cr - 0.011 \times Al + 0.01 \times C - 0.014 \times Ti + 0.025 \times Si - - 0.054 \times Mn - 1.785 \times P + 3.724 \times S \geq 0.024$$

Твердість

$$365 \geq -555.756 + 0.325 \times Cr + 3.977 \times Al + 70.48 \times C + 28.56 \times Ti - 74.844 \times Si + 44.72 \times Mn - 2104.44 \times P - 6973.55 \times S - 2.345 \times T_п + 0.463 \times T_з \geq 176$$

Скорочена форма моделі:

1. Критерій оптимізації – **Об'єм пустот**

$$V_{об} = \sum_{i=1}^{m} C_i \times x_i \longrightarrow 4.85 \text{ (MIN)}$$

2.Система обмежень:

$$\begin{cases} 670 \geq \sum_{i=1}^{m} C_i \times x_i \geq 290 & \text{Рідкоплинність} \\ 3.71 \geq \sum_{i=1}^{m} C_i \times x_i \geq 0.12 & \text{Площа тріщини} \\ 15.2 \geq \sum_{i=1}^{m} C_i \times x_i \geq 7.14 & \text{Повна об'ємна усадка} \\ 4.05 \geq \sum_{i=1}^{m} C_i \times x_i \geq 0.05 & \text{Об'єм раковин} \\ 2.95 \geq \sum_{i=1}^{m} C_i \times x_i \geq 1.66 & \text{Лінійна усадка} \\ 485 \geq \sum_{i=1}^{m} C_i \times x_i \geq 117 & \text{Тимчасовий опір розриванню} \\ 0.17 \geq \sum_{i=1}^{m} C_i \times x_i \geq 0.024 & \text{Ударна в'язкість} \\ 365 \geq \sum_{i=1}^{m} C_i \times x_i \geq 176 & \text{Твердість} \end{cases}$$

Модель №6

1. Критерій оптимізації – **Об'єм раковин.** Розгорнута форма моделі:

$$V_p = -27{,}46 + 0{,}086 \times Cr + 0.122 \times Al + 4.243 \times C + 0.606 \times Ti - 0{,}384 \times Si - 0.268 \times Mn - 7.732 \times S - 19.53 \times P + 0.021 \times T_п - 0.003 \times T_з$$

2.Система обмежень: $\longrightarrow$ 0.05(MIN)

Рідкоплинність

$$670 \geq -594.43 + 7.29 \times Cr + 10.37 \times Al - 149.3 \times C - 66.4 \times Ti - 83.65 \times Si - 65.85 \times Mn + 1789.74 \times S + 6585.81 \times P + 0.233 \times T_п + 0.284 \times T_з \geq 290$$

Лінійна усадка

$$2.95 \geq -3.85 - 0.046 \times Cr + 0.037 \times Al - 0.256 \times C - 0.034 \times Ti - 0.147 \times Si + 0.067 \times Mn - 3.101 \times P + 0.961 \times S + 0.04 \times T_п \geq 1.66$$

Площа тріщини

$$3.71 \geq -8.55 - 0.101 \times Cr + 0.151 \times Al - 0.836 \times C - 0.102 \times Ti - 0.53 \times Si + 0.657 \times Mn - 14.627 \times S - 20.646 \times P + 0.07 \times T_п + 0.02 \times T_з \geq 0.12$$

Об'єм пустот

$$9.05 \geq -8.55 - 0.101 \times Cr + 0.151 \times Al - 0.836 \times C - 0.102 \times Ti - 0.53 \times Si + 0.657 \times Mn - 14.627 \times S - 20.646 \times P + 0.07 \times T_п + 0.02 \times T_з \geq 4.85$$

Повна об'ємна усадка

$$15.2 \geq 48{,}03 + 0{,}257 \times Cr + 0.29 \times Al + 4.733 \times C + 0.808 \times Ti - 1.023 \times Si + 0.955 \times Mn - 81.582 \times S - 107.544 \times P - 0.014 \times T_п - 0.012 \times T_з \geq 7.14$$

Тимчасовий опір розриванню

$$485 \geq 3548 - 7.633 \times Cr - 26 \times Al + 23.542 \times C + 37.519 \times Ti + 48.478 \times Si - 126.34 \times Mn - 6973.55 \times S - 119.442 \times P - 2.345 \times T_п + 0.463 \times T_з \geq 117$$

Ударна в'язкість

$$0.17 \geq 0.473 - 0.003 \times Cr - 0.011 \times Al + 0.01 \times C - 0.014 \times Ti + 0.025 \times Si - - 0.054 \times Mn - 1.785 \times P + 3.724 \times S \geq 0.024$$

Твердість

$$365 \geq -555.756 + 0.325 \times Cr + 3.977 \times Al + 70.48 \times C + 28.56 \times Ti - 74.844 \times Si + 44.72 \times Mn - 2104.44 \times P - 6973.55 \times S - 2.345 \times T_п + 0.463 \times T_з \geq 176$$

Скорочена форма моделі:

1. Критерій оптимізації – **Об’єм раковин**

$$V_p = \sum_{i=1}^{m} C_i \times x_i \longrightarrow 0.05 \text{ (MIN)}$$

2.Система обмежень:

$$\begin{cases} 670 \geq \sum_{i=1}^{m} C_i \times x_i \geq 290 & \text{Рідкоплинність} \\ 2.95 \geq \sum_{i=1}^{m} C_i \times x_i \geq 1.66 & \text{Лінійна усадка} \\ 3.71 \geq \sum_{i=1}^{m} C_i \times x_i \geq 0.12 & \text{Площа тріщини} \\ 9.05 \geq \sum_{i=1}^{m} C_i \times x_i \geq 4.85 & \text{Об’єм пустот} \\ 15.2 \geq \sum_{i=1}^{m} C_i \times x_i \geq 7.14 & \text{Повна об’ємна усадка} \\ 485 \geq \sum_{i=1}^{m} C_i \times x_i \geq 117 & \text{Тимчасовий опір розриванню} \\ 0.17 \geq \sum_{i=1}^{m} C_i \times x_i \geq 0.024 & \text{Ударна в’язкість} \\ 365 \geq \sum_{i=1}^{m} C_i \times x_i \geq 176 & \text{Твердість} \end{cases}$$

Модель №7

1.Критерій оптимізації – **Тимчасовий опір розриванню**

Розгорнута форма моделі:

$$R_{т.р} = 3548 - 7.6 \times Cr - 26 \times Al + 23.542 \times C + 37.519 \times Ti + 48.4 \times Si -$$
$$126.34 \times Mn - 6973.55 \times S - 119.4 \times P - 2.345 \times T_п + 0.463 \times T_з$$

2.Система обмежень: $\longrightarrow$ 485(MAX)

Рідкоплинність

$$670 \geq -594.43 + 7.29 \times Cr + 10.37 \times Al - 149.3 \times C - 66.4 \times Ti - 83.65 \times Si -$$
$$65.85 \times Mn + 1789.74 \times S + 6585.81 \times P + 0.233 \times T_п + 0.284 \times T_з \geq 290$$

Лінійна усадка

$$2.95 \geq -3.85 - 0.046 \times Cr + 0.037 \times Al - 0.256 \times C - 0.034 \times Ti -$$
$$0.147 \times Si + 0.067 \times Mn - 3.101 \times P + 0.961 \times S + 0.04 \times T_п \geq 1.66$$

Площа тріщини

$$3.71 \geq -8.55 - 0.101 \times Cr + 0.151 \times Al - 0.836 \times C - 0.102 \times Ti - 0.53 \times Si +$$
$$0.657 \times Mn - 14.627 \times S - 20.646 \times P + 0.07 \times T_п + 0.02 \times T_з \geq 0.12$$

Об’єм пустот

$$9.05 \geq -8.55 - 0.101 \times Cr + 0.151 \times Al - 0.836 \times C - 0.102 \times Ti - 0.53 \times Si +$$
$$0.657 \times Mn - 14.627 \times S - 20.646 \times P + 0.07 \times T_п + 0.02 \times T_з \geq 4.85$$

Об’єм раковин

$$4.05 \geq -27{,}46 + 0{,}086 \times Cr + 0.122 \times Al + 4.243 \times C + 0.606 \times Ti - 0{,}384 \times Si -$$
$$0.268 \times Mn - 7.732 \times S - 19.53 \times P + 0.021 \times T_п - 0.003 \times T_з \geq 0.05$$

Повна об’ємна усадка

$$15.2 \geq 48{,}03 + 0{,}257 \times Cr + 0.29 \times Al + 4.733 \times C + 0.808 \times Ti - 1.023 \times Si +$$
$$0.955 \times Mn - 81.582 \times S - 107.544 \times P - 0.014 \times T_п - 0.012 \times T_з \geq 7.14$$

Ударна в’язкість

$$0.17 \geq 0.473 - 0.003 \times Cr - 0.011 \times Al + 0.01 \times C - 0.014 \times Ti + 0.025 \times Si -$$
$$- 0.054 \times Mn - 1.785 \times P + 3.724 \times S \geq 0.024$$

Твердість

$$365 \geq -555.756 + 0.325 \times Cr + 3.977 \times Al + 70.48 \times C + 28.56 \times Ti -$$
$$74.844 \times Si + 44.72 \times Mn - 2104.44 \times P - 6973.55 \times S - 2.345 \times T_п +$$
$$0.463 \times T_з \geq 176$$

Скорочена форма моделі:

1. Критерій оптимізації – **Тимчасовий опір розриванню**

$$R_{m.p} = \sum_{i=1}^{m} C_i \times x_i \longrightarrow 485 \text{ (MAX)}$$

2.Система обмежень:

$$\begin{cases} 670 \geq \sum_{i=1}^{m} C_i \times x_i \geq 290 & \text{Рідкоплинність} \\ 2.95 \geq \sum_{i=1}^{m} C_i \times x_i \geq 1.66 & \text{Лінійна усадка} \\ 3.71 \geq \sum_{i=1}^{m} C_i \times x_i \geq 0.12 & \text{Площа тріщини} \\ 9.05 \geq \sum_{i=1}^{m} C_i \times x_i \geq 4.85 & \text{Об'єм пустот} \\ 4.05 \geq \sum_{i=1}^{m} C_i \times x_i \geq 0.05 & \text{Об'єм раковин} \\ 15.2 \geq \sum_{i=1}^{m} C_i \times x_i \geq 7.14 & \text{Повна об'ємна усадка} \\ 0.17 \geq \sum_{i=1}^{m} C_i \times x_i \geq 0.024 & \text{Ударна в'язкість} \\ 365 \geq \sum_{i=1}^{m} C_i \times x_i \geq 176 & \text{Твердість} \end{cases}$$

Модель №8

1. Критерій оптимізації – **Ударна в'язкість.** Розгорнута форма моделі:

$$KC = 0.473 - 0.003 \times Cr - 0.011 \times Al + 0.01 \times C - 0.014 \times Ti + 0.025 \times Si -$$
$$- 0.054 \times Mn - 1.785 \times P + 3.724 \times S \longrightarrow 0.17(\text{MAX})$$

2.Система обмежень:

Рідкоплинність

$$670 \geq -594.43 + 7.29 \times Cr + 10.37 \times Al - 149.3 \times C - 66.4 \times Ti - 83.65 \times Si -$$
$$65.85 \times Mn + 1789.74 \times S + 6585.81 \times P + 0.233 \times T_п + 0.284 \times T_з \geq 290$$

Лінійна усадка

$$2.95 \geq -3.85 - 0.046 \times Cr + 0.037 \times Al - 0.256 \times C - 0.034 \times Ti -$$
$$0.147 \times Si + 0.067 \times Mn - 3.101 \times P + 0.961 \times S + 0.04 \times T_п \geq 1.66$$

Площа тріщини

$$3.71 \geq -8.55 - 0.101 \times Cr + 0.151 \times Al - 0.836 \times C - 0.102 \times Ti - 0.53 \times Si +$$
$$0.657 \times Mn - 14.627 \times S - 20.646 \times P + 0.07 \times T_п + 0.02 \times T_з \geq 0.12$$

Об'єм пустот

$$9.05 \geq -8.55 - 0.101 \times Cr + 0.151 \times Al - 0.836 \times C - 0.102 \times Ti - 0.53 \times Si +$$
$$0.657 \times Mn - 14.627 \times S - 20.646 \times P + 0.07 \times T_п + 0.02 \times T_з \geq 4.85$$

Об'єм раковин

$$4.05 \geq -27{,}46 + 0{,}086 \times Cr + 0.122 \times Al + 4.243 \times C + 0.606 \times Ti - 0{,}384 \times Si -$$
$$0.268 \times Mn - 7.732 \times S - 19.53 \times P + 0.021 \times T_п - 0.003 \times T_з \geq 0.05$$

Повна об'ємна усадка

$$15.2 \geq 48{,}03 + 0{,}257 \times Cr + 0.29 \times Al + 4.733 \times C + 0.808 \times Ti - 1.023 \times Si +$$
$$0.955 \times Mn - 81.582 \times S - 107.544 \times P - 0.014 \times T_п - 0.012 \times T_з \geq 7.14$$

Тимчасовий опір розриванню

$$485 \geq 3548 - 7.633 \times Cr - 26 \times Al + 23.542 \times C + 37.519 \times Ti + 48.478 \times Si -$$
$$126.34 \times Mn - 6973.55 \times S - 119.442 \times P - 2.345 \times T_п + 0.463 \times T_з \geq 117$$

Твердість

$$365 \geq -555.756 + 0.325 \times Cr + 3.977 \times Al + 70.48 \times C + 28.56 \times Ti -$$
$$74.844 \times Si + 44.72 \times Mn - 2104.44 \times P - 6973.55 \times S - 2.345 \times T_п +$$
$$0.463 \times T_з \geq 176$$

Скорочена форма моделі:

1. Критерій оптимізації – **Ударна в'язкість**

$$KC = \sum_{i=1}^{m} C_i \times x_i \longrightarrow 0.17\ (\text{MAX})$$

2.Система обмежень:

$$\begin{cases} 670 \geq \sum_{i=1}^{m} C_i \times x_i \geq 290 & \text{Рідкоплинність} \\ 2.95 \geq \sum_{i=1}^{m} C_i \times x_i \geq 1.66 & \text{Лінійна усадка} \\ 3.71 \geq \sum_{i=1}^{m} C_i \times x_i \geq 0.12 & \text{Площа тріщини} \\ 9.05 \geq \sum_{i=1}^{m} C_i \times x_i \geq 4.85 & \text{Об'єм пустот} \\ 4.05 \geq \sum_{i=1}^{m} C_i \times x_i \geq 0.05 & \text{Об'єм раковин} \\ 15.2 \geq \sum_{i=1}^{m} C_i \times x_i \geq 7.14 & \text{Повна об'ємна усадка} \\ 485 \geq \sum_{i=1}^{m} C_i \times x_i \geq 117 & \text{Тимчасовий опір розриванню} \\ 365 \geq \sum_{i=1}^{m} C_i \times x_i \geq 176 & \text{Твердість} \end{cases}$$

Модель №9

1. Критерій оптимізації – **Твердість.** Розгорнута форма моделі:

$$HB = -555.756 + 0.325 \times Cr + 3.977 \times Al + 70.48 \times C + 28.56 \times Ti - 74.844 \times Si + 44.72 \times Mn - 2104.44 \times P - 6973.55 \times S - 2.345 \times T_п + 0.463 \times T_з$$

2.Система обмежень $\longrightarrow$ 260(MAX)

Рідкоплинність

$$670 \geq -594.43 + 7.29 \times Cr + 10.37 \times Al - 149.3 \times C - 66.4 \times Ti - 83.65 \times Si - 65.85 \times Mn + 1789.74 \times S + 6585.81 \times P + 0.233 \times T_п + 0.284 \times T_з \geq 290$$

Лінійна усадка

$$2.95 \geq -3.85 - 0.046 \times Cr + 0.037 \times Al - 0.256 \times C - 0.034 \times Ti - 0.147 \times Si + 0.067 \times Mn - 3.101 \times P + 0.961 \times S + 0.04 \times T_п \geq 1.66$$

Площа тріщини

$$3.71 \geq -8.55 - 0.101 \times Cr + 0.151 \times Al - 0.836 \times C - 0.102 \times Ti - 0.53 \times Si + 0.657 \times Mn - 14.627 \times S - 20.646 \times P + 0.07 \times T_п + 0.02 \times T_з \geq 0.12$$

Повна об’ємна усадка

$$15.2 \geq 48{,}03 + 0{,}257 \times Cr + 0.29 \times Al + 4.733 \times C + 0.808 \times Ti - 1.023 \times Si + 0.955 \times Mn - 81.582 \times S - 107.544 \times P - 0.014 \times T_п - 0.012 \times T_з \geq 7.14$$

Об’єм раковин

$$4.05 \geq -27{,}46 + 0{,}086 \times Cr + 0.122 \times Al + 4.243 \times C + 0.606 \times Ti - 0{,}384 \times Si - 0.268 \times Mn - 7.732 \times S - 19.53 \times P + 0.021 \times T_п - 0.003 \times T_з \geq 0.05$$

Об’єм пустот

$$9.05 \geq -8.55 - 0.101 \times Cr + 0.151 \times Al - 0.836 \times C - 0.102 \times Ti - 0.53 \times Si + 0.657 \times Mn - 14.627 \times S - 20.646 \times P + 0.07 \times T_п + 0.02 \times T_з \geq 4.85$$

Ударна в’язкість

$$0.17 \geq 0.473 - 0.003 \times Cr - 0.011 \times Al + 0.01 \times C - 0.014 \times Ti + 0.025 \times Si - - 0.054 \times Mn - 1.785 \times P + 3.724 \times S \geq 0.024$$

Скорочена форма моделі:

1. Критерій оптимізації – **Твердість**

$$HB = \sum_{i=1}^{m} C_i \times x_i \longrightarrow 260 \text{ (MAX)}$$

2.Система обмежень:

$$\begin{cases} 670 \geq \sum_{i=1}^{m} C_i \times x_i \geq 290 & \text{Рідкоплинність} \\ 2.95 \geq \sum_{i=1}^{m} C_i \times x_i \geq 1.66 & \text{Лінійна усадка} \\ 3.71 \geq \sum_{i=1}^{m} C_i \times x_i \geq 0.12 & \text{Площа тріщини} \\ 15.2 \geq \sum_{i=1}^{m} C_i \times x_i \geq 7.14 & \text{Повна об'ємна усадка} \\ 9.05 \geq \sum_{i=1}^{m} C_i \times x_i \geq 4.85 & \text{Об'єм раковин} \\ 4.05 \geq \sum_{i=1}^{m} C_i \times x_i \geq 0.05 & \text{Об'єм пустот} \\ 485 \geq \sum_{i=1}^{m} C_i \times x_i \geq 117 & \text{Тимчасовий опір розриванню} \\ 0.17 \geq \sum_{i=1}^{m} C_i \times x_i \geq 0.024 & \text{Ударна в'язкість} \end{cases}$$

Додаток Р
Економічна ефективність використання рекомендованих жаростійких хромоалюмінієвих сталей для виготовлення литих деталей паливоспалювальних пристроїв котлоагрегатів ТЕС

Економічна ефективність використання нового матеріалу у виробництві складається із зниження витрат на виготовлення конкретних виробів із цього матеріалу, тобто із зниження його собівартості та збільшення довговічності експлуатації виробів і покращання техніко-економічних показників (ТЕП) устаткування.

Економічну ефективність визначали порівнянням вартості шихтових матеріалів для виплавляння різними способами однієї тонни рідкої сталі рекомендованих і базових варіантів. Усі інші складові собівартості тонни розплаву сталей (витрати електроенергії, електродів, вогнетривів і шлакоутворювальних матеріалів, заробітна плата, накладні витрати тощо) приймали однаковими для всіх марок.

Розраховано вартість шихтових матеріалів для виплавляння однієї тонни розплаву рекомендованих сталей 30Х30Ю2ТЛ й 30Х25Ю3ТЛ і хромонікелевих сталей 25Х25Н19С2Л й 15Х23Н18Л різними методами: з окисненням (табл. Р.1, Р.3, Р.5 і Р.7) та переплавленням (табл. Р.2, Р.4, Р.6 і Р.8).

Примітка: У розрахунках використано вартість вихідних шихтових матеріалів на 01 вересня 2018 року.

Витрати вихідних шихтових матеріалів на одну тонну рідкої сталі визначали з урахуванням угару хімічних елементів у печах з різними футеровками (див. табл. 2.1). Розраховування кількості шихтових матеріалів виконували за основними хімічними елементами: вуглецем, хромом, нікелем, алюмінієм, кремнієм і титаном. Решту елементів (марганець, фосфор і сірку) витримували максимально на однаковому рівні.

Примітки: 1. Із сталей 25Х25Н19С2Л і 15Х23Н18Л у теперішній час виготовляють жаростійкі деталі для котлоагрегатів теплових електростанцій України та устаткування високотемпературних технологій в різних галузях промисловості.

2. Мікролегувальні та модифікувальні присадки тут не враховували.

Таблиця Р.1

Вартість шихтових матеріалів для однієї тонни рідкої сталі 30Х30Ю2ТЛ

(виплавляння з окисненням)

Інд. поз.	Найменування матеріалу	Одиниця виміру	Вартість одиниці, грн	Вміст компонентів		Вартість металозавалки, грн
				%	кг	
1	Сталевий нелегований брухт А2	1 кг	6,30	38,92	389,2	2451,96
2	Чавунний брухт	1 кг	5,60	6,50	65,0	364,00
3	Ферохром ФХ025	1 кг	90,42	49,78	497,8	44802,00
4	Феротитан ФТи35	1 кг	106,41	1,50	15,0	1596,15
5	Алюміній А88	1 кг	87,00	3,30	33,0	2871,00
Разом:				100	1000	52085,11
Заправні та шлакоутворювальні матеріали						2500,00
Усього						54585,11

Таблиця Р.2

Вартість шихтових матеріалів для однієї тонни рідкої сталі 30Х30Ю2ТЛ

(виплавляння переплавленням)

Інд. поз.	Найменування матеріалу	Одиниця виміру	Вартість одиниці, грн	Вміст компонентів		Вартість металозавалки, грн
				%	кг	
1	Сталевий легований брухт Б2	1 кг	7,20	27,75	277,5	1998,00
2	Чавунний брухт	1 кг	5,60	2,00	20,0	112,00
3	Зворот власного виробництва	1 кг	26,00	35,00	350,0	9100,00
4	Ферохром ФХ025	1 кг	90,42	30,45	304,5	27532,89
5	Феротитан ФТи35	1 кг	106,41	1,50	15,0	1596,15
6	Алюміній А88	1 кг	87,00	3,30	33,0	2871,00
Разом:				100	1000	39615,84
Заправні та шлакоутворювальні матеріали						2500,00
Усього						42115,84

Таблиця Р.3

Вартість шихтових матеріалів для однієї тонни рідкої сталі 30Х25Ю3ТЛ

(виплавляння з окисненням)

Інд. поз.	Найменування матеріалу	Одиниця виміру	Вартість одиниці, грн	Вміст компонентів		Вартість металозавалки, грн
				%	кг	
1	2	3	4	5	6	7
1	Сталевий нелегований брухт А2	1 кг	6,30	48,33	483,3	3044,79
2	Чавунний брухт	1 кг	5,60	5,00	50,0	280,00
3	Ферохром ФХ025	1 кг	90,42	39,85	398,5	36032,37
4	Феротитан ФТи35	1 кг	106,41	2,32	23,2	2468,18
5	Алюміній А88	1 кг	87,00	4,50	45,0	3915,00
Разом:				100	1000	45740,34
Заправні та шлакоутворювальні матеріали						2500,00
Усього						48240,34

Таблиця Р.4

Вартість шихтових матеріалів для однієї тонни рідкої сталі 30Х25Ю3ТЛ

(виплавляння переплавленням)

Інд. поз.	Найменування матеріалу	Одиниця виміру	Вартість одиниці, грн	Вміст компонентів		Вартість металозавалки, грн
				%	кг	
1	Сталевий легований брухт Б2	1 кг	7,20	28,43	284,3	2046,96
2	Чавунний брухт	1 кг	5,60	2,00	20,0	112,00
3	Зворот власного виробництва	1 кг	22,60	35,00	350,0	7910,00
4	Ферохром ФХ025	1 кг	90,42	27,75	277,5	25091,55
5	Феротитан ФТи35	1 кг	106,41	2,32	23,2	2468,71
6	Алюміній А88	1 кг	87,00	4,50	45,0	3915,00
Разом:				100	1000	41544,22
Заправні та шлакоутворювальні матеріали						2500,00
Усього						44044,22

Таблиця Р.5

Вартість шихтових матеріалів для однієї тонни рідкої сталі 25Х25Н19С2Л

(виплавляння з окисненням)

Інд. поз.	Найменування матеріалу	Одиниця виміру	Вартість одиниці, грн	Вміст компонентів		Вартість металозавалки, грн
				%	кг	
1	Сталевий легований брухт Б1	1 кг	7,20	20,28	202,8	1460,16
2	Чавун переробний ПЛ1	1 кг	9,75	7,0	70	682,50
3	Ферохром ФХ025	1 кг	90,42	46,15	461,5	41728,83
4	Нікель первинний Н4	1 кг	450,67	19,85	198,5	89458,00
5	Феросиліцій ФС45	1 кг	38,62	6,12	61,2	2363,54
6	Феротитан ФТи35	1 кг	106,41	0,6	6,0	638,46
Разом:				100	1000	136331,49
Заправні та шлакоутворювальні матеріали						2500,00
Усього						138831,49

Таблиця Р.6

Вартість шихтових матеріалів для однієї тонни рідкої сталі 25Х25Н19С2Л

(виплавляння переплавленням)

Інд. поз.	Найменування матеріалу	Одиниці виміру	Вартість одиниці, грн	Вміст компонентів		Вартість металозавалки, грн
				%	кг	
1	Сталевий легований брухт Б2	1 кг	7,20	15,38	153,8	1107,36
2	Зворот власного виробництва	1 кг	132,80	35,0	350	46480,00
3	Ферохром ФХ025	1 кг	90,42	30	300	27126,00
4	Нікель первинний Н4	1 кг	450,67	12,9	129	58136,43
5	Феросиліцій ФС45	1 кг	38,62	6,12	61,2	2363,54
6	Феротитан ФТи35	1 кг	106,41	0,6	6,0	638,46
Разом:				100	1000	135851,79
Заправні та шлакоутворювальні матеріали						2500,00
Усього						138351,79

Таблиця Р.7

Вартість шихтових матеріалів для однієї тонни рідкої сталі 15Х23Н18Л
(виплавляння з окисненням)

Інд. поз.	Найменування матеріалу	Одиниці виміру	Вартість одиниці, грн	Вміст компонентів		Вартість металозавалки, грн
				%	кг	
1	2	3	4	5	6	7
1	Сталевий легований брухт Б1	1 кг	7,20	30,0	300,0	2160,00
2	Чавун переробний ПЛ1	1 кг	9,75	7,51	75,1	732,25
3	Ферохром ФХ025	1 кг	90,42	42,46	424,6	38392,33
4	Нікель первинний Н4	1 кг	450,67	18,81	188,1	84771,03
5	Феросиліцій ФС45	1 кг	38,62	1,22	12,2	471,16
Разом:				100	1000	126526,27
Заправні та шлакоутворювальні матеріали						2500,00
Усього						129026,27

Таблиця Р.8

Вартість шихтових матеріалів для однієї тонни рідкої сталі 15Х23Н18Л
(виплавляння переплавленням)

Інд. поз.	Найменування матеріалу	Одиниці виміру	Вартість 1 одиниці, грн	Вміст компонентів		Вартість металозавалки, грн
				%	кг	
1	Сталевий легований брухт Б2	1 кг	1,25	20,46	204,6	255,75
2	Зворот власного виробництва	1 кг	128,56	35,0	350	44996,00
3	Чавун переробний ПЛ1	1 кг	9,75	3,5	35,0	341,25
4	Ферохром ФХ025	1 кг	90,42	27,6	276,0	24955,92
5	Нікель первинний Н4	1 кг	450,67	12,22	122,2	55071,87
6	Феросиліцій ФС45	1 кг	38,62	1,22	12,2	471,16
Разом:				100	1000	126092,95
Заправні та шлакоутворювальні матеріали						2500,00
Усього						128592,95

Розраховування економічної ефективності виконували за формулою:

$$E = C_1 - C_2, \qquad (Р.1)$$

де C_1 – вартість шихтових матеріалів для виплавляння однієї тонни рідкої хромонікелевої сталі;

C_2 – вартість шихтових матеріалів для виплавляння однієї тонни рідкої хромоалюмінієвої сталі

Одержано такі результати економічної ефективності:

– при використанні хромоалюмінієвої сталі 30Х30Ю2ТЛ замість хромонікелевої 25Х25Н19С2Л, виплавлених з окисненням:

E = 138831,49 – 54585,11 = 84246,38 грн на 1 тонну рідкої сталі;

– при використанні хромоалюмінієвої сталі 30Х30Ю2ТЛ замість хромонікелевої 25Х25Н19С2Л, виплавлених переплавленням:

E = 138351,79 – 42115,89 = 96235,90 грн на 1 тонну рідкої сталі;

– при використанні хромоалюмінієвої сталі 30Х25Ю3ТЛ замість хромонікелевої 15Х23Н18Л, виплавлених з окисненням:

E = 129026,27 – 48240,34 = 80785,93 грн на 1 тонну рідкої сталі;

– при використанні хромоалюмінієвої сталі 30Х25Ю3ТЛ замість хромонікелевої 15Х23Н18Л, виплавлених переплавленням:

E = 128592,95 – 44044,22 = 84548,73 грн на 1 тонну рідкої сталі.

У разі роботи виробів за температур, що не перевищують 1150 ºС, доцільно використовувати замість хромонікелевих хромоалюмінієву сталь 30Х25Ю3ТЛ, тоді економічна ефективність дорівнює:

– при використанні хромоалюмінієвої сталі 30Х25Ю3ТЛ замість хромонікелевої 25Х25Н19С2Л, виплавлених з окисненням:

E = 138831,49 – 48240,34 = 90591,15 грн на 1 тонну рідкої сталі;

– при використанні хромоалюмінієвої сталі 30Х25Ю3ТЛ замість хромонікелевої 15Х23Н18Л, виплавлених з окисненням:

E = 129026,27 – 48240,34 = 80785,93 грн на 1 тонну рідкої сталі.

У разі заміни прокату хромонікелевих сталей рекомендованими хромоалюмінієвими сталями (виплавленими з окисненням) приблизна економічна ефективність дорівнює:

– при використанні хромоалюмінієвої сталі 30Х30Ю2ТЛ замість прокату хромонікелевої сталі 20Х25Н20С2:

Е = 65487,00 – 54585,11 = 10901,91 грн на 1 тонну продукції;

– після використання хромоалюмінієвої сталі 30Х25Ю3ТЛ замість прокату хромонікелевої сталі 15Х23Н18:

Е = 58253,00 – 48240,34 = 10012,66 грн на 1 тонну продукції.

Примітки: 1. Вартість однієї тонни листового прокату товщиною 12 мм із сталі 20Х25Н20С2 складає 65487 грн, а із сталі 15Х23Н18 – 58253 грн за даними Інтернет видання www.prom.ua на 1.09.2018 р.

2. У розрахунках не враховано вартість робіт, які виконують під час виготовлення жаростійких деталей із прокату хромонікелевих сталей (різання на необхідні розміри, механічне оброблення, гнуття, зварювання, свердлення отворів).

Додаток С
Акти лабораторних випробовувань

“ЗАТВЕРДЖУЮ”

Декан інженерно-фізичного
факультету КПІ ім. Ігоря Сікорського
д.т.н., проф. Лобода П.І.

_____

_____ грудня 2018 р.

АКТ
дослідно-лабораторних випробувань виробництв
а наконечників газових пальників

Ми, що нижче підписалися, к.т.н., доц. Федоров Г.Є., к.т.н., доц. Ямшинський М.М., склали цей акт про те, що в умовах ливарної лабораторії промислового типу кафедри ливарного виробництва чорних і кольорових металів „КПІ ім. Ігоря Сікорського“ проведено дослідно-промислові випробовування розробленого технологічного процесу виготовлення литих деталей особливо відповідального призначення – наконечників газових пальників котлоагрегатів теплових електростанцій.

Висновки

1. Технологія виплавляння хромоалюмінієвої сталі в індукційних печах з основною футеровкою та її розливання у форми технологічних недосконалостей не має.

2. Технологія ливарної форми для виготовлення наконечників пальників повною мірою відповідає умовам промислового виробництва. Дефектів поверхні у вигляді незлитин, недоливів та поруватості на виробах не виявлено.

3. Дослідно-виробничими випробовуваннями технологічного процесу виготовлення дрібних тонкостінних деталей установлено, що він відповідає вимогам виробництва литих деталей відповідального та особливо відповідального призначення із нової жаростійкої хромоалюмінієвої сталі 30Х30Ю2ТЛ і може бути переданим у виробництво.

к.т.н., доц. Ямшинський М.М.

к.т.н., доц. Федоров Г.Є.

“ЗАТВЕРДЖУЮ”

Декан інженерно-фізичного
факультету КПІ ім. Ігоря Сікорського
д.т.н., проф. Лобода П.І.

_____

_____ грудня 2018 р.

АКТ

дослідно-лабораторних випробувань
виготовлення жаростійких деталей відцентровим литтям

Ми, що нижче підписались, к.т.н., доц. Федоров Г.Є., к.т.н., доц. Кочешков А.С. та к.т.н., доц. Ямшинський М.М. склали цей акт в тому, що в вересні-листопаді 2018 р. в лабораторії спеціальних способів лиття кафедри “Ливарне виробництво чорних і кольорових металів” “КПІ ім. Ігоря Сікорського” нами проведені дослідно-лабораторні випробування з метою визначення якості виливків із сплавів зі спеціальними властивостями відцентровим литтям.

Для лабораторних досліджень була вибрана технологія лиття на відцентровій машині з частотою обертання 300…1200 $с^{-1}$.

Якість виготовлених виливків оцінювали за структурою металу, а якість поверхні методом візуального порівняння з робочими еталонами шорсткості металевих поверхонь. Шорсткість поверхні в мкм вибиралась зі стандартного ряду.

Висновки

1. Визначено режими гравітаційного заливання в металеву виливницю, встановлену у відцентрову машину.

2. Рекомендовано оптимальні режими виготовлення виливків діаметром 155 мм з товщиною стінки 7…15 мм:

- температура заливання 1560…1580 ^{o}C;
- число обертів виливниці – 760…780 $с^{-1}$.

3. Як протипригарне покриття використовували порошок УЛЗ-90 (універсальна люнкерітна засипка, вміст аморфного кремнезему – 90%).

к.т.н., доц.	Федоров Г.Є.
к.т.н., доц.	Кочешков А.С.
к.т.н., доц.	Ямшинський М.М.

“ЗАТВЕРДЖУЮ”

Декан інженерно-фізичного
факультету КПІ ім. Ігоря Сікорського
д.т.н., проф. Лобода П.І.

_____

_____ грудня 2018 р.

АКТ

дослідно-лабораторних випробувань

Ми, що нижче підписались, к.т.н., доц. Федоров Г.Є., к.т.н., доц. Самарай В.П.. та к.т.н., доц. Ямшинський М.М. склали цей акт в тому, що в вересні-листопаді 2018 р. в лабораторії інформаційних технологій кафедри ливарного виробництва чорних та кольорових металів проведено апробацію програмного забезпечення розрахунку шихти для виплавляння жаростійких хромоалюмінієвих сталей.

Висновки

1. Створена база даних (600 марок сталей, сталевий брухт, чавун переробний та феросплави) дає змогу технологу скоротити час на розрахунок та підготовку вихідних матеріалів для виплавляння хромоалюмінієвих сталей в дугових та індукційних печей з різною футеровкою.

2. Програмне забезпечення може повною використовуватися у виробничих умовах під час виплавляння високолегованих сталей.

3. Рекомендувати запровадити практичну роботу із використанням програмного забезпечення в дисципліні «Сталеве литво» та під час виконання дипломного проектування.

к.т.н., доц.	Федоров Г.Є.
к.т.н., доц.	Самарай В.П.
к.т.н., доц.	Ямшинський М.М.