

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ
ЗАПОРІЗЬКИЙ НАЦІОНАЛЬНИЙ УНІВЕРСИТЕТ

МАТЕМАТИЧНИЙ ФАКУЛЬТЕТ

Кафедра прикладної фізики і наноматеріалів

КВАЛІФІКАЦІЙНА РОБОТА МАГІСТРА

на тему: «РОЗПОДІЛ МАРТЕНСИТУ ДЕФОРМАЦІЇ
ВЗДОВЖ СТЕРЖНЯ ІЗ СТАЛІ 08Х18Н10Т ПІСЛЯ
ХОЛОДНОГО КРУЧЕННЯ»

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

О. В. Чабан

(ініціали та прізвище)

доцент кафедри прикладної фізики і
наноматеріалів, доцент, к. ф.-м. н.

Керівник

Сніжний В. Л.

(посада, вчене звання, науковий ступінь, прізвище та ініціали)

доцент кафедри фізичного матеріалознавства,
Національного університету «Запорізька

Рецензент політехніка» доцент, к.т.н. Грабовський В. Я.

(посада, вчене звання, науковий ступінь, прізвище та ініціали)

РЕФЕРАТ

Кваліфікаційна робота магістра «Розподіл мартенситу деформації вздовж стержня зі сталі 08X18H10T після холодного кручення»: 57 с., 25 рис., 16 табл., 36 джерел.

МАРТЕНСИТ, МАРТЕНСИТНЕ ПЕРЕТВОРЕННЯ, ПЛАСТИЧНА ДЕФОРМАЦІЯ, АУСТЕНИТ, МАГНІТОМЕТРИЧНІ ТЕРЕЗИ.

Об'єкт дослідження – магнітометричні процеси, що відбуваються в сталі 08X18H10T до і після холодної пластичної деформації крутінням.

Мета роботи: визначити кількість α' -мартенситу деформації в сталі 08X18H10T магнітометричним методом після холодної пластичної деформації крутінням.

Метод дослідження – магнітометричний.

Досліджено закономірності процесу мартенситно-деформаційного перетворення в аустенітних хромонікелевих сталях. Розраховано кількісне співвідношення структурних складових зразків сталі 08X18H10T до та після пластичної деформації крутінням. Показано, що під час холодної пластичної деформації крутінням мартенсит розподіляється нерівномірно і досягає максимального значення в точці розриву. Одержані результати можуть бути використані для прогнозування механічних властивостей, оскільки існує кореляційний зв'язок між кількістю мартенситу і механічними властивостями.

SUMMARY

Master's Qualification Thesis «The Distribution of Martensite Deformation along the Steel Rod Length 08X18H10T after Cold Torsion Deformation»: 57 pages, 25 figures, 16 tables, 36 references.

MARTENSITE, MARTENSITIC TRANSFORMATIONS, PLASTICITY DEFORMATION, AUSTENITE, MAGNETOMETRIC SCALES.

The object of the study is the magnetometric processes occurring in steel 08X18H10T before and after cold torsion deformation.

The aim of the study is: to determine the amount of α' -martensite deformation in steel 08X18H10T by magnetometric method after cold torsion deformation.

Research methods are the analytical and magnetometrical.

The regularities of the process of martensitic deformation transformation in austenitic chromium-nickel steels were investigated. The quantitative ratio of structural constituent samples of Steel 08X18H10T before and after plastic torsional deformation was calculated. It is shown that after cold plastic deformation by torsion, martensite is distributed unevenly and reaches a maximum value at the point of fracture. The results obtained can be used to predict mechanical properties, since there is a correlation between the amount of martensite and mechanical properties.

ЗМІСТ

Завдання на кваліфікаційну роботу.....	2
Реферат.....	6
Summary.....	7
Вступ.....	8
1 Літературний огляд.....	10
1.1 Загальні характеристики аустенітних хромонікелевих сталей.....	10
1.2 Фазовий склад аустенітних хромонікелевих сталей.....	14
1.3 Діаграма стану аустенітних хромонікелевих сталей.....	18
1.4 Зміна структури і властивостей аустенітних хромонікелевих сталей під дією пластичної деформації.....	20
1.5 Стабільність аустенітної структури.....	25
2 Матеріали та методи досліджень	26
2.1 Підготовка дослідних зразків зі сталі 08X18H10T	26
2.2 Опис установки для випробувань на кручення.....	27
2.3 Опис установки для дослідження слабомагнітних тіл.....	29
3 Результати та їх обговорення.....	32
3.1 Визначення питомої магнітної сприйнятливості і низького вмісту δ -фериту зразка до деформування крутінням.....	32
3.2 Визначення сумарного вмісту δ -фериту і α' -мартенситу зразків сталі 08X18H10T після пластичної деформаційної кручення.....	41
3.3 Знаходження кількості низького вмісту α' - мартенситу деформації після деформації крученням.....	50
Висновки.....	53
Перелік посилань.....	54

ВСТУП

Створення нових технологій пов'язано безпосередньо з якісним поліпшенням властивостей і службових характеристик матеріалів, зокрема, сталей і сплавів. Аустенітні хромонікелеві сталі широко застосовують як конструкційний матеріал завдяки задовільному співвідношенню пластичності й міцності, високій корозійній та термічній стійкості. Наявність в їх складі основних легуючих елементів Cr і Ni в кількості, передбаченій технологічними умовами, забезпечує практично необмежену область існування стійкого аустеніту. Охолодження їх навіть в область низьких температур не призводить до утворення в аустеніті α' -фази.

Однак, деяким з них притаманна нестабільність аустенітної структури, що веде до можливості протікання $\gamma \rightarrow \alpha'$ перетворення за пластичної низькотемпературної деформації в них. Існує багато видів холодної пластичної деформації – розтяг, стиск, зсув, вигин при яких досліджується виникнення α' -мартенситу деформації. Поява мартенситної фази безпосередньо впливає на ступінь хрупкості сталей, особливо в зонах концентрації напружень. Проте, на сьогоднішній день, кількісне визначення мартенситної складової в таких сталях вивчено недостатньо, особливо коли утворюється низький вміст α' фази. Початок $\gamma \rightarrow \alpha'$ перетворення відбувається в критичній області, визначення якої залежить від чутливості та точності застосовуваного методу. Його неоднозначність спостерігається навіть для однієї марки сталі, що має однаковий початковий стан.

Тому вибір методу вимірювання та контроль вмісту мартенситу деформації в аустенітних сталях є важливим і актуальним завданням, а метою роботи було визначення кількості α' -мартенситу деформації в сталі 08X18H10T магнітометричним методом після холодної пластичної деформації крученням.

Для досягнення мети були поставлені такі завдання:

- експериментально визначити питому магнітну сприйнятливість сталі 08X18H10T до холодного кручення;
- визначити кількість δ -фериту в об'ємних відсотках до холодного кручення;
- експериментально визначити питому магнітну сприйнятливість сталі 08X18H10T після холодного кручення;
- визначити кількість мартенситу після холодного кручення вздовж стержня;
- встановити розподіл мартенситу деформації вздовж стержня зі сталі 08X18H10T.

Об'єктом дослідження є магнітометричні процеси, що відбуваються в сталі 08X18H10T до і після холодної пластичної деформації крутінням.

Предметом дослідження є вивчення закономірностей розподілу мартенситу вздовж стержня із сталі 08X18H10T після холодної пластичної деформації крученням.

Новизною є те, що розподіл мартенситу деформації вздовж стержня нерівномірний, і досягає максимального значення в точці розриву.

Практично отримані результати можуть бути використані для контролю механічних властивостей сталі 08X18H10T за кількістю виникаючого мартенситу деформації.

1 ЛІТЕРАТУРНИЙ ОГЛЯД

1.1. Загальні характеристики аустенітних хромонікелевих сталей

Сплави на основі заліза з високим вмістом хрому й нікелю належать до особливої групи сталей з комплексом властивостей, що принципово відрізняються від властивостей звичайних вуглецевих низько- і середньолегованих сталей. Нікель, що істотно стабілізує α -фазу, розширює температурну і концентраційну область її існування, знижує критичну швидкість охолодження при загартуванні. Після легування сталі одночасно великими кількостями нікелю ($> 8 \%$) і хрому ($> 18 \%$) критична швидкість охолодження знижується настільки, що сталь навіть при дуже повільному охолодженні зберігає переохолоджений аустеніт. При цьому зниження температури початку мартенситного перетворення нижче від нормальної призводить до збереження аустенітного стану [1, 2].

Залежно від хімічного складу і структури ці сталі часто поділяють на кілька груп:

- залізонікелеві сплави (високолеговані нікелеві сталі);
- хромонікелеві сталі аустенітно-мартенситного класу;
- сталі з нестійким аустенітом (наприклад, марки X13N7C3);
- хромонікелеві сталі аустенітно-феритного класу (наприклад, X21N5T, X21N6M2T);
- хромонікелеві аустенітні сталі з малим вмістом вуглецю з присадками невеликих кількостей титану, ніобію і молібдену і без них (сталі марок 10X18N9, 10X18N9T, 10X18N11B, 10X18N12M2T);
- хромонікелеві окалиностійкі сталі з високим вмістом хрому або нікелю (X23N13, X23N18, X25N20C2, X15N35);
- хромонікелеві кислотостійкі аустенітні сталі з присадками молібдену і міді.

Однак, найбільш широко застосованими є хромонікелеві аустенітні сталі з вмістом 18 % хрому і 8-15 % нікелю. У ГОСТ 5632-72 хромонікелеві аустенітні сталі представлені марками 08X18H10 (AISI 304), 08X18H10T (AISI 321), 12X18H10T (AISI 321, AISI 321H), 03X18H11 (AISI 304L) та ін (таблиця 1.1) [3].

Таблиця 1.1. – Хімічний склад типових аустенітних хромонікелевих сталей

№	Марка сталі	C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Mo	Cu	Ti
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12
1	08X17H8T	0,08	0,96	1,2	-	-	16,5	7,52	-	-	0,45
2	09X18H9T	0,09	1,46	0,43	-	-	17,9	8,5	-	-	0,58
3	10X17H9T	0,1	1,12	1,21	-	-	17,1	8,57	-	-	0,46
4	08X18H9T	0,08	1,3	0,4	-	-	17,3	8,85	-	-	0,53
5	05X18H10T	0,05	1,75	0,52	0,02	0,025	17,2	9,03	-	-	0,3
6	X6CrNiTi18-10	0,041	1,26	0,37	-	-	17,09	9,07	-	-	0,37
7	X6CrNiTi18-10	0,041	1,29	0,36	-	-	17,3	9,07	-	-	0,36
8	X6CrNiTi18-10	0,047	1,24	0,41	-	-	17,29	9,11	-	-	0,3
9	10X18H9У	0,07	1,6	0,3	0,22	0,03	17,26	9,2	0,32	0,29	0,005
10	08X20H9Г2Б	0,09	1,74	1,3	0,02	0,03	19,3	9,3	-	-	-
11	12X18H10T	0,12	1,316	0,25	-	-	17,854	9,42	0,121	-	0,252
12	11X18H10T	0,11	1,29	0,44	-	-	17,2	9,8	-	-	0,56
13	X18H10	0,06	1,3	0,34	0,006	0,035	17,48	9,8	-	-	0,03
14	08X18H10T	0,09	0,75	0,7	0,01	0,026	18,2	10,1	0,06	0,14	0,56
15	08X18H10	0,068	1,56	0,55	0,011	0,03	17,9	10,1	0,101	0,162	0,0075
16	08X18H10T	0,08	1,1	0,31	0,005	0,03	18,24	10,35	0,26	0,24	0,53
17	12X18H10T	0,12	1,582	0,304	-	-	18,089	10,46	0,112	-	0,46
18	08X18H10T	0,08	0,982	0,23	0,004	0,021	17,742	10,567	0,262	-	0,259
19	10X18H10T	0,11	1,1	-	0,46	-	17,25	10,6	-	-	0,45
20	11X17H11T	0,11	0,97	1,25	-	-	16,6	10,63	-	-	0,48
21	10X18H10T	0,1	1,26	0,36	-	-	17,50	10,65	-	-	0,48
22	10X18H10T	0,1	1,48	-	0,58	-	17,01	10,75	-	-	0,62

За характером впливу легуючих і домішкових елементів на структуру хромонікелевих аустенітних сталей їх поділяють на дві групи:

- феритоутворюючі елементи: хром, титан, ніобій, кремній і ін.
- аустенітоутворюючі елементи: нікель, вуглець, азот та ін.

З підвищенням концентрації хрому розчинність вуглецю в аустеніті зменшується, що полегшує виділення в ньому карбідної фази. Це, зокрема,

підтверджується зниженням ударної в'язкості сталі з підвищенням вмісту хрому, що пов'язують з утворенням карбідної сітки на межах зерен. Разом з тим, підвищення концентрації хрому в аустеніті призводить до істотного зниження схильності сталі до міжкристалітної корозії. Це пояснюють тим, що хром істотно підвищує корозійну стійкість сталі. Наявність в сталі хрому в кількості 18 % робить її стійкою в багатьох окисних середовищах, у тому числі в азотній кислоті у великому діапазоні, як за концентрацією, так і за температурою. Сталі типу 18-10 широко застосовують як корозійностійкі, жаростійкі, жароміцні та криогенні матеріали [3-5].

При введенні до хімічного складу хромонікелевої сталі титану і ніобію, які сприяють утворенню карбідів, змінюються умови виділення карбідних фаз. При відносно низьких температурах 450-700 °C переважно виділяються карбіди типу $Cr_{23}C_6$, які підвищують схильність до міжкристалітної корозії. При температурах вище 700 °C переважно виділяються спеціальні карбіди типу TiC або NbC . При виділенні тільки спеціальних карбідів схильності до міжкристалітної корозії не виникає.

Легування нікелем не лише переводить сталь в аустенітний клас, а й забезпечує сталі високу технологічність, зокрема, підвищення пластичності і зниження схильності до зростання зерна (рисунок 1.1).

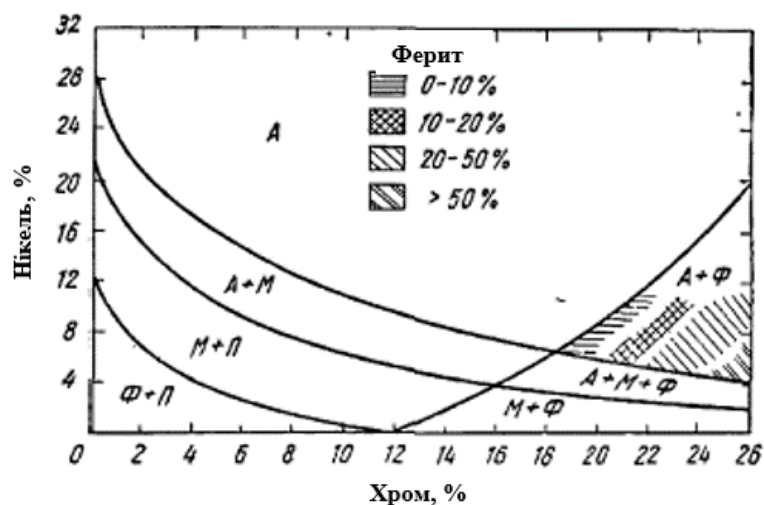


Рисунок 1.1 – Вплив хрому і нікелю на положення структурних складових в системі Fe-Cr-Ni зі вмістом 0,10 % C

Азот має змінну розчинність в аустеніті. Азот може утворювати при охолодженні та ізотермічній витримці самостійні нітридні фази або входити до складу карбідів, заміщаючи в них вуглець. Вплив азоту на схильність до міжкристалітної корозії хромонікелевих аустенітних сталей значно слабший, ніж у вуглецю, і починає проявлятися тільки при вмісті його більше 0,10-0,15 %. Разом з тим, введення азоту підвищує міцність хромонікелевої аустенітної сталі. Тому на практиці в цих сталях застосовують невеликі добавки азоту [6].

У хромонікелевих аустенітних сталях можуть відбуватися такі фазові перетворення [7, 8]:

- виділення надлишкових карбідних фаз і σ -фази при нагріванні в інтервалі 450-900 °С;
- утворення в аустенітній основі δ -фериту при високотемпературному нагріванні;
- утворення α -фази мартенситного типу при холодній пластичній деформації або охолодженні нижче кімнатної температури.

Охолодження з температури гартування має бути швидким. Для нестабілізованих сталей зі вмістом вуглецю понад 0,03 % застосовують охолодження у воді. Сталі з меншим вмістом вуглецю і при невеликій площі перетину охолоджують на повітрі. У нестабілізованих сталях відпал проводять в інтервалі температур між температурою нагріву під загартування і максимальною температурою прояву міжкристалітної корозії. Величина цього інтервалу в першу чергу залежить від вмісту хрому в сталі і збільшується з підвищенням його концентрації. У стабілізованих сталях відпал проводять для переходу вуглецю з карбідів хрому в спеціальні карбіди титану і ніобію. Температура відпалу зазвичай становить 850-950 °С [7, 8].

Схильність до міжкристалітної корозії загартованої сталі типу 18-10 визначається, в першу чергу, концентрацією вуглецю в твердому розчині. Підвищення вмісту вуглецю розширює температурний інтервал схильності

сталі до міжкристалітної корозії. Сталь типу 18-10 при витримці в інтервалі 750-800 °С стає схильною до міжкристалітної корозії:

- при вмісті вуглецю 0,084 % вже протягом 1 хвилини;
- при вмісті вуглецю 0,054 % протягом 10 хвилин;
- при вмісті вуглецю 0,02 через більш ніж 100 хвилин.

Однак, зниження вмісту вуглецю навіть до 0,006 % не забезпечує повної стійкості сталей типу 18-10 до міжкристалітної корозії при 500-600 °С.

Хромонікелеві аустенітні сталі типу 12Х18Н10Т добре зварюються всіма видами ручного чи автоматичного зварювання. Для звичайного автоматичного зварювання під флюсами АН-26, АН-18 і аргоно-дугового зварювання використовують дріт Св-08Х19Н10Б, Св-04Х22Н10БТ, а для ручної – електроди типу ЕА-1Ф2. Застосовуються сталі даного класу для виготовлення холоднокатаного листа чи стрічки підвищеної міцності (ГОСТ 5632-72), для різних деталей і конструкцій, що зварюються точковим зварюванням (ГОСТ 7350-77) або для роботи в середовищах, що не викликають міжкристалітної корозії (ГОСТ 5949-75) в основному в автомобілебудуванні та машинобудуванні. Аустенітна хромонікелева сталь є одним з основних конструкційних матеріалів в хімічній галузі промисловості. Аустенітні хромонікелеві сталі немагнітні. При додаванні феритоутворюючих елементів виникає слабкий магнетизм, пов'язаний з присутністю невеликої кількості фериту. Володіють високою в'язкістю і пластичністю [9].

1.2. Фазовий склад аустенітних хромонікелевих сталей

В хромонікелевих сталях поряд з основною аустенітною γ -фазою може зустрічатися α -фаза в наступних модифікаціях: α -фаза, що утворюється в результаті виділення з рідини або з аустеніту при високих (вище 600-700 °С) температурах; α' -фаза, що утворюється з аустеніту при низьких (нижче 600 °С) температурах за мартенситним механізмом і α'' -фаза –

мартенсит деформації, що виникає при пластичній деформації аустеніту нижче деякої температури точки M_0 .

Структурний стан сплавів 18 % Cr і 8-15 % Ni в залежності від коливання хімічного складу може бути стійким і нестійким. Аустенітні сталі з 18 % Cr і 8-10 % Ni структурно нестійкі, охолодження в області від'ємних температур або пластична деформація при кімнатній температурі ведуть до утворення мартенситу. У сплаві з 18 % Cr і 8-12 % Ni утворення α' -фази мартенситу можна викликати лише деформацією при температурах нижче 0 °C. Сплави з 18 % Cr 14 % Ni мають стабільний аустеніт (ні охолодження, ні деформація при низьких температурах не викличуть утворення α' -фази). Типова структура хромонікелевої аустенітної сталі приведена на рисунку 1.2 [8].

Промислові хромонікелеві сталі, природно, не є чистими Fe-Cr-Ni сплавами, а містять домішки. Ці домішки, розчиняючись в основних фазах (γ і α) впливають на умови рівноваги і на кінетику $\gamma \leftrightarrow \alpha$ перетворення. Якщо ж домішки утворюють нові фази, наприклад карбіди, нітриди, інтерметаліди, вони можуть істотно змінити властивості сталі, хоча їх вплив на $\gamma \leftrightarrow \alpha$ перетворення в цьому випадку менш значний.

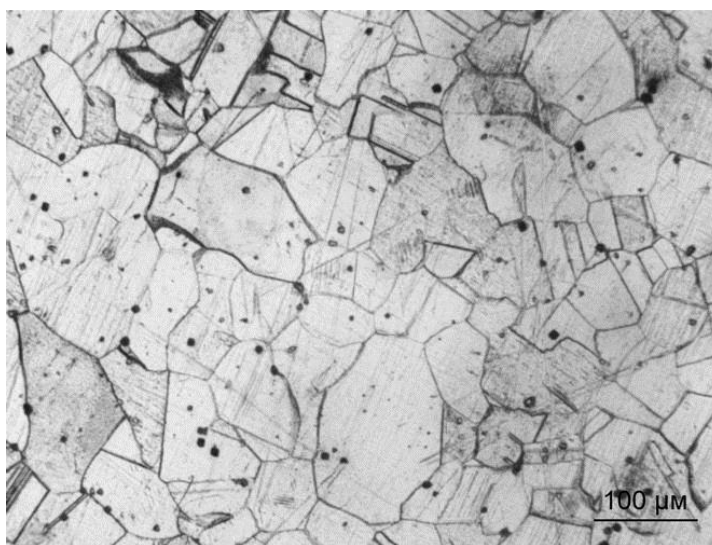


Рисунок 1.2 – Типова структура аустенітної хромонікелевої сталі (аустеніт)

У хромонікелевих сталях через наявність вуглецю можуть утворюватися спеціальні карбіди, переважно типу Cr_{23}C_6 . Кількість карбідів Cr_{23}C_6 залежить від вмісту вуглецю. При кімнатній температурі і вище аж до $700\text{ }^\circ\text{C}$ розчинність вуглецю (карбідів) всього лише $0,005\%$ (див. рисунок 1.3), але вище $800\text{ }^\circ\text{C}$ розчинність різко збільшується і при температурі $1050\text{ }^\circ\text{C}$ досягає $0,05\%$ C, а при $1150\text{ }^\circ\text{C}$ – порядку $0,15\%$ C (нікель зменшує розчинність вуглецю в аустеніт при високій температурі) [8, 9].

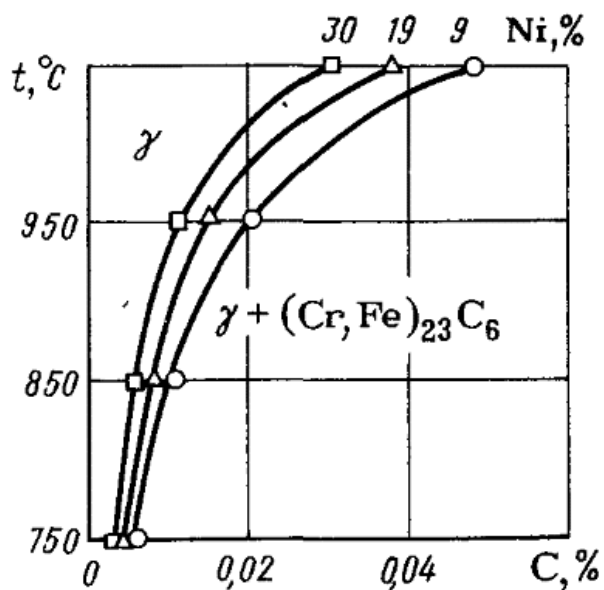


Рисунок 1.3 – Розчинність вуглецю (карбідів) в аустеніті [8]

При такій різниці в розчинності карбідів в аустеніті нагрів до високої температури і швидке охолодження дозволить отримати пересичений твердий розчин, а повторний нагрів (при $500\text{-}700\text{ }^\circ\text{C}$) викличе виділення карбідів. Виділення карбідів, відбувається по межах зерен, що при певних умовах веде до крихкості сталі і появи особливого виду корозійного руйнування. По межах зерен карбід хрому після відпуску виділяються у вигляді листоподібних пластинок, а по межах двійників у вигляді трикутників або шестикутних пластинок (рис. 1.4).

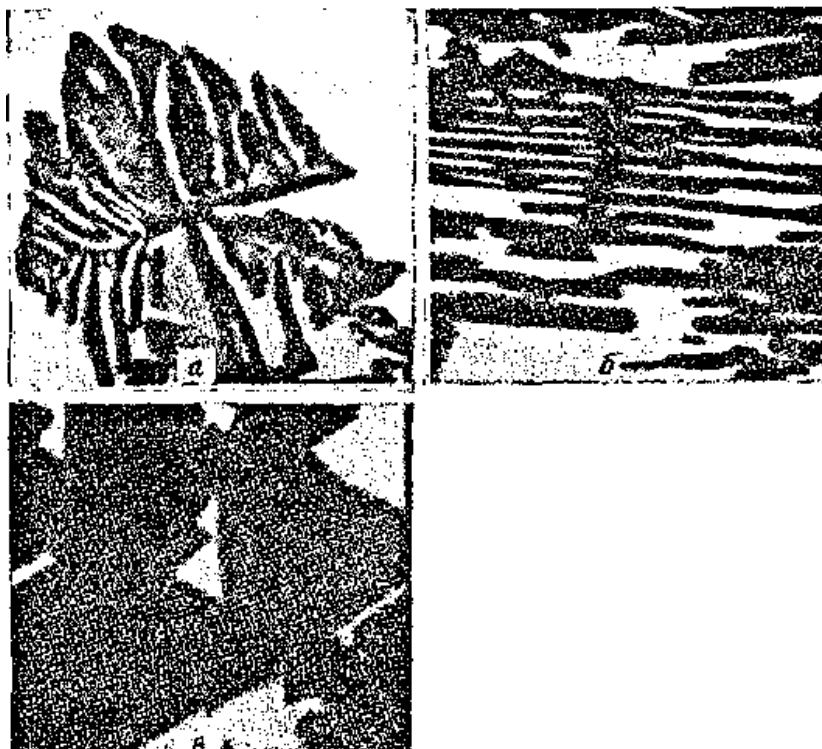


Рисунок 1.4 – Карбіди типу Cr_{23}C_6 в хромонікелевих сталях [10]:

а – листоподібний; б – ґратчатий; в – трикутний

Термічна обробка сталей аустенітного класу порівняно проста і полягає в загартуванні в воді з 1050-1100 °С. Нагрівання до цих температур викликає розчинення карбідів хрому (Cr_{23}C_6), а швидке охолодження фіксує стан пересиченого твердого розчину. Повільне охолодження неприпустиме, так як при цьому, як і при відпуску, можливе виділення карбідів, що приводить до погіршення пластичності і корозійної стійкості. Крім того, при загартуванні відбуваються рекристалізаційні процеси. В результаті загартування твердість цих сталей не підвищується, а знижується, тому для аустенітних хромонікелевих сталей загартування є пом'якшувальною термічною операцією. Найбільшого зміцнення ці сталі отримують при структурі аустеніт+мартенсит відпуску. Подібний структурний стан отримують в результаті загартування на аустеніт, обробки холодом, 4-х кратному відпуску (старіння). Обробка холодом призводить до перетворення близько 40 %

аустеніту в мартенсит. Відпустку при 450-500 °С підвищує міцність за рахунок дисперсійного твердіння, що відбувається головним чином в α -фазі.

1.3. Діаграма стану аустенітних хромонікелевих сталей

Залізо і нікель взаємно розчинні в рідкому стані. При затвердінні вони утворюють головним чином γ -тверді розчини. При незначному вмісті нікелю в обмеженій ділянці системи залізо-нікель спочатку утворюються сплави з δ -структурою, які при охолодженні перетворюються в γ -тверді розчини. У сплавах з високим вмістом нікелю ця область порівняно мало змінюється зі зміною швидкості охолодження (рисунок 1.5) [11].

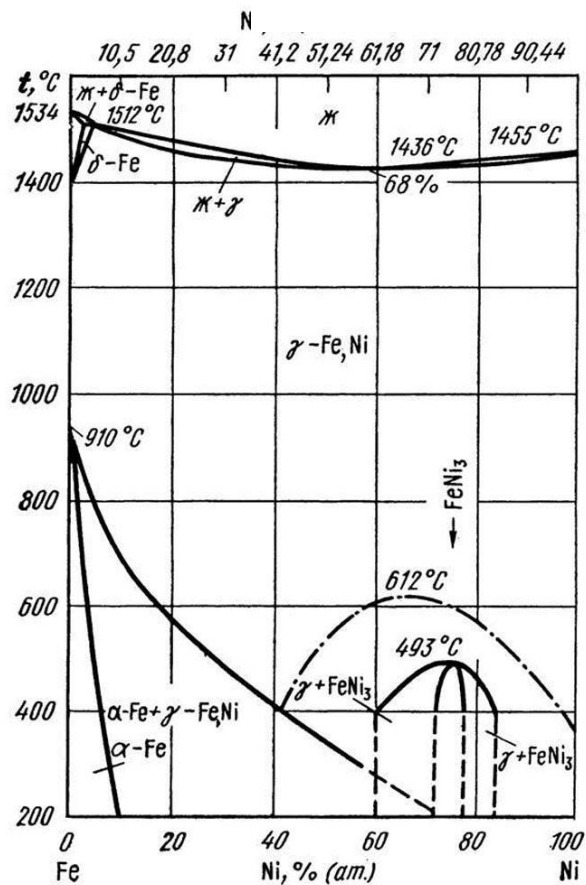


Рисунок 1.6 – Діаграма стану Fe-Ni [11]

Однак, у сплавах з високим вмістом заліза положення структурних складових дуже залежить від температури і швидкості охолодження. Введення нікелю в залізо сприяє сильному зниженню критичних точок перетворення $\gamma \leftrightarrow \alpha$ перетворення (рисунок 1.6).

Незважаючи на це, $\gamma \leftrightarrow \alpha$ перетворення при охолодженні та при нагріванні у залізонікелевих і хромонікелевих сплавах протікає при різних температурах, з великим гістерезисом. Введення порівняно невеликих кількостей нікелю збільшує прокалюваність сталей, а в більших кількостях дає можливість отримати аустеніто-мартенситну структуру сталі. З підвищенням вмісту нікелю в сталях евтектоїдна точка зміщується вліво (в сторону більш низького вмісту вуглецю), точки, що відзначають перлітне перетворення, також знижуються. З боку подвійної системи залізо-нікель спостерігається широка область γ -твердих розчинів; з боку залізо-хром область твердих розчинів з ОЦК кристалічною решіткою. При температурах нижче 950-960 °С виявлено присутність σ -фази [11, 12].

Період решітки α -твердого розчину в залежності від складу змінюється в межах 0,2862-0,288 нм; γ -фази в межах 0,3576-0,3585 нм; σ -фази від $a = 0,863$ нм при $c/a = 0,528$ до $a = 0,8768$ нм.

Введення нікелю в залізохромисті сплави сприяє розширенню області сплавів з аустенітною структурою при високих і низьких температурах. Ефективність дії нікелю в цьому напрямку різна і залежить від вмісту хрому. На рисунку 1.7 показані ізотермічні розрізи потрійної діаграми стану системи Fe-Cr-Ni з вмістом 0,1 %. При швидкому охолодженні згідно діаграми можливе отримання наступних складових: стійкий аустеніт, нестійкий аустеніт, ферит, карбіди, що утворюються при розпаді аустеніту, дельта-ферит, що утворюється при високих температурах, мартенсит.

Проте, потрійна діаграма Fe-Cr-Ni дає уявлення тільки за умови утворення фаз в корозійностійких сталей і не дає можливості правильної оцінки фазового складу сталі при різних температурах в залежності від хімічного складу. Обмежене число фаз в цій системі пояснюється тим, що

хром і залізо, з одного боку, взаємно розчинні, а з іншого боку, нікель і залізо також утворюють тверді розчини у всіх пропорціях.

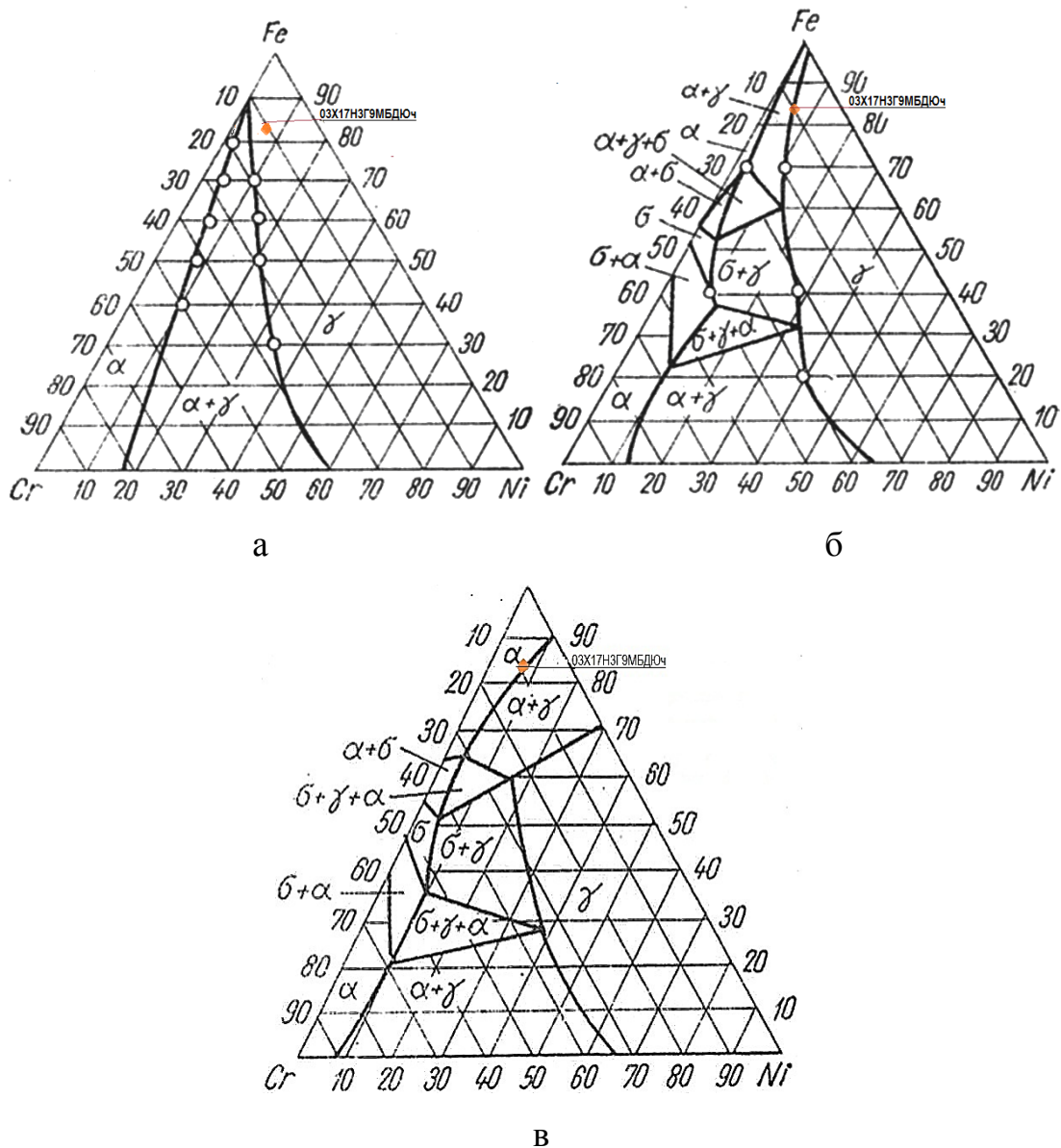


Рисунок 1.7 – Ізотермічні розрізи потрійної діаграми системи Fe-Cr-Ni:

а – 1100 °C; б – 800 °C; в – 400 °C

1.4. Зміна структури і властивостей аустенітних хромонікелевих сталей під дією пластичної деформації

Деформація – зміна форми і розмірів твердого тіла під впливом прикладених до нього навантажень. Розрізняють деформацію пружну (оборотну) і пластичну (необоротну). Пружною деформацією називають таку,

яка зникає після зняття навантажень, тобто тіло відновлює свою первинну форму. Пластична деформація залишається після зняття зовнішнього навантаження, (тіло не відновлює первинну форму і розміри) [13-15].

Пластична деформація супроводжується зміщенням однієї частини кристала щодо іншої на відстань, що значно перевищує відстані між атомами в кристалічній решітці металів і сплавів.

Величина пластичної деформації не безмежна, за певних її значеннях може починатися руйнування металу.

При пластичній деформації змінюється не тільки форма, але і властивості деформованого металу. У реальному полікристалічному металі відбувається зміна форм зерен (кристалітів) дроблення окремих зерен, а також орієнтація їх відповідних кристалографічних осей в напрямку течії металу. Переважна орієнтація зерен називається текстурою. Текстура металів обумовлює анізотропію їх механічних, магнітних і електричних властивостей.

Холодна деформація характеризується зміною форми зерен, які витягуються в напрямку найбільш інтенсивної течії металу. При холодній деформації формозміна супроводжується зміною механічних і фізико-хімічних властивостей металу. Це явище називають зміцненням (наклепом). Зміна механічних властивостей полягає в тому, що при холодній пластичній деформації в міру її збільшення зростають характеристики міцності, а характеристики знижуються. Метал стає більш твердим, але менш пластичним. Зміцнення виникає внаслідок повороту площин ковзання, збільшення спотворень кристалічної решітки в процесі холодного деформування (накопичення дислокацій біля кордону зерен) [15-17].

Зміна, внесена холодною деформацією в структуру і властивості металу не оборотні. Вони можуть бути усунені, наприклад, за допомогою термічної обробки (відпалом).

В цьому випадку відбувається перебудова, при якій за рахунок додаткової теплової енергії, збільшується рухливість атомів і в твердому

металі без фазових перетворень з безлічі центрів ростуть новий зерна замінюють собою витягнуті "деформовані зерна".

У виробках з аустенітних і аустенітно-феритних сталей, внаслідок впливу на них високих або низьких температур і пружно пластичних деформацій, можливе утворення фази мартенситу деформації (М) крім вихідних фаз аустеніту (А) і фериту (Ф). Виявлення мартенситу в присутності схожого з ним по морфології кристалічної решітки і магнітними властивостями фериту можливо далеко не всіма способами структуроскопії і фазового аналізу. Деякі з них дозволяють оцінити фазовий склад досліджуваних сталей лише якісно, за допомогою інших можлива також і кількісна оцінка вмісту фаз у виробі. У зв'язку з обмеженими можливостями перетворення структури аустенітних сталей остаточною термічною обробкою, визначальними факторами у формуванні кращої регламентованої структури і досягненні необхідного комплексу технологічних і експлуатаційних властивостей є управління структуроутворенням при здійсненні процесів гарячої і холодної пластичної деформації. Ефективним способом управління структуроутворення є регламентування термомеханических параметрів деформації – температури, ступеня і швидкості деформації, а також швидкості охолодження після деформації, які визначають кінетику процесів динамічної полігонізації, динамічної та статичної рекристалізації, розчинення і виділення фаз. Основним механізмом гарячої пластичної деформації є пакетне зрушення. При утворенні пакетів зрушень на межі вихідних зерен утворюється зубчатість, що сприяє проходженню динамічної рекристалізації і динамічної полігонізації [17-22].

У метастабільних аустенітних сталях зміцнення може бути забезпечено термічною обробкою (гартування і подальше старіння), або термомеханічним зміцненням (деформація і старіння). Сталі, схильні до дисперсійного твердіння за рахунок виділення надлишкових фаз, мають або підвищений вміст вуглецю, або високу концентрацію легуючих елементів. Інтенсивність зміцнення в них залежить від об'ємної частки карбідних або інтерметалідних

фаз. Тобто отримання високоміцного стану в метастабільних аустенітних сталях прямо пов'язане із застосуванням високих ступенів пластичної деформації і можливістю подальшого старіння деформованої структури з виділенням дисперсних зміцнюючих фаз. Можна виділити такі основні чинники, що впливають на зміцнення в інтервалі температур $M_n - M_k$ [20-22]:

- Деформаційне зміцнення аустеніту;
- перерозподіл утворених при деформації ϵ -і α -мартенситних фаз;
- наклеп кристалів мартенситу деформації.

Дія останніх двох факторів притаманна тільки сталям з метастабільним аустенітом, внаслідок чого вони мають більшу здатність до зміцнення, ніж близькі за складом стабільні аустенітні сталі.

Зародження мартенситу при деформації відбувається переважно на дефектах структури, що утворилися в початковій фазі при деформації. В аустенітних сталях зерна мартенситу формуються на перетині смуг ковзання. В роботі [21] А. А. Лебедев досліджував одновісне розтягнення, кручення і стиснення аустенітної сталі типу AISI 304. Результати показали, що перетворення протікає швидше при одноосьовому розтягуванні, ніж при крученні і стисненні. Автор пояснює цей факт тим, що при розтягуванні число місць зародження мартенситу більше. Проте, М. Міллер і Д. Макдауел спостерігали найбільш значну частку мартенситу при стисненні, ніж при крученні [24]. Експерименти, здійснені Т. Івамото також показали, що мартенситне перетворення проявляється раніше для менших деформацій при одноосьовому стиску, ніж при одноосьовому розтягуванні, як показано на рисунку 1.8 [20-22].

Таким чином, більш високе зміцнення високоміцних елементів конструкції з аустенітних сталей серії AISI-300 отримують прокаткою їх при знижених температурах або після незначної зміни хімічного складу в сторону метастабільності з тим, щоб викликати у сталі додаткове зміцнення за рахунок старіння. Прокатка сталі типу 18-8 з різним вмістом нікелю (9,5 і 12,5%) при 20 °С з обтисненням 40 % дозволяє зміцнити обидві сталі до 103 кг/мм².

Прокатка сталі з 9,5 % Ni при $-75\text{ }^{\circ}\text{C}$ зміцнює її до 130 кг/мм^2 , тоді як більш стабільна сталь з 12,5 % Ni отримує менше зміцнення 115 кг/мм^2 . Після старіння при $430\text{ }^{\circ}\text{C}$ ці сталі мають межу міцності 213 і 155 кг/мм^2 відповідно.

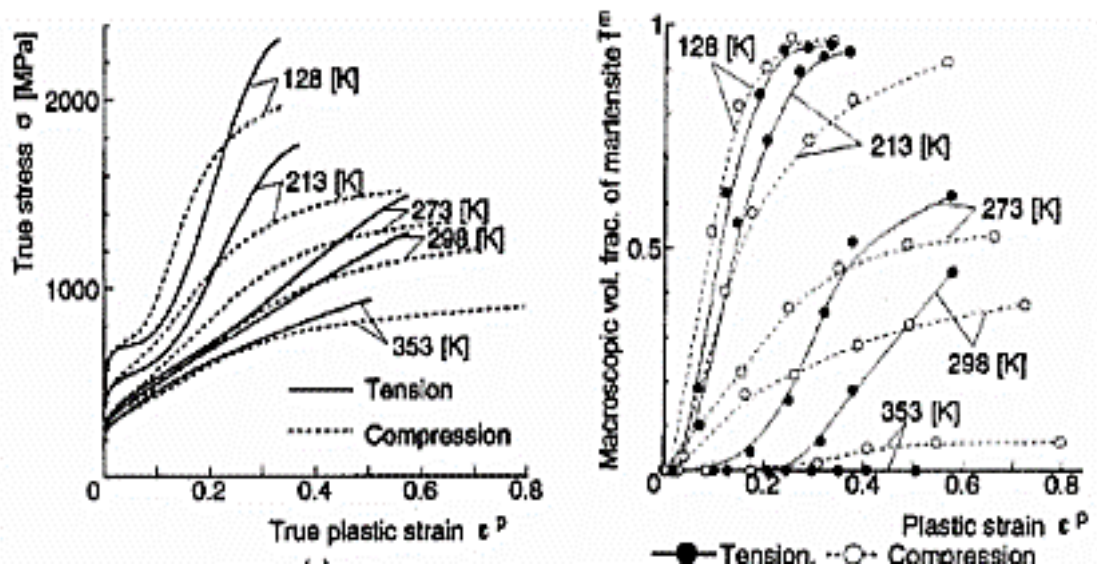


Рисунок 1.8 – Криві напруга-деформація в залежності від пластичної деформації для досліджень на одновісне розтягнення при різних температурах [23]

Високі значення зміцнення можна отримувати при інших видах холодної обробки тиском (штампування, обкатка). Сферичні та циліндричні ємності, згідно зі сталі типу AISI-300 виготовляють шляхом розкочування в середовищі рідкого азоту. Судини діаметром 760 мм виготовляють інакше: розгортають, зварюють і охолоджують до $-190\text{ }^{\circ}\text{C}$ в рідкому азоті і після цього навантажують зсередини газоподібним азотом з розрахунку збільшення діаметра на 13 %. При обробці тиском при наднизьких температурах (від -186 до $-193\text{ }^{\circ}\text{C}$) досягається більш сильне зміцнення, проте приріст зміцнення не такий високий в порівнянні з прокаткою при $-75\text{ }^{\circ}\text{C}$, а витрати на спеціальне обладнання дуже високі [7, 8, 24].

1.5. Стабільність аустенітної структури

Мартенситне перетворення, викликане деформацією, в аустенітних сталях може розвиватися, якщо деформацію проводять нижче температури M_d . Положення температур M_n і M_d виступає головним умовним показником стабільності аустеніту. Якщо температура значно перевищує M_n , існує протидія між мартенситним перетворенням і пластичною деформацією вихідної фази. Тому вище температури M_n межа пружності і критичне напруження перетворення збігаються. Пластична деформація створює нові місця зародкоутворення і зменшує напругу, необхідну для мартенситного перетворення. Вище точки M_d швидкість дифузії вуглецю в залізі стає досить значною і мартенситне перетворення не може протікати при високих температурах, навіть в присутності напружень. При високих температурах експлуатації, коли помітно зростає роль структурного фактора, кращим стає використання сталей з структурою стабільного аустеніту. Це може сприяти підвищенню теплостійкості при збереженні досить високого рівня міцностних властивостей, а також дозволяє отримати немагнітні матеріали [23-25].

В області помірних температур доцільним виявляється застосування аустенітних сталей на основі нестабільної γ -фази. Метастабільні аустенітні сталі (МАС) володіють унікальним комплексом механічних властивостей. Ці особливості обумовлені протіканням в процесі пластичної деформації мартенситного перетворення і викликані цим перетворенням високої здатності до деформаційного зміцнення аустеніту. З числа нестабільних аустенітних сталей найбільш широке застосування в якості корозійностійких матеріалів отримали хромонікелеві сталі саме типу 18-8. Підвищення ступеня і зниження температури деформації збільшують повноту мартенситного перетворення. При виготовленні високоміцного дроту зі сталей 12X18H9T, 12X18H10T оптимальною вважається деформація 90-92 %, оскільки при цьому забезпечується найкраще поєднання міцності і пластичних властивостей [22, 26, 27].

2 МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИ ДОСЛІДЖЕННЯ

2.1. Підготовка дослідних зразків зі сталі 08X18H10T

Для проведення експериментальної роботи з визначення наднизького вмісту δ -фериту і α' - мартенситу деформації була використана високолегована аустенітна сталь 08X18H10T. Сталь 08X18H10T за структурою, технологічними властивостями, службовими і фізичними характеристиками близька до сталей 12X18H10T та 12X18H9T. Від зазначених марок вона відрізняється дещо кращою стійкістю зварних з'єднань до міжкристалітної корозії в умовах хімічного виробництва. Для сталі 08X18H10T (подібно сталям 12X18H9T, 12X18H10T і 08X18H10) допускається експлуатація при температурах від -269 до 600 °C без обмеження тиску. Сталь 08X18H10T входить в ГОСТ 5632-14 «Леговані нержавіючі сталі і сплави корозійностійкі, жаростійкі і жароміцні» (таблиця 2.1.) [23].

Таблиця 2.1. – Хімічний склад експериментальної хромонікелевої сталі

Марка сталі	Вміст основних легуючих елементів, % мас.						
	C	Si	Mn	Ni	Ti	Mo	Cr
08X18H10T	0,07	0,55	1,56	10,08	0,324	0,01	17,9

Із сталі у вигляді дроту діаметром 2 мм вирізалися стержні двох типів: довжиною 240 мм із запасом на кінцях по 30 мм для закріплення на машині КМ-50 і проведення деформації крученням (рис. 2.1); довжиною 100 мм, із якого вирізали 6 зразків висотою 3 мм на відстані 15 мм один від одного для визначення середнього вмісту δ -фериту до деформації крутінням.

Після проведення деформації крутінням до розриву з однієї з половинок стержня вирізалися також 6 зразків і вимірювали сумарну кількість $P_{\delta+\alpha'}$ фериту і мартенситу $P_{\delta+\alpha'}=P_{\delta}+P_{\alpha'}$.

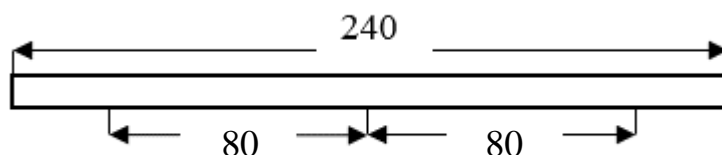


Рисунок 2.1 – Схема та розміри стержня діаметром 2 мм для проведення деформації крученням

Згідно літературних джерел кількість δ -фериту при деформації не змінюється [36]. Питому намагніченість фериту визначали за формулою Ентіна С. Д. [32-35]:

$$\delta_{\alpha} = \frac{219}{4\pi} (1 - 0,148 C\% + 0,0356 Si\% - 0,00913 Mn\% - 0,0185 Cr\% - 0,0015 Ni\% + 0,074 Ti\%) \frac{A_M^2}{\text{кг}} \quad (2.1)$$

Підставивши у цю формулу хімічний склад дослідної сталі, отримаємо

$$\delta_{\alpha} = 11,7 \frac{A_M^2}{\text{кг}}.$$

2.2 Опис установки для випробувань на кручення

Крутильна машина КМ-50 має максимальний крутильний моментом 500 Н·м та призначена для проведення різних випробувань на кручення зразків круглого, прямокутного і кільцевого перерізів. Загальний вигляд машини показано на рисунку 2.2. Машина має станину, на якій змонтовані механізми навантаження і силовимірювання. КМ-50 належить до машин з важільним маятниковим силовимірювачем. В рамках даної роботи момент сили становив $P = 0,1 \text{кГм} = 1 \text{Н} \cdot \text{м}$.

Електродвигун через коробку швидкостей і черв'ячну пару призводить в обертання ходовий гвинт разом з нижнім затискачем. Механічний привод передає валу дві швидкості обертання – 0,3 і 0,1 об/хв.

Силівимірювальний механізм забезпечує реєстрацію величини крутильного моменту, що передається через зразок, який випробовують до верхнього (пасивного) затискача. При навантаженні зразка верхній затискач разом з валом повертається на невеликий кут, пропорційний величині крутильного моменту, і викликає за допомогою гнучкої тяги відповідне відхилення маятника від вертикального положення [24, 25].



Рисунок 2.2 – Загальний вигляд випробувальної машини КМ-50 [24, 25]

Для відліку цілого числа обертів машина забезпечена лічильником з межею вимірювання. Показання кута закручування за шкалою відповідають відносному куту закручування нижнього і верхнього затискачів машини. При закручуванні зразка верхній затискач намотує на свій вал тонку гнучку тягу, яка відхиляє маятник до тих пір, поки не буде урівноважений крутильний момент, що виникає в зразку. При відхиленні маятника через важіль приводиться в рух зубчаста рейка, на одному кінці якої закріплюється самозаписувач діаграмного апарату, а на іншому зубчаста пара, що переміщає стрілку шкали навантажень [24, 25].

2.3 Опис установки для дослідження слабомагнітних тіл

Для вимірювання магнітної сприйнятливості широко використовують метод Фарадея. Досліджуваний зразок при цьому розміщують в зону постійного градієнта магнітного поля і вимірюють силу, яка діє на зразок. Найчастіше для вимірювання сили використовують маятникові магнітні терези, в яких зразок при його взаємодії з градієнтним магнітним полем електромагніту переміщується в горизонтальному напрямку. Особливістю установок є спосіб реєстрації відхилення від нульового положення зразка, наприклад, магнітометричні терези з уніполярно-астатичною системою і механіко-магнітним зачепленням призми або з фотоелектричною реєстрацією нульового положення. Розглянемо магнітометричні терези з уніполярною астатичною системою і механіко-магнітним зчіплюванням призми (рисунок 2.3 та 2.4). Магнітометрична установка містить кварцовий стрижень 1, підвішений на біфілярі 2, уніполярний магнетик 3 з лезом 4, дзеркало 5, ампулу 6 для розміщення еталонного зразка сталі; демпфера 7, компенсаційну котушку 8 з магнетиком 9, шкали 10 з освітлювачем 11, підвісу 12 [2, 6, 31, 32].

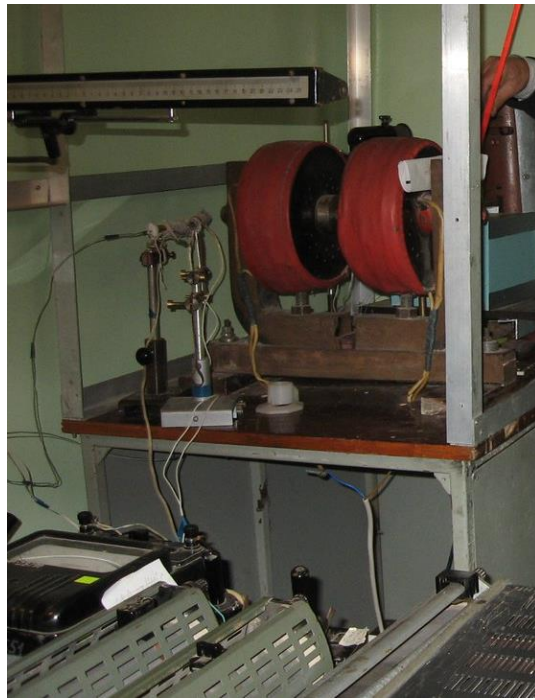


Рисунок 2.3 – Магнітометричні терези (зовнішній вигляд)

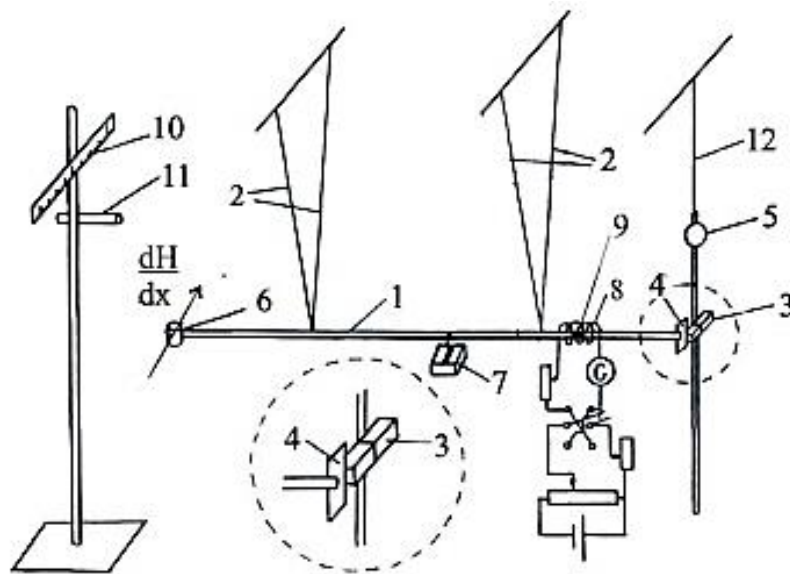


Рисунок 2.4 – Магнітометричні терези (принципова схема)

Спосіб дії цих магнітометричних терезів є наступним. Тримач ампулок з досліджуваною речовиною (зразком) 6 розташовується у градієнтне магнітне поле. Взаємодія досліджуваної речовини з магнітним полем викликає зміщення стержня 1 в ту або іншу сторону, в залежності від магнітної природи досліджуваної речовини. Зміщення стержня 1 передається через механіко-магнітні зчеплювання астатичної системи 3, яка має дзеркальце 5. Остання

повертається і відбитий від нього, падаючий від освітлювача 11 промінь, фіксує на шкалі 10 зміщення досліджуваної речовини в магнітному полі.

З допомогою компенсаційного приладу 8-9 «зайчик» приводиться в нульове положення і вимірювання проводяться нульовим методом. Фазові і інші перетворення, що відбуваються в досліджуваному матеріалі, можуть фіксуватися на шкалі у вигляді стрибків. Градування таких терезів робилось за допомогою стандартних зразків, для яких відома магнітна сприйнятливість.

У роботі для визначення кількості феромагнітної складової P_α в хромонікелевих сталях аустенітного класу використовували метод, який враховує намагніченість парамагнітного аустеніту [32]:

$$P = \frac{\sigma_m}{\sigma_\alpha} \times 100\% = \frac{(\chi - \chi_\infty) \times H}{\sigma_\alpha} \times 100\% = \frac{(\chi - (\chi_0 + \chi_p)) \times H}{\sigma_\alpha} \times 100\% \quad (2.2)$$

де σ_α – питома намагніченість феромагнітної фази; χ – питома магнітна сприйнятливість зразка; χ_p – питома магнітна сприйнятливість парапроцесної складової ферофази; χ_0 – питома магнітна сприйнятливість аустеніту; H – напруженість магнітного поля. Величину χ_∞ знаходили методом екстраполяції залежностей $\chi = f\left(\frac{1}{H}\right)$. Згідно формули (2.2) $\chi_\infty = (\chi_0 + \chi_p)$.

Питома магнітна сприйнятливість χ знаходили за формулою [29, 30]:

$$\chi = \chi_{\text{ет}} \frac{I \times m_{\text{ет}}}{I_{\text{ет}} \times m} \quad (2.3)$$

де $\chi_{\text{ет}}$ – питома магнітна сприйнятливість еталонного зразка (наприклад сіль Мора); $I_{\text{ет}}$ – компенсаційні струми в для зразка та еталона; $m_{\text{ет}}$ та m – маса еталона та зразка.

3 РЕЗУЛЬТАТИ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

3.1. Визначення питомої магнітної сприйнятливості і низького вмісту δ -фериту зразка до деформування крутінням

Дослідження зразка № 1. Маса еталонного (сіль Мора) та досліджуваного зразка становила відповідно $m_{\text{ет}} = 197,2$ мг та $m = 60,72$ мг.

Питому магнітну сприйнятливість χ знаходили за формулою (2.3)

$$\chi = \chi_{\text{ет}} \frac{I \times m_{\text{ет}}}{I_{\text{ет}} \times m} \quad \text{для різних значень магнітного поля } H \text{ для зразка } \text{№ 1.}$$

Після проведення експерименту, значення питомої магнітної сприйнятливості χ занесені до таблиці 3.1.

Таблиця 3.1. – Експериментальні значення питомої магнітної сприйнятливості зразка № 1 дослідної сталі 08X18H10T

I, A	H, 10^5 A/м	1/H, 10^{-6} м/А	χ , 10^{-8} м ³ /кг
4	2,15	4,65	8,00
5	2,55	3,92	7,75
6	2,95	3,39	6,74
7	3,42	2,92	6,45
8	3,78	2,65	6,25
9	4,22	2,37	6,05
10	4,58	2,18	5,61
11	4,94	2,02	5,3
12	5,21	1,92	5,29

Для знаходження результуючої питомої магнітної сприйнятливості парапроцесу і аустенітного середовища сталі 08X18H10T до деформації

крученням будуюмо графічну залежність питомої магнітної сприйнятливості χ від величини оберненої до магнітного поля $1/H$ (рис. 3.1).

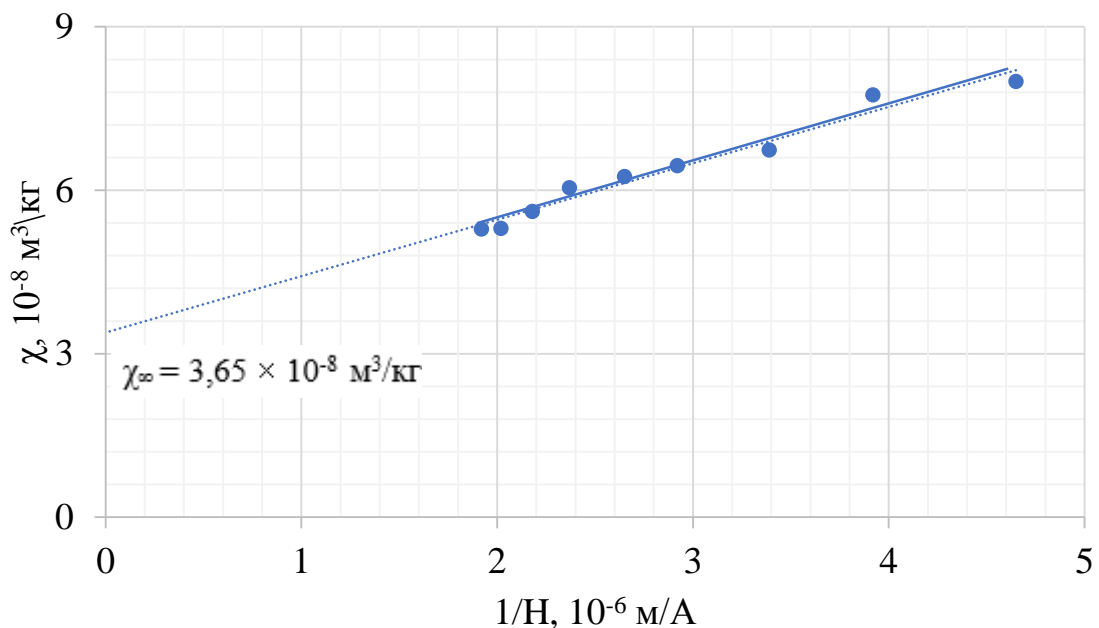


Рисунок 3.1. – Залежність питомої магнітної сприйнятливості χ зразка № 1 сталі 08X18H10T до деформації від величини, оберненої до магнітного поля $1/H$

За допомогою методу екстраполяції знаходимо значення сумарної питомої магнітної сприйнятливості χ_{∞} аустеніту. З графіка одержуємо, що $\chi_{\infty} = 3,65 \times 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$. Для даного зразка сталі $\sigma_{\alpha} = 11,7 \text{ Ам}^2/\text{кг}$. Кількість δ -фериту визначаємо за формулою (2.2):

$$P_{\delta} = \frac{(6,45 - 3,65) \times 10^{-8} \times 3,42 \times 10^5}{11,7} \times 100 \% = 0,082 \%$$

Дослідження зразка № 2. Маса еталонного (сіль Мора) та досліджуваного зразка $m_{\text{ет}} = 197,2 \text{ мг}$ та $m = 85,04 \text{ мг}$.

Знаходимо питому магнітну сприйнятливості χ для різних значень магнітного поля H для зразка № 2. Значення питомої магнітної сприйнятливості χ занесені до таблиці 3.2.

Таблиця 3.2. – Експериментальні значення питомої магнітної сприйнятливості зразка № 2 дослідної сталі 08X18H10T

I, A	H, 10 ⁵ A/м	1/H, 10 ⁻⁶ м/А	χ, 10 ⁻⁸ м ³ /кг
4	2,15	4,65	7,41
5	2,55	3,92	6,55
6	2,95	3,39	5,94
7	3,42	2,92	5,83
8	3,78	2,65	5,54
9	4,22	2,37	5,37
10	4,58	2,18	5,20
11	4,94	2,02	5,15
12	5,21	1,92	4,80

Будуємо графічну залежність питомої магнітної сприйнятливості χ від величини оберненої до магнітного поля $1/H$ (рис. 3.2).

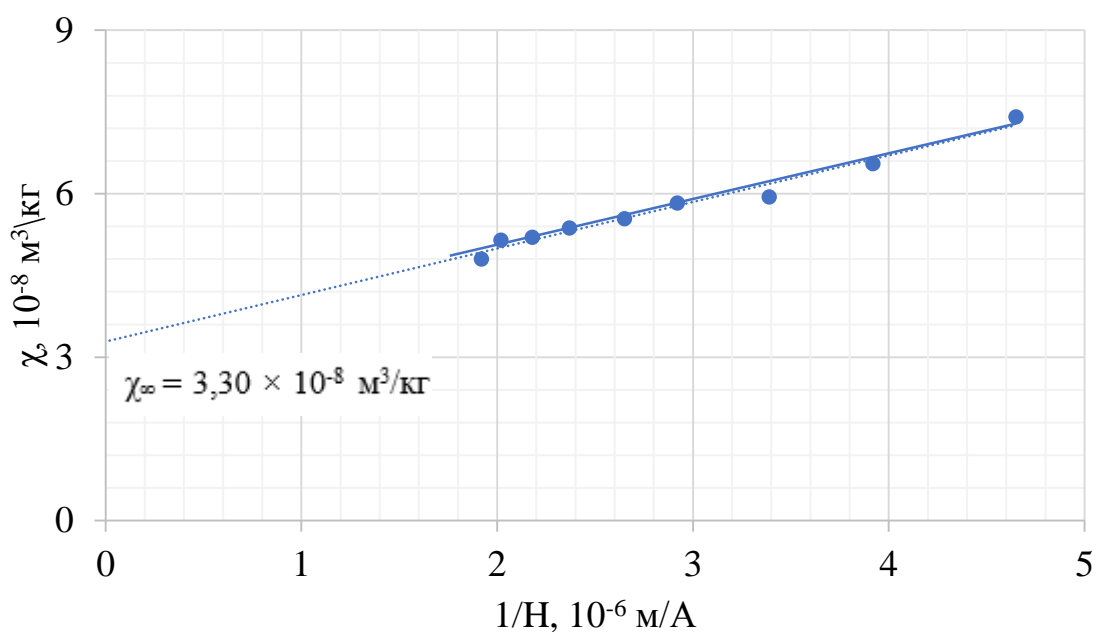


Рисунок 3.2 – Залежність питомої магнітної сприйнятливості χ зразка № 2 сталі 08X18H10T до деформації від величини, оберненої до магнітного поля $1/H$

За допомогою методу екстраполяції знаходимо значення сумарної питомої магнітної сприйнятливості χ_∞ аустеніту. З графіка одержуємо, що $\chi_\infty = 3,30 \times 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$. Для даного зразка сталі $\sigma_\alpha = 11,7 \text{ Ам}^2/\text{кг}$. Кількість δ -фериту визначаємо за формулою (2.2):

$$P_\delta = \frac{(5,83 - 3,30) \times 10^{-8} \times 3,42 \times 10^5}{11,7} \times 100 \% = 0,072 \%$$

Дослідження зразка № 3. Маса еталонного (сіль Мора) та досліджуваного зразка $m_{\text{ет}} = 197,2 \text{ мг}$ та $m = 70,05 \text{ мг}$.

Знаходимо питому магнітну сприйнятливість χ для різних значень магнітного поля H для зразка № 3. Значення питомої магнітної сприйнятливості χ занесені до таблиці 3.3.

Таблиця 3.3. – Експериментальні значення питомої магнітної сприйнятливості зразка № 3 дослідної сталі 08X18H10T

I, А	H, 10^5 А/м	1/H, 10^{-6} м/А	χ , $10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$
4	2,15	4,65	8,00
5	2,55	3,92	7,75
6	2,95	3,39	6,64
7	3,42	2,92	6,55
8	3,78	2,65	6,35
9	4,22	2,37	6,10
10	4,58	2,18	5,63
11	4,94	2,02	5,31
12	5,21	1,92	5,28

Для знаходження результуючої питомої магнітної сприйнятливості зразка № 3 сталі 08X18H10T до деформації крученням будуюмо графічну залежність

питомої магнітної сприйнятливості χ від величини оберненої до магнітного поля $1/H$ (рис. 3.3).

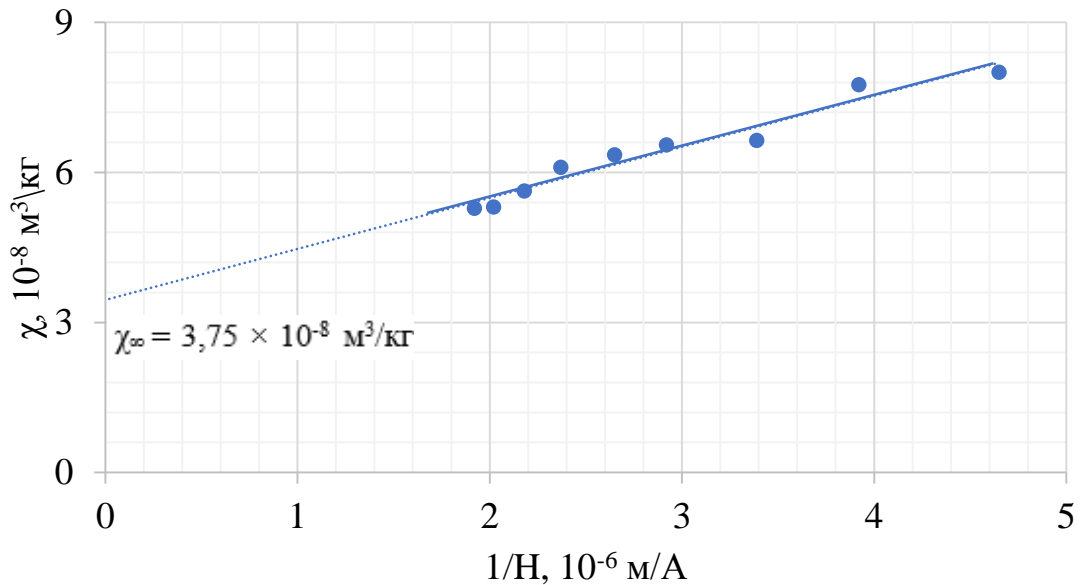


Рисунок 3.3 – Залежність питомої магнітної сприйнятливості χ зразка № 3 сталі 08X18H10T до деформації від величини, оберненої до магнітного поля $1/H$

За допомогою методу екстраполяції знаходимо значення сумарної питомої магнітної сприйнятливості χ_{∞} аустеніту. З графіка одержуємо, що $\chi_{\infty} = 3,75 \times 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$. Для даного зразка сталі $\sigma_{\alpha} = 11,7 \text{ Ам}^2/\text{кг}$. Кількість δ -фериту визначаємо за формулою (2.2):

$$P_{\delta} = \frac{(6,55 - 3,75) \times 10^{-8} \times 3,42 \times 10^5}{11,7} \times 100 \% = 0,081 \%$$

Дослідження зразка № 4. Маса еталонного (сіль Мора) та досліджуваного зразка $m_{\text{ет}} = 197,2 \text{ мг}$ та $m = 85,4 \text{ мг}$.

Знаходимо питому магнітну сприйнятливість χ для різних значень магнітного поля H для зразка № 4. Значення питомої магнітної сприйнятливості χ занесені до таблиці 3.4.

Таблиця 3.4. – Експериментальні значення питомої магнітної сприйнятливості зразка № 4 дослідної сталі 08X18H10T

I, A	H, 10 ⁵ A/м	1/H, 10 ⁻⁶ м/А	χ, 10 ⁻⁸ м ³ /кг
4	2,15	4,65	6,41
5	2,55	3,92	6,54
6	2,95	3,39	5,83
7	3,42	2,92	5,50
8	3,78	2,65	5,30
9	4,22	2,37	5,25
10	4,58	2,18	5,14
11	4,94	2,02	5,02
12	5,21	1,92	4,91

Будуємо графічну залежність питомої магнітної сприйнятливості χ від величини оберненої до магнітного поля $1/H$ (рис. 3.4).

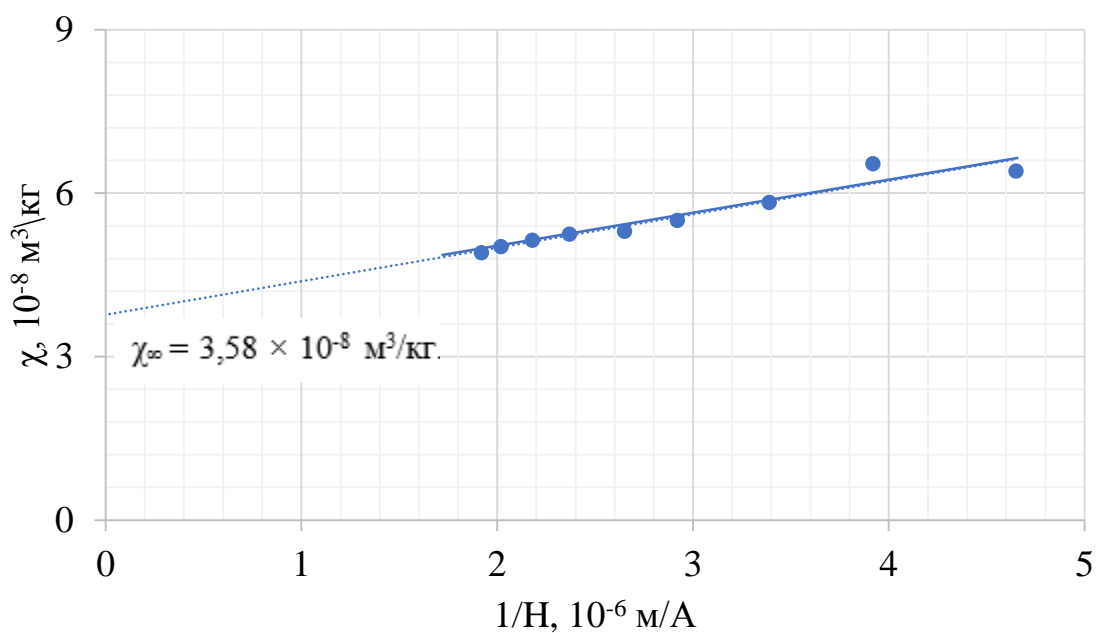


Рисунок 3.4 – Залежність питомої магнітної сприйнятливості χ зразка № 4 сталі 08X18H10T до деформації від величини, оберненої до магнітного поля $1/H$

За допомогою методу екстраполяції знаходимо значення сумарної питомої магнітної сприйнятливості χ_{∞} аустеніту. З графіка одержуємо, що $\chi_{\infty} = 3,58 \times 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$. Для даного зразка сталі $\sigma_{\alpha} = 11,7 \text{ Ам}^2/\text{кг}$. Кількість δ -фериту визначаємо за формулою (2.2):

$$P_{\delta} = \frac{(5,50 - 3,58) \times 10^{-8} \times 3,42 \times 10^5}{11,7} \times 100 \% = 0,058 \%$$

Дослідження зразка № 5. Маса еталонного (сіль Мора) та досліджуваного зразка $m_{\text{ет}} = 197,2 \text{ мг}$ та $m = 89,6 \text{ мг}$.

Знаходимо питому магнітну сприйнятливість χ для різних значень магнітного поля H для зразка № 5. Значення питомої магнітної сприйнятливості χ занесені до таблиці 3.5.

Таблиця 3.5. – Експериментальні значення питомої магнітної сприйнятливості зразка № 5 дослідної сталі 08X18H10T

I, А	H, 10^5 А/м	1/H, 10^{-6} м/А	χ , $10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$
4	2,15	4,65	5,42
5	2,55	3,92	5,35
6	2,95	3,39	5,10
7	3,42	2,92	5,04
8	3,78	2,65	4,90
9	4,22	2,37	4,85
10	4,58	2,18	4,74
11	4,94	2,02	4,70
12	5,21	1,92	4,63

Будуємо графічну залежність питомої магнітної сприйнятливості χ від величини оберненої до магнітного поля $1/H$ (рис. 3.5).

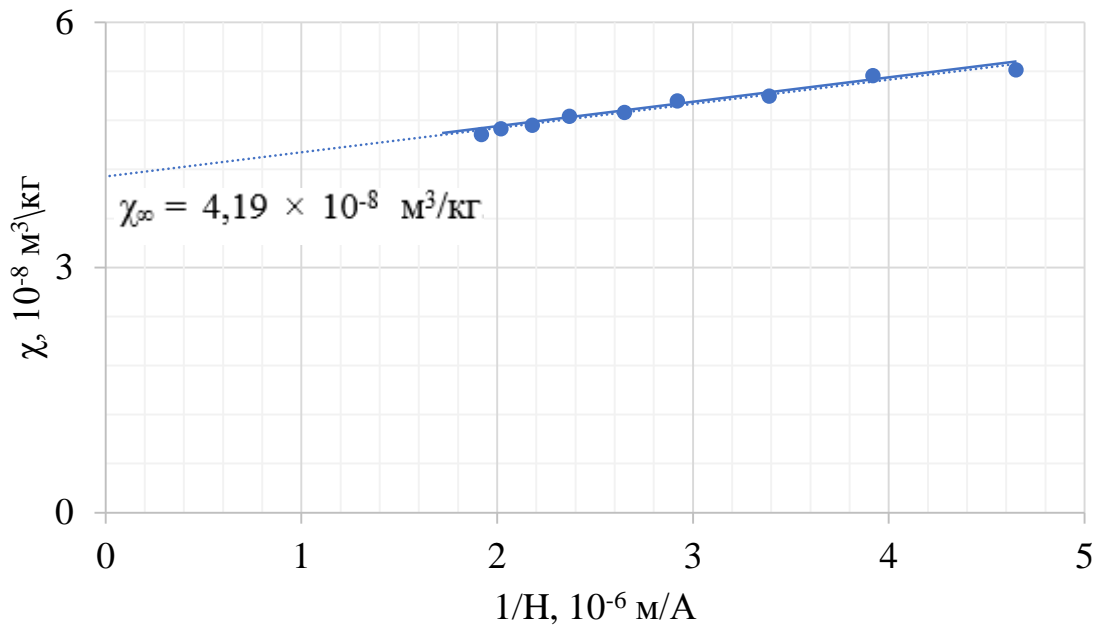


Рисунок 3.5 – Залежність питомої магнітної сприйнятливості χ зразка № 5 сталі 08X18H10T до деформації від величини, оберненої до магнітного поля $1/H$

За допомогою методу екстраполяції знаходимо значення сумарної питомої магнітної сприйнятливості χ_∞ аустеніту. З графіка одержуємо, що $\chi_\infty = 4,19 \times 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$. Для даного зразка сталі $\sigma_\alpha = 11,7 \text{ Ам}^2/\text{кг}$. Кількість δ -фериту визначаємо за формулою (2.2):

$$P_\delta = \frac{(5,04 - 4,19) \times 10^{-8} \times 3,42 \times 10^5}{11,7} \times 100 \% = 0,025 \%$$

Дослідження зразка № 6. Маса еталонного (сіль Мора) та досліджуваного зразка $m_{\text{ет}} = 197,2 \text{ мг}$ та $m = 72,14 \text{ мг}$.

Знаходимо питому магнітну сприйнятливості χ для різних значень магнітного поля H для зразка № 6. Значення питомої магнітної сприйнятливості χ занесені до таблиці 3.6.

Таблиця 3.6. – Експериментальні значення питомої магнітної сприйнятливості зразка № 6 дослідної сталі 08X18H10T

I, А	H, 10 ⁵ А/м	1/H, 10 ⁻⁶ м/А	χ, 10 ⁻⁸ м ³ /кг
4	2,15	4,65	7,15
5	2,55	3,92	7,02
6	2,95	3,39	6,93
7	3,42	2,92	6,72
8	3,78	2,65	6,54
9	4,22	2,37	6,28
10	4,58	2,18	6,05
11	4,94	2,02	5,92
12	5,21	1,92	5,79

Будуємо графічну залежність питомої магнітної сприйнятливості χ від величини оберненої до магнітного поля $1/H$ (рис. 3.6).

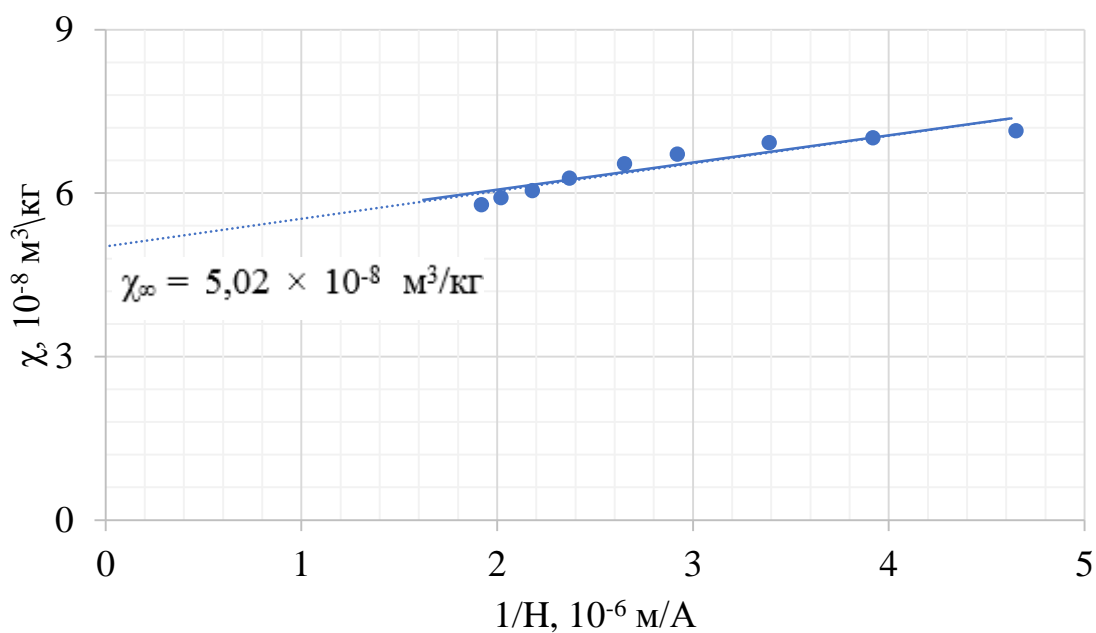


Рисунок 3.6 – Залежність питомої магнітної сприйнятливості χ зразка № 6 сталі 08X18H10T до деформації від величини, оберненої до магнітного поля $1/H$

За допомогою методу екстраполяції знаходимо значення сумарної питомої магнітної сприйнятливості χ_{∞} аустеніту. З графіка одержуємо, що $\chi_{\infty} = 5,02 \times 10^{-8}$ м³/кг. Для даного зразка сталі $\sigma_{\alpha} = 11,7$ Ам²/кг. Кількість δ -фериту визначаємо за формулою (2.2):

$$P_{\delta} = \frac{(6,72 - 5,02) \times 10^{-8} \times 3,42 \times 10^5}{11,7} \times 100 \% = 0,049 \%$$

3.2. Визначення сумарного вмісту δ -фериту і α' -мартенситу зразків сталі 08X18H10T після пластичної деформаційної крученням

Було розраховано значення питомої магнітної сприйнятливості χ для значень магнітного поля Н зразків 1-6 після деформації. Експериментальні значення питомої магнітної сприйнятливості занесені до таблиці 3.7-3.12.

Дослідження зразка № 2 після деформації. Маса еталонного (сіль Мора) та досліджуваного зразка $m_{\text{ет}} = 197,2$ мг та $m = 85,4$ мг.

Знаходимо питому магнітну сприйнятливості χ для різних значень магнітного поля Н для зразка № 2 після деформації. Значення питомої магнітної сприйнятливості χ занесені до таблиці 3.7.

Таблиця 3.7. – Експериментальні значення питомої магнітної сприйнятливості зразка № 2 після деформації дослідної сталі 08Х18Н10Т

I, А	H, 10 ⁵ А/м	1/H, 10 ⁻⁶ м/А	χ, 10 ⁻⁸ м ³ /кг
4	2,15	4,65	12,52
5	2,55	3,92	11,35
6	2,95	3,39	9,98
7	3,42	2,92	9,50
8	3,78	2,65	8,93
9	4,22	2,37	8,55
10	4,58	2,18	8,10
11	4,94	2,02	8,14
12	5,21	1,92	7,65

Будуємо графічну залежність питомої магнітної сприйнятливості χ від величини оберненої до магнітного поля $1/H$ (рис. 3.7).

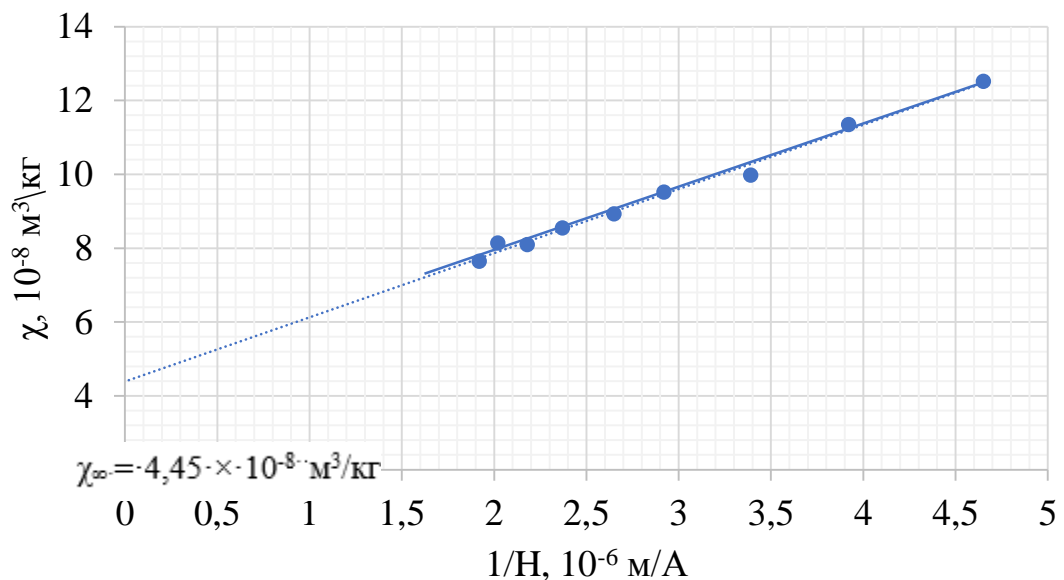


Рисунок 3.7 – Залежність питомої магнітної сприйнятливості χ зразка № 2 сталі 08Х18Н10Т після деформації від величини, оберненої до магнітного поля $1/H$

За допомогою методу екстраполяції знаходимо значення сумарної питомої магнітної сприйнятливості χ_{∞} аустеніту. З графіка одержуємо, що $\chi_{\infty} = 4,45 \times 10^{-8}$ м³/кг. Для даного зразка сталі $\sigma_{\alpha} = 11,7$ Ам²/кг. Кількість $\delta + \alpha'$ визначаємо за формулою (2.2):

$$P_{\delta + \alpha'} = \frac{(9,50 - 4,45) \times 10^{-8} \times 3,42 \times 10^5}{11,7} \times 100 \% = 0,144 \%$$

Дослідження зразка № 1 після деформації. Маса еталонного (сіль Мора) та досліджуваного зразка $m_{\text{ет}} = 197,2$ мг та $m = 85,04$ мг.

Знаходимо питому магнітну сприйнятливість χ для різних значень магнітного поля H для зразка № 1 після деформації. Значення питомої магнітної сприйнятливості χ занесені до таблиці 3.8.

Таблиця 3.8. – Експериментальні значення питомої магнітної сприйнятливості зразка № 1 після деформації дослідної сталі 08X18H10T

I, А	H, 10 ⁵ А/м	1/H, 10 ⁻⁶ м/А	χ , 10 ⁻⁸ м ³ /кг
4	2,15	4,65	11,80
5	2,55	3,92	10,45
6	2,95	3,39	9,12
7	3,42	2,92	8,82
8	3,78	2,65	8,34
9	4,22	2,37	7,90
10	4,58	2,18	7,54
11	4,94	2,02	7,50
12	5,21	1,92	7,15

Будуємо графічну залежність питомої магнітної сприйнятливості χ від величини оберненої до магнітного поля $1/H$ (рис. 3.8).

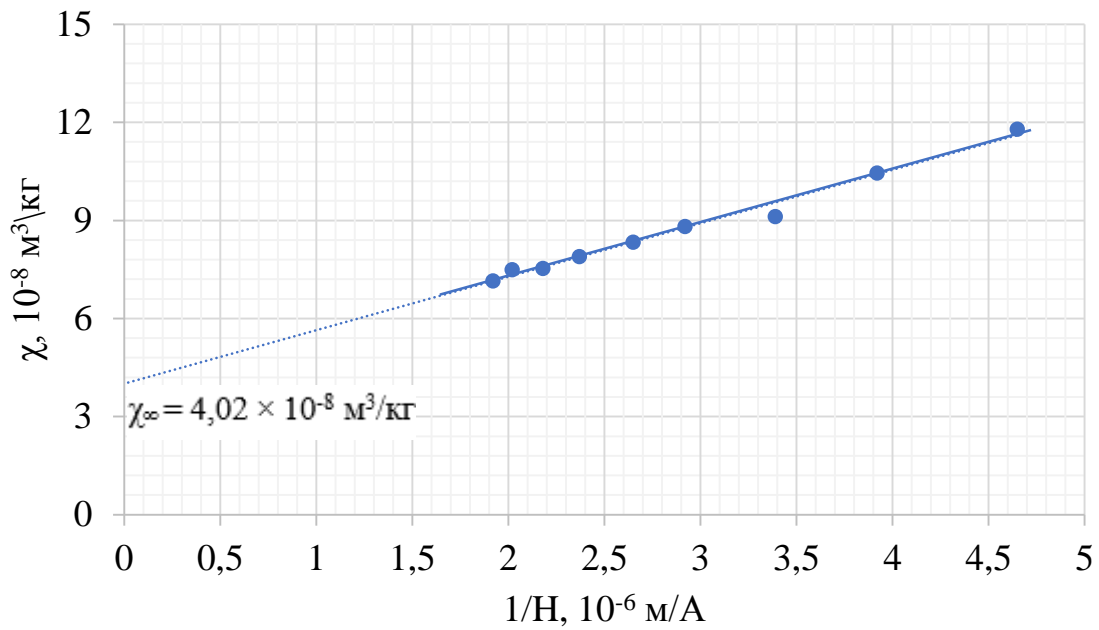


Рисунок 3.8 – Залежність питомої магнітної сприйнятливості χ зразка № 1 сталі 08X18H10T після деформації від величини, оберненої до магнітного поля $1/H$

З графіка одержуємо, що $\chi_{\infty} = 4,02 \times 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$. Для даного зразка сталі $\sigma_{\alpha} = 11,7 \text{ Ам}^2/\text{кг}$. Кількість $\delta + \alpha'$ визначаємо за формулою (2.2):

$$P_{\delta+\alpha'} = \frac{(8,82 - 4,02) \times 10^{-8} \times 3,42 \times 10^5}{11,7} \times 100 \% = 0,137 \%$$

Дослідження зразка № 5 після деформації. Маса еталонного (сіль Мора) та досліджуваного зразка $m_{\text{ет}} = 197,2 \text{ мг}$ та $m = 70,05 \text{ мг}$.

Знаходимо питому магнітну сприйнятливості χ для різних значень магнітного поля H для зразка № 5 після деформації. Значення питомої магнітної сприйнятливості χ занесені до таблиці 3.9.

Таблиця 3.9 – Експериментальні значення питомої магнітної сприйнятливості зразка № 5 після деформації дослідної сталі 08X18H10T

I, A	H, 10 ⁵ A/м	1/H, 10 ⁻⁶ м/А	χ, 10 ⁻⁸ м ³ /кг
4	2,15	4,65	15,30
5	2,55	3,92	10,23
6	2,95	3,39	12,0
7	3,42	2,92	11,55
8	3,78	2,65	11,16
9	4,22	2,37	10,45
10	4,58	2,18	10,08
11	4,94	2,02	9,82
12	5,21	1,92	9,46

Будуємо графічну залежність питомої магнітної сприйнятливості χ від величини оберненої до магнітного поля $1/H$ (рис. 3.9).

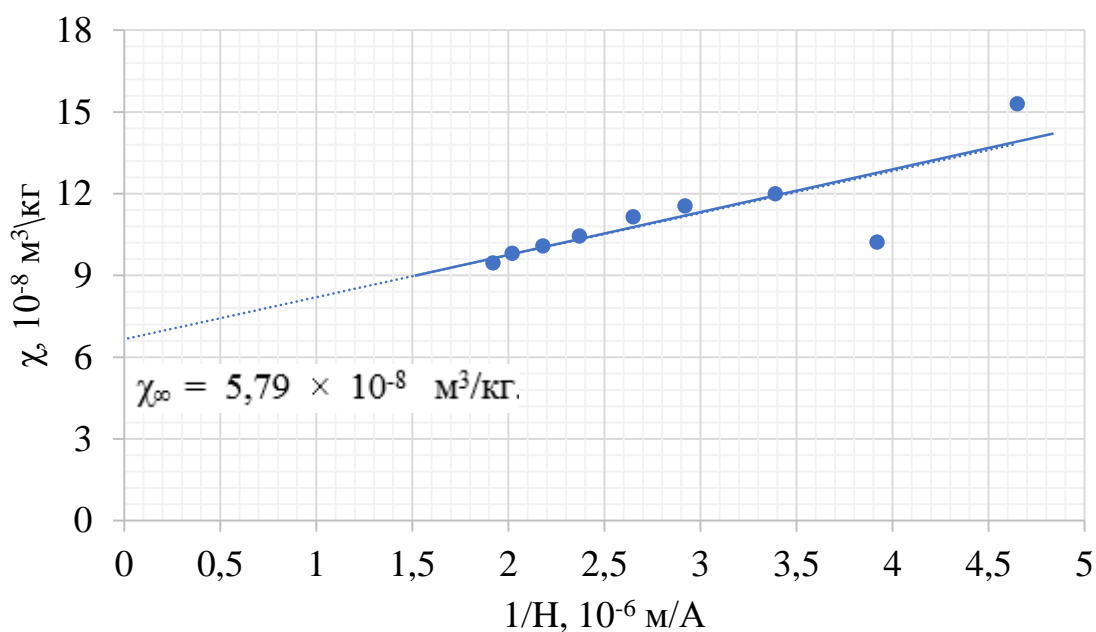


Рисунок 3.9 – Залежність питомої магнітної сприйнятливості χ зразка № 5 сталі 08X18H10T після деформації від величини, оберненої до магнітного поля $1/H$

З графіка одержуємо, що $\chi_{\infty} = 5,79 \times 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$. Для даного зразка сталі $\sigma_{\alpha} = 11,7 \text{ Ам}^2/\text{кг}$. Кількість $\delta + \alpha'$ визначаємо за формулою (2.2):

$$P_{\delta+\alpha'} = \frac{(11,55 - 5,79) \times 10^{-8} \times 3,42 \times 10^5}{11,7} \times 100 \% = 0,168 \%$$

Дослідження зразка № 4 після деформації. Маса еталонного (сіль Мора) та досліджуваного зразка $m_{\text{ет}} = 197,2 \text{ мг}$ та $m = 85,4 \text{ мг}$.

Знаходимо питому магнітну сприйнятливість χ для різних значень магнітного поля H для зразка № 4 після деформації. Значення питомої магнітної сприйнятливості χ занесені до таблиці 3.10.

Таблиця 3.10. – Експериментальні значення питомої магнітної сприйнятливості зразка № 4 після деформації дослідної сталі 08X18H10T

I, A	H, 10^5 А/м	1/H, 10^{-6} м/А	χ , $10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$
4	2,15	4,65	12,55
5	2,55	3,92	11,16
6	2,95	3,39	9,96
7	3,42	2,92	9,32
8	3,78	2,65	8,84
9	4,22	2,37	8,40
10	4,58	2,18	8,15
11	4,94	2,02	7,75
12	5,21	1,92	7,45

Будуємо графічну залежність питомої магнітної сприйнятливості χ від величини оберненої до магнітного поля $1/H$ (рис. 3.10).

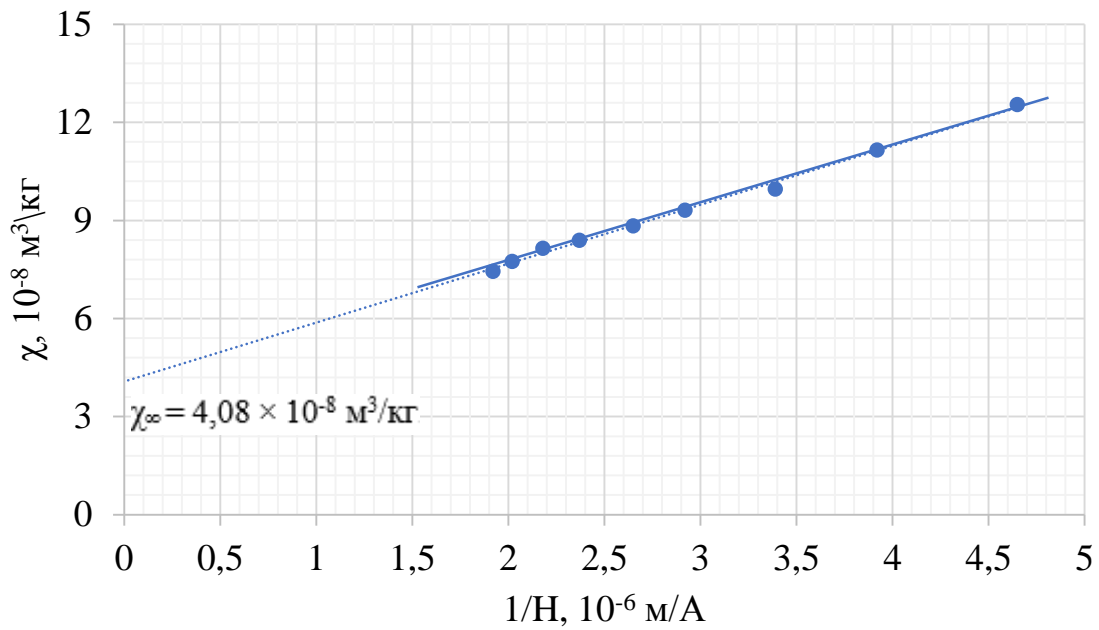


Рисунок 3.10 – Залежність питомої магнітної сприйнятливості χ зразка № 4 сталі 08X18H10T після деформації від величини, оберненої до магнітного поля $1/H$

З графіка одержуємо, що $\chi_{\infty} = 4,08 \times 10^{-8} \text{ m}^3/\text{kg}$. Для даного зразка сталі $\sigma_{\alpha} = 11,7 \text{ Ам}^2/\text{кг}$. Кількість $\delta + \alpha'$ визначаємо за формулою (2.2):

$$P_{\delta+\alpha'} = \frac{(9,32 - 4,08) \times 10^{-8} \times 3,42 \times 10^5}{11,7} \times 100 \% = 0,153 \%$$

Дослідження зразка № 3 після деформації. Маса еталонного (сіль Мора) та досліджуваного зразка $m_{\text{ет}} = 197,2 \text{ мг}$ та $m = 85,4 \text{ мг}$.

Знаходимо питому магнітну сприйнятливості χ для різних значень магнітного поля H для зразка № 3 після деформації. Значення питомої магнітної сприйнятливості χ занесені до таблиці 3.11.

Таблиця 3.11. – Експериментальні значення питомої магнітної сприйнятливості зразка № 3 після деформації дослідної сталі 08X18H10T

I, А	H, 10 ⁵ А/м	1/H, 10 ⁻⁶ м/А	χ, 10 ⁻⁸ м ³ /кг
4	2,15	4,65	12,42
5	2,55	3,92	11,0
6	2,95	3,39	9,82
7	3,42	2,92	9,35
8	3,78	2,65	8,77
9	4,22	2,37	8,32
10	4,58	2,18	8,08
11	4,94	2,02	7,84
12	5,21	1,92	7,55

Будуємо графічну залежність питомої магнітної сприйнятливості χ від величини оберненої до магнітного поля $1/H$ (рис. 3.11).

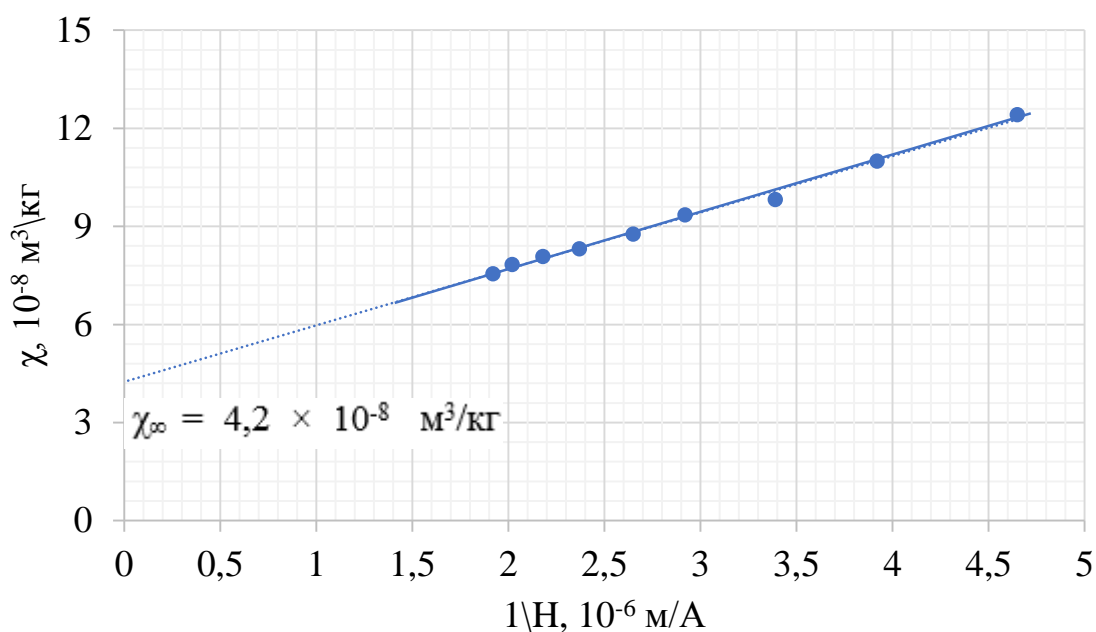


Рисунок 3.11 – Залежність питомої магнітної сприйнятливості χ зразка № 3 сталі 08X18H10T після деформації від величини, оберненої до магнітного поля $1/H$

З графіка одержуємо, що $\chi_{\infty} = 4,2 \times 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$. Для даного зразка сталі $\sigma_{\alpha} = 11,7 \text{ Ам}^2/\text{кг}$. Кількість $\delta + \alpha'$ визначаємо за формулою (2.2):

$$P_{\delta+\alpha'} = \frac{(9,32 - 4,2) \times 10^{-8} \times 3,42 \times 10^5}{11,7} \times 100 \% = 0,149 \%$$

Дослідження зразка № 6 після деформації. Маса еталонного (сіль Мора) та досліджуваного зразка $m_{\text{ет}} = 197,2 \text{ мг}$ та $m = 64,14 \text{ мг}$.

Знаходимо питому магнітну сприйнятливність χ для різних значень магнітного поля H для зразка № 6 після деформації. Значення питомої магнітної сприйнятливості χ занесені до таблиці 3.12.

Таблиця 3.12 – Експериментальні значення питомої магнітної сприйнятливості зразка № 6 після деформації дослідної сталі 08X18H10T

I, A	H, 10^5 А/м	1/H, 10^{-6} м/А	χ , $10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$
4	2,15	4,65	12,40
5	2,55	3,92	11,2
6	2,95	3,39	9,78
7	3,42	2,92	9,6
8	3,78	2,65	8,72
9	4,22	2,37	8,2
10	4,58	2,18	7,84
11	4,94	2,02	7,52
12	5,21	1,92	7,04

Будуємо графічну залежність питомої магнітної сприйнятливості χ від величини оберненої до магнітного поля $1/H$ (рис. 3.12).

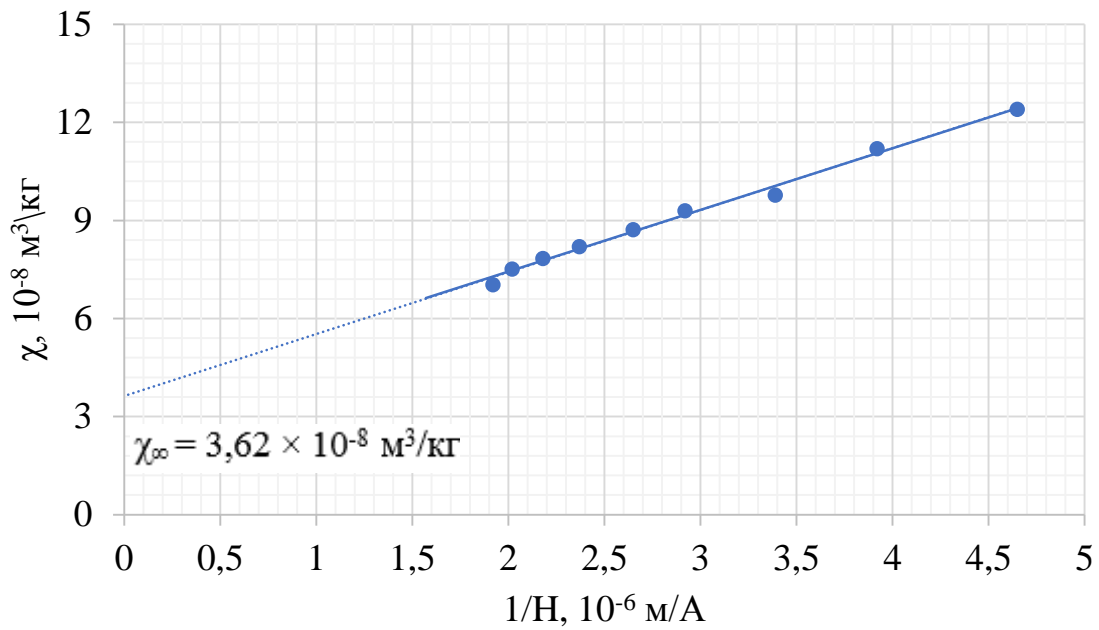


Рисунок 3.12 – Залежність питомої магнітної сприйнятливості χ зразка № 6 сталі 08X18H10T після деформації від величини, оберненої до магнітного поля $1/H$

З графіка одержуємо, що $\chi_{\infty} = 3,62 \times 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$. Для даного зразка сталі $\sigma_{\alpha} = 11,7 \text{ Ам}^2/\text{кг}$. Кількість $\delta + \alpha'$ визначаємо за формулою (2.2):

$$P_{\delta+\alpha'} = \frac{(9,6 - 3,62) \times 10^{-8} \times 3,42 \times 10^5}{11,7} \times 100 \% = 0,175 \%$$

3.3. Знаходження кількості низького вмісту α' - мартенситу деформації після деформації крученням

Результуюча кількість феромагнітної фази дорівнює сумі кількості ферита та мартенситу деформації: $P_{\delta+\alpha'} = P_{\delta} + P_{\alpha'}$. Тоді кількість мартенситу деформації після деформаційної дії буде визначатись за формулою:

$$P_{\alpha'} = P_{\delta+\alpha'} - P_{\delta}$$

Розраховуємо кількість мартенситу деформації після деформації крученням для кожного зі зразків:

$$1) P_{\alpha'}=0,137-0,061=0,076 \%$$

$$2) P_{\alpha'}=0,144-0,061=0,083 \%$$

$$3) P_{\alpha'}=0,149-0,061=0,088 \%$$

$$4) P_{\alpha'}=0,153-0,061=0,092 \%$$

$$5) P_{\alpha'}=0,168-0,061=0,107 \%$$

$$6) P_{\alpha'}=0,175-0,061=0,114 \%$$

Одержані результати показані в таблиці 3.13:

Таблиця 3.13. – Кількість феромагнітних фаз в сталі 08X18H10T після крутіння

№ зразка	P_{δ}	$P_{\alpha}=P_{\delta}+P_{\alpha'}$	$P_{\alpha'}$
1	0,061	0,137	0,076
2	0,061	0,144	0,083
3	0,061	0,149	0,088
4	0,061	0,153	0,092
5	0,061	0,168	0,107
6	0,061	0,175	0,114

На рисунку 3.13 приведена крива розподілу сумарної кількості фериту та мартенситу деформації в об'ємних відсотках зразків, деформованих крученням.

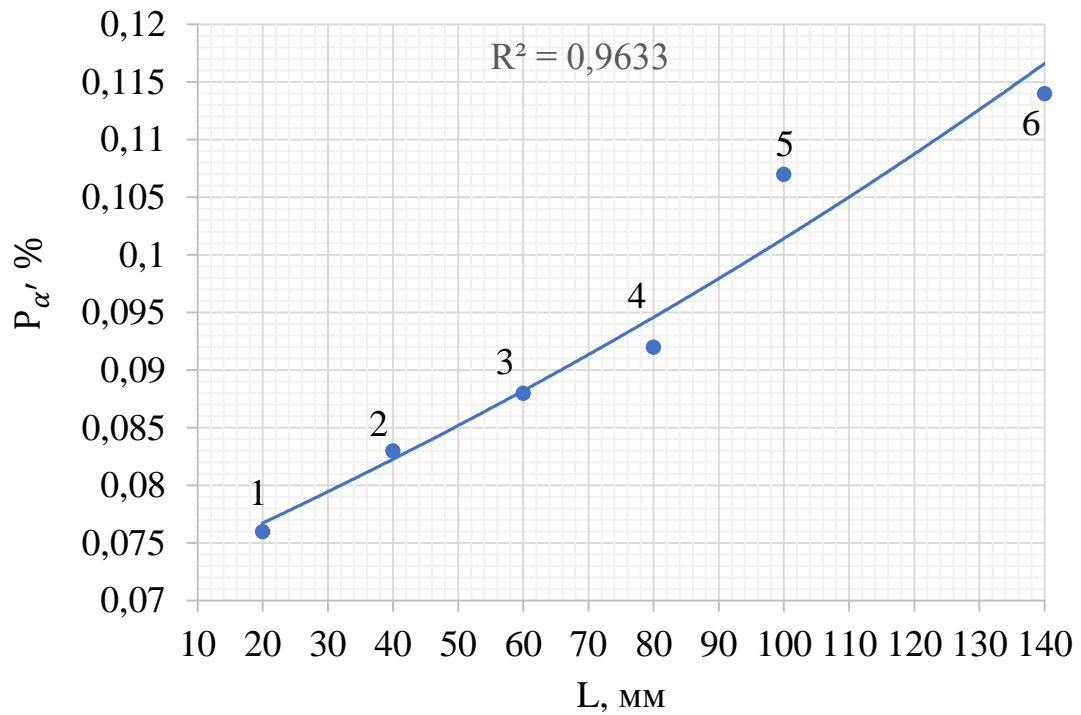


Рисунок 3.13 – Крива розподілу кількості мартенситу деформації в об'ємних відсотках зразків, деформованих крученням за довжиною дроту зі сталі 08X18H10T. Точками 1-6 показано номери зразків. Точка 6 відповідає розриву стержня

Таким чином, холодне пластичне деформування крученням призводить до виникнення мартенситу в сталі 08X18H10T, яка в початковому стані містить δ ферит. При цьому розподіл мартенситу уздовж стержня нерівномірний і досягає максимального значення в точці розриву.

ВИСНОВКИ

Визначення високоміцного дроту із сталі 08X18H10T може досягатися холодною пластичною деформацією, оскільки при цьому відбувається найкраще поєднання міцності і пластичних властивостей. Такі властивості забезпечуються утворенням мартенситу деформації.

В даній роботі досліджено розподіл виникаючого α' -мартенситу після холодної пластичної деформації крученням стержня із сталі 08X18H10T, яка до деформації містила δ ферит.

В процесі проведення досліджень отримано такі результати:

1. Визначено ритому магнітну сприйнятливність та кількість δ фериту в сталі 08X18H10T до деформації. Середнє значення δ фериту становило $P_{\delta} = 0,61 \%$.

2. Визначено кількість мартенситу деформації з урахуванням присутності δ фериту та його розподіл уздовж стержня. Кількість мартенситу змінюється від мінімального значення $P_{\alpha'} = 0,076 \%$ до максимального $P_{\alpha'} = 0,114 \%$ в точці розриву майже за лінійним законом.

3. Практично одержані результати можуть використовуватися для контролю механічних властивостей, оскільки існує кореляційний зв'язок між кількістю мартенситу і механічними властивостями.

ПЕРЕЛІК ПОСИЛАНЬ

1. Матеріалознавство і термічна обробка зварних з'єднань / Лебедев В. Г., Дерев'янено О. Г. Одеса: Наука і техніка, 2007. 136 с.
2. Ульянин Е. А. Коррозионностойкие стали и сплавы: справочник / Ульянин Е. А. М.: Металлургия, 1980. 208 с.
3. Гост 5632-72. Стали высоколегированные, коррозионностойкие, жаростойкие и жаропрочные [Чинний від 01.01.75]. Москва, 1975. 60 с.
4. Ульянин Е. А. Высоколегированные коррозионностойкие сплавы / Ульянин Е. А., Свистунова Т. В., Левин Ф. Л. М.: Металлургия, 1987. 88 с.
5. Приданцев М. В. Высокопрочные аустенитные стали / Приданцев М. В., Талов Н. П., Левин Ф. Л. М.: Металлургия, 1969. 248 с.
6. Азот в аустенітних нержавіючих сталях різних систем легування / Науменко В. В., Шлямнев А. П., Філіппов Г. А. *Металург*. 2011. №6. С. 46-52.
7. Химушин Ф. Ф. Жаропрочные стали и сплавы / Химушин Ф. Ф. М.: Металлургия, 1969. 752 с.
8. Гуляев А. П. Металловедение: учеб. для вузов / Гуляев А. П. М.: Металлургия, 1986. 544 с.
9. Коррозионностойкие, жаростойкие и высокопрочные стали и сплавы: справ, изд. / Шлямнев А. П. М.: Интернет Инжиниринг, 2000. 232 с.
10. Сорокин В. Г. Стали и сплавы / Сорокин В. Г. М.: Интернет Инжиниринг, 2001. 608 с.
11. Диаграммы состояния двойных металлических систем / Под ред. Н. П. Лякишева. М.: Машиностроение, 2000. 872 с.
12. Захаров М. В. Диаграммы состояния двойных и тройных металлических систем / Захаров М. В. М.: Металлургия, 2012. 235 с.
13. Технология конструкционных материалов: учебник для машиностроительных специальностей ВУЗов / Дольский А. М., Арутюнова И. А., Барсукова Т. М. М.: Машиностроение, 2005. 448 с.

14. Курдюмов Г. В. К теории мартенситных превращений. *Проблемы металловедения и физики металлов*: Сб. М.: Metallurgizdat, 1952. Вып. 3. С. 9-44.
15. Gavriulik V. G. Theisen W. Low-temperature martensitic transformation in toolsteels in relation to their deep cryogenic treatment. *Acta Mater.* 2013. Vols. 61. P. 1705-1715.
16. Клевцов Г. В., Клевцова Н. А., Фролова О. А. Мартенситные превращения в аустенитной стали под влиянием статических, ударных и циклических нагрузок. *Фундаментальные исследования*. 2004. № 6. С. 66-67.
17. Ключева О. С. Мартенситные превращения в Fe-MnSi сплавах. *Наука и современность*. 2010. С. 100-105.
18. Roytburd A. L. Martensitic transformation as a typical phase transformation in solids. *In: Solid State Physics*. New York-London: Academic Press. 1978. P. 317-390.
19. Чейлях А. П. Возможности создания метастабильных состояний аустенита в сплавах на основе железа. *Новые материалы и технологии в металлургии и машиностроении*. 2002. № 2. С. 31-34.
20. Терещенко Н. А. Влияние структурных изменений и стабильности аустенита на механические свойства сталей с карбидно-интерметаллидным упрочнением / Терещенко Н. А., Пушин В. Г., Сагарадзе В. В., Романова Р. Р., Уваров А. И. *ФММ*. 1987. Т. 63. вып. 2. С. 306-312.
21. Lebedev A. A. Influence of phase transformations on the mechanical properties of austenitic stainless steel / Lebedev A. A., Kosarchuk V. V. *International Journal of Plasticity*. 1999. Vol 16. P. 749-767.
22. Murr L. E. Effect of strain state and strain rate on deformation induced transformation in 304 stainless steel: Part II. Microstructural study / Murr L. E. *Metallurgical Transaction*. 1982. Vol 13A. P. 627-635.
23. Furnémont Q. The micromechanics of TRIP-assisted multiphase steels: these de doctorat / Furnémont Q. Belgique, Université catholique de Louvain, 2003. 187 p.

24. Miller, M. P. The effect of stress state on the large strain inelastic deformation behaviour of 304L stainless steel / Miller M. P., McDowell D. L. *Journal of Engineering and Material Technology*. 1996. P. 118-128.
25. Стерин И. С. *Машиностроительные материалы. Основы металловедения и термической обработки*. М.: Наука, 2003. 344 с.
26. Головин С. А. *Физические основы пластической деформации*. Т.: Изд-во ТулГУ, 2004. 202 с.
27. Фетисов Г. П. *Материаловедение и технология металлов*. М.: Высш. шк., 2007. 862 с.
28. ГОСТ 5632-14. *Легированные нержавеющие стали и сплавы коррозионностойкие, жаростойкие и жаропрочные. Марки [Чинний від 01.01.2015]*. М.: Стандартиформ, 2015. 52 с.
29. ГОСТ 3565-80. *Металлы. Метод испытания на кручение [Чинний від 01.07.1981]*. Москва: ИПК Изд-во стандартов, 1997. 17 с.
30. Бондаренко Л. Ю. *Лабораторний практикум з механіки матеріалів і конструкцій [Електронний ресурс]: навч. посіб. / Бондаренко Л. Ю., Вершков О.О., Антонова Г.В. Мелітополь: ТДАТУ, 2017. 183 с.*
31. Мирошниченко Ф. Д. *Магнитометрические весы с униполярной астатической системой и механико-магнитным зацеплением призмы / Мирошниченко Ф. Д., Снежной Г. В. Приборостроение. Межведомственный научно-технический сборник*. 1966. № 2.
32. Снежной Г. В. *Интегральный физический метод идентификации альфа-фазы в аустенитных хромоникелевых сталях / Снежной Г. В., Мищенко В. Г., Снежной В. Л. Литье и металлургия*. 2009. № 3(52). С. 241-244.
33. Сніжної Г. В. *Зародження мартенситу деформації в хромонікелевих сталях аустенітного класу / Сніжної Г. В. Фізико-хімічна механіка матеріалів*. 2011. Т. 47. № 3. С. 84–89.
34. Снежной Г. В. *Контроль количества δ - феррита в сталях типа 18–10 методом определения парапроцессной магнитной восприимчивости /*

Снежной Г. В. *Авиационно-космическая техника и технология*. 2011. №10 (87). С. 22–25.

35. Снежной Г. В. Идентификация низких содержаний феррита и мартенсита в аустенитных хромоникелевых сталях: матеріали XVI міжнар. конгр. двигунобудівників, 14–19 вер. 2011 р. Харків: ХАІ, 2011. С. 116.

36. Гудремон. Э. А. Специальные стали. Москва: Металлургия, 1966. 734 с.