

НАЦІОНАЛЬНА АКАДЕМІЯ НАУК УКРАЇНИ
ФІЗИКО-ТЕХНОЛОГІЧНИЙ ІНСТИТУТ МЕТАЛІВ ТА СПЛАВІВ



ЯМШИНСЬКИЙ МИХАЙЛО МИХАЙЛОВИЧ

УДК 621.745.55

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

Спеціальність 05.16.04 – Ливарне виробництво

АВТОРЕФЕРАТ
дисертації на здобуття наукового ступеня
доктора технічних наук

Київ – 2019

Дисертацією є рукопис.

Робота виконана в Національному технічному університеті України
«Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського»
на кафедрі ливарного виробництва чорних і кольорових металів

Науковий консультант – доктор технічних наук, доцент
Могилатенко Володимир Геннадійович
Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського»,
професор кафедри ливарного виробництва
чорних і кольорових металів,

Офіційні опоненти: Доктор технічних наук, професор
Луньов Валентин Васильович
Запорізький національний технічний університет,
завідувач кафедри «Машини і технологія ливарного виробництва»

Доктор технічних наук, професор
Пономаренко Ольга Іванівна
Національний технічний університет
«Харківський політехнічний інститут»,
професор кафедри ливарного виробництва
чорних і кольорових металів

Доктор технічних наук, професор
Хричиков Валерій Євгенович
Національна металургійна академія України,
завідувач кафедри ливарного виробництва

Захист відбудеться «10» «жовтня» 2019 року о 11⁰⁰ годині на засіданні спеціалізованої
вченої ради Д 26.232.01 Фізико-технологічного інституту металів та сплавів НАН України
за адресою: 03142, м. Київ, бульвар Вернадського, 34/1

З дисертацією можна ознайомитися в науково-технічній бібліотеці Фізико-технологічного
інституту металів та сплавів НАН України (м. Київ, бульвар Вернадського, 34/1).

Автореферат розісланий «12» «липня» 2019 року.

Вчений секретар
Спеціалізованої вченої ради Д 26.232.01
доктор технічних наук, старший науковий співробітник



Тарасевич М.І.

ЗАГАЛЬНА ХАРАКТЕРИСТИКА РОБОТИ

Актуальність роботи. Ефективність роботи теплових електричних станцій (ТЕС) визначається передусім надійністю тривалістю експлуатації устаткування, яке працює в екстремальних умовах – за високих температур, агресивних середовищ, інтенсивного зносу тощо.

Жаростійкі деталі паливоспалювальних пристроїв котлоагрегатів ТЕС України (насадки пальників, мазутні форсунки, наконечники газових пальників, шипи для ошиповування теплових екранів) у теперішній час виготовляють із листового або круглого прокату хромонікелевих сталей 10X18H9T, 15X23H18, 18X25H19C, 25X25H19C2 тощо, робоча температура яких не перевищує 1100 °С. В умовах інтенсивного гідроабразивного зносу працюють деталі устаткування систем гідрозоловидалення (ГЗВ) ТЕС: корпуси, колеса й диски багерних насосів, які виготовляють із нетехнологічних хромонікелевих чавунів типу 290X28H2 литтям, і шнеки шламових транспортерів, витки яких наплавляють твердим сплавом Т-590, що є трудомістким процесом.

Аналізом роботи деталей, виготовлених із таких сплавів, встановлено, що в результаті обгорання насадок і газових сопел змінюються їх геометричні розміри та аеродинаміка газоповітряного чи вугільноповітряного потоку, губиться його швидкість та, як наслідок, відбувається зсув центра горіння факела, що суттєво погіршує теплопередачу від факела до теплового екрана та знижує коефіцієнт корисної дії (ККД) котлоагрегату. Температурний режим роботи насадок і газових сопел є основним чинником, що визначає вимоги до жаростійкого матеріалу, з якого їх можна виготовляти. Встановлено, що під час роботи пальників на газі температура їх нагрівання досягає 1200...1250 °С. За таких температур хромонікелеві сталі піддаються інтенсивній газовій корозії, а виготовлені з них жаростійкі деталі швидко згоряють. Виникає необхідність 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 було б використовувати ці сплави з оптимальним вмістом вуглецю.

Отже розроблення та впровадження нових ливарних сплавів без нікелю, але з високими технологічними властивостями та експлуатаційними характеристиками, для роботи в екстремальних умовах, є актуальним завданням сьогодення.

Актуальність роботи лежить і в економічній площині: високі температури й агресивні середовища в паливоспалювальних пристроях ТЕС та інтенсивний гідроабразивний знос литих деталей устаткування систем ГЗВ 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 екстремальних умовах 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 одночасним розробленням методології прогнозування якості 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. 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.

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

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

Зв'язок роботи з науковими програмами. Робота мала зв'язок з темами, які виконувалися в 2006...2016 рр: №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 рр.); № 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 рр.); №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 рр.); №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 рр.); №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 рр.).

Мета та завдання дослідження. Метою роботи є розробка технології одержання нових жаростійких і зносостійких сплавів та процесів виготовлення із них виливків відповідального призначення для роботи в екстремальних умовах.

Для досягнення поставленої мети в роботі сформульовано такі основні завдання:

1. Комплексно вивчити ливарні, механічні, спеціальні властивості та структуру сплавів на основі заліза з високим вмістом хрому і створити банк даних властивостей металу у виливках для розроблення методології прогнозування якості розплаву перед випусканням із плавильного агрегату.

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. Встановити ефективність процесів мікролегування та модифікування сплавів з високим вмістом хрому при покращанні 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 властивостей ливарної форми, технологічних факторів плавлення та розливання сплавів 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. Встановити характер зміни складу та властивостей окалини, утвореної за різних температур в різних агресивних середовищах; фізичну сутність окалиностійкості й можливості покращання цієї характеристики. 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 причини, які призводять до руйнування металу в умовах тепловмінів.

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

9. Дослідити процеси термомеханічної обробки жаростійких сталей з високим вмістом хрому з метою визначення технологічних параметрів виробництва продукції пресуванням і куванням для розширення меж використання сплавів цього класу.

10. Розробити нові зносостійкі сплави з високим вмістом хрому на підставі дослідження зміни їх властивостей від хімічного складу, процесів мікролегування, модифікування та технологій виробництва зносостійких деталей, а також режимів їх термічної обробки.

11. Розробити технологічні процеси виплавлення сплавів з високим вмістом хрому й виготовлення із них різними способами лиття якісних виливків відповідального та особливо відповідального призначення для роботи в екстремальних умовах.

12. Визначити можливості використання одержаних результатів та оригінального програмного забезпечення в промислових умовах і в навчальному процесі під час підготовки бакалаврів і магістрів за спеціальністю 136 – Металургія, освітня програма «Комп'ютеризація процесів лиття».

Об'єкт дослідження: процеси одержання нових жаростійких і зносостійких сплавів для роботи в екстремальних умовах.

Предмет дослідження: хімічний склад, ливарні, механічні та спеціальні властивості й структура спеціальних сплавів.

Методи дослідження: Мета й поставлені в роботі задачі обумовили проведення комплексних теоретичних та експериментальних досліджень з використанням сучасних методів і 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, PEM-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. Вперше 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 до 1300 °С та агресивних середовищ – середньовуглецеві хромоалюмінієві сталі хімічного складу, % мас.: С = 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 С; 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 та інтенсивного гідроабразивного 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. Вперше встановлено, 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 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 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. Вперше встановлено, що вироби із високохромистих жаростійких сталей (25...30% Cr) мають високу окалинотійкість (збільшення маси виробу на 6,8...7,6 мг/см² за 100 год) і можуть працювати тривалий час в агресивних середовищах за температур до 1000...1050 °С. За температур до 1300 °С такі сталі повинні мати вищу окалинотійкість (збільшення маси на 4...6 мг/см² 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. Вперше встановлено, що для тривалої експлуатації деталей в умовах змінних температур до 1200 °С, 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 окалинотійкості.

6. Визначено, що за температур експлуатації понад 1100 °С середньовуглецеві хромоалюмінієві сталі феритного класу мають набагато вищі показники окалинотійкості і ростостійкості, ніж хромонікелеві сталі аустенітного класу, хоча міцність і пластичність останніх дещо вищі в порівнянні з хромоалюмінієвими сталями. Це підтверджує доцільність заміни дорогих хромонікелевих сталей дешевими хромоалюмінієвими для виготовлення литих деталей, які працюють в умовах високих температур та агресивних середовищ без зовнішніх навантажень.

7. Досліджено можливості й доказано перспективність розширення галузей використання жаростійкої продукції із рекомендованих хромоалюмінієвих сталей з застосуванням термомеханічної обробки заготовок. Встановлено, 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 температур 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. Вперше створено банк даних, який охоплює відомості понад 600 марок сплавів на основі заліза, всі існуючі феросплави та марки сталевого й чавунного брухту. Розроблено та випробувано програмне забезпечення розрахунку шихти для виплавки сплавів з високим вмістом хрому та 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.

Практичне значення отриманих результатів. Для роботи в екстремальних умовах створено нові високоефективні ливарні сплави на основі заліза з високим вмістом хрому: для роботи за високих температур та агресивних середовищ – середньовуглецеві хромоалюмінієві сталі з високими окалинотійкістю, термостійкістю і ростостійкістю, а для роботи в умовах інтенсивного гідроабразивного зносу – безнікелеві високозносостійкі хромомарганцеві чавуни. Нові сплави мають високі технологічні та експлуатаційні характеристики. Працездатність жаростійких деталей в 2...3 рази вища, а зносостійких – в 1,25...1,50 вища, ніж використовуваних сплавів у промисловості в теперішній час;

Програмне забезпечення прогнозування якості розплавів за результатами першого хімічного аналізу й температури перегрівання металу в плавильному агрегаті та перед заливанням ливарних форм значною мірою скорочує час виконання контрольних функцій за умови використання сучасних методів експресного спектрального аналізу та 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. Апробовано в лабораторії промислового типу (кафедра ливарного виробництва НТУУ «КПІ ім. І. Сікорського»).

Визначення технологічних параметрів термомеханічного оброблення створених хромо-алюмінієвих сталей пресуванням і куванням підтверджує доцільність їх застосування для виробництва жаростійкої продукції і розширення галузей її використання.

Розроблено технологічні процеси виплавлення 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 виплавлення сплавів у дугових та індукційних печах.

Особистий внесок здобувача. Дисертація виконана автором самостійно й базується на результатах досліджень, що опубліковані. Основні наукові положення та експериментальні дані дисертаційної роботи сформульовані та одержані автором особисто.

Основні експериментальні дані й наукові положення дисертаційної роботи одержані й сформульовані автором у співавторстві. Автору належить розроблення й вдосконалення методик дослідження, визначення комплексу ливарних, механічних і спеціальних властивостей, оброблення результатів експериментів та їх теоретичний аналіз.

У роботах, які опубліковано в співавторстві, здобувачеві належить наступне: постановка завдань, організація, планування та проведення досліджень з оформленням матеріалів до друку [1, 4, 5, 7, 8, 11, 13-17, 19, 21, 22, 25-27, 34, 36, 38, 42, 44, 45, 49, 50, 52]; організація та проведення дослідних плавок [2, 4, 12, 15, 18, 20, 43, 51, 52]; дослідження ливарних властивостей сплавів [3, 5, 6, 15, 20, 30-32, 34, 43, 46, 52]; дослідження механічних властивостей зразків [9, 11, 15, 16, 29, 33, 34, 39, 40, 43, 46]; визначення спеціальних властивостей сплавів [5, 9, 12, 14-17, 19, 21, 24, 28-30, 31, 33-39, 43, 45, 46, 50-52]; аналіз та опрацювання результатів досліджень [1, 8, 13-18, 21, 24, 27, 43, 46, 48]; узагальнення та обговорення результатів досліджень [1-3, 5-8, 10, 14, 16, 19, 21-27, 32-37, 41, 44, 49, 52]; проведення металографічних і рентгеноструктурних досліджень [9-11, 18, 21, 22, 25, 39, 40, 41, 43, 45, 48, 50, 52]; проведення патентного пошуку [6, 10, 31, 42, 53, 54]; відпрацювання технології у лабораторних і промислових умовах [6-8, 16, 20, 22, 35, 38, 41].

Основні положення, висновки та рекомендації належать здобувачу. Автор узагальнив результати досліджень і виконав апробацію запропонованих технічних рішень.

Здобувач брав участь у розробленні технологічної документації для підприємств.

Математичне оброблення результатів досліджень виконано спільно з к.т.н. доц. В.П. Самаряєм і к.т.н. доц. О.М. Донієм.

Апробація результатів роботи. Основні положення та результати, що викладено в дисертації, апробовано на конференціях: 9-я Международная научно-техническая конференция «Новые материалы и технологии в машиностроении – 2009», (Росія, м. Брянськ); Международная научно-практическая конференция Литье. Металлургия, (Україна, м. Запоріжжя, 2008, 2009, 2012, 2013, 2014, 2015, 2016, 2017); Международная конференция «Стратегия качества в промышленности и образовании», (Болгарія, м. Варна, 2009, 2010); Международная научно-техническая конференция Перспективные технологии, материалы и оборудование в литейном производстве, (Україна, м. Краматорськ, 2011, 2013, 2015, 2017); Міжнародна науково-технічна конференція Нові матеріали і технології в машинобудуванні, (Україна, м. Київ, 2011, 2012, 2013, 2014, 2015, 2016, 2017); Міжнародна науково-технічна конференція 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 НТУУ «КПІ ім. Ігоря Сікорського» (Київ, 2019 р.).

Публікації. За матеріалами дисертаційної роботи опубліковано 52 друкованих праць, 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 та 13 праць – тези доповідей в збірниках матеріалів міжнародних конференцій. Публікації не вміщують матеріалів кандидатської дисертації здобувача.

Структура та обсяг дисертації. Дисертація складається з вступу, 8 розділів основної частини, висновків, списку використаних джерел із 179 найменувань і 14 додатків. Основна частина дисертації викладена на 386 сторінках, вміщує 198 рисунків, 56 таблиць. Загальний обсяг роботи 510 сторінок.

ОСНОВНИЙ ЗМІСТ РОБОТИ

У **вступі** обґрунтовано актуальність теми дисертації та доцільність її виконання, визначено мету та задачі досліджень, об'єкт і предмет дослідження, відзначено наукову новизну роботи, її практичну значимість, наведено дані щодо апробації та публікації результатів роботи.

У **першому розділі** розглянуто аналіз експлуатації литих деталей в умовах високих температур, агресивних середовищ та інтенсивного зносу й вимоги, які пред'являють до матеріалів для їх виготовлення, й установлено, що в найжорсткіших умовах працюють пристрої та механізми в тепловій енергетиці, а тому в цій роботі для досліджень і випробовувань прийнято саме такі умови. Сплави для виготовлення литих деталей, які працюють в умовах високих температур та агресивних середовищ, повинні мати: високі температури плавлення; високі окислювальність, термостійкість і ростостійкість; задовільні ливарні та механічні властивості, мають бути недорогими й недефіцитними. Основною ж вимогою, яку пред'являють до високотемпературних жаростійких сплавів, є здатність металу чинити опір газовій корозії за високих температур, тобто метал повинен мати високу окислювальність і надійно працювати тривалий час в екстремальних умовах.

Жаростійкі сплави, які використовують у промисловості в теперішній час, вміщують у своєму складі нікель, кобальт, молібден, вольфрам та інші дефіцитні й дорогі елементи та здатні працювати за температур до 1100 °С. Крім того, для виплавляння цих сплавів необхідно використовувати шихтові матеріали підвищеної чистоти, плавильні печі з основною футеровкою, що значною мірою здорожує виробу та ускладнює технології їх виготовлення. З усіх жаростійких сплавів, які можуть працювати за температур до 1300 °С, найбільший практичний інтерес представляють сплави на основі заліза з високим вмістом хрому, леговані недорогими й недефіцитними елементами, наприклад, алюмінієм, кремнієм, титаном.

На стійкість металу проти корозії в умовах високих температур впливають багато факторів, серед яких основними є такі: агресивність середовища, температура й періодичність її зміни, тривалість експлуатації виробу, стан його поверхні перед початком експлуатації та хімічний склад металу, з якого виготовлений виріб. Усі ці фактори необхідно брати до уваги під час створення нових жаростійких сплавів. Важливою задачею для виготовлення якісних виливків із жаростійких сталей 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.

У системах ГЗВ ТЕС в умовах абразивного та гідроабразивного зношування працюють витки шламових шнекових транспортерів, корпуси, робочі колеса та диски багерних насосів, коліна пульпопроводів тощо. Руїнування робочих органів гідромашин у цих системах відбувається внаслідок інтенсивного зношування металу абразивними часточками золи та шлаку й ерозійним впливом на метал води, яка сама по собі є активним зношувальним середовищем. На строк експлуатації деталей, які працюють у системах ГЗВ ТЕС, справляють суттєвий вплив кількість і гранулометричний склад абразиву, його геометрична форма, швидкість і кут руху часточок відносно поверхні деталі.

Аналізом умов роботи зносостійких деталей і матеріалів, які використовують для їх виготовлення, установлено, що перспективними можуть бути нові білі зносостійкі чавуни з оптимальним вмістом хрому та марганцю після визначення оптимальних режимів їх термічного оброблення, оскільки останні процеси є досить проблемними для підприємств, які виготовляють

зносоустійкі деталі різних маси, габаритних розмірів і призначення. Саме хромомарганцеві зносоустійкі чавуни можуть подовжити міжремонтні терміни роботи машин і механізмів систем паливоприготування та ГЗВ на ТЕС й устаткування в інших галузях промисловості внаслідок підвищення терміну служби їх робочих органів.

Створення нових жаростійких і зносоустійких 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 і впровадженням комп'ютеризованих технологій виробництва литих заготовок є завданням сьогодні та вкрай актуальним. Актуальною задачею є дослідження процесів термомеханічного оброблення жаростійких хромоалюмінієвих сталей з метою визначення технологічних параметрів виробництва продукції пресуванням і куванням для розширення галузей використання цих сплавів. Не менш важливим завданням є розроблення технологічних процесів 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. 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.

На підставі критичного аналізу науково-технічної літератури за темою дисертаційної роботи сформульовано мету та основні напрямки досліджень для вирішення поставлених задач.

Створені нові сплави на основі заліза з високим вмістом хрому із заданими властивостями та структурою мають відповідати або перевищувати світові аналоги.

У другому розділі наведено методики дослідження ливарних, механічних і спеціальних властивостей сплавів на основі заліза, описано матеріали та використовуване устаткування.

Виплавляння експериментальних сплавів здійснювали в індукційній печі ІСТ-0,06 з основною футеровкою методом перепплавлення з використанням сталевого брухту, звороту власного виробництва та відповідних феросплавів.

Як пробу для визначення рідкоплинності сплавів вибрано спіраль трапецієподібного перерізу відповідно ГОСТ 16438 – 70. Удосконалена автором методика дає можливість стабілізувати в кожному досліді температуру й металостатичний напір. Рідкоплинність сталі визначали за температури розплаву 1580 ± 10 °С, а чавуну – за температури 1420 ± 10 °С. Лінійну усадку визначали за методикою, яка заснована на перетворенні лінійних змін зразка розмірами $200 \times 25 \times 35$ мм під час його усадки в пропорційну зміну електричного струму за допомогою потенціометричного датчика лінійних переміщень. Для виконання диференційованого аналізу усадкових явищ у сплавах під час їх кристалізації та охолодження використано методику, що дає можливість визначати повну об'ємну усадку та об'єми раковин і пустот за високої точності об'ємних вимірів. Оцінку тріщиностійкості сталей здійснювали за площею тріщини, яка утворюється в термічному вузлі на внутрішній поверхні технологічної проби.

Механічні властивості, твердість зразків та мікротвердість структурних складових визначали за стандартними методиками. Металографічні дослідження здійснювали на мікроскопах МІМ – 8, NEOFOT – 21, PEM-106И та Axio Vert.A1 (Carl Zeiss). Вибіркові дослідження мікроструктури не травлених і травлених зразків, локальний хімічний склад окремих фаз та розподіл хімічних елементів між ними виконували на растровому електронному мікроскопі РЕМ 106И. Фазовий склад зразків та оксидних плівок визначали на дифрактометрах Ultima IV та ДРОН-2.0.

Окалиноустійкість сплавів досліджували з використанням установки на базі трубчастой силітової печі, яка дає змогу визначати цю характеристику за температур до 1350 °С у різних газових середовищах протягом заданого часу. Кінетику окиснення сплавів вивчали ваговим методом безперервним зважуванням зразків, нагрітих до заданої температури.

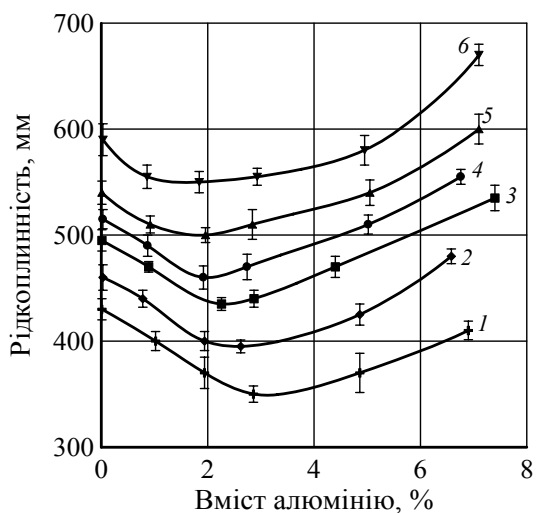


Рис. 1. Практична рідкоплинність жаростійких сталей залежно від вмісту в них хрому та алюмінію:
 1 – 13,6% Cr; 2 – 17,7% Cr;
 3 – 22,3% Cr; 4 – 25,6% Cr;
 5 – 29,8% Cr; 6 – 35,8% Cr

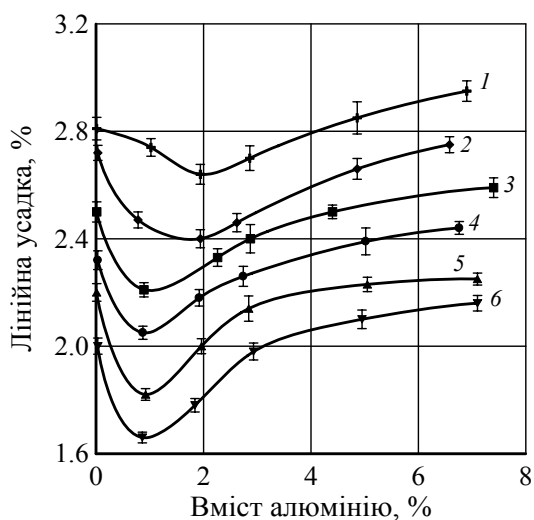


Рис. 2. Лінійна усадка жаростійких сталей залежно від вмісту в них хрому та алюмінію:
 1 – 13,6% Cr; 2 – 17,7% Cr;
 3 – 22,3% Cr; 4 – 25,6% Cr;
 5 – 29,8% Cr; 6 – 35,8% Cr

деякого підвищення рідкоплинності 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 вміст алюмінію в них має не перевищувати 2,0%.

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. На коефіцієнт усадки впливають також і фазові перетворення, які здійснюються 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 тому збільшує кіль-

Дослідження механічних властивостей сталей за високих температур виконували відповідно до вимог ГОСТ 9651-84 – Методы испытания на растяжение при повышенных температурах. Термостійкість жаростійких сталей за циклічних нагрівань та охолоджень визначали з використанням зразків довжиною 90 мм і діаметром 12 мм, які піддавали термоциклуванню в режимі $1100 \leftrightarrow 20$ °C до появи на зразках поверхневих тріщин. Методика дає можливість у кожному досліді вимірювати зміну електричного опору зразка, за якою оцінювали зміну щільності поверхневих шарів зразка та його структури. Зносостійкість сплавів досліджували методом обертання зразків у гідроабразивному середовищі. Як гідроабразивне середовище використано суміш кар'єрного піску та води в співвідношенні 1:1 за об'ємом, а як еталон для порівняння зносостійкості сплавів – зразки із хромонікелевого чавуну 280X28H2.

У третьому розділі викладено теоретичні та експериментальні дослідження технологічних властивостей ливарних жаростійких сталей для роботи в екстремальних умовах і визначення в них оптимального співвідношення основних хімічних елементів, що забезпечувало б задовільні ливарні й механічні властивості та високі експлуатаційні характеристики.

Виплавляння та розливання сталей у форми здійснювали з урахуванням високої схильності хрому, алюмінію та титану до плівкоутворення. Практичну рідкоплинність сплавів тут і далі визначали за температури 1580 ± 10 °C. Установлено, що з підвищенням вмісту хрому рідкоплинність сталей зростає (рис. 1) внаслідок зниження температури ліквідусу розплаву та зменшення інтервалу його кристалізації відповідно до діаграми стану Fe-Cr.

Підвищення концентрації алюмінію в хромистих сталях до 1,0...1,5% зберігає їх практичну рідкоплинність на високому рівні. Зниження рідкоплинності сталей після додавання алюмінію до 3% пояснюється утворенням значної кількості оксидних плівок, які суттєво підвищують в'язкість розплаву. Додавання алюмінію в сталі понад 3% призводить до

кість феритної складової в структурі металу й знижує лінійну усадку досліджених сталей (рис. 2). На зменшення лінійної усадки сталі після підвищення концентрації хрому суттєвий вплив справляє також зміцненням міжатомних сил зв'язку в кристалевій ґратці легованого фериту. Металографічними дослідженнями встановлено, що сталь з 30% хрому та 1% алюмінію має феритну структуру з дрібними вкрапленнями карбідів. Коефіцієнт термічного стискання фериту в 1,6 рази ($14,5 \cdot 10^{-6}$ 1/град проти $23 \cdot 10^{-6}$ 1/град) менший, ніж аустеніту. Це суттєво знижує лінійну усадку металу. Підвищення вмісту алюмінію понад 2% збільшує лінійну усадку сталей, що можна пояснити спотворенням кристалеві ґратки фериту внаслідок подальшого легування металу алюмінієм і різницею коефіцієнтів термічного стискання, оскільки зростає розчинність алюмінію у фериті (практично може досягати 30%). Коефіцієнт термічного стискання алюмінію дорівнює $23,8 \cdot 10^{-6}$ 1/град, заліза – $11,8 \cdot 10^{-6}$ 1/град, а хрому – $6,7 \cdot 10^{-6}$ 1/град.

Характер зміни тріщиностійкості сплавів залежно від вмісту в них хрому та алюмінію такий же як і лінійної усадки, оскільки ці характеристики мають між собою адекватний зв'язок.

Таким чином, для зменшення лінійної усадки та покращання тріщиностійкості хромистих сталей вміст у них алюмінію має не перевищувати 2%. Це стосується, перш за все, виробництва складних за геометрією та великогабаритних виливків.

Підвищення вмісту хрому та алюмінію в досліджених сталях супроводжується зниженням їх густини, оскільки хром та алюміній мають меншу в порівнянні із залізом густину, відповідно 7,16; 2,71; і 7,86 г/см³. Зниження густини сталей є досить корисним у разі використання їх як жаростійкого матеріалу для роботи в умовах високих температур та агресивних середовищ, особливо коли литі деталі працюють як консолі. Зменшення густини сталей сприяє зниженню рівня деформаційних процесів у таких виробках під час їх експлуатації.

Характеристики міцності високолегованих сталей значною 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 тимчасовий опір розриванню.

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 встановлено, що довговічність роботи виробів, виготовлених із них, тим триваліша, чим менша різниця в розмірах зерен. 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, а).

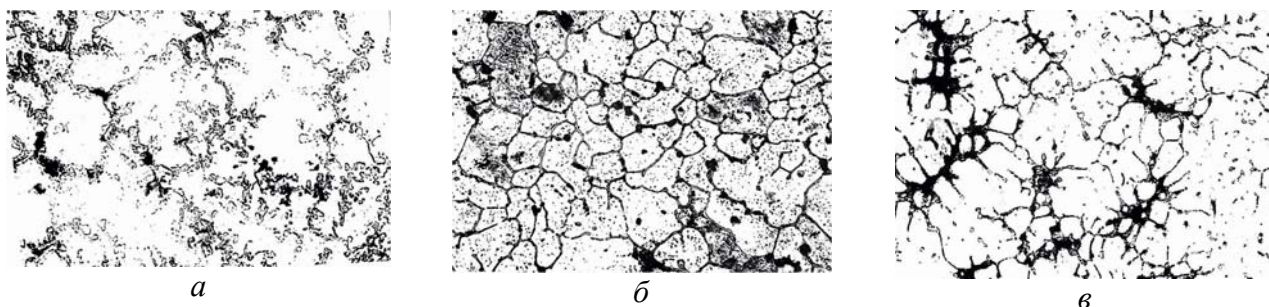


Рис. 3. Мікроструктури жаростійких сталей (біля 0,35% С та 1,80% Al) залежно від вмісту в них хрому ($\times 100$): а – 13,6% Cr; б – 24,6% Cr; в – 37,0% Cr

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 до 130 мкм внаслідок зниження теплопровідності металу під час кристалізації. Підвищення вмісту хрому до 37% (рис. 3, в) збільшує кількість карбідів, що призводить до деякого подрібнення зерна, при цьому виникає вірогідність появи σ -фази, яка являє собою інтерметалідну крихку сполуку FeCr. Відповідно до діаграми стану залізо-хром σ -фаза в цій системі починає утворюватися за вмісту хрому понад 30%.

Додавання алюмінію в феритну хромисту сталь суттєво змінює її будову (рис. 4), 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 вкрапленнями зменшується через високу розкиснювальну здатність алюмінію з наступним спливанням утворених оксидних плівок.

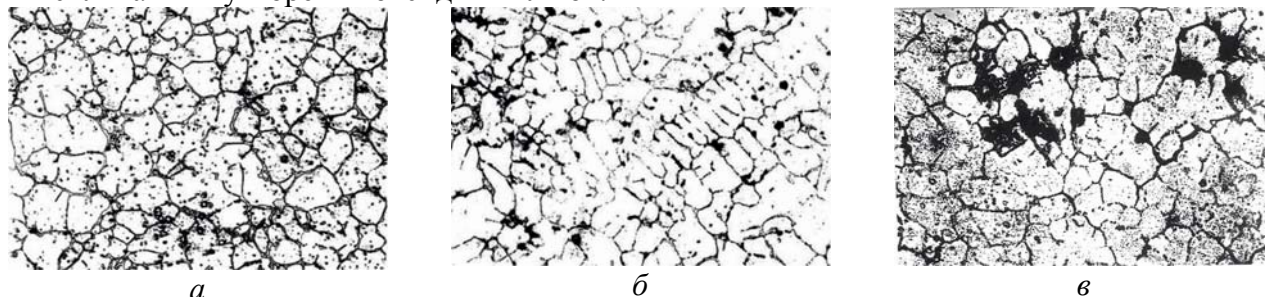


Рис. 4. Мікроструктури хромистої сталі (біля 0,35% С; 30,7% Сr) залежно від вмісту в ній алюмінію ($\times 100$): *a* – без Al; *b* – 2,84% Al; *v* – 7,1% Al

Підвищення вмісту алюмінію в сталі до 3% сприяє зростанню зерен фериту до 100 мкм внаслідок подальшого зниження теплопровідності металу та погіршення умов для його прискореної кристалізації, при цьому спостерігається деяке збільшення кількості неметалевих вкраплень. Після підвищення алюмінію в сталі понад 3% з'являються крупні неметалеві вкраплення, які розташовуються межами зерен, послаблюють міжкристалеви зв'язок і знижують механічні властивості металу.

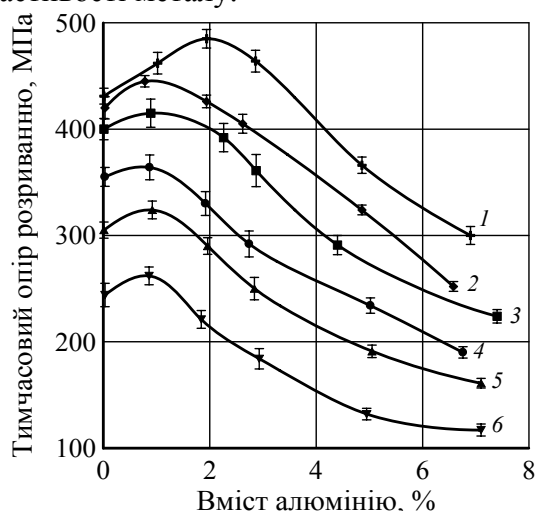


Рис. 5. Тимчасовий опір розриванню жаростійких сталей залежно від вмісту в них хрому та алюмінію:

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

У структурі металу з'являються колонії крупних карбідів хрому, які мають гострокутну форму (рис. 6), що сприяє збільшенню концентраторів напружень у металі.

Відомо, що додавання в сталі навіть невеликої (0,1...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.

При цьому зростає різнозернистість структури, яка, очевидно, обумовлюється нерівномірним розташуванням нітридної фази в об'ємі металу. 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. 4, б, в). У той же час при цьому збільшується кількість великих неметалевих вкраплень, які негативно впливають на механічні властивості металу.

Отже, для одержання однорідної, максимально гомогенної, рівнозернистої структури хромиста сталь має вміщувати в своєму складі 1,0...2,0% алюмінію. Така структура має найвищі механічні та експлуатаційні властивості.

Збільшення концентрації хрому значною мірою знижує опір розриванню всіх досліджених сталей (рис. 5) через зростання феритної складової в структурі, кількості домішок і карбідів та їх коагуляції.

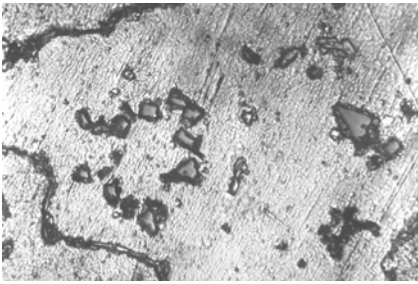


Рис. 6. Карбідні колонії в хромоалюмінієвій сталі (0,3% C; 30,7% Cr; 0,97% Al) ($\times 600$)

елементів в жаростійких сталях – для збереження задовільних ливарних і механічних властивостей сталі мають вміщувати 25,0...32,0% хрому та 1,2...3,0% алюмінію за вмісту 0,25...0,35% вуглецю;

– 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 окалинотійкості;

– створено банк даних для розроблення методології прогнозування якості розплавів за результатами першого хімічного аналізу та структури й властивостей металу у виливках.

Відомо, що покращання структури та механічних властивостей високолегованих сталей можна досягти додатковим обробленням їх карбідо- та нітридоутворювальними елементами або такими, що сприяють дисперсійному твердненню. Серед таких хімічних елементів провідне місце посідає титан, який у сплавах заліза утворює твердий розчин, високотемпературні карбіди, нітриди, оксиди та сприяє дисперсійному твердненню металу. Теоретичний і практичний інтерес представляє визначення оптимального його вмісту в хромоалюмінієвих сталях і співвідношення вуглецю та титану з метою підвищення характеристик міцності при збереженні або покращанні ливарних й експлуатаційних властивостей.

Досліджено вплив титану на ливарні та механічні властивості в діапазоні концентрацій до 1,26% за вмісту вуглецю від 0,09 до 0,81%. Найвищу рідкоплинність має хромоалюмінієві сталі з різним вмістом титану за вмісту 0,4% вуглецю 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 сплаву, який превалює над процесами подальшого зниження теплопровідності та температури ліквідусу. Додавання титану в кількості до 0,35% суттєво підвищує практичну рідкоплинність сталей з будь-яким вмістом вуглецю. Подальше підвищення вмісту титану призводить до зниження рідкоплинності сталей до вихідного стану внаслідок утворення великої кількості оксидних плівок та інших неметалевих вкраплень, які підвищують в'язкість сталі. Додавання невеликої кількості титану в хромоалюмінієві сталі дещо підвищує лінійну усадку. У низьковуглецевих сталях максимальне значення усадки має місце після додавання 0,35% титану, середньовуглецевих – 0,25% титану, високовуглецевих – 0,15% титану.

Підвищення лінійної усадки здійснюється внаслідок дегазації розплаву титаном та утворення ним високотемпературних сполук: оксидів TiO_2 – 1855 °C, Ti_2O_3 – 2127 °C, TiO – 1737 °C, нітридів TiN (2950 °C) і карбідів TiC (3177 °C), які є додатковими центрами кристалізації, внаслідок яких метал починає тверднути раніше, ніж без таких сполук. Раніше починається й реестрація 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 між-атомних сил зв'язку в кристалевій ґратці фериту, оскільки титан може розчинятися в α -Fe до 9,8%. Вуглець значною мірою подрібнює первинне зерно литої сталі. Це сприяє збільшенню довжини меж зерен, а отже, й загальної поверхні їх на одиницю об'єму, внаслідок чого знижуєть-

Підвищення тимчасового опору розриванню хромистих сталей зафіксовано після додавання в них до 2,0% алюмінію, проте слід зазначити, що необхідна його кількість з точки зору високої міцності металу має зменшуватися з підвищенням у сталі вмісту хрому. Отже кількість алюмінію в хромистій сталі необхідно визначати з урахуванням навантажень на виріб під час його експлуатації.

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:

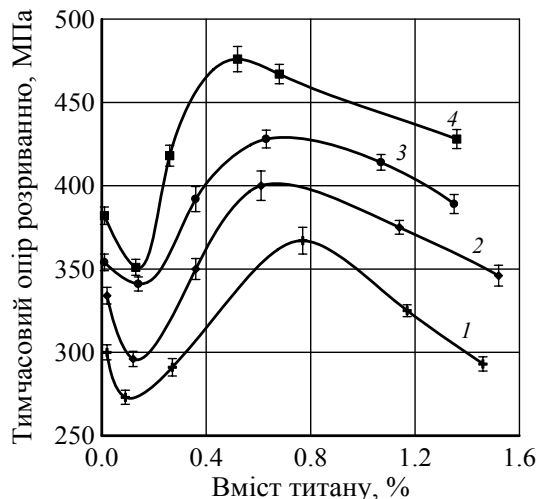
– визначено співвідношення основних легувальних

ся питоме навантаження на одиницю їх довжини, що сприяє підвищенню міцності сталі в інтервалі утворення гарячих тріщин та як наслідок – збільшує її тріщиностійкість. Додавання невеликої кількості титану (в низьковуглецевій хромоалюмінієвій сталі – до 0,35%, в середньовуглецевій – до 0,25% та у високовуглецевій – до 0,15%) знижує тріщиностійкість сталей через збільшення лінійної усадки.

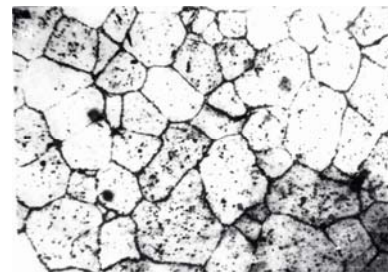
Зміна концентрації вуглецю від 0,09 до 0,81% супроводжується подрібненням первинного зерна хромоалюмінієвої сталі до 40...45 мкм, при цьому збільшуються кількість і розміри карбідів, які розташовуються межами зерен та усередині них.

Невеликі присадки титану (до 0,15%) збільшують кількість неметалевих вкраплін (переважно оксидів), які він утворює внаслідок розкиснення розплаву та які залишаються в металі й знижують його механічні властивості. Подальше підвищення вмісту титану призводить до появи в структурі металу дрібних кутастих карбонітридів, які розташовуються переважно всередині зерен. Карбонітриди титану є додатковими центрами кристалізації, що сприяє зменшенню розмірів зерна до 48 мкм. Проте присадки титану в сталь понад 0,6% сприяють появі в структурі значної кількості неметалевих вкраплень і тому є небажаними.

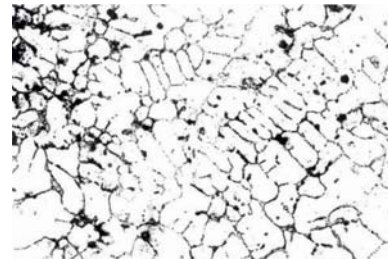
Максимальне значення тимчасового опору розриванню в усіх досліджених сталях має місце за вмісту вуглецю біля 0,40% (рис. 7, а). Подальше його підвищення знижує міцність сталі внаслідок збільшення кількості, коагуляції та нерівномірного розподілу карбідів в об'ємі металу (див. рис. 7, в).



а



б



в

Рис. 7. Тимчасовий опір розриванню хромоалюмінієвої сталі (30,2% Cr й 1,5% Al) залежно від вмісту в ній вуглецю та титану (а): 1 – 0,09% C; 2 – 0,16% C; 3 – 0,39% C; 4 – 0,81% C; та мікροструктури хромоалюмінієвої сталі, легованої титаном (0,32% Ti; 30,2% Cr й 1,5% Al), залежно від вмісту в ній вуглецю ($\times 100$): б – 0,16% C; в – 0,81% C

Підвищення в хромоалюмінієвих сталях вмісту вуглецю та титану сприяє зростанню твердості внаслідок пропорційного збільшення в структурі металу кількості карбідів різного складу та карбонітридів, які мають значно вищу твердість, ніж ферит, легований хромом та алюмінієм. 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.

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 з 2,30 до 1,68% лі-

нійну усадку, покращує тріщиностійкість. Найгомогеннішу структуру та найвищі механічні властивості має сталь, попередньо розкиснена алюмінієм.

Комплексне дослідження впливу хрому, алюмінію, вуглецю та титану на технологічні властивості жаростійких сплавів на основі заліза дало можливість рекомендувати як кращий ливарний матеріал для виробництва литих деталей, що працюють в умовах високих температур та агресивних середовищ, 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.

Хром та алюміній є елементами, які дуже схильні до плівкоутворення. Додавання в розплави хрому та алюмінію призводить до утворення надмірної кількості оксидів і дрібнодисперсних часточок різної морфології, накопичення яких в окремих мікрооб'ємах металу призводить до погіршення механічних та експлуатаційних властивостей хромоалюмінієвих сталей.

Установлено, що підвищення вмісту хрому та алюмінію в сталі призводить до інтенсифікації процесів плівкоутворення. Так, для сталі з вмістом 22,0% хрому підвищення вмісту алюмінію до 3,0% збільшує довжину незлитин від 190 до 750 мм, а для сталі з 30,0% хрому і такою ж зміною вмісту алюмінію – від 244 до 1200 мм. Підвищення температури перегрівання сталі зменшує здатність її до плівкоутворення. У зв'язку з цим вибір оптимальної температури заливання хромоалюмінієвих сталей у форми під час виготовлення фасонних виливків має першорядне значення. 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 вищих температур або підігрівати форми.

Незважаючи на збільшення розмірів зерна з підвищенням температури, для виготовлення якісних тонкостінних (до 20 мм) великогабаритних жаростійких виливків, які працюють в умовах високих температур без навантажень (наприклад, насадки паливоспалювальних пристроїв котлоагрегатів ТЕС), необхідно використовувати максимально можливу температуру розплаву (1650...1680 °С) перед заливанням його у форми.

Отже якістю литих деталей із рекомендованих жаростійких сталей можна управляти не тільки оптимальним співвідношенням вмісту в них хрому та алюмінію, а й температурою заливання металу у форму, оскільки вона є одним із основних параметрів технологічних процесів виготовлення виливків з високими механічними та службовими характеристиками.

З метою покращання ливарних, механічних й експлуатаційних властивостей досліджено вплив процесів мікролегування та модифікування на зміну характеристик жаростійких хромоалюмінієвих сталей. Установлено, що 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%, лінійна усадка знижується з 2,20 до 1,84%, а тимчасовий опір розриванню збільшується з 340 до 440 МПа. Окалиностійкість сталі підвищується після присадки ітрію в усьому дослідженому діапазоні, але найбільш ефективна його дія – до 0,35%. Ітрій, вступає у взаємодію з металевим розплавом, утворює тугоплавкі кристалічні системи оксидів, нітридів і карбонітридів. Таке утворення вимушених центрів не тільки покращує умови кристалізації рідкого металу, 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, має 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 сульфідні ітрію розташовуються переважно всередині зерен. Ці вкраплення разом з інтерметалідами ітрію-алюмінію створюють перешкоди руху дислокацій, чим істотно підвищують високотемпературну міцність і термостійкість сталі. Ітрій підвищує окалиностійкість металу внаслідок зміни складу та властивостей внутрішнього шару захисної плівки. Підвищуються її адгезійні властивості, що значною мірою запобігає сколюванню оксидного шару з поверхні виробу під час теплосмін.

Корисними є також оброблення хромоалюмінієвих сталей кальцієм до 0,1% (за присадкою) та PЗМ у межах 0,15...0,25% (за присадкою).

Досліджено розподіл основних елементів (хрому, алюмінію та титану) по перерізу стінки виливка, виготовленого із сталі 35Х30Ю2ТЛ, й установлено, що ці елементи рівномірно розподіляються по перерізу стінок виробу незалежно від їх товщини, отже і в цьому разі виконується основне правило: для роботи за високих температур та в агресивних середовищах сталь повинна мати однорідну гомогенну структуру з мінімальним вмістом чужорідних включень на межах та всередині зерен.

У четвертому розділі викладено результати досліджень окалинотійкості середньовуглецевих хромоалюмінієвих сталей різного хімічного складу за високих температур у різних газових середовищах, наведено порівняльні характеристики та побудовано робочі номограми. Оскільки хром є головним легувальним елементом жаростійких сталей, досліджено його вплив на окалинотійкість середньовуглецевих хромистих сталей у діапазоні концентрацій від 12,5 до 36,6% за вмісту вуглецю 0,28...0,31%. Установлено, що з підвищенням вмісту хрому окалинотійкість сталей суттєво підвищується, тобто знижується маса металу, який витрачається на утворення окалини: за вмісту 12,5% хрому збільшення маси зразка досягає 17,8 мг/см² за 100 год, а за вмісту 36,6% хрому – 6,8 мг/см² за 100 год. За малого вмісту хрому оксидна плівка, яка утворюється на поверхні металу, не суцільна, порівняно легко відокремлюється від виробу, а на її місці утворюється нова плівка. В умовах теплостійкості такий процес повторюється досить часто, а тому окалинотійкість таких сталей низька. Із збільшенням вмісту хрому понад 20% на поверхні зразків утворюється тонка суцільна плівка з оксидів хрому, яка міцно утримується на поверхні виробу й надійно захищає його від подальшого окиснення. За вмісту хрому понад 25% характер окиснення поверхні стабілізується й залишається практично незмінним, а жаростійкість металу – сталою.

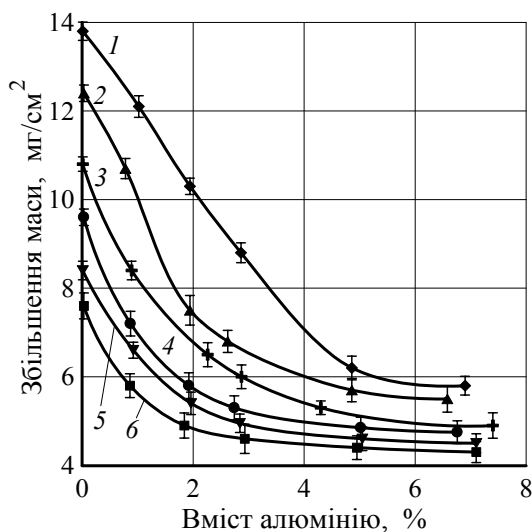


Рис. 8. Окалинотійкість жаростійких сталей залежно від вмісту в них хрому та алюмінію:

- 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;
тривалість – 100 год

Для детального вивчення поведінки сталей в екстремальних умовах вибрано робочу температуру 1250 °С.

Отже вироби із жаростійких середньовуглецевих сталей з вмістом 25...30% хрому мають задовільну окалинотійкість і можуть працювати в агресивних середовищах за температур до 1100 °С. У подальших дослідженнях використано сталі з таким же вмістом хрому, орієнтуючись на задовільну окалинотійкість сплавів на рівні 4,0...6,0 мг/см² за 100 год.

За літературними відомостями окалинотійкість хромистих сталей можна підвищити додатковим легуванням їх алюмінієм. Проте до цих пір не встановлено оптимального співвідношення хрому та алюмінію в жаростійких сталях, за якого утворювалася б стабільна, міцна та щільна захисна плівка й забезпечувала б максимально тривалу експлуатацію виробів в умовах високих температур та агресивних середовищ.

З метою вирішення цієї задачі та створення бази даних щодо окалинотійкості жаростійких сплавів на основі заліза з високим вмістом хрому для розроблення методології прогнозування спеціальних властивостей цих сплавів досліджено їх окалинотійкість з вмістом вуглецю 0,25...0,35%, хрому – від 13,6 до 35,8% (взято увесь діапазон промислових хромистих сталей) та алюмінію – до 7,1%. Вміст інших елементів (марганцю, кремнію, фосфору та сірки) максимально витримували на одному рівні. Для детального вивчення

Установлено, що додаткове легування хромистих сталей алюмінієм суттєво покращує їх окалиностійкість – витрати металу на утворення окалини в умовах високих температур зменшуються (рис. 8). Пояснюється це тим, що крім оксиду хрому Cr_2O_3 на поверхні металу утворюється оксид алюмінію Al_2O_3 , який має вищі захисні властивості, ніж Cr_2O_3 . Крім того, алюміній має вищу дифузійну рухомість іонів в металі в порівнянні з хромом, що і забезпечує безперервний процес утворення Al_2O_3 на поверхні виробу.

Для забезпечення задовільної окалиностійкості (збільшення маси зразка на 4...6 мг/см² 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, сталь з вмістом хрому біля 20% має вміщувати 4,0...5,0% алюмінію, а сталь з вмістом 30% хрому – тільки 2,0...3,0%.

Отже, 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 литтям середніх і великих жаростійких деталей простої конфігурації для роботи за температур до 1100...1150 °С. Для виробництва литих деталей, що працюють за вищих температур (1200...1250 °С), вміст хрому в сталях має бути в межах 25...32% та алюмінію – в межах 2...4%. За цих умов на поверхні виробу утворюється надійна захисна плівка із оксидів хрому та алюмінію.

Таким чином підтверджено, що 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 середовищах. Роль цих елементів полягає насамперед у тому, що вони змінюють склад, структуру та властивості оксидної плівки, яка утворюється на поверхні виробу, а отже, і знижують швидкість її окиснення.

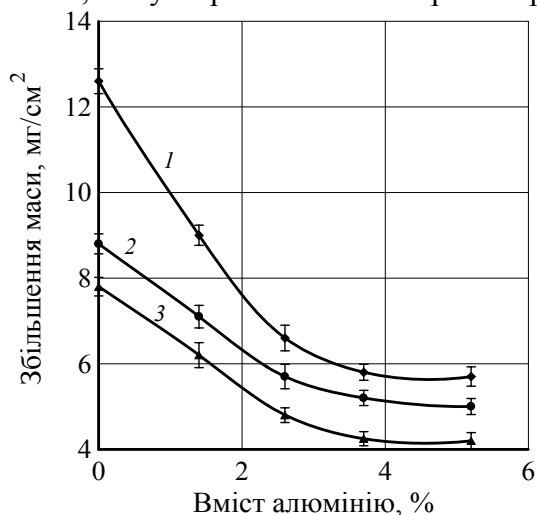


Рис. 9. Окалиностійкість хромистої сталі 30Х30Л в різних агресивних середовищах залежно від вмісту в ній алюмінію:

- 1 – перегріте повітря + 45% H_2O ;
- 2 – перегріте повітря;
- 3 – перегріте повітря + 45% CO_2

ці вуглекислого газу. Колір зразків у цьому разі світлий, особливо за вмісту 3,0...4,0% алюмінію, оксидна плівка рівномірна й складається, як установлено рентгенографічним і мікрохімічним аналізами, на 85...90% із оксиду Al_2O_3 , який є високоякісним захистом металу й в середовищі CO_2 . 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 його парціальний тиск у перегрітому повітрі. Крім того, заміна майже половини об'єму повітря вуглекислим газом суттєво зменшує кількість азоту в газовому середовищі. Оскільки азот негативно впливає на окалиностійкість і

За результатами цих досліджень зроблено важливий висновок: для тривалої надійної експлуатації виробів за температур 1150...1300 °С необхідно дотримуватися 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 – 2,0...3,0% алюмінію. Саме таке співвідношення основних елементів сприяє утворенню на поверхні виробу високоефективної захисної плівки.

Для порівняння окалиностійкості хромистої сталі 30Х30Л у різних агресивних середовищах досліджено вплив алюмінію з метою визначення його оптимального вмісту в сталях цього класу для роботи за температур до 1250 °С. Результати досліджень показано на рис. 9.

Установлено, що оксидна плівка, яка утворилась на поверхні зразків в середовищі водяної пари, пориста, покрита дрібними виразками й легко відокремлюється від поверхні виробу.

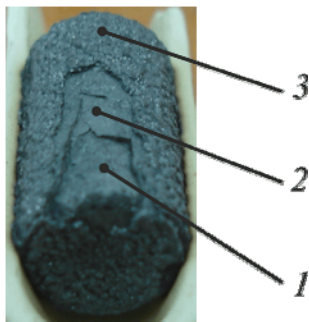
Найвищу окалиностійкість має хромоалюмінієва сталь з будь-яким вмістом алюмінію в середовищі

ростостійкість таких сталей, зменшення його в агресивному середовищі сприяє покращанню цих характеристик.

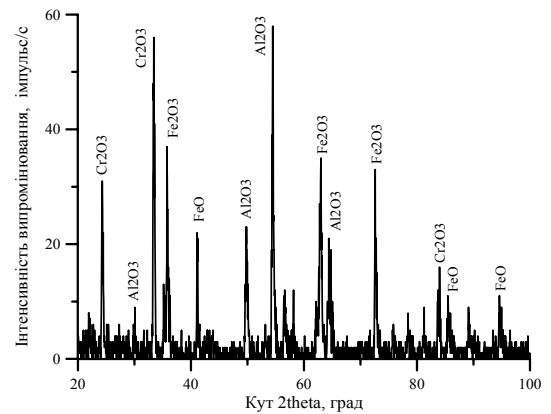
Вивчено зміну складу оксидів по товщині захисної плівки, утвореної на поверхні виробу, виготовленого із сталі 30Х3Ю2Л, після експлуатації протягом 500 год в атмосфері перегрітого повітря за температури 1250 °С. Товщину плівки умовно розділено на три шари – зовнішній, середній і внутрішній.

Аналіз одержаних результатів (рис. 10) дав можливість оцінити поведінку металу в умовах високих температур в часі й зробити такі висновки:

– на початку процесу окиснення всі основні хімічні елементи сталі (залізо, хром, алюміній) піддаються дії високої температури та агресивного середовища й інтенсивно окиснюються, утворюючи поруватий зовнішній шар захисної плівки через велику кількість у ній оксиду та закису заліза (рис. 4.10, б). Така плівка майже не перешкоджає проникненню кисню до металу й сприяє подальшому його окисненню, змінюючи співвідношення Fe_2O_3 та FeO (4.10, в);

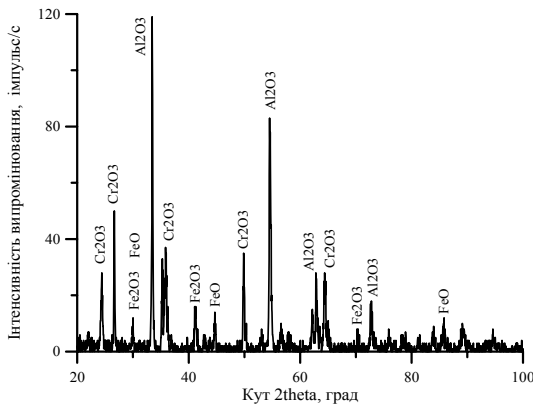


а



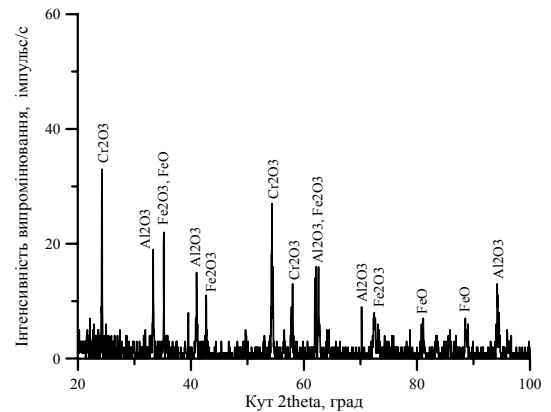
Cr_2O_3 – 59,21%; Al_2O_3 – 5,26%;
 Fe_2O_3 – 26,24%; FeO – 7,47%

б



Cr_2O_3 – 7,23%; Al_2O_3 – 65,64%;
 Fe_2O_3 – 1,69%; FeO – 17,63%

в



Cr_2O_3 – 19,44%; Al_2O_3 – 78,13%;
 Fe_2O_3 – 1,67%; FeO – 0,16%

г

Рис. 10. Загальний вигляд зразка із хромоалюмінієвої сталі (а) після випробовування протягом 500 год за температури 1250 °С в перегрітому повітрі: 1 – внутрішній шар окалини; 2 – середній шар; 3 – зовнішній шар та зміна хімічного складу захисної плівки залежно від послідовності її утворення: б – зовнішній шар плівки; в – середній шар; г – внутрішній шар

– одночасно із зміною цього співвідношення інтенсифікуються процеси дифузії алюмінію до поверхні розділу «метал-плівка» та його окиснення з утворенням оксиду алюмінію, що суттєво змінює хімічний склад плівки та покращує її щільність внаслідок десятикратного підвищення в складі плівки Al_2O_3 – до 65,64%. Середній шар плівки стає щільнішим (рис. 10, а) і суттєво перешкоджає проникненню окиснювача до поверхні виробу.

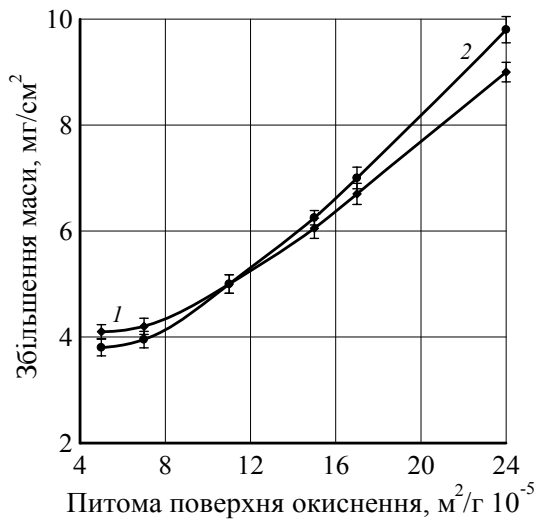
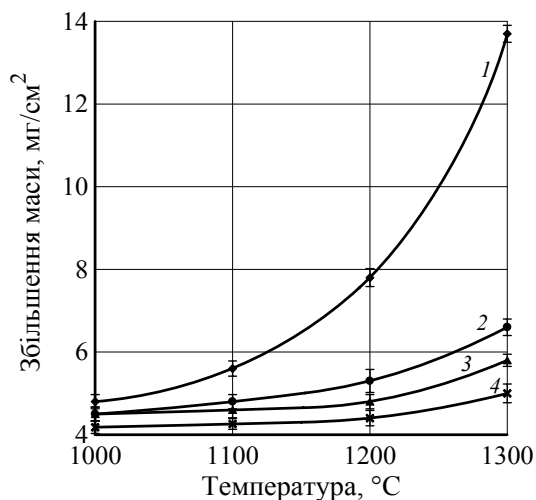


Рис. 11. Окалиностійкість хромоалюмінієвої сталі 30X30Ю2Л після 100 год випробовувань за температури 1250 °С залежно від питомої поверхні окиснення:

1 – розрахункові дані за рівнянням
 $y = 3,935 + 0,352x - 0,2152x^2$
 $R^2 = 0,9807$



2 – експериментальні дані

Рис. 12. Окалиностійкість середньовуглецевих хромоалюмінієвих сталей з неоднаковим вмістом хрому та алюмінію за різних температур:

1 – 30X21ЮЛ; 2 – 30X25Ю5Л;
 3 – 30X30Ю2Л; 4 – 30X30Ю5Л

зоні екстремальних температур від 1000 до 1300 °С. Вибрано найвірогідніші марки сталей для використання в різних галузях промисловості. Випробовування виконували в середовищі перегрітого повітря протягом 100 год. Результати досліджень показано на рис. 12.

Установлено, що промисловий варіант жаростійкої сталі з мінімальним вмістом хрому та алюмінію (30X21ЮЛ) можна успішно використовувати для виготовлення виробів, що працюють надійно й тривалий час за температур до 1100 °С.

– з часом процеси окиснення поверхні виробу послаблюються внаслідок зміни складу внутрішнього шару плівки та підвищення його захисних властивостей: сумарний вміст оксидів Cr_2O_3 та Al_2O_3 досягає 98,0%, решта – незначна кількість Fe_2O_3 та FeO (рис. 10, з).

Така плівка має високу щільність, перешкоджає проникненню окиснювачів до металу виробу, міцно утримується на його поверхні та суттєво подовжує тривалість експлуатації виробів за високих температур в умовах не тільки перегрітого повітря, але й в інших агресивних середовищах.

Отже, для зберігання задовільної (збільшення маси на 4...6 mg/cm^2 за 100 год) окалиностійкості жаростійких виробів із хромоалюмінієвих сталей у середовищі перегрітого повітря за температур експлуатації до 1250 °С 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 легуваності фериту та зменшує кількість оксидів заліза різної морфології, а алюміній витрачається на утворення високоякісної захисної плівки.

Теоретичний і практичний інтерес представляють дані щодо впливу концентрації алюмінію не тільки на окалиностійкість хромистих сталей, але й на швидкість його вигорання в поверхневому шарі виробу протягом його експлуатації.

На підставі порівняння теоретичної та експериментальної залежностей окалиностійкості сталей від питомої поверхні окиснення зроблено позитивний висновок щодо правильності викладеного аналізу та наведених закономірностей окиснення (рис. 11).

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%. На підставі цього висновку й рекомендовано вискоєфективні марки сталі для роботи в екстремальних умовах, які повною мірою задовольняють вимогам щодо технологічних особливостей виготовлення із них жаростійких деталей і спеціальних властивостей, що пред'являють до виробів, які працюють за високих температур та агресивних середовищ.

Для повного аналізу окалиностійкості хромоалюмінієвих сталей досліджено їх поведінку в діапазоні екстремальних температур від 1000 до 1300 °С.

Вибрано найвірогідніші марки сталей для використання в різних галузях промисловості. Випробовування виконували в середовищі перегрітого повітря протягом 100 год. Результати досліджень показано на рис. 12.

Установлено, що промисловий варіант жаростійкої сталі з мінімальним вмістом хрому та алюмінію (30X21ЮЛ) можна успішно використовувати для виготовлення виробів, що працюють надійно й тривалий час за температур до 1100 °С.

Інші сталі можуть успішно працювати за температур до 1250...1300 °С. 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. 12).

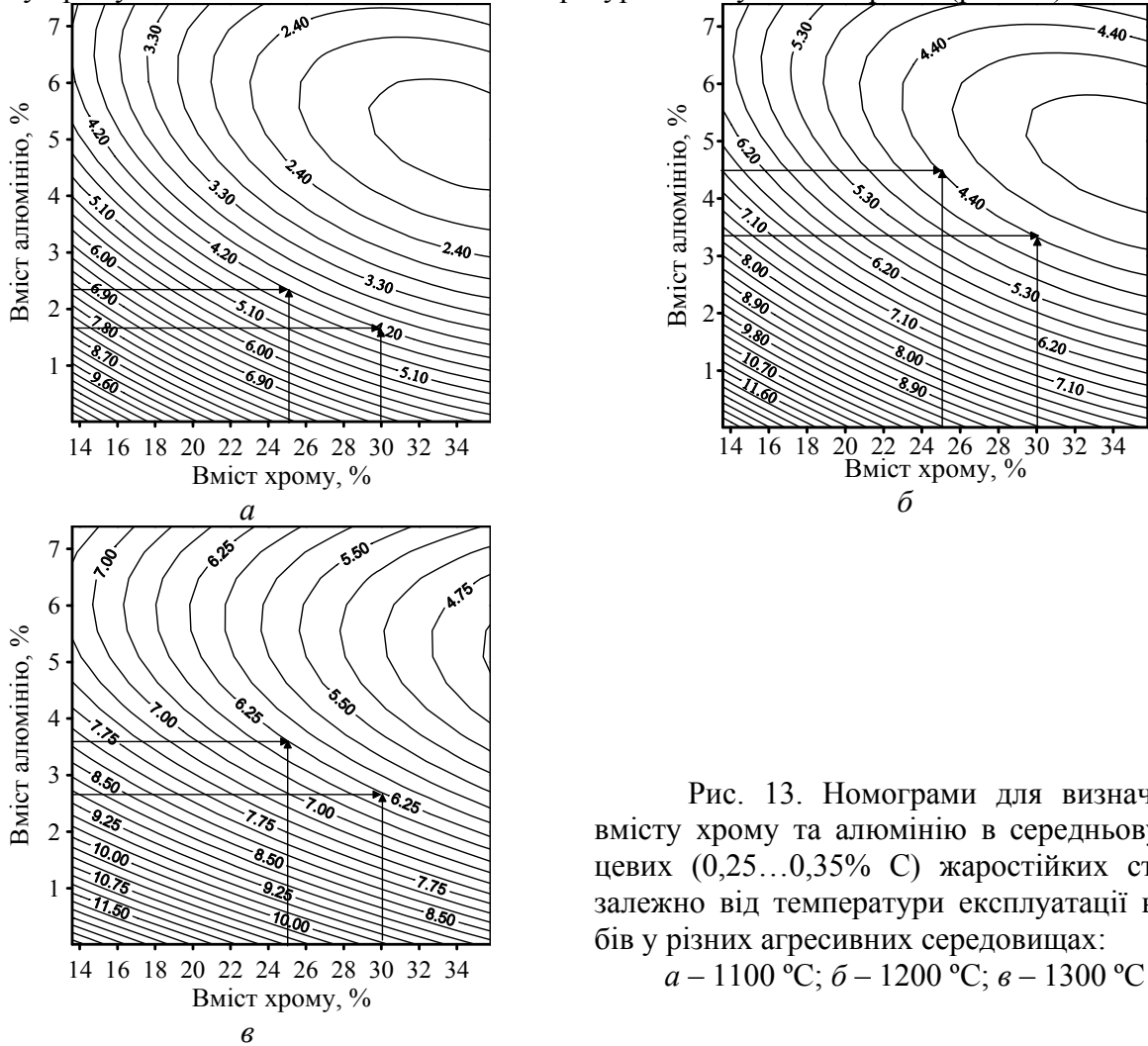


Рис. 13. Номограми для визначення вмісту хрому та алюмінію в середньовуглецевих (0,25...0,35% С) жаростійких сталях залежно від температури експлуатації виробів у різних агресивних середовищах:
а – 1100 °С; б – 1200 °С; в – 1300 °С

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. Основним критерієм для визначення вмісту в сталях основних елементів слугує збільшення маси виробу в мг/см² протягом 100 год. Для задовільної окалиностійкості ця величина має знаходитися, як уже відзначалося, в межах 4,0...6,0 мг/см². На номограмах кожна ізолінія має своє значення окалиностійкості.

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.

Оскільки титан сприяє покращанню технологічних властивостей хромоалюмінієвих сталей, досліджено його вплив на окалиностійкість середньовуглецевої сталі 30X30Ю2Л в діапазоні концентрацій, рекомендованих на підставі досліджень ливарних і механічних властивостей, за температур 1200 й 1300 °С та різних агресивних середовищ (рис. 14).

На підставі аналізу результатів проведених досліджень установлено, що з підвищенням температури випробовувань окалиностійкість хромоалюмінієвої сталі дещо знижується, але вона залишається досить високою. З таких сталей можна виготовляти литі деталі, які будуть надійно працювати тривалий час за температур до 1200 °С та трохи гірше 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%.

Установлено, що наявність пари до 25% (за об'ємом) в перегрітому повітрі, як і для сталей без титану, найбільшою мірою знижує окалиностійкість сталі з утворенням такої ж поруваної 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.

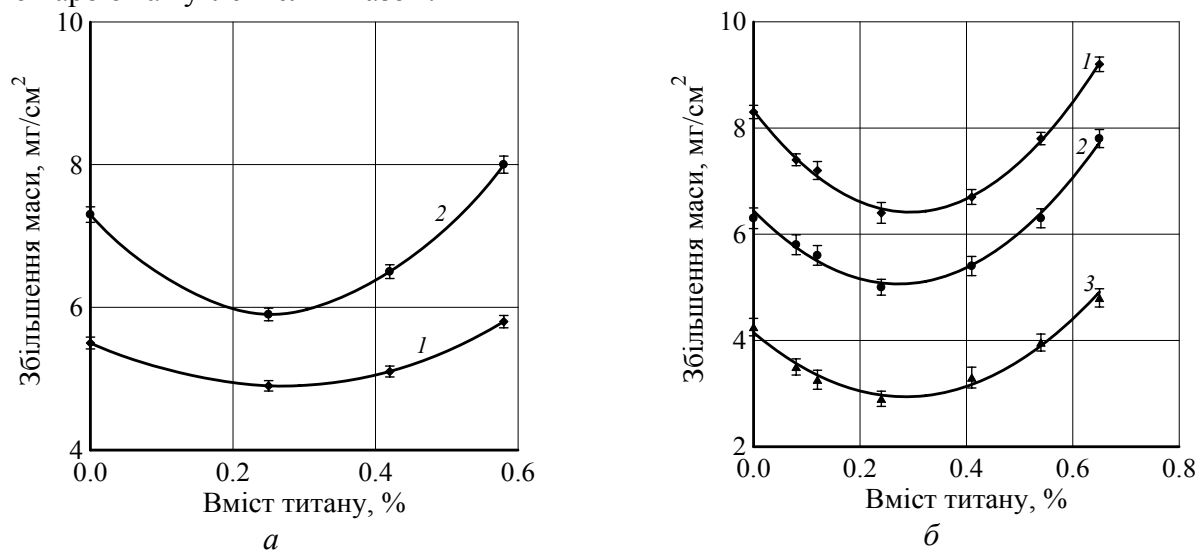


Рис. 14. Окалиностійкість сталі 30X30Ю2Л за різних температур залежно від вмісту титану (а): – 1 – 1200 °С; 2 – 1300 °С (Умови випробовування: середовище – перегріте повітря; тривалість – 100 год) та в різних агресивних середовищах (б) залежно від вмісту титану: 1 – перегріте повітря + 25% H₂O; 2 – перегріте повітря; 3 – перегріте повітря + 45% CO₂

Зменшення окиснення металу в середовищі повітря з 45% CO₂ пояснюється тим же зменшенням парціального тиску кисню, що й для хромоалюмінієвих сталей без титану.

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.

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.

Крім того, установлено, що легування сталі титаном, знижує дифузійний рух алюмінію в кристалевій ґратці фериту, а отже зменшує швидкість вигорання алюмінію із сталі. Таке пояс-

нення 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. За вмісту в сталі понад 0,5% титану в структурі з'являється велика кількість карбідів титану, які розташовуються у вигляді окремих колоній. Неоднорідність сталі, яка при цьому підвищується, негативно позначається на її експлуатаційних властивостях.

Отже, оптимальним вмістом титану в хромоалюмінієвих сталях з вмістом 0,25...0,30% вуглецю має бути 0,20...0,45%. Така сталь має високу окисністійкість, дрібнозернисту однорідну структуру й практично не схильна до росту зерна під час тривалої експлуатації.

Для установлення впливу титану на формування захисної оксидної плівки на поверхні виробів в умовах високих температур та агресивних середовищ досліджено 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 наведено в рис. 15.

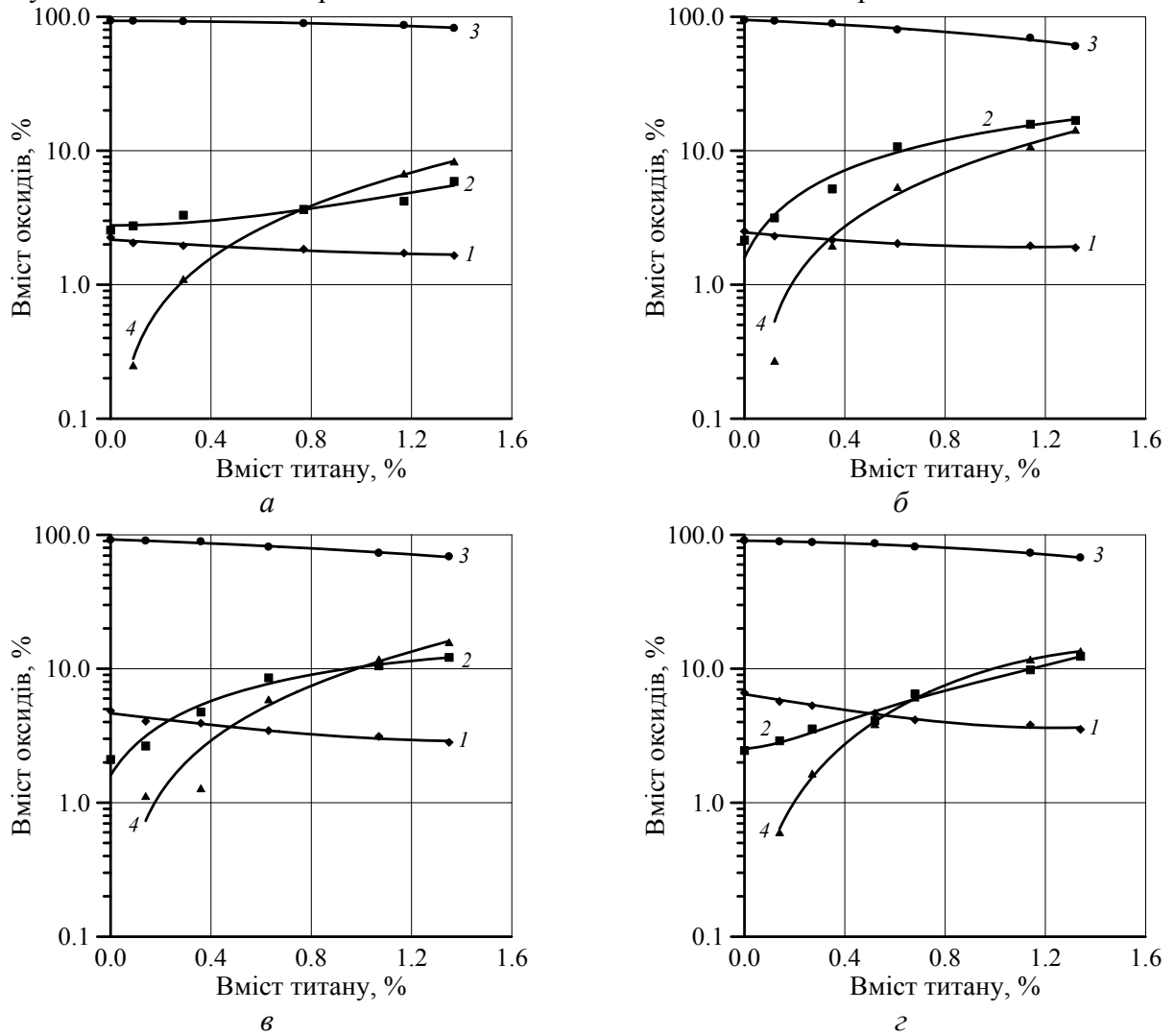


Рис. 15. Зміна складу оксидів в окаліні сталі X25Ю3Л з різним вмістом вуглецю залежно від вмісту титану: а – 0,07...0,09% С; б – 0,13...0,16% С; в – 0,38...0,41% С; з – 0,77...0,84% С; 1 – FeO; 2 – Cr₂O₃; 3 – Al₂O₃; 4 – TiO

Установлено, що додавання титану в хромоалюмінієві сталі суттєво змінює склад оксидних плівок, а отже, впливає позитивно чи негативно на їх окисністійкість залежно від його вмісту в металі.

Сприятливу дію титану на окисністійкість 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. Така оксидна плівка має високі захисні властивості. Крім того, легування сталі титаном, знижує дифузійну рухомість заліза у фериті й зменшує кількість його

оксидів в окалинні, які утворюються на поверхні виробу, практично для всіх сталей з різним вмістом вуглецю.

Це підтверджено й мікрохімічним аналізом оксидних плівок, утворених на зразках із сталі 30X30Ю2Л: 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 оксидів Al_2O_3 , які є основними компонентами захисту металу від високотемпературної корозії, дещо зменшується в захисній плівці, її властивості за оптимального вмісту титану залишаються досить високими навіть у середовищах перегрітого повітря з водяною парою чи з вуглекислим газом, оскільки з підвищенням вмісту титану в сталях у захисній плівці збільшується кількість оксидів хрому Cr_2O_3 , що певною мірою компенсує втрати оксидів алюмінію та зберігає високу окалиностійкість хромоалюмінієвих сталей.

Відомо, що присадки РЗМ у сплавах 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. Як уже відзначалось, захисні властивості оксидної плівки визначаються властивостями утвореного оксиду. Високі захисні властивості мають метали із щільними, тугоплавкими й низько електропровідними оксидами. Суцільну ґратку в оксидах утворюють метали алюміній, хром, кремній, марганець, нікель і залізо, а пористу – 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. РЗМ додавали в розплав у вигляді фероцерію до 1,0% (за розрахунком) за 1...2 хв до випускання металу із печі, оскільки додавання РЗМ у ківш з малим вмістом металу ускладнює процес його оброблення такими присадками. Випробовування зразків здійснювали в середовищі перегрітого повітря за температури 1200 °С протягом 100 та 500 год.

Установлено, що присадки РЗМ до 0,30...0,35% дещо покращують окалиностійкість сталі 30X25Ю3Л. Для сталі з вищим вмістом хрому таке покращання зберігається за присадок РЗМ до 0,45%. Подальше підвищення присадки РЗМ призводить до різкого погіршення окалиностійкості. За присадки 1,0% РЗМ ця характеристика набагато гірша, ніж для сталей без РЗМ. Результати досліджень дають можливість зробити висновок, що збільшення присадки РЗМ 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 РЗМ понад 0,6% на межі метал-оксид утворюється оксид SeO_2 , який ще більшою мірою протидіє дифузії алюмінію до поверхні розділу «оксид-газове середовище». Зміна кольору поверхні з підвищенням вмісту РЗМ підтверджує зменшення кількості Al_2O_3 в оксидній плівці й появи в ній оксидів хрому та навіть заліза. Крім того, підвищення присадки РЗМ від 0,25 до 1,0% сприяє укрупненню феритного зерна, потовщенню меж зерен і погіршує механічні властивості сталі.

Одержані результати доповнюють відомості щодо ефективного впливу на термостійкість жаростійких сталей церію та ітрію. Підвищення присадки РЗМ понад 0,5% призводить до зниження окалиностійкості сталі, а тому є недоцільним.

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, 2,0...3,5% алюмінію, 0,20...0,60% титану і 0,15...0,25% РЗМ (за присадкою). У подальших дослідженнях використано сталі 30X25Ю3ТЛ і 30X30Ю2ТЛ.

У п'ятому розділі викладено результати досліджень механічних властивостей ливарних хромоалюмінієвих сталей за високих температур та їх термостійкості й ростостійкості.

Літі високохромисті сталі 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. Підвищення температури знеміцнення таких сталей можна досягти їх дисперсійним зміцненням з одночасним глибоким рафінуванням і дегазацією розплаву. Властивості сталей цього класу за високих температур тісно пов'язані з

розмірами зерен і станом міжзеренних меж, оскільки межі зерен є зонами накопичення домішок, у тому числі й легкоплавких, які суттєво послаблюють міцність зв'язків між кристалами за високих температур.

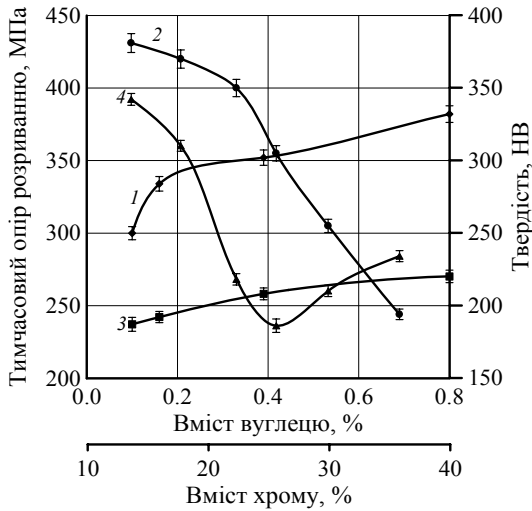


Рис. 16. Зміна міцності та твердості жаростійких сталей за кімнатної температури залежно від вмісту в них вуглецю й хрому:

- 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

тенситної до суто 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) та розвитком цього процесу з підвищенням в сталі вмісту хрому.

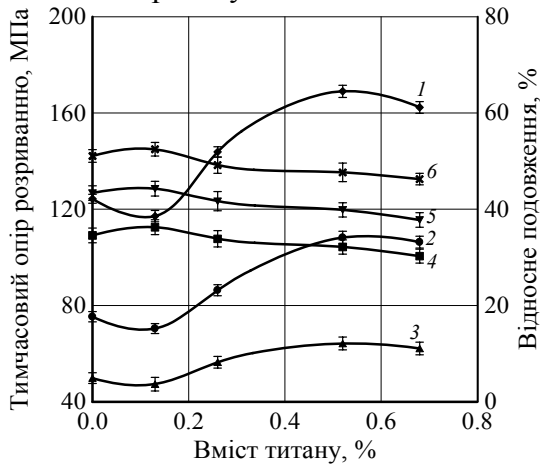


Рис. 17. Зміна механічних властивостей жаростійкої сталі 30Х25Ю3Л за різних температур залежно від вмісту в ній титану:
 1 – σ_B за 600 °C; 2 – σ_B за 800 °C;
 3 – σ_B за 1000 °C; 4 – δ за 600 °C;
 5 – δ за 800 °C; 6 – δ за 1000 °C

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. 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.

Установлено, що збільшення вмісту вуглецю у високохромистій жаростійкій сталі (біля 30% хрому) від 0,10 до 0,30% сприяє підвищенню її міцності на 25...30% та твердості на 15...18% (рис. 16), що пояснюється зростанням кількості карбідів хрому різного складу, подрібненням первинного зерна та підвищенням щільності структури металу.

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 суто феритної з певною кількістю карбідів.

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.

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%. Результати досліджень механічних властивостей за високих температур показано на рис. 17.

Невеликі присадки титану (до 0,15%) збільшують кількість неметалевих включень (переважно оксидів), які він утворює внаслідок розкиснення розплаву та які залишаються в металі й

знижують його механічні властивості. Подальше підвищення вмісту титану призводить до появи в структурі металу дрібних кутастих карбонітридів, 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. Корисність титану в оптимальних межах підтверджено для усіх досліджених сталей.

Механізм впливу титану на властивості хромоалюмінієвої сталі наступний. У хромоалюмінієвому фериті титан частково розчиняється (до 1%), а частково реагує з вуглецем, утворюючи дрібнодисперсні тугоплавкі карбіди. Подрібнення зерна й зміцнення фериту внаслідок утворення великої кількості тугоплавких зародків кристалізації (карбідів і нітридів) й деякого легування сталі призводять до підвищення міцності сталі. Водночас, у присутності 20...25% хрому в сталі, існує зона термодинамічної нестійкості карбідної фази. Ця нестійкість полягає в тому, що під час переходу через певну температурну зону (600...900 °С) порушується рівновага між карбідами хрому й титану, оскільки при цьому вірогідний перехід $TiC \rightarrow Cr_7C_3$, який супроводжується знеміцненням міжфазових меж (аналогічно карбідному перетворенню $Cr_{23}C_6 \rightarrow Cr_7C_3$) і зниженням міцності й пластичності. Найчутливішими до описаних структурних змін є середньовуглецеві хромоалюмінієві сталі.

За результатами наведених досліджень можна однозначно прийняти вміст титану в таких сталях 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. Разом з тим, необхідна, з точки зору термодинаміки, концентрація титану в низьковуглецевих сталях має бути вищою, ніж в середньовуглецевих і високовуглецевих жаростійких сталях.

Для порівняння характеру зміни властивостей сталей різних структурних класів залежно від температури й визначення меж їх експлуатації в екстремальних умовах досліджено хромоалюмінієву сталь 30X25Ю3ТЛ хімічного складу: 0,29% С; 24,8% Cr; 2,96% Al; 0,74% Si; 0,62% Mn; 0,48% Ti й широко використовувану у високотемпературних технологіях хромонікелеву сталь 20X25Н19С2Л хімічного складу: 0,18% С; 25,4% Cr; 0,78% Mn; 1,7% Si та 19,2% Ni.

Результати показано на рис. 18.

Установлено, що тимчасовий опір розриванню хромоалюмінієвої сталі знижується в усьому діапазоні підвищення температури випробування з 315,5 МПа за 20 °С до 27,4 МПа за 1100 °С. За таким же характером, але з вищими показниками, зменшується міцність і хромонікелевої сталі з підвищенням температури.

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 внаслідок суттєвого підвищення в структурі металу крихкої σ -фази. Відносне подовження хромонікелевої сталі підвищується в усьому діапазоні температур, оскільки вона вміщує нікель, який перешкоджає утворенню крихкої σ -фази.

Дослідженнями процесів мікролегування та модифікування установлено, що додаткове оброблення хромоалюмінієвих сталей кальцієм та ітрієм суттєво покращує їх ливарні, механічні та експлуатаційні характеристики.

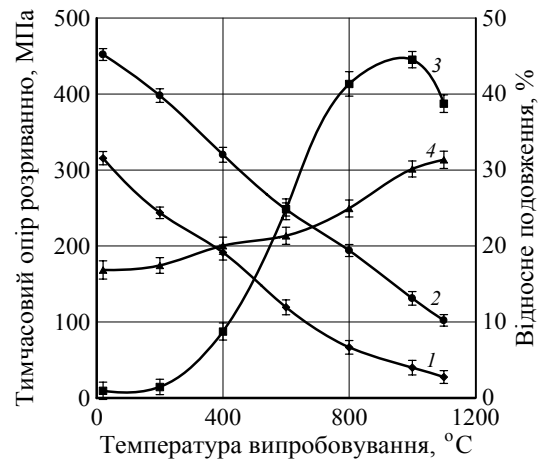


Рис. 18. Зміна механічних властивостей сталей різних класів залежно від температури:

1 – σ_b хромоалюмінієвої феритної сталі 30X25Ю3Л; 2 – σ_b хромонікелевої аустенітної сталі 20X25Н19С2Л; 3 – δ хромоалюмінієвої сталі; 4 – δ хромонікелевої сталі

Установлено, що максимального значення міцності (158,3 МПа) за температури 800 °С сталь набуває за вмісту 0,06% кальцію, а за температури 1000 °С – 91,2 МПа за такого ж його вмісту (рис. 19). Відносне подовження сталі за обох температур має дзеркальне відображення міцності. 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 вкраплин, підвищує температури їх знеміцнення, подрібнює структуру металу й підвищує термостійкість виробів.

Ітрій, вступаючи у взаємодію з металевим розплавом, утворює тугоплавкі кристалічні системи оксидів, нітридів і карбонітридів. Утворення вимушених центрів не тільки покращує умови кристалізації рідкого металу, 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.

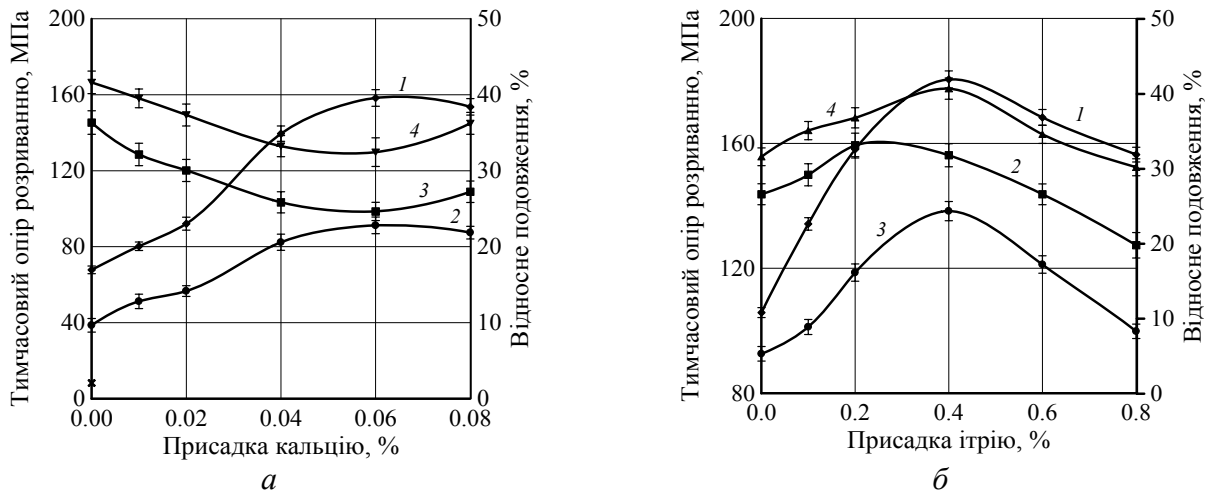


Рис. 19. Зміна механічних властивостей жаростійкої сталі 30X30Ю2ТЛ за різних температур залежно від присадки кальцію (а) та ітрію (б): 1 – σ_v за 800 °С; 2 – σ_v за 1000 °С; 3 – δ за 800 °С; 4 – δ за 1000 °С

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 сульфід ітрію розташовуються переважно всередині зерен. Ці вкраплення разом з інтерметалідами 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 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 °С сталь набуває після присадки 0,4% ітрію, а за температури 1000 °С – до 138,3 МПа – за такої ж присадки ітрію. Проте, щодо відносного подовження одержано дещо інші залежності: сталь за температури 800 °С набуває найвищої пластичності – 33,1% – за присадки ітрію 0,2%, а за температури 1000 °С – 40,7% – за присадки ітрію 0,4%.

Отже, комплексними дослідженнями впливу процесів мікрولةгування 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%).

Окрім ливарних і механічних властивостей за різних температур та окалиностійкості під час розроблення нових жаростійких сплавів на основі заліза особливу увагу слід приділяти забезпеченню металу достатнього опору розвитку термічної втоми. Слід також зазначити, що здатність металу утворювати на поверхні захисну оксидну плівку є важливою передумовою забезпечення високої термостійкості. У реальних умовах роботи жаростійкого виробу його термо-

стійкість визначається значною мірою властивостями поверхневого шару металу, який губить свою щільність, а разом і механічні властивості, під час окиснення.

Зміна структури металу під час термічної втоми, поява нових компонентів тощо, призводять до зміни щільності його поверхневих шарів внаслідок пришвидшеного окалиноутворення, в зв'язку з чим змінюється електричний опір. 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 щільності поверхневих шарів та, як наслідок, збільшує опір протіканню струму.

Отже, мікро- та макротріщини, які утворюються та розвиваються в зразку під час дослідження в умовах високих температур, призводять до зміни його електричного опору.

Для металевих матеріалів найнебезпечнішими є термічні напружини за високих температур, коли метал втрачає свою міцність і повністю переходить у пластичний стан, який супроводжується розвитком незворотної структури, а це з часом призводить до руйнування зразка або виробу.

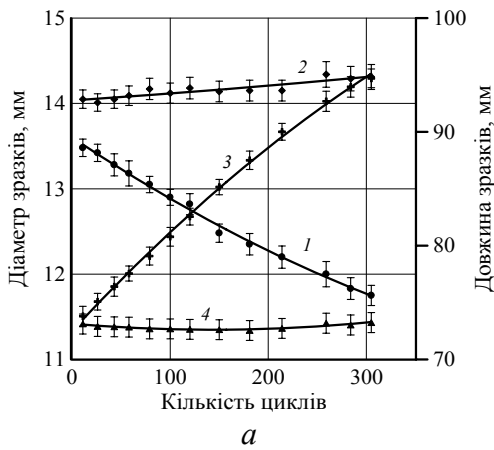
Для скорочення часу випробовування та створення максимально жорстких теплових умов експлуатації виробів прийнято інтервал нагрівання↔охолодження зразків у межах $20 \leftrightarrow 1100$ °С. Зразки довжиною 70 мм і діаметром 14 мм піддавали нагріванню в камерній печі до зазначеної температури й максимально швидко охолоджували в проточній воді з температурою біля 20 °С. Така методика дає можливість визначити не тільки окалиностійкість і терmostійкість сплаву, але і його ростостійкість. Випробовуванню піддавали зразки із хромоалюмінієвих і, для порівняння терmostійкості, із прокату хромонікелевої сталі Х23Н18.

Установлено, що із збільшенням кількості циклів змінюються й розміри зразків: більшою мірою це стосується зразка із аустенітної сталі Х23Н18, 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. Отже, за час термоциклування (305 циклів) довжина зразка із аустенітної сталі збільшилася на 24,7 мм, а його діаметр зменшився на 2,25 мм. Разом з тим для феритної сталі ці зміни мінімальні й складають відповідно 3,24 та 0,31 мм, при цьому слід зазначити, що на відміну від зразка із аустенітної сталі зразки з феритної сталі мають деяке збільшення діаметрів. Візуальними спостереженнями під час термоциклування установлено, що окалина, яка утворюється на поверхні зразка із аустенітної сталі, під час його охолодження відшаровується, а за час подальшого нагрівання утворюється нова, яка з часом накопичується й після певної кількості циклів знову відшаровується, тому й поверхня зразка гладенька (рис. 20).

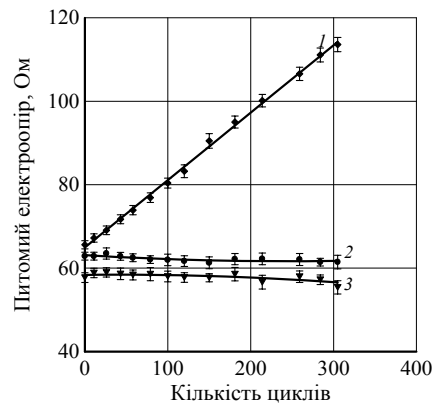
Отже, міцність і пластичність середньовуглецевих хромоалюмінієвих сталей мало відрізняються від хромонікелевих за температур, вищих 1000 °С. Ці результати ще раз підтверджують доцільність заміни дорогих хромонікелевих сталей дешевими хромоалюмінієвими для виготовлення литих деталей, які працюють в екстремальних умовах.

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. 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. Крупні 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 $20 \leftrightarrow 1100$ °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 рівновагої структури металу під час нагрівання↔охолодження.



а
1 – діаметр зразка із сталі X23H18; 2 – середній діаметр зразків із сталі 25X25Ю3Л; 3 – довжина зразка із сталі X23H18; 4 – середня довжина зразків із сталі 25X25Ю3Л



б
1 – питомий опір зразка із сталі X23H18; 2 – питомий опір зразків із сталі 25X25Ю3Л; 3 – питомий опір зразка із сталі 30X30Ю2Л



в
1 – X23H18;
2 – 25X25Ю3Л;
3 – 30X30Ю2Л;
4 – 30X25Ю3ТЛ;
5 – 30X25Ю3;

Рис. 20. Зміна розмірів зразків (*а*) та питомого опору (*б*) під час термоцикування залежно від кількості циклів і зовнішній вигляд зразків після 305 циклів (*в*)

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. 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 доля 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 дефектів. Тривалість другої стадії, а відповідно, й загальна термостійкість сталі, значною мірою залежать від сил міжатомних зв'язків в кристалевій ґратці.

На початку третьої стадії внаслідок збільшення кількості циклів виникають крупні пори на межі дотикання декількох зерен, тобто в місцях концентрації вакансій. Після збільшення розмірів пор понад 10...15 мкм стає можливим відривання зерен одного від другого з утворенням клиноподібних пор, які збільшуючись у розмірах, стають додатковими концентраторами напружин. 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.

Четверта стадія характеризується інтенсивним розвитком руйнування сталі внаслідок з'єднання 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 втоми протікає внаслідок концентрації напружень і деформацій мікротріщинами термічної втоми.

Отже 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.

У шостому розділі викладено результати створення нових зносостійких сплавів з високим вмістом хрому для роботи в умовах інтенсивного абразивного та гідроабразивного зносу.

Для порівняння зносостійкості сплавів як еталон використано зразки із чавуну 290X28H2. Випробовування виконували в гідроабразивному середовищі обертанням зразків.

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.

Установлено, що збільшення концентрації хрому до 21,1% суттєво покращує експлуатаційні властивості марганцевого чавуну (рис. 21). З підвищенням вмісту хрому в чавуні кількість карбідів цементитного типу зменшується внаслідок утворення спеціальних карбідів хрому з вищою мікротвердістю (рис. 21, в, з).

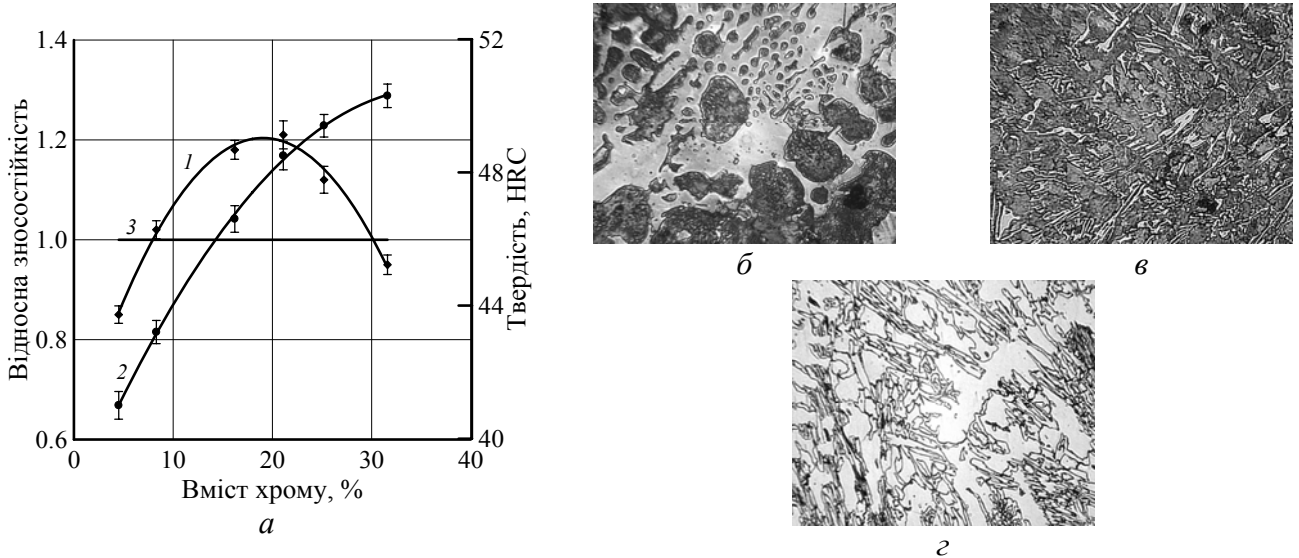


Рис. 21. Зміна твердості, зносостійкості легованого чавуну залежно від вмісту в ньому хрому (а): 1 – відносна зносостійкість; 2 – твердість; 3 – еталон 280X28H2 (відносна зносостійкість 1, твердість 46 HRC) та його структури: б – 4,5% Cr; в – 21,1% Cr; з – 25,2% Cr ($\times 200$)

При цьому евтектика ледебуритного типу поступово витісняється евтектикою з розгалуженими диспергованими складними карбідами $(Cr, Fe, Mn)_7C_3$, яка значною мірою відповідає принципу Шарпі. Підвищенню твердості та зносостійкості сплаву сприяє збільшення кількості цієї евтектики й зменшення кількості аустеніту.

Підвищення концентрації хрому в чавуні понад 20% призводить до появи в структурі крупних заевтектичних карбідів типу Cr_7C_3 та до збільшення кількості легованого хромом фериту. Карбіди Cr_7C_3 кристалізуються у вигляді довгих голкоподібних шестигранників. Такі карбіди знижують зносостійкість й особливо міцність виливків, хоча твердість сплаву при цьому підвищується.

Отже, для одержання хромомарганцевих чавунів з високою зносостійкістю (вищою, ніж чавуну 280X28H2), вони мають вміщувати в своєму складі від 8 до 30% хрому. Проте з урахуванням повного комплексу ливарних, механічних, експлуатаційних та економічних показників доцільнішим діапазоном концентрацій хрому у високохромистих чавунах слід вважати 15...25%.

Вплив марганцю на властивості високохромистого чавуну досліджено в діапазоні концентрацій до 11,9%. Результати випробовувань і зміну структури показано на рис. 22.

Марганець сприяє стабілізації аустеніту у високохромистому чавуні та підвищує розчинність вуглецю в γ -залізі, що призводить до зменшення загальної кількості карбідів хрому.

Таким чином, для досягнення високої зносостійкості хромомарганцеві чавуни мають вміщувати в своєму складі від 2,0 до 9,0% марганцю.

Враховуючи той факт, що марганець підвищує прогартуваність 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.

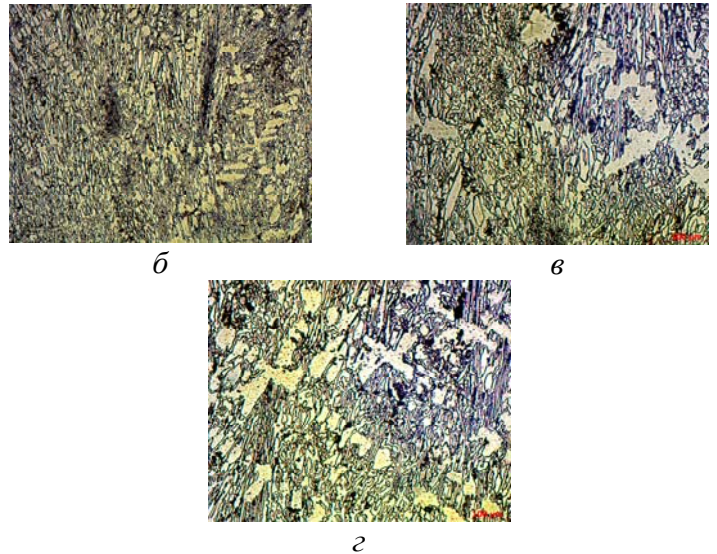
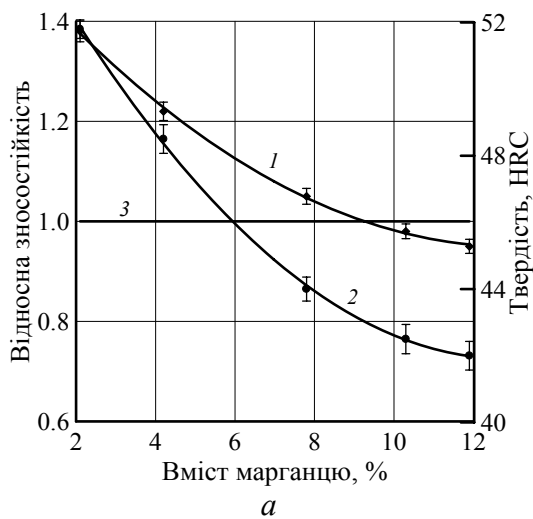


Рис. 22. Зміна твердості, зносостійкості високохромистого чавуну залежно від вмісту в ньому марганцю (а): 1 – відносна зносостійкість; 2 – твердість; 3 – еталон 280X28H2; та його структури: б – 2,1% Mn; в – 4,2% Mn; з – 11,9% Mn ($\times 200$)

За результатами досліджень ливарних, механічних та експлуатаційних властивостей запропоновано базовий хромомарганцевий чавун з вмістом 18...20% хрому та 3,5...4,5% марганцю, якому для зручності проведення подальших досліджень надано позначення 290X19Г4.

Досліджено вплив титану на характеристики й структуру хромомарганцевого чавуну в діапазоні концентрацій до 1,2%. Враховуючи високу спорідненість титану до кисню, його додавали у вигляді феротитану після повного розкиснення розплаву алюмінієм. Результати випробувань і структуру чавуну показано на рис. 23.

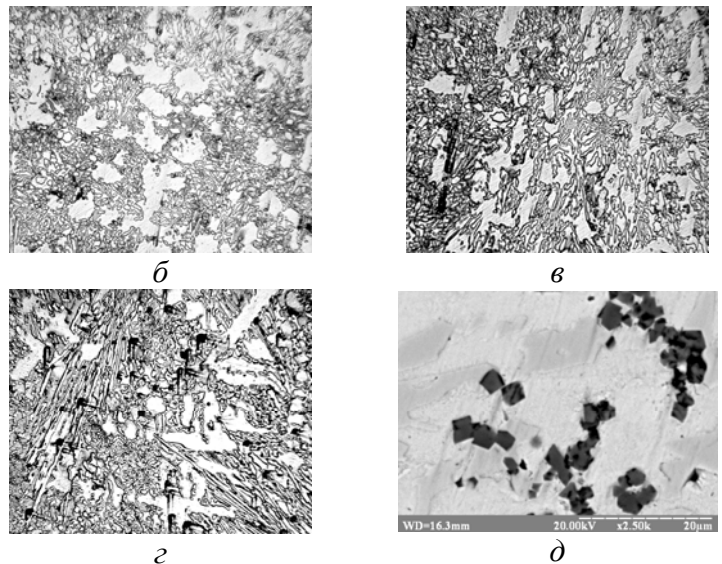
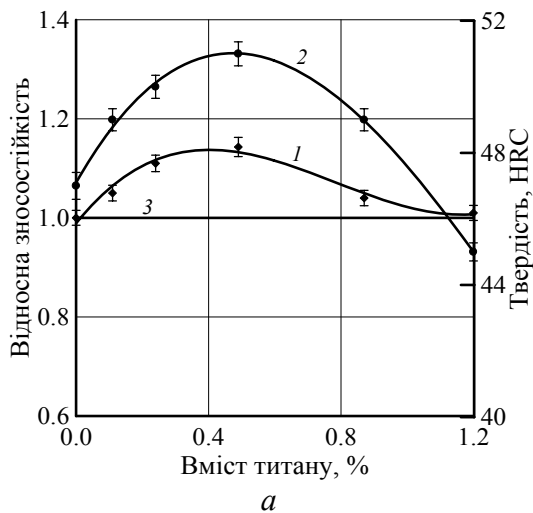


Рис. 23. Зносостійкість і твердість хромомарганцевого чавуну залежно від вмісту в ньому титану (а): 1 – відносна зносостійкість; 2 – твердість; 3 – еталон 290X19Г4 та його структури: б – без титану; в – 0,49% титану; з – 0,87% титану ($\times 200$); д – колонії карбонітридів титану в хромомарганцевому чавуні з 0,87% титану

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. 23, д), які легше викришуються під дією абразиву та є концентраторами напружень. Крім того, за вмісту понад 0,5% титан інтенсивно відновлює кремній

з футеровки плавильної печі та підвищує кількість неметалевих вкраплень різної морфології (найчастіше нітридної та сульфідної фаз).

Отже для покращання експлуатаційних характеристик хромомарганцевого чавуну його доцільно додатково обробляти перед випусканням із плавильного агрегату титаном у межах 0,1...0,5%. Це на 15...18% підвищує зносостійкість литих деталей в умовах інтенсивного гідроабразивного зносу.

Дослідженням впливу ванадію на властивості зносостійкого хромомарганцевого чавуну в діапазоні концентрацій до 1,1% установлено, що добавки до 0,3% ванадію, внаслідок його мікролегувальної та розкиснювальної дії, знижують зносостійкість і твердість сплаву. З підвищенням вмісту ванадію до 1% суттєво зростають і зносостійкість, і твердість сплаву, оскільки збільшується кількість надтвердих карбідів ванадію.

Таким чином, для підвищення зносостійкості хромомарганцевого чавуну, його доцільно додатково мікролегувати ванадієм у межах 0,4...0,8%.

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. Крім того, сурма діє як поверхнево-активний елемент, який адсорбуючись на поверхні кристалів, обмежує ріст первинних дендритів аустеніту під час кристалізації й таким чином подрібнює структуру. 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. Подальші підвищення присадки сурми (понад 0,2 %) не доцільні, оскільки в таких кількостях сурма сприяє утворенню неметалевих вкраплень і плівок, які погіршують зносостійкість металу.

Отже, для підвищення зносостійкості хромомарганцевого чавуну в нього доцільно додавати 0,1...0,2% сурми перед заливанням форм, а в окремих випадках (для подрібнення структури та покращання механічного оброблення) – до 0,8%, оскільки за такого вмісту сурми не утворюються дендрити аустеніту.

Вплив бору на експлуатаційні характеристики й структуру хромомарганцевого чавуну вивчено в діапазоні концентрацій до 0,1% (за присадкою) й установлено, що оброблення чавуну бором суттєво підвищує твердість і зносостійкість металу. Важливий вплив бору на властивості чавуну полягає в його модифікувальній дії на процеси кристалізації, внаслідок чого подрібнюється первинне зерно, а також здійснюється додаткове розкиснення. 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. Більша частина бору в чавуні знаходиться у вигляді боридів і карбоборидів різних металів, які мають високу твердість і крихкість.

Проте, за результатами проведених досліджень 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. Отже, для підвищення твердості та зносостійкості хромомарганцевого чавуну 290X19Г4 його доцільно модифікувати бором у діапазоні концентрацій 0,005...0,020%.

Вплив РЗМ на експлуатаційні характеристики хромомарганцевого чавуну вивчено в діапазоні концентрацій до 0,8% (за присадкою). РЗМ додавали в розплав у вигляді лігатури МЦ50ЖЗ з вмістом 48,9% Се, 29,3% La, 14,8% Nd за температури розплаву 1440...1460 °С.

Установлено, що оброблення хромомарганцевого чавуну присадками РЗМ (до 0,25%) підвищує зносостійкість і твердість металу (рис. 24).

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.

Присадки РЗМ помітно подрібнюють структуру базового хромомарганцевого чавуну (рис. 24, в, з). 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 $\gamma + (\text{Cr, Fe, Mn})_7\text{C}_3$ має дисперснішу будову. РЗМ є хорошими дегазаторами, дефосфораторами та десульфураторами сплавів на основі заліза, що сприяє покращанню якості металу у виливках.

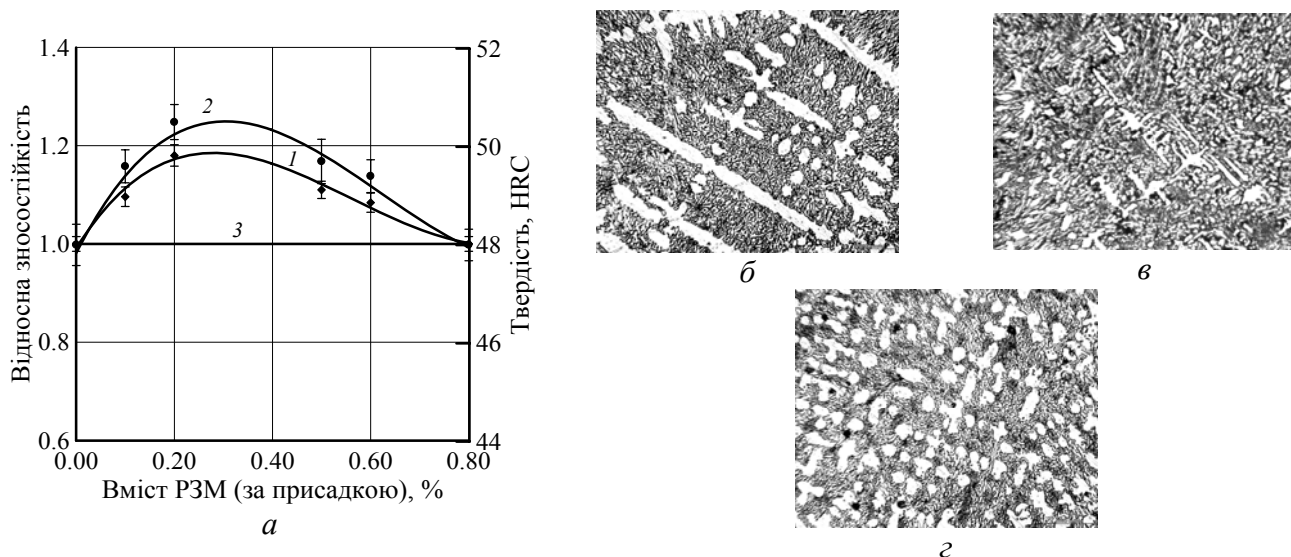


Рис. 24. Зміна твердості і зносостійкості чавуну 290X19Г4, модифікованого РЗМ (а): 1 – відносна зносостійкість; 2 – твердість; 3 – еталон 290X19Г4 та його структури: б – без РЗМ; в – 0,2% РЗМ; з – 0,5% РЗМ ($\times 200$)

Отже для підвищення зносостійкості та твердості хромомарганцевого чавуну його доцільно модифікувати присадками РЗМ у межах 0,10...0,25%.

Присадки в чавун титану спільно з РЗМ помітно подрібнюють структуру чавуну (рис. 25). 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 $\gamma + (\text{Cr, Fe})_7\text{C}_3$ має дисперснішу будову.

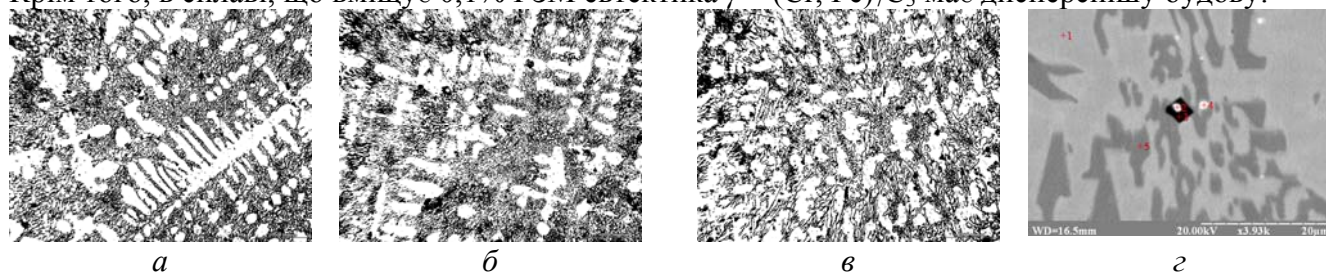


Рис. 25. Мікроструктури зносостійкого чавуну 290X19Г4 залежно від присадки титану та РЗМ: а – без РЗМ і титану; б – 0,1% РЗМ і 0,2% Ті; в – 0,2% РЗМ і 0,2% Ті; ($\times 200$); з – 0,5% РЗМ і 0,2% Ті

Титан утворює карбіди та карбонітриди, які розташовані переважно в аустенітній матриці та на межах фаз матриця-карбід (рис. 25, з). У карбідах хрому їх значно менше. Враховуючи відповідність типів кристалевих ґраток вони можуть бути центрами кристалізації аустеніту та інокулювати розплав (модифікування 2-го роду) і в 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.

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 РЗМ – 0,15...0,25% (за присадкою).

Створені чавуни мають задовільні ливарні властивості та високі експлуатаційні характеристики.

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.

Для надійної та тривалої експлуатації литих деталей й успішного проведення механічного оброблення необхідно правильно підбирати хімічний склад хромомарганцевого чавуну, а також оптимальний для цього складу режим термічного оброблення.

Досліджено п'ять різних режимів відпалу на твердість і структуру створених хромомарганцевих чавунів.

За літературними даними відпал хромомарганцевих чавунів в діапазоні температур 800...1050 °С не завжди зменшує твердість чавуну, а інколи вона навіть стає вищою ніж у литому стані. Отже перспективним може бути ізотермічний ступінчастий відпал. Він менш чутливий до температури аустенізації, легше контролювати зміну температури, а охолодження та нагрівання практично не регламентуються.

Відпал виконували за такими режимами:

- нагрівання до температури 840 °С, витримування протягом однієї години, охолодження з піччю (швидкість охолодження не контролюється);
- нагрівання до температури 900 °С, витримування протягом однієї години, охолодження з піччю (швидкість охолодження не контролюється);
- нагрівання до температури 820 °С, витримування протягом однієї години, охолодження в печі із швидкістю 40 °С/год;
- нагрівання до температури 870 °С, витримування протягом однієї години, охолодження в печі із швидкістю 40 °С/год;
- 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 (ступінчастий відпал)

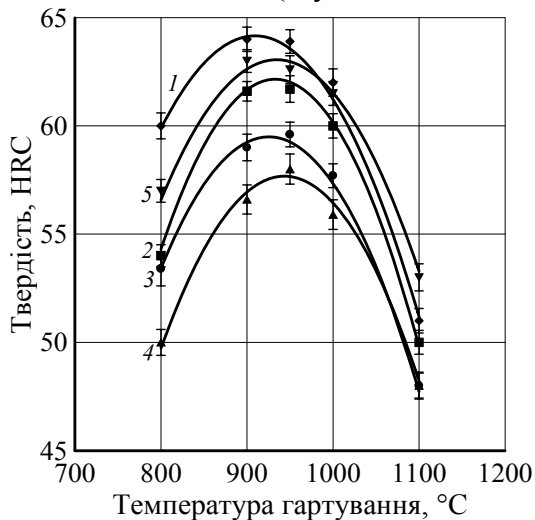


Рис. 26. Зміна твердості

хромомарганцевих чавунів залежно від температури гартування:

- 1 – чавун 300X20Г3; 2 – чавун 320X19Г3; 3 – чавун 320X20Г3; 4 – чавун 290X19Г4; 5 – чавун 290X19Г3РТФц

великої кількості вторинних карбідів, одночасно підвищується температура мартенситного перетворення.

З підвищенням температури гартування до 1100 °С твердість чавунів знижується до 48...53 HRC. За таких температур концентрація вуглецю та легувальних елементів в аустеніті

Найтехнологічнішим виявився ступінчастий відпал. Твердість зразків хромомарганцевого чавуну після ступінчастого відпалу коливалась у межах 39,5...55,0 HRC. 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).

Для отримання максимальної твердості та зносостійкості досліджено вплив режимів гартування на повітрі на структуру та твердість хромомарганцевих чавунів п'яти варіантів хімічного складу. Результати випробовувань показано на рис. 26.

Установлено, що 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

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.

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.

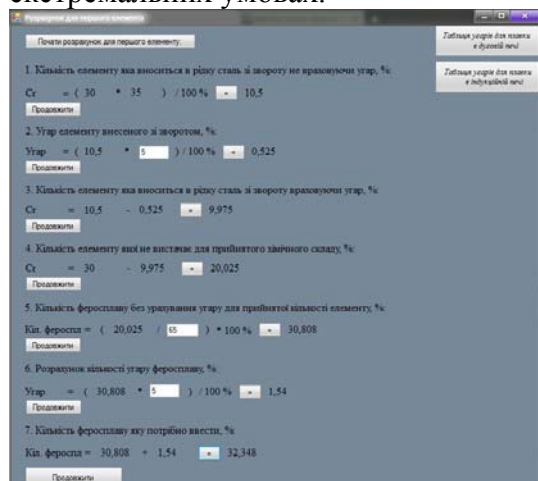


Рис. 27. Приклад розрахунку необхідної кількості хрому в сталі

розрахунок кожного легувального елемента в окремому вікні. 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 необхідного феросплаву без урахування угару для прийнятої кількості елемента програма автоматично відкриває вікно для вибору марки феросплаву. У банк даних внесено всі необхідні марки феросплавів для розрахунку будь-якої марки сталі.

Після вибору феросплаву та його марки кількість основного елемента у феросплаві автоматично заноситься в розрахунок, а хімічний склад феросплаву переноситься в кінцеву таблицю.

Після аналогічного розрахунку для всіх легувальних елементів вибирають необхідну марку сталевих брухту. У базу даних занесено 64 марки сталевих брухту. За необхідності вибирають марку переробного чавуну та визначають його кількість. Після завершення розрахунку отримують загальну таблицю (рис. 28), в якій показано всі необхідні дані.

У програмі передбачено додаткове вікно для перевіряння розрахунку шихти за вуглецем. Якщо розрахована кількість не співпадає з необхідною, то можливе ко-

У цьому розділі викладено методологію прогнозування якості розплавів за результатами першого хімічного аналізу, структури й властивостей металу у виливках та комп'ютерного розрахування шихти.

На підставі накопиченої інформації щодо шихтових матеріалів і феросплавів (банк даних вміщує понад 600 марок сплавів на основі заліза та всі марки феросплавів), визначення угару хімічних елементів у різних печах розроблено методикою та програму розрахування 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. 27).

Після введення всіх необхідних даних починається розрахунок кожного легувального елемента в окремому вікні. 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 необхідного феросплаву без урахування угару для прийнятої кількості елемента програма автоматично відкриває вікно для вибору марки феросплаву. У банк даних внесено всі необхідні марки феросплавів для розрахунку будь-якої марки сталі.

Вид феросплаву	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	W	V	Nb	Ti	Al	Fe	Other
Базисний феросплав	0,3	0,3	0,3	0	0	0	0,1	1,8	0	0	0	0	0	0	0,011
Сплавний феросплав	0,3	0	0	0	0	0	0	0,3	0	0	0	0	0	1,8	0
Чистий феросплав	4	0,7	0,4	0	0	0	0	0	0	0,01	0	0	0	0	0,02
ФЕРОС	0,21	2	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0,09
АВН	0	4	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
ФЕРОСІ	0,2	3	0	0,2	0	0,4	35	8	0,04	0	0	0	0	0	0,2

а

Перевірка по Si	Необхідна кількість: min - 0,1 max - 1	Розрахована кількість: 0,96	Перевірка по Mn	Необхідна кількість: min - 0,1 max - 0,5	Розрахована кількість: 0,13	Перевірка по P	Необхідна кількість: min - 0 max - 0,025	Розрахована кількість: 0,027	Перевірка по S	Необхідна кількість: min - 0 max - 0,035	Розрахована кількість: 0,0139
Перевірка по Cr	Необхідна кількість: min - 0,27 max - 33	Розрахована кількість: 31,985	Перевірка по Ni	Необхідна кількість: min - 1,5 max - 2,5	Розрахована кількість: 1,262	Перевірка по Mo	Необхідна кількість: min - 0,2 max - 0,5	Розрахована кількість: 0,455			

б

Рис. 28. Остаточна таблиця розрахунку шихти для виплавляння сталі 30X30Ю2ТЛ (а) та перевіряння розрахунку шихти за всіма хімічними елементами (б)

Якщо розрахована кількість не співпадає з необхідною, то можливе ко-

ригування складу шихти додаванням переробного чавуну або чавунного брухту. Крім того, програма дає можливість перевірити правильність розраховування шихти за всіма іншими елементами. Якщо вміст якогось елемента відрізняється від заданих меж, технолог здійснює перерахунок, змінивши вихідні дані. Після того, як розрахунок стає відповідати 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.

Для розроблення програми прогнозування властивостей жаростійких хромоалюмінієвих сталей використано дані понад 70 плавок сплавів з високим вмістом хрому, алюмінію, вуглецю, титану тощо й створено відповідні банки даних. З використанням системи Visual Studio й банків 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. 29). 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.

Після визначення властивостей 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. 29, б) 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.

Похибка в розрахунку за рекомендованою програмою максимально сягає 10%, що є допустимим за похибки вимірювань біля 7%.

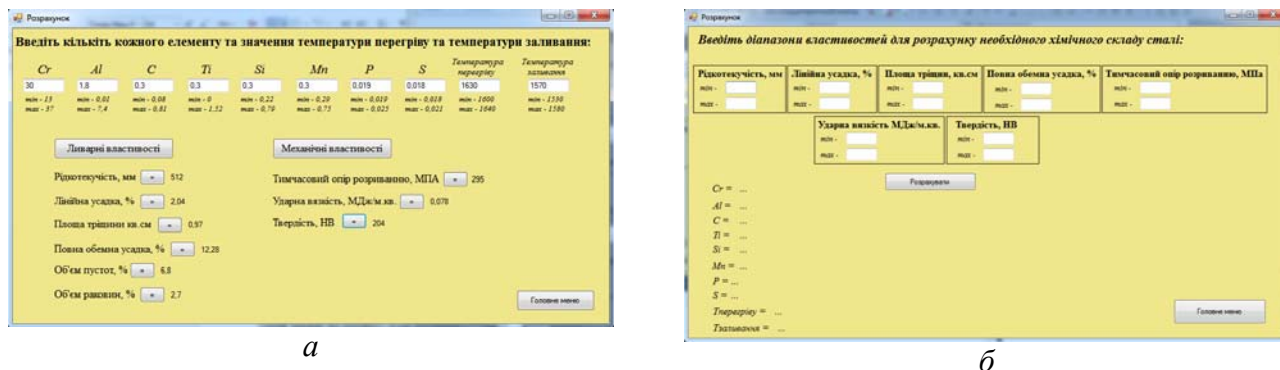


Рис. 29. Визначення ливарних і механічних властивостей жаростійких сталей за їх хімічним складом і температурами перегрівання й заливання в форми (а) та прогнозування хімічного складу жаростійкої сталі за заданими ливарними та механічними властивостями (б)

Апробовано декілька алгоритмічних моделей і методів моделювання, зокрема: емпіричний (експериментально-статистичний метод «чорного ящика»), експериментально-аналітичний (феноменологічний) і теоретичний (метод «білого ящика»).

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 Excell». Для реалізації регресійної моделі використано стандартну функцію «Регресія» налаштуванням пакета «Аналіз даних».

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, багатofакторності та стохастичності.

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: побудовано моделі прогнозування властивостей жаростійких сталей за їх хімічним складом регресійним методом (лінійна та нелінійна постановка); побудовано математичні оптимізаційні моделі для визначення хімічного складу сталей за заданими ливарними та механічними властивостями.

У восьмому 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.

Зазначено, що 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.

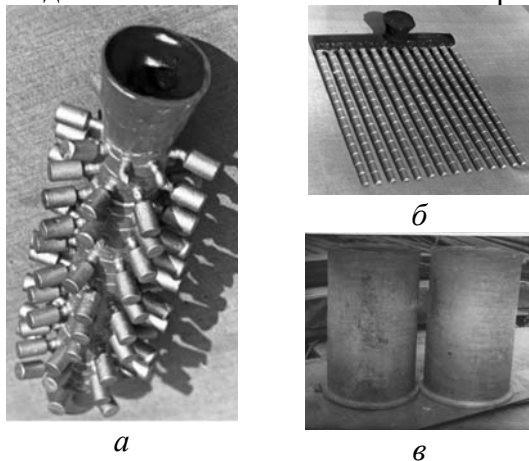


Рис. 30. Виливки із жаростійкої сталі виготовлені різними методами лиття: за витоплюваними моделями (а), піщано-глинясті форми (б), литтям в металеві форми (в)

умовах екстремального зносу, що підтверджено відповідними технологіями виготовлення зносостійких деталей та апробаціями.

Установлено, що 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.

За розробленими технологіями плавлення жаростійких сталей, зносостійких чавунів у ливарному цеху СО «Електроремонт» системи «Донбасенерго» виготовлена партія литих деталей (рис. 30) для Ладижинської ТЕС. У теперішній час здійснюється апробація комплекту виготовлених виробів.

Рекомендовані для виготовлення зносостійких литих деталей безнікелеві хромомарганцеві чавуни є високотехнологічними й придатними для виготовлення деталей (рис. 31), які працюють в



Рис. 31 Деталі багерного насоса із хромомарганцевого чавуну: корпус (а), диск (б), колесо (в)

Економічна ефективність використання сталі 30X30Ю2ТЛ замість хромонікелевої сталі 25X25Н19С2Л складає 84246,4 грн, а сталі 30X25Ю3ТЛ замість 15X23Н18Л – 80785,93 грн на одну тону розплаву, виплавленого з окисненням, а після виплавляння переплавленням – відповідно 96235,90 і 84548,73 грн. У разі заміни прокату хромонікелевої сталі 20X25Н20С2 ливарною сталлю 30X30Ю2ТЛ економічна ефективність складає 10901,91 грн на 1 тону продукції, а сталі 15X23Н18 ливарною сталлю 30X25Ю3ТЛ – 10012,66 грн.

Розрахунки виконано з урахуванням вартості матеріалів на 1 вересня 2018 р.

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, PEM-106И та Ахіо 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.: С = 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 створених 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 титаном 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/см² 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/см² 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 чітку послідовність утворення на поверхні виробу захисної плівки: на початку експлуатації виробу на його поверхні утворюється зовнішній шар, який складається із оксидів алюмінію Al₂O₃ (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) висока окалиностійкість зберігається внаслідок спільної захисної дії оксидів алюмінію та хрому. Подальша експлуатація виро-

бу супроводжується підвищенням вмісту в плівці 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 °С. 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 °С з частими змінами останньої сталі мають вмішувати 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 окалинотійкості 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 за температур експлуатації понад 1100 °С середньовуглецеві хромоалюмінієві сталі феритного класу мають набагато вищі окалинотійкість 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.

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 високозносо-тійкий хромомарганцевий чавун з високими експлуатаційними та задовільними ливарними властивостями хімічного складу, % мас.: 2,8...3,2 С; 18,0...20,0 Cr; 3,5...4,5 Mn; 0,6...0,8 Si; P < 0,05; S < 0,05. Для підвищення зносо-тійкості 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 зносо-тійкості 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 властивості 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 зносо-тійких 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 вилки 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 30X30Ю2ТЛ замість хромонікелевої сталі 25X25Н19С2Л складає 84246,4 грн, а сталі 30X25Ю3ТЛ замість 15X23Н18Л – 80785,93 грн на одну тону розплаву, виплавленого з окисненням, а після виплавляння переплавленням – відповідно 96235,90 і 84548,73 грн. У разі заміни прокату хромонікелевої сталі 20X25Н20С2 ливарною сталлю 30X30Ю2ТЛ економічна ефективність складає 10901,91 грн на 1 тону продукції, а сталі 15X23Н18 ливарною сталлю 30X25Ю3ТЛ – 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 ОПУБЛІКОВАНИХ ПРАЦЬ ЗА ТЕМОЮ ДИСЕРТАЦІЇ

в яких опубліковано основні наукові результати дисертації

1. Стальное литье: Монография / Г.Е.Федоров, М.М.Ямшинский, Е.А. Платонов, Р.В. Лютый. – К.: НТУУ «КПІ», ПАО «Випол», 2013. – 896 с.
2. 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
3. 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.
4. 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
5. 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.
6. 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°C // Вісник ДДМА – 2009, №1 (15) – С. 300...306.
7. Ямшинский М.М., Радченко К.С., Федоров Г.Е. Оптимизация химического состава износостойких высоколегированных белых чугунов // Металл и литье Украины – 2011, №1 (212) – С. 21...24.
8. 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 – 2011, №1 (212) – С. 29...32.
9. 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.
10. 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.
11. Ямшинский М.М., Радченко К.С., Федоров Г.Е. Влияние микролегирования и модифицирования на свойства износостойкого хромомарганцевого чугуна // Металлургия. Машиностроение. – 2012, №6. – С. 14...18.

12. Ямшинский М.М., Верес И.А., Платонов Е.А., Федоров Г.Е. Термомеханическая обработка жаростойких хромоалюминиевых сталей // *Металлургия. Машиностроение.* – 2012, №6. – С. 36...41
13. 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.
14. 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
15. 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.
16. Ямшинский М.М., Радченко К.С., Федоров Г.Е., Платонов Е.А. Повышение служебных свойств хромомарганцевого чугуна комплексным модифицированием // *Металлургия. Машиностроение.* – 2014, №2, С. 22...26.
17. Ямшинский М.М., Федоров Г.Е., Платонов Е.О. Кинетика окиснения хромоалюминиевых сталей // *Вісник ДДМА.* № 1 (32), 2014. С. 167...173.
18. Радченко К.С., Ямшинський М.М., Федоров Г.Є., Платонов Є.О. Ізотермічний ступінчастий відпал хромомарганцевих чавунів // *Вісник ДДМА.* 2014, №1 (32) – С. 218...223.
19. Ямшинський М.М., Федоров Г.Є., Платонов Є.О., Радченко К.С. Окалиностійкість хромоалюмінієвих сталей і розрахунок параметричних діаграм // *Вісник НТУУ «КПІ».* Серія машинобудування – 2014, №1 (70) – С. 25...30.
20. Ямшинский М.М., Федоров Г.Е. Литейные и механические свойства жаростойких сталей // *Металлургия. Машиностроение.* – 2015, №2, С. 17...24.
21. Ямшинський М.М., Федоров Г.Є., Радченко К.С. Термостійкість жаростійких сталей для роботи в екстремальних умовах // *Вісник Донбаської державної машинобудівної академії* 2015, № 3 (36) – С. 33...37.
22. Ямшинський М.М., Федоров Г.Є., Радченко К.С. Прогнозування ливарних і механічних властивостей жаростійких сталей // *Металл и литье Украины* – 2015, №10 (269) – С. 16...22.
23. 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* – 2015, №12 (271) – С. 26...32.
24. Ямшинський М.М., Федоров Г.Є. Окалиностійкість хромоалюмінієвих сталей залежно від вмісту хрому та алюмінію // *Вісник Донбаської державної машинобудівної академії* 2016, № 1 (37) – С. 101...110.
25. 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.
26. 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.
27. Ямшинський М.М., Федоров Г.Є. Узагальнений аналіз термостійкості хромоалюмінієвих сталей // *Наукові вісті НТУУ "КПІ"* – 2016, №5 – С. 84...91. DOI: 10.20535/1810-0546.2016.5.71217.
28. Ямшинський М.М., Федоров Г.Є. Окалиностійкість середньовуглецевих жаростійких хромоалюмінієвих сталей в екстремальних умовах // *Наукові вісті НТУУ "КПІ"* – 2017, №5 – С. 90...98. DOI: 10.20535/1810-0546.2017.5.97966.
29. Ямшинський М.М., Федоров Г.Є. Хромомарганцевые чугуны для работы в экстремальных условиях // *Металл и литье Украины* – 2018, №7-8, (302-303) – С. 76...83.
- 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., Ямшинский М.М., Платонов Е.А., Кузьменко А.Е., Назаренко В.С. Микролегированные и модифицированные жаростойкие хромоалюминиевые стали. // V Международная научно-практическая выставка-конференция «Литье 2009», Запорожье, 24-26 марта 2009. С. 104...106.

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

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

34. Ямшинский М.М., Горячий 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., Ямшинский М.М., Федоров Г.Е., Костин Р.А., Соболюк О.В. Совершенствование методики исследования износостойкости сплавов в гидроабразивной среде. // VI Международная конференция «Стратегия качества в промышленности и образовании», 4-11 июня 2010, г. Варна, Болгария. С. 365...368.

36. Радченко К.С., Ямшинский М.М., Горячий М.О., Мошковский 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. Ямшинский М.М., Верес И.А., Федоров Г.Е. Расширение областей использования жаростойких хромоалюминиевых 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. Мошковский Д.В., Ямшинский М.М., Верес И.А., Федоров Г.Е., Методика дослідження сталей із спеціальними властивостями на окислостійкість. IV Міжнародна науково-технічна конференція. «Нові матеріали і технології в машинобудуванні» 19...20 квітня 2012, м. Київ. С. 67...68.

39. Ямшинский 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., Ямшинский М.М., Радченко К.С., Федоров Г.Е., 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. Ямшинский 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. Ямшинский 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. Ямшинський М.М., Федоров Г.Є., 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 11th 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. Металургия-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. Металургия-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.

АНОТАЦІЯ

Ямшинський М.М. Жаростійкі та зносостійкі ливарні сплави на основі заліза для роботи в екстремальних умовах. – На правах рукопису.

Дисертація на здобуття наукового ступеня доктора технічних наук за спеціальністю 05.16.04 – Ливарне виробництво. – Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України. – Київ, 2019.

У роботі розглянуто дослідження впливу легувальних елементів: хрому, алюмінію, вуглецю, титану та РЗМ на комплекс ливарних, механічних та спеціальних властивостей і структуру жаростійких сталей і визначено оптимальний вміст в них цих елементів, що забезпечує найкраще поєднання технологічних і експлуатаційних характеристик.

Для виготовлення жаростійких литих деталей, що працюють в умовах високих температур та агресивних середовищ, створено сталі такого хімічного складу, % мас.: С = 0,25...0,35; Cr = 25...32; Al = 1,2...3,5; Ti = 0,25...0,50; Si <1,0; Mn <0,8; P <0,025; S <0,025.

Установлено, що для досягнення високих технологічних властивостей, тривалої та надійної експлуатації виробів в екстремальних умовах у сплавах необхідно витримувати відношення $[\%Cr] / [\%Al] = 6 \dots 10$, 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%.

Рентгенографічними та мікрохімічними дослідженнями оксидної плівки, яка утворюється на поверхні виробів в процесі їх експлуатації в умовах високих температур та агресивних середовищ, установлено, що вона складається з оксидів хрому, алюмінію, титану та незначної кількості оксидів заліза. Оксидна плівка утворюється на поверхні виробу протягом декількох десятків хвилин на початку його експлуатації і в подальшому надійно захищає виріб під час роботи в екстремальних умовах внаслідок зростання в ній кількості оксиду алюмінію. Така плівка має найвищі захисні властивості й практично визначає термін експлуатації виробу.

Дослідженнями механічних властивостей за високих температур і термостійкості створених сталей установлено, що вибір марки сталі для виготовлення жаростійких виробів необхідно здійснювали, перш за все, спираючись на конфігурацію виробу, товщину стінки литої деталі, її габаритні розміри та враховувати ливарні властивості створених сталей.

Установлено, що за температур експлуатації понад 1100 °С 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 підтверджує доцільність заміни дорогих хромонікелевих сталей дешевими хромоалюмінієвими для виготовлення литих деталей, які працюють в умовах високих температур та агресивних середовищ без зовнішніх навантажень.

Визначено перспективність розширення меж використання рекомендованих сталей виготовленням жаростійкої продукції з використанням термомеханічної обробки литих заготовок пресуванням і куванням.

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 < 0,05; 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.

Створено банк даних щодо впливу хрому, алюмінію, вуглецю, титану й РЗМ на технологічні та експлуатаційні властивості 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.

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.

Ключові слова: жаростійкі та зносостійкі сплави, ливарні, механічні та спеціальні властивості, виливок, окалиностійкість, методологія прогнозування, сталь, хромомарганцевий чавун, чавун, мікролегування, модифікування, зносостійкість, твердість, термічне оброблення, структура.

АННОТАЦИЯ

Ямшинский М.М. Жаростойкие и износостойкие литейные сплавы на основе железа для работы в экстремальных условиях. – На правах рукописи.

Диссертация на получение научной степени доктора технических наук за специальностью 05.16.04 – Литейное производство. – Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины. – Киев, 2019.

В работе рассмотрено исследование влияния легирующих элементов: хрома, алюминия, углерода, титана и РЗМ на комплекс литейных, механических, специальных свойств и структуру жаростойких сталей. Определено оптимальное содержание этих элементов, что обеспечивает наилучшее сочетание технологических и эксплуатационных характеристик.

Для изготовления жаростойких литых деталей, которые работают в условиях высоких температур и агрессивных сред, созданы, стали такого химического состава, % масс.: С = 0,25...0,35; Cr = 25...32; Al = 1,2...3,5; Ti = 0,25...0,50; Si <1,0; Mn <0,8; P <0,025; S <0,025.

Рентгенографическими исследованиями окалина установлено, что на поверхностях изделий, изготовленных из таких сталей, в условиях высоких температур и агрессивных сред образуется защитная пленка оксида, в состав которого входят оксиды алюминия, хрома и титана, что способствует длительной эксплуатации изделий в экстремальных условиях.

Исследованием механических свойств при высоких температурах и термостойкости созданных сталей установлено, что выбор марки стали для изготовления жаростойких изделий необходимо осуществлять, прежде всего, опираясь на конфигурацию изделия, толщину стенки литой детали, ее габаритные размеры и учитывать литейные свойства рекомендуемых сталей.

Разработаны технологии выплавки рекомендуемых сталей в разных плавильных агрегатах и технологические процессы изготовления из них отливок разных габаритных размеров и назначения. Технологии прошли апробацию в производственных условиях и показали перспективность использования созданных хромоалюминиевых сталей для изготовления жаростойких литых деталей.

Для работы в условиях интенсивного износа создан новый безникелевый высокоизносостойкий хромомарганцевый чугун с высокими эксплуатационными и удовлетворительными литейными свойствами химического состава, % масс.: 2,8...3,2 С; 18,0...20,0 Cr; 3,5...4,5 Mn; 0,6...0,8 Si; P < 0,05; S < 0,05. Для повышения износостойкости чугуна на 20...25% его целесообразно микролегировать титаном в пределах 0,1...0,5%, ванадием – 0,5...0,8% или сурьмой – 0,1...0,2% и модифицировать бором в пределах 0,005...0,020% или РЗМ – 0,1...0,25% (за присадкой). Для достижения максимальной твердости металла и износостойкости изделий из рекомендуемых хромомарганцевых чугунов их необходимо закалять на воздухе с температур 900...950 °С.

Разработаны технологии плавания рекомендуемых чугунов и изготовления из них отливок разного назначения. Технологии апробированы в производственных условиях, что подтвердило перспективность использования хромомарганцевых чугунов для изготовления износостойких литых деталей.

Ключевые слова: жаростойкие и износостойкие сплавы, литейные, механические и специальные свойства, отливка, окалиностойкость, методология прогнозирования, сталь, хромомарганцевый чугун, чугун, микролегирование, модифицирование, износостойкость, твердость, термическая обработка, структура.

SUMMARY

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

In this thesis work the influence of alloying elements: chromium, aluminum, carbon, titanium and REM on the complex of foundry, mechanical and special properties and the structure of heat-resistant steels has been examined and the optimal content of these elements has been determined, providing the best combination of technological and operational characteristics.

For the manufacture of heat-resistant cast parts, which operate in the conditions of high temperatures and aggressive environments, steels with the following chemical composition, % by weight: C = 0,25...0,35; Cr = 25...32; Al = 1,2...3,5; Ti = 0,25...0,50; Si <1,0; Mn <0,8; P <0,025; S <0,025 have been developed.

It has been established that in order to achieve high technological properties, long and efficient operation of products under extreme conditions in alloys the ratio $[\% \text{Cr}] / [\% \text{Al}] = 6 \dots 10$ must be kept, that is, with chromium content of 25% in steel aluminum should be 3.5 ... 4.5%, and for steel with 30% of chromium - 2,0 ... 3,0% of aluminum. The carbon content of all alloys should be kept within the limits of 0,25 ... 0,35%, and the titanium - 0,25 ... 0,50%.

X-ray studies and microchemical tests of an oxide film which is formed on the surfaces of products during their operation in the conditions of high temperatures and aggressive environments have found that it consists of oxides of aluminum, chromium and titanium and small quantity of ferrous oxide. The oxide film is formed on the surface of a product for several tens of minutes at the beginning of its operation and in future protects the product under extreme conditions due to the increase the amount of aluminum oxide in it. Such film has the highest protective properties and practically determines the product lifetime.

The research of mechanical properties at high temperatures and the thermal stability of created steels has established that the choice of the steel grade for the production of heat-resistant products should be based mostly on the configuration of a product, the thickness of the wall of a cast part, its overall dimensions and the foundry properties of the recommended steels should be taken into account.

It has been established that for temperatures above 1100 ° C, medium carbon chromium-aluminum steels of the ferrite class have much higher oxidation resistance and resistance to growth than chromium nickel steels of austenitic class, although the strength and plasticity of the latter are somewhat higher if compare with chromium-aluminum steels. This confirms the expediency of replacing expensive chromium-nickel steels with cheap chrome-aluminum for the production of cast parts, which work in high temperature and aggressive environments without external loads.

The prospect of expanding the limits of the use of recommended steels for the production of heat-resistant products with the use of thermo-mechanical treatment of cast sections by pressing and forging has been determined.

To operate in conditions of intense wear, a new nickel-free high abrasion-resistant chromium-manganese cast iron with high operational and satisfactory foundry properties of chemical composition, % mass: 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 has been developed. To increase wear resistance of cast iron up to 20...25% it is advisable to microalloy it with titanium within the limits of 0,1...0,5%, vanadium – 0,5...0,8% or antimony – 0,1...0,2% and modify 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 metal and wear resistance of products from the recommended chromium-manganese cast irons, they must be quenched in the air at temperatures of 900...950 °C.

A data bank has been created on the influence of chromium, aluminum, carbon, titanium and REM on the technological and operational properties of the proposed alloys. The program has been developed and tested for calculation of charge for melting of alloys with high chromium content and the prediction of 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.

The technological processes of melting of the proposed heat-resistant and wear-resistant alloys in induction and arc furnaces with various lining and manufacturing of small and large-sized thin-walled castings from these alloys by casting in one-time three-D sandy-clay forms and special methods of casting: in shell and metal forms, for models that are hot or gasified and centrifugal casting. Castings can be made from alloys from a few tens of grams to several hundreds of kilograms of different

geometry and with different wall thicknesses. For implementation of melting processes, the corresponding technological instructions have been developed.

Keywords: heat-resistant and wear-resistant alloys, foundry, mechanical and special properties, casting, oxidation resistance, forecasting methodology, steel, chromium-manganese cast iron, cast iron, microalloying, modification, wear resistance, hardness, thermal treatment, structure.