

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ
Національний університет «Запорізька політехніка»

Факультет будівництва, архітектури та дизайну
(повне найменування інституту, факультету)

Композиційних матеріалів, хімії та технологій
(повне найменування кафедри)

Пояснювальна записка
до дипломного проекту (роботи)
магістр
(ступінь вищої освіти)

на тему **ПІДВИЩЕННЯ МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ**
ЛЕГОВАНИХ СТАЛЕЙ

Виконав: студент 2 курсу, групи БАД 211м

Спеціальності 132- Матеріалознавство_
(код і найменування спеціальності)

Освітня програма (спеціалізація) Композиційні_
та порошкові матеріали, покриття_

Михайлюк В.В.

(прізвище та ініціали)

Керівник _____Волчок І.П.

(прізвище та ініціали)

Рецензент _Капустян О.Є_____

(прізвище та ініціали)

Форма № 25

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ
Національний університет «Запорізька політехніка»
 (повне найменування закладу вищої освіти)

Інститут, факультет Різно-технічний інститут, Р-т будівництва, архітектури і дизайну
 Кафедра КМХТ
 Ступінь вищої освіти магістр
 Спеціальність 132 матеріалознавство
 (код і найменування)
 Освітня програма (спеціалізація) Композитні та порошкові матеріали, покриття
 (назва освітньої програми (спеціалізації))

ЗАТВЕРДЖУЮ

Завідувач кафедри

Олександр МІТЯЄВ

« 30 » 09 2022 року

З А В Д А Н Н Я
НА ДИПЛОМНИЙ ПРОЄКТ (РОБОТУ) СТУДЕНТА(КИ)

Михайлюк Владислав Васильович
 (прізвище, ім'я, по батькові)

1. Тема проєкту (роботи) Підвищення механічних властивостей
 кованих сталей

керівник проєкту (роботи) Волгок Іван Петрович, д.т.н., професор
 (прізвище, ім'я, по батькові, науковий ступінь, вчене звання)

затверджені наказом закладу вищої освіти від « » 20 року №

2. Строк подання студентом проєкту (роботи) 12 вересня 2022р.

3. Вихідні дані до проєкту (роботи) Технологія модифікування сталей
 митю та що деформується з метою зняття браку та
 підвищення механічних та технологічних властивостей

4. Зміст розрахунково-пояснювальної записки (перелік питань, які потрібно розробити) 1. Методи підвищення якості сталей; 2. Дефекти; 3. Дефекти, що пов'язані з розкисненням; 4. Методи підвищення механ. властивостей та конструктивності; 5. Цілі та задачі деформування; 6. Матеріали та методи дослідження; 7. Аналіз браку кованих та кованих зливків; 8. Підвищення тріщиностійкості і механ. властивостей сталей; 9. Підвищення механ. властивостей сталей 40Г і 50Г та їх якості при навантаженні; 10. Висновки

5. Перелік графічного матеріалу (з точним зазначенням обов'язкових креслень)

6. Консультанти розділів проєкту (роботи)

Розділ	Прізвище, ініціали та посада консультанта	Підпис, дата	
		завдання видав	прийняв виконане завдання
	Войлок Л.П., провідний кваліфікований спеціаліст	Л.П.Войлок	Л.П.Войлок
	Норискоєв С.В., к.т.н., доц.	С.В.Норискоєв	С.В.Норискоєв

7. Дата видачі завдання « 9 » вересня 2022 року.

КАЛЕНДАРНИЙ ПЛАН

№ з/п	Назва етапів дипломного проекту (роботи)	Строк виконання етапів проекту (роботи)	Примітка
1	Методи підвищення якості сталі	12.09.2022	Л.П.Войлок
2	Дефекти литої сталі та сталі, що виробляється	30.09.2022	Л.П.Войлок
3	Дефекти, що пов'язані з розкисненням	07.10.2022	Л.П.Войлок
4	Методи підвищення механ.власностей та конструктивної міцності	17.10.2022	Л.П.Войлок
5	Цілі та задачі дослідження	30.10.2022	Л.П.Войлок
6	Матеріали та методи дослідження	17.11.2022	Л.П.Войлок
7	Аналіз браку поковок та кваліфікації злитків	30.11.2022	Л.П.Войлок
8	Підвищення тріщиностійкості і механічних властивостей сталей	05.12.2022	Л.П.Войлок
9	Підвищення механічних властивостей сталей 40Г і 50Г та їх в'язкості руйнування, ударної в'язкості і зносостійкості	08.12.2022	Л.П.Войлок
10	Висновки	15.12.2022	Л.П.Войлок

Студент(ка)

(підпис)

Михайлик В.В.
(прізвище та ініціали)

Керівник проекту (роботи)

(підпис)

Войлок Л.П.
(прізвище та ініціали)

РЕФЕРАТ

Робота складається з 63 сторінок, 6 рисунків, 9 таблиць.

Об'єкт дослідження - процес підвищення механічних властивостей легованих сталей.

Метою цієї роботи була розробка індивідуальних нових рішень для підвищення механічних властивостей сталей. В роботі досліджувалась високотемпературна тріщиностійкість і конструкційна міцність кованої сталі, зниження кількості нітридів алюмінію і в глобуляризації оксисульфідних включень в результаті комплексного розкислення алюмінієм і ферроцерієм. В роботі використовувалися такі види досліджень як металографічний аналіз, растрова мікроскопія, механічні випробування при кімнатних и високих температурах, циклічної тріщиностійкості.

В роботі показано, що після процесів модифікації, сталь підвищила свої механічні властивості, а також досягнуто зниження браку поковок з легованої сталі.

Також була досліджена залежність відносної втрати ваги при ударно-абразивному зношуванні литої сталі.

Ключові слова: СТАЛЬ, МЕХАНІЧНІ, ВЛАСТИВОСТІ, МОДИФІКАЦІЯ, ТРІЩИНОСТІЙКІСТЬ, БРАК, ЛЕГОВАНА, ЗНОШУВАННЯ, ПІДВИЩЕННЯ, АНАЛІЗ, МІКРОСКОПІЯ.

ABSTRACT

The research work consists of 63 pages, 6 figures, 9 tables.

The object of research is the process of increasing the mechanical properties of alloy steels.

The purpose of this work was to develop individual new solutions for improving the mechanical properties of steels. The work investigated the high-temperature crack resistance and structural strength of forged steel, the reduction of the number of aluminum nitrides and the globularization of oxysulfide inclusions as a result of complex deoxidation with aluminum and ferrocerium. The work used such types of research as metallographic analysis, raster microscopy, mechanical tests at room and high temperatures, cyclic crack resistance.

It is shown in the work that after the modification processes, the steel has increased its mechanical properties, and also a reduction in the defect of alloy steel forgings has been achieved.

The dependence of relative weight loss during shock-abrasive wear of cast steel was also investigated.

Keywords: STEEL, MECHANICAL, PROPERTIES, MODIFICATION, CRACK RESISTANCE, FAILURE, ALLOY, WEAR, ENHANCEMENT, ANALYSIS, MICROSCOPY.

ЗМІСТ

Вступ	7
Розділ 1 Методи підвищення якості сталі	10
1.1 Дефекти деформованої сталі	10
1.1.1 Дефекти, що пов'язані з умовами кристалізації і обробкою металів тиском.....	11
1.1.2 Дефекти, що пов'язані з технологією кінцевого розкислення(модифікації) і неметалічними включеннями	13
1.2 Формозміна неметалевих включень у процесі обробки металів тиском(ОМД) та їх вплив на властивості сталі	17
1.3 Підвищення конструкційної міцності сталей.....	23
1.4 Ціль та задачі дослідження.....	24
Розділ 2 Матеріали та методика досліджень	26
2.1 Матеріали та обладнання.....	26
2.2 Металографічний аналіз	27
2.3 Механічні випробування	28
2.4 Визначення малоциклової витривалості.....	29
2.5 Визначення зносостійкості	30
Розділ 3 Підвищення конструкційної міцності литої сталі	32
3.1 Аналіз браку поковок та ковальських злитків.....	32
3.2 Підвищення тріщиностійкості і механічних властивостей сталей...	38
3.3 Хімічний склад сталей.....	41
3.4 Мікроструктура сталей	42
3.5 Механічні властивості сталей 40Г і 50Г	42
3.6 В'язкість руйнування сталей	45
3.7 Малоциклова витривалість марганцевистих сталей	46
3.8 Зносостійкість	48
Висновки.....	51
Список джерел посилань.....	53

ВСТУП

Найбільш важливим завданням сучасного машинобудування є зниження матеріаломісткості машин і механізмів статичних динамічних і циклічних навантажень, що працюють у складних умовах. Комплекс властивостей конструкційних матеріалів, що характеризують їх експлуатаційну надійність і довговічність, називається конструктивною міцністю. Прийнято вважати, що існує два методи підвищення міцності: одержання бездефектних кристалів та гальмування дислокації. Модифікування, легування, деформаційне та дисперсне зміцнення відносяться до другого методу. У зв'язку з дефіцитом легуючих елементів в Україні актуальним є застосування низьколегованих сталей із мінімальним вмістом легуючих елементів. До таких сталей відносяться низьколеговані марганцеві і хромисті сталі, що мають задовільний комплекс механічних і службових властивостей. Слід зазначити, що в Україні є родовища марганцевих руд, що є обґрунтуванням дослідження сталей, легуваних марганцем. Підвищення якості цих сталей може бути досягнуто шляхом удосконалення процесів кінцевого розкислення (модифікування), які забезпечують отримання неметалічних включень сприятливої форми.

Відомо, що структура литої сталі неоднорідна, так як метали присутні дефекти усадкового походження та газові раковини, зерна мають великі розміри. В результаті гарячої обробки тиском (кування) відбувається заварка газових раковин і порожнин (пор), дроблення та витягування зерен та міжзеренних прошарків, що призводить до отримання волокнистої структури. Властивості кованого металу в порівнянні з литим покращуються.

Згідно з літературними та нашими даними, ковальсько-штампувальне виробництво, як правило, характеризується досить високим браком злитків і поковок, головним чином, за "гарячими" тріщинами. Основними причинами такого браку є: підвищена кількість нітриду алюмінію на межах аустенітних

зерен, що призводять до зниження міжзеренних зв'язків, високотемпературної міцності та пластичності сталі, а також високий вміст сірки, що викликає утворення легкоплавкого заліза сульфідних евтектик та явище червоноламкості.

У зв'язку з цим, у цій роботі вирішувалося завдання управління кількістю та природою неметалевих включень у низьколегованих сталях з метою зниження браку ковальських злитків та поковок та підвищення комплексу механічних та експлуатаційних властивостей низьколегованих сталей.

Мета роботи полягала у підвищенні високотемпературної тріщиностійкості та конструктивної міцності кованої сталі, у зниженні кількості нітриду алюмінію та у глобалізації оксисульфідних включень у результаті комплексного розкислення алюмінієм та фероцерієм.

Стандартні методи металографічного аналізу та механічних випробувань при кімнатній та високих температурах, растрова мікроскопія, локальні мікрорентгеноспектральний аналіз, визначення в'язкості руйнування, циклічної тріщиностійкості, малоциклової витривалості та зносостійкості деталей. стандартні методи металографічного аналізу та механічних випробувань при кімнатній та високих температурах, растрова мікроскопія, локальні мікрорентгеноспектральний аналіз, визначення в'язкості руйнування, циклічної тріщиностійкості, малоциклової витривалості та зносостійкості деталей.

На підставі виконаних досліджень запропоновано технології кінцевого розкислення, що забезпечують підвищення високотемпературної тріщиностійкості та конструктивної міцності марганцевих та хромистих сталей, а також досягнуто зниження браку ковальських злитків та поковок з вуглецевої та легованої сталі.

Особисто автором проведено аналіз літературних джерел, визначено мету та постановку завдань дослідження, підготовку зразків та проведення

металографічних досліджень, дослідження впливу структурних факторів на механізм руйнування при статичному навантаженні.

РОЗДІЛ 1

МЕТОДИ ПІДВИЩЕННЯ ЯКОСТІ СТАЛІ

1.1 Дефекти литої і деформованої сталі

Відомо, що злиток сталі має неоднорідну будову. У поверхневих шарах у процесі кристалізації формується зона дрібних рівновісних кристалів, потім зона витягнутих стовпчастих кристалів. У центральній частині зливка утворюються великі рівновісні кристали, у верхній частині зливка формується садибна раковина. Злиток неоднорідний за хімічним складом. Це пов'язано з тим, що легкоплавкі елементи (вуглець, сірка та ін.), і навіть неметалеві включення спливають у верхню частину зливка. Лита сталь значною мірою ушкоджується дефектами усадкового походження: мікропорами, раковинами, тріщинами. По межах литого зерна утворюються плівки сульфідів, оксидів та нітридів. Також лита сталь часто має велике зерно і виражену різнозернистість[1].

Деформована сталь, порівняно з литою, має більш високі механічні властивості, так як пластична деформація змінює структуру і виправляє дефекти литого металу. При обробці тиском зливка спостерігаються такі явища [2]: у процесі перших обтискань відбувається заварка розташованих у глибині зливка газових бульбашок і мікропор, тріщин і несплошностей (за умови, що їхня поверхня не окислена). Границі зерен та неметалеві включення витягуються у напрямі течії металу. Виникає так звана полосчастість. В результаті гарячої обробки тиском метал стає більш міцним та пластичним [3]. Однак, внаслідок утворення волокнистої макроструктури, метал набуває анізотропії фізико-механічних та службових властивостей у поздовжньому та поперечному напрямках. При цьому завдяки витягнутим сульфідним і окисульфідним включенням властивості сталі в поперечному і поздовжньому напрямках відрізняються від властивостей литої сталі [4].

Очевидно, що для підвищення властивостей деформованої сталі необхідно підвищувати якість зливка, використовуючи методи кінцевого розкислення (модифікування), що забезпечують очищення меж зерен від шкідливих домішок та отримання компактних неметалічних неметалічних включень.

1.1.1 Дефекти, пов'язані з умовами кристалізації і обробкою металів тиском

Детальна класифікація дефектів зливків, виливків та деформованого металу наведена у роботах [5 - 11]. До найпоширеніших дефектів злитків, виливків та деформованого металу відносяться так звані «гарячі» та «холодні» тріщини. Відповідно до [6, 9], «гаряча» тріщина – це звивистий окислений розрив металу з чорним нальотом оксидів, ширший у поверхні і звужується вглиб металу. «Гарячі» тріщини можуть бути внутрішніми та зовнішніми. Зовнішні «гарячі» тріщини утворюються в тонкостінних, а внутрішні – у товстостінних виливках. Утворення тріщин викликається, насамперед, різною швидкістю охолодження зовнішніх та внутрішніх шарів металу. Внутрішні «гарячі» тріщини небезпечніші, оскільки їх можна виявити у виливку лише спеціальними методами. «Гарячі» тріщини в злитках можуть бути поперечними і поздовжніми. Поперечні тріщини найчастіше розташовуються в підголовній або донній частині зливка. Поздовжні тріщини можуть бути переривчастими, у гранованих злитках – кутовими. Поперечні тріщини викликаються нерівномірністю температурного поля у вертикальній площині, а поздовжні нерівномірністю температурного поля у горизонтальній площині. Відповідно до [1], на утворення «гарячих» тріщин впливають такі фактори як: спосіб розкислення, модифікування, величина усадки металу, температура металу при заливці, хімічний склад сталі та ін.

Холодні тріщини з'являються у виливку при низьких температурах (нижче 670°C). Вони є тонким розривом у металі. Найбільше на утворення «холодних» тріщин впливає фосфор, оскільки він різко знижує пластичність сталі за кімнатної та низьких температур. Пов'язано це з тим, що фосфор утворює твердий розчин із залізом, а також фосфіди заліза, розташовані на межах зерен.

При деформації металу зливка найважливішою характеристикою його є технологічна пластичність, тобто здатність деформуватись без руйнування. У разі низької пластичності в процесі деформації утворюються тріщини, рванини та інші дефекти, що призводять до браку виробу. Рванини утворюються в металі при гарячій деформації через низьку пластичність металу. Вони представляють собою розкриті розриви, розташовані перпендикулярно до найбільшої витяжки металу. Викликає утворення рванин знижена пластичність металу при температурах гарячої деформації (якщо ця температура оптимальна), може бути пов'язана з технологією виплавки, при якій у металі утворюються легкоплавкі або склоподібні прошарки, що послаблюють міцність металу за межами кристалів. Така низька пластичність називається червоноламкістю. Червоноламкість викликає сульфід заліза, що утворює легкоплавку евтектику Fe-FeS (температура плавлення 988°C), що розташовується по межах аустенітних зерен. Ця евтектика розплавляється у процесі гарячої обробки металів тиском та роз'єднує аустенітні зерна. Для того, щоб виключити явище червоноламкості, необхідно дотримуватись співвідношення $\text{Mn/S} > 10$. У цьому випадку замість сульфиду заліза FeS утворюється сульфід марганцю MnS з температурою плавлення 1600°C . Однак, незважаючи на усунення червоноламкості, зберігається шкідливий вплив MnS на технологічну пластичність та механічні властивості деформованої сталі.

1.1.2 Дефекти, пов'язані з технологією кінцевого розкислення (модифікування) и неметалічними включеннями

Як відомо, якість сталі значною мірою залежить від вмісту в ній неметалевих включень, розчинених газів та шкідливих домішок. Метою розкислення є зниження вмісту розчиненого в металі кисню та очищення металу від продуктів розкислення (оксидних неметалевих включень). Загальноприйнятим розкислювачем сталі для виливків та злитків є алюміній, який забезпечує досить низький вміст кисню у сталі – 0,003...0,005% та отримання щільних виливків. Алюміній не утворює сполук із сіркою, проте впливає на форму та розподіл неметалевих включень. Залежно від вмісту алюмінію, що застосовується для кінцевого розкислення, у сталі утворюються 3 типи включень [12]:

тип I – включення глобулярної форми, розміри яких коливаються у межах і залежить від поперечного перерізу виливки чи зливка. Ці включення безладно розподілені в сталі і зустрічаються або у вигляді окремих оксидів (силікатів) і сульфідів, або у вигляді оксисульфідів. Включення цього типу зазвичай знаходяться в литих сталях, розкислених одним кремнієм або в сталях, не повністю розкислених алюмінієм, цирконієм, титаном. Незважаючи на сприятливу форму включень, така технологія розкислення не знайшла застосування, оскільки є небезпека виникнення ситоподібної пористості та отримання великого зерна виливки;

тип II - включення, що складаються з ланцюжкоподібно розташованих невеликих глобулів або у вигляді плівок на межах зерен. За хімічним складом це сульфідні та оксидні включення. Зазначені включення переважно зустрічаються в сталях, повністю розкислених алюмінієм, але не містять надлишкового (металевого) алюмінію, а також у сталях, розкислених цирконієм і титаном. Включення цього типу послаблюють зв'язок за межами зерен, зменшують міцність та пластичність металу;

тип III – гострокутні, неправильної форми включення глинозему, сульфідів і оксисульфідів, розташовані як у межах, і усередині зерен, утворюються за надлишку алюмінію. За даними [13, 14], вони зустрічаються у сталях, вміст алюмінію в яких перевищує 0,03%.

Негативний вплив включень II типу широко відомий. В.А. Єфімов [15] встановив залежність технологічної пластичності при прокатці сталі від типу неметалевих включень. За його даними, мінімальний ступінь обтиснення та максимальний брак по тріщинах на бдюмах мали місце при II типі неметалевих включень. І.А. Вакуленко зі співавторами, який вивчав дефекти залізничних коліс [16], для яких, згідно з ГОСТ 1091-89-2004, застосовуються сталі, хімічний склад яких наведено в таблиці 1.1, виявив, що практично всі дефекти коліс (поверхневі відколи, макротріщини та ін.) так чи інакше пов'язані з неметалевими включеннями – їхньою формою та розподілом у металевій матриці.

Таблиця 1.1 – Хімічний склад сталі колес (ГОСТ 1091-89-2004)

Марка сталі	Масова частка елементів, %					
	Вуглець	Марганець	Кремній	Ванадій	Сірка	Фосфор
					не більше	
1	0,44...0,52	0,8...1,20	0,4...0,65	0,08...0,15	0,030	0,035
2	0,55...0,65	0,50...0,90	0,22...0,45	Не більше 0,10	0,030	0,035
3	0,58...0,67	0,50...0,90	0,22...0,45	0,08...0,15	0,020	0,030

Автори [16] відзначають, що негативний вплив на утворення поздовжніх тріщин при розкисленні алюмінієм надають неметалеві включення сульфідного типу. Додаткова обробка сталі силікокальцієм та фероцерієм змінює форму включень з кутастої плівкової на сферичну, що сприяє підвищенню властивостей залізничних коліс при експлуатації. Автори робіт [17-19] зазначають, що збільшення вмісту сульфідних включень монотонно знижує пластичність, посилює анізотропію механічних властивостей у прокаті.

Алюміній є модифікатором, тобто. регулятором розмірів зерна аустеніту завдяки здатності утворювати при температурі нижче 1000°C на межах кристалів, що ростуть, стали дрібнодисперсні включення нітридів алюмінію. Ці включення дозволяють отримувати спадково дрібнозернисту сталь і відіграють роль регуляторів розміру зерна, з одного боку. З іншого боку, при високому вмісті алюмінію (понад 0,05%) та високому вмісті азоту (0,010...0,015%) на межах зерен утворюється надмірна кількість нітридів алюмінію. Зазначене явище негативно впливає на технологічну пластичність та викликає утворення каменеподібного зламу. Формування тріщин у виливках та зливках призводить до зниження комплексу механічних властивостей виробів [20, 21].

Міжзеренним (каменоподібним) називають злам, що проходить по межах зерен первинного аустеніту. Його створення викликане ослабленням зв'язку між зернами та свідчить про погіршення властивостей металу; сталь з міжзеренним зломом має низьку пластичність і в'язкість [22-25]. А.А. Говір із співавторами [26] встановили, що при високому вмісті алюмінію (близько 0,05%) мало місце падіння пластичності. Автори цього явища також пояснюють впливом нітридів алюмінію.

У роботах [27, 28] показано, що для підвищення тріщиностійкості великих виливків та зливок необхідно запобігти утворенню грубих нітридів алюмінію шляхом зв'язування частини азоту в рідкій сталі в хімічно стійкі нітриди. На думку авторів, найбільш перспективним у цьому плані є титан, що

має високу хімічну спорідненість до азоту і має досить високі температури плавлення та дисоціації частинок TiN. За їх даними, двокомпонентне розкислення алюмінієм і титаном дозволило зменшити кількість AlN на межах аустенітних зерен, підвищити енергію міжзеренних зв'язків і механічні властивості в інтервалі температур 600...1000°C і, як наслідок цього, знизити брак злитків по «гарячих» тріщинах.

Слід зазначити, що технологія розкислення алюмінієм і титаном, запропонована в роботах [27, 28] не завжди прийнятна для поковок у зв'язку з тим, що титан сприяє утворенню сульфідів у вигляді плівок, що легко деформуються при гарячій пластичній деформації і сприяють внаслідок цього анізотропії розвитку і зниження рівня механічних властивостей сталі.

Тому для досягнення необхідної технологічної пластичності та високих механічних властивостей зливків, виливків та поковок необхідна технологія кінцевого розкислення сталі, що виключає утворення легкоплавких евтектик та надлишкових кількостей AlN, а також забезпечує отримання компактної форми сульфідних включень.

Так як розкислення алюмінієм не завжди забезпечує необхідну якість металу, сталь додатково модифікують лужноземельними (ЩЗМ), рідкісноземельними (РЗМ) і нітридоутворюючими елементами (титаном, ніобієм, бором, стронцієм). Позитивний вплив ЩЗМ та РЗМ полягає у нейтралізації шкідливих домішок (сірки, вісмуту, миш'яку, кисню, водню та ін.), очищенні меж зерен, подрібненні структури металу та глобуляризації неметалічних включень, що призводить до підвищення механічних властивостей сталі. ЩЗМ та РЗМ, взаємодіючи з сіркою та киснем, утворюють компактні глобулярні оксисульфіди, сприяючи підвищенню пластичності, в'язкості, холодостійкості. Нітридоутворюючі елементи утворюють дрібнодисперсні карбонітриди, сприяючи подрібненню аустенітного та дійсного зерна, підвищуючи міцність, твердість, витривалість сталевих виробів.

1.2 Формозміна неметалевих включень у процесі обробки металів тиском (ОМД) та їх вплив на властивості сталі

Основними джерелами неметалевих включень у сталі є: сірка, кисень, азот, футерування плавильних агрегатів та розливних ковшів, а також вогнетривкі матеріали піщаних форм, виливниць та кокелів. Відповідно до [29], неметалеві включення класифікуються за декількома ознаками: походженням, моментом утворення, хімічним складом, атомною структурою, мікроструктурою, температурою плавлення, механічною поведінкою. За походженням їх можна поділити на дві групи: ендегенні та екзогенні [30]. Ендегенні включення утворюються в результаті реакцій компонентів сталі (у тому числі розкислювачів, десульфураторів і т. д.) з розчиненим у металі киснем, сіркою та азотом та іншими домішками, а також із залізом та легуючими елементами. Відповідно до [31], ендегенні неметалеві включення по моменту освіти ділять на докристалізаційні (первинні та вторинні), кристалізаційні (третинні) та післякристалізаційні (четвертинні). Включення, що формуються в процесі плавки при введенні різних хімічних елементів та їх реакцій з компонентами сталі, називаються первинними. При охолодженні розплаву до температури початку кристалізації сталі зменшується розчинність у ній елементів та з пересиченого рідкого розчину виділяються нові фази – вторинні включення. У процесі кристалізації стали в результаті збагачення рідкого металу домішками, внаслідок ліквідаційних явищ та зниження розчинності домішок, виникають третинні включення. У твердій сталі після завершення кристалізації при зниженні температури, внаслідок зменшення розчинності домішок у твердому розчині формуються четвертинні включення.

Принцип класифікації за хімічним складом [32] заснований на вмісті одного з трьох елементів, що є шкідливими домішками сталі: сірки (сульфіди), азоту (нітриди) та кисню (оксиди). Якщо різновидів сульфідів та нітрідів порівняно небагато (для вуглецевих сталей переважна частина включень цих

категорій – сульфідів заліза та марганцю, нітриди алюмінію та титану), то сполук кисню – оксидів – дуже багато. Велику групу оксидних включень складає кремнезем SiO_2 та глинозем Al_2O_3 , а також їх похідні – силікати та алюмінати. Більшість включень є складними комплексними сполуками (алюмосилікати, оксисульфідів тощо), і віднести їх до якоїсь певної групи становить значну важкість.

За атомною структурою включення поділяються на кристалічні та аморфні. У включень можуть бути такі типи кристалічних решіток [21]: кубічна (FeO , MnO , MnS , CaO , MgO , MgOAl_2O_3 , MgOFe_2O_3 , MnOAl_2O_3 , TiN), гексагональна ($\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$, Al_2 , Cr_2O_3 , AlN , FeS), триклінна ($\text{CaO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 2\text{SiO}_2$), тригональна (Al_2O_3 , SiO_2 , Ti_2O_3), тетрагональна ($\alpha\text{-TiO}_2$), $2\text{CaO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{SiO}_2$), ромбічна ($\gamma\text{-}2\text{CaO} \cdot \text{SiO}_2$, 2MnO SiO_2), моноклінна ($\beta\text{-}2\text{CaO SiO}_2$). Включення бувають ізоморфними (FeS , MnO , $\text{MgO Al}_2\text{O}_3$) і поліморфними (MnS , CaO , Fe_2O_3 , Al_2O_3 , SiO_2 , TiO_2).

За механічними властивостями неметалеві включення поділяють на пластичні та крихкі. До пластичних відносять включення, які при обробці тиском деформуються і витягуються в рядки (сульфіди, пластичні силікати). Крихкі включення при аналогічній обробці не витягуються, а дробляться (глинозем, кремнезем і т.д.). В.І. Гонтаренко [33] виконано аналіз деформованості неметалевих включень під час прокатки підшипникової сталі (ступінь деформації металу від 17,8 до 3200). Їм встановлено, що найбільш високою здатністю до деформації (аж до розмірів, не видимих в оптичний мікроскоп) мали залізо-марганцеві сульфідів, а далі в порядку зменшення – оксисульфідів, шпинелі, включення корунду та нітриди. Враховуючи, що тверді малodeформовані включення знижують контактну витривалість сталі, автором [33] в результаті відмови від розкислення алюмінієм і збільшення вмісту сірки до 0,015% отримані включення, що легко подрібнюються при деформаційних перерозподілах і досягнуто підвищення довговічності підшипників на 20%. Нажаль, ця технологія має обмежене застосування – лише для деталей, що працюють в умовах високих контактних навантажень.

У таблиці 1.2 наведено дані про пластичність та деформованість основних типів неметалевих включень [31, 34-36]. З наведених даних випливає, що з точки зору зниження анізотропії та підвищення механічних і службових властивостей поковок перспективними є недеформовані при гарячій обробці металів тиском включення рідкісноземельних металів.

Найбільш повно питання формозміни неметалевих включень та механізми їх впливу на технологічну пластичність викладені у роботах С.І. Губенка [37-47]. У цих роботах показано, що неметалеві включення, що часто визначають пластичність сталі при гарячій та холодній деформації, є концентраторами напруги, ініціюють релаксаційні процеси, пов'язані з пластичною деформацією та руйнуванням. Поблизу неметалевих включень можливе утворення наступних мікроруйнувань: локалізація деформації та утворення порожнини в результаті розшарування міжфазної межі включення-матриця, утворення тріщини в самому включенні та проростання її в матрицю, зародження тріщини в матриці поблизу включення [37]. Відповідно до [47], порожнини на границях включення-матриця можуть мати характер термічного, "водневого" та деформаційного походження. Утворення термічних порожнин пов'язане з термічними напругами на межі включення-матриця внаслідок різних коефіцієнтів термічного розширення (стиснення) матеріалів включення та матриці. Величина термічної напруги визначається за формулою:

$$\sigma = \pm \Phi[(\alpha_M - \alpha_B)\Delta T], \quad (1.1)$$

де: α_M – коефіцієнт об'ємного розширення металу;

α_B – коефіцієнт об'ємного розширення включення;

ΔT – перепад температур при охолодженні металу;

Φ – функція, величина якої залежить від модулів пружності включення та матриці, форми, розміру включення, розміру зерна сталі.

Таблиця 1.2 – Пластичність і температура плавлення неметалічних включень [31, 34–36]

Назва включень	Формула	Пластичність	Температура плавлення, °C
Оксид заліза	FeO	деформується слабо	1380
Оксид кремнія	SiO ₂	Не деформується	1710
Оксид алюмінія	Al ₂ O ₃	Не деформується	2050
Мулліт	3 Al ₂ O ₃ ·2SiO ₂	Не деформується	1816
Диоксид церія	CeO ₂	Не деформується і не дробиться	1950
Півторооксид церія	Ce ₂ O ₃	Не деформується	1690
Складний оксид церія	FeO·CeO ₂	Слабо деформується	—
Силікат церія	SiO ₂ · Ce ₂ O ₃	Деформується	—
Сульфід марганця	MnS	Деформується	1610
Сульфід заліза	FeS	Деформується	1190
Півторосульфід церія	Ce ₂ S ₃	Не деформується	1890
Моносульфід церія	CeS	Не деформується	2450

Фізико-механічні характеристики неметалевих включень та сталевій матриці наведені у таблиці 1.3 [29, 32, 48, 49]. Вираз $(\alpha_M - \alpha_B)$ визначає знак термічної напруги: для оксидів, нітридів, силікатів, карбонітридів $(\alpha_M - \alpha_B) > 0$, при цьому виникають стискаючі напруги; для сульфідів $(\alpha_M - \alpha_B) < 0$, напруги є розтягуючими (див. табл. 1.3). У роботі [47] порожнини термічного походження спостерігали поблизу неметалевих включень різних видів, що суперечить даним роботи [50], у якій такі порожнини спостерігали лише поблизу сульфідів. У роботі [50] наведено розраховані величини термічної напруги для деяких включень: Al_2O_3 – 980, TiN – 430, MnS – 860, $\text{MnO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$ – 760 МПа.

Таблиця 1.3 – Фізико – механічні характеристики неметалічних включень и сталевій матриці [29, 32, 48, 49]

Тип включень	Модуль пружності $E \cdot 10^{-5}$, МПа	Коефіцієнт Пуассона, ν	Коефіцієнт лінійного розширення $\alpha \cdot 10^6$ 1/°C
1	2	3	4
FeS	2,0	–	18,1
MnS	1,37	0,3	18,1
Al_2O_3	3,67	0,25	8,4
$\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 2\text{SiO}_2$	1,1	0,169	3,32

Продовження таблиці 1.3

1	2	3	4
TiN	3,2	0,192	9,40
Оксиди церія	1,8	0,510	13
Низьколегована сталь ШХ15	2,2	0,28	11,6

Поблизу включень після відпалу серед водню можливі три види мікроруйнувань [47]. За наявності дефектів деформаційного походження мікротріщини та порожнини поблизу включень всіх типів є колекторами для водню. У легкоплавких включеннях (розчиняють за високої температури в рідкому стані водень) при кристалізації виникають газові бульбашки. Мікророзриви водневого походження утворюються вздовж міжфазних меж матриця – неметалевого включення лише у разі сульфідних включень. Це обумовлено виникненням термічних напруг, що розтягують, поблизу поверхні розділу. Відзначено, що рейкова, колісна та особливо шарикопідшипникова стали схильні до утворення флоків – дефектів при підвищеному вмісті водню.

Утворення деформаційних порожнин викликано складнонапруженим станом матриці поблизу неметалевого включення. Це обумовлено сумарним ефектом від дотичної складової прикладеної напруги та міжфазного тертя. Певний вплив може мати місце від динамічного поля внутрішньої напруги дефектів деформаційного походження. Сили тертя стримують перебіг матриці навколо включення та посилюють неоднорідність деформації. У процесі деформації матриця тече вище та нижче включення. Внаслідок різної пластичності матриці та включення відбувається порушення суцільності металу по міжфазних кордонах, що призводить до утворення конічних порожнин.

1.3 Підвищення конструкційної міцності сталі

Роботами вітчизняних та зарубіжних учених, виконаними, в основному, у другій половині XX століття було показано, що висока міцність конструкційного матеріалу не гарантує успішної експлуатації виготовлених з них виробів і що їх надійність та довговічність визначається комплексом властивостей: ударною в'язкістю, холодостійкістю, витривалістю, зносостійкістю, в'язкістю руйнування, корозійною та втомно-корозійною стійкістю. Комплекс цих та інших властивостей був названий конструктивною міцністю [51].

До першої групи показників конструктивної міцності відносяться межа міцності B і межа плинності T ($\sigma_{0,2}$), від яких залежить матеріаломісткість виробів.

До другої групи відносяться показники надійності, що визначають ризик раптових відмов (поломок) деталей машин і механізмів: пластичність, ударна в'язкість, холодостійкість, в'язкість руйнування (коефіцієнт інтенсивності напруги) та ін.

Третя група показників конструктивної міцності включає межу витривалості, корозійну стійкість, втомно-корозійну міцність, зносостійкість, тривалу високотемпературну міцність та ін властивості, що визначають довговічність роботи механізмів і машин.

Основними методами підвищення конструктивної міцності стали є: легування, термічна, хіміко-термічна та термомеханічна обробки, розкислення та модифікування, зниження вмісту в металі газів та неметалічних включень.

Питанням раціонального легування присвячено велику кількість досліджень, наприклад [52-56]. Основним недоліком цього напрямку є висока вартість легуючих елементів. Згідно з [22], найдешевшими легуючими елементами є кремній, марганець і хром. Слід зазначити, що підвищення характеристик міцності сталі, як правило, призводить до зниження пластичності і ударної в'язкості. Приблизно також змінюються властивості сталей при термічній і хіміко-термічній обробках.

Однак існує технічні рішення, що дозволяють одночасно підвищувати пластичність, в'язкість, тріщиностійкість, витривалість, корозійну стійкість та інші показники конструктивної міцності сталей без зниження міцності, зносостійкості, твердості, витривалості та ін.. До таких методів відноситься управління кількістю і природою неметал. Неметалічні включення некогерентно пов'язані з металевою матрицею і концентраторами напруг. Роботи І.П. Дзиги [57, 58], А.Є. Вільнянського зі співавторами [59 – 62] , В.В. Степанової [63, 64] та інших авторів [65, 66] свідчать про можливість підвищення пластичності, в'язкості, холодостійкості, тріщиностійкості (в'язкості руйнування) та витривалості без зниження, а в окремих випадках при незначному підвищенні міцності, твердості, зносостійкості .

1.4 Ціль та задачі дослідження

Аналіз літературних даних та досвіду підприємств, що виробляють поковки методом вільного кування, показує, що даний технологічний процес має дві основні недоліки:

1) високий брак злитків та поковок, в основному по «гарячих» тріщинах і рванинах;

2) брак поковок і готових деталей, що виявляється при механічній обробці та в процесі експлуатації внаслідок невисоких механічних властивостей сталі, насамперед визначених на поперечних зразках.

Можна з упевненістю вважати, що основною причиною браку виливків та поковок є надмірна кількість сульфідних включень, їх несприятлива форма та топографія, а також надмірна кількість нітриду алюмінію на межах аустенітних зерен.

При допустимих концентраціях сірки (до 0,05%) низькі механічні властивості поковок, особливо на поперечних зразках, пояснюються в першу чергу високою деформованістю сульфідних включень. Отже, для усунення зазначених недоліків необхідно використовувати технологію кінцевого розкислення, що дозволяє обмежити утворення нітридів алюмінію на межах аустенітних зерен і отримати в сталі тугоплавкі сульфідні включення, що не деформуються при куванні. При цьому технологія кінцевого розкислення сталі для ковальських злитків повинна забезпечувати отримання щільного металу та спадково дрібнозернистої структури.

Для досягнення високої конструктивної міцності в роботі було поставлено такі завдання:

1) виконати аналіз браку злитків та поковок, а також деталей металургійного обладнання;

2) вивчити механізми впливу включень різної природи на брак злитків та поковок, а також на показники конструктивної міцності деталей;

3) запропонувати технологію кінцевого розкислення (модифікування), що забезпечує зниження браку злитків та поковок та підвищення конструктивної міцності деталей металургійного обладнання;

РОЗДІЛ 2

МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИКА ДОСЛІДЖЕНЬ

2.1 Матеріали та обладнання

Об'єктом досліджень були конструкційні марганцеві сталі для поковок марок 40Г, 50Г. Промислові плавки проводили в індукційних печах ємністю 2,5 т з кислим футеруванням, досвідчені плавки - в печах ємністю 250 кг з кислим футеруванням. Для аналізу структури та механічних властивостей промислових плавок вирізалися зразки із тріфоподібних проб як найбільш наближених до структури зливка, а також бралися результати досліджень центральної заводської лабораторії ВАТ МК «Запоріжсталь».

Експериментальні плавки проводилися в 250 кг індукційної печі. Кожна плавка порційно випускалася в два розливні ковші, при цьому розкислення металу в першому ковші проводилося алюмінієм, у другому - алюмінієм і фероцерієм. Два зливки з металу кожної фракції відливалися у сухі піщані форми. Перетин зливка збільшувалася знизу вгору від 150×70 до 180×80 мм, верхня частина злитка закінчувалася прибутком масою 20...25% маси зливка. Методом кування при температурі 1200...950°. З щільної частини зливка (без усадкових раковин) виготовлялися пластини перетином $(140 \pm 10) \times (25 \pm 1)$ мм. Ступінь деформації становила 8,5...9,5. Термічну обробку металу проводили в електричних печах опору з ніхромовими нагрівачами з автоматичним контролем та регулюванням температури. Досліджувані сталі піддавали загартуванню в олію (40Г, 50Г) з температур, 860, 850 і 810°C відповідно низькому і високому відпусткам при температурах 200 і 500°C.

2.2 Металографічний аналіз

Металографічний аналіз неметалевих включень та структури проводили на оптичних мікроскопах МІМ-7, МІМ-8 та Neofhot-21, а також на растровому електронному мікроскопі JSTM 300 фірми JEOL (Японія). Неметалічні включення досліджували на нетрівлених шліфах у відбитому та поляризованому світлі, а також у темному полі. Ідентифікацію включень проводили за їх характерними ознаками, описаними у роботах [12, 21, 30, 31, 48, 67, 68].

Кількісну оцінку забрудненості стали дослідних плавок неметалевими включеннями здійснювали лінійним методом "Л" за ГОСТ 1778-82 з точністю $\pm 10\%$ за формулою:

$$J = b \cdot \sum a_i \cdot m_i / l, \quad (2.1)$$

де: j – індекс забрудненості включеннями;

m_i – середнє значення інтервала розмірної групи в поділках окулярної шкали;

a_i – кількість включень даної розмірної групи;

b – ціна поділки окулярної шкали при обраному збільшенні, мм;

l – довжина підрахунку в мм;

Для аналізу структури металу зразки піддавали хімічному травленню 4% спиртовому розчині азотної кислоти.

Фрактографічний аналіз зламів зразків виконували на мікроскопі «JSTM 300» фірми JEOL (Японія) при прискорюючому потенціалі електронного зонда 10...20 кВ і роздільної здатності приладу близько 10 нм,

металографічний аналіз - на травлених і нетривлених шліфах при тих же параметрах.

Методами растрової електронної мікроскопії (РЕМ) вивчали мікромеханізми руйнування та аналізували роль неметалевих включень у процесах в'язкого та крихкого руйнування.

З використанням рентгенівського аналізатора «Суперпроб-733» проводили мікрорентгеноспектральний аналіз окремих неметалевих включень та тонкої структури кованих зразків при прискорюючій напрузі електричного поля 20 кВ, струм зонда $2 \cdot 10^{-8}$ А.

2.3 Механічні випробування

Механічні властивості при розтягуванні вивчали на зразках діаметром 5 мм та довжиною 25 мм відповідно до ГОСТ 1497–84. Зразки вирізали з литої та деформованої сталі (в поздовжньому та поперечному напрямках). Визначали тимчасовий опір (межа міцності) σ_B , межа плинності σ_T , відносне подовження δ , відносне звуження ψ . Випробування на розрив проводили машиною УРМ-50 потужністю 500 кН. Механічні властивості литої сталі при температурах 600, 800 і 1000°C визначали за ГОСТ 9651-84 машиною УМЕ-10 ТМ. Розривні зразки нагрівали до температури випробувань протягом 1 години, час витримки за заданої температури становив 20 хвилин. Визначення твердості за Брінеллем і Роквеллом проводили відповідно до ГОСТ 9012-79. Динамічні випробування проводили на маятниковому копрі.

МК–30А із запасом енергії 294 Дж на зразках, вирізаних у поздовжньому та поперечному напрямках типу І за ГОСТ 9454–78 для визначення значення ударної в'язкості КСУ. Механічні властивості кожного варіанту досліджуваного металу визначалися за результатами випробувань 3–5 зразків. Достовірність результатів випробувань у своїй становила щонайменше 90 %.

2.4 Визначення малоциклової витривалості

На відміну від багатоциклової, випробування на малоциклову витривалість характеризуються малим числом циклів (зазвичай до 105), низькою частотою навантаження (до 50 цикл/хв) та наявністю контрольованого параметра (зусилля або амплітуда деформації). У цій роботі дослідження проводили на установці ІП-2 конструкції ФМІ ім. Г.В. Карпенка НАН України на плоских зразках завтовшки 2мм (рис. 2.1) в умовах повторно – змінного вигину з контрольованою деформацією. Частота навантаження складала 50 цикл/хв. Відносний ступінь деформації визначали за формулою:

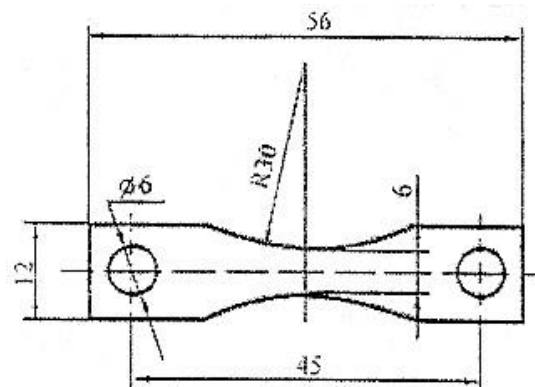


Рисунок 2.1 – Зразок для випробувань на малоциклову витривалість.

$$\varepsilon = \frac{4 \cdot t \cdot f}{a^2 - 4 \cdot f^2 - 8 \cdot t \cdot f} \cdot 100\%, \quad (2.2)$$

де t – товщина зразку, мм;

f – максимальний прогин, мм;

a – відстань між опорами індикатора.

2.5 Визначення зносостійкості

З різноманітних видів зношування (метал по металу, абразивний, ударно-абразивний та ін.) перевага була віддана ударно-абразивному як найбільш оперативному та достовірному. Ударно-абразивну стійкість сталі визначали при вологому помелі щебеню фракції 10...20 мм загартованими кулями діаметром 60...80 мм зі сталі 65Г у кульовому млині діаметром 0,8м. Тривалість випробувань становила 40 годин із п'ятьма вивантаженнями меленого щебеню та завантаженнями нової його порції. Зразки для випробувань мали розміри 10x10x20мм. Зносостійкість кожного варіанта технології визначалася за результатами випробувань 4...5 зразків за формулою:

$$\varepsilon = \frac{m_1 - m_2}{m_1} \cdot 100\%, \quad (2.3)$$

де m_1 – маса зразку до випробування, г;

m_2 – маса зразку в процесі випробувань, г;

Крім того, ударно-абразивна зносостійкість розраховувалася як питома втрата маси з одиниці поверхні за одиницю часу.

$$\Delta m = \frac{m_1 - m_2}{F \cdot t}, \text{ г/м}^2 \cdot \text{ч}, \quad (2.4)$$

де F – площа зразку, м^2 ;

t – час випробувань, час.

Після кожного етапу випробувань, що тривав 8 годин, зразки промивали розчинником, просушувалися при 100°C зважувалися на вагах марки АДВ - 200 з точністю $\pm 0,001$ г.

РОЗДІЛ 3

ПІДВИЩЕННЯ КОНСТРУКЦІЙНОЇ МІЦНОСТІ ЛИТОЇ СТАЛІ

3.1 Аналіз браку ковальських злитків та поковок

Аналіз роботи ковальського цеху ремонтно-механічного заводу ВАТ МК «Запоріжсталь» показав, що загальний брак ковальських злитків масою близько 1 т і поковок становив близько 25%, при цьому «гарячими» тріщинами – близько 12%. З усіх видів браку частку непоправного доводилося 2/3 браку, а частка виправного становила 1/3 браку. Основними видами браку були: «гарячі» тріщини – 12%, підвищене забруднення неметалевими та шлаковими включеннями – 1,1%, невідповідність хімічного складу – 3,6%, невідповідність термічної обробки та ін. – 8,3%.

Результати аналізу матеріалів 2840 плавок показали, що домінуючим видом браку були «гарячі тріщини», брак якими становив у середньому всім марок сталі 12% (табл. 3.1) чи половину всіх видів браку [69, 70].

Таблиця 3.1 – Брак злитків і поковок по «гарячим» тріщинам[69]

Показники	Марки сталі						Всього
	Ст.3, 20	45	65Г	40Х	10ХН, 18Х2Н4МА, 40ХН	4ХВ2С, 5ХВ2С, 5ХВ2СФ	Всього

Кінець таблиці 3.1

Всього злитків і поковок N, шт.	140	123	10	22	31	15	341
в тому числі с тріщинами n, шт.	7	8	1	8	11	6	41
% браку = N/n·100	5,0	6,5	10,0	36,4	35,5	40,0	12,0*

Було встановлено, що «гарячі» тріщини утворюються в процесі охолодження злитків у виливниці, при їх нагріванні під гарячу обробку тиском (кування), а також у процесі пластичної деформації злитків і заготовок, особливо при температурі її закінчення (близько 800°C).

Згідно з літературними даними [71, 72], причинами «гарячих» тріщин у злитках і поковках може бути надлишковий вміст алюмінію і, відповідно, його нітриду, що випадає на межах зерен і знижує пластичність сталі при підвищених температурах, або підвищений вміст сірки, що викликає червоноламкість сталі. З метою підтвердження цього припущення була побудована залежність браку злитків та поковок від вмісту сірки та алюмінію в найбільш схильній до тріщиноутворення сталі 40X (див. табл. 3.1). На зразках, відібраних зі злитків та поковок, робили спектральний аналіз вмісту алюмінію, вміст сірки брали за паспортом плавки конкретної сталі. На рис. 3.1 представлені залежності браку за «гарячими» тріщинами злитків і поковок від вмісту алюмінію та сірки [70].

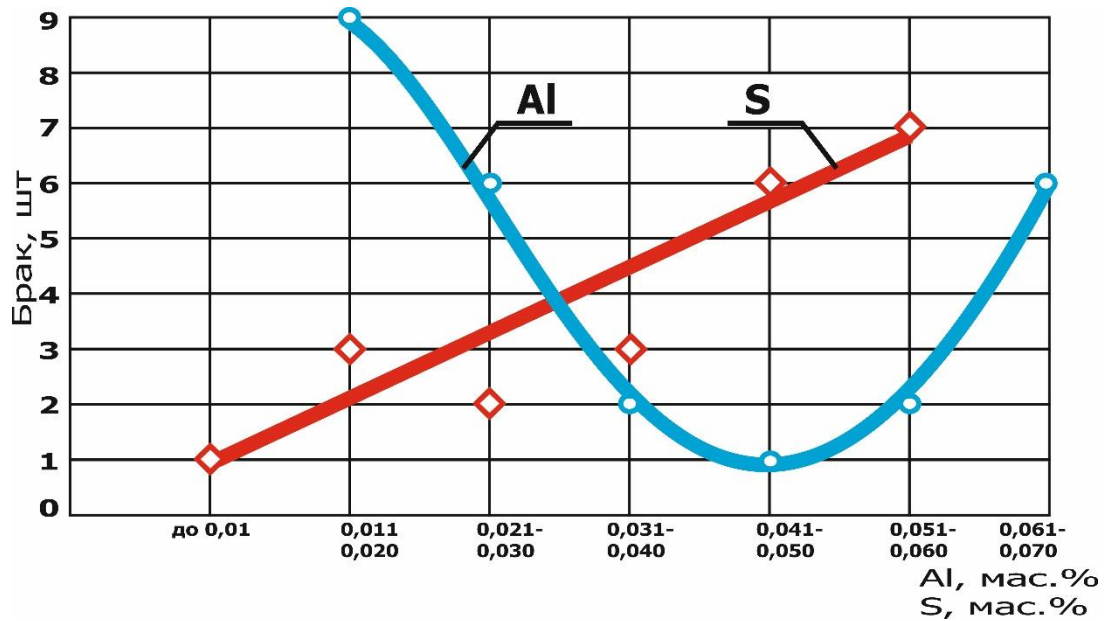


Рисунок 3.1 – Вплив вмісту алюмінію і сірки на брак ковальських злитків і поковок сталі 40Х.

З наведених результатів видно, що з підвищенням вмісту сірки від 0,01 до 0,05% брак з тріщин зріс у 7 разів. Наведені результати свідчать про негативний вплив сірки на тріщиностійкість сталі та підтверджують літературні дані [39, 73]. Так, за даними С.І. Губенко [39], неметалеві евтектики, до яких відносяться сульфіди $MnS-FeS$ внаслідок складної будови мають неоднорідну деформованість при гарячій і холодній обробці тиском і внаслідок цього сприяють неоднорідній деформації металевої матриці, що викликає появу тріщин і розшарування. В.Є. Соколов із співавторами [73] досліджували утворення тонких тріщин у кованих та штампованих дисках із середньовуглецевих $Cr-Ni-Mo$ сталей. За даними авторів, тріщини утворюються внаслідок скупчення водню на поверхні розділу метал - сульфід при охолодженні поковок. Це призводить до появи локальних напруг, які підсумовуючи напруги від фазових перетворень, викликають утворення крихких тріщин. При цьому сильно деформовані сульфідні включення відіграють роль концентраторів напруги.

Між вмістом алюмінію та браком виявлено криволінійну залежність з мінімумом, що відповідає 0,03...0,06% алюмінію. Високий брак по тріщинам при вмісті алюмінію до 0,03% можна пояснити сульфідами II типу, що випадають на межах аустенітних зерен, а при високому вмісті алюмінію (понад 0,06%) – надмірною кількістю нітридів алюмінію на межах зерен. Найбільш висока тріщиностійкість пов'язана з появою у легованої сталі досить дезорієнтованих сульфідів і оксисульфідів III типу при вмісті алюмінію 0,03 ... 0,06% (див. рис. 3. 1).

Як видно із рисунка 3.2, у міру збільшення вмісту алюмінію відбувається зниження концентрації кисню, досягаючи мінімуму, що дорівнює 0,0051 [O] при 0,039% алюмінію. Подальші присадки алюмінію призводили до монотонного зростання вмісту сталі кисню, що можна пояснити процесами повторного окислення сталі в процесі розливання. Явищами повторного розчинення (взаємодії з атмосферою) можна пояснити також тенденцію до деякого підвищення сталі вмісту азоту зі зростанням концентрації алюмінію. Останнє, як впливає з літературних даних [71, 72, 74] сприяє утворенню надлишкових кількостей нітриду алюмінію на межах аустенітних зерен та зниження тріщиностійкості сталі при високих температурах.

Як відомо, індекс забрудненості стали включеннями залежить від їх кількості та форми. У разі зміна кількості було незначно, і величина індексу визначалася, переважно, формою включень. Мінімальні значення індексу мала сталь із включеннями I типу, максимальні – із включеннями II типу. Між величиною індексу забруднення неметалевими включеннями, з одного боку, пластичністю та ударною в'язкістю сталі, з іншого, спостерігалися обернено пропорційні залежності (рис. 3.3), що добре узгоджується з літературними даними [75 - 77].

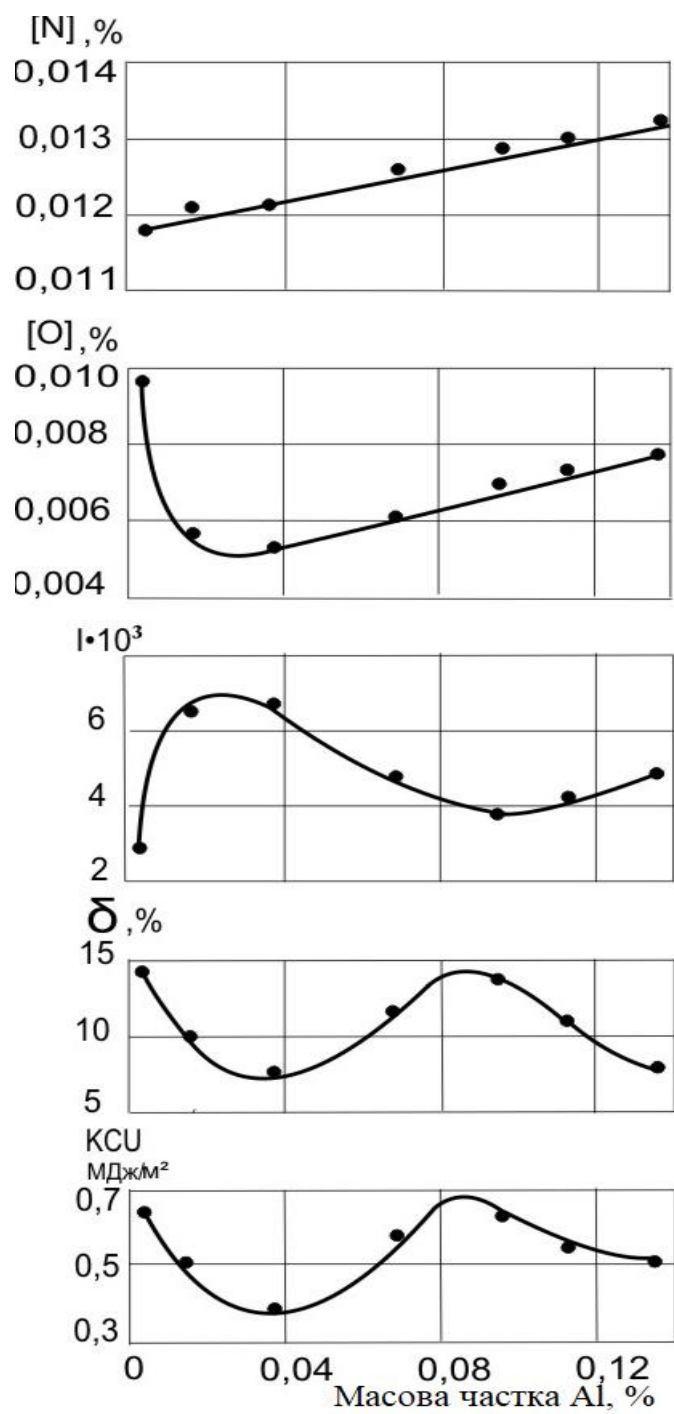


Рисунок 3.2 – Вплив алюмінію на вміст кисню та азоту, індекс забрудненості включеннями, відносне подовження та ударну в'язкість сталі 40ХЛ.

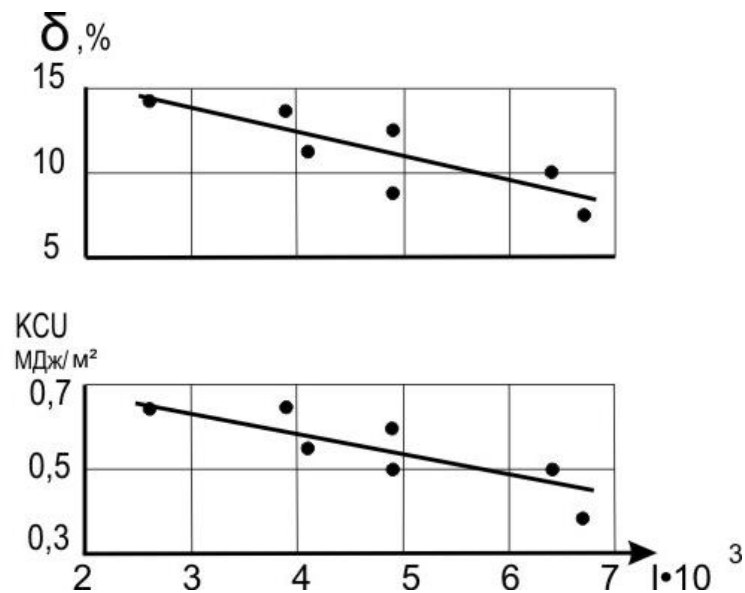


Рисунок 3.3 – Залежність відносного подовження та ударної в'язкості від індексу забрудненості неметалевими включеннями сталі 40ХЛ.

Зіставлення поданих на рис. 3.2, 3.3 результатів свідчить про крихкування металу (перехід в'язкого зламу ударних зразків у крихкий), помітне збільшення браку та зниження механічних властивостей зі зростанням вмісту алюмінію в сталях з третім типом включень. Це можна пояснити збільшенням кількості нітридів алюмінію на межах зерен, зниженням міжмізерних зв'язків і зміною характеру руйнування сталі.

3.2 Підвищення тріщиностійкості і механічних властивостей сталей

Завдання наступного етапу дослідження полягала у виборі оптимальної технології модифікування з метою придушення інтенсивного утворення нітриду алюмінію на межах хромистих аустенітних зерен сталей. Згідно з [13], церій та лантан є типовими нітридоутворюючими елементами (табл. 3.2), що значною мірою послаблює шкідливий вплив азоту в зливках та виливках. У зв'язку з чим ставилося завдання оптимізувати процес розкислення сталі для ковальських злитків для того, щоб:

- 1) знизити брак з тріщиноутворення;
- 2) підвищити механічні властивості сталі для поковки.

Таблиця 3.2 - Вільна енергія утворення нітридів [78]

Реакція	ΔF , ккал/г-атом азота при 1500°C	ΔF , кДж/г-атом азота при 1500°C
$Al (ж) + 1/2 N_2 \rightarrow AlN$	-26,000	-108,862
$Ti (т) + 1/2 N_2 \rightarrow TiN$	-40,000	-167,480
$Zr (т) + 1/2 N_2 \rightarrow ZrN$	-42,000	-175,854
$B(ж) + 1/2 N_2 \rightarrow BN$	-9,000	-37,683
$Ce (ж) + 1/2 N_2 \rightarrow CeN$	-32,000	-133,984
$La (ж) + 1/2 N_2 \rightarrow LaN$	-27,600	-113,049

Це завдання вирішувалося шляхом додаткового модифікування фероцерієм сталі, розкисленою алюмінієм. Як модифікатор фероцерій був обраний з таких міркувань. По-перше, церій, лантан та інші рідкісноземельні метали, що входять до складу фероцерію, мають високу хімічну спорідненість до азоту, достатнім для утворення нітридів [78]. По-друге, при модифікуванні рідкісноземельними металами утворюються глобулярні, які не деформуються при гарячій обробці тиском оксисульфідів, що позитивно позначається на технологічній пластичності, тріщиностійкості та механічних властивостях сталі [14, 31, 79]. Слід зазначити, що в роботах [80, 81] для зниження браку великих виливків та зливків по гарячих тріщин пропонується двокомпонентне розкислення рідкої сталі алюмінієм і титаном. При цьому титан ще в рідкій сталі, вступаючи в хімічну реакцію з азотом, перешкоджає утворенню надлишкової кількості частинок нітриду алюмінію на межах аустенітних зерен. Однак, як відомо [81], титан сприяє утворенню плівкових нітридів II типу, які негативно позначаються на тріщиностійкості сталі, а також на її механічних та службових властивостях.

Механічні випробування проводили на сталі 40ХЛ, розкисленої за двома варіантами: 1) алюмінієм та 2) алюмінієм та фероцерієм, при температурах 600, 800 та 1000°C (табл. 3.3). В інтервалі цих температур закінчується процес гарячого кування і найчастіше утворюються тріщини. Як видно з представлених у таблиці 3.3 даних [69], додаткове модифікування сталі фероцерієм сприяло підвищенню міцності та пластичності. При цьому помітніше поліпшення механічних властивостей (на 20...70%) спостерігалось при температурі 800°C. На наш погляд, підвищення міцності та пластичності при підвищених температурах пояснюється:

- 1) зв'язуванням частини азоту в нітриди РЗМ;
- 2) утворенням тугоплавких сполук оксисульфідів РЗМ замість легкоплавких сульфідних включень;

- 3) зміною гострокутної та плівкової форми включень на глобулярну;
- 4) очищенням меж зерен від неметалевих включень.

Таблиця 3.3 - Механічні властивості сталі 40ХЛ при температурах 600, 800 і 1000 ° С, розкислення алюмінієм та алюмінієм та фероцерієм [69]

Властивості	600°С		800°С		1000°С	
	Al	Al+FeCe	Al	Al+FeCe	Al	Al+FeCe
σ_b , МПа	310,8	325,7	128,0	155,4	64,9	77,4
Ψ , %	18,4	24,9	25,6	44,1	90,7	98,6
δ , %	12,7	18,0	49,5	63,2	73,2	74,7

Аналіз роботи ковальського цеху ремонтно-механічного заводу ВАТ МК «Запоріжсталь» показав, що основними причинами із загального браку, що сягав 25% були: «гарячі» тріщини – 12%, невідповідність хімічного складу – 3,6%, підвищене забруднення неметалевими та шлаковими - 1,1%, невідповідність термічної обробки та ін. - 8,3%. Найбільшою мірою браку по «гарячих» тріщинах були схильні до марганцевистих і хромистих сталі. В результаті статистичної обробки звітних даних підприємства встановлено пряmlinійну залежність між вмістом сірки та браком ковальських злитків. Залежність браку по «гарячих» тріщинах від кількості алюмінію мала вигляд кривої з мінімумом при 0,03...0,06% алюмінію. Встановлено, що основною причиною браку з «гарячих» тріщин є: надлишковий вміст сульфідних включень II типу та грубих включень нітриду алюмінію на межах аустенітних зерен.

3.3 Хімічний склад сталей

Сталі марок 40Г, 50Г виплавляли в 250 кг індукційної печі з кислим футеруванням. Склад стали наведено у таблиці 3.4 [82]. Плавку випускали у два ковші. У перший ківш, нагрітий до 700°C, випускали 100 кг металу, розкислюючи його при цьому алюмінієм, який сідали на дно ковша в кількості 0,15%. У другому ковші плавку масою 100 кг розкисляли алюмінієм у кількості 0,15% та фероцерієм у кількості 0,15%. Зі сталі кожного ковша відливали два зливки, масою 50 кг. Зливки піддавали куванню на ковальському молоті після охолодження у формі та нагрівання до 1200°C. Отримані пластини перерізом 25×140 мм розрізалися за допомогою абразивного кола на заготовки, з яких виготовлялися зразки, що випробовувалися після термічної обробки.

Таблиця 3.4 - Хімічний склад сталей дослідних плавок [82]

Марка сталі	Масова частка, %						
	C	Mn	Si	S	P	Al	PЗМ
40Г	0,38	0,94	0,18	0,023	0,032	0,060	0,045
50Г	0,48	0,89	0,17	0,022	0,032	0,062	0,059

3.4 Мікроструктура сталей

Утворені структури характерні для низько-і середньовуглецевих сталей після нормалізації. Залежно від вмісту вуглецю в сталі після нормалізації доєвтектоїдний ферит виділяється на межах зерен аустеніту, утворюючи суцільну або розірвану феритну сітку. Привертає увагу зменшення розміру зерен перліту і усунення видманштеттової структури після модифікування. Якісно інший структурний стан спостерігається після загартування та низької відпустки. Дисперсність структури, що становить мартенсит відпустки, істотно залежить від технології розкислення. У сталі, розкисленої тільки алюмінієм, спостерігається груба голка. Після комплексного розкислення алюмінієм та фероцерієм спостерігається не лише подрібнення мартенситної структури загалом, а й зміна форми пластин мартенситу. Можна припустити, що РЗМ як поверхнево-активні елементи витісняються на межі зерен аустеніту, сприяючи підвищенню стабільності аустенітної фази, а також впливають на мартенситну реакцію.

3.5 Механічні властивості сталей 40Г і 50Г

Були проведені випробування 3 плавок марганцовистих сталей 40Г та 50Г після гарту та високої відпустки. Результати механічних випробувань наведено у таблиці 3.4 [83]. Як і слід було очікувати, зі збільшенням вмісту вуглецю збільшувалися міцнісні та знижувалися показники пластичності та

ударної в'язкості. Найбільш високі значення механічних властивостей були отримані на поздовжніх зразках, найнижчі – на литих. Технологія кінцевого розкислення, визначальна кількість, склад, форму і деформованість при куванні неметалевих включень, істотно вплинула на характеристики міцності, пластичності. Досить чутливою величиною технології розкислення є коефіцієнт анізотропії властивостей (A). Зазначена характеристика є відношенням показника властивостей поперечно орієнтованого зразка до аналогічного показника поздовжнього зразка. Як видно з даних, поданих у табл. 3.5, механічні властивості поперечних зразків виявилися на 15 ... 20% нижче порівняно з властивостями поздовжніх зразків за наявності деформованих включень. При розкисленні алюмінієм і фероцерієм різниця у властивостях в цілому не перевищувала 10%, що можна пояснити позитивним впливом від збільшення частки включень РЗМ, що не деформуються при куванні. Слід зазначити, що в окремих випадках відносно подовження поздовжніх зразків сталі, розкисленої алюмінієм, виявилось вище за аналогічні показники комплексно розкисленої сталі, що можна пояснити тим, що тонкі витягнуті включення залізомарганцевих сульфідів меншою мірою, ніж великі глобулярні включення РЗМ, перешкоджають пластичній деформації.

Таблиця 3.5 - Механічні властивості сталей 40Г, 50Г [83]

Марка сталі, розкислення	Позначення	Тип зразка, коеф. анізотропії	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	КСУ, МДж/м ²	НВ
1	2	3	4	5	6	7	8
40Г, Al	31	литий поздовжній поперечний А	559 560 526 0,94	624 645 620 0,96	12,1 13,9 12,0 0,86	0,29 0,33 0,26 0,79	273
40Г, Al+FeCe	32	литий поздовжній поперечний А	532 568 539 0,95	632 698 680 0,97	13,3 14,6 13,7 0,94	0,51 0,58 0,53 0,91	217
50Г, Al	41	литий поздовжній поперечний А	674 685 645 0,94	755 770 715 0,93	7,9 9,7 8,4 0,86	0,26 0,28 0,25 0,89	265
50Г, Al+FeCe	42	литой продольный поперечный А	672 680 660 0,97	780 805 775 0,96	8,9 9,5 9,3 0,98	0,40 0,52 0,48 0,92	280

3.6 В'язкість руйнування сталей

За результатами випробування плавок марганцовистих сталей 40Г і 50Г після гарту і високої відпустки (сталі 40Г і 50Г - загартування 860, 850°C відповідно, відпустка 500°C), для подовжньо зразків були побудовані залежності K_{1C} від технології розкислення та напрямки деформації при куванні. Найбільш високі показники виявилися у зразків сталі, розкислених алюмінієм і фероцерієм, вирізаних у напрямку деформації при куванні, найнижчі – у зразків сталі, розкисленої алюмінієм, вирізаних уперек напрямку кування пластини. Витягнуті включення, в яких подовжня вісь нормально розташовувалася по відношенню до лінії дії зусиль, що розтягують, сприяли утворенню мікротріщин значної протяжності. Зі зростанням у досліджуваних сталях вмісту вуглецю спостерігалось підвищення K_{1C}. На рис. 3.4 зображено залежність K_{1C} від вмісту вуглецю, технології розкислення та напрямки деформації при куванні [70].

Еквідистантне розташування кривих свідчить про незмінність характеру руйнації металу зі зростанням вмісту вуглецю. Отримані дані підтверджуються фрактографічним аналізом. У випадку злами відповідали в'язкому характеру руйнації стали. На шліфах і в зламах виявлені включення, що зруйнувалися при деформації, що свідчить про крихкість сульфідів марганцю. Злам сталі, розкисленої алюмінієм та фероцерієм, відноситься до ямкового, що свідчить про високу енергоємність руйнування. В окремих ямках (фасетках) виявлялися залишки неметалевих включень.

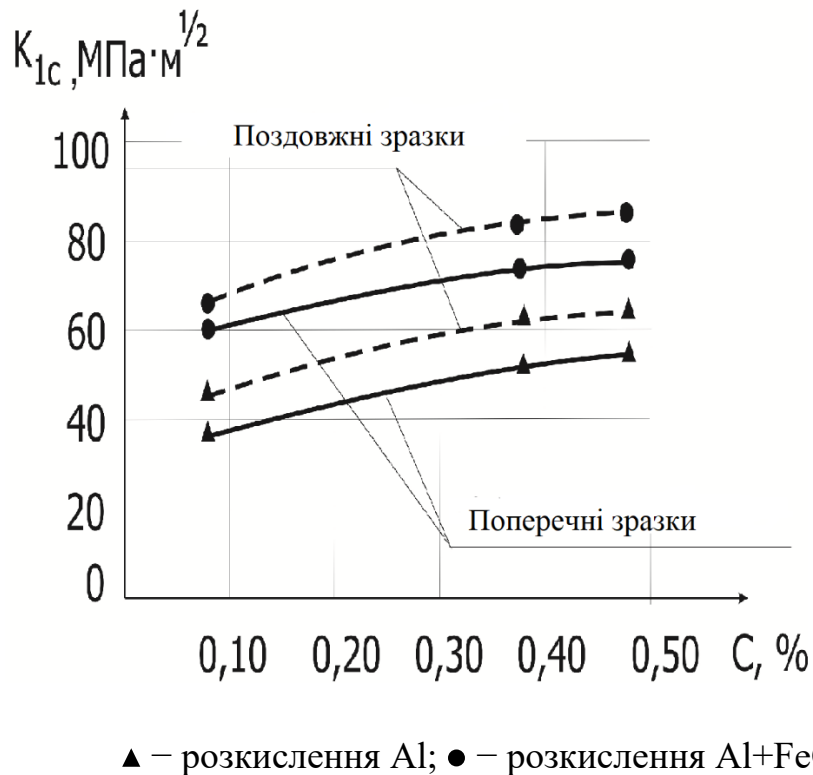


Рисунок 3.4 – Залежність K_{1c} від вмісту вуглецю, технології розкислення та напрямки деформації під час кування.

3.7 Малоциклова витривалість марганцевистих сталей

Малоциклова витривалість N (кількість циклів до руйнування) характеризує опір матеріалу руйнуванню в умовах пружно-пластичних деформацій. Цей вид випробувань проводили на сталі 40Г методом плоского вигину з постійною величиною деформації $\epsilon=0,35\%$ на установці ПП-2 конструкції ФМІ ім. Г.В. Карпенка НАН України. Зіставлення результатів дозволяє зробити висновок про наявність досить чіткого кореляційного зв'язку між довговічністю N , з одного боку, пластичністю та ударною в'язкістю, з

іншого. Наявність такої залежності пояснюється «жорсткою» схемою навантаження, коли задається величина деформації, а чи не величина напруг. Комплексне модифікування алюмінієм та РЗМ призвело не тільки до підвищення довговічності сталей, але і до помітного зменшення анізотропії за цим показником. Неметалічні включення, які стосуються включень другого роду, у разі дії зовнішніх навантажень поперек напрямку орієнтації включень викликали руйнування металу при значно меншому циклі змінних напруг, ніж у тому випадку, коли навантаження були спрямовані вздовж напрямки орієнтації включень. У тому випадку, коли досліджувалися сталі після розкислення фероцерієм та алюмінієм з глобулярними включеннями першого роду, анізотропія властивостей різко знижувалась (див. рис. 3.5). Зазначене становище може розглядатися як додаткове свідцтво про вплив форми неметалевих включень на інтенсивність тріщиноутворення.

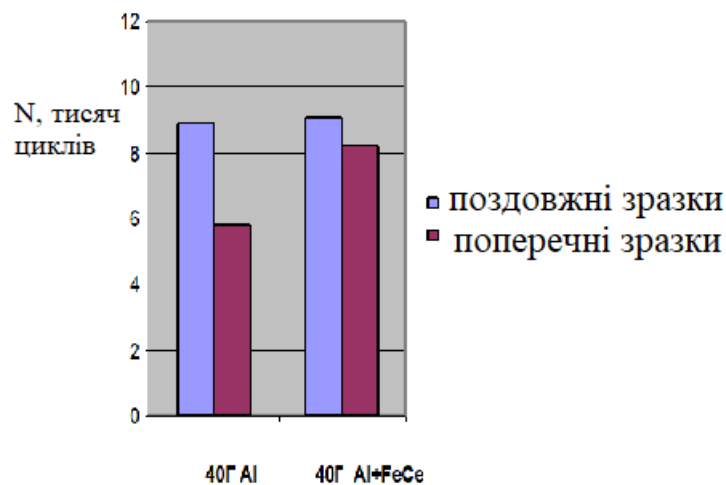


Рисунок 3.5 – Малоциклова витривалість сталі 40Г

Зумовлено вказане явище тим, що біля включень другого роду відбувалося прискорене зародження мікротріщин, окремі з яких призводили до утворення магістральної тріщини при збільшенні числа навантажень. Біля глобулярних церієвих включень також зароджувалися тріщини, проте їхня

швидкість зростання була значно нижчою від швидкості зростання мікротріщин в області витягнутих включень.

3.8 Зносостійкість

Зносостійкість відноситься до показників, що визначають довговічність виробів в умовах «чистого» тертя металу (з мастилом і без неї), в умовах абразивного та ударно-абразивного зношування, а також в умовах спільної дії абразиву та хімічно активних середовищ [84].

Основними недоліками більшості методів визначення зносостійкості є: тривалість і труднощі підтримки незмінними умови випробувань, що в результаті призводить до низької стабільності результатів. З метою створення однакових умов навантаження для зразків різно обробленого металу, випробування проводили в лабораторному кульовому млині при вологому помелі щебеню кулями, що мелють. Випробуваннями передбачалося одночасне завантаження зразків усіх технологічних варіантів виробництва сталі. У аналізованому експерименті завантаження складалося з поздовжніх кованих і литих зразків (4...5 штук/варіант) сталі 50Г із зростаючим вмістом сірки.

Відомо, що стосовно конструкційних сталей ферито-перлітного класу зносостійкість підвищується зі зростанням твердості. У зв'язку з цим випробування на зношування сталі 50Г проводили після гарту з 850°С масло і відпустки при 200°С протягом 1 години, з подальшим охолодженням на

повітрі. Механічні властивості та зносостійкість сталі після гарту та низькотемпературної відпустки наведені в таблиці 3.6.

Таблиця 3.6 - Вплив вмісту сірки на механічні властивості та зносостійкість сталі 50Г. Литі зразки

Вміст S, %	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	KCU, МДж/м ²	HRC	ϵ , %	Δm , г/м ² ·ч
0,012	1305	1520	4,4	0,54	51,7	9,23	37,66
0,021	1298	1521	3,7	0,48	51,9	10,07	41,07
0,033	1294	1508	2,4	0,39	51,6	10,78	43,98
0,043	1288	1504	1,9	0,26	51,7	11,32	46,17
0,056	1279	1492	1,7	0,19	51,6	11,69	47,67

Численні спроби аналізу залежностей типу «структура-зносостійкість» закінчувалися поясненням механізму явища стосовно конкретних матеріалів і умов навантаження. Найбільш повно зазначені співвідношення розглянуті на роботах В.С.Попова та М.М. Брикова [84, 85], І.М.Любарського та Л.С. Наметника [86]. Згідно з їхніми уявленнями, при терті метал по металу відбувається утворення оксидних плівок на поверхнях, що труться, при цьому більш товстий шар оксидів формується у западинах нерівностей поверхні, так як вершини нерівностей деформуються і відламуються [144, 145]. Частки складного хімічного складу, що утворюються на поверхні тертя, мають більш високу твердість, ніж основний метал, сприяють багаторазовій деформації поверхневого шару та його втомному руйнуванню – видаленню мікрооб'ємів металу під дією тангенціальних навантажень. При абразивному зношуванні

головною причиною втрати маси слід вважати втомну руйнацію мікрооб'ємів металу внаслідок багаторазової деформації [87, 88].

Таким чином, без поглибленого аналізу механізму зношування, можна вважати, що фактори, що сприяють підвищенню пластичності та міцності втоми, повинні призводити і до підвищення зносостійкості сплавів. До таких чинників, крім параметрів структурних складових, слід віднести ступінь забрудненості неметалевими включеннями. У роботах Г.І. Бельченко та С.І. Губенка [29], І.А. Вакуленко [16], А.Б. Куслицького [32] та ін авторів показано, що неметалеві включення, що порушують суцільність металевої основи і створюють концентрацію напруг, сприяють зниженню пластичності, ударної в'язкості та витривалості сталі. У той самий час вплив неметалевих включень на зносостійкість практично не вивчено.

Результати випробувань на ударно-абразивне зношування литої та кованої сталі 50Г показали, що зі збільшенням вмісту сірки з 0,012% до 0,056% відносна втрата маси в % (ϵ) збільшувалася з 9,23 до 11,69% для литої сталі та з 7,96 до 10,31% для кованої. Таким чином, збільшення вмісту сірки призвело до збільшення втрати маси литою сталлю на 27%, кутою – на 29%. При всіх концентраціях сірки кована сталь мала менші втрати маси при зношуванні порівняно з литою сталлю приблизно на 15%, що можна пояснити вищою однорідністю кованого металу.

ВИСНОВКИ

У роботі представлені результати наукових досліджень та практичних розробок, спрямованих на вирішення актуального завдання – підвищення конструктивної міцності легованої сталі. Вирішення зазначеної задачі досягалося шляхом удосконалення процесів кінцевого розкислення (модифікування), що дозволило отримати глобулярні неметалеві включення. Це дозволило підвищити технологічну пластичність, суттєво знизити брак злитків та поковок при одночасному збільшенні конструктивної міцності сталі.

1. В умовах роботи ковальського цеху ремонтно-механічного заводу ВАТ МК «Запоріжсталь» виконано аналіз браку ковальських злитків та поковок. Встановлено, що основними причинами браку, що сягав 25% були: «гарячі» тріщини – 12%, невідповідність хімічного складу – 3,6%, підвищене забруднення неметалевими та шлаковими включеннями – 1,1%, невідповідність термічної обробки та ін. – 8, 3%. Найбільшою мірою браку по «гарячих» тріщинам були схильні марганцеві і хромисті сталі.

2. Встановлено залежність опору низьколегованих сталей високотемпературному руйнуванню від типу неметалевих включень у вигляді кривої з максимальною високотемпературною тріщиностійкістю при вмісті 0,03...0,06% алюмінію. Між вмістом сірки та схильністю низьколегованих сталей до утворення «гарячих» тріщин у ковальських злитках та поковках встановлено прямопропорційну залежність.

3. Застосування комплексного розкислення стали алюмінієм і фероцерієм дало можливість підвищити технологічну пластичність, знизити брак злитків і поковок по «гарячих» тріщинах у 4,4 рази та одночасно

підвищити комплекс властивостей литої та кованої сталі при суттєвому зниженні анізотропії властивостей.

4. Отримано залежність коефіцієнта інтенсивності напруг та малоциклової витривалості кованих марганцовистих сталей від природи неметалевих включень та напрямки деформації при куванні. Встановлено, що глобулярні неметалеві оксисульфіди рідкоземельних металів при статичних та циклічних навантаженнях брали меншу участь у руйнуванні, ніж залізо-марганцеві сульфіди. Досягнуто підвищення зазначених показників на 40...50% та зниження коефіцієнта анізотропії властивостей.

5. Отримані кінетичні діаграми втомного руйнування кованих марганцовистих сталей дозволили розробити раціональну технологію розкислення металу. В результаті було досягнуто практично повного усунення анізотропії у швидкості зростання втомної тріщини, підвищена межа втоми та циклічна в'язкість руйнування на 10...40% та 30...35% відповідно.

6. Отримано залежність відносної втрати маси при ударно-абразивному зношуванні литої та кованої сталі. Встановлено, що збільшення вмісту сірки з 0,012 до 0,056% призводить до зростання втрат маси на 25...30% внаслідок зниження пластичності та здатності сталі до багаторазової деформації. Незалежно від вмісту сірки втрати на зношування сталі після кування за рахунок формування структури гарячедеформованого стану знизилися на 13...16% в порівнянні з литою сталлю.

СПИСОК ДЖЕРЕЛ ПОСИЛАНЬ

1. Голубцов В.А. Модифицирование стали для отливок и слитков / В.А. Голубцов, В.В. Лунев. – Челябинск – Запорожье: ЗНТУ, 2009. – 356 с.
2. Матеріалознавство: підручник / [С.С. Дяченко, І.В. Дощечкіна, А.О. Мовлян, Е.І. Плешаков]. – Х.: ХНАДУ, 2007. – 440 с.
3. Безручко И.И. Обработка металлов давлением / Безручко И.И., Зубцов М.Е., Балаканина Л.Н.. – Л. : Машиностроение, 1967. – 311 с.
4. Теория и технологияковки / [Соколов Л.Н., Голубятников Н.К., Ефимов В.Н., Шелаев И.П.]. – К.: Выща школа, 1989. – 317 с.
5. Дефекты стальных слитков и проката: справочник / [Правосудович В.В., Сокуренок В.П., Данченко В.Н. и др.]. – М.: Интермет Инжиниринг, 2006. – 384 с.
6. Воронин Ю.Ф. Атлас литейных дефектов. Черные сплавы / Ю.Ф. Воронин, В.А. Камаев. – М.: Машиностроение-1, 2005. – 328 с.
7. Воронин Ю.Ф. Экспертная оценка качества литья. Черные сплавы / Воронин Ю.Ф. – М.: Машиностроение-1, 2006. – 180 с.
8. Воронин Ю.Ф. Повышение качества литья. Системный подход / Воронин Ю.Ф. – М.: Машиностроение-1, 2007. – 264 с.
9. Дефекты стали: справочник / [Новокщенова С.М., Виноград М.И., Клыпинин Б.А. и др.]; под ред. С.М. Новокщеновой. – М.: Металлургия, 1984. – 200 с.

10. Дефекты стальных прессованных труб и профилей: справочник / [В.Е. Васюченко, А.Е. Притоманов., А.И. Ризоль и др.]; под ред. В.Е. Васюченко. – М.: Металлургия, 1990. – 70 с.
11. Чернышев Е.А. Литейные дефекты. Причины образования. Способы предупреждения и исправления : учебное пособие / Чернышев Е.А., Евлампиев А.А., Евстигнеев А.И.. – М.: Машиностроение, 2008. – 282 с.
12. Шульте Ю.А. Неметаллические включения в электростали / Шульте Ю.А. – М.: Металлургия, 1964. – 207 с.
13. Шульте Ю.А. Электрометаллургия стального литья / Шульте Ю.А. – М.: Металлургия, 1970. – 223 с.
14. Лунев В.В. Сера и фосфор в стали / В.В. Лунев, А.В. Аверин. – М.: Металлургия, 1988. – 256 с.
15. Ефимов В.А. Стальной слиток / Ефимов В.А. – М.: Металлуриздат, 1961. – 356 с.
16. Дефекти залізничних коліс: монографія / [Вакуленко І.О., Анофрієв В.Г., Грищенко М.М., Перков О.М.]. – Дніпропетровськ.: Видавництво Маковецький Ю.В., 2009. – 112 с.
17. Межкристаллитные трещины в поковках крупных слитков / С.Ю. Афанасьев, Ю.М. Батов, В.Г. Жигаржевский [и др.] // Электрометаллургия. – 2006. – №7. – С. 37 – 39.
18. Влияние морфологии неметаллических включений на трещинообразование и свойства толстолистого проката в z-направлении / Бродецкий И.Л., Троцан А.И., Кислица В.В. [и др.] // Неметалеві вкраплення і газу у ливарних сплавах: збірник мат. ХІ міжнар. наук.-техн. конф., Запоріжжя, 19 – 22 вересня 2006р. – Запоріжжя: ЗНТУ, 2006. – С. 32.

19. Особенности прогнозирования показателей ударной вязкости деформированной стали / Г.А. Бялик, В.И. Гонтаренко, М.С. Заяц // Неметалеві вкраплення і газу у ливарних сплавах: збірник мат. Х міжнар. наук.-техн. конф., Запоріжжя, 12-16 травня 2003г. – Запоріжжя: ЗНТУ, 2003. – С. 54.

20. О формах и диагностике азотсодержащих включений в литых низкоуглеродистых сталях 20Г2Л и 40Г2Л / В.П. Пирожкова, Л.К. Чеботарь, В.В. Лунев [и др.] // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2002. – № 1. – С. 28 – 32.

21. Лунев В.В. Неметаллические включения в сталях, чугунах и ферросплавах / Лунев В.В., Пирожкова В.П., Грищенко С.Г. – Запорожье, Днепровский металлург, 2006. – 384 с.

22. Дурнев В.Д. Экспертиза и управление качеством промышленных материалов / Дурнев В.Д., Сапунов С.В., Федюкин В.К.. – СПб.: Питер, 2004. – 254 с.

23. Гольдштейн Я.Е. Камневидный излом в конструкционных сталях, выплавленных новыми методами / Я.Е. Гольдштейн, М.П. Лазарева // Сталь. – 1970. – №9. – С. 841.

24. Гольдштейн Я.Е. Инокулирование железоуглеродистых расплавов / Я.Е. Гольдштейн, В.Г. Мизин. – М.: Металлургия, 1993. – 416 с.

25. Гольдштейн Я.Е. Камневидный излом стали / Я.Е. Гольдштейн, Т.Л. Муштакова // МиТОМ. – 1978. – №5. – С. 70 – 74.

26. Выбор оптимального количества алюминия для раскисления стали СтЗсп / А.А. Говоров, В.И. Ворожищев, П.В. Юшин [и др.] // Сталь. – 1969. – №4. – С. 202.

27. Минакова В.И. Влияние модифицирования на свойства среднеуглеродистых и низколегированных сталей / В.И. Минакова, В.А. Федьков, Г.А. Федьков // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2007. – №1. – С. 147 – 149.

28. Сериков А.С. Повышение надежности и долговечности крупных стальных отливок металлургического оборудования: автореф. дисс. на соискание ученой степени канд. техн. наук: спец. №323 «Литейное производство» / А.С. Сериков. – Харьков, 1969. – 20 с.

29. Бельченко Г.И. Неметаллические включения и качество стали / Г.И. Бельченко, С.И. Губенко – К.: Техника, 1980. – 168 с.

30. Виноград М.И. Включения в легированных сталях и сплавах / Виноград М.И. – М.: Металлургия, 1972. – 216 с.

31. Явойский В.И. Неметаллические включения и свойства стали / Явойский В.И., Рубенчик Ю.И., Окенко А.П. – М.: Металлургия, 1980. – 175 с.

32. Куслицкий А.Б. Неметаллические включения и усталость стали / Куслицкий А.Б. – К.: Техника, 1976. – 128 с.

33. Гонтаренко В.И. Деформируемость неметаллических включений в подшипниковой электростали: автореф. дис. на соискание ученой степени канд. техн. наук: 05.16.02 «Металлургия черных металлов» / В.И. Гонтаренко. – Днепропетровск, 1975. – 21 с.

34. Виноград М.И. Неметаллические включения в шарикоподшипниковой стали / Виноград М.И. – М.: Металлургиздат, 1954. – 123 с.

35. Аверин В.В. Применение РЗМ в металлургии стали / В.В. Аверин // Металлургические методы повышения качества стали. – М., 1979. – С. 33 – 40.

36. Кислинг Р. Неметаллические включения в стали / Р. Кислинг, Н. Ланге.– М.: Metallurgiya, 1968. – 123 с.
37. Губенко С.И. Трансформация неметаллических включений в стали / Губенко С.И. – М.: Metallurgiya, 1991. – 225 с.
38. Губенко С.И. Поведение неметаллических включений при обработке стали давлением / С.И. Губенко, Г.Е. Коджаспиров // Металлы. – 1994. – №1. – С. 77 – 83.
39. Губенко С.И. Поведение эвтектических неметаллических включений при прокатке стали / С.И. Губенко // Изв. вузов. Черная металлургия. – 1982. – №8. – С. 81 – 85.
40. Губенко С.И. Теоретические основы взаимодействия неметаллических включений и матрицы при тепловой и деформационной обработке и его влияние на технологические и конструктивные свойства стали: автореф. дис. на соискание ученой степени докт. техн. наук: 05.02.01 «Материаловедение в машиностроении» / С.И. Губенко. – Днепропетровск, 1993. – 34 с.
41. Губенко С.И. Особенности процессов локального разрушения вблизи неметаллических включений / С.И. Губенко // Новини науки Придніпров'я. – 2002. – № 1 – 2. – С. 75 – 84.
42. Gubenko S. Influence of nonmetallic inclusions on microbreaks formation in wheel steel and railway wheels / S. Gubenko, Y. Proidak, A. Kozlovsk'yy [and others] // Transport problems. – 2008. – Tom 3, zeszyt 3. – P 77 – 81.
43. Губенко С.И. Структурные эффекты на межфазных границах неметаллическое включение-матрица стали / С.И. Губенко // Теория и практика металлургии. – 1998. - №1. – С. 11 – 16.

44. Губенко С.И. О механизме деформации стальной матрицы вблизи включений при сжатии / С.И. Губенко // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1983. – №5. – С. 35 – 38.

45. Губенко С.И. К вопросу о торможении и локализации пластической деформации неметаллическими включениями / С.И. Губенко // Изв. АН СССР. Металлы. – 1991. – №2. – С. 136 – 140.

46. Губенко С.И. Локализация разрушения рельсовой стали вблизи эвтектических сульфидов / С.И. Губенко // Проблемы прочности. – 1983. – №3. – С. 97 – 100.

47. Губенко С.И. О природе полостей вблизи неметаллических включений в сталях / С.И. Губенко // Металлы. – 1998. – №1. – С. 63 – 70.

48. Нарита К. Кристаллическая структура неметаллических включений в стали / К. Нарита; [пер. с япон. В.А. Митькина]; под ред. П.П. Арсентьева. – М.:Металлургия, 1969. – 190 с.

49. Неметаллические включения в низколегированной трубной стали / О.Ф. Агбоол, Т.В. Морозова, С.В. Гошкодер [и др.] // Электрометаллургия. – 2004. – №11. – С. 36–43.

50. Brocksbank D. Stress field around inclusions and their relation to mechanical properties / D. Brocksbank, K.W. Andrews // J. Iron Steel Inst. – 1972. – Volume 210, №4. – P. 246 – 250.

51. Дриц М.Е. Технология конструкционных материалов и материаловедение / М.Е. Дриц, М.А. Москалев. – М.: Высшая школа, 1990. – 447 с.

52. Браун М.П. Микролегирование стали / Браун М.П. – К.: Наукова думка, 1982. – 304 с.

53. Делле В.А. Легированная конструкционная сталь / Делле В.А. – М.: Металлургия, - 1953. – 424 с.
54. Легирование машиностроительной стали / Б.Б. Винокур, Б.Н. Бейнисович, А.Л. Геллер, М.Э. Натансон. – М.: Металлургия, 1977. – 200 с.
55. Гольдштейн Я.В. Низколегированные стали в машиностроении / Гольдштейн Я.В. – М.:ГНТИ маш. лит., 1965. – 240 с.
56. Спеціальні конструкційні матеріали / Ю.П. Солнцев, С.Б. Бєліков, І.П. Волчок, С.П. Шейко. – Запоріжжя: ВАЛПІС-ПОЛІГРАФ, 2010. – 536 с.
57. Volchok I.P. Fracture of steel and cast iron at low, room and high temperatures / I.P. Volchok, O.B. Kolotilkin // Fracture mechanics: successes and problems. Collection of Abstracts. Part II. – Lviv: FMI, 1993. – P. 339.
58. Волчок И. П. Анализ разрушения литой стали и чугуна с позиций синергетики / Волчок И.П., Колотилкин О.П. // Металлы. –1992. – №2. – С.57 – 63.
59. Volchok I.P. Effect of non-metallic inclusions on crack propagation and fatigue life of steel / I.P. Volchok, A.E. Vilnjanskij, S.B. Belikov // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2000. – №2. – С. 37 – 40.
60. Вильнянский А.Е. Повышение качества хромистых сталей / Вильнянский А.Е. // Новые конструкционные стали и сплавы и методы их обработки для повышения надежности и долговечности изделий: сб. науч. трудов ЗГТУ. – Запорожье, 1998. – С. 130 – 131.
61. Бєликов С.Б. Повышение качества хромистых и марганцовистых сталей / С.Б. Бєликов, И.П. Волчок, А.Е. Вильнянский // Строительство, материаловедение, машиностроение: сб. науч. трудов. Вып. 13.– Днепропетровск: ПГАСА, 2001.– С. 174 – 176.

62. Vilniansky A.E. Non – metallic inclusion and fracture of cast steel / A.E. Vilniansky, S.B. Belikov, I.V. Volchok // Mechanics 2000: the Second International Scientific Conference. – Scientific Bulletins of Rzeszow University of Technology. – 2000. – №179.- P. 431 – 436.

63. Степанова В.В. Повышение качества марганцовистых и хромомарганцовистых сталей для поковок: автореф. дисс. на соискание ученой степени канд. техн. наук: 05.02.01 «Материаловедение в машиностроении» / В.В. Степанова. – Запорожье, 1996. – 23 с.

64. Степанова В.В. Повышение качества марганцовистых и хромомарганцовистых сталей для поковок: дис. ... кандидата техн. наук: 05.02.01 / Степанова Виктория Викторовна. – Запорожье, 1996. – 166 с.

65. Ambroise M.N Crack from initiation from the interface of superficial inclusions / M. N. Ambroise, T. Bretheau, A. Zaoui // Mech. Behav. Mater. – Oxford e. a., 1988. – Vol. 1. - P. 169 – 176.

66. Tipton A. The effect of microstructure on the near threshold and threshold fatigue growth behavior of two rotor alloys / A. Tipton // Fracture mechanics: successes and problems. Collection of abstracts. Part 1. – Lviv: FMI, 1993. – P. 210 – 211.

67. Лукашевич -Дуванова Ю.Г. Шлаковые включения в железе и стали / Лукашевич - Дуванова Ю.Г. – М.: Металлургиииздат, 1952. – 183 с.

68. Червяков А.Н. Металлографическое определение включений в стали / Червяков А.Н., Киселева С.А., Рыльникова А.Г. – М.: Металлургиздат, 1962.– 283 с.

69. Волчок И.П. Оптимизация конечного раскисления стали для кузнечных слитков / И.П. Волчок, Л.Н. Бунина // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2005.– №1. – С. 30 – 32.

70. Волчок И.П. Повышение конструкционной прочности низколегированной стали / И.П. Волчок, Л.Н. Бунина // Строительство, материаловедение, машиностроение: сб. науч. трудов. Вып. 58. – Днепропетровск: ПГАСА, 2011. – С. 139 – 142.

71. Бутаков В.К. Технологические основы повышения качества легированной стали для отливок / Бутаков В.К. – М., Свердловск: Машгиз, 1963. – 192 с.

72. Повышение трещиностойкости среднеуглеродистой и низколегированной стали / Ю.А. Шульте, И.П. Волчок, А.С. Сериков [и др.] // Литейное производство. – 1966. – №9. – С. 41.

73. Соколов В.Е. О природе волосных трещин в поковках турбинных дисков из стали 34ХНЗМА / В.Е. Соколов, А.И. Потапов, Н.Н. Александров // Кузнечно-штамповочное производство. – 1987. – №4. – С.8.

74. Волчок И.П. Повышение трещиностойкости хромистых сталей / И.П. Волчок, С.Б. Беликов, А.Е. Вильнянский // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 1997. – №1-2. – С. 30 – 32.

75. Мирошниченко В.А. Экономнолегированная сталь для деталей, работающих в условиях гидроабразивного износа и низких температур: автореф. Дис. На соискание ученой степени канд. Тех. Наук: 05.02.01 «Материаловедение в машиностроении» / В.А. Мирошниченко; ЗМИ. – Запорожье, 1982. – 22 с.

76. Липчина А.Н. Влияние технологии выплавки на трещиностойкость стали 42ХМФА / А.Н. Липчина, В.И. Повар // Физ.-хим. Механика материалов. – 1982. – №6. – С. 86 – 88.

77. Когут Н.С. Трещиностойкость конструкционных материалов / Когут Н.С.. – Львов: Выща школа, 1986. – 160 с.

78. Шульте Ю.А. Хладостойкие стали / Шульте Ю.А. – М.: Металлургия, 1970. – 224 с.
79. Завьялов А.С. Стали с редкоземельными присадками / А.С. Завьялов, М.М. Сандомирский. – Л.: Машиностроение, 1969. – 128 с.
80. Гольдштейн М.И. Дисперсионное упрочнение стали / М.И. Гольдштейн, В.М. Фарбер. – М.: Металлургия, 1979. – 208 с.
81. Моххамад Захур Зеренная структура и нитридная фаза конструкционной электростали в технологиях металлургического передела / [Моххамад Захур, Улитенко А.Н., Лунев В.В., Кренделев В.Н.]. – Запорожье: Днепровский металлург, 2003. – 153 с.
82. Волчок И.П. Конечное раскисление сталей для поковок / И.П. Волчок, Л.Н. Бунина // Металознавство та термічна обробка металів. – 2005. – №3. – С. 30 – 32.
83. Беликов С.Б. Повышение конструктивной прочности сталей для отливок и поковок / С.Б. Беликов, И.П. Волчок, Л.Н. Бунина // Перспективные задачи инженерной науки: сб. науч. трудов. Вып. №3. – Днепропетровск: ПГАСА, 2002. – С. 66 – 71.
84. Попов В.С. Металловедческие аспекты износостойкости сталей и сплавов / В.С. Попов, Н.Н. Брыков. – Запорожье: ВПК Запоріжжя, 1996. – 179с.
85. Попов В.С. Долговечность оборудования огнеупорного производства / В.С. Попов, Н.Н. Брыков. – М.: Металлургия, 1978. – 232 с.
86. Любарский И. М. Металлофизика трения / И. М. Любарский, Л. С. Палатник. – М.: Металлургия, 1976. – 176 с.
87. Ивченко Л.И. Устойчивость жаропрочных материалов контактному износу в газовом потоке / Л.И. Ивченко // Проблемы трибологии. – 1988. – №4. – С. 108 – 110.

88. Ивченко Л.И. Процесс образования защитного слоя при изнашивании жаропрочных материалов / Л.И. Ивченко // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 1999. – №1. – С. 30 – 31.