

**МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ
ЗАПОРІЗЬКИЙ НАЦІОНАЛЬНИЙ УНІВЕРСИТЕТ**

МАТЕМАТИЧНИЙ ФАКУЛЬТЕТ

Кафедра прикладної фізики і наноматеріалів

КВАЛІФІКАЦІНА РОБОТА МАГІСТРА

**на тему: «ВПЛИВ ХОЛОДНОЇ ПЛАСТИЧНОЇ
ДЕФОРМАЦІЇ НА УТВОРЕННЯ МАРТЕНСИТУ В
СТАЛІ ГАДФІЛЬДА»**

Виконав: студент 2 курсу, групи 8.1058
спеціальності 105 прикладна фізика та наноматеріали
освітньої програми прикладна фізика

Ю. А. Чудіна

(ініціали та прізвище)

Керівник доцент кафедри прикладної фізики і
наноматеріалів, доцент, к.ф.-м.н. Сніжний В. Л.
(посада, вчене звання, науковий ступінь, прізвище та ініціали)

Рецензент професор кафедри фізичного
матеріалознавства Національного
університету «Запорізька політехніка»,
професор, д.т.н. Ольшанецький В. Ю.
(посада, вчене звання, науковий ступінь, прізвище та ініціали)

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ
ЗАПОРІЗЬКИЙ НАЦІОНАЛЬНИЙ УНІВЕРСИТЕТ

Факультет математичний

Кафедра прикладної фізики і наноматеріалів

Рівень вищої освіти магістр

Спеціальність 105 прикладна фізика та наноматеріали

Освітня програма прикладна фізика

ЗАТВЕРДЖУЮ

Завідувач кафедри
прикладної фізики і
наноматеріалів,
д.т.н., професор

Міщенко В.Г.

(підпис)

« 30 » травня 2019 р.

З А В Д А Н Н Я
НА КВАЛІФІКАЦІЙНУ РОБОТУ СТУДЕНТЦІ

Чудіної Юлії Андріївни

(прізвище, ім'я та по батькові)

1. Тема роботи Вплив холодної пластичної деформації на утворення мартенситу в сталі
Гадфільда

керівник роботи Сніжний Валентин Лук'янович, к.ф.-м.н. доцент
(прізвище, ім'я та по батькові, науковий ступінь, вчене звання)

затверджені наказом ЗНУ від « 29 » травня 2019 року № 811 – С

2. Строк подання студентом роботи 02.12.2019

3. Вихідні дані до роботи 1. Постановка задачі.
2. Перелік літератури.

4. Зміст розрахунково-пояснювальної записки (перелік питань, які потрібно розробити)
1. Літературний аналіз
2. Суть магнітометричного методу
3. Визначення питомої магнітної сприйнятливості сталі та низької кількості
мартенситу 110Г13Л до і після пластичної деформації стисненням

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

6. Консультанти розділів роботи

Розділ	Прізвище, ініціали та посада консультанта	Підпис, дата	
		завдання видав	завдання прийняв

7. Дата видачі завдання 30.05.2019**КАЛЕНДАРНИЙ ПЛАН**

№	Назва етапів кваліфікаційної роботи	Строк виконання етапів роботи	Примітка
1.	Розробка загальної структури магістерської роботи.	23.09.2019	
2.	Обробка методичних та теоретичних джерел.	01.10.2019	
3.	Робота над розділом «Матеріал та методика досліджень».	02.11.2019	
4.	Робота над розділом «Вплив холодної деформації на утворення мартенситу в сталі Гадфільда».	24.11.2019	
5.	Оформлення та нормоконтроль кваліфікаційної роботи.	17.12.2019	
6.	Захист кваліфікаційної роботи.	14.01.2020	

Студент _____
(підпис)Ю. А. Чудіна
(ініціали та прізвище)Керівник роботи _____
(підпис)В.Л. Сніжний
(ініціали та прізвище)**Нормоконтроль пройдено**Нормоконтролер _____
(підпис)Н.І. Тихонська
(ініціали та прізвище)

РЕФЕРАТ

Кваліфікаційна робота магістра «Вплив холодної пластичної деформації на утворення мартенситу в сталі Гадфільда »: 50 с., 17 рис., 10 табл., 39 джерел.

ВИСОКОМАРГАНЦЕВА СТАЛЬ, ПЛАСТИЧНА ДЕФОРМАЦІЯ, МАРТЕНСИТ ДЕФОРМАЦІЇ, КАРБІДИ, МАГНІТНА СПРИЙНЯТЛИВІСТЬ.

Об'єкт дослідження – магнітометричні процеси, що відбуваються у високомарганцевій сталі Гадфільда при її холодній пластичній деформації.

Мета роботи – дослідження холодної пластичної деформації стиску на утворення мартенситу у сталі Гадфільда, яка в початковому стані містила цементит Fe_3C .

Методи дослідження – магнітометричний та аналітичний.

Актуальність теми, полягає у визначенні низького вмісту мартенситу деформації сталі 110Г13Л, яка в початковому стані містить феромагнітний цементит Fe_3C .

Експериментально визначено питому магнітну сприйнятливості сталі 110Г13Л до і після деформації стисненням, низьку кількість мартенситу деформації до і після пластичної деформації з урахуванням присутності карбідів заліза типу цементиту Fe_3C . Встановлена залежність між кількістю виникаючого мартенситу деформації і ступенем стиснення.

За результатами магнітометричних випробувань маємо, що збільшення деформації стиснення призводить до збільшення кількості виникаючого мартенситу деформації, що призводить до поліпшення механічних властивостей сталі Гадфільда.

SUMMARY

Master's qualification thesis "Influence of Cold Plastic Deformation on the Formation of Martensite in Gadfield Steel": 50 pages, 17 figures, 10 tables, 39 supplements.

HIGH MANGANESE STEEL, PLASTIC DEFORMATION, DEFORMATION MARTENSITE, CARBIDE, MAGNETIC ACCEPTANCE.

The object of study is the magnetometric processes occurring in high-manganese Hadfield steel during its compression deformation.

The purpose of the study was to investigate cold plastic deformation of compression for the formation of martensite in Hadfield steel, which initially contained cementite Fe_3C .

Research methods - magnetometric and analytical.

The urgency of the topic is to determine the low content of martensite deformation steel 110G13L, which in its initial state contains ferromagnetic cementite Fe_3C .

Specific magnetic susceptibility of 110G13L steel before and after compression deformation, low amount of deformation martensite before and after plastic deformation was determined experimentally, considering the presence of cementitious iron carbides. The dependence between the amount of deformation martensite arising on the degree of compression was established.

According to the results of magnetometric tests, we have that the increase in compression deformation leads to an increase in the amount of deformation arising martensite, which leads to an improvement in the mechanical properties of Hadfield steel.

ЗМІСТ

Завдання на кваліфікаційну роботу.....	2
Реферат.....	4
Summary.....	5
Вступ.....	7
1 Літературний огляд.....	9
1.1 Загальні характеристики і властивості сталі Гадфільда (110Г13Л).....	9
1.2 Структурно-фазовий склад високомарганцевих сталей.....	13
1.3 Діаграма стану сталі 110Г13Л.....	18
1.4 Вплив холодної пластичної деформації на фазовий склад сталі 110Г13Л.....	22
2 Матеріал та методика досліджень.....	28
2.1 Опис установки.....	28
2.2 Методика вимірювання питомої магнітної сприйнятливості.....	31
2.3 Методика вимірювання низького вмісту мартенситу деформації.....	33
3 Вплив холодної деформації на утворення мартенситу в сталі Гадфільда.....	35
3.1 Визначення питомої магнітної сприйнятливості сталі 110Г13Л до й після деформації стисненням.....	35
3.2 Визначення низької кількості мартенситу деформації до й після пластичної деформації стисненням.....	41
Висновки.....	45
Перелік посилань.....	46

ВСТУП

Відомо, що сталь Гадфільда має унікальні механічні властивості: високу швидкість деформаційного зміцнення, підвищену зносостійкість під час тертя та ударів, високу пластичність. На протязі багатьох десятиків років ця сталь є матеріалом наукових досліджень. Проте до цього часу причини таких високих механічних властивостей однозначно не встановлено.

Частина авторів вважає, що велику роль у зміцненні цієї сталі відіграє подрібнення блоків і мікронапруги. Інші дослідники вказують на те, що зміцнення відбувається за рахунок фазових перетворень. Тобто утворення мартенситу деформації поліпшує механічні властивості. Звідси виникає необхідність більш чітко вимірювати кількість мартенситу в об'ємних відсотках, що впливає на механічні властивості досліджуваної сталі. Особливо великі труднощі виникають коли утворюється низька кількість 0,005-0,5 % мартенситу.

Мета кваліфікаційної роботи полягає в дослідженні впливу холодної пластичної деформації на утворення мартенситу в сталі Гадфільда.

Об'єкт дослідження – магнітометричні процеси, що відбуваються у високомарганцевій сталі Гадфільда при її холодній пластичній деформації.

Предметом кваліфікаційної роботи є вивчення закономірностей утворення мартенситу у сталі 110Г13Л при холодній пластичній деформації.

Новизна даної теми полягає у визначенні низької кількості мартенситу із заданим хімічним складом сталі Гадфільда деформацією стисненням, яка в початковому стані містила цементит Fe_3C .

Матеріал кваліфікаційної роботи викладено у трьох частинах: літературний огляд, матеріал та методика дослідження, вплив холодної деформації на утворення мартенситу у сталі 110Г13Л.

Результатом проведеної роботи було визначено:

- вміст карбідів заліза у початковому стані сталі Гадфільда;

- експериментально визначено питома магнітна сприйнятливність сталі Гадфільда до і після деформації стисненням;
- кількість виникаючого мартенситу в залежності ступеня деформації;
- встановили кореляційну залежність виникаючого мартенситу від ступеня деформації стисненням.

Практична значущість – отримані результати можуть бути використані для контролю механічних властивостей у сталі Гадфільда в залежності від кількості утвореного мартенситу деформації.

ЛІТЕРАТУРНИЙ ОГЛЯД

1.1 Загальні характеристики і властивості сталі Гадфільда (110Г13Л)

Сталь Гадфільда винайдена у 1882 році та названа на честь свого розробника англійського металурга Роберта Гадфільда. Данна сталь відрізняється високим опором зношуванню при динамічних навантаженнях та самозміцненню при ударному напруженні. Позначення марок сталі, що відповідають за складом сталі Гадфільда згідно з ГОСТ 977-88 — 110Г13Л, 110Г13ФТЛ, 110Г13Х2Л [1]-[2].

Сталь 110Г13Л відіграє велику роль в машинобудуванні, як конструкційний матеріал. Вироби з такої сталі в умовах експлуатації набувають високу міцність, твердість і зносостійкість поверхневих шарів, що піддаються зовнішньому впливу. Із сталі Гадфільда виготовляють: хрестовини залізниць, віконні решітки в тюрмах, гусеничні траки, деталі дробарок [2].

Окрім властивості до самозміцнення сталь 110Г13Л має декілька унікальних особливостей, такі як низька теплопровідність (у 3,5 рази менше ніж у вуглецевих сталей) та є парамагнетиком. Відсутність феромагнітних властивостей, пояснюється присутністю марганцю. У марганцю, на відміну від більшості металів, проявляється міжатомний зв'язок не газом вільних електронів, а ковалентним зв'язком, причому він зберігаються і в змішаних залізо-марганцевих кристалах. Ковалентний зв'язок здійснюється парами еквівалентних електронів з антипаралельними спінами, що належить одночасно двом сусіднім атомам. Розвиток ковалентного зв'язку сприяє зменшенню компактності кристалічної решітки і впливає на механічні властивості кристалів [3].

Сприятливий вплив на механічні властивості високомарганцевої сталі (див.табл.1) має дрібне зерно, що досягається деформацією. Зі збільшенням часу холодної деформації сталь зміцнюється сильніше - відбувається наклеп і ущільнення кристалічної ґратки. Твердість досягає 500-600 НВ. При деформації, близької до точки руйнування металу, сталь може набути твердість, рівну 800-850 НВ [3].

Таблиця 1 – Механічні властивості литої сталі Гадфільда

Границя міцності σ_B , МПа	Границя плинності $\sigma_{0,2}$, МПа	Відносне звуження ψ , %	Відносне видовження (пластичність) δ , %	Твердість по Брінеллю НВ
800-900	310-350	30-50	15-20	200

Рідкоплинність сталі 110Г13Л поліпшується зі збільшенням вмісту вуглецю. Також рідкоплинність покращують марганець, кремній і фосфор. Усадка високомарганцевої сталі при литті набагато вищф, ніж у вуглецевих сталях. Велике значення лінійної усадки призводить до появи гарячих тріщин і усадкових раковин у виливках. Схильність сталі Гадфільда до утворення гарячих тріщин обумовлена не тільки великою лінійною усадкою, а й також зниженням теплопровідності, високим опором форми усадки, підвищеною чутливістю металу до перегріву при заливці і концентрацією напружень в частинах виливків, низькою пластичністю і міцністю сталі при високій температурі [4].

Ударна в'язкість – є однією з найважливіших характеристик надійності виливків з високомарганцевої сталі. Виливки зі сталі не часто піддаються додатковій обробці, так як вона погано обробляється різанням через наклеп поверхні. Ударна в'язкість чутлива як до зміни хімічного складу сталі, так і параметрів її плавки, розливання, кристалізації й термічної обробки.

На границю плинності найбільш ефективно впливають сильні карбідоутворювачі. Карбідоутворювачі – Cr, W, Mo, покращують характеристики сталі, знижують її пластичність [4]. Сталь з такими

включеннями має грубу дендритну будову з карбідною сіткою по границям зерен і вимагає досить складної термічної обробки з підвищеними температурами гарту (до 1100-1150 °С) [5].

В умовах тертя зі значними ударними або питомими статистичними навантаженнями, сталь Гадфільда має високу зносостійкість, однак ця сталь швидко виходить з ладу при інтенсивному абразивному зношуванні (коли ударне або питома статичне навантаження невелике та непостійне). У цих умовах зносостійкість високомарганцевої сталі низька. Це відбувається тому, що поверхня виливків із високомарганцевої сталі при експлуатації не встигає отримати достатнього зміцнення.

Термообробка сталі Гадфільда полягає лише у загартуванні. Температура гарту залежить від вмісту вуглецю в сталі. Чим вищий вміст вуглецю у сталі, тим вище температура гарту [5]. При вмісті вуглецю в сталі 1 % достатня температура для загартування дорівнює 900 °С; при вмісті 1,5 % вуглецю температура нагріву повинна бути понад 1000 °С. На практиці застосовують більш високі температури, наприклад при 1-1,4 % вуглецю, нагрівають до температури 1000-1050 °С і охолоджують у воді. Підвищення температури нагріву забезпечує повне розчинення карбідів, які погіршують якість виливки. Тривалість витримки при високій температурі залежить від товщини виливки. При середній товщині виливки 30 мм витримка протягом 4 годин, а при товщині 125 мм необхідно витримувати 24 години [6]. Лита сталь Гадфільда має в'язкість і зносостійкість майже таку ж, як і загартована. Але лита сталь в порівнянні з загартованою сталлю є дуже крихкою. Причиною цього – вплив карбідної сітки, що викликає сильну концентрацію внутрішніх напружень. Тому виливки з марганцевої сталі слід загартувати [6].

На мікроструктурі зразка сталі (рис. 1.1) структурними складовими є аустеніт й цементит Fe_3C . Зауважимо, що на рисунку 1.1 (а), виділення цементиту починається на границях зерен, а аустеніт із двійникуванням. Зі збільшенням тривалості охолодження (рис. 1.1 (б)) маємо аустеніт із

зернограничним цементитом, що має голчасту форму. Також різниця є у твердості зразків, вона зростає від 217 HV до 219 HV [7].

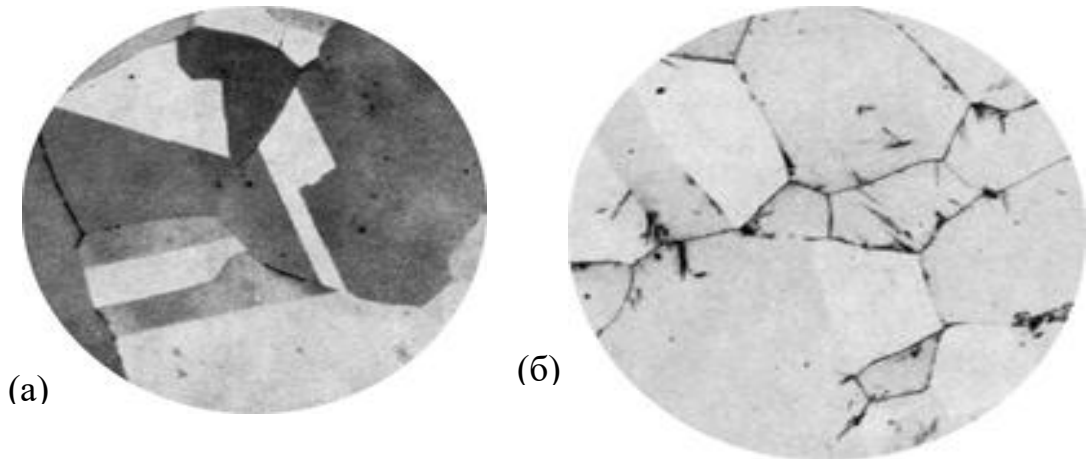


Рисунок 1.1 – Мікроструктура зразків сталі 110Г13Л ($\times 200$); термообробка: 1050 °C протягом 15 хв, (а): охолодження протягом 24 секунд до 500 °C; (б): охолодження протягом 180 секунд до 500 °C

На рисунку 1.2 зображено, аустенітна структура з переважно орієнтованим цементитом, а по грацях зерен - сітка цементиту [7].

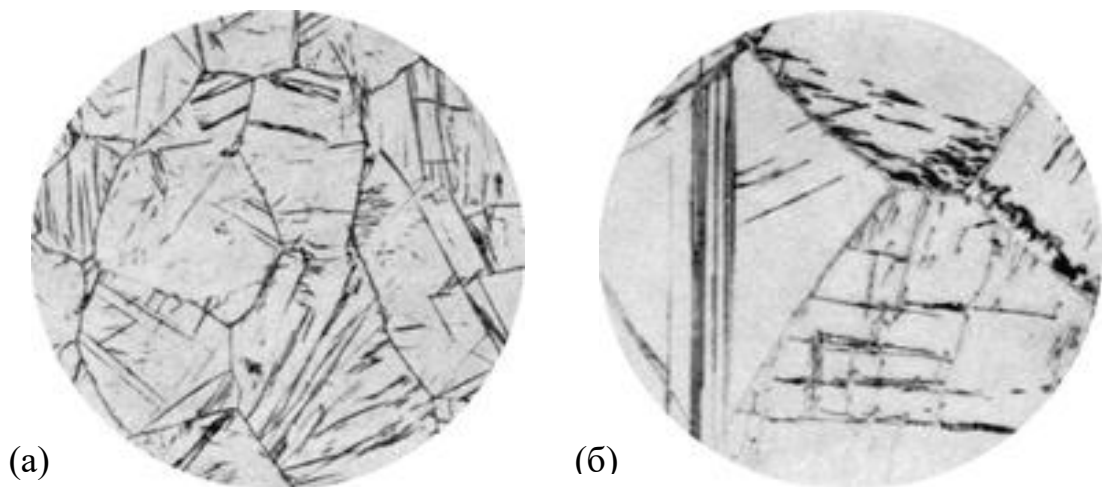


Рисунок 1.2 – Мікроструктура зразка сталі 110Г13Л (а): ($\times 200$), (б): ($\times 1000$); термообробка: 1050 °C протягом 15 хв, охолодження протягом 1000 секунд до 500 °C

У результаті повільного охолодження і більш тривалого перебування у аустенітній області відбувається збільшення аустенітного зерна (рис.1.3 (а)) про це можна судити за розмірами цементитної сітки. Цементитні включення мають іншу форму, ніж при швидкому охолодженні. На рисунку 1.3 (б) зображені великі цементитні голки. У лівій частині мікроструктури видно області, що складаються з пластинчастих виділень цементиту з пластинчастим перлітом на краях [7].

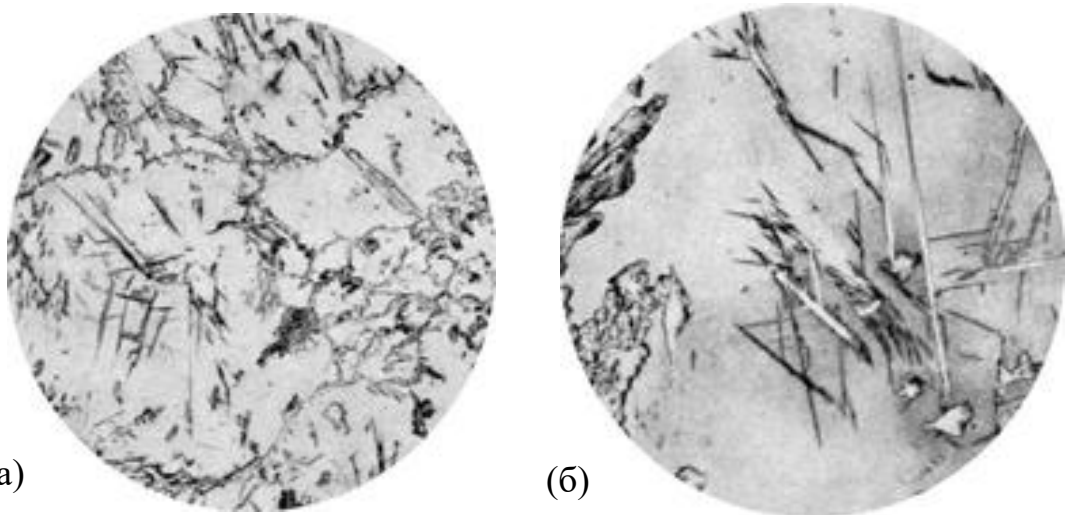


Рисунок 1.3 – Мікроструктура зразка сталі 110Г13Л (а): ($\times 50$), (б): ($\times 200$); термообробка: 1050 °С протягом 15 хв, охолодження протягом 51000 секунд до 500 °С

Збільшення швидкості охолодження в інтервалі від 1 °С/с до 25 °С/с призводить до зростання середнього номера зерна в два рази. Найбільш рівномірна структура формується при швидкості охолодження 4,5 °С/с [7]. Збільшення і зменшення швидкості охолодження щодо цього значення призводить до формування різнозернистості структури.

1.2 Структурно-фазовий склад високомарганцевих сталей

Леговані сталі застосовуються дуже широко. Їх використання обумовлено, як правило, тими властивостями, які їм надають спеціально додані легуючі

елементи. Леговані сталі, в залежності від домішок та їх кількості, мають різну структуру, що визначає не тільки їх властивості, але також й класифікацію легованої сталі на різні структурні класи.

У міру збільшення вмісту легуючих елементів стійкість аустеніту в перлітній області зростає, а температурна область мартенситного перетворення знижується. Леговані сталі аустенітного класу мають знижену температуру розпаду аустеніту – він зберігається навіть при кімнатній температурі. Для них збільшення вмісту вуглецю і легуючих елементів забезпечує зрушення вправо область перлітного розпаду, а також знижує мартенситну точку (рис.1. 4) [4].

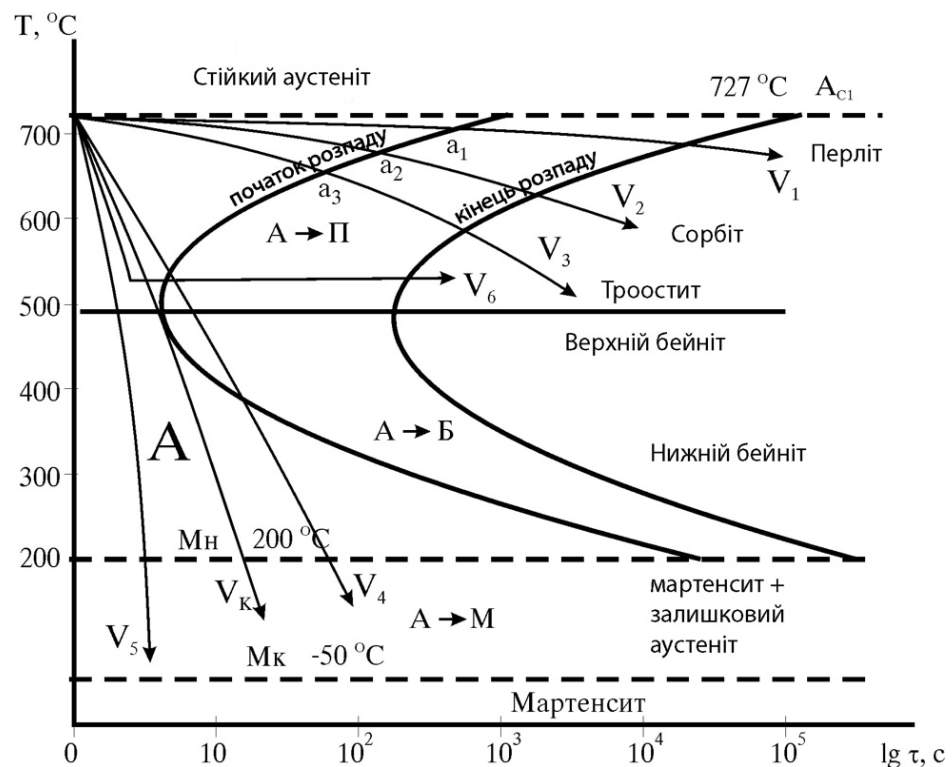


Рисунок 1.4 – Діаграма ізотермічного розпаду аустеніту

Марганець вважається технологічної домішкою, якщо його вміст, не перевищує 0,8 % і істотно не впливає на властивості сталі, але понад 1 % Mn розглядається як легуючий елемент [8].

Для сталі 110Г13Л легування Mn обумовлено тим, що збільшується ударна в'язкість, розширюється аустенітна область. Завдяки високому вмісту

вуглецю і марганцю сталь 110Г13Л має відносно стійку аустенітну структуру. Висока зносостійкість сталі Гадфільда пояснюється тим, що в процесі наклепу аустеніт у верхньому шарі перетворюється в мартенсит. З мірою зношування цього шару, мартенсит утворюється в наступному шарі [8].

При вмісті 1,0-1,3 % вуглецю і 11-14 % марганцю у високомарганцевій сталі, аустеніт стає стабільним, проте критична швидкість виділення карбідів настільки велика, що для отримання чисто аустенітної структури сталі потрібні високі швидкості її охолодження. Сталь, що має лиш аустенітну структуру без карбідів, важко деформується в холодному стані. Але присутність карбідів значно погіршує її механічні властивості.

Аустенітизації сталі 110Г13Л з домішками Мо проводиться при температурах не нижче 1150 °С, тому що карбіди молібдену розчиняються при більш високій температурі, ніж карбіди типу $(Fe, Mn)_3C$. При вмісті у сталі 110Г13Л молібдену вище оптимальної величини (0,3-0,5 %) в структурі з'являються нерозчинені карбіди, їх наявність погіршує пластичність і ударну в'язкість. Якщо взяти до уваги велику собівартість молібдену, він застосовується для легування сталі 110Г13Л виключно для виготовлення виливків, експлуатованих у важких умовах із впливом інтенсивних ударних навантажень при низьких температурах [9].

Метою легування сталі 110Г13Л ніобієм, як і конструкційних будівельних сталей, є отримання дрібного розміру зерна аустеніту і обумовленого цим високого значення границі плинності, здатності до деформаційного зміцнення і зносостійкості при абразивному зношуванні, надійності і довговічності виливків з цієї сталі. Однією з особливостей високомарганцевої сталі з Nb - висока чутливість її фізико-механічних властивостей до відхилення від оптимального хімічного складу. Оптимальним у високомарганцевій сталі вважається вміст 0,25-0,4 % ніобію, при цьому зменшується розмір зерен аустеніту, а у литому стані такий

відсоток домішки сприяє очищенню міжзернових границь від карбідної сітки [10].

Елемент, що утворює твердий розчин впровадження, азот є сильним аустенізатором у сталі і в останні двадцять років привертає велику увагу дослідників. Будучи аналогом вуглецю, азот у деяких ситуаціях його замінює. До позитивних властивостей азоту, як легуючого елемента, відноситься його здатність створювати значне деформаційне зміцнення і стабілізувати аустеніт при нагріванні. Зносостійкість сталі із хромисто-азотисто аустенітного 0X18A1,2 при абразивному зношуванні перевершує зносостійкість сталі 120Г18Л на 10-15% [9]. Часткова заміна вуглецю азотом у сталі 110Г13Л представляє тому не тільки науковий, але і практичний інтерес.

Залежно від складу і призначення металу вплив N на властивості сталі може бути або позитивним, або негативним. Азот робить позитивний вплив на первинну кристалізацію виливків. Розчинність азоту в Mn значно вище, ніж в Al. Тому з підвищенням марганцю в сталі, в ній буде зростати і розчинність азоту. Азот вводиться у сталь за допомогою азотованих феросплавів (ферохрому, феромарганцю), що містять 1,5-7,0 % N. Максимальна засвоєння азоту близько 0,3 %. Азот вводився у сталь 110Г13Л у вигляді азотистого марганцю в кількості від 0,34 до 0,435 %. Ударна в'язкість зразків, легованих азотом, при всіх температурах випробування нижче, ніж для зразків із нормальною кількістю азоту. Зносостійкість сталі збільшується при підвищеному вмісті азоту приблизно на 12 -15 % [10].

При введенні в сталь деяких елементів, наприклад ванадію і хрому, розчинність азоту в металі збільшується. Спільне легування азотом і хромом (близько 2 %) високомарганцевої сталі значно підвищує границю плинності і тимчасовий опір, не знижуючи при цьому пластичності. Ударна в'язкість при всіх температурах випробування така ж, як у зразків, легованих одним хромом або одним азотом.

Титан вводять у високомарганцеву сталь для підвищення її зносостійкості, подрібнення структури при первинній кристалізації, усунення зони стовпчастих зерен і поліпшення механічних характеристик виливків, хоча за впливом титану на процес кристалізації існують суперечливі думки.

Так, згідно з дослідженнями додавання титану в сталь 110Г13Л у кількості 0,03-0,10% сприяє суттєвому подрібненню зерна в результаті значного збільшення числа центрів кристалізації у вигляді дрібнодисперсних тугоплавких нітридів і карбонітридів титану. Це є причиною помітного підвищення тріщиностійкості сталі, поліпшенню її механічних властивостей і зносостійкості [9]. Особливо помітно поліпшується зносостійкість при одночасному введенні титану і алюмінію.

Алюміній – той з елементів, дія якого на високомарганцеву сталь оцінюється різними дослідниками з протилежних позицій. Більшість дослідників вважають, введення алюмінію у високомарганцеву сталь більше кількості, необхідної для остаточного розкислення, є шкідливим, тому що погіршуються механічні властивості, а також зменшується зносостійкість сталі.

Про позитивний вплив алюмінію на механічні й експлуатаційні властивості високомарганцевої сталі, особливо з підвищеним вмістом у ній фосфору, свідчить інша група досліджень. Особливо істотно поліпшуються пластичні властивості. Так, при введенні у сталь до 1,1 % Al відносні видовження і звуження збільшуються у 4 рази [10].

При аналізі впливу алюмінію на властивості сталі, слід взяти до уваги його поведінку у твердому розчині, як не карбідоутворюючий елемент, і ролі як розкислювача і модифікатора [11]. Завдяки позитивному впливу алюмінію на рідкоплинність сталі 110Г13Л для отримання тонкостінних виливків, можливий вміст у сталі 0,08-0,15 % залишкового алюмінію. Тож, кількість алюмінію, що вводиться у сталь має регламентуватися його потребою для остаточного розкислення металу і вмістом у цьому металі фосфору.

Фосфор і сірка є шкідливими компонентами у складі сталі, що зумовлюють холодноломкість. Але існує твердження, що для підвищення якості виливків із сталі Гадфільда необхідно у всіх випадках знижувати вміст фосфору до рівня, який характерний для електросталі (0,03-0,01 %). При цьому не враховується, що з усіх доступних і дешевих елементів фосфор є найбільш сильним зміцнювачем високомарганцевого вуглецевого аустеніту [9].

При легуванні α -Fe фосфором надлишковими фосфідними фазами є TiP , V_3P , CrP , Mo_2P , WP , NbP . У разі безперервного розливання сталі з 24 % Mn в області 900- 1100 °C спостерігали охрупчування, що пов'язано з виділенням на границях зерен нітриду і фосфідів $(Fe, Mn)_3P$. Термічну обробку проводили при 700-800 °C й знижували вміст фосфору.

З утворенням фосфідів, фосфор так само з вуглецем утворює тверді розчини у високомарганцевому аустеніті. Зазначимо, що розчинність фосфору в аустеніті збільшується зі зростанням температури і зменшенням вмісту вуглецю. Властивості фосфору, як легуючого елемента, використовуються в зарубіжних розробках, наприклад, для підвищення міцності гарячекатаного сталевих листа з низькою межею плинності. Легування сталі фосфором, вуглецем і марганцем підвищує властивості металу за умови оптимізації як хімічного складу, так і режимів прокатки й термічної обробки листа. Рекомендується оптимальний вміст фосфору 0,025-0,045 % [8].

1.3 Діаграма стану сталі 110Г13Л

Мікроструктура сталі Гадфільда – аустеніт з карбідної фазою змінного складу, яка зосереджена на границях зерен. Сталь Гадфільда здатна до надзвичайно інтенсивного зміцнення при наклепі. Її можна кувати і прокатувати при високій температурі, а також піддавати загартуванню для фіксації аустенітної структури [12].

Аустенітна структура відрізняється поліедричною формою зерен, всередині яких часто спостерігаються характерні двійники, показані на рисунку 1.5 (1). При окислювальному травленні шліфа на ньому виникає найтонша окисна плівка, яка має різну товщину на поверхні кожного зерна, що залежить від кристалографічної орієнтації зерна. Таким чином, замість гладкої поверхні шліфа на ньому утворюється характерний рельєф у вигляді западин і виступів [2]. На рисунку 1.5 (2, 3, 4, 5) схематично показані зерна аустеніту.

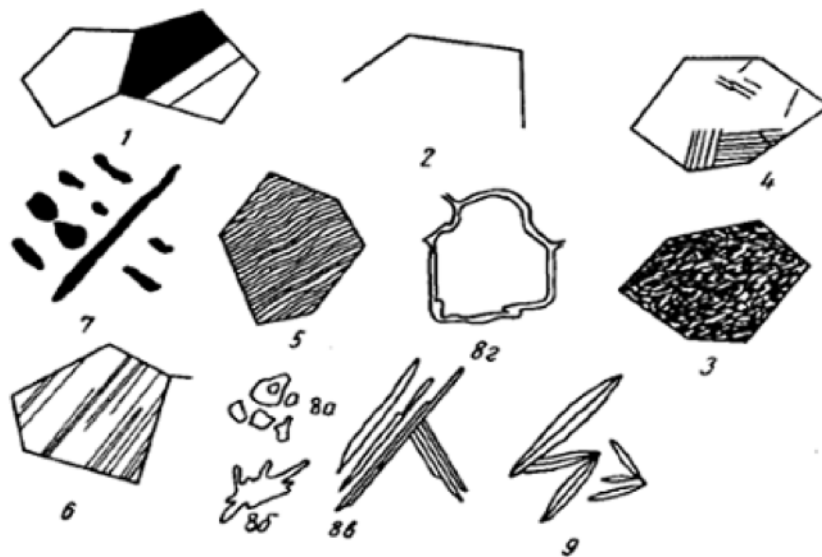


Рисунок 1.5 – Схема основних структур високомарганцевих сталей

Дуже часто в структурі марганцевих аустенітних сталей з'являються тонкі лінії, що покривають аустенітні зерна. Ці лінії з'являються внаслідок виникнення внутрішніх напружень при холодній деформації, а також при затвердінні металу, а в деяких випадках і при загартуванні. Ці тонкі лінії дуже часто не зникають і після наступних термічних обробок [4]. Структура такої аустенітної сталі схематично показана на рисунку 1.5 (6). У структурі металу виливків дуже часто можна спостерігати типову дендридну будову (див. рис. 1.5 (7)).

Марганець утворює з вуглецем не феромагнітний карбід Mn_3C , який дає безперервний ряд твердих розчинів з феромагнітним цементитом Fe_3C . При збільшенні вмісту вуглецю в сталі збільшується виділення карбідів. Форма

карбідів може бути дуже різноманітна. На рисунку 1.5 (8а, 8б, 8в, 8г) показано чотири характерні види карбідів. Ці карбіди можуть випадати на границях аустенітних зерен і утворювати безперервну сітку (див. рис. 1.5 (8г)) або виділятися у вигляді карбідних голок, як показано на рисунку 1.5 (8в). Карбіди також можуть виділятися у вигляді масивних сфероїдальних (див. рис. 1.5 (8а)) або несфероїдальних частинок (див. рис. 1.5 (8б)).

Висока зносостійкість сталі 110Г13Л в умовах одночасного впливу стирання і динамічних або високих питомих статичних навантажень пояснюється інтенсивним зміцненням сталі при зовнішньому навантаженні [13]. В області концентрацій вуглецю, що відповідає складу сталі Гадфільда, при рівноважному охолодженні спостерігаються такі фазові перетворення: $\text{Ж} \rightarrow \gamma\text{-Fe} \rightarrow \gamma\text{-Fe} + (\text{Fe, Mn})_3\text{C} \rightarrow \alpha\text{-Fe} + (\text{Fe, Mn})_3\text{C}$. При концентрації марганцю в 13% в сплавi Fe – Mn – C спостерігаються карбіди тільки цементитного типу $(\text{Fe, Mn})_3\text{C}$ [5].

На рисунку 6 показано перетин потрійної діаграми залізо - марганець - вуглець при вмісті вуглецю до 1,2 %.

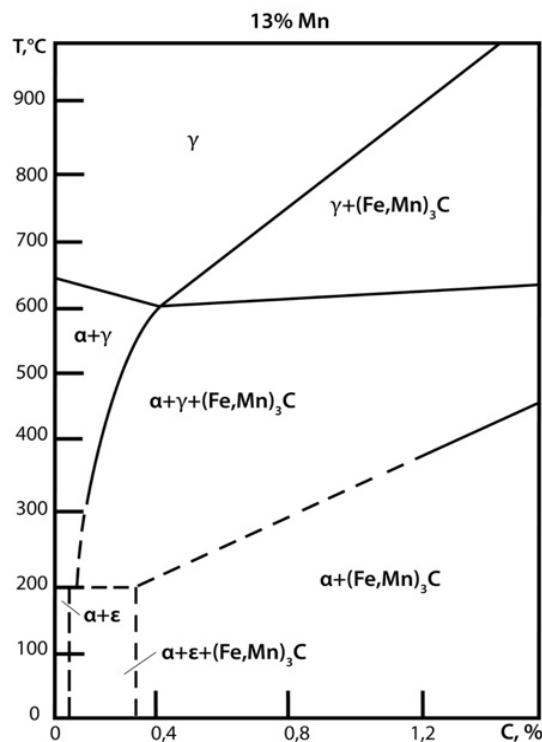


Рисунок 6 – Діаграма стану Fe-Mn-C

Спостерігається стабілізація аустеніту при низьких температурах в широкій області концентрацій і виникнення трифазної області ($\gamma\text{-Fe} + \alpha\text{-Fe} + (\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{C}$). При високих змістах марганцю на діаграмі не повинно бути області γ -марганцю і, ймовірно, помилково вказана суміш фаз ($\gamma\text{-Fe} + \gamma\text{-Mn}$), оскільки відома, що в бінарних сплавах марганець-залізо має місце повна розчинність між $\gamma\text{-Fe}$ і $\gamma\text{-Mn}$. Розглянемо можливі фазові перетворення в сталі 110Г13Л при нерівних умовах охолодження.

Перетворення аустеніту в перліт і проміжні інтервали відрізняється великою тривалістю, так як марганець підвищує стійкість переохолодженого аустеніту, в результаті чого аустенізація сталі спрощується. Крім того, марганець сприяє зсуву $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворення в області більш низьких температур, при яких зменшується дифузійні процеси. Тому в реальних умовах охолодження з великою часткою ймовірності буде перлітне перетворення і збережеться аустенітна структура [5].

Зі збільшенням вмісту марганцю з сплавів на основі заліза до 15 %, енергія дефекту упаковки в аустеніті стає меншою. Це призводить до значного зниження стійкості кристалічної ґратки аустеніту. Тому у марганцевих сталях існує кілька типів мартенситу. В результаті гарту Fe-Mn і Fe-Mn-C сплавів, що містять від 10 до 14,5 % марганцю, в них можуть існувати три фази. Вихідний γ -аустеніт (з кубічною гранецентричною ґраткою), α -мартенсит (з об'ємцентрованою кубічною або тетрагональною ґраткою) і ϵ -фаза. Більшість дослідників приписують ϵ -мартенситу гексагональну кристалічну ґратку [5].

Відомо, що пластична деформація є одним з ефективних прийомів впливу на структуру сплавів. Вона формує субструктуру твердого розчину, змінює кінетику і повноту здійснення фазових перетворень [3]. Зародження нових фаз при пластичній деформації відбувається легше, тому що збільшується ефективна рушійна сила, а енергія активації перетворення знижується в пластично деформованих кристалах. Залежно від режиму деформування сплавів Fe-Mn-C провідну роль мають механізми пластичної деформації.

Основною особливістю механізму пластичної деформації сталі 110Г13Л є можливість формування мартенситу деформації в її процесі [4]. Зсувне поліморфне перетворення (мартенситне) – самостійний механізм пластичної деформації на ряду з ковзанням і двійникуванням.

Роль пластичної деформації у перетворенні зсуву різноманітне: вона збільшує рівень напружень в кристалі вихідної фази, спрощуючи появу мартенситу деформації, створює дефекти кристалічної ґратки вихідної фази як місця ймовірного зародження мартенситу; змінює вихідну фазу, морфологію і кінетику утворення мартенситу. Поліморфне перетворення зсуву, що викликане пластичною деформацією, призводить до утворення мартенситу деформації [14].

Добре відомо, що на характер і кінетику мартенситного перетворення впливає велика кількість факторів, таких як кількість дефектів кристалічної будови, пов'язане з енергією дефектів упаковки, кількість і характер двійникування, розміри кристалітів, величина внутрішніх напружень, існуюча об'ємна частка мартенситу, температура початку мартенситного перетворення.

На мартенситні перетворення великий вплив має енергія дефекту упаковки. Легування марганцем призводить до зменшення дефекту упаковки. Енергія дефекту упаковки марганцевих сплавів є важливим параметром, що визначає тип механізму деформації. У сплаві можуть реалізуватися такі механізми деформації: ковзання приватних або повних дислокацій, механізм ковзання і деформаційного двійникування у зв'язку зі збільшенням рівня деформації та збільшення зміцнення, механізм ковзання і формування індукованого деформацією ϵ -мартенситу.

Тобто енергія дефекту упаковки залежить від температури і хімічного складу, вони мають великий вплив на механічні властивості сплаву [14].

1.4 Вплив холодної пластичної деформації на фазовий склад сталі 110Г13Л

Деформацією називається зміна форми і розмірів тіла під дією зовнішнього впливу. Деформації підрозділяються на пружні і пластичні. Пружні деформації зникають, а пластичні деформації залишаються після закінчення дії зовнішніх сил. В основі пластичних деформацій лежать незворотні переміщення атомів на значні відстані від вихідних положень рівноваги. При такій деформації обов'язково змінюється структура металу і його властивості. Пластична деформація здійснюється ковзанням і двійникуванням [4].

При холодній пластичній деформації зміни структури призводять до підвищення твердості і межі міцності матеріалу, а також зниження його пластичних (відносне подовження) і в'язких (ударна в'язкість) властивостей [11]. Зміна властивостей і структури металу або сплаву у результаті пластичної деформації в холодному стані називається наклепом або зміцненням. Інтенсивність зросту наклепу із збільшенням ступеня деформації в початковий момент - різко збільшується, а потім сповільнюється (рис 1.7).

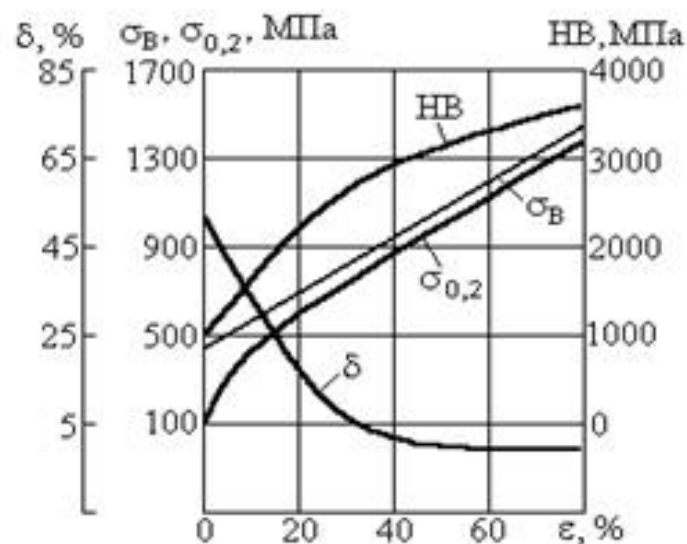


Рисунок 1.7– Вплив ступеня деформації на механічні властивості металу або сплаву

Наклеп не завжди є негативним фактором, що ускладнює процес отримання заготовки пластичним деформуванням, іноді його використовують для отримання виробів з необхідними корисними властивостями. Так, холодною пластичною деформацією можна у 2-3 рази підвищити границю міцності. Зниження пластичних властивостей наклепаного металу або сталі може бути дуже значним [9]. Наприклад, у низьковуглецевої сталі відносне подовження зменшується майже у 6 разів.

Найбільш інтенсивне зміцнення збігається не з утворенням мартенситу деформації, а із зміною в тонкій кристалічній структурі. Мартенсит утворюється, але в малій кількості і його вплив на зміцнення мінімальний. У процесі холодної пластичної деформації зерна аустенітної марганцевої сталі поділяються на пачки площинами ковзання. Сліди деформації є канавками трикутного перетину, складеними з двох площин, перетин яких утворює різку лінію, що обмежує довжину канавок.

Пластична деформація супроводжується тепловими ефектами локально зосередженими в мікро- і субмікрооб'ємах. Інтенсивність теплових ефектів і ступінь розсіювання тепла залежить від способу і швидкості деформації. Карбіди, що утворюються дифузійним шляхом як і карбіди при низькотемпературному відпуску, повинні істотно відрізнятися від карбідів, що утворилися при розпаді γ -твердого розчину в умовах високих температур, як за хімічним складом, так і за ступенем дисперсності.

Деякі автори припускають, що дифузія за короткий період тепловиділення при деформації не може привести до утворення карбідів, їх поява має бути результатом відпустки мартенситу. Тоді вплив карбідів на зміцнення має бути тісно пов'язане з процесами появи мартенситу [3].

На думку ряду авторів велику роль відіграє у зміцненні аустенітної марганцевої сталі зміна тонкої кристалічної структури аустеніту в процесі деформації. Відомо, що подрібнення блоків є необхідною умовою зміцнення при наклепі та найбільш інтенсивне зміцнення, що спостерігається на ранній стадії деформації. Перші 5 % деформації характеризуються швидким

подрібненням блоків, після цього процес дроблення сповільнюється і при деформації 30 % стає ледь помітним (рис. 1.8). Швидкість досягнення критичного розміру блоків, а також мінімальна величина блоків залежить від температури і способу деформації. Мінімальна величина блоків дорівнює $2 \cdot 10^{-6}$ см, відповідає деформації статичним стисненням [2].

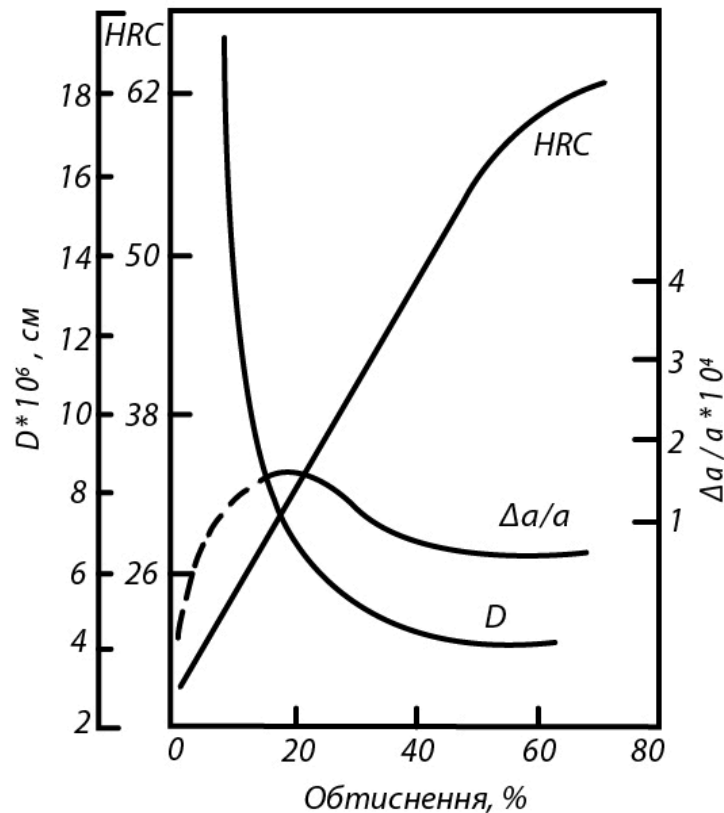


Рисунок 1.8 – Зміна розмірів блоків D , мікронапруження $\Delta a/a$ й твердості HRC при прокатуванні сталі 110Г13Л

Сильне дроблення блоків викликано виділенням надзвичайно дисперсних карбідів, які концентруються по границях зерен і блоків. Це підтверджено зменшенням параметрів ґратки аустеніту зі збільшенням ступеня деформації [4].

Головна особливість сталі Гадфільда це надзвичайно виражена її здатність до зміцнення (наклепу) при холодній деформації в місцях, що контактують із зовнішніми додатковими навантаженнями. Схильність сталі до наклепу характеризується підвищенням твердості від 180-200 НВ до 550-800 НВ.

Зміцнення цієї сталі в процесі її холодної пластичної деформації пояснюється двома основними факторами:

- виникнення високої загальної щільності дислокацій, великого числа дефектів упаковки і механічних двійників, що призводить до зміни тонкої кристалічної структури. Виникаючі на початковій стадії пластичної деформації дефекти упаковки зі збільшенням ступеня деформації можуть переходити в двійники. Розташування дефектів упаковки може бути хаотичним і впорядкованим. Двійники є одним з основних структурних елементів деформованої сталі. З підвищенням температури - кількість двійників зменшується. У деформованій сталі двійники зустрічаються в незначних кількостях або відсутні;
- виникнення в площинах зсуву вторинних фаз (мартенситу деформацій і карбідів), які є ефективними бар'єрами, що затруднюють пластичну течію металу.

Сталь Гадфільда з відсотковим вмістом вуглецю 1-1,4 % й 10-14 % марганцю має стабільну аустенітну мікроструктуру з гранецентрованою кубічною ґраткою (ГЦК), представляючи собою гарне поєднання високої міцності і значної пластичності на додаток до високого ступеня зносу і опору тертю [4].

Одним з важливих факторів є те, що мала енергія дефектів упаковки сприяє утворенню двійників деформації. Вони забезпечують ефективні бар'єри для ковзання дислокацій, що сприяє значному деформаційному зміцненню. З іншого боку, енергія дефектів упаковки збільшується за рахунок легування сталі, такими елементами, як алюміній (Al) та кремній (Si). Це сприяє пластичній деформації при зменшенні внеску двійників і дефектів упаковки в загальне зміцнення. Проте, навіть у разі високої енергії дефектів пакування, взаємодія між дислокаціями з різними особливостями мікроструктури такими, як дислокаційні стінки, сприяє швидкій деформації і зміцнення в цьому класі сталей [5].

На додаток до енергії дефектів пакування, температура деформації і динамічне деформаційне старіння також істотно впливають на режим загартування високомарганцевих сталей. По-перше, зі збільшенням температури переважаючим механізмом деформації стає ковзання і, таким чином, через утрудненої взаємодії з двійниками і двійниковими межами, здатність матеріалу піддаватися загартуванню знижується. Крім того, взаємодія між атомами вуглецю в кластерах C - Mn і дислокацій, а також переорієнтація атомів вуглецю в ядрах дислокацій призводить до динамічного деформаційного старіння і покрощує здатність зміцнення сталі Гадфільда, перешкоджаючи руху дислокацій.

2 МАТЕРІАЛ ТА МЕТОДИКА ДОСЛІДЖЕННЯ

Досліджували вплив холодної пластичної деформації на утворення мартенситу у високомарганцевої сталі 110Г13Л. Хімічний склад досліджуваної сталі вказано у таблиці 2.1. Для магнітометричних досліджень із середини злитка ($100 \times 100 \times 200 \text{ мм}^3$) вирізали зразки у вигляді прямокутних паралелепіпедів розміром $\approx 3 \times 3 \times 3 \text{ мм}^3$ з подальшою механічною обробкою і електрополіровкою.

Таблиця 2.1 – Хімічний склад сталі 110Г13Л

Хімічний елемент	C	Mn	Si	S	P	Cr	Al
мас.,%	1,06	13,2	0,53	0,011	0,09	0,16	0,016

Пластичну холодну деформацію на стиснення проводили на спеціальній лабораторній установці. Ступінь деформації ε вимірювали при кімнатній температурі та розраховували за формулою [16]:

$$\varepsilon = \frac{D_0 - D}{D_0} \cdot 100\% \quad (2.1)$$

де D_0 – товщина зразка до деформації, м

D – товщина зразка після деформації, м

1.5 Опис установки

Вимірювання магнітної сприйнятливості, що має високу інформативність при проведенні досліджень структурного стану матеріалів, проводили методом Фарадея.

Терези Фарадея, індукційний магнетометр призначені для вимірювання магнітних властивостей матеріалів. Основною характеристикою магнітних матеріалів є магнітна сприйнятливість, яку можна розглядати як кількісну міру відгуку матеріалу на прикладене зовнішнє магнітне поле. Виділяють шість

видів поведінки речовини в магнітному полі (табл.2.2). Для кожного з них характерна своя величина магнітної сприйнятливості, а так само її залежність від величини магнітного поля і температури [17].

Таблиця 2.2 – Види магнітних речовин

№	Властивості	Знак χ	Порядок величини χ	$\chi = f(H)$	$\chi = f(T)$
1	Діамагнетизм	-	$10^{-6} - 10^{-4}$	Не залежить	Не залежить
2	Парамагнетизм	+	$10^{-6} - 10^{-2}$	Не залежить	Залежить
3	Феромагнетизм	+	$10^{-2} - 10^6$	Залежить	Залежить
4	Антиферомагнетизм	+	$10^{-6} - 10^{-2}$	Залежить	Залежить
5	Феримагнетизм	+	$10^{-2} - 10^4$	Залежить	Залежить
6	Ідеальний діамагнетизм	-	1	Не залежить	Не залежить

Таким чином, основною магнітною характеристикою будь-якого матеріалу є його магнітна сприйнятливість. За залежністю її від температури, магнітного поля та інших впливів можна вивчати не тільки магнітні властивості матеріалу, а і його склад та структуру [17].

Основні експериментальні методи визначення магнітних сприйнятливості можна розділити на чотири групи.

До першої відносяться методи, засновані на вимірі сили, з якою поміщений в магнітне поле, зразок взаємодіє. Так, при внесенні речовини в однорідне магнітне поле його сприйнятливості може бути знайдена за допомогою терезів Гюї і споріднених з ними методів. На дослідженні в неоднорідному магнітному полі засновані різні модифікації методу Фарадея.

До другої групи належать індукційні методи, засновані переважно на взаємодії нерухомого зразка зі змінним магнітним полем або вібруючого зразка з постійним магнітним полем.

До третьої групи можна віднести СКВІД-магнітометр. Незважаючи на певну спорідненість цих методів з методами з другої групи, їх все ж слід

розглянути окремо у зв'язку з принципово іншими способами реєстрації сигналу.

У четверту групу входять методи визначення магнітних сприйнятливості, засновані на аналізі хімічних зрушень спектрів ядерного магнітного резонансу або інших даних, які були отримані при безпосередньому вимірі магнітних характеристик [17].

Для нашого дослідження використовувались магнітометричні терези з уніполярно-астатичною системою й механіко-магнітним зачепленням призми.

При введенні магнітного зразка в поле на нього діє відштовхуюча (або притягуюча) сила. Ця сила пов'язана з питомою магнітною сприйнятливістю χ , масою m зразка, поміщеного в неоднорідне магнітне поле з напруженістю H і градієнтом напруженості:

$$\frac{\partial H}{\partial x} : F_x = \chi m g H \frac{\partial H}{\partial x}, \quad (2.2)$$

де $\frac{\partial H}{\partial x}$ – градієнт напруженості магнітного поля, A/m^3 ;

χ – питома магнітна сприйнятливість, m^3/kg ;

H – напруженість магнітного поля, A/m ;

m – маса зразка, kg ;

g – прискорення вільного падіння, m/s^2 .

Якщо зразок має досить малий лінійний розмір, що виконується умова $\frac{\partial H}{\partial x} = \text{const}$, то можна за допомогою чутливих терезів виміряти силу F в напрямку осі X і розрахувати магнітну сприйнятливість, це і є метод Фарадея. Обов'язковою умовою проведення вимірів є отримання неоднорідного поля з постійним градієнтом протягом всієї довжини ампули із зразком. Тому досліджуваний зразок повинен мати малі розміри.

Принциповою характеристикою магнітометричних терезів у порівнянні з існуючими подібного типу є те, що вони оснащені уніполярно - астатичною системою, яка підвішена на бронзовій нитці й оснащена дзеркалом (рис.2.1). На кінець одного з полюсів полярного магніту наноситься риска, в яку вставляється вістря феромагнітної призми. Астатичність уніполярної системи

усуває вплив зовнішніх магнітних полів, забезпечуючи високу чутливість установки. Полюс уніполярного магніту взаємодіє з феромагнітною призмою, притягує до себе забезпечуючи механіко-магнітне зчеплення [16].

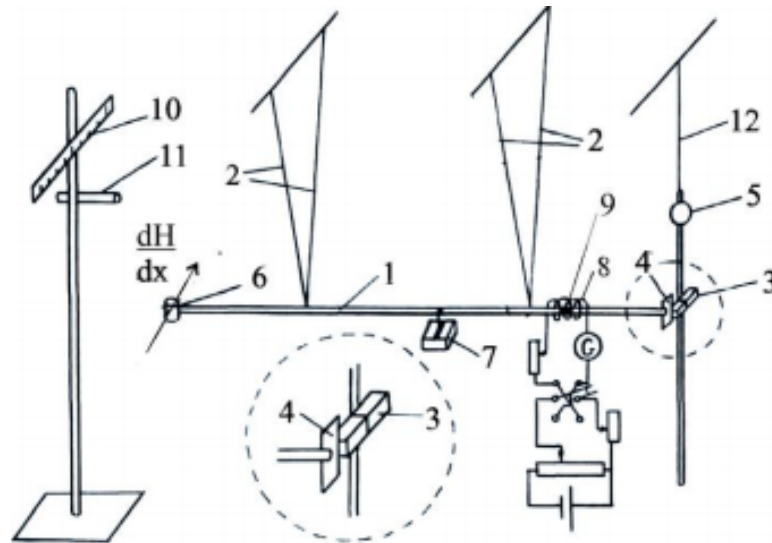


Рисунок 2.1– Схема магнітометричної установки для визначення парамагнітної питомої магнітної сприйнятливості: 1-стрижень; 2-біфілярний підвіс стержня; 3-уніполярно-астатична система ;4-феромагнітна призма; 5-дзеркало; 6-державка для ампул;7-демпфер; 8-компенсаційна котушка; 9-магніт;10-шкала;11-освітлювач; 12-підвіс

Таке зчеплення є свого роду магнітним шарніром і має мале тертя. Тертя сприяє урівноваженню установки, що забезпечує високий рівень вимірювання, хоча й не знижує чутливості методу [16].

1.6 Методика вимірювання питомої магнітної сприйнятливості

Спосіб дії магнітометричних терезів полягає у розміщенні в градієнтному полі державки для ампул із зразком. Взаємодія зразка з магнітним полем викликає зміщення стержня, залежно від природи досліджуваного зразка в той чи інший бік. Зміщення стержня передається через механіко-магнітне зачеплення астатичної системи, що оснащена дзеркалом (див. рис. 2.1). Воно повертається та відбитий від нього промінь освітлювача фіксується на шкалі зміщення у магнітному полі. За допомогою компенсаційного пристрою,

відбитий промінь по шкалі приводиться у нульове положення й вимірювання проводяться нульовим методом. Державка із зразком може поміщатися в різні температури, а фазові та інші перетворення, що відбуваються у досліджуваному матеріалі фіксуються по шкалі у вигляді стрибків [16].

Енергію взаємодії магнітного моменту зразка із зовнішнім магнітним полем можна задати виразом:

$$E = -(\vec{M} \cdot \vec{H}), \quad (2.3)$$

де E – енергія взаємодії, Дж;

\vec{M} – магнітний момент зразка, $A \cdot m^2$;

\vec{H} – напруженість зовнішнього магнітного поля, A/m .

Тоді сила, яка діє на зразок з боку поля в напрямі його градієнту $\frac{\partial \vec{H}}{\partial x}$ буде :

$$f_x = -\frac{\partial E}{\partial x} = \vec{M} \cdot \frac{\partial \vec{H}}{\partial x}, \quad (2.4)$$

де f_x – сила, що діє на зразок, Н;

$\frac{\partial E}{\partial x}$ – градієнт напруженості електричного поля, V/m ;

\vec{M} – магнітний момент зразка, $A \cdot m^2$;

$\frac{\partial \vec{H}}{\partial x}$ – градієнт напруженості магнітного поля, A/m^3 .

Магнітний момент зразка можна виразити через його масу m і магнітну сприйнятливість χ , тоді формула (2.4) для вимірюваних зразків набуде вигляду:

$$f_x = m\chi H \frac{\partial H}{\partial x}, \quad (2.5)$$

де f_x – сила, що діє на зразок, Н;

$\frac{\partial H}{\partial x}$ – градієнт напруженості магнітного поля, A/m^3 ;

χ – питома магнітна сприйнятливість, m^3/kg ;

H – напруженість магнітного поля, A/m ;

m – маса зразка, кг.

Для еталону формула:

$$f_e = m_e \chi_e H \frac{\partial H}{\partial x} \quad (2.6)$$

У нашому випадку сили f_x та f_e пропорційні відповідним струмам у компенсаційному колі, що вимірюються за спадом напруги на еталонному опорі: $f_x = kU$ і $f_e = kU_e$, де k – коефіцієнт пропорційності. Із системи рівнянь (2.4) і (2.5), одержуємо робочу формулу для магнітної сприйнятливості досліджуваних зразків:

$$\chi = \chi_e \frac{m_e}{m} \cdot \frac{U}{U_e} \quad (2.7)$$

1.7 Методика вимірювання низького вмісту мартенситу деформації

Градування магнітометричних терезів проводиться за допомогою стандартних речовин, таких, як $MnCl_2$, $Mn_2P_2O_7$ й $Fe_2SO_4(NH_4)_2SO_2 \cdot 6H_2O$, для яких відома магнітна сприйнятливість.

Еталонні речовини повинні задовольняти дуже високим вимогам. Вони повинні бути стійкі по відношенню до навколишнього середовища, бути синтетично доступні, легко піддається чищенню. Парамагнітні еталони не повинні містити навіть слідів феромагнітних домішок, а діамагнітні, крім того, і парамагнітних домішок.

Еталони, що застосовуються для калібрування установки в інтервалі температур, повинні бути стабільними в цьому інтервалі, а температурна залежність їх сприйнятливості повинна описуватися досить простим рівнянням і добре відтворюватися [17]. У нашому досліді еталоном слугує солі Мора, з відомим табличним значенням $\chi_{\text{Мора}} = 3,2 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$ та $m=65 \text{ мг}$.

Для визначення низької кількості феромагнітної α' -фази використовуємо вираз [18]:

$$P_{\alpha'} = \frac{\sigma_m}{\sigma_{\alpha'}} \cdot 100\% = \frac{\chi - (\chi_0 + \chi_p)}{\sigma_{\alpha'}} \cdot H \cdot 100\% = \frac{\chi - \chi_{\infty}}{\sigma_{\alpha'}} \cdot H \cdot 100\%, \quad (2.8)$$

де σ_m – феромагнітна складова питомої намагніченості насичення α' -фази зразка, $\frac{A \cdot m^2}{\text{кг}}$;

$\sigma_{\alpha'}$ – питома намагніченість насичення феромагнітної α' -фази зразка, $\frac{A \cdot m^2}{\text{кг}}$;

χ – загальна питома сприйнятливості зразка, $\text{м}^3/\text{кг}$;

χ_0 – питома магнітна сприйнятливість парамагнітної матриці зразка, м³/кг;

χ_p – парапроцесна складова питомої сприйнятливості α' -фази, м³/кг;

χ_∞ – результуюча питома магнітна сприйнятливість, $\chi_\infty = \chi_0 + \chi_p$;

H – напруженість магнітного поля, А/м.

Для знаходження питомої намагніченості насичення феромагнітної α' -фази зразка використовуємо емпірично-експериментальне співвідношення Ентіна [28]:

$$\sigma_{\alpha'} = \frac{219}{\pi} (1 - 0,148 \cdot C\% + 0,0356 \cdot Si\% - 0,00913 \cdot Mn\% - 0,0185 \cdot Cr\% - 0,00157 \cdot Ni\% + 0,077 \cdot Ti\%) \quad (2.9)$$

Підставляючи дані хімічного складу нашої сталі 110Г13Л отримуємо $\sigma_{\alpha'} = 12,892 \frac{A \cdot m^2}{кг}$.

3 ВПЛИВ ХОЛОДНОЇ ДЕФОРМАЦІЇ НА УТВОРЕННЯ МАРТЕНСИТУ В СТАЛІ ГАДФІЛЬДА

3.1 Визначення питомої магнітної сприйнятливості сталі 110Г13Л до ї після деформації стисненням

При кімнатній температурі здійснюється пластична деформація зразка розміром $\approx 3 \times 3 \times 3 \text{ мм}^3$ вздовж однієї осі, ступінь деформації розраховується за співвідношенням товщин до і після деформації ($\varepsilon = (D_0 - D)/D_0$). Під час експерименту були задані шість ступенів деформації стиску: 0; 8,3; 15; 18,5; 25; 29,6 % [19]. З метою визначення питомої магнітної сприйнятливості χ . При різних ступенях деформації на магнітометричній установці вимірювали компенсаційний струм для кожного ступеня деформації й розраховували значення ε . Для визначення χ_∞ після кожного стиску зразка будували залежність питомої магнітної сприйнятливості χ від оберненої величини магнітного поля $1/H$ при різних ступенях відносної деформації на стиск. Екстраполюючи прямі на вісь ординат χ при $H \rightarrow \infty$ знайшли значення χ_∞ . У таблиці 3.1 подані експериментальні значення ступеня деформації досліджуваного зразка $\varepsilon = 0\%$, визначені величини питомої магнітної сприйнятливості χ та кількості феромагнітної α' -фази .

Таблиця 3.1 – Значення магнітної сприйнятливості в залежності від напруженості магнітного поля H для $\varepsilon = 0\%$

$H, 10^5 \text{ А/м}$	$1/H, 10^{-6} \text{ м/А}$	$\chi, 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$
2,15	4,65	1,73
2,55	3,92	1,66
2,95	3,39	1,63
3,42	2,92	1,62
3,74	2,67	1,59
4,22	2,37	1,57
4,58	2,18	1,57
4,94	2,02	1,56

На рисунку 3.1 зображена залежність питомої магнітної сприйнятливості χ від оберненої величини магнітного поля $1/H$ при ступені деформації зразка $\varepsilon = 0\%$.

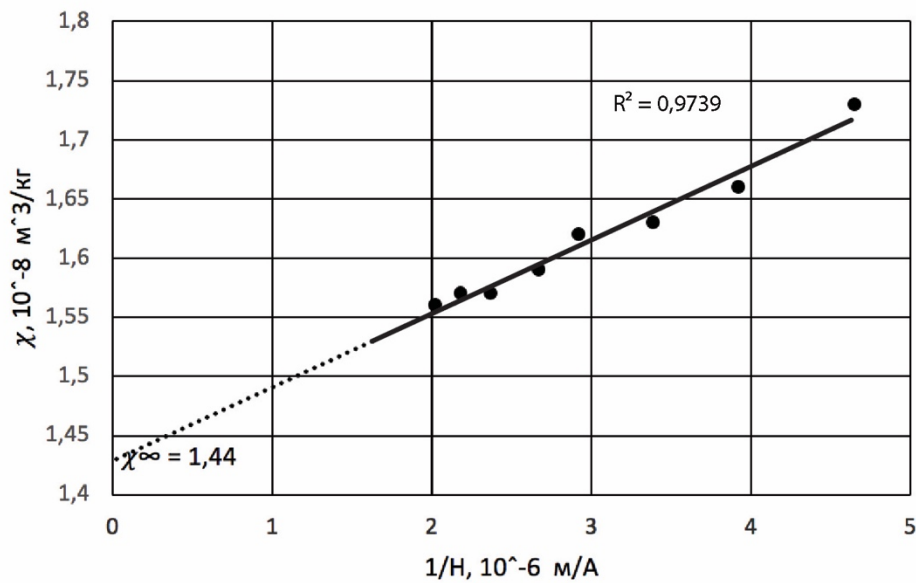


Рисунок 3.1 – Залежність питомої магнітної сприйнятливості χ від оберненої величини магнітного поля $1/H$ при $\varepsilon = 0\%$

Починаємо деформувати зразок вздовж однієї осі, ступінь деформації дорівнює $\varepsilon = 8,3\%$. Розрахунки заносимо до таблиці 3.2 та будуємо графічну залежність див. рис. 3.2.

Таблиця 3.2 – Значення магнітної сприйнятливості в залежності від напруженості магнітного поля H для $\varepsilon = 8,3\%$

$H, 10^5 \text{ А/м}$	$1/H, 10^{-6} \text{ м/А}$	$\chi, 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$
2,15	4,65	2,1
2,55	3,92	2,03
2,95	3,39	1,98
3,42	2,92	1,96
3,74	2,67	1,94
4,22	2,37	1,91
4,58	2,18	1,89
4,94	2,02	1,84

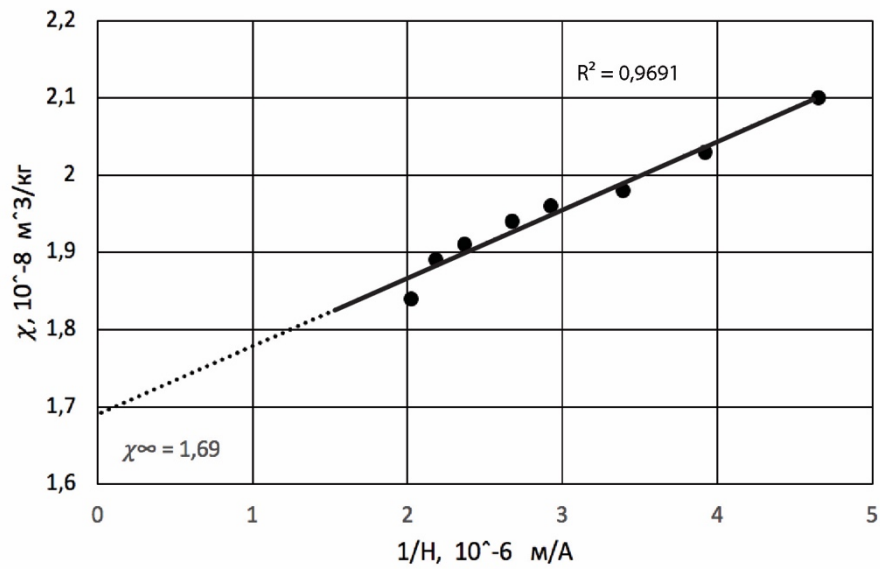


Рисунок 3.2 – Залежність питомої магнітної сприйнятливості χ від оберненої величини магнітного поля $1/H$ при $\varepsilon = 8,3 \%$

Експериментальні дані для деформованого зразка при $\varepsilon = 15 \%$ (див. табл. 3.3 та рис. 3.3).

Таблиця 3.3 – Значення магнітної сприйнятливості в залежності від напруженості магнітного поля H для $\varepsilon = 15 \%$

$H, 10^5 \text{ A/m}$	$1/H, 10^{-6} \text{ m/A}$	$\chi, 10^{-8} \text{ m}^3/\text{kg}$
2,15	4,65	2,87
2,55	3,92	2,63
2,95	3,39	2,51
3,42	2,92	2,47
3,74	2,67	2,42
4,22	2,37	2,37
4,58	2,18	2,3
4,94	2,02	2,26

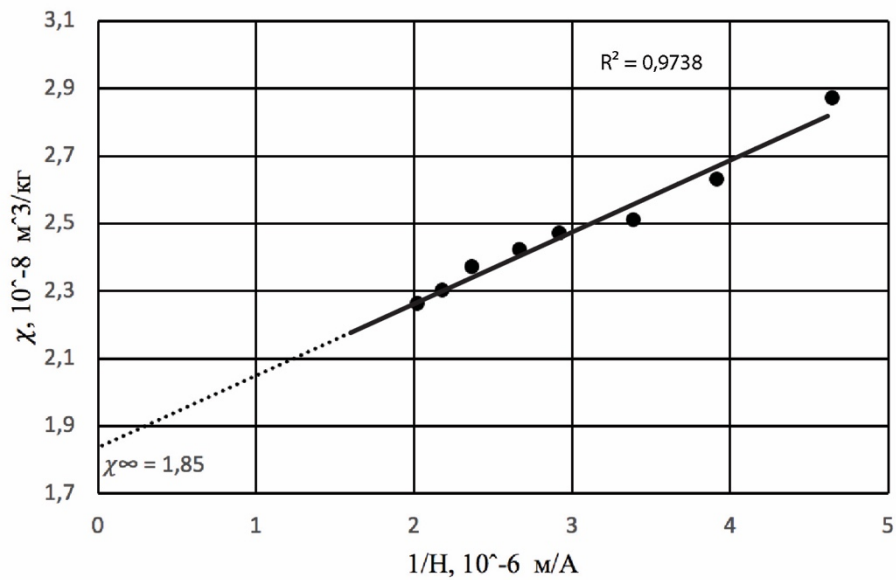


Рисунок 3.3 – Залежність питомої магнітної сприйнятливості χ від оберненої величини магнітного поля $1/H$ при $\varepsilon = 15 \%$

Дані в таблиці 3.4 та на рисунку 3.4 відповідають ступеню деформації $\varepsilon = 18,5 \%$.

Таблиця 3.4 – Значення магнітної сприйнятливості в залежності від напруженості магнітного поля H для $\varepsilon = 18,5 \%$

$H, 10^5 \text{ A/m}$	$1/H, 10^{-6} \text{ m/A}$	$\chi, 10^{-8} \text{ m}^3/\text{kg}$
2,15	4,65	3,98
2,55	3,92	3,89
2,95	3,39	3,74
3,42	2,92	3,66
3,74	2,67	3,61
4,22	2,37	3,54
4,58	2,18	3,41
4,94	2,02	3,29

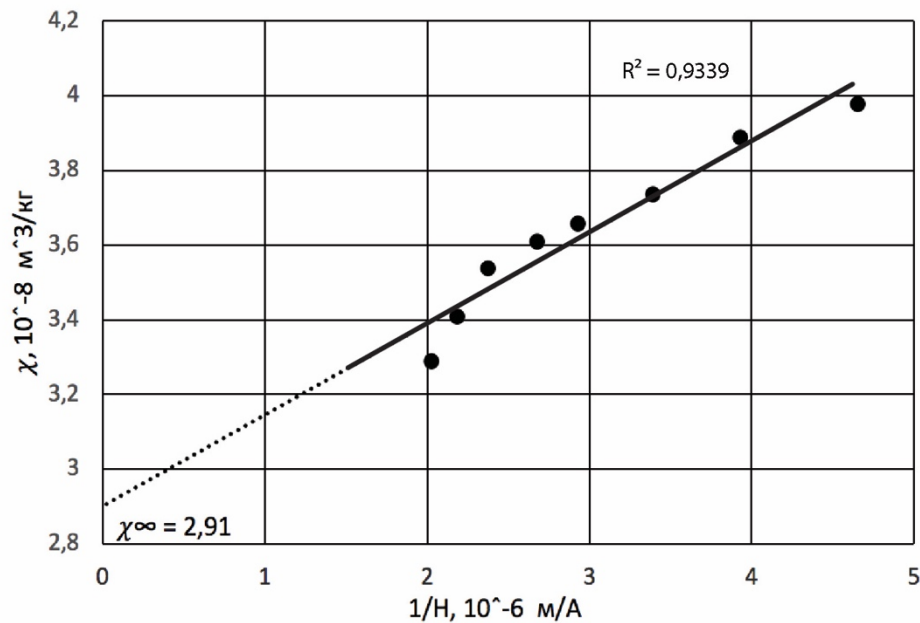


Рисунок 3.4 – Залежність питомої магнітної сприйнятливості χ від оберненої величини магнітного поля $1/H$ при $\varepsilon = 18,5 \%$

До таблиці 3.5 заносимо експериментальні дані відносно ступеня деформації, що дорівнює $\varepsilon = 25 \%$.

Таблиця 3.5 – Значення магнітної сприйнятливості в залежності від напруженості магнітного поля H для $\varepsilon = 25 \%$

$H, 10^5 \text{ А/м}$	$1/H, 10^{-6} \text{ м/А}$	$\chi, 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$
2,15	4,65	6,17
2,55	3,92	6,01
2,95	3,39	5,98
3,42	2,92	5,71
3,74	2,67	5,66
4,22	2,37	5,56
4,58	2,18	5,37
4,94	2,02	5,3

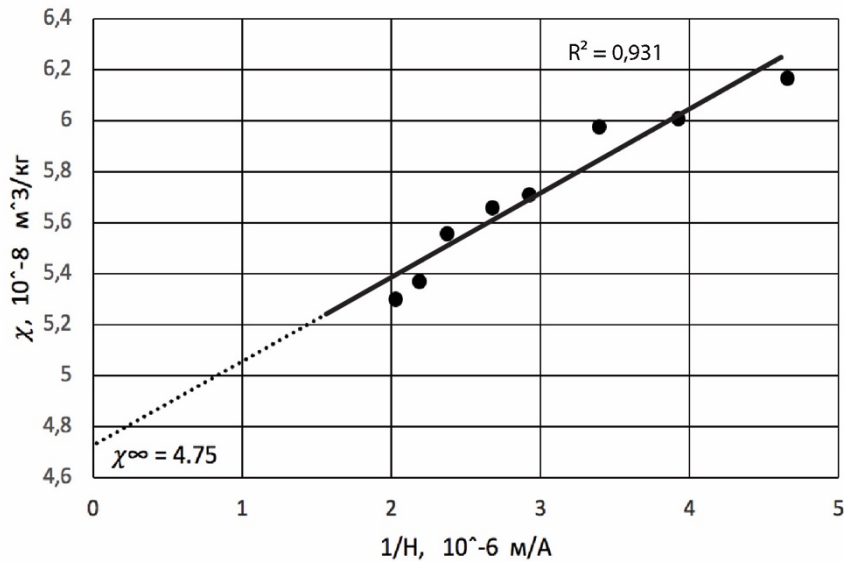


Рисунок 3.5 – Залежність питомої магнітної сприйнятливості χ від оберненої величини магнітного поля $1/H$ при $\varepsilon = 25\%$

Останній раз зразок деформований вдовж однієї осі має $\varepsilon = 29,6\%$, розрахунки заносим до таблиці 3.6 та будуюмо графічну залежність див. рис. 3.6.

Таблиця 3.6 – Значення магнітної сприйнятливості в залежності від напруженості магнітного поля H для $\varepsilon = 29,6\%$

$H \cdot 10^5, \text{А/м}$	$1/H \cdot 10^{-6}, \text{м/А}$	$\chi \cdot 10^{-8}, \text{м}^3/\text{кг}$
2,15	4,65	8,1
2,55	3,92	7,97
2,95	3,39	7,88
3,42	2,92	7,74
3,74	2,67	7,62
4,22	2,37	7,49
4,58	2,18	7,35
4,94	2,02	7,21

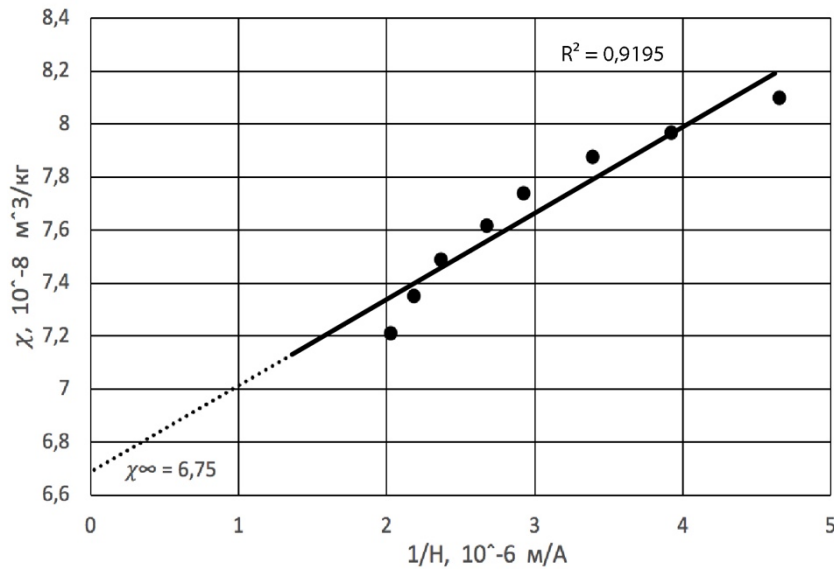


Рисунок 3.6 – Залежність питомої магнітної сприйнятливості χ від оберненої величини магнітного поля $1/H$ при $\varepsilon = 29,6\%$

3.2 Визначення низької кількості мартенситу деформації до й після пластичної деформації стисненням

У зразку при ступені деформації $\varepsilon = 0\%$ є карбітна фаза типу цементиту Fe_3C . Задля визначення феромагнітної карбітної фази використано змінену формулу (2.7):

$$P_k = \frac{\sigma_m}{\sigma_k} \cdot 100\% = \frac{\chi - (\chi_0 + \chi_p)}{\sigma_k} \cdot H \cdot 100\% = \frac{\chi - \chi_\infty}{\sigma_k} \cdot H \cdot 100\%, \quad (3.1)$$

де, σ_k – питома намагніченість насичення карбітної фази, табличне значення $\sigma_k = 9,94 \frac{A \cdot m^2}{кг}$;

σ_m – феромагнітна складова питомої намагніченості насичення α' -фази зразка, $\frac{A \cdot m^2}{кг}$;

χ – загальна питома сприйнятливості зразка, $m^3/кг$;

χ_0 – питома магнітна сприйнятливості парамагнітної матриці зразка, $m^3/кг$;

χ_p – парапроцесна складова питомої сприйнятливості α' -фази, $m^3/кг$;

χ_∞ – результуюча питома магнітна сприйнятливості, $\chi_\infty = \chi_0 + \chi_p$;

H – напруженість магнітного поля, А/м.

$$P_k = \frac{(1,62 - 1,44) \cdot 10^{-8}}{9,94} \cdot 3,42 \cdot 10^5 \cdot 100\% = 0,0062\%$$

За допомогою формули (2.8) визначили $\sigma_{\alpha'} = 12,892 \frac{A \cdot m^2}{кг}$ й маємо можливість розрахувати кількість феромагнітних фаз α' -мартенситу й карбідів $P_{\alpha'+k}$ для всіх ступенів деформації зразка за формулою:

$$P_{\alpha'+k} = \frac{\sigma_m}{\frac{\sigma_{\alpha'} \cdot \sigma_k}{2}} \cdot 100\% = \frac{\chi - (\chi_0 + \chi_p)}{\frac{\sigma_{\alpha'} \cdot \sigma_k}{2}} \cdot H \cdot 100\% = \frac{\chi - \chi_\infty}{\frac{\sigma_{\alpha'} \cdot \sigma_k}{2}} \cdot H \cdot 100\%, \quad (3.2)$$

де σ_k -питома намагніченість насичення карбідної фази, табличне значення $\sigma_k = 9,94 \frac{A \cdot m^2}{кг}$

$\sigma_{\alpha'}$ – питома намагніченість насичення феромагнітної α' -фази зразка, $\frac{A \cdot m^2}{кг}$;

σ_m – феромагнітна складова питомої намагніченості насичення α' -фази зразка, $\frac{A \cdot m^2}{кг}$;

χ – загальна питома сприйнятливості зразка, $m^3/кг$;

χ_0 – питома магнітна сприйнятливості парамагнітної матриці зразка, $m^3/кг$;

χ_p – парапроцесна складова питомої сприйнятливості α' -фази, $m^3/кг$;

χ_∞ – результуюча питома магнітна сприйнятливості, $\chi_\infty = \chi_0 + \chi_p$;

H – напруженість магнітного поля, А/м.

1. Розрахунок $P_{\alpha'+k}$ при ступені деформації зразка $\varepsilon = 8,3\%$.

$$P_{\alpha'+k} = \frac{(1,96 - 1,69) \cdot 10^{-8}}{\frac{12,89 + 9,94}{2}} \cdot 3,42 \cdot 10^5 \cdot 100\% = 0,08\%$$

2. Розрахунок $P_{\alpha'+k}$ при ступені деформації зразка $\varepsilon = 15\%$.

$$P_{\alpha'+k} = \frac{(2,47 - 1,85) \cdot 10^{-8}}{\frac{12,89 + 9,94}{2}} \cdot 3,42 \cdot 10^5 \cdot 100\% = 0,185\%$$

3. Розрахунок $P_{\alpha'+k}$ при ступені деформації зразка $\varepsilon = 18,5\%$.

$$P_{\alpha'+k} = \frac{(3,66 - 2,91) \cdot 10^{-8}}{\frac{12,89 + 9,94}{2}} \cdot 3,42 \cdot 10^5 \cdot 100\% = 0,224\%$$

4. Розрахунок $P_{\alpha'+k}$ при ступені деформації зразка $\varepsilon = 25\%$.

$$P_{\alpha'+k} = \frac{(5,71 - 4,75) \cdot 10^{-8}}{\frac{12,89 + 9,94}{2}} \cdot 3,42 \cdot 10^5 \cdot 100\% = 0,287\%$$

5. Розрахунок $P_{\alpha'+k}$ при ступені деформації зразка $\varepsilon = 29,6\%$.

$$P_{\alpha'+k} = \frac{(7,74 - 6,73) \cdot 10^{-8}}{\frac{12,89 + 9,94}{2}} \cdot 3,42 \cdot 10^5 \cdot 100\% = 0,329\%$$

Під час вимірів після кожної деформації визначали сумарну кількість феромагнітних фаз α' -мартенситу й карбідів Fe_3C . Кількість Fe_3C при деформаціях не змінювалась, тому кількість α' -мартенситу дорівнює:

$$P_{\alpha'} = P_{\alpha'+k} - P_k, \quad (3.3)$$

Отримані дані занесемо до таблиці 3.7.

Таблиця 3.7 – Значення магнітної сприйнятливості й кількості α' -мартенситу в залежності від ступеня деформації зразка

$\varepsilon, \%$	$\chi_{\infty} \cdot 10^{-8}$	$P_{\alpha'+k}, \%$	$P_k, \%$	$P_{\alpha'}, \%$
0	1,44	0,0062	0,0062	0
8,3	1,69	0,08	0,0062	0,0738
15	1,85	0,185	0,0062	0,1788
18,5	2,91	0,224	0,0062	0,2178
25	4,75	0,287	0,0062	0,2808
29,6	6,73	0,329	0,0062	0,3228

а

Проаналізувавши криву виникаючого α' -мартенситу деформації від ступеня деформації ε на рисунку 3.7, можна стверджувати, що до деформації ($\varepsilon = 0\%$, початковий стан) кількість феромагнітних карбідів заліза типу цементиту Fe_3C становила $0,0062\%$ і кількість $P_{\alpha'} = 0$.

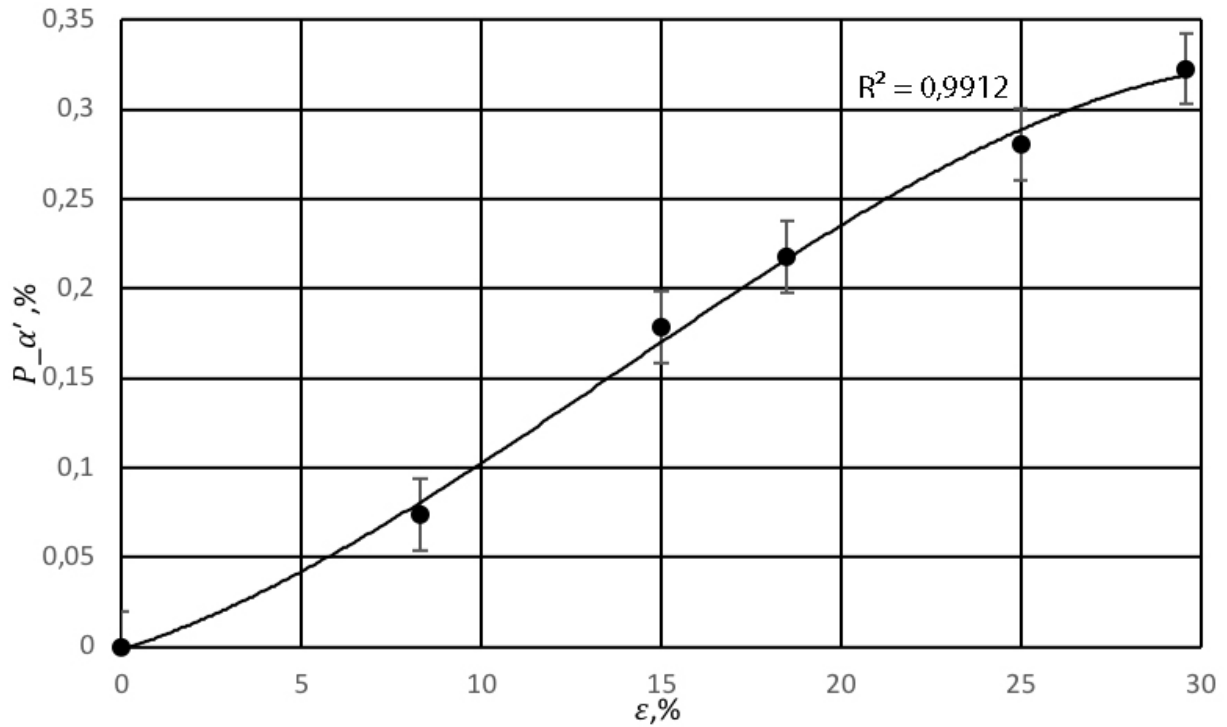


Рисунок 3.7 – Залежність кількості виникаючого мартенситу деформації $P_{\alpha'}$ від ступеня стиску ϵ у сталі 110Г13Л

Таким чином, в роботі встановлено експериментальну залежність кількості виникаючого α' -мартенситу від ступеня стиску сталі 110Г13Л із врахуванням вмісту карбідів заліза типу цементиту Fe_3C .

ВИСНОВКИ

Одна з основних задач чорної металургії – отримання деталей із сталі 110Г13Л з високою довговічністю й підвищеною зносостійкістю. В умовах ударних механічних навантажень у поверхневому шарі утворюється α' -мартенсит, який поліпшує механічні властивості. Саме з цієї причини до нашого часу ця сталь продовжує залишатися важливим конструкційним матеріалом для виготовлення деталей, що працюють в умовах абразивного зносу з високими навантаженнями та ударними діями.

Дослідження впливу холодної пластичної деформації на утворення мартенситу у сталі Гадфільда має велику практичну значущість. Проаналізувавши дані експерименту, можна зробити наступні висновки:

1. Визначено вміст феромагнітних карбідів заліза типу Fe_3C у кількості $P_k = 0,0062\%$, що був врахований при розрахунку кількості α' -мартенситу.
2. Встановлено експериментальну залежність кількості виникаючого α' -мартенситу деформації від ступеня деформації в сталі 110Г13Л, зокрема зі збільшенням ступеня деформації зростає кількість виникаючого мартенситу.
3. Одержані результати можуть бути практично використані для контролю механічних властивостей сталі Гадфільда, оскільки вони корелюються зі зміною кількості α' -мартенситу.

ПЕРЕЛІК ПОСИЛАНЬ

1. ГОСТ 977-88. Отливки стальные. Общие технические условия. Москва, 1990. С.33
2. Богачев И. Н., Еголаев В. Ф. Структура и свойства железомарганцевых сплавов Москва: Металлургия, 1985. 295 с.
3. Давыдов Н. Г. Высокомарганцевая сталь. Москва: Металлургия, 1979. 163 с.
4. Гуляев А. П. Металловеденье . Москва: Металлургия, 1986. 544 с.
5. Носков Ф. М. Структурная самоорганизация в областях локализации пластической деформации в сплавах с мартенситными превращениям (системы Fe-Mn, Ni-Ti): монография. Красноярск : Сиб. федер. ун-т, 2017. 68 с.
6. Крянин И. Р. Повышение качества отливок из стали 110Г13Л. Москва: Металлургия, 1963. 71 с.
7. Соколов О. Г., Кацов К. Б. Железомарганцевые сплавы. Киев: Наукова думка, 1982. 212 с.
8. Ржевская С. В. Материаловеденье: учебник для вузов. Москва: Логос, 2004. 152 с.
9. Austenitic Manganese Steels. Key to Metals AG. URL: <http://www.keytometals.com/Articles/Art69.htm> (дата звернення: 3.12.19).
10. Чумаков И. В., Просев М. А., О влиянии химического состава металла на режим термической обработки отливок стали марки 110Г13Л. Вестник Южно-Уральского государственного университета. URL: <https://cyberleninka.ru/article/n/o-vliyanii-himicheskogo-sostava-metalla-na-rezhim-termicheskoy-obrabotki-otlivok-iz-stali-marki-110g13l/viewer> (дата звернення: 10.12.19).
11. Александров В. М. Материаловеденье и технология конструкционных материалов: Учебное пособие. Часть 1. Архангельск: Северный (Арктический) федеральный университет, 2015. 327 с.

12. Волков В. Н., Дибров А. Б., Андронов П. П. Влияние структур высокомарганцевой стали 110Г13Л на магнетизм и механические свойства отливок // Вестник ВКГТУ, 2005. №1. С. 8-14 Износостойкость стали 110Г13Л в различных абразивных средах. Записки Горного института. 2014. URL: <http://pmi.spmi.ru/index.php/pmi/article/viewFile/207/230> (дата звернення: 1.12.19).
13. Жилкашинова А. М., Скаков М. К., Попова Н. А. Связь коэффициента деформации упрочнения и пластической деформации аустенитной стали Гадфильда // Векторы благополучия: экономика и социум, 2011. № 1. С. 686-690.
14. Елюбаев Б. Е. Механические свойства стали 110Г13Л // Весник КАСУ. 2007. № 1. С.1-7.
15. Федосеев С.Н. Опыт модифицирования стали Гатфильда. XX Международная научно-практическая конференция «Современные техника и технологии». URL: <https://core.ac.uk/download/pdf/53084577.pdf> (дата звернення: 1.12.19).
16. Мирошниченко Ф. Д., Сніжний В. Г. Магнитометрические весы с униполярно-астилической системой и механико-магнитным зацеплением призмы // «Техника». 1996. №2. С. 48-52.
17. Казин П. Е., Кульбакин И. В. Методы исследования магнитных свойств материалов URL: http://webcache.googleusercontent.com/search?q=cache:0QragZB_GaMJ:www.nanometer.ru/2009/10/24/12563625714610/PROP_FILE_files_8/examplemagn1.pdf+&cd=2&hl=ru&ct=clnk&gl=ua (дата звернення: 17.12.19).
18. Энтин С. Д. Новые методы химического и фазового анализа металлов // Труды ЦНИИТМАШ, 1964. № 41. С. 49- 57.
19. Данчич Ю.А. Вплив холодної пластичної деформації на утворення мартенситу в сталі Гадфільда. Молода наука-2019: Том 1. Запоріжжя: ЗНУ, 2019. 384 с.

20. Снежной Г. В., Мищенко В. Г., Снежной В. Л. Интегральный физический метод идентификации α -фазы в аустенитных хромоникелевых сталях // *Литьё металлургия*. 2009. №3 (52). С.241-244.
21. Снежной Г. В., Мищенко В. Г., Снежной В. Л. Кинетика выделения карбидной фазы в хромоникелевой коррозионностойкой стали 10X13H16B // *Збірник праць «Будівництво, матеріалознавство, машинобудування»*. 2013. № 67. С. 155-158.
22. Фетисов Г. П., Карпман М. Г., Матюшин В. М. *Материаловедение и технология металлов*. Москва: Высшая школа, 2002. 638 с.
23. Deribas A. A., Shtertser A. A., Zubov E. E. Explosive Hardening and Its Application in Production of Railroad Switch Frogs // *Advanced Materials & Technologies*, 2018. № 3. С.13-16.
24. Черняк С. С., Ромен Б. М. *Высокомарганцевая сталь в драгостроении*. Иркутск :Издательство Иркут. ун-та, 1995. 385 с.
25. W. Zhang, J. Wu, Y. Wen, J. Ye, N. Li. Characterization of different work hardening behavior in AISI 321 stainless steel and Hadfield steel // *College of Manufacturing Science and Engineering*, 2010. 3433 с.
26. Колубаев Е. А., Колубаев А. В., Сизова О.В., Рубцов В. Е. Особенности динамики трения стали Гадфильда URL: <https://cyberleninka.ru/article/n/osobennosti-dinamiki-treniya-stali-gadfilda/viewer> (дата звернення: 3.12.19).
27. Великосельская Е.Ю. Особенности структурных изменений высокомарганцевистой стали при пластической деформации. Новосибирский государственный технический университет. 2011. URL: http://elar.urfu.ru/bitstream/10995/22364/1/sch_met_XII_2011_75.pdf (дата звернення: 3.12.19).
28. Давыдов Н. Г., Лямзин В. А. Особенности выпуска из печи и разлива высокомарганцевой стали типа 110Г13Л // *Теория и технология металлургического производства*. 2016. № 2 (19). С. 32-33.

29. E. G. Astafurova, M. S. Tukeeva, G. G. Zakharova, E. V. Melnikov, H. G. Maier The role of twinning of microstructure and mechanical response of severely deformed single crystals of high-manganese austenitic steel // Institute of Strength Physics and Materials Science, 2010. 589 с.

30. Акимова М. К., Чайка Н. Ф., Исследование свойств стали Гадфильда, упрочненной взрывом, спектральным методом.// Интерэкспо Гео-Сибирь, 2019. №6. С. 141-148.

31. Иванов Ю. Ф., Алешина Е. А. Закономерности формирования поверхностного слоя стали Гадфильда при трении. Физическая мезомеханика. 2006. URL: <https://cyberleninka.ru/article/n/zakonomernosti-formirovaniya-struktury-poverhnostnogo-sloya-stali-gadfillda-pri-trenii/viewer> (дата звернення: 9.12.19).

32. Гуськов А. В., Милевский К. Е., Чайка Н. Ф., Ломан В. А. Исследование физико-механических свойств стали Гадфильда при ударно-волновом нагружении // Интерэкспо Гео-Сибирь, 2005. № 8. 49-52

33. Снежной Г. В., Сажнев В. Н. Магнитное состояние аустенитной матрицы и механические свойства высокомарганцевых сталей // Авиационнокосмическая техника и технология, 2012. № 9 (96).

34. L. G. Korshunov, I. I. Kositsina, V. V. Sagaradze, N. L. Chernenko Effect of the Carbide Phase on the Tribological Properties of High-Manganese Antiferromagnetic Austenitic Steels Alloyed with Vanadium and Molybdenum // Institute of Metal Physics, 2011. 90 с.

35. Большаков В. И. Влияние механических колебаний на распределение легирующих элементов в стали Гадфильда (110Г13Л) // Вісник Придніпровської державної академії будівництва та архітектури, 2013. № 13. С. 4-6.

36. Шкудин Р. М., Графман З.И., Глухов А. И. Способ получения стали 110Г13Л. URL: <https://patenton.ru/patent/SU1011700A1> (дата звернення: 13.10.19).

37. Шрамко М. С., Каргинов В. П., Малый А. В., Лещенко А. Д., Минакова В. И., Яценко В. Н. Повышение износостойкости высокомарганцевой стали // *Литьё и металлургия*, 2005. № 2 (34). С.99-103

38. T.-Y. Liu, P. Yang, L. Meng, F.-Y. Lu Influence of austenitic orientation of martensitic transformations in a compressed high manganese steel // *School of Materials Science and Engineering*, 2011. 8337 с.

39. Ковальов В. В. Можливості підвищення надійності земляного полотна армуванням // *Збірник праць «Будівництво, матеріалознавство, машинобудування»*, 2013. № 67. С. 159-163.