

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

**МАТЕМАТИЧНИЙ ФАКУЛЬТЕТ  
Кафедра прикладної фізики і наноматеріалів**

**КВАЛІФІКАЦІЙНА РОБОТА МАГІСТРА**

**на тему: «ДОСЛІДЖЕННЯ ПРОЦЕСУ ЗАРОДЖЕННЯ  
МАРТЕНСИТУ ДЕФОРМАЦІЇ В АУСТЕНІТІ  
ХРОМОНІКЕЛЕВИХ СТАЛЕЙ»**

Виконав: студент \_\_\_\_\_ 2 \_\_\_\_\_ курсу, групи 8.1059  
спеціальності 105 прикладна фізика та наноматеріали  
освітньої програми \_\_\_\_\_ прикладна фізика

\_\_\_\_\_ В. Ю. Линник

(ініціали та прізвище)

Керівник \_\_\_\_\_ доцент кафедри прикладної фізики і  
наноматеріалів, доцент, к.ф.-м.н. Сніжної 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)



## 6. Консультанти розділів роботи

Розділ	Прізвище, ініціали та посада консультанта	Підпис, дата	
		завдання видав	завдання прийняв
Літературний огляд	<u>Сніжної В.Л, к.ф.-м.н.доцент</u>	22.10.2019	10.02.2020
Матеріал та методика досліджень	<u>Сніжної В.Л, к.ф.-м.н.доцент</u>	18.02.2020	13.06.2020
Результати та їх обговорення	<u>Сніжної В.Л, к.ф.-м.н.доцент</u>	24.06.2020	15.11.2020

7. Дата видачі завдання \_\_\_\_\_

**КАЛЕНДАРНИЙ ПЛАН**

№	Назва етапів кваліфікаційної роботи	Строк виконання етапів роботи	Примітка
1.	Розробка загальної структури магістерської роботи.	22.10.2019	
2.	Обробка методичних та теоретичних джерел.	21.01.2020	
3.	Робота над розділом «Матеріал та методика досліджень».	18.02.2020	
4.	Робота над розділом «Вплив холодної деформації на утворення мартенситу в сталі 10X18H10T».	24.06.2020	
5.	Оформлення та нормоконтроль кваліфікаційної роботи та представлення її в деканат.	09.12.2020	
6.	Захист кваліфікаційної роботи.	17.12.2020	

Студент \_\_\_\_\_  
(підпис)В.Ю. Линник  
(ініціали та прізвище)Керівник роботи \_\_\_\_\_  
(підпис)В.Л. Сніжної  
(ініціали та прізвище)**Нормоконтроль пройдено**Нормоконтролер \_\_\_\_\_  
(підпис)В.І. Меняйло  
(ініціали та прізвище)

## РЕФЕРАТ

Кваліфікаційна робота магістра «Дослідження процесу зародження мартенситу деформації в аустеніті хромонікелевих сталей»: 58 с., 18 рис., 7 табл., 34 джерел.

**ПЛАСТИЧНА ДЕФОРМАЦІЯ, МАРТЕНСИТ ДЕФОРМАЦІЇ, МАРТЕНСИТНА ТОЧКА, МАГНІТНА СПРИЙНЯТЛИВІСТЬ.**

Об'єкт дослідження – магнітометричні процеси, що відбуваються у сталі 10X18H10T при її холодній пластичній деформації.

Мета роботи – дослідження впливу холодної пластичної деформації стисненням на утворення перших порцій мартенситу у сталі 10X18H10T.

Методи дослідження – магнітометричний та аналітичний.

Актуальність теми, полягає у визначенні дійсної деформаційної мартенситної точки і виникнення перших порцій мартенситу в сталі 10X18H10T при деформації стисненням.

Експериментально визначено питому магнітну сприйнятливність сталі 10X18H10T до і після деформації стисненням, низьку кількість мартенситу деформації до і після пластичної деформації. Встановлена залежність між кількістю виникаючого мартенситу деформації і ступенем стиснення, та визначена дійсна деформаційна мартенситна точка.

За результатами магнітометричних випробувань виявлено, що збільшення деформації стисненням призводить до збільшення кількості виникаючого мартенситу деформації, що призводить до поліпшення механічних властивостей сталі 10X18H10T.

## SUMMARY

Master's qualification thesis "Study of the process of formation of induced martensite in austenitic chromium-nickel steels": 58 pages, 18 figures, 7 tables, 34 supplements.

PLASTIC DEFORMATION, DEFORMATION MARTENSITE, MARTENSITE POINT, MAGNETIC ACCEPTANCE.

The object of study is the magnetometric processes occurring in 10X18H10T steel during its compression deformation.

The purpose of the study of the influence of cold plastic deformation by compression on the formation of the first portions of martensite in steel 10X18H10T.

Research methods - magnetometric and analytical.

The relevance of the topic is to determine the actual deformation martensite point and the emergence of the first portions of martensite in steel 10H18N10T during compression deformation..

Specific magnetic susceptibility of 10X18H10T steel before and after compression deformation, low amount of deformation martensite before and after plastic deformation was determined experimentally. The dependence between the amount of emerging deformation martensite and the degree of compression is established, and the actual deformation martensitic point is determined.

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 steel 10X18H10T.

## ЗМІСТ

Завдання на кваліфікаційну роботу. ....	2
Реферат.....	4
Summary. ....	5
Вступ .....	8
Розділ 1. Літературний огляд.....	10
1.1. Основні типи аустенітних сталей .....	10
1.2. Мартенситне перетворення в сталі .....	12
1.3. Критичні точки .....	18
1.4. Метастабільні аустенітні сталі .....	20
1.5. Загальна характеристика перетворень переохолодженого аустеніту ..	21
1.6. Фактори, що впливають на початок і подальші деформаційні мартенситні перетворення.....	26
1.7. Зародження місць і маршрут утворення $\alpha'$ -мартенситу .....	27
1.8. Вплив пластичної деформації на структуру і властивості металів.....	30
1.9. Методи визначення $\alpha'$ -мартенситу .....	33
1.10. Мета і завдання дипломної роботи.....	34
Розділ 2. Матеріал та методика досліджень.....	36
2.1. Підготовка зразків для вимірювання питомої магнітної сприйнятливості, кількості $\alpha$ -фази в сталі 10X18H10T...	36
2.2. Опис установки.....	37
2.3. Методика вимірювання питомої магнітної сприйнятливості .....	39
2.4. Методика вимірювання низького вмісту виникаючого мартенситу після пластичної холодної деформації стисненням ....	41
Розділ 3. Результати та їх обговорення .....	43
3.1. Експериментальне визначення питомої магнітної сприйнятливості зразка сталі 10X18H10T до холодної пластичної деформації стисненням.....	43

3.2. Експериментальне визначення зміни питомої магнітної сприйнятливості аустеніту зразка сталі 10X18H10T після холодної пластичної деформації до виникнення мартенситу.....	45
3.3. Розрахунок низького вмісту мартенситу деформації після деформації зразка сталі 10X18H10T .....	47
3.4. Встановлення залежності виникаючої кількості наднизького вмісту мартенситу деформації від ступеня стиснення сталі 10X18H10T .....	49
Висновки .....	54
Перелік посилань .....	55

## ВСТУП

На сьогодні розробка нових високоміцних матеріалів і виробів з них це важливе завдання перед наукою і технікою. Одним із шляхів вирішення цього завдання є впровадження сталей високої і підвищеної міцності. Високі механічні властивості виробів досягається завдяки утворенню мартенситу – головної структурної складової загартованої сталі. Звідси виникає необхідність з'ясування природи виникнення перших порцій мартенситу, як температурного так і деформаційного.

Останнім часом широко застосовуються аустенітні хромонікелеві сталі типу 10-18. В залежності від хімічного складу та термообробки вони можуть бути чисто аустенітними, або містити низьку частину феромагнітної альфа-фази ( $\delta$ -ферит,  $\alpha$ -мартенсит) в межах 0,005-10%. Значна увага приділяється визначенню кількості альфа-фази, яка впливає на механічні і корозійні властивості сталі. Аустенітні промислові хромонікелеві сталі (наприклад AISI 304, AISI 321) містять досить низьку кількість альфа-фази 0,005-0,5%, виміри якої представляють значні труднощі, бо відомі фізичні методи і прилади фіксують точні значення при вмісті  $\alpha$ -фази, починаючи з 2-3%. Для визначення низького вмісту  $\alpha$ -фази в даній дипломній роботі використовувався магнітометричний метод, який на відміну від інших враховував намагніченість парамагнітної аустенітної матриці. Поява порівняно високих властивостей пластичності, міцності та корозійної стійкості зумовлено при пластичній деформації мартенситним переходом  $\gamma \rightarrow \alpha'$ , де  $\alpha'$  мартенсит деформації.

Багаточисленні експериментальні дослідження хромонікелевих сталей показують, що утворення і подальше накопичення мартенситу деформації починаються при досягненні деякого критичного значення деформації (напруження) і продовжується до моменту руйнування.



Виходячи з цього, мета даної роботи дослідити стисненням процес зародження мартенситу деформації в сталі 10X18H10T, яка представлена підприємством "Мотор січ" і відрізняється від інших хімічним складом.

Методи дослідження – чутливий магнітометричний метод, за допомогою якого вдається фіксувати перші порції наднизького вмісту мартенситу деформації в об'ємних процентах, що не можливо фіксувати іншими магнітними методами.

Новизна даної теми полягає у визначенні низької кількості мартенситу із заданим хімічним складом сталі 10X18H10T деформацією стисненням.

Актуальність теми, полягає у визначенні дійсної деформаційної мартенситної точки і виникнення перших порцій мартенситу в сталі 10X18H10T при деформації стисненням.

Основні завдання дослідження:

- виявити зміну магнітного стану аустеніту під дією деформації стисненням сталі 10X18H10T до появи перших порцій мартенситу;
- зафіксувати утворення низького вмісту мартенситу та його подальше накопичення.
- визначити дійсну деформаційну мартенситну точку в сталі 10X18H10T.

Практичне значення досліджень полягає в тому, що вивчення початкової стадії утворення мартенситу деформації допоможе прогнозувати поліпшення механічних властивостей сталі 10X18H10T.

## РОЗДІЛ 1. ЛІТЕРАТУРНИЙ ОГЛЯД

### 1.1. Основні типи аустенітних сталей

Аустенітні хромонікелеві сталі є найбільш розповсюджений вид корозійностійких сталей, які становлять 70...75% від загального виробництва нержавіючих сталей [1-5]. Найбільша частина припадає на сталі, за якими закріпилося загальне найменування сталі типу 18-8, що містить 18% хрому і 10% нікелю. Ці сталі можуть містити молібден, титан, ніобій і інші компоненти. На сьогодні широко застосовують вітчизняні сталі типу 10X18Н10Т. При дослідженні цих сталей значну увагу приділяють визначенню кількості  $\alpha$ -фази (ферит, мартенсит) і після термічної або деформаційної обробки. В залежності від термообробки і хімічного складу ця сталь може містити феромагнітну  $\alpha$ -фазу в кількості 0,005-10%. Якщо збільшувати кількість  $\alpha$ -фази то покращуємо зварюваність, але з іншого боку погіршується термопластичність, що може призвести до крихкості. Ці сталі можуть містити наднизький вміст  $\alpha$ -фази в межах 0,005-0,5%, виміри якого викликають труднощі, бо як класичні відомі прилади фіксують наявність  $\alpha$ -фази, починаючи у найкращому випадку з 1-2% [6].

Ці сталі добре зварюються і в порівнянні з хромистими можуть працювати в більш агресивних середовищах. Тому хромонікелеві аустенітні сталі типу 8-18 найбільш широко застосовують як конструкційні корозійностійкі матеріали в авіабудуванні, машинобудуванні, архітектурі та інших областях. При нагріванні, наприклад під час зварювання, з аустеніту по межах зерен може виділитися карбід хрому. Це сильно знижує стійкість проти міжкристалітної корозії. Останнє пояснюється тим, що прикордонні зони аустенітних зерен збіднюється хромом до концентрацій нижче допустимого рівня (12% Cr). Для запобігання міжкристалітної корозії

необхідно або виплавляти безвуглецеві сталі, що важко здійснити, або ж вводити в сталь малі добавки титану - сильного карбідоутворювача, що зв'язує вуглець і запобігає утворенню карбідів хрому. Для зв'язування вуглецю в сталі 10X18H10T вміст титану (у відсотках) має дорівнювати  $(5 - C - 0,8)$ , де  $C$  - концентрація вуглецю в сталі [6].

Сталь 10X18H10T нагрівають для загартування до температури 1050 °C, при якій карбід титану ще не розчиняється в аустеніті. Загартовування проводять в олії або в воді. Загартована сталь має аустенітну структуру з невеликою кількістю карбіду титану. Така сталь пластична і її можна сильно нагартувати. Високий вміст хрому (більше 10%) у всіх аустенітних сталях забезпечує опір окисленню.

Хромонікелеву аустенітну сталь 10X18H10T застосовують і як жароміцну, але тільки для роботи при температурі не вище 600 °C і при невеликих навантаженнях (зварні апарати, труби, вихлопні патрубки).

Більш високий рівень жароміцності досягається при комплексному легуванні аустеніту, крім хрому і нікелю, вольфраму, молібдену, титану, ніобію і інших елементів, що забезпечують не тільки складний склад високолегованого аустеніту, а й утворення при загартуванні у воді, маслі або на повітрі пересиченого  $\gamma$ -розчину здатного до сильного дисперсійного твердіння при подальшому старінні. Залежно від типу фаз-зміцнювачів, що виділяються при старінні, розрізняють жароміцні аустенітні сталі з карбідним і інтерметаллідним зміцненням (ГОСТ 5632-72) [7].

Досить широко використовуваними з аустенітних корозійностійких сталей (АКСС) є сталі з серії AISI 300 системи сплавів Fe - Cr - Ni (табл.1) . Марка, що містить близько 18% Cr і 8% Ni, може бути розглянута в якості основи для сталей цієї серії. Серія 200 заснована на системі Fe - Cr - Mn-сплавів. З огляду на зростаючу популярність високоазотистих сталей, низьконікелеві або безнікелеві аустенітні КСС (корозійностійкі сталі) виділені в окремий клас. В цілому, аустенітні сталі володіють хорошими механічними властивості, корозійною стійкістю і технологічністю. У серії 300 сталь 301

(17Cr-7Ni) має гарну технологічність і можливість зміцнення холодною пластичною деформацією внаслідок деформаційно-індукованого мартенситного перетворення. Сталі 302 і 304 містять більшу кількість легуючих елементів. Сталь 304 особливо широко використовується при високих температурах. Вміст нікелю робить сталь 305 навіть більш стабільною, ніж сталь 304. Сталі 309, 310 і 314 також призначені для застосування при високих температурах. Сталі 316 і до корозії і високотемпературну міцність [6].

У сталях з буквою L в кінці марки - низький вміст вуглецю; LN - те ж, але є азот; S – знижений вміст вуглецю в порівнянні з базовою сталлю.

Таблиця 1.1 - Хімічний склад закордонних аустенітних КСС [8,с.168]

Сталь	Cr	Ni	Mo	Mn	N	C	Si	P	S
201	16–18	3,5–5,5	–	5,5–7,5	≤ 0,25	0,15	1,00	0,045	0,015
201L	16–17	3,5–5,5	–	6,0–8,0	≤ 0,20	0,030	1,00	0,045	0,015
202	17–19	4,0–6,0	–	7,5–10,0	≤ 0,25	0,15	1,00	0,045	0,015
204C	16,0–18,0	2,00	1,00	6,5–8,5	≤ 0,30	0,10	2,00	0,040	0,030
301	16–18	6–8	–	≤ 2,0	≤ 0,10	0,15	≤ 1,00	≤ 0,045	≤ 0,03
302	17–19	8–10	–	≤ 2,0	≤ 0,10	0,15	≤ 0,75	≤ 0,045	≤ 0,03
304	17,5–19,5	8–10,5	–	≤ 2,0	≤ 0,10	0,07	≤ 0,75	≤ 0,045	≤ 0,03
304L	17,5–19,5	8–12	–	≤ 2,0	≤ 0,10	0,03	≤ 0,75	≤ 0,045	≤ 0,03
309	22–24	12–15	–	≤ 2,0	–	0,20	≤ 0,75	≤ 0,045	≤ 0,03
309S	22–24	12–15	–	≤ 2,0	–	0,08	≤ 0,75	≤ 0,045	≤ 0,03
316	16–18	10–14	–	≤ 0	≤ 0,10	≤ 0,08	≤ 0,75	≤ 0,045	≤ 0,03
316L	16–18	10–14	–	≤ 2,0	≤ 0,10	≤ 0,03	≤ 0,75	≤ 0,045	≤ 0,03
316LN	16–18	10–14	2–3	≤ 2,0	0,10–0,16	≤ 0,03	≤ 0,75	≤ 0,045	≤ 0,03
316Ti	16–18	10–14	2–3	≤ 2,0	≤ 0,10	≤ 0,08	≤ 0,75	≤ 0,045	≤ 0,03

## 1.2. Мартенситне перетворення в сталі

Мартенсит є пересиченим твердим розчином вуглецю в  $\alpha$ -залізі. Якщо в рівноважному стані розчинність вуглецю в  $\alpha$ -залізі при 20°C не перевищує 0,0025% C, то його, вміст в мартенситі може бути таким же, як і в вихідному аустеніті.

Мартенсит є основною структурою загартованої сталі, його властивості та перетворення, що протікають, при подальшому нагріванні сталі,

визначають в свою чергу властивості і поведінку сталі і режими термічної обробки виробів. У зв'язку з цим необхідно детально розглянути особливості будови, властивості та механізм утворення мартенситу.

Атоми вуглецю, розчинені в гратці аустеніту, зберігають своє положення і в гратці  $\alpha$ -заліза і тому її сильно спотворюють. Мартенсит має тетрагональну решітку (рис. 1.1, а), в якій одна сторона ( $c$ ) більша за іншу ( $a$ ). При збільшенні вмісту вуглецю висота тетрагональної призми ( $c$ ) швидко збільшується, а розміри її основи ( $a$ ) повільно зменшуються (рис.1.1, б). Отже, чим більше в мартенситі вуглецю - тим більше відношення  $c/a$ , тобто більша тетрагональність гратки (рис.1.1). При утриманні в мартенситі 1,5%С відношення  $c/a$  дорівнює 1,06.

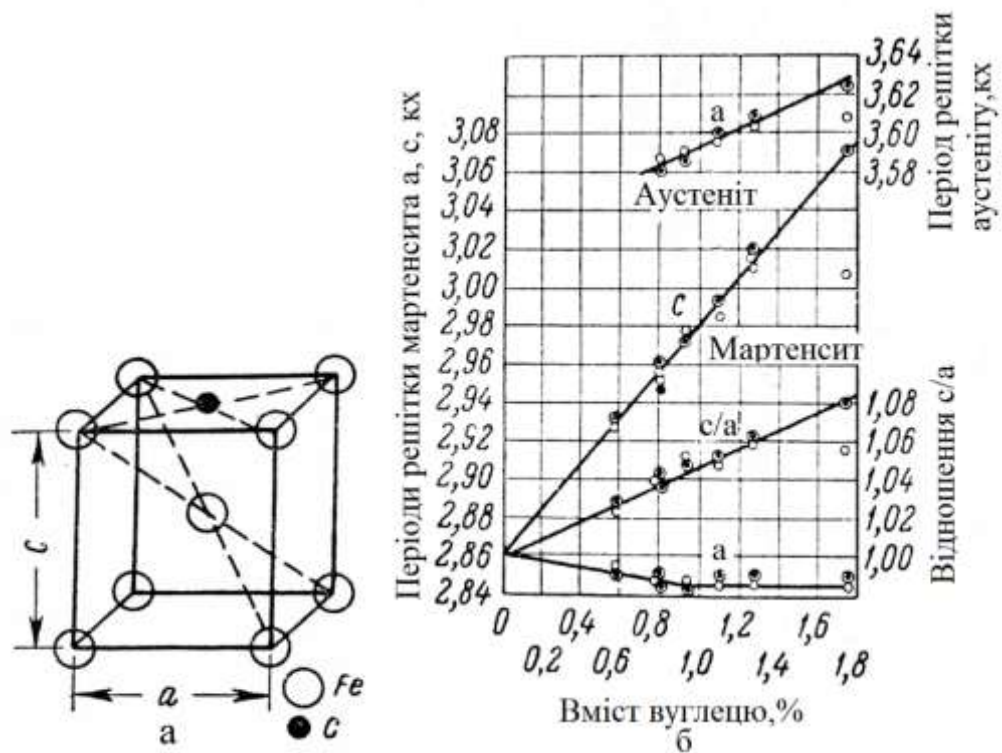


Рисунок 1.1 - Кристалічна решітка (а) і періоди решітки мартенситу і аустеніту (б) в залежності від вмісту вуглецю [9, с. 232]

Кристали мартенситу мають форму пластин, які стають тонше до країв. В результаті перетину цих пластин площиною шліфа мартенсит має в

мікроскопі характерну голчасту структуру (рис. 1.2). Внаслідок сильного спотворення кристалічної решітки  $\alpha$ -заліза впровадженими в неї атомами вуглецю мартенсит володіє високою твердістю і низькою пластичністю. Твердість мартенситу зростає зі збільшенням в ньому змісту вуглецю (рис. 1.3); в сталі з 0,6-0,7% С твердість мартенситу зростає до 65 HRC (960 HV), що в 6 разів більше твердості фериту. Однак твердість мартенситу нижче твердості цементиту (1000 HV або 68-70 HRC) [9].

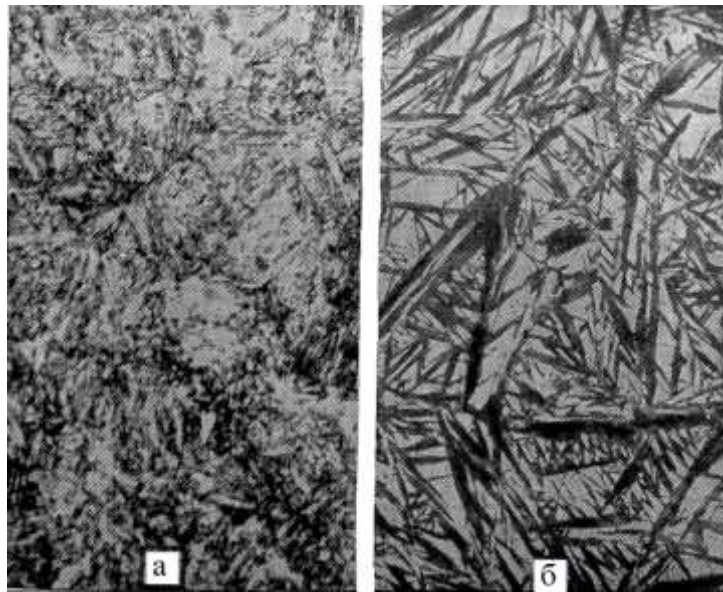


Рисунок 1.2 - Мікроструктура мартенситу: а- сталь з 0,45% С після охолодження в воді з 850°C; б-сталь, що містить 1,5% С, після охолодження в воді з 1200°C. [9, с. 233]

Мартенсит має низький опір відриву, зниженим межею міцності і особливо межею пружності, що пояснюється сильно напруженим станом. Сталі, що мають структуру мартенситу і містять більше 0,4% С, у випробуваннях на розтягнення руйнуються шляхом відриву. Присутність вуглецю та інших домішок в твердому розчині підвищує електроопір і коерцитивну силу мартенситу і знижує залишкову індукцію і магнітну проникність. Мартенсит в порівнянні з іншими структурними складовими сталі і особливо в порівнянні з аустенітом має найбільший питомий об'єм: питомий об'єм аустеніту при вмісті 0,2 - 1,4% С - становить 0,12227 - 0,12528

см<sup>3</sup>/Г, а мартенситу 0,12708 - 0,13061 см<sup>3</sup>/Г.

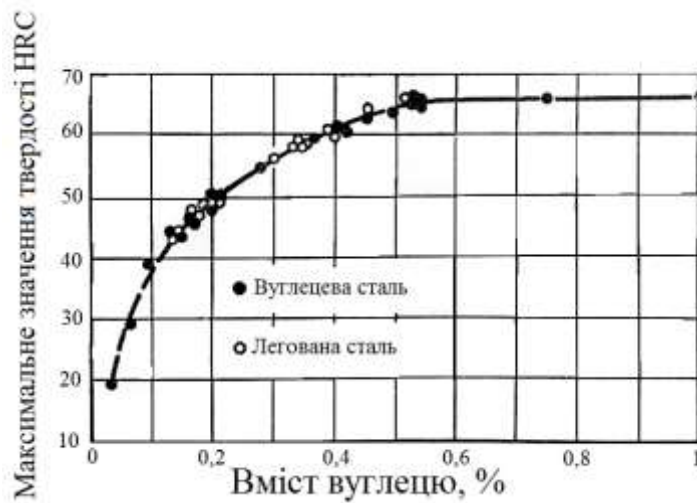


Рисунок 1.3 - Твердість мартенситу в залежності від вмісту в ньому вуглецю [9, с. 233]

Збільшення питомого об'єму при утворенні мартенситу є однією з основних причин виникнення при загартуванні великих внутрішніх напружень, що викликають деформацію виробів або навіть появу тріщин. Збільшення об'єму сталі після загартовування залежить від вмісту вуглецю в мартенситі.

Найбільше збільшення об'єму спостерігається у евтектоїдній сталі, тому вона найбільш чутлива до гартівних тріщин і деформацій.

Мартенситне перетворення, на відміну від перлітного, носить бездифузійний характер. Механізм цього перетворення зводиться до перебудови гранецентричної кубічної решітки аустеніту в об'ємноцентровану кубічну (тетрагональну). Для цієї перебудови досить, щоб сусідні атоми зміщувалися один відносно одного на відстані, що не перевищують міжатомних. Таким чином, при мартенситних перетвореннях відбувається лише зміна кристалічної решітки без виділення з розчину вуглецю [9].

Багато дослідників вважають, що мартенситні перетворення є фазовим перетворенням аллотропічного типу в однокомпонентній системі (твердому розчині), що протікає за звичайною кристалізаційною кінетикою в результаті

утворення зародків і подальшого їх зростання.

Мартенситне перетворення відрізняється наступними особливостями:

- велика швидкість утворення і зростання зародків при низьких температурах; час утворення мартенситного кристала в залежності від його розмірів змінюється в межах від  $0,5 \cdot 10^{-7}$  до  $5,7 \cdot 10^{-8}$  секунд, а середня швидкість росту близько  $10^6$  мм/с;
- обмежений ріст кристалів; кристали ростуть швидко до певної межі, після чого ріст припиняється;
- швидке згасання перетворення при зупинці охолодження.

Велика швидкість росту кристалів мартенситу при порівняно низьких температурах пояснюється тим, що перетворення протікає за рахунок малої величини зміщення атомів і при збереженні когерентності решіток аустеніту і мартенситу.

Внаслідок відмінності питомих об'ємів аустеніту і мартенситу поява і зростання мартенситного кристала призводять до виникнення пружної енергії. Зростання мартенситного кристала відбувається до тих пір, поки все зростаюча пружна енергія не викличе пластичну деформацію (зсув) і тим самим не порушить когерентність решіток аустеніту і мартенситу [9].

Когерентне зростання порушується також і на кордонах вихідних зерен аустеніту, так як межа відрізняється неврегульованим розташуванням атомів, а сусідні зерна мають різне орієнтування. Некогерентне зростання мартенситного кристала, що вимагає зміщення атомів на значні відстані, виявляється неможливим при низьких температурах цього перетворення.

Подальше перетворення відбувається в результаті утворення все нових пластин мартенситу.

Розміри кристалів мартенситу визначаються розміром вихідного зерна аустеніту. Утворені потім кристали обмежені в своєму розвитку і мають значно менший розмір. Перші кристали зазвичай орієнтуються по відношенню один до одного під кутом  $60$  або  $120$  °. Наступні кристали розташовуються або паралельно першим, або у вигляді зигзагів (рис.1.2).



Мартенситне перетворення можливо, як вже зазначалося вище, тільки в разі, якщо сталь охолоджується зі швидкістю, яка забезпечує переохолодження аустеніту до низьких температур, при яких не протікають дифузійні процеси [9].

Мартенситне перетворення починається при певній температурі, званої, температурою початку мартенситного перетворення і позначається  $M_H$ . При охолодженні нижче точки  $M_H$  починається перетворення аустеніту в мартенсит. Воно протікає в широкій області температур; чим нижче температура відносно  $M_H$  тим більше утворюється мартенситу. Кількість утвореного мартенситу в залежності від температури може бути виражено так звану мартенситною кривою (рис.1.4, а). Після досягнення певної для кожної сталі температури подальше перетворення аустеніту в мартенсит припиняється. Ця температура називається кінцем мартенситного перетворення і позначається  $M_K$  (рис.1.4, а).

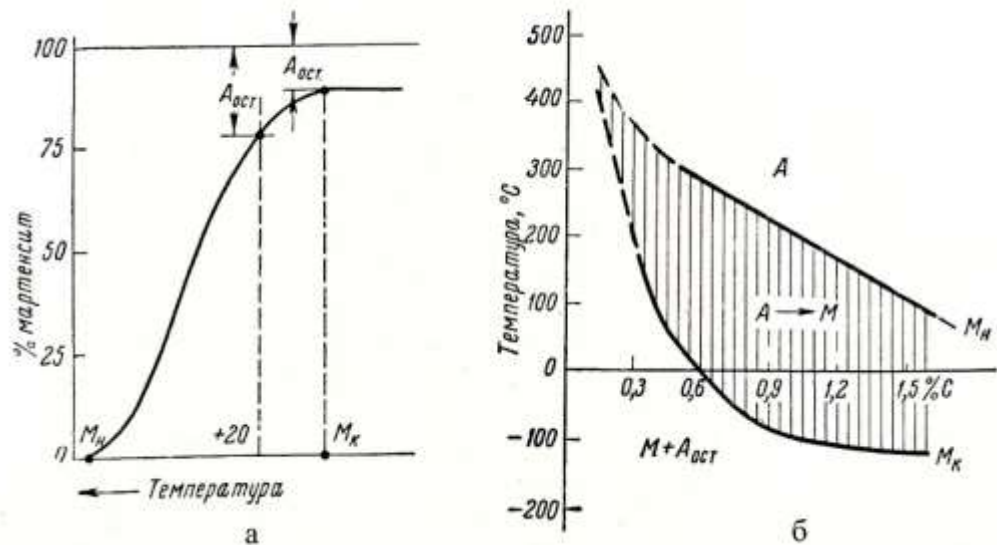


Рисунок 1.4 - а – мартенситна крива; б – положення мартенситних точок  $M_H$  і  $M_K$  в залежності від вмісту вуглецю [9, с. 236]

Положення точок  $M_H$  і  $M_K$  не залежить від швидкості охолодження і визначається хімічним складом аустеніту. Чим більше в аустеніті вуглецю, тим нижче лежать точки  $M_H$  і  $M_K$  (рис.1.4, б).

### 1.3. Критичні точки

Критичні точки в сталях вперше визначив Д. К. Чернов, тим самим поклавши початок робіт про створення діаграми залізо - вуглець.

В даний час критичні точки сплавів заліза з вуглецем прийнято позначати так само, як і для чистого заліза, буквою А з зазначенням цифровим індексом алотропічного перетворення (табл.1.2).

Температури критичних точок, зазначені в табл.1.2, відповідають стану рівноваги, тобто дуже повільному охолодженню або нагріванню.

Щоб відрізнити критичну температуру, отриману при охолодженні, від критичної температури, отриманої при нагріванні, перед цифровим індексом ставлять в разі охолодження літеру r, а в разі нагрівання - літеру c [10].

Таким чином, на діаграмі Fe - Fe<sub>3</sub>C температурні точки, що утворюють лінію GSK, позначаються Ac<sub>3</sub> і Ar<sub>3</sub>, лінію PSK - Ac<sub>1</sub> і Ar<sub>1</sub> лінію SE - A<sub>cm</sub>, лінію MO - A<sub>2</sub>.

Для кращого засвоєння діаграми стану Fe - Fe<sub>3</sub>C розглянемо криві охолодження для деяких сталей і чавунів. Криві охолодження дозволяють судити про фазові перетворення, що відбуваються в сплавах Fe - Fe<sub>3</sub>C при повільному охолодженні і нагріванні, тобто умовах рівноваги.

Наприклад, крива охолодження для сплаву з 0,6% С показує, що при його затвердінні по мірі охолодження виділяється велика кількість прихованої теплоти кристалізації, що зменшує швидкість охолодження. В цей час з рідкого сплаву виділяються кристали аустеніту до тих пір, поки він не перетвориться в один аустеніт. Тоді почнеться прискорене падіння температури аустеніту аж до точки A<sub>3</sub>, нижче якої з нього почне виділятися ферит, що також спричинює виділення тепла але порівняно невелике. Так триває до точки A<sub>1</sub> де при постійній температурі відбувається евтектоїдне перетворення яке відповідає температурній зупинці на кривій охолодження, коли залишився аустеніт з 0,8% С переходить в перліт, і потім температура утвореної перліто-феритної структури знову знижується [10].

Таблиця 1.2 - Порядок позначення критичних точок [10, с. 124]

Критична точка	Температура в °С	Характер перетворення
A <sub>0</sub>	210	Магнітна зміна цементиту
A <sub>1</sub>	723	Перлітне перетворення
A <sub>2</sub>	768	Магнітне перетворення $\alpha$ -заліза при нагріванні або зворотне перетворення при охолодженні
A <sub>3</sub>	723 – 910	Початок виділення фериту з аустеніту при охолодженні або кінець розчинення фериту при нагріванні
A <sub>4</sub>	1400	Перехід $\gamma$ -заліза в $\delta(\alpha)$ -залізо при нагріванні і назад при охолодженні
A <sub>cm</sub>	723-1130	Початок виділення вторинного цементиту з аустеніту при охолодженні або кінець розчинення вторинного цементиту при нагріванні

Для сплаву з 0,8% С при затвердінні з рідкого стану також виділяється аустеніт, що супроводжується уповільненням в падінні температури. Потім утворений аустеніт, відносно швидко охолоджується до точки A<sub>1</sub> де аустеніт з 0,8% С при постійній температурі перетворюється в перліт, що відповідає невеликій температурній зупинці на кривій охолодження. Після цього температура сплаву знижується, не викликаючи структурних перетворень.

Сплав з 1,5% С має криву охолодження, спочатку подібну з попередніми кривими, з тією лише різницею, що в її аустеніті з 1,5% С, починаючи з точки A<sub>cm</sub> виділяється вторинний цементит, що викликає дуже невелике сповільнення в швидкості охолодження, а в точці A<sub>1</sub>, аустеніт що залишився з 0,8% С при постійній температурі повністю переходить в перліт. Температура утвореної перліто-цементитної структури надалі знову знижується.

Для доевтектичного сплаву (білого чавуну), наприклад, з 3% С крива

охолодження спочатку показує, що з рідкого сплаву виділяється аустеніт до тих пір, поки рідкий сплав який залишився не отримає евтектичний склад з 4,3% С. Потім він твердне при постійній температурі 1130 °С в цементитну евтектику - ледебурит. Надалі при охолодженні нижче 1130 °С з аустеніту виділяється вторинний цементит, що викликає дуже незначне уповільнення швидкості охолодження, а в точці  $A_1$  весь аустеніт перетворюється в перліт при постійній температурі, що відповідає горизонтальній ділянці на кривій охолодження. Утворена структура доевтектичного сплаву (білого чавуну), що складається з перліту, вторинного цементиту і ледебуриту (ледебурит буде складатися з перліту, цементиту евтектичного і цементиту вторинного), при подальшому охолодженні вже змінюватися не буде [10].

Крива охолодження евтектичного сплаву - білого чавуну з 4,3% С - показує, що його затвердіння відбувається при постійній температурі 1130 °С, при цьому утворюється ледебурит, аустеніт якого в точці  $A_1$  перетворюється в перліт, і в результаті виходить структура, що складається з одного ледебуриту.

У заевтектичних сплаву (білого чавуну) з 5% С крива охолодження відрізняється від попередньої кривої верхньою частиною, так як з рідкого сплаву виділяється первинний цементит, що пов'язано з сильним зменшенням швидкості охолодження. Потім при 1130 °С рідкий сплав твердне, перетворюючись в ледебурит, аустеніт якого в точці  $A_1$  перетворюється в перліт, в результаті чого і утворюється структура з первинного цементиту і ледебуриту [10].

#### **1.4. Метастабільні аустенітні сталі**

Наявність мартенситу деформації в метастабільних аустенітних сталях може викликати безліч проблем, таких як уповільнене руйнування деталей з аустенітних сталей після глибокої витяжки. Однак деформаційно-індукований мартенсит може також підвищити швидкість зміцнення і тому

бути корисним при формуванні деталей. Утворення мартенситу деформації ( $\alpha'$ ) пов'язане зі смугами зсуву, які є плоскими дефектами, що асоціюються з перетином дефектів упаковки в площині  $\{111\}_\gamma$ . В залежності від характеру перетину можуть утворюватися двійники,  $\epsilon$ -мартенсит або пакети дефектів упаковки. Двійники утворюються, коли дефекти упаковки перетинають паралельні площині  $\{111\}$ , в той час як  $\epsilon$ -мартенсит виникає, якщо перетин дефектів упаковки відбувається на пересічних площинах  $\{111\}$ . Пакети дефектів упаковки виникають через випадкові (нерегулярні) перетини. Місця утворення  $\alpha'$ -мартенситу, зміни маршрутів, моделювання утворення, емпіричні вирази для оцінки стійкості аустеніту до мартенситного перетворення і методи визначення  $\alpha'$ -мартенситу - все це було досліджено останнім часом. І хоча ці питання були вивчені в безлічі робіт, недавні дослідження привели до глибшого розуміння суті процесу і критичного перегляду колишніх результатів [6].

### **1.5. Загальна характеристика перетворень переохолодженого аустеніту**

Нижче температури  $A_1$  ( $723^\circ \text{C}$ ) аустеніт нестійкий і відчуває перетворення, так як його вільна енергія вище вільної енергії продуктів його перетворення (рис. 1.5). Найбільш повне уявлення про перетвореннях, які зазнає аустеніт при різних ступенях переохолодження, дає діаграма ізотермічного перетворення аустеніту, тобто перетворення, що протікає при постійній температурі.

Якщо ступінь переохолодження аустеніту порівняно невелика, відбувається перетворення його з утворенням ферито-цементитної суміші, яка є чисто кристалізаційним процесом, тобто відбувається шляхом утворення зародків і подальшого їх зростання. З іншого боку, перетворення аустеніту в ферито-цементитну суміш носить чисто дифузійні характер, так як супроводжується перерозподілом вуглецю за обсягом; перерозподіл

вуглецю пов'язаний з тим, що однорідний аустеніт перетворюється в ферит, який практично не містить вуглецю, і цементит, що містить 6,67% С [9].

У більшості випадків перетворення аустеніту при термічній обробці на виробництві відбувається в умовах безперервного охолодження, наприклад при гартуванні у воді, і з дуже великою швидкістю, яка ускладнює його дослідження і вимагає застосування безінерційних приладів. Ізотермічне перетворення аустеніту, хоча порівняно рідше зустрічається на практиці, але значно менша швидкість цього перетворення дозволяє більш детально і надійно його досліджувати.

Для вивчення ізотермічного перетворення аустеніту невеликі зразки сталі нагрівають до температур, відповідних існування стабільного аустеніту (тобто вище критичної точки), а потім швидко охолоджують до температури нижче  $A_1$ , наприклад до 700, 600, 500, 400, 300°C і т.д., і витримують при цих температурах до повного розпаду аустеніту. Ступінь його розпаду можна визначати різними методами: мікроскопічним, магнітним, дилатометричним і ін.

Результати дослідження характеризує крива, що показує кількість аустеніту який розпався в залежності від часу, що пройшов з моменту початку розпаду. Як видно з рис.1.6, протягом певного проміжку часу ( $H_1, H_2, H_3,$ ) розпад аустеніту експериментально не фіксується. Цей період називається інкубаційним [9].

По закінченню цього періоду аустеніт починає розпадатися з утворенням ферито-цементитної суміші. Швидкість розпаду спочатку швидко збільшується, а потім поступово сповільнюється.

Через деякий час ( $K_1, K_2, K_3$ ) процес розпаду повністю закінчується або припиняється. Побудова таких кривих для багатьох температур переохолодження ( $t_1, t_2, t_3$  і т.д.) дозволяє отримати діаграму ізотермічного перетворення аустеніту(рис.1.6). Для цього потрібно відрізки часу, що відповідають початку ( $H_1, H_2, H_3$ ) і кінця розпаду аустеніту ( $K_1, K_2, K_3$  і т. д.), Для кожної з досліджуваних температур ( $t_1, t_2, t_3$ ) перенести на графік,

на якому по осі абсцис відкладається час, а по осі ординат - температура, і однойменні точки з'єднати плавними кривими [9].

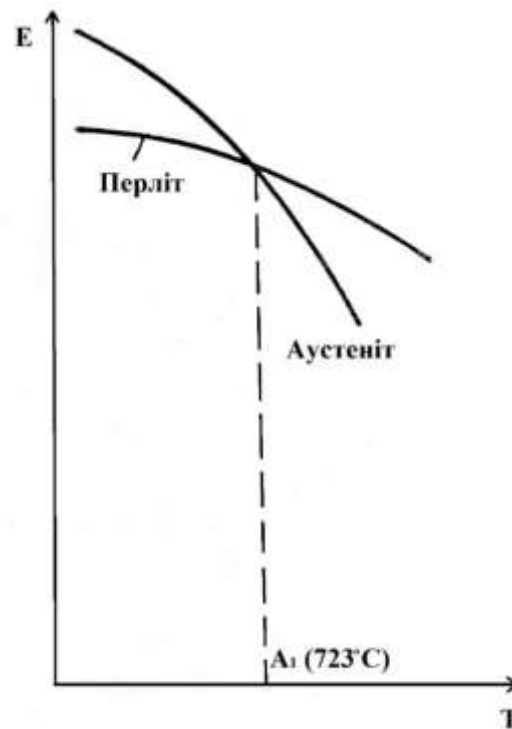


Рисунок 1.5 - Зміна вільної енергії аустеніту і перліту в залежності від температури [9, с. 211]

У діаграмі ізотермічного перетворення аустеніту (рис. 1.6 і 1.7) крива 1 характеризує початок розпаду, а крива 2 показує час, необхідний для повного розпаду аустеніту. Область, що лежить лівіше кривої початку розпаду аустеніту (див. рис. 1.6-1.7) визначає тривалість інкубаційного періоду; в інтервалі температур і часу, які визначаються цією областю, існує переохолоджену аустеніт, який практично не зазнає помітного розпаду. Тривалість інкубаційного періоду характеризує стійкість переохолодженого аустеніту. Зі збільшенням переохолодження його стійкість швидко зменшується, досягаючи мінімуму близько 550 °С, після чого знову зростає (рис.1.6 - 1.7) [9].

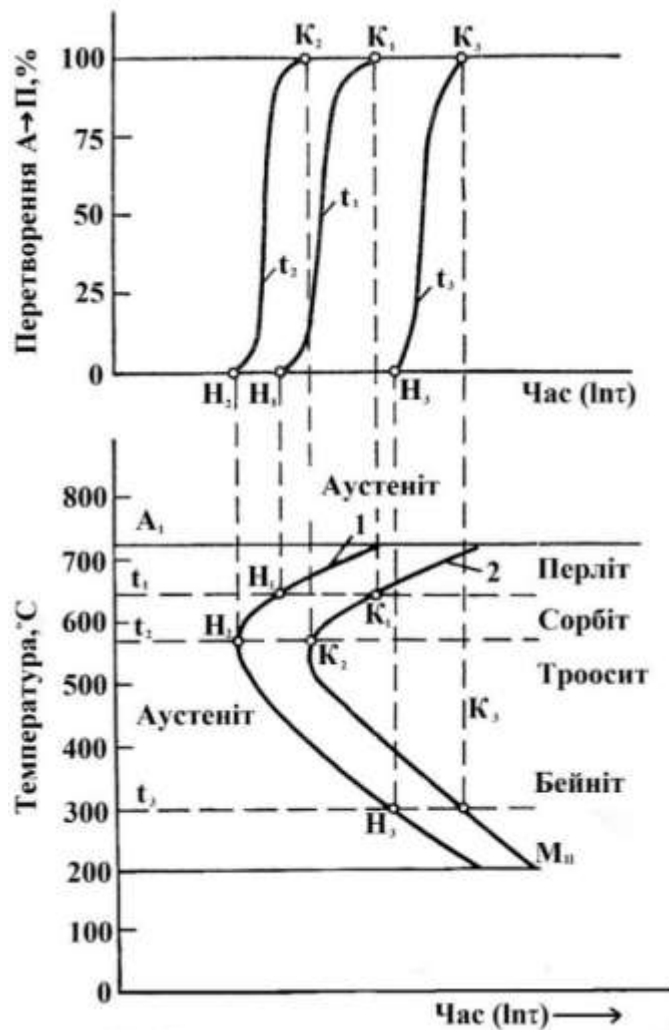


Рисунок 1.6 - Схема побудови діаграми ізотермічного розпаду аустеніту для евтектоїдної сталі [9, с. 222]

При температурі найменшої стійкості аустеніту ( $\sim 550$  °C) швидкість перетворення дуже велика. У вуглецевих сталях тривалість інкубаційного періоду при цій температурі не перевищує 1,0-1,5 сек. Тому для переохолодження аустеніту до низьких температур (нижче 600-500 °C) сталь потрібно охолоджувати з великою швидкістю: 800-200 °C/сек (в залежності від вмісту в аустеніті вуглецю). Зменшення стійкості аустеніту і зростання швидкості його перетворення зі збільшенням ступеня переохолодження пояснюється зростанням різниці вільних енергій аустеніту і перліту (див. рис. 1.5). При цьому, як ми вже вказували, зменшується розмір критичного зародка, здатного до зростання, і збільшується кількість об'ємів в вихідному аустеніті, в якому можуть виникнути зародки нової фази. Підвищення



стійкості аустеніту і зменшення швидкості його перетворення при великих ступенях переохолодження спричиняється зниженням швидкості утворення і зростання нових фаз за рахунок гальмування процесу дифузії [9].

При переохолодженні аустеніту до температури нижче точки  $M_H$  (рис. 1.7) дифузійні процеси повністю придушуються і утворення ферито-цементитної суміші стає неможливим. В цьому випадку протікає бездифузійне перетворення аустеніту в структуру загартованої сталі, яка називається мартенситом і представляє пересичений твердий розчин вуглецю в  $\alpha$ -залізі.

Залежно від ступеня переохолодження аустеніту розрізняють три температурні області або ступені перетворення (рис. 1.7): перлітну область; область проміжного перетворення (проміжного між перлітним і мартенситним перетворенням); мартенситну область.

Перлітна область (рис. 1.7) поширюється на інтервал температур від точки А до вигину ізотермічної діаграми ( $\sim 550^\circ\text{C}$ ). При цих температурах відбувається дифузійний розпад аустеніту з утворенням ферито-цементитної суміші, що має пластинчасту будову [9].

Проміжне перетворення протікає при температурах від вигину С-кривої ( $\sim 550^\circ\text{C}$ ) до точки  $M_H$  (рис. 1.7). Це перетворення має ряд особливостей, властивих як перлітному (дифузійному), так і мартенситному (бездифузійному) перетворенню. В результаті перетворення переохолодженого аустеніту утворюється суміш цементиту і  $\alpha$ -фази (фериту), дещо пересиченої вуглецем яка має характерну голчасту будову. Така структура отримала назву бейніта або голчастого троостита.

Нарешті, нижче температури, що відповідає точці  $M_H$ , переохолоджений аустеніт бездифузійно перетворюється в мартенсит.

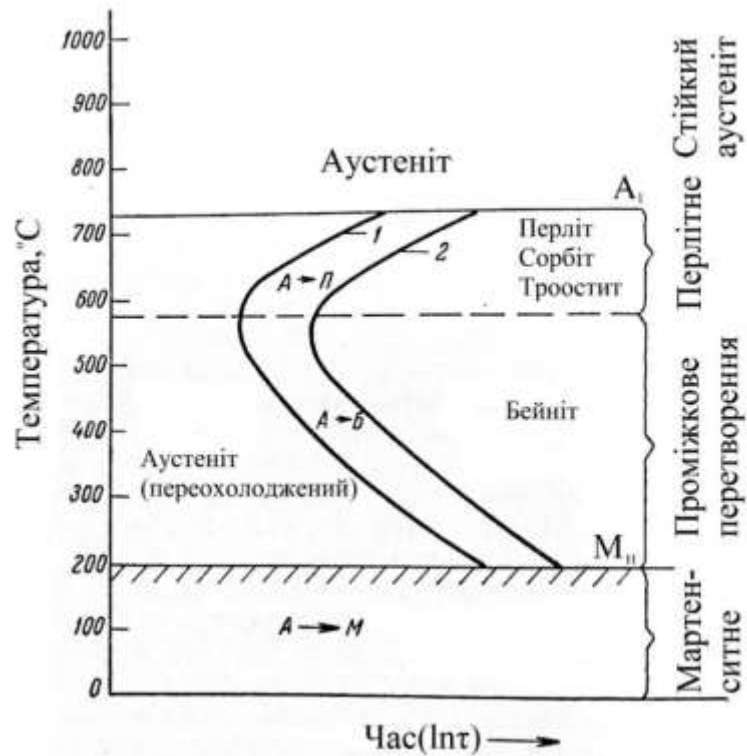


Рисунок 1.7 - Схема діаграми ізотермічного розпаду аустеніту для евтектоїдної сталі [9, с. 224]

### 1.6. Фактори, що впливають на початок і подальші деформаційні мартенситні перетворення

На мартенситні перетворення в метастабільних аустенітних сталях можуть вплинути такі фактори, як напрям навантаження, зовнішні поля, розмір зерна і т. д. Аналіз поведінки монокристалів при перетворенні показав [11], що мартенситні перетворення є орієнтаційно-залежним. З використанням 3D-рентгенівської дифракції досліджено [12]  $\gamma \rightarrow \epsilon$ -мартенситне перетворення на місці окремих зерен в полікристалічній сталі 301. Показано, що  $\gamma \rightarrow \epsilon$ -перетворення протікає в дуже локальному обсязі. З 47 досліджених зерен тільки одне з найвищим фактором Шміда для системи ковзання  $\{111\}\langle 121 \rangle$  піддавалося  $\gamma \rightarrow \epsilon$ -перетворенню на рівні деформації розтягуванням 5%. Було також показано [13], що розмір зерна впливає на утворення  $\alpha'$ -мартенситу, в більших зернах утворюється більша кількість кристалів  $\alpha'$ -мартенситу.

Швидкість деформації впливає на перетворення аустеніту в мартенсит за допомогою адіабатичного нагрівання, крім того, швидкість деформації впливає як на початковий рівень деформації, так і на об'ємну частку  $\alpha'$ -мартенситу. Використовуючи штучну нейронну сітку, Х. Мірзадех і А. Найяфізадех [14] прийшли до висновку, що збільшення швидкості деформації знижує кількість  $\alpha'$ -мартенситу в структурі сталі. Встановлено також [11], що під впливом зовнішнього магнітного поля утворення  $\alpha'$ -мартенситу прискорюється. Недавнє детальне дослідження К. Спенсера на просвічуючому електронному мікроскопі [15] виявило, що температура, при якій деформується сталь, впливає на маршрут і кінетику перетворення і це також впливає на просторовий розподіл мартенситу.

### 1.7. Зародження місць і маршрут утворення $\alpha'$ -мартенситу

Загальноприйнято вважати, що перетин  $\varepsilon$ -мартенситних кристалів може служити місцями зародження  $\alpha'$ -мартенситу. Наприклад, Т. Крумлов та ін. [16] спостерігали, що  $\alpha'$  мартенсит утворюється на перетинах  $\varepsilon$ -мартенситу при наступних орієнтаційних співвідношеннях:

$$\{111\}_\gamma \parallel \{0001\}_\varepsilon \parallel \{110\}_{\alpha'} \langle 110 \rangle_\gamma \parallel \langle 2110 \rangle_\varepsilon \parallel \langle 110 \rangle_{\alpha'}.$$

Модель зародження  $\alpha'$ -мартенситу при перетині  $\varepsilon$ -мартенситних кристалів була отримана порівняно недавно К. Спенсером [17] (рис. 1.8).

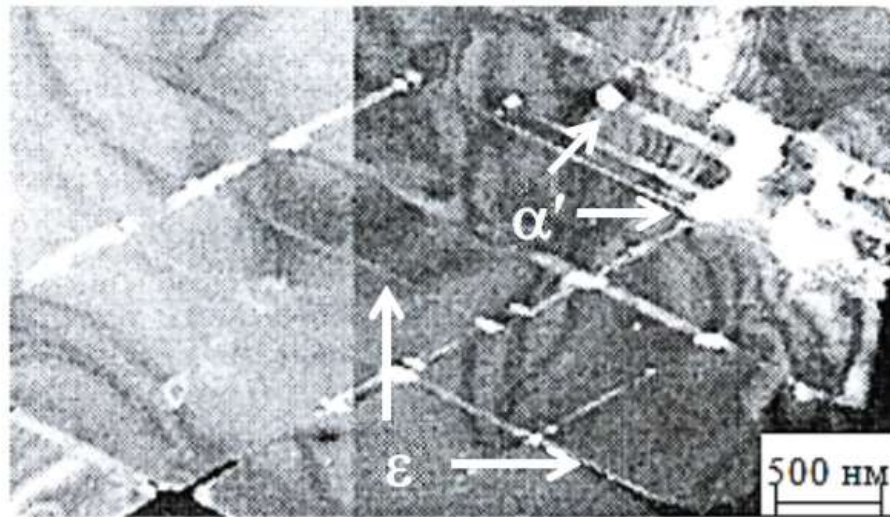


Рисунок 1.8 - Утворення  $\alpha'$ -мартенситу на перетинах кристалів  $\epsilon$ -мартенситу (електронно-мікроскопічне зображення) [17, с. 873]

У той же час недавнє дослідження [18] показало, що  $\alpha'$ -мартенсит здатний утворитися і в одиничному кристалі  $\epsilon$ -мартенситу (замість зародження на перетині двох  $\epsilon$ -мартенситних пластин) при високій швидкості деформації (рис. 1.9). Дослідження на просвічуючому електронному мікроскопі показали [19], що  $\alpha'$ -мартенсит може утворитися і в одиничній смугі зсуву в сталі 304LN при низьких швидкостях деформації. Ці ПЕМ-дослідження представили докази того, що потрійні стики і перетин смуг зсуву з кордоном зерна також можуть виступати в якості центрів зародження  $\alpha'$ -мартенситу. Що стосується маршрутів перетворень, були запропоновані два:  $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha'$  і  $\gamma \rightarrow \alpha'$  як можливі. Було показано [20], що для сталі 304LN можливі обидва шляхи перетворення.

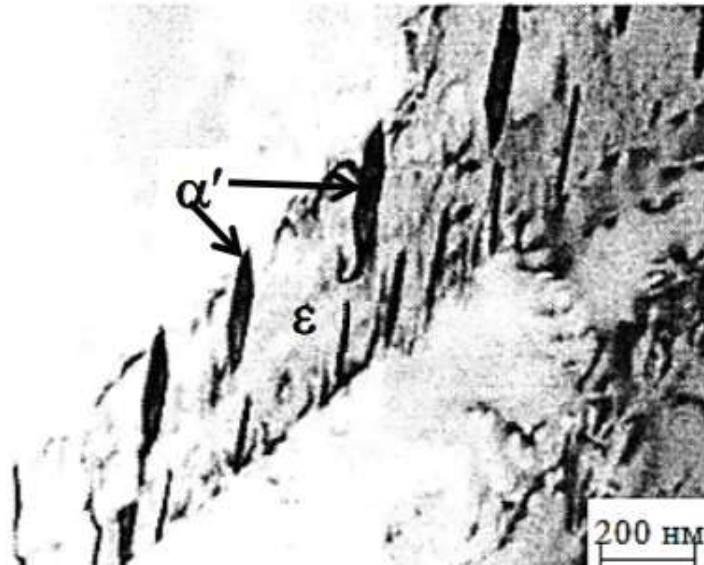


Рисунок 1.9 - Утворення  $\alpha'$  -мартенситу в одиночному кристалі  $\epsilon$ -мартенситу в сталі 304L під дією ударної деформації [18, с. 874]

Згідно маршруту  $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha'$   $\epsilon$ -мартенсит виступає в ролі попередника  $\alpha'$ -мартенситу. Цей маршрут перетворення застосуємо також для високоазотистих КСС. Дослідження І. В. Кіреєва і Ю. І. Чумлякова [20] показало, що утворений при попередній криогенній температурі (-196 °С) деформації  $\epsilon$ -мартенситу може викликати утворення  $\alpha'$ -мартенситу при кімнатній температурі в аустенітній сталі Cr17Ni12Mn2Si0,75, який зазвичай не утворюється в ній при кімнатній температурі. Це дослідження підтверджує уявлення про те, що  $\epsilon$ -мартенсит може утворитися як попередник  $\alpha'$ -мартенситу. Однак Р. Хедстром та ін. [12] розглядають даний механізм перетворення як малоімовірний і припускають, що зародки  $\alpha'$ -мартенситу спочатку утворюються на дислокаційних скупченнях. З мірою того, як їх число досягає певного значення, утворення нових зародків буде запізнюватися або придушуватися, але ті, які вже утворилися, будуть швидко рости в автокаталітичному режимі, приводячи до ступінчастого характеру перетворення. В роботі К. Спенсера [15] показано, що маршрут перетворення насправді залежить від температури деформації, яка визначає, може або не може  $\epsilon$ -мартенсит виступати в як попередник  $\alpha'$ -мартенситу.

Крім  $\epsilon$ -мартенситу, місцями зародження  $\alpha'$ -мартенситу можуть бути також перетини деформаційних двійників і смуг зсуву [13], перетину  $\epsilon$ -мартенситу і смуг ковзання або двійників і меж зерен [15]. Так, при холодній пластичній деформації (ХПД) прокаткою зі ступенем  $\epsilon = 0,8$ , в структурі високоазотистих (0,8% N) аустенітної сталі P2000 на перетині двійників утворюються поодинокі кристали  $\alpha'$ -мартенситу [21] (рис.1.10).

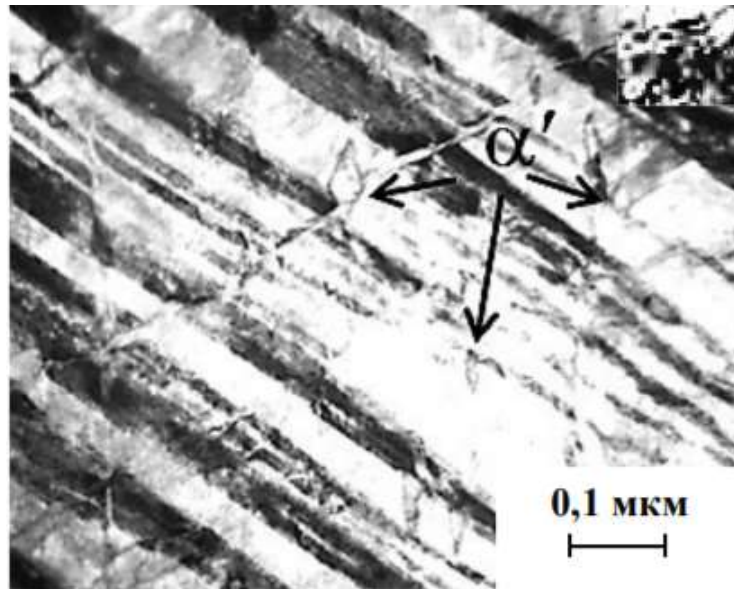


Рисунок 1.10 - ПЕМ-структура аустеніту після ХПД ( $\epsilon = 0,8$ ):  
утворення  $\alpha'$ -мартенситу деформації [21, с. 877]

### 1.8. Вплив пластичної деформації на структуру і властивості металів

В результаті деформації полікристалічного металу відбувається значна зміна його структури [9]. Поява в кристалітах (зернах) ліній зрушень свідчить про залишкову деформації металу. Лінії зрушень виявляються при самих незначних деформаціях. З подальшим збільшенням ступеня деформації кристаліти повертаються в напрямку дії сили і зерна металу, що мали до деформації випадкову орієнтацію (рис. 1.11, а), витягуються в напрямку деформації, утворюючи так звану волокнисту структуру (рис. 1.11, б). При значних деформаціях виникає переважна кристалографічна орієнтація зерен,

що встановлюється рентгенівським аналізом. Закономірна кристалографічна орієнтація кристалітів відносно зовнішніх деформуючих зусиль називається текстурою. Так, наприклад, під час волочіння і пресування металів з об'ємноцентрованою решіткою (Fe, Mo, W та ін.) кристаліти орієнтуються в напрямку  $\{110\}$  а в металах з кубічною гранецентрованою решіткою (Ni, Cu, Al, Pb та ін.) в напрямку  $\{111\}$ .

Утворення текстури супроводжується появою анізотропії механічних і фізичних властивостей. Анізотропія в ряді випадків небажана. Так, при глибокій штамповці листовий матеріал, щоб уникнути виникнення різних дефектів (складчастість, хвиляста кромка і т.д.) повинен деформуватися в усіх напрямках однаково. Але в деяких випадках отримання текстури сприятливо, так як це явище використовується для отримання максимальних властивостей в певному напрямку. Характерним прикладом може служити трансформаторне залізо, в якому анізотропію магнітної проникливості використовують, маючи в своєму розпорядженні напрямок з максимальною проникністю паралельно напрямку магнітного потоку [9].

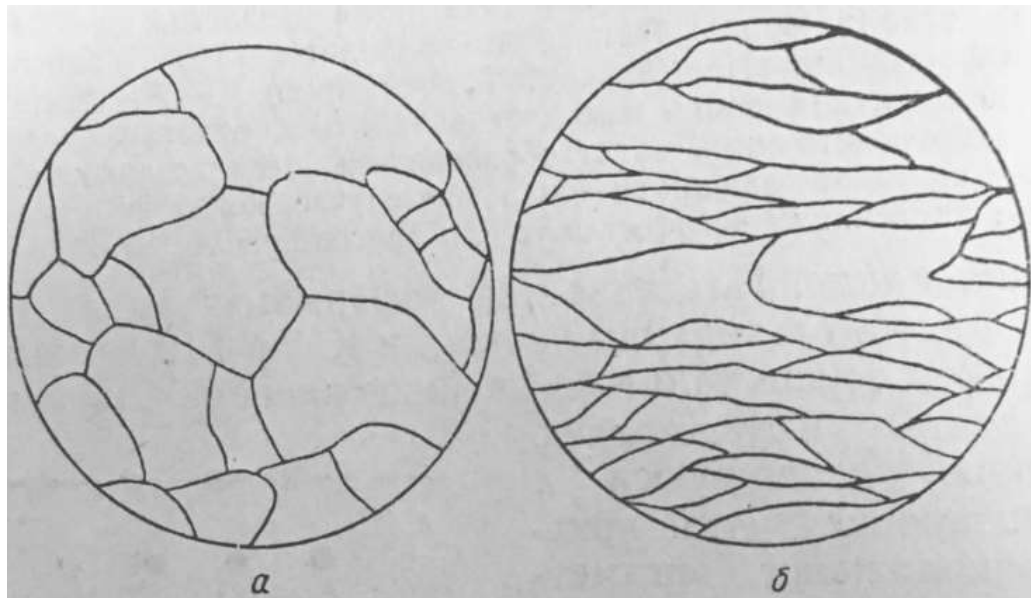


Рисунок 1.11- Вплив пластичної деформації на мікроструктуру металу. х300 (С. С. Штейнберг) [9, с. 60]

Для уникнення орієнтаційної структури зерен (текстури) використовують деформацію стиском.

Зі збільшенням ступеня деформації властивості, що характеризують опір металу пластичної деформації - межа міцності  $\sigma_b$  (рис.1.12), твердість HRB - підвищуються, а здатність до пластичної деформації - відносне подовження  $\delta, \%$  (рис.1.12), відносний стиск площі  $\psi, \%$  - зменшуються. Це явище отримало назву наклепу, або нагартовки.

Ступінь деформації визначають за формулою:

$$\varepsilon = \frac{D_0 - D}{D_0} \cdot 100\%, \quad (1.1)$$

де  $D_0$ - площа перерізу зразка до деформації;  $D$ - площа перерізу після деформації.

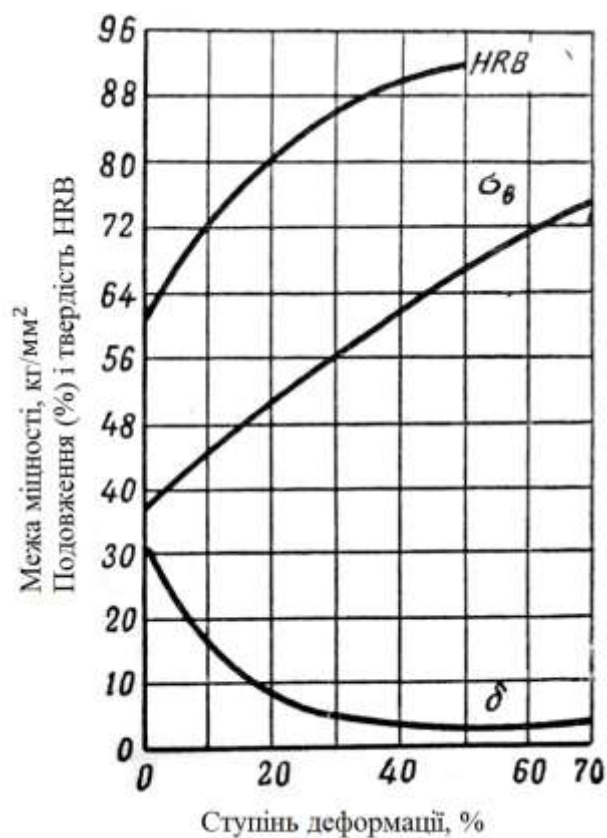


Рисунок 1.12 - Вплив пластичної деформації на механічні властивості низьковуглецевої сталі [9, с. 61]



Пластична деформація, що викликає наклеп, зменшує питому вагу, знижує електрохімічний потенціал і стійкість проти корозії. Холодна деформація магнітних металів, наприклад заліза підвищує коерцитивної силу, зменшує магнітну проникність і підвищує залишкову індукцію. Зі збільшенням ступеня деформації зростає кількість дислокацій, що призводить до гальмування їх пересування, а отже, до підвищення опору деформації (міцності металу). До пластичної деформації (після відпалу) щільність дислокацій в металі  $10^6$ -  $10^8$  дислокацій на  $1 \text{ см}^2$ . Щільність дислокацій в наклепаного металі досягає  $10^{12}$  на  $1 \text{ см}^2$  [9].

### 1.9. Методи визначення $\alpha'$ -мартенситу

У 1990 - х роках було встановлено, що акустична емісія (АЕ) добре корелює з кількістю  $\alpha'$ -мартенситу, який утворюється в аустенітній сталі 304, деформованої при різних ступенях. Нещодавно встановлено [22], що можливо класифікувати сигнали АЕ, використовуючи метод алгоритму k-середніх, на три основні групи, які відповідно і розвиваються з дислокацією, концентрацією напружень та мартенситним перетворенням. Метод дозволив чітко ідентифікувати АЕ сигнали, викликані мартенситним перетворенням. На сьогодні більш розповсюдженими методами визначення кількості  $\alpha$ -фази в аустенітних хромонікелевих сталях є: хімічний, рентгенівський, металографічний, магнітний та ін. Відомо, що хімічний метод трудомісткий, бо враховує ряд формул і діаграм для визначення  $\alpha$ -фази, що призводить до невисокої точності. Рентгенівський метод також трудомісткий і при визначенні малої кількості  $\alpha$ -фази (<5%) не має необхідної точності.

Більш частіше використовують оже методи для визначення кількості  $\alpha$ -фази – металографічний (як правило, для доказу наявності) та магнітний. Проте і металографічний метод має суттєві недоліки: кількість  $\alpha$ -фази визначають тільки в площині шліфу, нечутливі при низькому вмісту  $\alpha$ -фази, трудомісткий. Тому найбільш простим і надійним є магнітний метод який

діляться на ряд класів. Наприклад SQUID-магнітометра робить корисним цей метод для визначення температури зворотного перетворення  $\alpha'$ -мартенситу [23]. Можливість точного визначення цієї температури має значення в тому сенсі, що зворотне перетворення, часто використовується для подрібнення зерна в метастабільних КСС.

Магнітні властивості, такі як коерцитивна сила і магнітна проникність, що асоціюються з петлею магнітного гістерезису, часто використовуються для виявлення кількості  $\alpha'$ -мартенситу більше 5% [24]. Розмір, форма і розподіл  $\alpha'$ -мартенситу впливають на коерцитивну силу. Дослідники прийшли до висновку, що коерцитивна сила більш чутлива, ніж магнітний шум Баркгаузена (MBN) для характеристики зміцнення аустенітних сталей під впливом  $\alpha'$ -мартенситу. Показано [25], що використання малої петлі магнітного гістерезису, спеціальних магнітних випробувань і їх комбінації може бути навіть більш ефективним для визначення  $\alpha'$ -мартенситу, оскільки такі магнітні властивості, як відносна коерцитивна сила, визначаються більш точно. Показана [26] також користь вихрових струмів для визначення кількості неперетвореного аустеніту в холоднокатаних метастабільних аустенітних КСС і встановлено, що вихровий струм не чутливий до розміру зерна, залишковим напруженням і твердості. В даній роботі використовують магнітометричний метод [27], який враховує намагніченість аустенітної матриці і більш того визначає більш низький вміст  $\alpha$ -фази.

### **1.10. Мета і завдання дипломної роботи**

Одним із важливих напрямків науки і техніки є всебічне вивчення аустенітних хромонікелевих сталей з метою їх впровадження в атомну і теплову енергетику, в хімічну, машинобудівну промисловості та авіацію.

Дослідження фазових і структурних перетворень в сталях під час температурних і деформаційних впливах дає можливість прогнозувати нові механічні і корозійні характеристики.

Під час деформаційної дії змінюється не тільки кристалічна, але і механічна структура аустеніту. Звідси виникла необхідність дослідження його магнітної структури. В дипломній роботі параметр питомої магнітної сприйнятливості  $\chi_0$  обрано для дослідження початкової стадії мартенситного  $\gamma \rightarrow \alpha'$  перетворення сталі 10X18H10T під дією пластичної деформації стисненням. Звідси метою даної роботи є дослідження процесу зародження мартенситу деформації в сталі 10X18H10T.

При цьому основними завданнями є:

- виявити зміну магнітного стану аустеніту в сталі 10X18H10T, тобто питомої магнітної сприйнятливості  $\chi_0$  аустеніту до зародження мартенситу деформації;
- зафіксувати утворення низької кількості (0,005-0,5%) мартенситу деформації;
- визначити дійсну деформаційну мартенситну точку в сталі 10X18H10T.

## РОЗДІЛ 2. МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИКА ДОСЛІДЖЕННЯ

### 2.1. Підготовка зразків для вимірювання питомої магнітної сприйнятливості, кількості $\alpha$ -фази в сталі 10X18H10T

В роботі досліджувалась аустенітна хромонікелева сталь 10X18H10T у вигляді промислового листа. Ця сталь добре зварюється і може використовуватись в агресивних середовищах. Тому її застосовують як конструкційний корозійностійкий матеріал в машинобудуванні та авіабудуванні. Було підготовлено зразок розміром 3×2×2мм вирізався з листа нержавіючої сталі. Потім зразок за допомогою холодної обробки підігнали під розміри для розміщення в ампулу магнітометричних терезів. Подальший етап підготовки експерименту була електролітична поліровка зразка у розчині мурашиної кислоти. Зразок під'єднали до позитивного електрода і помістили у розчин з кислотою, де був встановлений негативний електрод. Відбувалась електрохімічна реакція під дією різниці потенціалів на позитивному та негативному контактах. Діставши зразок з розчину, він набув більш гладку і блискучу поверхню. Після полірування поверхні зразка, його зважили на електронних терезах «KERN 770 » з точністю 0.005 мг. Після зважування, визначили питому магнітну сприйнятливість і низьку кількість  $\alpha$ -фази в зразку.

Хімічний склад досліджуваної сталі 10X18H10T показано у таблиці 2.1

Таблиця 2.1 - Хімічний склад сталі 10X18H10T,%

C	Si	Mn	Ni	Ti	Nb	W	Cr	Mo
0,11	0,50	1,65	10,36	0,48	0,15	0,03	17,65	0,11

## 2.2. Опис установки

Установка являє собою магнітометричні терези з уніполярно-астатичною системою і механіко-магнітним зачепленням призми (рис.2.1) [28]. Принципово новим вузлом у запропонованих магнітометричних терезах, порівнянні з існуючими подібного типу, є те, що вони забезпечені уніполярною астатичною системою Мірошниченка-Головіна [29], підвішеною на бронзовій нитці й забезпеченою дзеркальцем. На торці одного з полюсів уніполярного магніту астатичної системи наноситься риска, в яку встановлюється вістря ребра феромагнітної призми.

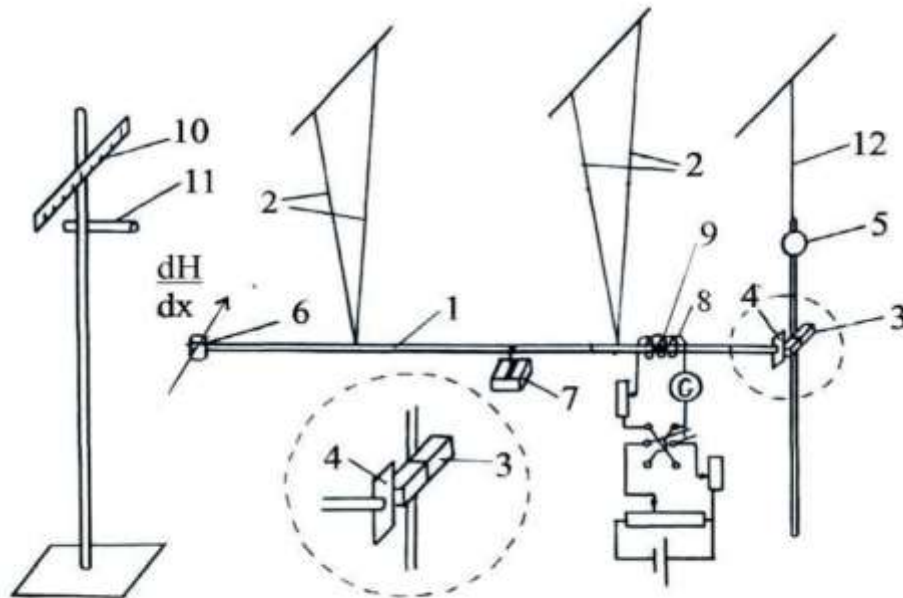


Рисунок 2.1 - Магнітометрична установка (містить кварцовий стрижень 1, підвішений на біфілярі 2, уніполярний магніт 3 з лезом 4, дзеркало 5, ампулу 6 для розміщення еталонного зразка сталі; демпфера 7, компенсаційну котушку 8 з магнітом 9, шкали 10 з освітлювачем 11, підвісу 12. Уніполярний магнетик 3 є однополюсний магнетик, який представляє собою два прямокутних магнітних паралелепіпеда, які з'єднані однаковими полюсами з метою уникнення впливу зовнішніх магнітних полів) [28, с. 137]

Астатичність системи усуває вплив на неї зовнішніх магнітних полів, що забезпечує високу чутливість установки. Поліус уніполярного магніту, взаємодіючи з феромагнітною призмою, притягує її до себе, забезпечуючи механіко-магнітне зачеплення. Зазначене механіко-магнітне зачеплення призми, що являє собою своєрідний магнітний шарнір, має дуже мале тертя. Воно сприяє заспокоєнню всієї установки (стрижень – астатична система), що забезпечує досить високий ступінь точність вимірів, не знижуючи в той же час чутливість методу.

Спосіб дії запропонованих магнітометричних терезів зводиться до наступного: тримач для ампул з досліджуваною речовиною 6 поміщається в градієнтне магнітне поле  $H \frac{dH}{dx}$  [28]. Під дією магнітного поля  $H$ , може приймати значення в інтервалі від 2 до  $8 \cdot 10^5$  А/м, ампула 6 зі зразком зміщується. Поступальний рух стрижня 1 через магнітне зчеплення леза 4 з магнітом 3 переходить в обертальний рух підвісу 12, на якому розташоване дзеркало 5. Від освітлювача 11 падає промінь світла на дзеркало 5, від якого відбивається і падає на шкалу 10. Для повернення світлового променя на шкалі в нульове положення використовують компенсаційну котушку 8, в якій знаходиться магніт 9, прикріплений до стрижня 1. При цьому вимірюється величина компенсаційного струму  $i_{зр}$ , який подається компенсаційну котушку 8 [28].

За допомогою компенсаційного приладу 8, 9 “зайчик ” переміщається в нульове положення. Фазові й інші перетворення, що відбуваються в досліджуваному матеріалі, можуть фіксуватися по шкалі у вигляді стрибків. Чутливість за пропанових магнітних терезів дуже висока, через відсутність в усіх вузлах механічного тертя, вона може бути обчислена за формулою:

$$\frac{\Delta l_e}{f_e} = \frac{hL}{2l_1 Mg'} \quad (2.1)$$

де  $h$  – висота підвісу стрижня;

- $M$  – повна маса стрижня зразка;  
 $g$  – прискорення сили тяжіння;  
 $f$  – сила магнітного поля, що діє на зразок;  
 $l$  – довжина плеча уніполярному магніту;  
 $L$  – відстань від дзеркальця до шкали.

### 2.3. Методика вимірювання питомої магнітної сприйнятливості

Спосіб дії магнітометричних терезів полягає у розміщенні в градієнтному полі тримача 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 повертається у нульове положення й вимірювання проводяться нульовим методом. Тримач із зразком може поміщатися в різні температури, а фазові та інші перетворення, що відбуваються у досліджуваному матеріалі фіксуються по шкалі у вигляді стрибків [29].

Запишемо формулу для пондеромоторної сили, яка діє на зразок в градієнтному магнітному полі [27]:

$$f = m\chi H \frac{dH}{dx}, \quad (2.2)$$

де  $f$  – сила, що діє на зразок, Н(кг·м/с<sup>2</sup>);

$\frac{\delta H}{\delta x}$  – градієнт напруженості магнітного поля, А/м<sup>2</sup>;

$\chi$  – питома магнітна сприйнятливості, м<sup>3</sup>/кг;

$H$  – напруженість магнітного поля, А/м;

$m$  – маса зразка, мг.

Для еталонного зразка формула приймає вигляд:

$$f_e = m_e \chi_e H \frac{dH}{dx}, \quad (2.3)$$

У нашому випадку сили  $f$  та  $f_e$  пропорційні відповідним струмам у компенсаційному колі:  $f = k_i$  та  $f_e = k_{i_e}$ , де  $k$  – коефіцієнт пропорційності.

Підставимо їх в рівняння (2.2) та (2.3) отримаємо:

$$k_i = m \chi H \frac{dH}{dx} \quad (2.4)$$

$$k_{i_e} = m_e \chi_e H \frac{dH}{dx} \quad (2.5)$$

Поділимо рівняння (2.4) на (2.3) отримаємо формулу (2.6)

$$\frac{i}{i_e} = \frac{m}{m_e} \frac{\chi}{\chi_e} \quad (2.6)$$

Із (2.6) виводимо робочу формулу для магнітної сприйнятливості досліджуваного зразка:

$$\chi = \chi_e \frac{m_e}{m} \cdot \frac{i}{i_e}, \quad (2.7)$$

де  $\chi_e$  – питома магнітна сприйнятливість еталонного зразка;

$m_e$  і  $m$  – відносна маса еталонного і досліджуваного зразка ;

$i_e$  та  $i$  – відносна сила струму в компенсаційній котушці еталону і зразка



## 2.4. Методика вимірювання низького вмісту виникаючого мартенситу після пластичної холодної деформації стисненням

Градування магнітометричних терезів проводиться за допомогою стандартних речовин, таких, як  $\text{MgCl}_2$ ,  $\text{Mn}_2\text{P}_2\text{O}_7$  й  $\text{Fe}_2\text{SO}_4(\text{NH}_4)_2\text{SO}_2\cdot 6\text{H}_2\text{O}$ , 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 [27]. У нашому досліді еталоном слугує солі Мора, з відомим табличним значенням  $\chi_{\text{Мора}} = 3,2 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$ .

Для визначення низької кількості феромагнітної  $\alpha'$ -фази використовуємо вираз [29]:

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

де  $\sigma_m$  – феромагнітна складова питомої намагніченості насичення  $\alpha'$ -фази зразка,  $\frac{\text{А}\cdot\text{м}^2}{\text{кг}}$ ;

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

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

$\chi_0$  – питома магнітна сприйнятливість парамагнітної матриці аустеніту зразка,  $\text{м}^3/\text{кг}$ ;

$\chi_p$  – парапроцесна складова питомої сприйнятливості  $\alpha'$ -фази, м<sup>3</sup>/кг;

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

$H$  – напруженість магнітного поля, А/м.

## РОЗДІЛ 3. РЕЗУЛЬТАТИ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

### 3.1. Експериментальне визначення питомої магнітної сприйнятливості зразка сталі 10X18H10T до холодної пластичної деформації стисненням

Як було раніше вказано, що мартенситні перетворення відіграють значну роль у створенні механічних і корозійних властивостей аустенітних Fe – Cr – Ni сталей. Як правило, більше уваги приділялось вивченню  $\gamma \rightarrow \alpha'$  перетворень при порівняно великих деформаціях, коли виникає на перших стадіях 2 - 3% мартенситу. Відповідно таку пластичну деформацію, при якій виникало 2 - 3% приймали за деформаційну мартенситну точку. Звідси в залежності від чутливості методу ця точка “плавала” і у різних дослідників вона була різною навіть для однієї і тієї аустенітної сталі. В даній роботі використовувався чутливий магнітометричний метод [27]. Завдяки цьому методу вдалося фіксувати при пластичній деформації зміну питомої магнітної сприйнятливості  $\chi_0$  аустеніту ще до виникнення перших порцій мартенситу.

У таблиці 3.1 подані експериментальні значення ступеня деформації досліджуваного зразка  $\epsilon = 0\%$ , визначені величини питомої магнітної сприйнятливості  $\chi_0$ .

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

$H, 10^5 \text{ A/м}$	$1/H, 10^{-6} \text{ м/А}$	$\chi_0 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$
2,15	4,65	3,268
2,55	3,92	3,271
2,95	3,39	3,272
3,42	2,92	3,27
3,78	2,65	3,272
4,22	2,37	3,27
4,58	2,18	3,268
4,94	2,02	3,27
5,21	1,92	3,273
5,57	1,8	3,271
5,85	1,71	3,27

Із таблиці 3.1 випливає, що питома магнітна сприйнятливості є величиною сталою, тобто до пластичної деформації сталь 10X18H10T є повністю аустенітною (парамагнітною) і не містить деформаційної  $\alpha$ -фази. Наочно це показано на рис. 3.1. Тобто у відсутності деформації  $\varepsilon = 0\%$  питома магнітна сприйнятливості аустеніту складає  $\chi_0 = 3,27 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$ .

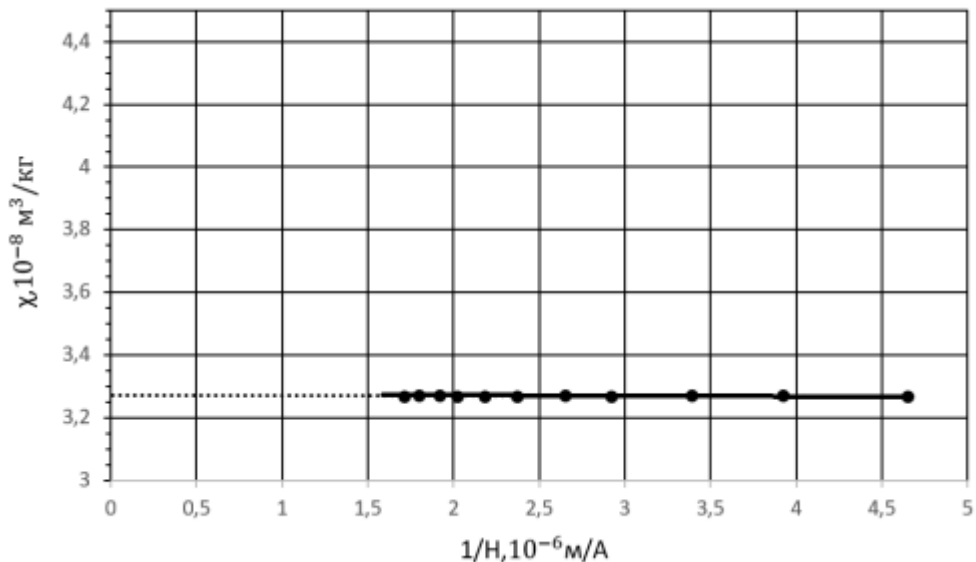


Рисунок 3.1 – Залежність питомої магнітної сприйнятливості  $\chi$  від оберненої величини магнітного поля  $1/H$  при  $\varepsilon = 0 \%$

### 3.2. Експериментальне визначення зміни питомої магнітної сприйнятливості аустеніту зразка сталі 10X18H10T після холодної пластичної деформації до виникнення мартенситу

При кімнатній температурі здійснюється пластична деформація зразка розміром  $3 \times 2 \times 2 \text{ мм}$  вздовж однієї осі, ступінь деформації розраховується за співвідношенням товщин до і після деформації за формулою (1.1).

При різних ступенях деформації на магнітометричній установці вимірювали компенсаційний струм для кожного ступеня деформації й розраховували значення  $\varepsilon$ . Для визначення  $\chi_\infty$  після кожного стиску зразка будували залежність питомої магнітної сприйнятливості  $\chi$  від оберненої величини магнітного поля  $\frac{1}{H}$  при різних ступенях відносної деформації на стиск. Екстраполюючи прямі на вісь ординат  $\chi$  при  $H \rightarrow \infty$  знайшли значення  $\chi_\infty$ , що в подальшому показано на рис. 3.2.

Експериментальні виміри значень питомої магнітної сприйнятливості аустеніту в залежності від  $H$  і  $\frac{1}{H}$  при початкових ступенях деформації

позначені в таблиці 3.2.

Таблиця 3.2 - Значення магнітної сприйнятливості  $\chi_0$  в залежності від напруженості магнітного поля  $H$  і  $\frac{1}{H}$  при різних ступенях деформації до виникнення мартенситу

$H, 10^5 \text{ A/м}$	$1/H, 10^{-6} \text{ м/А}$	$\chi, 10^{-8} \text{ м}^3 / \text{кг}$ $\varepsilon=2,07\%$	$\chi, 10^{-8} \text{ м}^3 / \text{кг}$ $\varepsilon=3,86$	$\chi, 10^{-8} \text{ м}^3 / \text{кг}$ $\varepsilon=5,47\%$	$\chi, 10^{-8} \text{ м}^3 / \text{кг}$ $\varepsilon=7,04\%$	$\chi, 10^{-8} \text{ м}^3 / \text{кг}$ $\varepsilon=9,43\%$
2,15	4,65	3,453	3,591	3,745	3,882	4,140
2,55	3,92	3,452	3,586	3,753	3,863	4,111
2,95	3,39	3,467	3,592	3,760	3,870	4,127
3,42	2,92	3,452	3,579	3,765	3,880	4,133
3,78	2,65	3,456	3,586	3,750	3,871	4,120
4,22	2,37	3,460	3,594	3,747	3,86	4,114
4,58	2,18	3,463	3,583	3,76	3,876	4,121
4,94	2,02	3,450	3,570	3,750	3,880	4,110
5,21	1,92	3,458	3,585	3,768	3,865	4,127
5,57	1,80	3,446	3,584	3,750	3,879	4,123
5,85	1,71	3,444	3,579	3,741	3,861	4,136

Побудуємо графічну залежність питомої магнітної сприйнятливості  $\chi_0$  аустеніту від оберненої величини магнітного поля  $\frac{1}{H}$  при різних почергових ступенях деформації від 2,07 до 9,43% (рис.3.2). Як бачимо на рис.3.2 відсутній нахил прямих залежності  $\chi(\frac{1}{H})$ , що вказує на те, що при таких деформаціях не виникає мартенсит деформації.

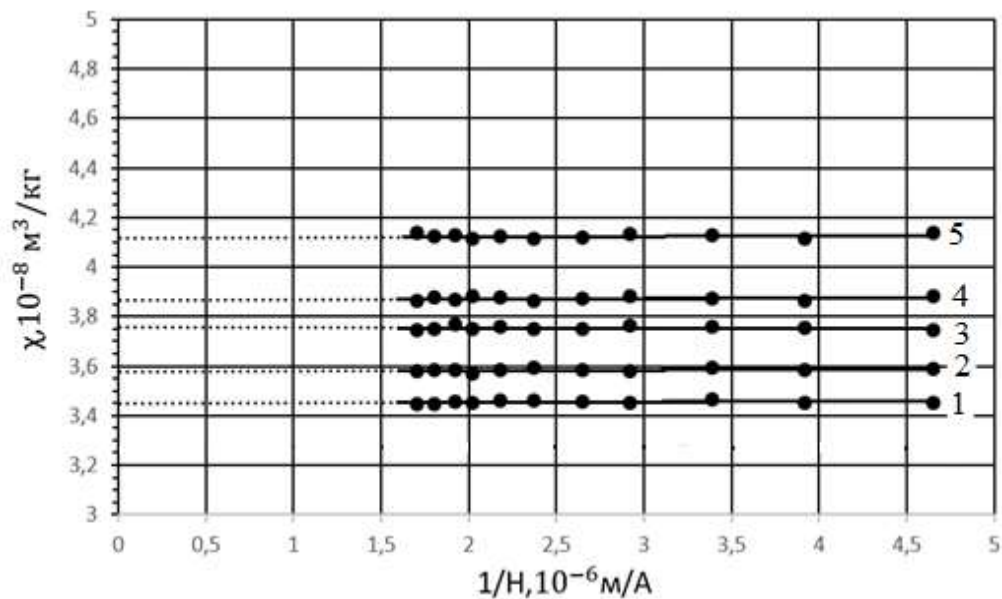


Рисунок 3.2 – Залежність питомої магнітної сприйнятливості  $\chi$  від оберненої величини магнітного поля  $1/H$  при різних ступенях деформації до виникнення мартенситу. 1 -  $\varepsilon = 2,07\%$ , 2 -  $\varepsilon = 3,86\%$ , 3 -  $\varepsilon = 5,47\%$ , 4 -  $\varepsilon = 7,04\%$ , 5 -  $\varepsilon = 9,43\%$ .

З одержаних експериментальних даних випливає, що на перших стадіях холодної пластичної деформації стиском ( $\varepsilon = 0 \dots 9,43\%$ ) зростає чутливий параметр питома магнітна сприйнятливості  $\chi_0$  аустеніту в залежності від деформації  $\varepsilon$  за лінійним законом (рис. 3.2) [30]

### 3.3. Розрахунок низького вмісту мартенситу деформації після деформації зразка сталі 10X18H10T

Подальша деформація ( $\varepsilon = 9,43 \dots 19,31\%$ ) призвела до збільшення нахилу прямих  $\chi(\frac{1}{H})$ , що підтверджує появу мартенситу деформації. Прямі вказують на зменшення  $\chi$  при зменшенні  $\frac{1}{H}$  після даної деформації [31; 32].

У таблиці 3.3 подані експериментальні значення при ступенях деформації досліджуваного зразка  $\varepsilon = 9,43 \dots 19,31\%$ , визначених величин питомої магнітної сприйнятливості при появі мартенситу деформації [30].

Таблиця 3.3 – Значення магнітної сприйнятливості в залежності від напруженості магнітного поля  $H$  при різних ступенях деформації після появи  $\alpha'$ -фази

$H, 10^5 \text{ A/м}$	$1/H, 10^{-6} \text{ м/А}$	$\chi, 10^{-8} \text{ м}^3 / \text{кг}$ $\varepsilon=12,4\%$	$\chi, 10^{-8} \text{ м}^3 / \text{кг}$ $\varepsilon=13,61\%$	$\chi, 10^{-8} \text{ м}^3 / \text{кг}$ $\varepsilon=15,05\%$	$\chi, 10^{-8} \text{ м}^3 / \text{кг}$ $\varepsilon=15,46\%$	$\chi, 10^{-8} \text{ м}^3 / \text{кг}$ $\varepsilon=16,87\%$	$\chi, 10^{-8} \text{ м}^3 / \text{кг}$ $\varepsilon=19,31\%$
2,15	4,65	12,1	24	31	33	39,5	53,6
2,55	3,92	11,7	22	28	31	36,3	49,5
2,95	3,39	11,2	20	27	29	34	45,7
3,42	2,92	10,5	19	25	27	30,2	42,5
3,78	2,65	9,9	18	23,2	25,2	29	40,2
4,22	2,37	9,7	17	22	24	28,7	37,9
4,58	2,18	9,3	16,3	21	23	27,5	36,3
4,94	2,02	9,1	16	19,4	21,4	26,2	35,1
5,21	1,92	8,7	15	19	20,5	25,7	33,7
5,57	1,8	8,2	14	18,4	19,9	24,3	32,4
5,85	1,71	7,8	13,5	18	19,4	23,2	31,3

Із таблиці 3.3 випливає, що в інтервалі пластичної деформації стисненням від  $\varepsilon = 12,4\%$  до  $\varepsilon = 19,31\%$  помітно зростає питома магнітна сприйнятливості досліджуваного зразка. Для наочності побудуємо графічну залежність  $\chi(\frac{1}{H})$  для вказаного інтервалу ступенів пластичної деформації (рис.3.3). Для визначення низького вмісту  $\alpha'$ - мартенситу, потрібно знати сумарну магнітну сприйнятливості  $\chi_\infty$ . Для цього методом екстраполяції прямих залежностей  $\chi(\frac{1}{H})$  (рис. 3.3)  $H \rightarrow \infty$ , знаходимо числові значення  $\chi_\infty$ , які показані в таблиці 3.3.



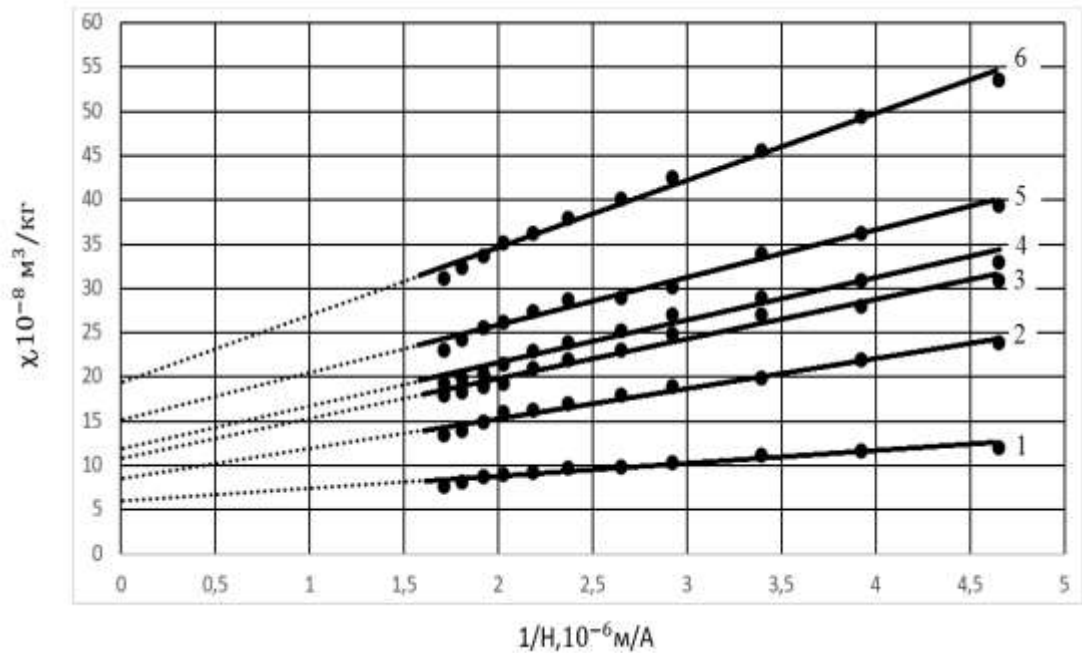


Рисунок 3.3 – Залежність питомої магнітної сприйнятливості  $\chi$  від оберненої величини магнітного поля  $1/H$  при різних ступенях деформації після появи  $\alpha'$ -фази. 1 -  $\varepsilon = 12,4\%$ , 2 -  $\varepsilon = 13,61\%$ , 3 -  $\varepsilon = 15,05\%$ , 4 -  $\varepsilon = 15,46\%$ , 5 -  $\varepsilon = 16,87\%$ , 6 -  $\varepsilon = 19,31\%$ .

### 3.4. Встановлення залежності виникаючої кількості наднизького вмісту мартенситу деформації від ступеня стиснення сталі 10X18H10T

Для визначення низької кількості феромагнітної  $\alpha'$ -фази використовуємо вираз (2.8) [27].

Для знаходження питомої намагніченості насичення  $\sigma_{\alpha'}$  феромагнітної  $\alpha'$ -фази зразка використовуємо емпірично-експериментальне співвідношення Ентіна [33]:

$$\sigma_{\alpha'} = \frac{219}{4\pi} (1 - 0,148 \text{ C\%} + 0,0356 \text{ Si\%} - 0,00913 \text{ Mn\%} - 0,0185 \text{ Cr\%} - 0,0015 \text{ Ni\%} + 0,074 \text{ Ti\%} + 0,0139 \text{ Mo\%} - 0,0833 \text{ W\%} + 0,1896 \text{ Nb\%}) \frac{\text{А} \cdot \text{м}^2}{\text{кг}} \quad (3.1)$$

Підставляючи дані хімічного складу нашої сталі 10X18H10T в формулу (3.1) отримуємо:  $\sigma_{\alpha'} = 12,022 \frac{\text{А} \cdot \text{м}^2}{\text{кг}}$ .

За допомогою формули (2.8) розрахуємо  $R_{\alpha'}$  при різних ступенях деформації зразка сталі.

1. Розрахунок  $R_{\alpha'}$  при ступені деформації зразка  $\varepsilon = 12,4\%$ .

$$R_{\alpha'} = \frac{(8,04 - 5,99) \cdot 10^{-8} \cdot 4,22 \cdot 10^5}{12,022} \cdot 100\% = 0,072\%$$

2. Розрахунок  $R_{\alpha'}$  при ступені деформації зразка  $\varepsilon = 13,61\%$ .

$$R_{\alpha'} = \frac{(11,41 - 8,42) \cdot 10^{-8} \cdot 4,58 \cdot 10^5}{12,022} \cdot 100\% = 0,114\%$$

3. Розрахунок  $R_{\alpha'}$  при ступені деформації зразка  $\varepsilon = 15,04\%$ .

$$R_{\alpha'} = \frac{(14,7 - 10,78) \cdot 10^{-8} \cdot 4,94 \cdot 10^5}{12,022} \cdot 100\% = 0,161\%$$

4. Розрахунок  $R_{\alpha'}$  при ступені деформації зразка  $\varepsilon = 15,46\%$ .

$$R_{\alpha'} = \frac{(17,7 - 11,77) \cdot 10^{-8} \cdot 5,21 \cdot 10^5}{12,022} \cdot 100\% = 0,257\%$$

5. Розрахунок  $R_{\alpha'}$  при ступені деформації зразка  $\varepsilon = 16,87\%$ .

$$R_{\alpha'} = \frac{(22,5 - 14,99) \cdot 10^{-8} \cdot 5,57 \cdot 10^5}{12,022} \cdot 100\% = 0,348\%$$

6. Розрахунок  $R_{\alpha'}$  при ступені деформації зразка  $\varepsilon = 19,31\%$ .

$$R_{\alpha'} = \frac{(27,81 - 19,30) \cdot 10^{-8} \cdot 5,85 \cdot 10^5}{12,022} \cdot 100\% = 0,414\%$$

Із одержаних розрахунків низької кількості мартенситу  $R_{\alpha'}$  маємо, що кількість першої порції, яку вдалося зафіксувати становить  $R_{\alpha'} = 0,0072\%$  після пластичної деформації  $\varepsilon = 12,4\%$ . При кінцевій деформації  $\varepsilon = 19,31\%$  кількість мартенситу становило  $R_{\alpha'} = 0,414\%$ , тобто в 6 разів більше, ніж у першій порції.

Тепер одержані результати занесемо в таблицю 3.4.

Таблиця 3.4 – Значення магнітної сприйнятливості й кількості  $\alpha'$ -мартенситу в залежності від ступеня деформації зразка  $P_{\alpha'}$ .

№	$\varepsilon, \%$	$\chi, 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$	$\chi_{\infty}, 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$	$P_{\alpha}, \%$
1	0	3,27	3,27	0
2	2,07	3,45	3,45	0
3	3,86	3,58	3,58	0
4	5,47	3,75	3,75	0
5	7,04	3,87	3,87	0
6	9,43	4,12	4,12	0
7	12,4	8,04	5,99	0,072
8	13,61	11,41	8,42	0,114
9	15,05	14,7	10,78	0,161
10	15,46	17,7	11,77	0,257
11	16,87	22,5	14,99	0,348
12	19,31	27,81	19,30	0,414

Аналізуючи таблицю 3.4 маємо, що відносна пластична деформація  $\varepsilon$  в межах від 0 до 9,4% не призводить до виникнення  $\alpha'$  - мартенситу, проте змінюється величина питомої магнітної сприйнятливості  $\chi_0$  “чистого” аустеніту. Останнє вказує на те що, кристалічна гратка не змінюється, а змінюється питома магнітна сприйнятливість  $\chi_0$ , тобто змінюється структура магнітного стану. Подальша пластична деформація призводить до накопичення кількості мартенситу до 0,414%.

Для наочності побудуємо залежність  $P_{\alpha}$  від  $\varepsilon$  (рис. 3.4).

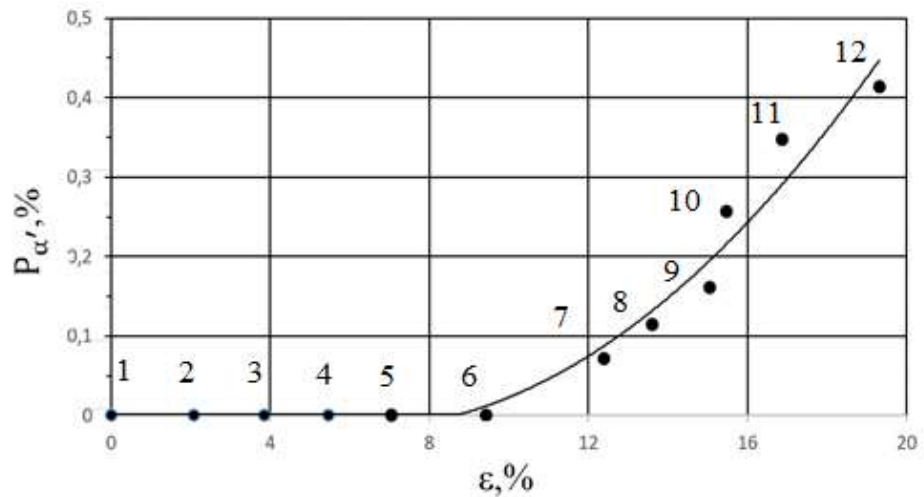


Рисунок 3.4 – Залежність кількості виникаючого мартенситу деформації  $P_{\alpha'}$ ,% від ступеня стиску  $\epsilon$  у сталі 10X18H10T. Номерами 1-12 показано ступінь деформації

Таким чином, було встановлено експериментальну залежність кількості виникаючого  $\alpha'$ -мартенситу від ступеня стиску  $\epsilon$  сталі 10X18H10T. Тепер побудуємо залежність питомої магнітної сприйнятливості  $\chi$  від відносної пластичної деформації  $\epsilon$  сталі 10X18H10T (рис. 3.5).

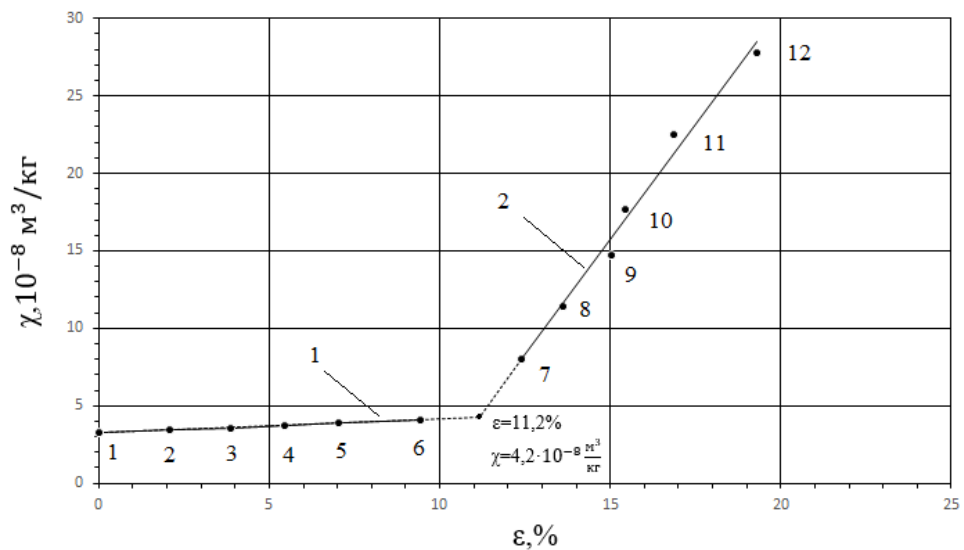


Рисунок 3.5 - Залежність питомої магнітної сприйнятливості  $\chi$  від відносної пластичної деформації  $\epsilon$  сталі 10X18H10T. Номерами 1-12 показано ступінь деформації

З одержаних експериментальних даних випливає, що на перших стадіях холодної пластичної деформації стиском ( $\varepsilon = 0 \dots 9,45\%$ ) зростає чутливий параметр питома магнітна сприйнятливості  $\chi$  (на графіку точки 1...6) в залежності від деформації  $\varepsilon$  за лінійним законом (рис.3.5)

Точки 1...6 вказують на збільшення  $\chi$  парамагнітної сталі (аустеніту) від  $3,38 \cdot 10^{-8} \frac{\text{м}^3}{\text{кг}}$  до  $4,12 \cdot 10^{-8} \frac{\text{м}^3}{\text{кг}}$ . Точка 6 відповідає ступеню деформації, який вдалося зафіксувати до появи перших порцій мартенситу. Після наступної деформації  $\varepsilon = 12,4\%$  (точка 7) зафіксовано першу порцію феромагнітного  $\alpha'$ -мартенситу у кількості 0,072%. Подальша деформація до  $\varepsilon = 19,31\%$  призвела до збільшення вмісту (0,414%)  $\alpha'$ -мартенситу (точка 12). Точка перетину вказаних вище прямих на графіку має значення  $\varepsilon = 11,2\%$  та  $\chi = 4,2 \cdot 10^{-8} \frac{\text{м}^3}{\text{кг}}$ , тобто  $\varepsilon_S$  є дійсна деформаційна мартенситна точка, зліва від якої сталь перебуває у однофазному стані аустеніт ( $\gamma$ -фаза), а справа – у двофазному стані аустеніт і мартенсит деформації ( $\gamma + \alpha'$ ), що узгоджується з роботами [31;32;34].

Таким чином, на підставі проведених досліджень виявлено: під час деформаційного стиску сталі 10X18H10T відбувається збільшення питомої магнітної сприйнятливості до початку виникнення  $\alpha'$ -мартенситу деформації, визначена дійсна деформаційна мартенситна точка. У дослідженої сталі 10X18H10T, як і в сталях 10X18H9-У, 12X18H10T мартенсит деформації виникає після досягнення певного деформованого стану аустеніту [31;32].

## ВИСНОВКИ

Високі механічні властивості виробів досягаються завдяки утворенню мартенситу – головної структурної складової загартованої сталі. Звідси постає важлива проблема з'ясування природи мартенситу, зокрема дослідження виникнення перших порцій та подальше накопичення мартенситу деформації. Саме з цієї причини до нашого часу сталь 10X18H10T продовжує залишатися важливим конструкційним матеріалом для виготовлення деталей. Використовуючи чутливий магнітометричний метод під час проведення експерименту та проаналізувавши одержані результати, можна зробити такі висновки:

1. Експериментально встановлено, що в повністю аустенітній сталі 10X18H10T при повільній пластичній одновісній деформації стисненням від 0 до  $\sim 9,4\%$  питома магнітна сприйнятливості аустеніту збільшується до  $\sim 26\%$  і при цьому  $\gamma \rightarrow \alpha'$  не виявлено. Це вказує на те, що сталь є стабільною по відношенню до пластичної деформації  $\sim 9,4\%$ ;

2. При подальшій деформації від  $9,4\%$  до  $19,3\%$  виникає низький вміст  $\alpha'$ - мартенситу від  $0,072$  до  $0,414\%$ (об'ємн.);

3. Із графічної залежності питомої магнітної сприйнятливості від відносної деформації стисненням методом інтерполяції знайдена дійсна (стартова) деформаційна мартенситна точка для сталі 10X18H10T, яка дорівнює  $\epsilon_S = 11,2\%$ , зліва від якої сталь перебуває в однофазному стані ( $\alpha$ -фаза), а справа у двофазному ( $\gamma + \alpha'$ );

4. Практично одержані результати можуть бути використані для прогнозування виникнення  $\alpha'$ -мартенситу на початковій стадії пластичної деформації стисненням.

## ПЕРЕЛІК ПОСИЛАНЬ

1. Гуляев А.П. *Металловедение: учебник для студенческих вузов* Москва: Металлургия, 1987. 647 с.
2. Химушин Ф.Ф. *Нержавеющие стали* Москва: Металлургия, 1967. 800 с.
3. Новиков И.И. *Металловедение: учебник в двух томах* Москва: Машиностроение, 2009. 415 с.
4. Лахтин Ю.М. *Материаловедение: Учебник для высших технических учебных заведений* Москва: Наука, 1990. 528 с.
5. Стерин И.С. *Машиностроительные материалы. Основы металловедения и термической обработки* Москва: Наука, 2003. 344 с.
6. Березовская В.В., Березовский А.В. *Коррозионно-стойкие стали и сплавы* Екатеринбург: Изд-во Урал. Ун-та, 2019. 200-207 с.
7. Новиков И.И., Строганов Г.Б., Новиков А.И. *Металловедение, термообработка и рентгенография* Москва: Мисис, 1994. 277-279 с.
8. *Stainless steels : An introduction and their recent developments / ed. by J.K. Lai, C.H. Shek and K.H. Lo. Hong Kong : Bentham Books, 2015. 168 p.*
9. Лахтин Ю.М. *Металловедение и термическая обработка* // Металлургия. 1964. 60-62 с.
10. Болховитинов Н.Ф. *Металловедение и термическая обработка* Москва: Машиностроение, 1965. 125-127. 190-192 с.
11. Fukuda, T. *Effect of high magnetic field and uniaxial stress at cryogenic temperatures on phase stability of some austenitic stainless steels / T. Fukuda, T. Kakeshita, K. Kindo // Mater. Sci. Eng. A. 2006. № 438–440 (Sp. Iss. SI). P. 212–217.*
12. *Stepwise transformation behavior of the strain-induced martensitic transformation in a metastable stainless steel / P. Hedstrom [et al.] // Scr. Mater. 2007. № 56(3). P. 213–216.*

13. Choi, J.Y. Strain induced martensite formation and its effect on strain hardening behavior in the cold drawn 304 austenitic stainless steels / W. Choi, J.Y. Jin // *Scr. Mater.* 1997. № 36(1). P. 99–104.

14. Mirzadeh, H. Correlation between processing parameters and strain-induced martensitic transformation in cold worked AISI 301 stainless steel / H. Mirzadeh, A. Najafizadeh // *Mater. Charact.* 2008. № 59(11). P. 1650–1654.

15. The strain induced martensite transformation in austenitic stainless steels. Part 1-Influence of temperature and strain history / K. Spencer [et al.] // *Mater. Sci. Technol.* 2009. № 25(1). P. 7–17.

16. Kruml, T. Microstructure in 316LN stainless steel fatigued at low temperature / T. Kruml, J. Polak, S. Degallaix // *Mater. Sci. Eng. A.* 2000. № 293(1–2). P. 275–280.

17. Strengthening via the formation of strain-induced martensite in stainless steels / K. Spencer [et al.] // *Mater. Sci. Eng. A.* 2004. № 387–9. P. 873–881.

18. Lee, W.S. The morphologies and characteristics of impact-induced martensite in 304L stainless steel / W.S. Lee, C.F. Lin // *Scr. Mater.* 2000. № 43 (8). P. 777–782.

19. Morphologies and characteristics of deformation induced martensite during tensile deformation of 304 LN stainless steel / A. Das [et al.] // *Mater. Sci. Eng. A.* 2008. № 486 (1–2). P. 283–286.

20. Kireeva, I. V. The orientation dependence of  $\gamma$ - $\alpha'$  martensitic transformation in austenitic stainless steel single crystals with low stacking fault energy / I.V. Kireeva, Y.I. Chumlyakov // *Mater. Sci. Eng. A.* 2008. № 481–482 (Sp. Iss. SI). P. 737–741.

21. Влияние деформации на структуру, механические и коррозионные свойства высокоазотистой аустенитной стали 07X16AG13M3 / В.В. Березовская [и др.] // *Металлы.* 2013. № 6. С. 54–62.

22. Evaluation of the strain-induced martensitic transformation by acoustic emission monitoring in 304L austenitic stainless steel : Identification



of the AE signature of the martensitic transformation and power-law statistics / M. Shaira [et al.] // Mater. Sci. Eng. A. 2008. № 492(1–2). P. 392–399.

23. Use of saturation magnetism measurements to detect martensite formation in austenitic stainless steel after compressive deformation at high temperatures / K. Mumtaz [et al.] // J. Mater. Sci. Lett. 2002. № 21(15). P. 1199–1201.

24. Detection of martensite transformation in high temperature compressively deformed austenitic stainless steel by magnetic NDE technique / K. Mumtaz [et al.] // J. Mater. Sci. 2003. № 38(14). P. 3037–3050.

25. Vertesy, G. Non-destructive indication of plastic deformation of cold-rolled stainless steel by magnetic adaptive testing / G. Vertesy, I. Tomas, I. Meszaros // J. Magn. Mater. 2007. № 310(1). P. 76–82.

26. Eddy current detection of changes in stainless steel after cold reduction / S.H. Khan [et al.] // Comp. Mater. Sci. 2008. № 43(4). P. 623–628.

27. Снежной Г. В., Мищенко В. Г., Снежной В. Л. Интегральный физический метод идентификации  $\alpha$ -фазы в аустенитных хромоникелевых сталях. *Литье и металлургия*. 2009. № 3(52). С. 241–244.

28. Сніжної Г. В., Жавжаров Є. Л. *Вісник Національного технічного університету України "КПІ". Серія – Радіотехніка. Радіоапаратобудування*. 2012. № 49. С. 136 - 138.

29. Мирошниченко Ф. Д., Сніжний В. Г. Магнитометрические весы с униполярно-астигматической системой и механико-магнитным зацеплением призмы. *Техника*. 1996. №2. С. 48–52.

30. Линник В. Ю., Сніжної В. Л. Дослідження перехідної області виникнення мартенситу деформації в сталі 10X18H10T. Молода наука-2019: Том 1. Запоріжжя: ЗНУ, 2020. 6–7 с.

31. Сніжної Г. В. Зародження мартенситу деформації в хромонікелевих сталях аустенітного класу. *Фізико-хімічна механіка матеріалів*. 2011. №3. С. 84–89.

32.Снежной Г. В. Магнетна поведінка аустеніту на початку утворення мартенситу деформації в криці 10X18H9-У. *Фізика і хімія твердого тіла*. 2014. Т. 12. № 3. С.748-752.

33.Энтин С. Д. Новые методы химического и фазового анализа металлов. С. Д. Энтин //Труды ЦНИИТМАШ. 1964, № 41. 49 с.

34.Снежной Г. В., Мищенко В. Г. Снежной В. Л. Зарождение первых порций  $\varepsilon$ - и  $\alpha'$ - мартенситов деформации в аустенитных хромоникелевых сталях. *Строительство, материаловедение, машиностроение: Стародубовские чтения*. 2015. С.307-313.