

Лисенко Валерій Анатолійович, гр. ІФ 213
Керівник д.т.н., професор Ольшанецький В.Ю.

Тема: «Теоретично-експериментальне дослідження утворення мартенситних фаз в аустенітних сталях в процесі холодного деформування».

РЕФЕРАТ

ПЗ: 77 с., 27 рис., 3 табл., 14 джерел.

За допомогою термодинамічного аналізу розглянута фізична природа дійсних температурної та деформаційної мартенситних точок. Використовуючи чутливий магнітометричний метод, який враховує намагніченість парамагнітного аустеніту, встановлена нижня границя інтервалу метастабільності аустеніту для температурного і верхня границя для деформаційного перетворення, які відповідно і відповідають дійсним значенням температурній і деформаційній мартенситних точок.

Показано, що при певних тисках аустеніт може перетворюватися як в α' -мартенсит, так і передуючий його появі ε -мартенсит. Запропонована термодинамічна модель розвитку мартенситних перетворень в залежності від тиску.

З використанням термодинамічного аналізу розглянута фізична природа формування ε - і α' - мартенситів марганцевистого аустеніту при деформації одновіковим стисненням. Запропонована схема зміни питомих енергій аустеніту і проміжних ε - и α' - мартенситних фаз від величини зовнішнього тиску. Використовуючи чутливий магнітометричний метод. Визначено початкові стадії перетворення аустеніту в ε - и α' - мартенсити деформації.

ВІЛЬНА ЕНЕРГІЯ ГІББСА, АУСТЕНІТ, МАРТЕНСИТ, МАГНІТНА СПРИЙНЯТЛИВІСТЬ, ДЕФОРМАЦІЯ, МАРГАНЦЕВИСТА СТАЛЬ, ε -МАРТЕНСИТ, α' -МАРТЕНСИТ, ЧАСТКОВІ ДИСЛОКАЦІЇ ШОКЛІ, ЕНЕРГІЯ ДЕФЕКТУ ПАКУВАННЯ

ЗМІСТ

Вступ.....	Ошибка! Закладка не определена.
1 Утворення ϵ - та α -мартенситу.....	Ошибка! Закладка не определена.
1.1 Утворення мартенситу у углецевих та легованих сталях	Ошибка! Закладка не определена.
1.2 Кінетика та механізми утворення ϵ - та α -мартенситі в аустеніті сталей, легованих нікелем та марганцем	Ошибка! Закладка не определена.
2 Матеріали та методики, використані в роботі	Ошибка! Закладка не определена.
3 Термодинамічні засади утворення мартенситу.....	Ошибка! Закладка не определена.
3.1 Термодинамічні основи утворення ϵ -мартенситу під час деформації	Ошибка! Закладка не определена.
3.2 Визначення малих кількостей мартенситних фаз у хромонікелевих та марганцевих сталях шляхом використання чутливого показника (магнітної сприйнятливості)	Ошибка! Закладка не определена.
4 Охорона праці та безпека у надзвичайних ситуаціях.....	Ошибка! Закладка не определена.
4.1 Аналіз потенційних небезпек.....	Ошибка! Закладка не определена.
4.2 Заходи по забезпеченню техніки безпеки.....	Ошибка! Закладка не определена.
4.3 Заходи по забезпеченню виробничої санітаріїтагігієни праці ...	Ошибка! Закладка не определена.
Висновки	Ошибка! Закладка не определена.
Перелік посилань.....	Ошибка! Закладка не определена.

ВСТУП

Мартенсит – пересичений, упорядкований твердий розчин вуглецю в α -залізі, з тетрагональною граткою.

Мартенсит є твердим і крихким составом. Висока твердість мартенситу пояснюється спотворенням кристалічної гратки α -Fe атомами вуглецю, а також подрібненою блоковою будовою пластин мартенситу, внаслідок внутрішньофазового наклепу.

Кристалічна структура мартенситу тетрагональна, елементарна комірка має форму прямокутного паралелепіпеда. Така тетрагональність обумовлена тим, що атоми вуглецю розташовані в середині вертикальних ребер. Структура нерівноважна, і в ній є великі внутрішні напруги, що в значній мірі визначає високу твердість і міцність сталей з мартенситною структурою.

Мартенсит, що має після гарту кристалічну решітку з тетрагональною елементарною коміркою, при нагріванні вище 80°C починає перетворюватися в кубічний мартенсит. Як всякий пересичений розчин, мартенсит нестійкий. Він розпадається при кімнатній температурі, але швидкість розпаду надзвичайно мала, зважаючи на малу теплову рухливість атомів. При температурі вище 80°C рухливість атомів виявляється достатньою для того, щоб вуглець частково перейшов з пересиченого розчину в пластинки карбиду завтовшки всього в декілька атомних шарів за відносно невеликий проміжок часу. Це перетворення відбувається в інтервалі від 80 до 170°C і супроводжується зменшенням спотворення кристалічної решітки мартенситу. Внутрішні напруги знижуються, зменшується питомий об'єм мартенситу, розміри матеріалу трохи скорочуються. Твердість і міцність залишаються незмінними, а пластичні властивості дещо підвищуються.

В данній роботі за допомогою термодинамічного аналізу розглянута фізична природа дійсних температурної та деформаційної мартенситних точок. Використовуючи чутливий магнітометричний метод, який враховує

намагніченість парамагнітного аустеніту, встановлена нижня границя інтервалу метастабільності аустеніту для температурного і верхня границя для деформаційного перетворення, які відповідно і відповідають дійсним значенням температурній і деформаційній мартенситних точок.

Однією з основних особливостей сталей (сплавів), що містять низькотемпературний аустенит і викорисвуються в машинобудуванні, хімічній промисловості і атомній енергетиці, є можливість реалізації в них за певних температурно-силових умовах мартенситного $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворення.

При гартуванні або пластичної деформації обрattanня і накопичення - мартенсіта починається нижче (або вище) деяких значень відповідних критичних точок температури або деформації (нанапруги).

Мета цієї роботи якомога точніше визначити температурну і деформаційну границі метастабільності аустеніту використовуючи чутливий магнітометричний метод, що враховує намагніченість парамагнітного аустеніту, та з'ясувати фізичну природу тієї температурної або деформаційної межі, яка визначає величину одного з «плечей» істинного гистерезиса теоретичної мартенситної точки. Це і обумовлює актуальність цієї дипломної роботи.

РОЗДІЛ 1 УТВОРЕННЯ ε - ТА α -МАРТЕНСИТУ

1.1 УТВОРЕННЯ МАРТЕНСИТУ У УГЛЕЦЕВИХ ТА ЛЕГОВАНИХ СТАЛЯХ

Під мартенситом розуміють специфічну мікроструктуру, яка фіксується вчистих металах, що мають схильність до поліморфізму, і металевих сплавах, які пройшли процедуру гартування. По суті, мартенсит - це базовий структурний компонент стали після гартування, який є твердим пересиченим впорядкованим розчином вуглецю в α -залізі.

Вперше він був описаний Марком Мартенсом - відомим фахівцем в області проблем, пов'язаних з втомою різних металевих матеріалів. Саме в його честь і було названо мартенсит.

Кристалічна ґратка вуглецевого розчину в α -залізі є тетрагональною. Кожна з її елементарних складових описується формою паралелепіпеда (прямокутного). У центрі і вершинах при цьому розміщуються атоми заліза, а в об'ємі розташовані атоми вуглецю. Високі показники міцності і твердість, якими описується будь-яка мартенситна нержавіюча сталь, обумовлюються нерівноважною структурою мартенситу, яка характеризується істотними внутрішніми напруженнями.

При нагріванні мартенситного металу відзначається перерозподіл (дифузійне) атомів вуглецю, що призводить до формування двох фаз:

- цементиту (у цій фазі вуглець міститься в кількості 6,67%);
- фериту (вміст вуглецю в ній - не більше 0,02%).

Елементарна комірка першої із зазначених фаз описується ромбічною структурою, друга - об'ємноцентрованою. Ґратка початкової структури аустеніту пов'язана кристалографічними постійними співвідношеннями з ґраткою мартенситу. Це означає, що площини з чітко заданими кристалографічними індексами аустенітної та мартенситної структури паралельні одна одній.

Прийнято виділяти два типи мартенситу:

1) Дислокаційний (нерідко його називають рейковим). Він формується в середньо- і маловуглецевих, а також високолегованих сталях. У них мартенситних перетворення починається при температурі понад 300°C . Кристали мартенситу в такій ситуації витягнуті в одну сторону, представляючи собою рейки товщиною від 0,2 до 2 мкм. Такі рейки поділяються тонкими (від 10 до 20 нм) шарами аустеніту.

2) Двійниковий (або пластинчастий). Даний тип характерний для легованих і вуглецевих сталей (перетворення мартенситу в них можливо при температурі менше 200°C). Пластини, що цікавить нас голчастою мікроструктури описуються мідрібом - середньою лінією високої переслідувані. Кожен мідріб при цьому включає в себе безліч двійників по площинах.

Поліморфний процес перетворення в мартенсит передбачає те, що відбувається впорядковане пересування молекул або атомів в складі кристала, яке викликає модифікацію їх розташування по відношенню один до одного. При цьому міжатомні відстані в даному випадку істотно більше, ніж показники зсувів відносного плану сусідніх атомів.

Деформації осередків кристалічної решітки - це і є її перебудова, за рахунок чого закінчення мартенситного перетворення цілком допускається описувати як однорідну зміну початкової фази. Відзначимо окремо і те, що деформація має малу величину (не більше 10%). З цієї причини енергетичний бар'єр, який не дає розвиватися однорідному переходу початкової фази в кінцеву, також невеликий, якщо співвідносити його з енергією зв'язку в кристалі.

Описане нами перетворення стає можливим тільки в тому випадку, коли є постійною впорядкована взаємодія між метастабільною і стабільною фазою. Підвищена рухливість і низький енергетичний потенціал міжфазних кордонів обумовлені їх впорядкованою будовою.

Наслідком цього стає те, що необхідна для появи кристалів в новій фазі "зайва" енергія, має мале значення. Її цілком можна зіпівставити з енергією "вихідних" дефектів, наявних в початковій фазі. За рахунок такої особливості швидкість утворення мартенситних кристалів є по-справжньому великою, причому, як правило, теплових змін для зародження нових кристалів не потрібно.

Мартенситні перетворення в комбінації з модифікаціями атомного порядку компонентів і їх перерозподілу є базою для різноманітних структурних перетворень, які дають можливість змінювати характеристики кристалічних матеріалів за допомогою їх механічної або термічної обробки.

Такі хромисті сталі мають в своєму складі достатньо високий вміст вуглецю. Крім того, часто вони легується молібденом, ніобієм, вольфрамом та іншими компонентами, які забезпечують високі жароміцні показники кінцевого металу.

Особливості сталей, що відносяться до мартенситного класу:

- високий рівень протидії корозії в розчинах лугів, деяких кислотних розчинах, в умовах підвищеної вологості;
- висока жаростійкість: дану корисну здатність мартенситний метал отримує в тому випадку, коли виконується його гартування при температурах близько 1050°C, а потім і обробка на троостіт або сорбіт;
- здатність до самозакалювання;
- мала пластичність при високому показнику твердості, на яку не мають жодного впливу спеціальні легуючі елементи;
- висока водородостійкість, властива таким маркам сталі, як X5ВФ, X5М, X9М;
- складність обробки мартенситного металу різанням.

Популярні марки мартенситних сталевих сплавів:

1) 20X13: в ньому міститься від 12 до 14% хрому, менше 0,8% марганцю і кремнію, від 0,16 до 0,25% вуглецю, така сталь не легується нікелем;

2) 10X12НДЛ: особливість - великий вміст нікелю (від 1 до 1,5%);

3) 18X11МНФБ: не більше 11,5% хрому, від 0,5 до 1% нікелю, до 0,21% вуглецю, від 0,8 до 1,1% молібдену;

4) 12X11В2МФ, 10X9МФБ, 13X11Н2В2МФ, 15X11МФ: легується ванадієм (від 0,18 до 0,4%) і молібденом (від 0,35 до 1,1%) на додаток до стандартних добавкам.

Використовуються описані стали для виробництва:

- роторів і корпусів газових і парових турбін;
- зварювальних апаратів і судин з навантаженнями не більше 16МПа;
- діафрагм турбін (парових);
- складових насосного обладнання;
- лопаток турбін, що працюють на пару;
- пружин;
- піддаються нагріванню поверхонь колекторів, котлів, трубопроводів;
- хірургічного, вимірювально і ріжучого інструменту;
- пластин компресорів з клапанами.[1-4]

1.2 КІНЕТИКА ТА МЕХАНІЗМИ УТВОРЕННЯ ε - ТА α -МАРТЕНСИТІ В АУСТЕНІТІ СТАЛЕЙ, ЛЕГОВАНИХ НІКЕЛЕМ ТА МАРГАНЦЕМ

Однією з основних особливостей сталей (сплавів), що містять низькотемпературний аустеніт і використовуваних в машинобудуванні, хімічній промисловості та атомній енергетиці, є можливість реалізації в них за певних температурно-силових умов мартенситного $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворення.

При гартуванні або пластичній деформації зародження і накопичення мартенситу починається нижче (або вище) деяких значень відповідних критичних точок температури або деформації (напруження).

Цікавим є з'ясувати фізичну природу тієї температурної або деформаційної межі, яка визначає величину одного з «плечей» істинного гістерезису теоретичної мартенситної точки. Оскільки цей параметр (T_M або P_M на рис. 1, 2) характеризує фактичний початок мартенситного перетворення, можна вважати, що він відповідає нижній межі інтервалу метастабільності аустеніту для температури і верхній межі його існування при деформаційному перетворенні.

У разі мартенситного перетворення зростання будь-якого за величиною кристалу мартенситу є термодинамічно вигідним. Класична термодинаміка при розгляді такого роду процесів свідчить про те, що при зародженні і зростанні кристала мартенситу в анізотропній аустенітній матриці зменшення вільної енергії буде визначатися сумою різнознакових змін вільної енергії Гіббса з урахуванням її пружної складової.

Мартенситна точка T_M лежить нижче температурної точки T_0 , яка відповідає метастабільній рівновазі аустенітної фази з проміжним продуктом її бездифузійного алотропічного перетворення (тобто мартенситом). В точці T_0 парціальні хімічні потенціали обох фаз рівні за практичної відсутності лапласової складової, оскільки форма мартенситних кристалів у вигляді

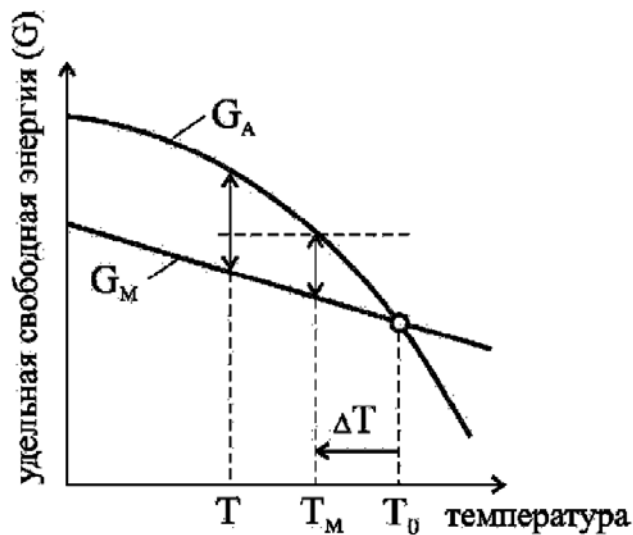
окремих тонких пластин («головок») або пластинчастих пакетів має кристалографічний габітус з нульовою кривизною граней, що визначають його вигляд. Крім того, точка T_0 повинна розглядатися як фігуративна точка метастабільної діаграми на базі заліза, яка ніяк не пов'язана з іншими, крім хімічних, чинниками впливу (перш за все з поверхневою і пружною енергіями, які надають інший зміст самого поняття мартенситної точки). Тому реальний мартенсит і є проміжною фазою між початковою фазою (аустенітом) і кінцевим рівноважним продуктом її перетворення. Причому перехід до цього кінцевого стану повинен здійснюватися відповідно до правила ступенів Освальда і характеризуватися зниженням значення енергії термічної активації. Переохолодження або надмірний зовнішній тиск щодо точок T_0 , P_0 створюють певну рушійну силу, якої, виявляється недостатньо, щоб подолати протидію пружної компоненти вільної енергії, що виникає в решітці аустеніту разом з появою будь-якого по розміру кристалу мартенситу. Ця енергія обумовлена двома факторами: сполученням неадекватних решіток (тобто із встановленням кристалогеометричного зв'язку) і сильною невідповідністю питомих обсягів обох фаз. При цьому через специфіку бездифузійного характеру формування кристалів мартенситу його межа розділу з аустенітом є зазвичай когерентною і зберігається такою при дуже швидкому зростанні окремого кристалу аж до зупинки цього процесу внаслідок розриву пов'язаності обох решіток. Кристалогеометрія такого сполучення відповідає паралельній установці «головних» (найбільш щільнопакованих) площин і напрямків з індексами з 24-х наборів типу $\{111\}_A \parallel \{011\}_M$ і $\langle 011 \rangle \parallel \langle 111 \rangle$ (співвідношення Курдюмова-Закса) в кристалах аустеніту і мартенситу. Інші співвідношення (наприклад Нішіями і Гренінгера-Трояна) були виявлені в залізних сплавах з більш високим вмістом нікелю (понад 20%), ніж в досліджених нами аустенітних матеріалах. У разі формування пакетного мартенситу необхідно додатково враховувати ще й поверхневу енергію границь розділу плоских кристалів мартенситу в кожному окремому пакеті. Як вважають, в аустенітних сталях з

підвищеним вмістом Ni і Mn можливе утворення і проміжного ϵ – мартенситу з ГПУ-граткою на базі тонких (4-х шарових) дефектів упаковки з аналогічною граткою, що виникають в результаті розщеплення елементарних (повних) дислокацій в аустеніті. Через несприятливі зміни щільності електронних станів, які визначають появу поверхневої енергії дефекту упаковки, ϵ – мартенсит володіє деяким додатковим запасом надлишкової вільної енергії, що і перетворює його в нестабільну проміжну фазу.

Крім усього вищесказаного, формуванню пластинчастих форм мартенситних кристалів сприяє (по Набарро) і виключення з кристалізаційного процесу (через значний об'ємний фактор для фаз, які беруть участь у перетворенні) інших (крім пластинчатих) форм кристалів нової фази (тобто кристалів сфероїдального або голкоподібного типів).

Таким чином, утворення перших кристалів мартенситу вимагає значного переохолодження або помітної деформації аустеніту, щоб компенсувати всю сукупність зазначених вище протидіючих енергетичних факторів і в результаті вийти за межі фігуративних точок рівноваги типу «виграш-програш» для вільної енергії сплаву, що залежить тільки від впливових на систему температурно-силових факторів.

Для того, щоб наблизитися до встановлення зазначеної термічної (або деформаційної) границі метастабільності аустеніту, потрібно для початку розібратися, якими параметрами вона визначається в термодинамічному плані, а на другому етапі аналітичної оцінки ситуації, що розглядається вибрати найбільш підходящий фізичний метод, який був би здатний в області зазначених меж (проте кілька за їх межами) фіксувати виключно малі кількості виникаючої мартенситної фази.



$$P = \text{const}; T \neq \text{const}$$

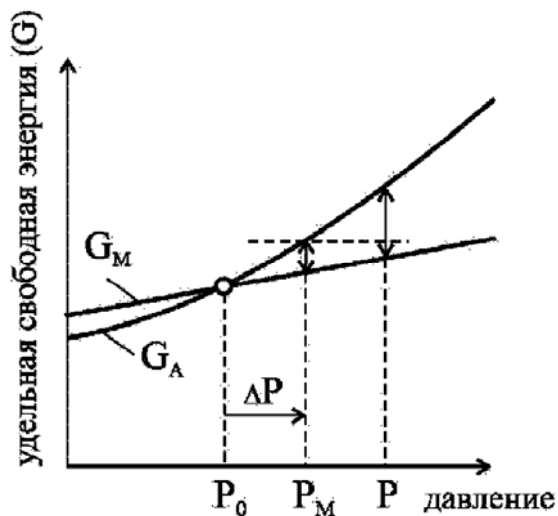
при $T = T_M$ имеем

$$|\Delta G_{A \rightarrow M}^-| = \Delta G_E^+, \text{ а}$$

при $T < T_M$

$$0 > \Delta G_{\Sigma}^{A \rightarrow M}(T) = -\Delta G_{A \rightarrow M}(T) + \Delta G_E$$

Рисунок 1 Залежність питомих вільних енергій Гіббса аустеніту G_A і мартенситу G_M від температури (символ Δ у співвідношеннях, приведених до малюнка, характеризує ступінь зміни хімічної та пружної (E) вільних енергій)



$$T = \text{const}; P \neq \text{const}$$

при $P = P_M$ имеем

$$|\Delta G_{A \rightarrow M}^-(P)| = \Delta G_E^+, \text{ а}$$

при $P > P_M$

$$0 > \Delta G_{\Sigma}^{A \rightarrow M} = -\Delta G_{A \rightarrow M}(P) + \Delta G_E$$

Рисунок 2 Залежність вільних енергій аустеніту G_A і мартенситу G_M від тиску (Δ і E мають той самий сенс, що і на рис.1)

На рисунках 1, 2 наведені термодинамічні схеми зміни вільної енергії аустенітної та мартенситної фаз в залежності від обраних значень температури (рис. 1) і тиску (рис. 2). Обґрунтування всіх інтервалів на цих графіках можна отримати на основі загального термодинамічного аналізу розглядаючи ситуацій. [5]

Наведені графіки відповідають відомій термодинамічній тотожності, безпосередньо витікаючої з основного рівняння термодинаміки для оборотних процесів і є повним диференціалом вільної енергії Гіббса G при інтенсивних змінних T і P

$$dG = -SdT + VdP. \quad (1)$$

Тут S - ентропія, V - об'єм термодинамічної системи, а T і P - варійовані параметри (температура і надлишковий тиск), постійні значення яких визначають рівновагу системи (dG при цьому дорівнює нулю, а $G=\min$).

Якщо в системі аустеніт-мартенсит (А-М) робочим параметром впливу на неї є температура, а тиск при цьому фіксований, то відповідно до

вираження (1) маємо
$$G_{A(M)} = - \int_0^T S_{A(M)} dT,$$
 і оскільки при цьому

$$\frac{d^2 G_{A(M)}}{dT^2} < 0 \text{ (т. к. } dS_{A(M)} > 0 \text{ при } dT > 0 \text{)}$$
, криві зміни термодинамічного потенціалу (енергії Гіббса) як для аустеніту, так і мартенситу будуть мати опуклість до верху з точкою перетину T_0 , відповідній температурі метастабільної рівноваги обох фаз. Точка ТМ тут відповідає рівності об'ємної та накопиченої пружної енергії, пов'язаної з появою мартенситного кристалу (з розміром, відповідним певному малому розміру аустенітного зерна).

Якщо ж в системі змінюється тиск (P) при $T=\text{const}$, зміна вільної енергії Гіббса, згідно виразу (1), буде відповідати співвідношенню

$$G_{A(M)} = \int_0^P V_{A(M)}(P) dP \cong V_{A(M)} \int_0^P dP.$$
 Та оскільки в цьому випадку

$$\frac{d^2 G_{A(M)}}{dP^2} > 0 \text{ (} dV_{A(M)} > 0 \text{ при } dP > 0 \text{)},$$
 криві вільної енергії Гіббса для обох фаз будуть мати позитивну кривизну (хоча для мартенситу вона буде знову близькою до нульової).

Нехай T є температурою (а P відповідно деяким надлишковим тиском) на приведених схемах (рис 1.1, 1.2), які відображають можливість появи

настільки малого мартенситного кристалу, що стандартні методи його фіксації є неефективними. Тоді для вибору відповідного методу оцінки самого факту реалізації перетворення $A \rightarrow M$ встановимо величину «плечей» гістерезисі істинних мартенситних точок, а саме $\Delta T = T - T_M$ та $\Delta P = P - P_M$.

У співвідношенні зі сказаним вище, розкладемо спочатку у ряд по степенях ΔT різницю ΔG для вільних енергій аустеніту і мартенситу у найближчій околиці точки T_M , а саме при $\Delta T = (T - T_M) \ll 0$. У результаті

$$\Delta G(\Delta T) = \Delta G(0) + \frac{d\Delta G(0)}{d\Delta T} \Delta T + \dots \quad (2)$$

отримаємо:

Далі, з урахуванням того, що в точці $T = T_M$ $\Delta G(0) = 0$ (так як наш розклад відповідає ряду Маклорена), маємо у лінійному наближенні

$$\Delta G(\Delta T) = \frac{d(G_M - G_A)}{d(T - T_M)} \Delta T = \left. \frac{dG_M - dG_A}{dT} \right|_{T=T_M} \Delta T, \quad (3)$$

співвідношення і

остаточний вираз для вузького інтервалу температур в нашому випадку набуває вид:

$$\Delta T = \left. \frac{\Delta G}{S_A - S_M} \right|_{T \lesssim T_M}. \quad (4)$$

Потім, діючи аналогічно попередньому випадку, після розкладання ΔG у ряд по степеням ΔP у найближчій околиці точки P_M , отримаємо:

$$\begin{aligned} \Delta G(\Delta P) &= \frac{d(G_M - G_A)}{d(P - P_M)} = \\ &= \left. \frac{dG_M - dG_A}{dP} \right|_{P=P_M} \Delta P = (V_M - V_A) \Delta P, \end{aligned} \quad (5)$$

а шуканий інтервал ΔP у вигляді наступного співвідношення:

$$\Delta P = \left. \frac{\Delta G}{V_M - V_A} \right|_{P \gtrsim P_M}. \quad (6)$$

Слід одразу зазначити, що розрахувати переохолодження) або надлишковий тиск (ΔP) при будь-яких значеннях T або P є неможливим, так як для цього потрібні спеціальні трудомісткі дослідження, необхідні для встановлення точок T_0 , P_0 , T_M , P_M випробовуваних сталей. Однак краї вказаних інтервалів T_M та P_M (рис. 1, 2) можна визначити експериментальним

шляхом з використанням методу лінійної екстраполяції отриманих результатів, якщо проміжні оцінки кількостей виникаючого мартенситу відповідають високим значенням коефіцієнта кореляції і емпіричного кореляційного моменту, який встановлює глибину кореляційного зв'язку для спеціально обраних параметрів, за допомогою яких оцінюється ефективність проведених експериментів.

Крім того, маючи дані по визначенню точок T_M і P_M , можна вирішити і зворотну задачу – встановити питомі значення змін енергії Гіббса аустенітних матеріалів в зазначених вище інтервалах (див. співвіднош. (4) і (6)). Для цього достатньо взяти кілька значень T і P , що належать інтервалам ΔT і ΔP , для яких експериментально визначалися кількості температурного або деформаційного мартенситу, відповідно. Причому, величини цих інтервалів повинні бути досить малими, щоб лінійні розкладання змін вільних енергій за відповідними ступенями температурно-силових факторів зберігали силу лінійних законів.

Для практичного досягнення зазначених меж використовували чутливий магнітометричний метод визначення вельми низьких змістів мартенситу в об'ємних відсотках (приблизно 0,002%), тобто на 2-3 порядки менше, ніж при фіксації іншими методами. Для високоточного визначення температурної мартенситної точки, максимально близькою до T_M , як об'єкт дослідження було обрано сплав H24Г2.5 (0,08% C, 24% Ni, 2,5% Mn, 0,03% Ti). Зразки сплаву нагрівали до 800°C і витримували протягом 3 хв. Потім їх охолоджували зі швидкістю 200 град/хв (з метою усунення дифузійних процесів) до 300°C. Подальше охолодження зразків від 300 °C до кімнатної температури проводили зі швидкістю $\sim 1 \div 2$ град/хв. і при цьому режимі вимірювали питому магнітну сприйнятливості χ (м³/кг).

На рис.3 представлена температурна залежність питомої магнітної сприйнятливості χ (в магнітному полі $H = 3,48 \cdot 10^5$ А/м) дослідженого сплаву при наближенні до мартенситної точці.

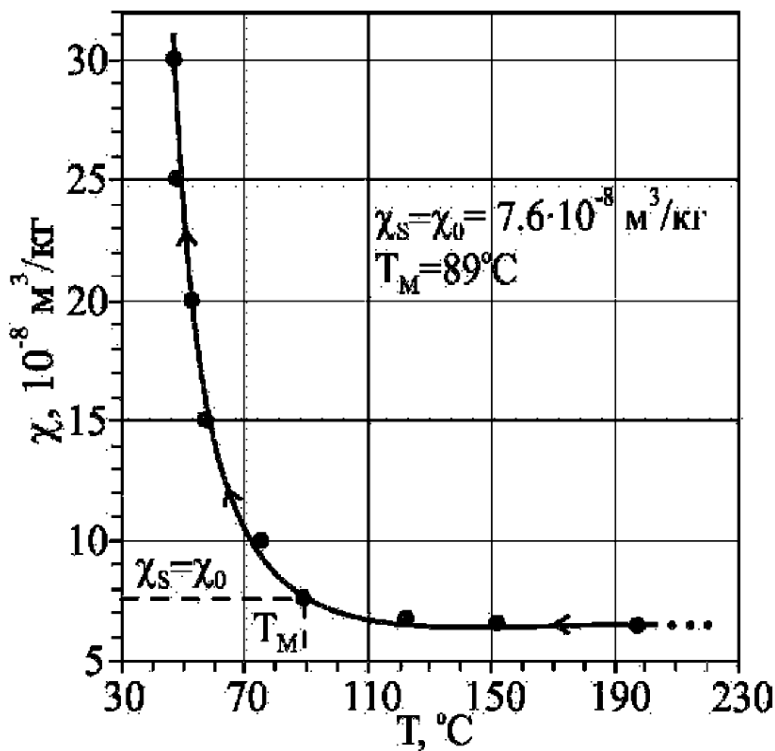


Рисунок 3 Температурна залежність питомої магнітної сприйнятливості χ ($H = 3,48 \cdot 10^5$ А/м) сплаву Н24Г2.5 при наближенні до мартенситної точки

Для високоточної оцінки кількості утворюється мартенситу використовували методику, згідно з якою спочатку визначається результуюча питома магнітна сприйнятливості χ_∞ , що дорівнює сумі питомої магнітної сприйнятливості χ_0 парамагнітного аустеніту і питомої магнітної сприйнятливості χ_p виникає в зразку α -фази: $\chi_\infty = \chi_0 + \chi_p$. Методом екстраполяції прямої χ_∞ (P_α) (рис.4) на вісь ординат (оскільки в цьому випадку α -мартенсит відсутня, так як в цій точці $\chi_p = 0$, $P_\alpha = 0$) знайшли питому магнітну сприйнятливості парамагнітного аустеніту, яка виявилася рівною $\chi_0 = 7,6 \cdot 10^{-8}$ м³/кг. Коефіцієнт кореляції при проведенні апроксимації склав 0,98, що свідчить про достатню достовірність отриманих результатів. Очевидно, що знайдене значення χ_0 і є той граничний результат, нижче якого сплаву відповідає однофазний стан (аустеніт), а вище (при $\chi > \chi_0$) – двофазний стан (аустеніт + мартенсит).

Отже, знайдене значення χ_0 можна вважати стартовою точкою зародження мартенситу χ_s , тобто $\chi_s = \chi_0 = 7,6 \cdot 10^{-8}$ м³/кг. З графіка на рис.3 за

значенням $\chi_s = 7,6 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$ знаходимо практично справжню температурну мартенситну точку $T_M = 89^\circ\text{C}$ для обраного матеріалу (сплав Н24Г2.5).

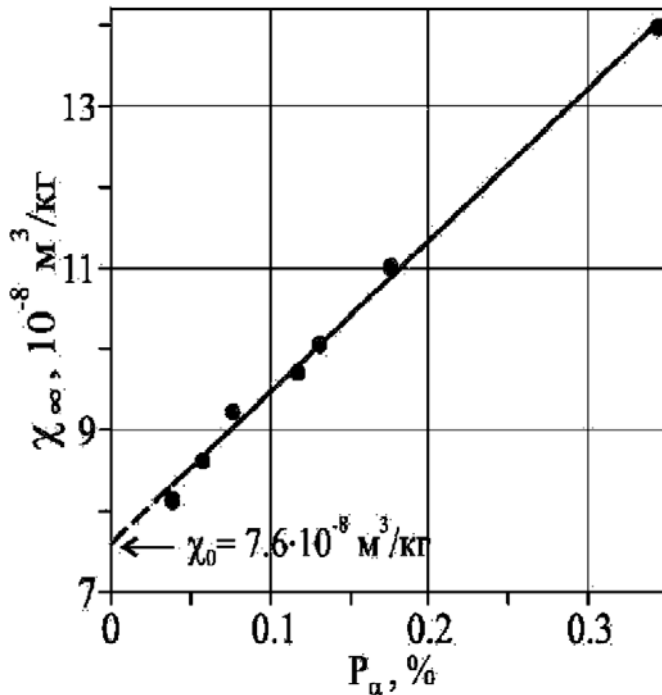


Рисунок 4 Залежність результуючої питомої магнітної сприйнятливості χ_∞ сплаву Н24Г2.5 від кількості виникаючого температурного мартенситу P_α

Тому можна вважати, що знайдене значення мартенситної точки (89°C) для нашого сплаву фактично характеризує початок мартенситної реакції і відповідає нижній межі інтервалу метастабільності аустеніту, який охолоджується з критичною або більш високою швидкістю.

Для визначення деформаційної мартенситної точки (P_M) використовували промислову сталь Х18Н10 (мас. %: 0,06% С, 17,48% Cr, 9,80% Ni, 1,30% Mn, 0,34% Si, 0,006% S, 0,035% P, 0,03% Ti). Сталь після гарту від 1050°C в воду була повністю аустенізована. У початковому стані (при відсутності надлишкового тиску) питома магнітна сприйнятливість аустенізованого зразка склала $\chi = 2,96 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$. При $T = 20^\circ\text{C}$ з підвищенням ступеня пластичної деформації (стиснення) аустеніту в інтервалі надлишкових тисків $P = 0 \dots 438 \text{ МПа}$ магнітна сприйнятливість χ зросла від 2,96 до $3,22 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$. У цьому інтервалі тисків не було

зафіксовано, деформаційного мартенситу що зароджується (відсутній нахил $\chi(1/H)$, де H - напруженість магнітного поля).

При досягненні тиску $P = 450$ МПа нам вдалося зафіксувати досить малу порцію виникненого мартенситу $P_\alpha = 0,035\%$ і при подальшому збільшенні тиску (до 487 МПа) спостерігали накопичення мартенситу деформації до значення $P_\alpha = 0,312\%$ (рис.5).

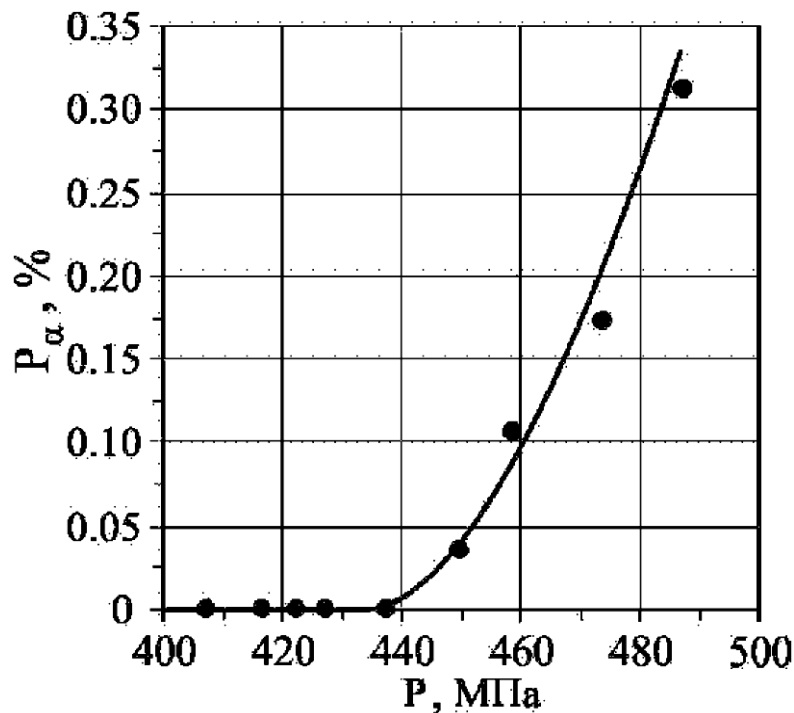


Рисунок5 Залежність кількості виникаючого мартенситу деформації P_α від тиску P (одновісне стиснення) попередньо повністю аустенізованої сталі X18H10

Далі методом екстраполяції знайдені значення результуючої питомої магнітної сприйнятливості χ_∞ . З лінійної залежності $\chi_\infty(P_\alpha)$ (рис.6), шляхом екстраполяції χ_∞ на вісь ординат (в цьому випадку відсутній мартенсит деформації, так як $P_\alpha = 0$), визначаємо значення питомої магнітної сприйнятливості $\chi_0 = 3,40 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$. Відзначимо, що коефіцієнт кореляції для зазначеної вище залежності склав 0,98, що дозволяє і в цьому випадку вважати отримані результати досить достовірними.[6-8]

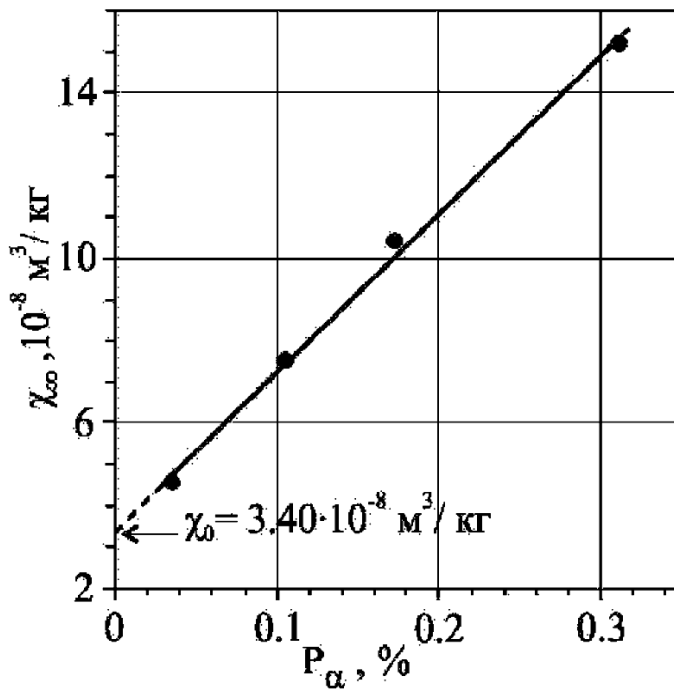


Рисунок 6 Залежність результуючої питомої магнітної сприйнятливості χ_{∞} (аустеніту і парапроцесу) попередньо повністю аустенізованої сталі X18H10 від кількості виникаючого мартенситу деформації

Якщо тепер побудувати графічну залежність $\chi=f(P_{\alpha})$ (рис.7), то знову методом екстраполяції ($P_{\alpha} \rightarrow 0$) можна знайти стартове чисельне значення магнітної сприйнятливості $\chi_S = 3,40 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$, яке збігається з раніше знайденими значенням χ_0 . Звідси випливає, що $\chi_S = \chi_0 = 3,40 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$ дійсно є однозначне граничне значення парамагнітної сприйнятливості для метастабільного стану аустенітної матриці, нижче якого існує тільки аустеніт, а вище - фазова суміш аустеніту з мартенситом деформації.

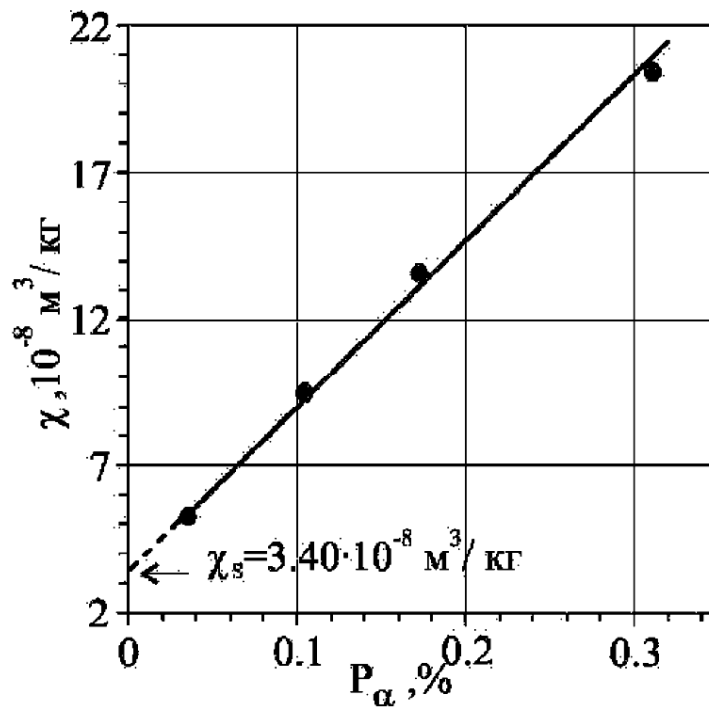


Рисунок 7 Залежність питомої магнітної сприйнятливості χ ($H = 2,55 \cdot 10^5$ А/м) від кількості виникає мартенситу деформації P_{α} попередньо повністю аустенізованої сталі X18H10

Для знаходження однозначної істинної деформаційної граничної точки P_M відкладемо по осі абсцис χ значення $\chi_s = 3,40 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$ (рис.8) і проведемо паралельну осі P пряму до перетину з кривою $P(\chi)$. Далі опустимо з отриманої точки перетину перпендикуляр на вісь P і знайдемо точку $P_M = 442 \text{ МПа}$. Точка P_M являє собою числову оцінку верхньої межі метастабільності аустеніту. Нижче цього значення існує тільки однофазний стан (аустеніт), а вище - двофазний (аустеніт плюс мартенсит деформації) стан досліджуваної сталі.

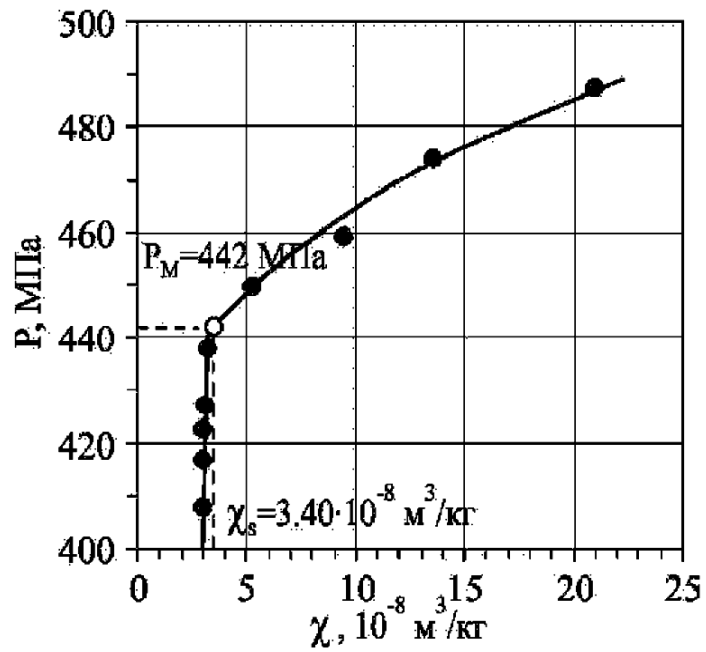


Рисунок 8 Взаємозв'язок між надлишковим тиском P (одновісне стиснення) і питомою магнітною сприйнятливістю χ ($H = 2,55 \cdot 10^5 \text{ A/m}$) попередньо повністю аустенізованої сталі X18H10

РОЗДІЛ 2 МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИКИ, ВИКОРИСТАНІ В РОБОТІ

За останній час досягнуті значні успіхи в розумінні природи ϵ - мартенситу в аустенітних сталях і сплавах [1-4]. В аустенітних хромонікелевих сталях концентраційні області ϵ - фази порівняно менше (до 15%), ніж в марганці (до 80%, а при деформації – до 100 %) [5, 6], що утрудняє виявлення й дослідження цієї фази, тому що не вдається одержати ϵ - мартенсит без α' - мартенситу деформації [5].

Оскільки ϵ - мартенсит і аустеніт є парамагнітними фазами, та ця обставина не дозволяє звичайними магнітними методами з достатньою точністю відрізнити ϵ - мартенсит від аустеніту в Fe-Cr-Ni сталях [5].

Мета дослідження. У зв'язку з вищесказаним виникла необхідність проведення досліджень із використанням більш чутливого магнітометричного методу, що враховує при визначенні досить низьких змістів феромагнітного α' - мартенситу (порядку 0,005 % і більш) намагніченості парамагнітного аустеніту [7], виявити при кімнатній температурі початкову стадію виникнення ϵ - мартенситу з одночасним утворенням низької кількості α' - мартенситу деформації, а також простежити їхню поведінку залежно від подальшої пластичної деформації стиском і спробувати визначити експериментальним шляхом чисельне значення питомої магнітної сприйнятливості ϵ - мартенситу.

Матеріали й методика досліджень. Для досліджень, згідно з магнітометричною діаграмою видів і ступені стабільних і нестабільних сталей [13], були обрані аустенітні хромонікелеві сталі трьох типів: 1 тип – стали 10X23N18, 14X17N18 зі стабільним аустенітом [8, 9]; 2 тип – стали 10X16N13, 12X15N16 з помірковано нестабільним аустенітом [8, 9]; 3 тип – стали 12X18N10T (10,46 % мас. Ni) [10], 12X18N10T (9,42 % мас. Ni) [11], 10X18N 9-B (9,20 % мас. Ni) [12] з нестабільним аустенітом.

Хімічний склад названих сталей зазначено в таблиці 1.

Така добірка марок сталей обумовлена різним змістом хрому й нікелю, необхідним для встановлення умов виникнення й трансформації ε -мартенситу при деформації. Стандартну аустенізацію всіх сталей проводили при температурі 1050°C (витримка 30 хв. з наступним загартуванням у воді). У результаті всі стали виявилися повністю (100%) аустенізованими й парамагнітними, крім сталі 12X18H10T (9,42% мас. Ni), у якій після зазначеного загартування залишився δ -ферит у кількості $R\delta = 0,078$ % про. Потім холодним механічним способом вирізали зразки розміром $\sim 3 \times 3 \times 1$ мм³.

Таблиця 1 - Хімічний склад досліджуваних аустенітних сталей

Марки сталі						
Стабільний аустеніт		Помірковано нестабільний аустеніт			Нестабільний аустеніт (вкрай нестабільний)	
10X23H18	14X17H18	10X16H13	12X15H16	12X18H10T	10X18H9-В	12X18H10T
0.10	0.14	0.13	0.12	0.12	0.07	0.12
22.6	16.808	15.83	14.874	18.089	17.26	17.854
18.70	17.770	13.70	15.541	10.463	9.20	9.42
0.94	1.48	1.37	1.57	1.582	1.60	1.316
0.44	1.18	1.07	0.95	0.304	0.30	0.25
0.01	0.02	0.01	0.01		0.22	
0.02	0.035	0.03	0.030		0.03	
		0.04			0.06	
	0.04	0.14	0.17	0.112	0.32	0.121
	0.23	0.24	0.22		0.29	
				0.460	0.005	0.252

Для зняття поверхневих ушкоджень зразки шліфували з використанням абразивних порошоків, а потім полірували до дзеркального блиску з використанням алмазних паст і електрохімічного методу. Ступінь пластичної одноосової деформації на стиск при кімнатній температурі розраховували по відношенню товщин до й після деформації ($D = (d - d_0)/d_0$).

На всіх етапах підготовки зразків звертали особливу увагу на те, щоб їх поверхні не забруднювалися якими-небудь феромагнітними домішками.

Досить низький зміст мартенситу деформації $R\alpha'$ визначали чутливим магнітометричним методом, описаним у роботах [7, 14]. Залежності питомої магнітної сприйнятливості χ від зворотної величини магнітного поля H були отримані з використанням розробленої автоматизованої установки [15].

Експериментальні результати і їх обговорення

Далі буде показано, що стали 10X23H18, 14X17H18, 10X16H13, 12X15H16, 12X18H10T (10,463 % мас. Ni), 10X18H 9-У до пластичної деформації стиском були дійсно повністю аустенізовані й, отже, стали парамагнітними, а сталь 12X18H10T (9,42 % мас. Ni) містила δ - ферит у кількості 0,078 %.

Оцінимо можливість виникнення й подальшої поведінки ϵ - мартенситу в зазначених типах сталей.

1. Деформація стабільних сталей 10X23H18 до 55,90 % (мал. 1 а) і 14X17H18 до 67,70 % (мал. 1 б) привела до росту питомих магнітних впливів стали 10X23H18 від вихідної.

$\chi\gamma = 3,30 \cdot 10^{-8}$ до максимальної $\max$

$\chi\gamma' = 3,72 \cdot 10^{-8}$ мЗ/кг [8] (γ' – деформований аустеніт), а в сталі 14X17H18 – від вихідної.

$\chi\gamma = 4,45 \cdot 10^{-8}$ до $\max$

$\chi\gamma' = 4,63 \cdot 10^{-8}$ мЗ/кг [9].

У зазначені вище інтервалах деформацій не була зафіксована поява ϵ - і α' - мартенситів (відсутній нахил прямих $\chi(1/H)$).

Звідси виходить, що в стабільних сталях при кімнатній температурі, аж до порівняно більших деформацій (60...70 %) стиском, не виникають $\varepsilon - \alpha'$ - мартенсити, що підтверджується в роботах [8, 9].

Зміна магнітного стану аустеніту цих сталей при підвищенні пластичної деформації здійснювалося за схемою $\max \gamma_{\text{вих.}} \rightarrow \gamma' \rightarrow \gamma'$, тобто вихідний магнітний стан (вих. $\chi\gamma$) переходить у деформаційний магнітний стан ($\chi\gamma'$), і досягає при подальшому збільшенні деформації граничного магнітного стану ($\max \chi\gamma'$) [10].

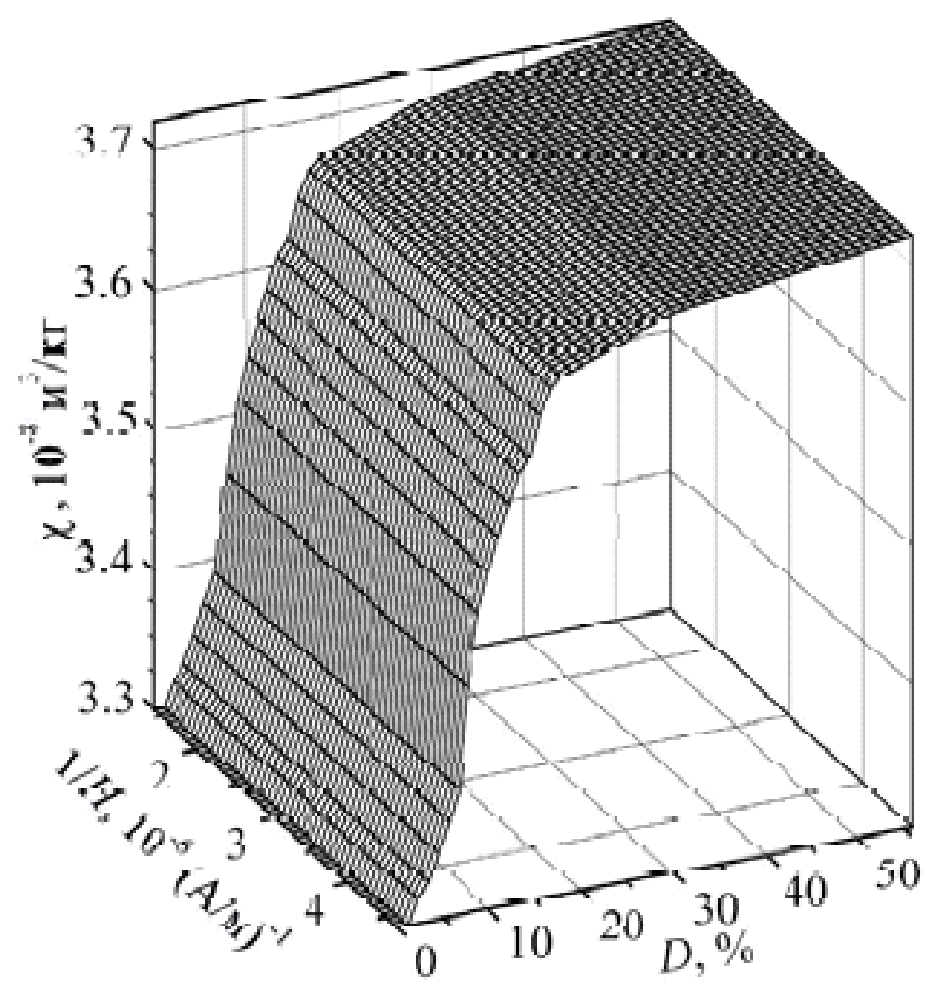
2. Проаналізуємо групу сталей з помірковано нестабільним аустенітом (10X16H13 і 12X15H16), які до пластичної деформації на стиск також були повністю аустенізовані (був відсутній нахил прямих $\chi(1/\text{H})$ для вихідних зразків на рис.8).

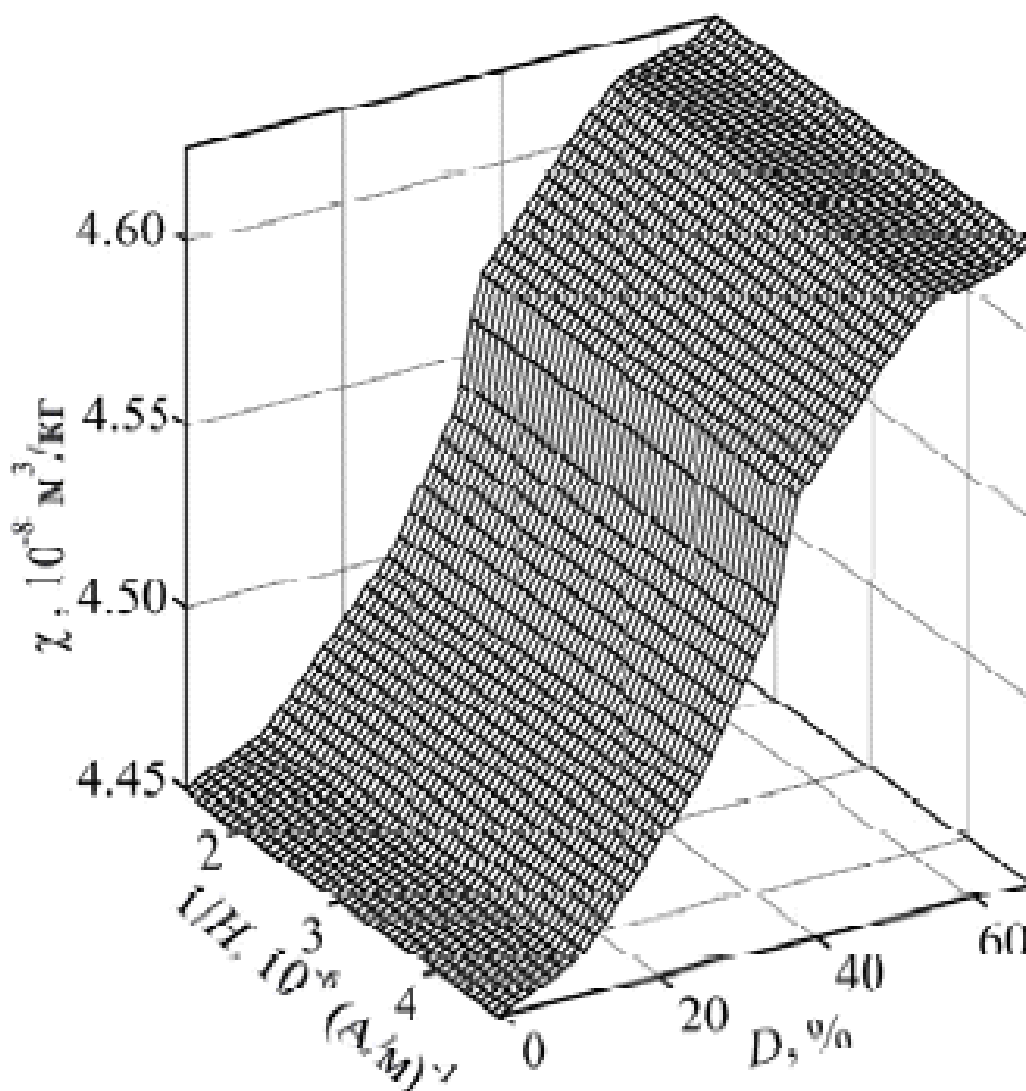
Розглянемо спочатку сталь 10X16H13. Отримані в експерименті значення вимірів і результатів наведені на мал. 2 а.

Вихідне значення питомої магнітної сприйнятливості аустеніту сталі 10X16H13 до деформації склало вих. $\chi\gamma = 3,58 \cdot 10^{-8}$ мЗ/кг [8]. Деформація 22,69 % (рис.8) привела до росту питомої магнітної сприйнятливості до значення $\max \chi\gamma' = 4,11 \cdot 10^{-8}$ мЗ/кг.

При подальшому збільшенні деформації з'являється нахил прямих $\chi(1/\text{H})$ на відміну від стабільних сталей 10X23H18 і 14X17H18, що свідчить про виникнення феромагнітного α' - мартенситу, оскільки ріст χ обумовлений тільки появою мартенситної фази. Так у сталі 10X16H13 при деформаціях 23,98, 24,74 і 25,49 % і т.д. уже були зафіксовані перші порції виниклого α' - мартенситу в кількості 0,0105, 0,0113 і 0,0122 % і т.д.

На цьому малюнку, і наступних, присутні складки, що свідчать про зміну характеру структурних змін, пов'язаних з появою й еволюцією мартенситних фаз.





6

Рисунок 9 Залежність $\chi(1/H, D)$ зразків сталей 10X23H18 (а) і 14X17H18 (б)

Слід звернути увагу на ту обставину, що в сталі 10X16H13 похилі прямі поверхні $\chi(1/H, D)$ при постійних значеннях D (інтервал деформацій 23,98...40,24 %) перетнули початкові горизонтальні прямі (інтервал деформацій 0...22,69 %).

Екстраполяцією вищевказаних похилих прямих на вісь χ ($H \rightarrow \infty$) [7], отримані значення результуючої питомої магнітної сприйнятливості χ^∞ [8] ($\chi^\infty = \chi_{\text{матр.}} + \chi_r = (\chi_\varepsilon + \chi_\gamma) + \chi_r$, де $\chi_{\text{матр.}}$ – магнітна сприйнятливість

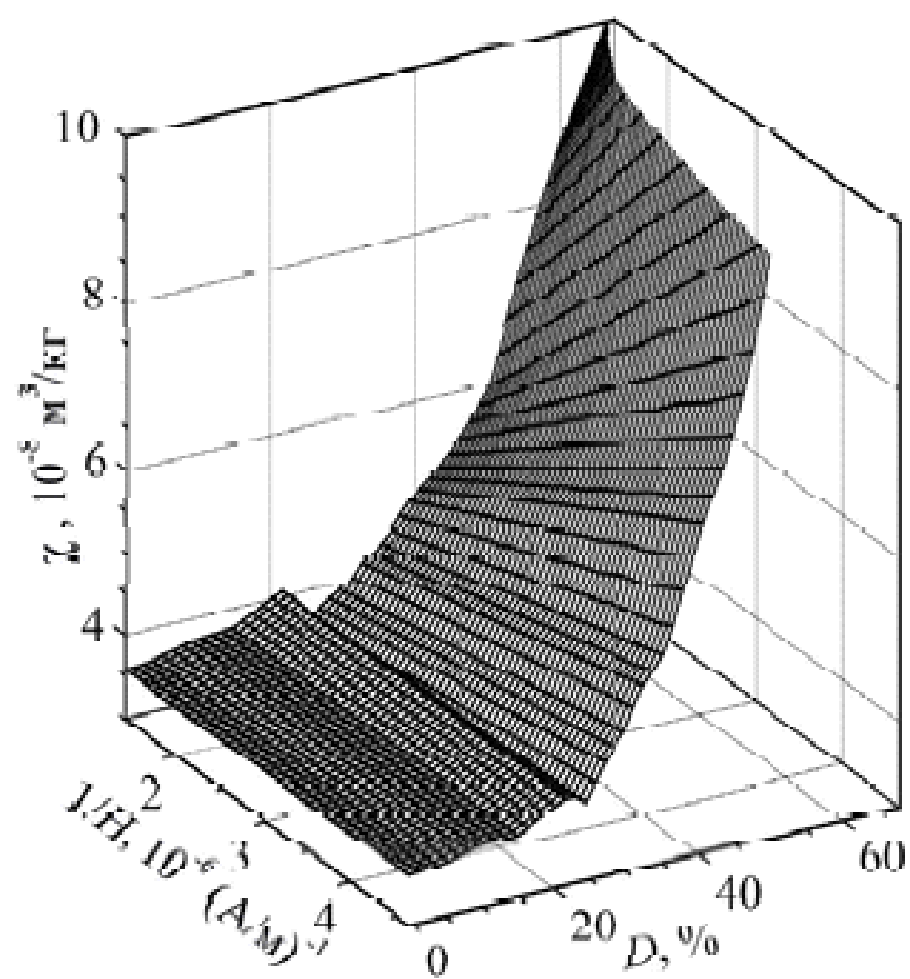
парамагнітної матриці, χ_p – парапроцесна магнітна сприйняття α' - мартенситу, χ_γ – магнітна сприйнятливості аустеніту; $\chi_{\text{матр.}} = \chi_\epsilon + \chi_\gamma$, де χ_ϵ питома магнітна сприйнятливості ϵ - мартенситу).

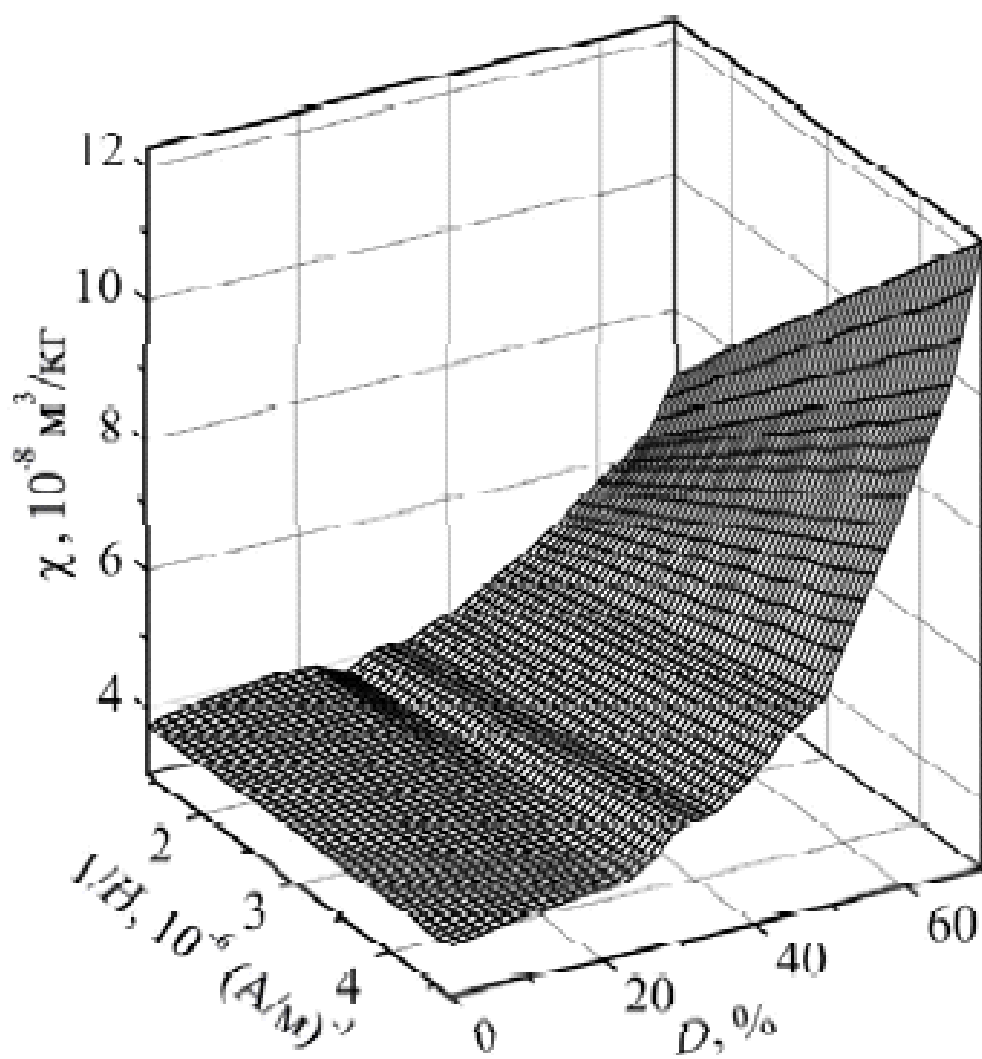
Ці значення χ_∞ лежать нижче максимального значення парамагнітної сприйнятливості аустеніту $\max \chi_\gamma' = 4,11 \cdot 10^{-8}$ мЗ/кг, яке відповідає початку перетворення аустеніту в мартенсит деформації типу α' .

Методом екстраполяції із графічної залежності χ_∞ від $P_{\alpha'}$ при $P_\alpha \rightarrow 0$ [16, 17] для інтервалу деформацій від 23,98 % до 35,70 % визначили $\chi_{\text{матр.}}$.

На рівні $2,98 \cdot 10^{-8}$ м³/кг (рис.10) [8], що було нижче мінімального значення вихідної парамагнітної сприйнятливості вих. $\chi_\gamma = 3,58 \cdot 10^{-8}$ м³/кг аустеніту для даного хімічного складу досліджуваної сталі 10X16H13.

На підставі цього важливого факту можна зробити висновок, що виникла нова парамагнітна фаза є нічим іншим, як деформаційним ϵ - мартенситом.





б

Рисунок 10 Залежність $\chi(1/H, D)$ зразків сталей 10X16H13 (а) і 12X15H16 (б)

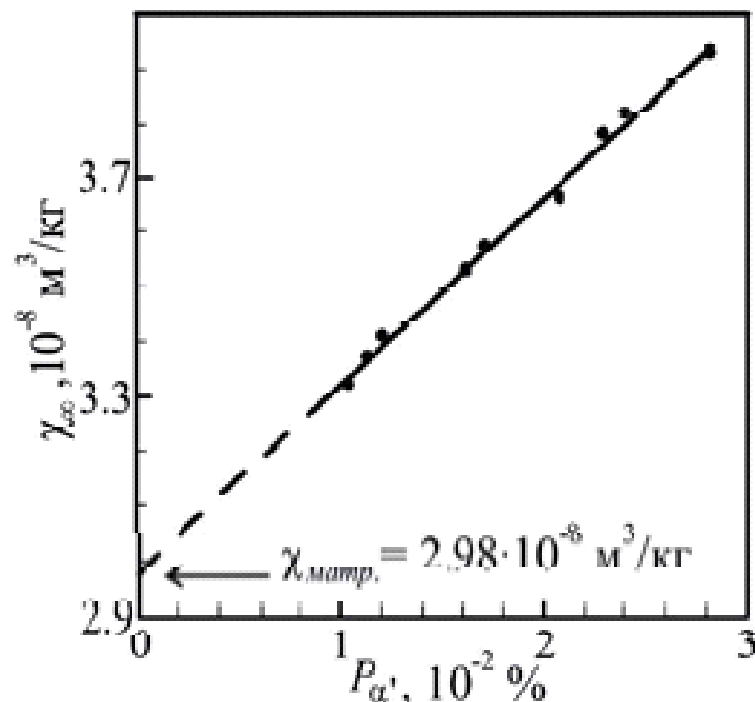


Рисунок 11 Залежність результуючої питомої магнітної сприйнятливості χ^∞ (парамагнітної матриці й парaproцесної складової феромагнітної α' - фази) сталі 10X16H13 від кількості мартенситу деформації $P_{\alpha'}$

Отже, для сталі 10X16H13 деформація $D_n = 23,98 \%$ є початковою, при якій виникають ϵ - мартенсит і перша порція α' - мартенситу в кількості $P_{\alpha'n'} = 0,011 \%$ [8]. Після деформації $D_k = 40,24 \%$ (назвемо її кінцевою) питома магнітна сприйняття стає рівною $\max \chi_{\gamma'} = 4,05 \cdot 10^{-8} \text{ m}^3/\text{kg}$. При цій деформації ϵ - фаза повністю зникає (трансформується в α' - мартенсит). Кількість виникаючого при цьому α' - мартенситу становить $P_{\alpha' \text{он.}} = 0,049 \%$.

Подальша деформація до $67,70 \%$ супроводжується тільки перетворенням $\gamma'_{\max} \rightarrow \alpha'$ (похилі лінії $\chi(1/H)$ не перетинають горизонтальні прямі).

Аналогічні результати отримані й для сталі 12X15H16, що належить також до другого типу сталей з помірковано нестабільним аустенітом, що

також підтверджує передбачувану модель утворення й подальшої поведінки ϵ - мартенситу в процесі пластичного деформування.

Так на підставі наведених даних виходить, що в сталі 12X15H16 вихідна питома магнітна сприйнятливість аустеніту (після стандартної аустенізації) рівна вих. $\chi_\gamma = 3,75 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$ [9].

Її деформація до 25,87 % привела до значення $\max \chi_\gamma' = 4,05 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$.

При подальшій деформації стали від 26,53 до 44,27 % уже фіксуються обидві мартенситні фази ϵ і α' .

На підставі експериментальних даних для розглянутої сталі 12X15H16 знайдене значення $\chi_\epsilon + \chi_\gamma = 3,32 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$ [9], яке менше $\max \chi_\gamma'$ і вих. χ_γ . При деформації $D = 44,27 \%$ отримане значення $\chi_\infty = 4,05 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$. Передбачається, що при такій деформації й вище ($D > 44,27 \%$) ϵ - фаза вже повністю трансформується. Подальша деформація до 70,03 % супроводжується тільки перетворенням $\gamma'_{\max} \rightarrow \alpha'$, що й наведене на схемі виникнення й трансформації ϵ і α' - мартенситів, зазначеної в табл. 2.

Таким чином, можна припустити наступну модель утворення й зникнення ϵ - мартенситу при пластичній деформації стиском при кімнатної

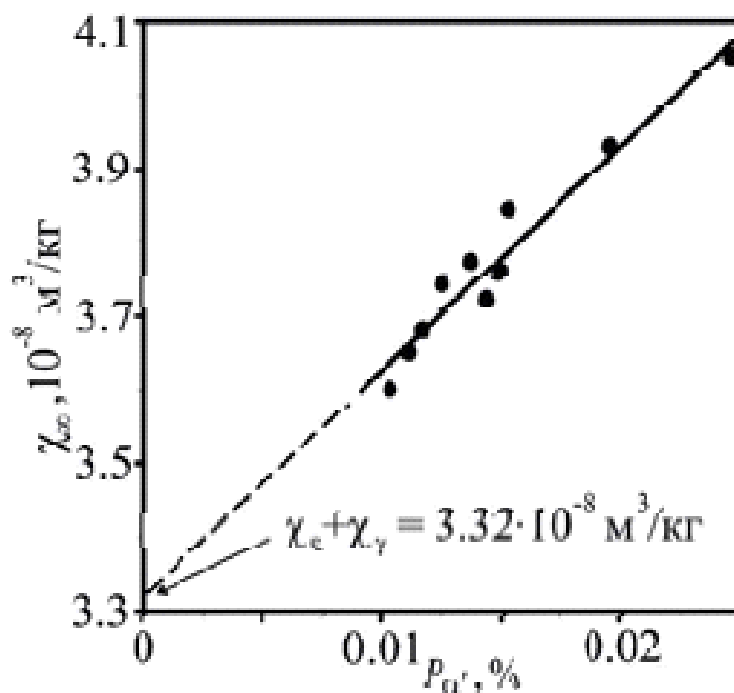


Рисунок 12 Залежність результуючої питомої магнітної сприйнятливості χ^∞ (парамагнітної матриці й парaproцесної складової феромагнітної α' - фази) стали 12X15H16 від кількості мартенситу деформації $P\alpha'$ температури в сталях 10X16H13 і 12X15H16 з помірковано нестабільним аустенітом сталей: $\gamma_{вих.} \rightarrow \gamma' \rightarrow \gamma'_{max} \rightarrow [\gamma' + (\varepsilon + \alpha')] \rightarrow (\gamma' + \alpha')$.

Розглянемо тепер отримані результати для третього типу вкрай нестабільних сталей, що включає дві марки стали 12X18H10T (10,46 % мас. Ni) і 10X18H 9-B (9,20 % мас. Ni), які після зазначеної вище стандартної аустенізації були повністю аустенізовані (кількість δ - фериту $P\delta = 0$) і одну марку 12X18H10T (9,42 % мас. Ni), яка після відповідної аустенізації містила δ - ферит у кількості $P\delta = 0,078$ % (нахил прямої при $D = 0$ підтверджує присутність δ - ферита при нульовій деформації).

На рис.13 наведені відповідно отримані результати для перших двох сталей: 12X18H10T (10,46 % мас. Ni) [10] і 10X18H 9-B (9,20 % мас. Ni) [12].

Видно, що в певному інтервалі деформацій $D = 0 \dots 10,33$ % питома магнітна сприйнятливість аустеніту стали 12X18H10T (10,46 % мас. Ni) збільшується від вихідної вих. $\chi_\gamma = 3,27 \cdot 10^{-8}$ мЗ/кг до максимального значення $\max \chi_\gamma' = 3,94 \cdot 10^{-8}$ мЗ/кг [10], а в інтервалі $D = 0 \dots 2,36$ % для сталі 10X18H 9-У сприйнятливість росте від исх. $\chi_\gamma = 2,82 \cdot 10^{-8}$ мЗ/кг до $\max \chi_\gamma' = 3,06 \cdot 10^{-8}$ мЗ/кг [12].

У цих деформаційних інтервалах сталей 12X18H10T (10,46 % мас. Ni) і 10X18H 9-B (9,20 % мас. Ni) α' - мартенсит деформації не зароджується (відсутній нахил $\chi(1/H)$).

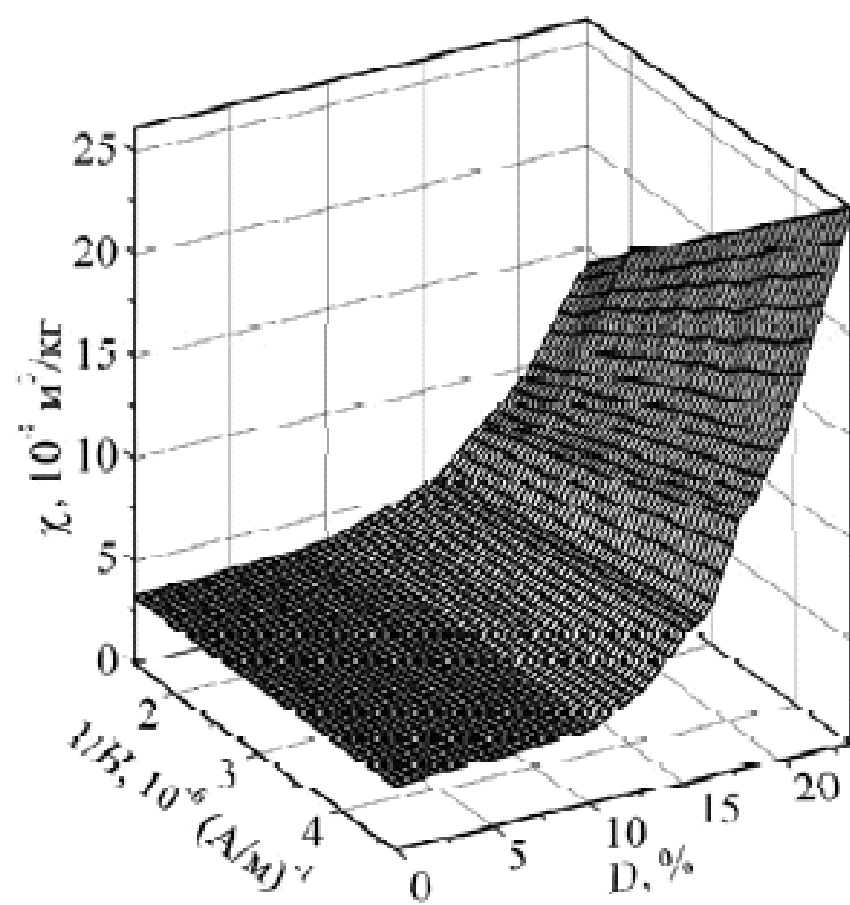
Подальше збільшення деформації $D = 11,70 \dots 23,51$ % стали 12X18H10T (10,46 % мас. Ni) і $D = 3,19 \dots 14,72$ % стали 10X18H 9-У приводить до зародження й нагромадженню тільки α' - мартенситу у відсутності ε - мартенситу (немає перетинання похилими лініями горизонтальних прямих). Як бачимо, у цих повністю аустенізованих сталях 12X18H10T (10,46 % мас.

Ni) і 10X18H 9-B (9,20 % мас. Ni) не виникає ϵ - мартенсит на відміну від другого типу помірковано нестабільних сталей (10X16H13 і 12X15H16).

Таблиця 2 Схема зародження ϵ - і α' - мартенситів деформації в аустенітних хромонікелевих сталях (на прикладі стали 12X15H16) з помірковано нестабільним аустенітом

Номер області, інтервал деформації	Фазові перетворення й граничні значення магнітної сприйнятливості	Коментар
I обл. $\epsilon >$ 0...26%	$Xy \rightarrow Xy' \rightarrow x-\gamma$ $Xy = 3.75 \cdot 10^{-8} \text{ мЗ кг}^{-1}$ $\% \text{ в} =]3.75.4.05[-10^{-8} \text{ мЗ кг}^{-1}$ $Xy'' = 4.05 \cdot 10^{-8} \text{ мЗ/кг}$	Магнітна сприйнятливість, яка характеризує магнітно-атомний стан парамагнітного аустеніту. с деформацією збільшується й досягає постійного максимального значення.
II обл. $\epsilon >$ 26.5...44%	$/\gamma_{\text{та}} \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha'$ $/\gamma_{\text{та}} \rightarrow \alpha'$ $7.7x \quad 7_{\text{в}} + 7_{\text{з}} + 7_{\alpha'}$ $7_{\text{в}} + 7_{\text{з}} = 3.32 \cdot 10^{-8} \text{ мЗ/кг}$ $P_{\alpha'} = 0.01 \dots 0.025\%$	При збільшенні деформації в отриманій аустенітній матриці зароджуються перші порції парамагнітного 8- і феромагнітного α' - мартенситів деформацій. Подальше нагромадження α' - мартенситу здійснюється за рахунок аустеніту й ϵ - мартенситу
III обл. $\epsilon >$	$U \text{ та } \gamma$ „ та „	Подальше нагромадження кількості α' - мартенситу

49...70%	$X_{y'}$ $X_{y'}$ $X_{a'}$	здійснюється за рахунок
	$P_{a'} = 0.03 \dots 0.11\%$	аустеніту



a

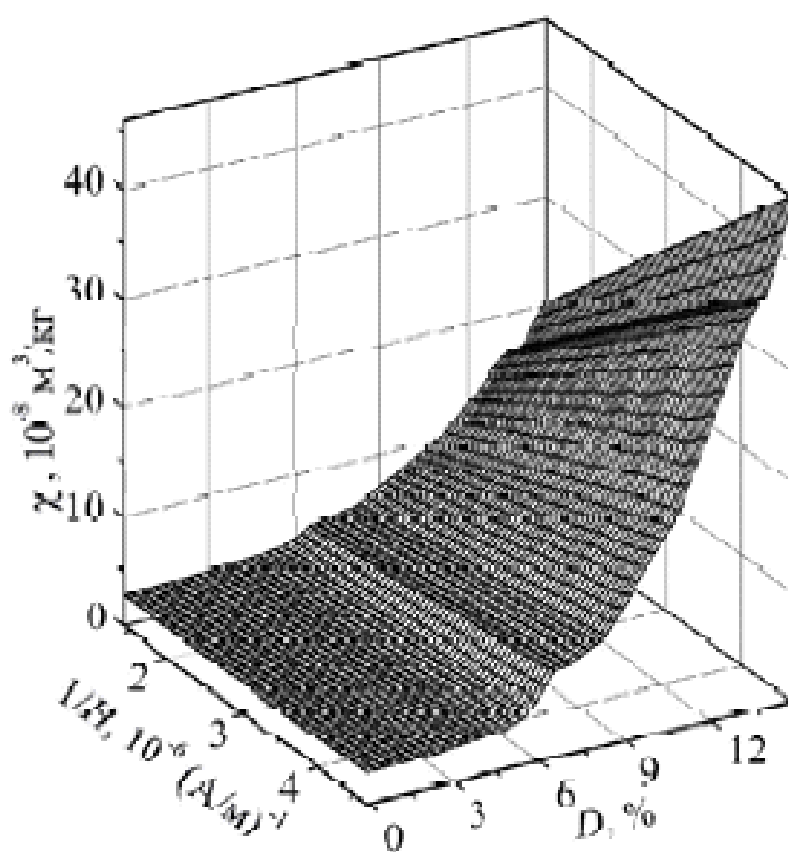


Рисунок 13 Залежність $\chi(1\text{ H,D})$ для зразків сталей 12X18H10T (10,46 % мас. Ni) (а) і 10X18H9- (9,20 %мас. Ni) (б)

Звідси виходить, що в аустенітних хромонікелевих сталях 12X18H10T (10,46 % мас. Ni) і 10X18H 9-B (9,20 % мас. Ni), що не містять у вихідному стані δ - ферит, мартенситна реакція відбувається по схемі (без участі ε - мартенситу):

І нарешті, простежимо початкову стадію мартенситної реакції у вкрай нестабільній сталі 12X18H10T (9,42 % мас. Ni), що містить у вихідному стані низька кількість δ - ферита $P\delta = 0,078\%$ навіть після стандартного загартування у воду [11].

Необхідно звернути увагу на те, що в цій сталі на відміну від усіх наведених вище сталей, відсутній деформаційний аустеніт γ' , тобто до виникнення α' - мартенситу питома магнітна сприйнятливість аустеніту не зростає (відсутні горизонтальні прямі), а відразу вже при перших деформаціях утворюється α' - мартенсит деформації (рис.14).

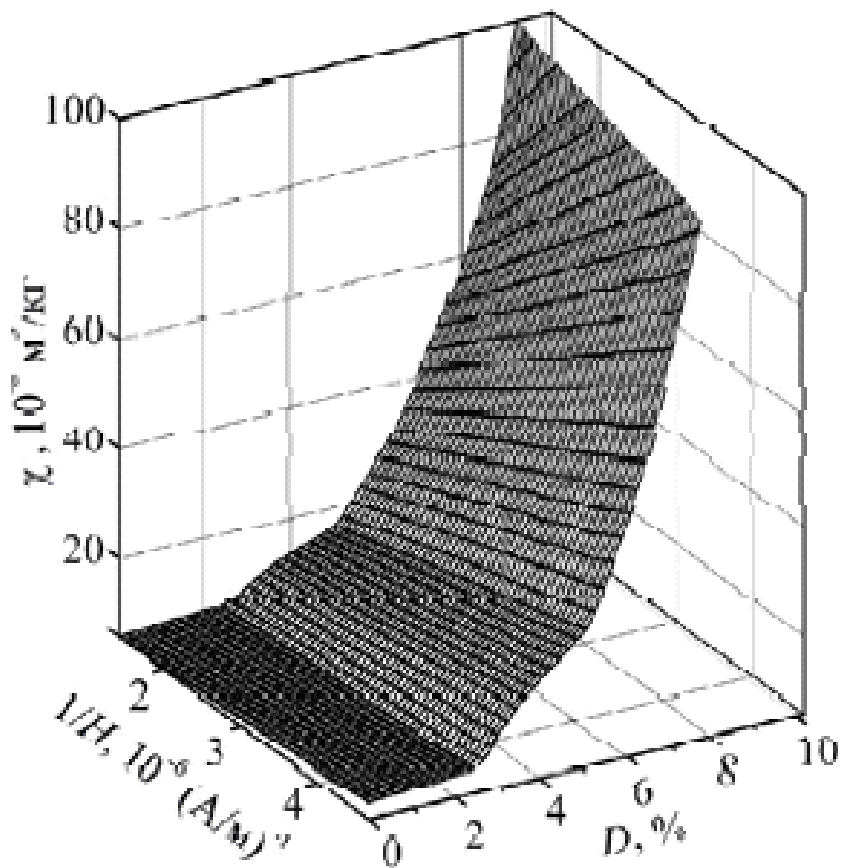


Рисунок 14 Залежність $\chi(1/H, D)$ сталі 12X18H10T(9,42 % мас. Ni)

Постійна кількість δ - фериту не міняється під дією пластичної деформації [18,19]. Тому з отриманого експериментально результуючого значення кількостей $P\delta$ фериту й $P\alpha'$ мартенситу деформації $P\alpha = P\delta + P\alpha'$ вирахуванням $P\delta$ з $P\alpha$ визначаємо $P\alpha'$. Із залежності $\chi^\infty(P\alpha)$ методом екстраполяції [16,17] визначається питома магнітна сприйнятливість $\chi^0 = 2,39 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$ аустеніту (рис.15).

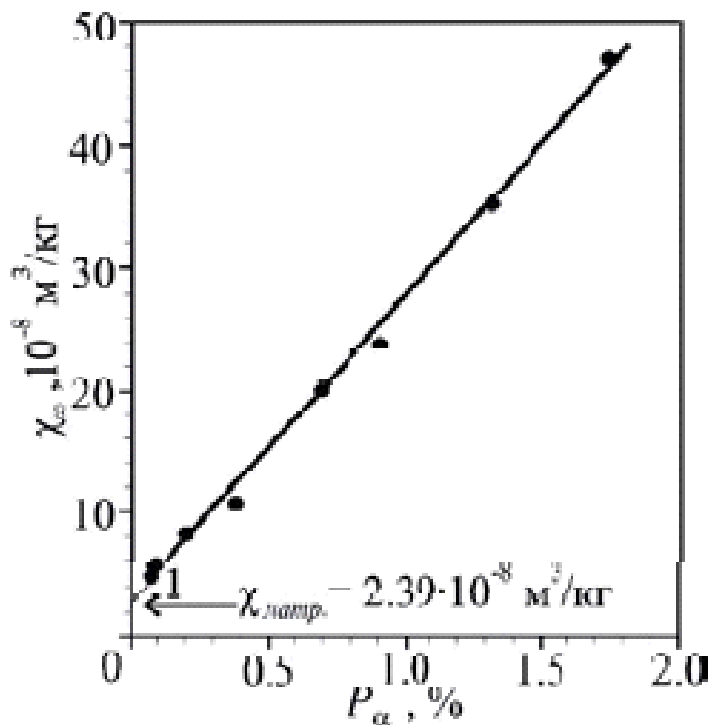
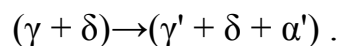


Рисунок 15 Залежність результуючої питомої магнітної сприйнятливості χ_{∞} (аустеніту й парапроцеса) сталі 12X18H10T (9,42 % мас. Ni) від сумарної кількості ферофази P_{α} [11]

Отже, на підставі експериментальних даних у вкрай нестабільній сталі 12X18H10T (9,42 % мас. Ni), що містить низьку кількість δ – фериту $\delta P = 0,078 \%$ навіть після попередньої стандартної аустенізації (витримка 30 хв. при температурі 1050 °C з наступним загартуванням у воду) в інтервалі пластичних деформацій стиском від 0 до 10,2 % виникає й накопичується тільки α' - мартенсит без присутності ε - мартенситу. Передбачається, що для сталі 12X18H10T (9,42 % мас. Ni), що містить у вихідному стані δ - ферит, мартенситна реакція відбувається за наступною схемою, але без участі ε - мартенситу:



РОЗДІЛ 3 ТЕРМОДИНАМІЧНІ ЗАСАДИ УТВОРЕННЯ МАРТЕНСИТУ

3.1 ТЕРМОДИНАМІЧНІ ОСНОВИ УТВОРЕННЯ ε -МАРТЕНСИТУ ПІД ЧАС ДЕФОРМАЦІЇ

Відомості про характер і енергетику перетворення нестабільного аустеніту в проміжні фази (ε - і α' - мартенсит) при гартуванні та пластичній деформації суперечливі. Це стосується, перш за все, участі в цьому процесі дефектів упаковки і вплив марганцю на їх енергію.

Якщо взяти до уваги широко поширену концепцію про зниження марганцем цієї енергетичної характеристики, а також слідувати принципам класичної термодинаміки, то структурні зміни бездифузійного характеру як при гартуванні, так і деформації аустеніту марганцевистих сталей можуть, наприклад, відповідати таким схемам (рис.16). Графіки на цих малюнках відповідають тенденції зміни енергетичних характеристик фаз відповідно до рівнянь термодинаміки з урахуванням складу, фактора температури і тиску (рис.16, а-в). Заміна в основному рівнянні термодинаміки (після певних перетворень) диференціала повної енергії на вільну ентальпію (термодинамічний потенціал Гіббса) показує, як залежить остання від зміни температурно-силових факторів.

Головна увага приділена розгляду впливу деформаційного впливу на аустеніт сталей з 13 і 18% (мас.) вмісту Mn, оскільки, згідно з літературними джерелами, це питання є слабо дослідженим.

Відповідно до вищевказаної схеми (рис.16, в), при підвищенні тиску (однорізне стиснення) для зразків сталі з аустенітної структурою (на стадії пластичної деформації) першим починає утворюватися з нестабільного аустеніту ε -мартенсит, починаючи з тисків $p > p_{\varepsilon}$. Цей розпад повинен задовольняти правилу ступенів Освальда, згідно з яким початковою сходинкою загального процесу фазового перетворення є перехід до першої проміжної фази з дещо пониженим рівнем вільної енергії (в порівнянні з аустенітом), максимально близькою в кристалографічному співвідношенні до

первинної фази (аустеніту) і має з нею границі розділу, які не потребують скільки-небудь помітних енергетичних витрат при їх утворенні. Прийнято, що такими границями спочатку можуть служити поверхні дефектів упаковки, які з'являються в результаті енергетично вигідного розщеплення елементарних дислокацій з вектором Бюргерса типу $\vec{b} = 011>$ в системах ковзання $\{111\}_{\gamma}<011>_{\gamma}$ ГЦК –гратки аустеніту (γ) Оскільки дефект упаковки, що виникає в результаті цієї реакції і з'єднує 2 часткові дислокації Шоклі ($\vec{b} = 011>$), являє собою чотири щільнопаковані шари гексагональної конфігурації (ГП), то його загальна товщина складає три міжплощинні проміжки, що приблизно відповідає ширині великокутової міжфазної межі розділу (з п'ятьма ступенями свободи). При цьому слід спеціально зазначити, що енергію дефекту упаковки зазвичай пов'язують зі вільною енергією його поверхні, вважаючи, що такого роду дефекти являють собою двовимірні утворення. Однак такий підхід не дозволяє врахувати ряд важливих нюансів, здатних пролити світло на деякі деталі формування і стійкості самого дефекту упаковки.

Розглянемо кардинальні відмінності в енергетиці дефектів упаковки, що виникли в областях стабільного (щодо мартенситних перетворень) і метастабільного аустеніту (тобто лівіше і правіше точки p_e на схемах рис. 3.1 (б і в)). Для цього приймемо, що дефект упаковки є зародком ϵ -мартенситу і має тривимірну ГП структуру із загальною енергією, що складається з наступних частин:

$$E_{д.уп.} = \pm |\Delta G_{ГЦК \rightarrow ГП}| \cdot V_{д.уп.} + 2 \cdot \sigma_{ГЦК/ГП} \cdot S_{д.уп.}, \quad (1)$$

де $\Delta G_{ГЦК \rightarrow ГП}$ - зміна питомої вільної енергії Гіббса при фазовому переході $\gamma \rightarrow \epsilon$, $V_{д.уп.}$ - об'єм дефекту упаковки, $S_{д.уп.}$ - площа кожної поверхні дефекту, паралельній площині розщеплення повної дислокації, $\sigma_{ГЦК/ГП}$ - міжфазна енергія (поверхневий натяг), що виникає в результаті встановлення певного кристаллогеометричного зв'язку при сполученні гратки аустеніту з зародком ϵ -мартенситу (поява натягів $\sigma_{ГЦК/ГП}$ обумовлена незбалансованістю

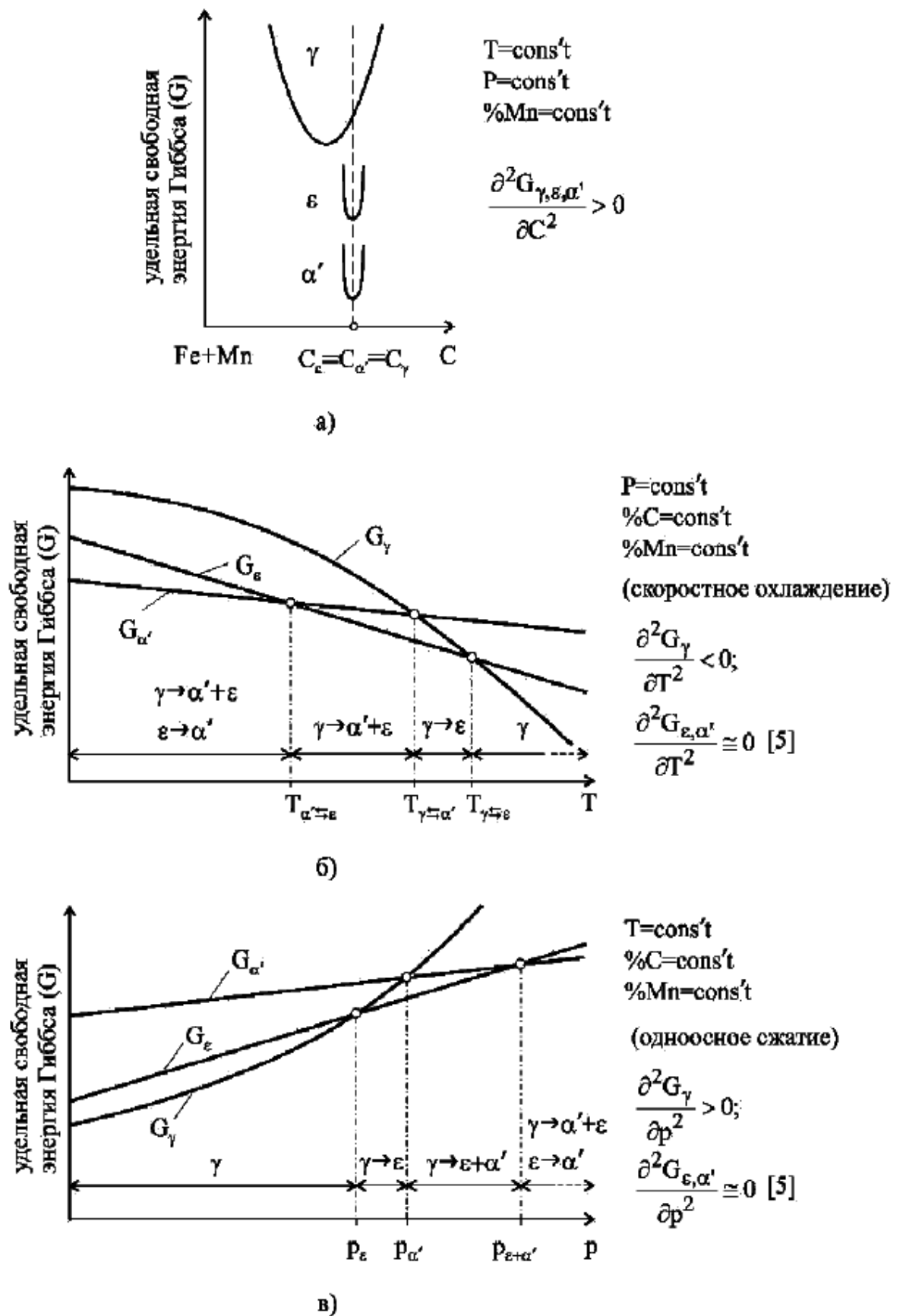


Рисунок 16 – Схеми зміни питомих вільних енергій аустеніту (G_γ) та проміжних мартенситних фаз (G_ϵ і $G_{\alpha'}$) в залежності від складу вуглецю (C), температури (T) і тиску (p): а, б і в.

сил міжатомних взаємодій по обидва боки кожної міжфазної межі γ/ϵ , що виключає можливість чистої епітаксії однотипних атомно-кристалічних площин $\{111\}$ і $\{001\}$ в зоні контактів обох фаз). Причому, знак (+) в першому члені рівності відповідає утворенню дефекту в області стійкості аустеніту, а знак (-) - його утворення в області нестійкого стану аустенітної матриці.

Звернемо увагу на те, що член $\Delta G_{\text{ГЦК} \rightarrow \text{ГП}}$ для обох типів аустеніту має різну термодинамічну природу. В області щодо стійкого стану цієї фази зміна $\Delta G_{\text{ГЦК} \rightarrow \text{ГП}} > 0$, так як при поліморфному переході ГЦК $\rightarrow$ ГП виникає несприятливий (в енергетичному плані) розподіл електронних станів в оболонках атомів заліза, а в разі наявності нестійкого аустеніту ($\Delta G_{\text{ГЦК} \rightarrow \text{ГП}} < 0$) існує певний виграш в зміні вільної хімічної енергії (звичайне зменшення об'ємної вільної енергії при фазовому переході).

Крім того, в області тисків, при яких аустеніт все ще залишається стійким щодо фазового переходу, розщеплення повних дислокацій, очевидно, походить з певними труднощами ($\Delta G_{\text{ГЦК} \rightarrow \text{ГП}} > 0$) про що свідчить відсутність відомостей про чітко виражені дефекти упаковки, що зв'язують часткові дислокації на електронно-оптичних знімках марганцевистих сталей.

Можна зприпустити, що в цьому випадку при відсутності перешкод для переміщення (в протилежні сторони) дислокацій Шоклі обмежують дефект упаковки з ГП-конфігурацією, останній буде навіть сприяти цьому процесу,

оскільки наявність рушійної сили, приблизно рівній $\left| \frac{d\Delta E_{\text{д.ун.}}}{dS_{\text{д.ун.}}} \right|$, допомагає розштовхуванню часткових дислокацій і сприяє тим самим збільшенню довжини самого дефекту упаковки (аж до виходу часткових дислокацій на вільні поверхні або границі аустенітного зерна). На рис.17 наведені смужки дефектів упаковки, які мають в середньому товщину, порівнянну з нашими оцінками. Причому, в окремих випадках при локалізації дефекту в деякій області обсягу аустеніту вільна енергія мабуть, навіть може частково

задовольняти принципу Кюрі-Гіббса, який визначає габітус кристалічного зародка в умовах його механічної рівноваги з матрицею.

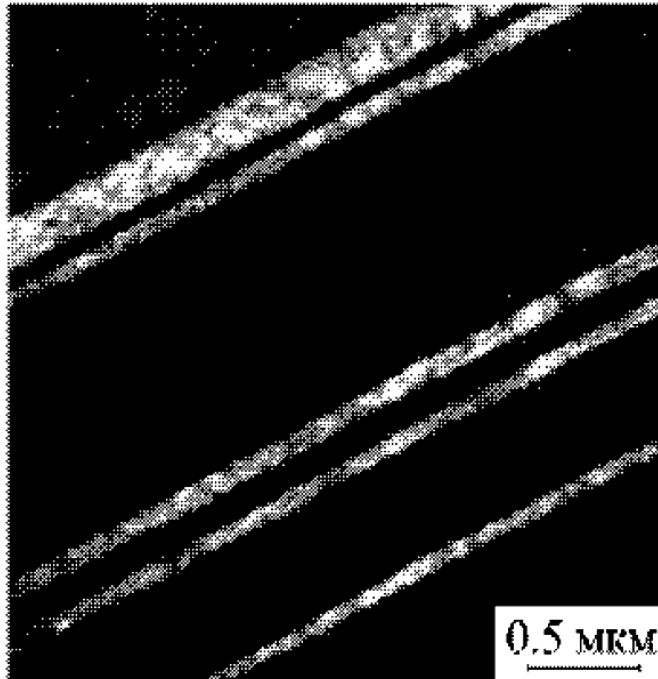


Рисунок 17 – Структура, яка фіксує утворення пластин ϵ -мартенситу в сталі Fe-24Mn при температурі 293 К і деформації 20%

При цьому в чисто гіпотетичному плані можлива і певна надбудова мікрокристалів ϵ -мартенситу в результаті взаємодії окремих часткових дислокацій, що потрапляють при своєму переміщенні в область підвищеної «стеночной» стійкості. Крім того, ідентичні дефекти упаковки, ймовірно, здатні сформувати ряд певних по висоті «пачок» площин ГП-структур, що в результаті може зменшувати загальну площу контактів (виграш по поверхневій енергії в цьому випадку складе величину $(-\sigma \sum_{i=1}^{m-2} S_{\partial,yn.})$, де m - число мікропакетів ГП в кожній кінцевій «пачці», а також істотно знизити пружну енергію груп часткових дислокацій Шоклі при можливому переродженні їх «стінок» у великокутові границі ГП-комплексів.

Продовженням процесу кристалізації (по схемі Освальда) має бути формування фази з наступним (більш значним з енергетичного виграшу) відносним мінімумом вільної енергії Гіббса тобто на додаток до утворення

ϵ -мартенситу (ділянка між точками p_ϵ і $p_{\alpha'}$ на рис.16, в) повинні спостерігати і утворення α' - мартенситу ($p > p_{\alpha'}$). Праворуч точки $p_{\epsilon+\alpha}$ (див. рис.16, в) відносно стабільним буде тільки α' - мартенсит (тому в цій області тисків ϵ -фаза повинна швидко зникнути).

Вважається, що нова проміжна фаза (α' -мартенсит) безпосередньо формується в самому ϵ -мартенситі за моделлю однієї зі стандартних зсувних схем (наприклад, Курдюмова-Закса), що цілком ймовірно, так як при підвищеному тиску до відносно низьких (кімнатних) температурах дифузійне переміщення атомів в більшості металевих систем вкрай обмежена.

Те, що наведена схема (рис.16, в) фактично відображає описаний характер структурних змін, підтверджується експериментами з високоточного встановлення деформаційних точок мартенситних фаз які зароджуються.

Високомарганцеві сталі, використані в роботі, були отримані в індукційних тигельних електропечах методом сплавляння у вигляді злитків 100x100x200 мм і піддані гартуванню у воду від 1050°C (час витримки 3 години). Хімічний склад сталей наведено в табл. 3. Для досліджень з середини загартованих злитків вирізалися холодним механічним способом зразки у вигляді прямокутних паралелепіпедів розміром $3 \times 3 \times 3$ мм³ з подальшою електрополіровкою їх поверхонь.

Вельми низькі вмісти мартенситу деформації $P_{\alpha'}$ в об'ємних відсотках визначали чутливим магнітометричним методом, що враховує намагніченість парамагнітної аустенітної матриці. Залежності питомої магнітної сприйнятливості χ від зворотної величини магнітного поля H були отримані з використанням автоматизованої установки. Повільну холодну пластичну одноосьову деформацію на стиск здійснювали на спеціальній лабораторній установці. Ступінь залишкової деформації розраховували по відношенню товщини до і після деформації $((d_0 - d)/d_0) \cdot 100\%$.

Таблиця 3 Хімічний склад досліджених сталей

№	Марка сталей	Содержание основных легирующих элементов, % масс.								
		C	Cr	Al	Ni	Mn	Si	P	S	Mo
1	Г13Л	1,16	0,10	0,018	–	13,8	0,76	0,092	0,016	–
2	Г18Л	1,23	1,37	–	0,35	17,5	0,62	0,030	–	0,24

Досліджувані зразки сталей до пластичної одновісної деформації на стиск були повністю аустенізовані, що підтверджується горизонтальною лінією $\chi(1/H)$ (рис 3.3, прямі 1 для Г13Л і Г18Л, відповідно). При цьому вихідні значення парамагнітної сприйнятливості χ , аустеніту для цих сталей склали $2,36 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$ і $1,90 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$ відповідно. Деформація до 4,86% для сталей Г13Л і 10,0% для Г18Л привели до зростання парамагнітної сприйнятливості χ , (відповідно до значень $2,54 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$ і $2,05 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$). Спостережуваний ефект зростання парамагнітної сприйнятливості аустеніту зі збільшенням ступеня деформації до появи перших порцій мартенситу аналогічний аустеніту хромонікелевим сталям.

При деформаціях 6,03%, 8,52%, 10% і 11% були зафіксовані порції виникаючого α' -мартенситу деформації в кількості $(0,69; 0,81; 0,89 \text{ і } 0,91) \cdot 10^{-2} \%$ для Г13Л (рис. 3.3, а, прямі 6 ... 9). Слід звернути увагу на те, що ці прямі (6 ... 9) перетнули початкові горизонтальні прямі 1 ... 5. При екстраполяції прямих на вісь $\chi(H \rightarrow \infty)$ отримали для них значення результуючої питомої магнітної сприйнятливості $\chi_{\infty} = 2,25; 2,35; 2,41; 2,45 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$, відповідно.

Наявність підйому горизонтальних прямих залежності χ від $1/H$ (рис.18) зі зростанням ступеня деформації ймовірно пов'язано зі збільшенням питомої парамагнітної сприйнятливості аустеніту через зростання обсягу неупорядкованих ділянок його структури (наприклад малокутових границь, скупчень дислокацій і числа окремих дислокацій). Іншою причиною такої поведінки горизонтальних ліній може служити зміна характеристик k -простору і форми розподілу Фермі в кристалічній ґратці аустеніту при

структурному переході ГЦК→ОЦК через проміжний стан, що відповідає щільно упакованій гексагональній структурі (ГП), в результаті чого змінюється співвідношення вкладів локалізованих і колективізованих електронів атомної структури аустеніту. При подальшому збільшенні деформації до деякої критичної величини з'являється нахил прямих $\chi(1/H)$, що свідчить про виникнення феромагнітного α' -мартенситу деформації, так як величина χ залежить від співвідношення фаз, тобто аустеніту і мартенситу.

Методом екстраполяції з графічної залежності χ_∞ від $P_{\alpha'}$ визначили значення питомої парамагнітної сприйнятливості нової фази: $\chi_\varepsilon = 1,65 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$. Це значення виявилося менше знайденого значення парамагнітної сприйнятливості χ недеформованого аустеніту ($\chi_\gamma = 2,36 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$). У сталях Г20 і 25Г18 ε -мартенсит є парамагнітною фазою і для цих статей парамагнітна сприйнятливість ε -мартенсита $\chi_\varepsilon = 0,99 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$, що майже в 1,8 разів менше, ніж аустеніту з $1,75 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$. Як бачимо, різниця $\chi_\gamma - \chi_\varepsilon = (1,75 - 0,99) \cdot 10^{-8} - 0,76 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$, що добре збігається з отриманим значенням для сталі Г13Л: $\chi_\gamma - \chi_\varepsilon = (2,36 - 1,65) \cdot 10^{-8} - 0,71 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$. Таким чином, парамагнітна фаза, яка виникла є нічим іншим, як ε -мартенситом деформації. При цьому спеціально відзначимо, що зменшення магнітної сприйнятливості ніяк не може бути пов'язано з розщепленням елементарних дислокацій з вектором Бюргерса $\vec{b} = 011$, так як перевірка такої можливості з використанням бронз БрА5 і БрА10 дала негативний результат (в цих бронзах дислокації зазначеного типу легко розщеплюються завдяки сильному зниженню дефекту упаковки через присутність алюмінію).

При деформації 19,01% для сталі Г13Л результуюча питома магнітна сприйнятливість χ_∞ досягла рівня $2,54 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$, що збігається з максимальним значенням парамагнітної сприйнятливості деформованого аустеніту $\chi_\gamma = 2,54 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$. Це дозволяє припустити, що при такому силовому впливі ε -фаза вже повністю трансформувалася в результаті

перетворення $\varepsilon \rightarrow \alpha'$ (див. схему на рис. 3.1, в). Подальша деформація призводить тільки до перетворення $\gamma \rightarrow \alpha'$.

Аналогічні дослідження були виконані і для сталі Г18Л. Для даної сталі при деформаціях 13,05%, 15,78% і 21,12% були зафіксовані порції виникнення α' - мартенситу деформації в кількості (0,29; 0,32 і 0,37) $\cdot 10^{-2}\%$ (рис. 3.3, б, прямі 11 ... 13). Отримані прямі перетнули горизонтальні прямі 7..9 і при екстраполяції ($H \rightarrow \infty$) на вісь χ дали відповідно значення результуючої питомої магнітної сприйнятливості $\chi_{\infty} = 1,98; 2,00; 2,02 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$. Значення питомої парамагнітної сприйнятливості ε -мартенситу в цьому випадку склало $\chi_{\varepsilon} = 1,82 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$; а для аустеніту $\chi_{\gamma} = 2,54 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$. В цьому випадку різниця $\chi_{\gamma} - \chi_{\varepsilon}$ незначна в порівнянні з такою для сталі Г13Л.

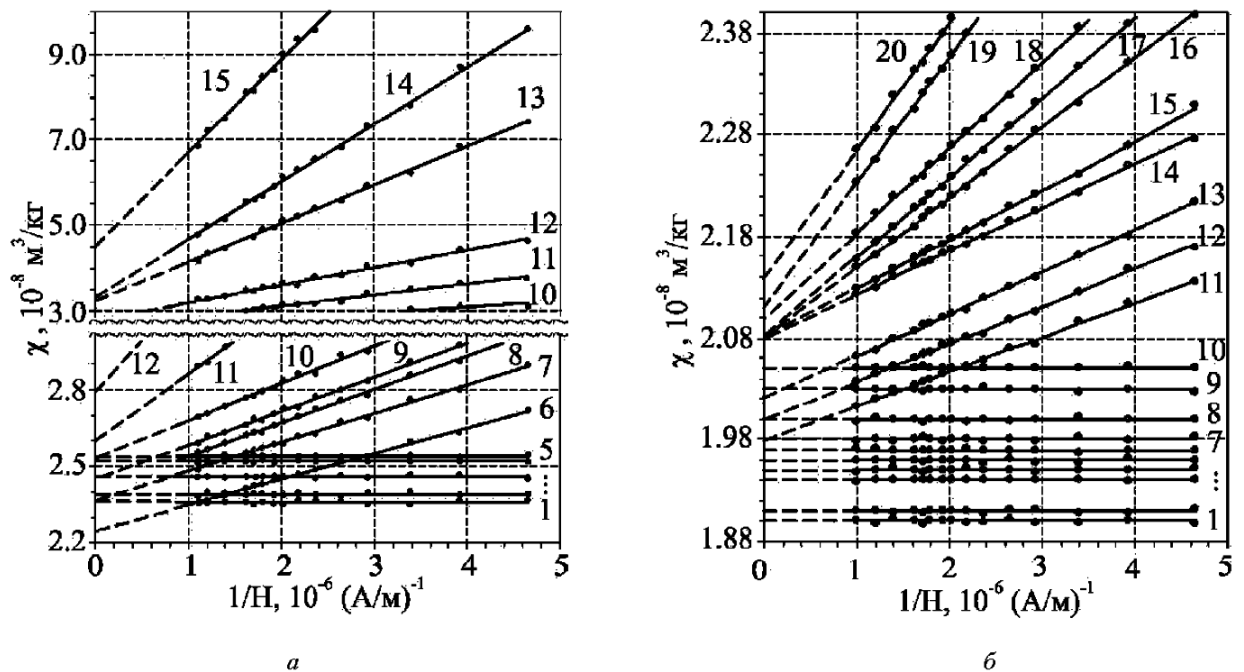


Рисунок 18 – Залежність $\chi(1/H)$ при різних значеннях деформації сталей Г13Л (а) і Г18Л (б).

Деформація: а) 1 – 0; 2 – 2,31; 3 – 3,72; 4 – 4,06; 5 – 4,74; 6 – 6,03; 7 – 8,52; 8 – 10,00; 9 – 11,00; 10 – 12,01; 11 – 15,68; 12 – 19,18; 13 – 26,68; 14 – 29,78; 15 – 35,70 %; б) 1 – 0; 2 – 0,59; 3 – 1,22; 4 – 2,47; 5 – 3,83; 6 – 5,20; 7 – 6,27; 8 – 8,11; 9 – 9,88; 10 – 11,09; 11 – 13,05; 12 – 15,78; 13 – 21,12; 14 – 23,33; 15 – 26,58; 16 – 30,04; 17 – 30,41; 18 – 32,92; 19 – 35,50; 20 – 37,15 %

З рис.19 видно, що інтенсивність виникнення α' - мартенситу деформації в сталі Г13Л значно вище, ніж в Г18Л. Також з підвищенням вмісту Mn точка початку $\gamma \rightarrow \alpha'$ перетворення зміщується в бік більш високих тисків $p'_{\epsilon+\alpha'} > p_{\epsilon+\alpha'}$, (рис. 3.5). Так, при відносному стисненні до 35% в сталі Г13Л утворюється $17,2 \cdot 10^{-2}\%$ мартенситу деформації, а в сталі Г18Л - $1,07 \cdot 10^{-2}\%$. Таке істотне розходження можна пояснити різним парамагнітним станом аустеніту в обох сталях, тобто різними значеннями парамагнітної сприйнятливості χ , аустеніту ($\chi_{\gamma}^{\text{Г13Л}} = 2,36 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$ і $\chi_{\gamma}^{\text{Г18Л}} = 1,90 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$). Тому можна припустити, що параметр χ_{γ} є мірою стабільності аустеніту при фазових перетвореннях.

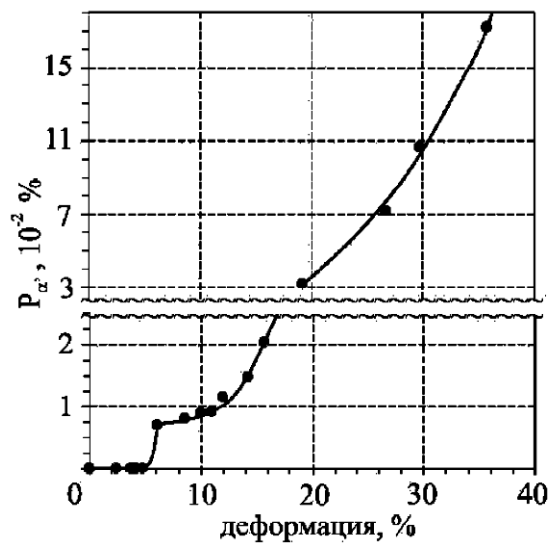
Відзначимо, що оскільки питома вільна енергія $G_{\gamma+\alpha'}$ фазової суміші відповідає залежності

$$G_{\gamma+\alpha'} = G_{\gamma} \cdot (1-x) + G_{\alpha'} \cdot x, \quad (2)$$

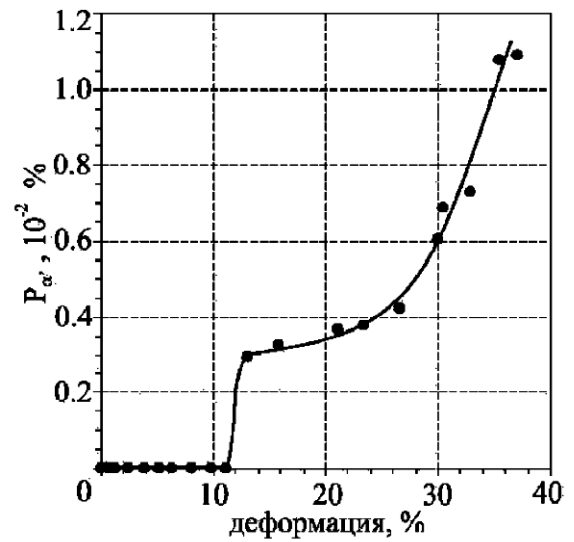
де $x = V\alpha'/V$ – відносна зміна об'єму мартенситної фази, то з урахуванням наступних співвідношень:

$$\begin{cases} G_{\gamma+\alpha'} = G_{\gamma} - (G_{\gamma} - G_{\alpha'}) \cdot x \\ G_{\gamma} > G_{\alpha'} \\ G_{\gamma} = \text{const} \\ G_{\alpha'} = \text{const} \\ p = \text{const} \end{cases} \quad (3)$$

отримаємо, що зі збільшенням кількості мартенситної фази зменшення вільної енергії фазової суміші $G_{\gamma+\alpha'}$ в процесі перетворення при постійній пластичної деформації відбувається за лінійним законом.



а



б

Рисунок 19 – Залежність кількості мартенситу деформації $P_{\alpha'}$ при різних ступенях деформації (одновісне стиснення) сталей Г13Л (а) и Г18Л (б)

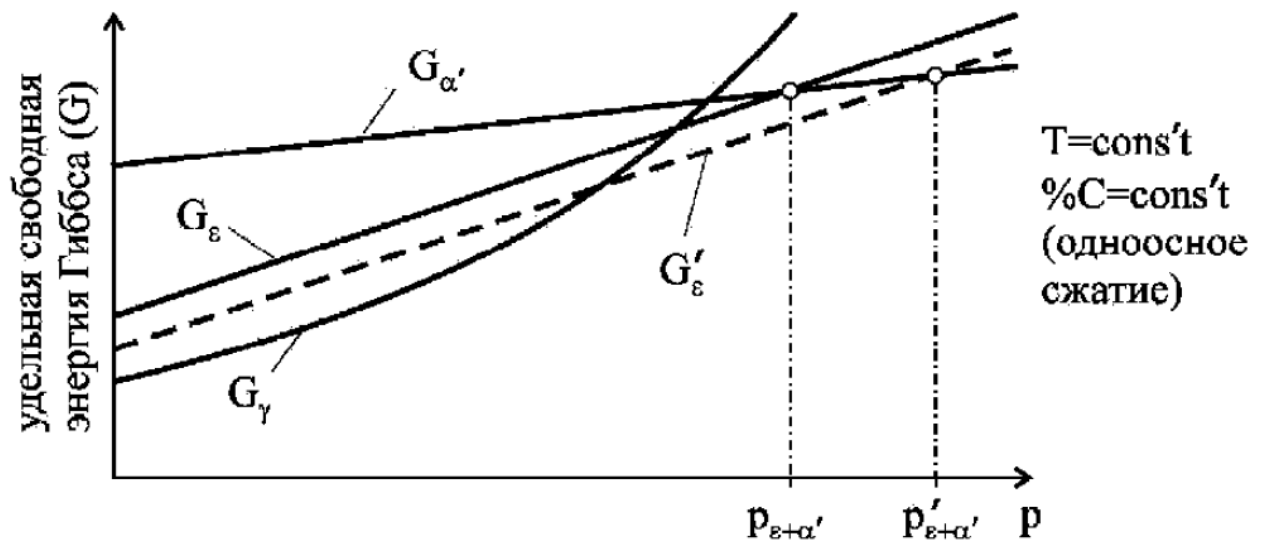


Рисунок 20 – Схематичне розташування ліній питомих значень вільних енергій Гіббса аустеніту (G_{γ}), α' - мартенситу ($G_{\alpha'}$) і ϵ - мартенситу для сталей Г13Л (G_{ϵ}) і Г18Л (G'_{ϵ})

3.2 ВИЗНАЧЕННЯ МАЛИХ КІЛЬКОСТЕЙ МАРТЕНСИТНИХ ФАЗ У ХРОМОНІКЕЛЕВИХ ТА МАРГАНЦЕВИХ СТАЛЯХ ШЛЯХОМ ВИКОРИСТАННЯ ЧУТЛИВОГО ПОКАЗНИКА (МАГНІТНОЇ СПРИЯТЛИВОСТІ).....

Хромо-нікелеві аустенітні сталі різного хімічного складу мають гарні фізичні і службові властивості, що зумовлює їх широке застосування в промисловості. При цьому більшість властивостей визначається станом аустеніту і ступенем його схильності до фазових перетворень. Так, встановлено, що аустеніт сталей типу 08X18N10T, деформованих стисненням до початку фазових перетворень, характеризується підвищеною швидкістю корозії. Внаслідок деформаційних впливів на аустеніт при певних змістах нікелю спостерігалось формування ϵ - і α' - мартенситних фаз. Оскільки утворення мартенситу при таких силових впливах притаманне сталям з різним вмістом нікелю, представляє теоретичний і практичний інтерес з'ясувати, за яких вмістах Ni аустеніт при деформації (наприклад, стисненням) схильний до формування такого роду мартенситних фаз (з урахуванням послідовності їх формування) і знайти той критерій, який дозволив би однозначно вказати умови структурної зміни аустеніту.

З точки зору фундаментальної фізики, хромо-нікелеві сталі ще цікаві і тим, що в них спостерігається складна послідовність фазових переходів, яка включає в себе і магнітоструктурні зміни. На підставі цілого ряду досліджень, ми вважаємо, що досить надійним критерієм, що дозволяє зробити перші реальні кроки в прояві деталей структурних змін при таких переходах, є магнітна сприйнятливості χ , поведінка якої сильно залежить від чинників впливу (температура і тиск) на матеріал.

В результаті досліджень по виявленню утворення перших порцій ϵ - і α' - мартенситу при пластичній деформації аустеніту в різних за вмістом Ni

сталях, запропонована система класифікації станів аустеніту по схильності до мартенситного перетворення: стабілізований, помірно нестабільний і вкрай нестабільний стани.

Залежності магнітної сприйнятливості $\chi = \chi(1/H, D)$, де H - магнітне поле, сильно впливає на величину χ при зародженні і накопиченні α' -ферромагнітного мартенситу, D - одноосьова пластична деформація (стиснення), розрахована з урахуванням товщини до (d_0) і після (d) деформації зразків ($D = (d_0 - d) / d_0 \cdot 100\%$), були отримані з використанням автоматизованої магнітометричної установки. Сталь 10X23H18 (зі стабілізованим станом аустеніту) в початковому стані ($D = 0\%$) була повністю аустенізована, що підтверджується горизонтальною лінією $\chi(1/H, D)|_{D=0} = 3.3 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$ (рис.21). Це відповідає парамагнитної сприйнятливості χ_γ аустеніту для даної сталі в початковому стані. Подальша деформація до $D = 15\%$ характеризувалася інтенсивним зростанням магнітної сприйнятливості; потім зростання параметра χ сповільнювався з подальшим насиченням і досягав при $D = 56\%$ величини $\chi(1/H, D)|_{D=56\%} = 3,72 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$. У цьому інтервалі деформацій не було зафіксовано появу α' -мартенситу деформації, тобто $\chi(1/H, D)|_{D \leq 56\%} = \text{const}$.

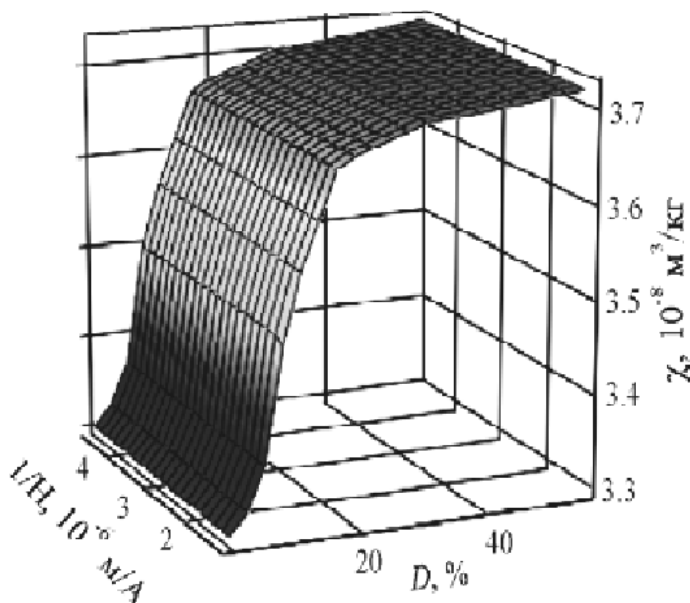


Рисунок 21 Залежність магнітної сприйнятливості $\chi = \chi(1/H, D)$ для сталі 10X23H18

Причиною збільшення магнітної сприйнятливості може служити зміна атомно-магнітного стану аустеніту, наприклад, поява «магнітної» складової енергії дефектів упаковки (зміна співвідношення вкладів локалізованих і колективізованих електронів атомної структури аустеніту). При цьому можна зробити висновок про високу стабільність сталі 10X23H18 щодо мартенситного перетворення при деформації стисненням до 56%.

Інша сталь (10X16H13) з помірно нестабільним станом аустеніту до пластичної одновісної деформації на стиск також була повністю аустенізована, що знову-таки підтверджується горизонтальною лінією на графіку залежності $\chi(1/H, D)|_{D=0} = \chi_\gamma 3,58 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$ (рис.22) деформація цієї сталі до 22,69% привела до певного зростання магнітної сприйнятливості $\chi(1/H, D)|_{D=22,69\%} = 4,11 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$, і при цьому не було зафіксовано появу α' -мартенситу деформації, тобто як впливає з наведеного графіка ($\chi(1/H, D)|_{D \leq 22,69\%} = \text{const}$). При подальшому збільшенні деформації вже спостерігався нахил прямих ($\chi(1/H, D)|_{D \geq 23,98\%} \neq \text{const}$), що свідчило про виникнення феромагнітного α' -мартенситу. Слід особливо звернути увагу на те, що в інтервалі деформацій від 23,98% до 40,24% має місце зменшення (спад) магнітної сприйнятливості. Це може свідчити про наявність (виникнення) нової фази, відмінною від аустеніту і α' -мартенситу деформації.

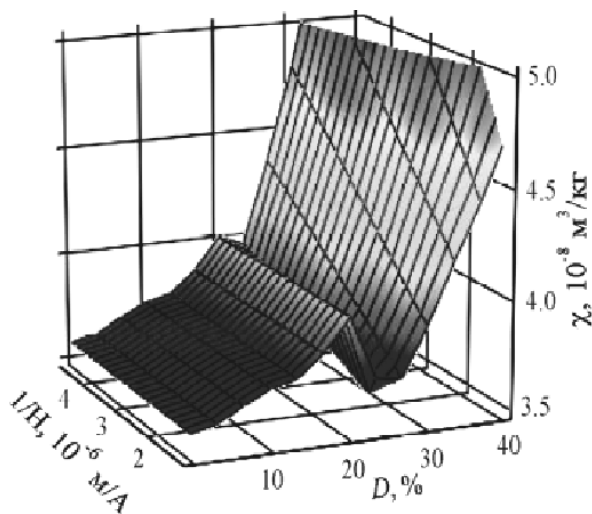


Рисунок 22 Залежність магнітної сприйнятливості $\chi = \chi(1/H, D)$ для сталі 10X16H13

Таким чином, в інтервалі деформацій від 23, 98% до 40,24%, крім феромагнітної фази (α' - мартенсит), присутній нова парамагнітна фаза (ϵ) з меншим, порівняно з аустенітом (γ) і феррофазою (α'), значенням парамагнітної сприйнятливості: $\chi_\epsilon + \chi_\alpha < \chi_\gamma$, де χ_α - парапроцесна складова феромагнітної α' -фази. Таким чином, при деформації в метастабільній аустенітній нержавіючій сталі утворюються феромагнітний α' - і парамагнітний ϵ - мартенсит.

Для сталі 10X18H9 (вкрай нестабільний стан аустеніту) аналіз залежності магнітної сприйнятливості $\chi = \chi(1/H, D)$ (рис.23) не виявив наявності ϵ - фази. Таким чином, при деформації цієї сталі відбувалося тільки перетворення $\gamma \rightarrow \alpha'$. Виникнення α' - фази вже при малих деформаціях ($D \approx 3\%$) підтверджує, що дана сталь після гарту має вкрай нестабільний аустеніт, схильний при підвищенні тиску до розпаду на звичайний (феромагнітний) мартенсит.

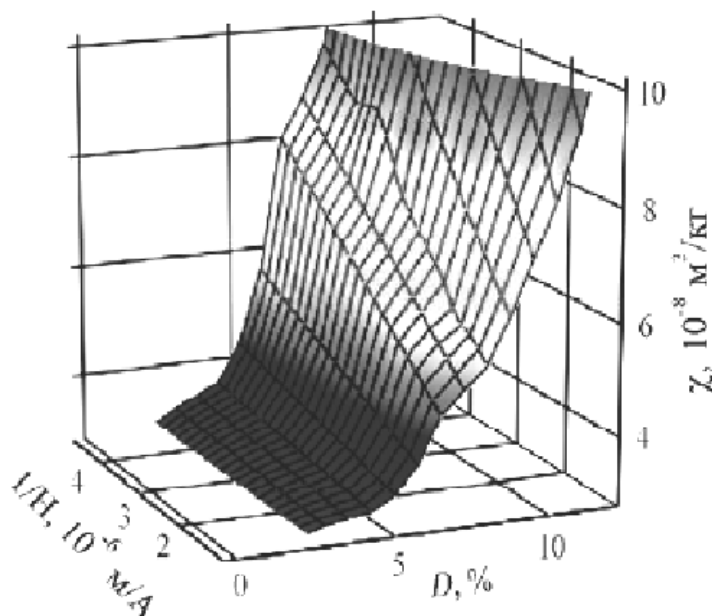


Рисунок 23 Залежність магнітної сприйнятливості $\chi = \chi(1/H, D)$ для сталі 10X18H

На рис.24 наведені зрізи поверхонь $\chi = \chi(1/H, D)$, тобто залежності $\chi = \chi(D)$ при фіксованих значеннях магнітного поля $H = 2,55 \cdot 10^5$, $4,22 \cdot 10^5$ і $9,09 \cdot 10^5$ А/м.

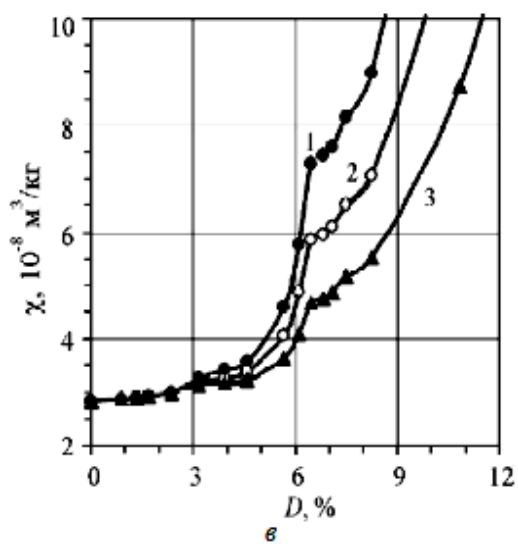
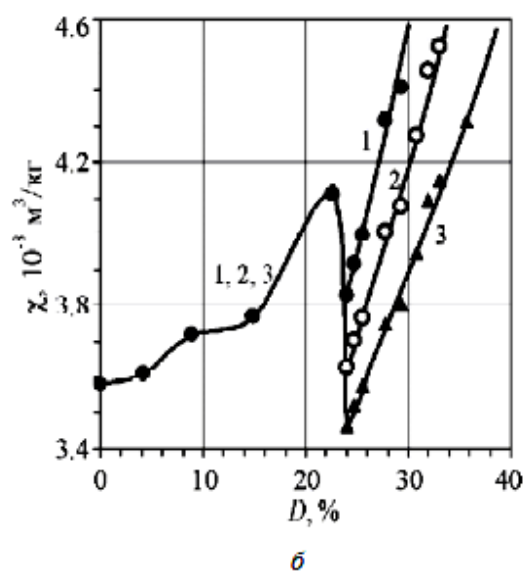
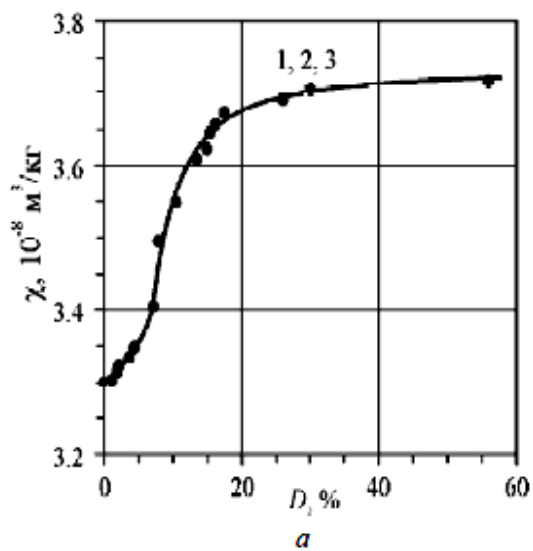


Рисунок 24 Залежність магнітної сприйнятливості χ від ступеня пластичної деформації D для сталей: а - 10X23H18, б - 10X16H13, в - 10X18H9. Магнітне поле H : 1 - $2,55 \cdot 10^5$ А/м; 2 - $4,22 \cdot 10^5$ А/м; 3 - $9,09 \cdot 10^5$ А/м

Для сталі 10X23H18 на підставі графічних даних (рис.24, а) можна бачити, що при фіксованій деформації магнітна сприйнятливість χ не залежить від величини магнітного поля, тобто всі три криві повністю співпали, а сама сприйнятливість залежить тільки від силового фактора (D). Друга сталь 10X16H13, також характеризується наявністю аналогічної ділянки при $\chi \neq f(H)|_{D \leq 22,69\%}$, однак при $22,69\% \leq D \leq 23,98\%$ спостерігається екстремум (min), який ми пов'язуємо з зародженням відразу двох фаз (ϵ і α'). Як видно з рис. 2.4, б, при $D > 23,98\%$ кожному значенню магнітного поля відповідає своя індивідуальна крива. Третя сталь 10X18H9 також має ділянку, на якому $\chi \neq f(H)|_{D \leq 3,19\%}$ (тобто експериментальні криві № 1-3 злилися в одну), але при $D > 3,19\%$ спостерігається зростання χ з наявністю вигину, який ми пов'язуємо з зародженням α' - фази.

Цікавим є розглянути тенденцію поведінки залежно $\chi_n(D)$, де $\chi_n = \frac{\chi}{D}$ – нормована відносно деформації D магнітна сприйнятливість χ (рис.25). Для сталі 10X23H18 (рис. 2.5, а) залежність $\chi_n(D)$ являє собою праву гілку гіперболи з яскраво вираженими асимптотами. Слід зазначити, що для зазначеної сталі магнітне поле не впливає на величину χ_n у всьому інтервалі деформацій. Функція $\chi_n(D)$ для сталі 10X16H13 (рис. 2.5, б) також схожа на гіперболу, але асимптота зберігається тільки для осі ординат, а по осі абсцис має місце тенденція до формування ділянок з позитивною кривизною (опуклість кривої до низу). Залежність $\chi_n(D)$ сталі 10X18H9 близька до асиметричної параболи з яскраво вираженою сходинкою при малих полях (рис. 2.5, в).

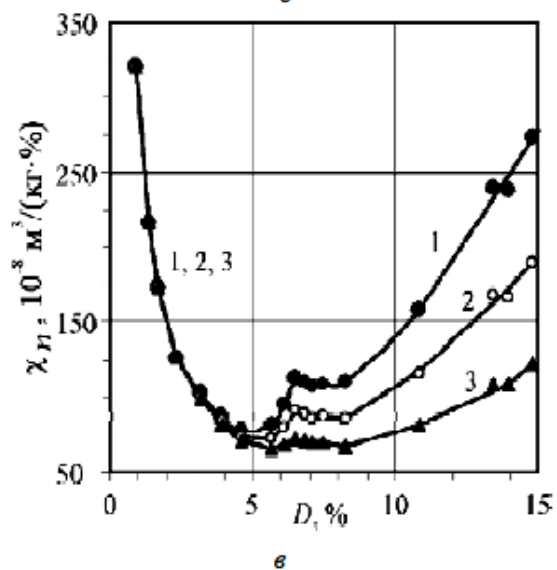
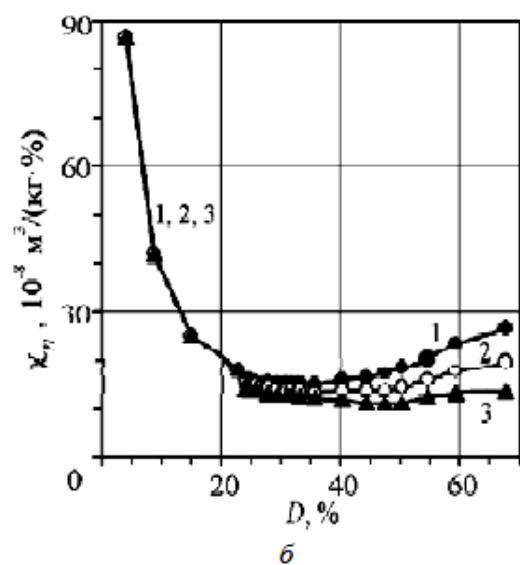
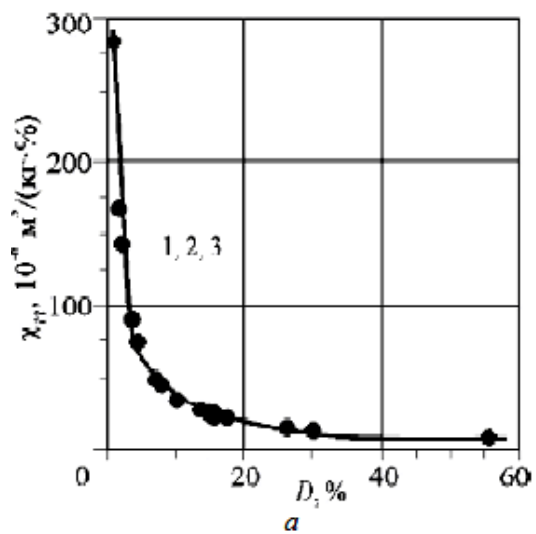


Рисунок 25 Залежність відносної магнітної сприйнятливості $\chi_{\text{л}}$ від ступеня пластичної деформації D для сталей: а - 10X23H18, б - 10X16H13, в - 10X18H9. Магнітне поле H : 1 - $2,55 \cdot 10^5$ А/м; 2 - $4,22 \cdot 10^5$ А/м; 3 - $9,09 \cdot 10^5$ А/м

Також представляє інтерес розглянути залежність $\ln \chi (D)$, яка для сталі 10X16H13 (рис.26, а) характеризується трьома прямолінійними ділянками зі значеннями критичного коефіцієнта лінійної кореляції (r^2), рівними 0,92, 0,99 і 0,98 відповідно. Кожну лінійну ділянку можна зіставити з фазами структури: 1 - аустеніт, 2 - α' - мартенсит, 3 - ϵ - мартенсит. Для сталі 10X18H9 (рис.26, б) залежність $\ln \chi (D)$ являє собою дві прямолінійні ділянки зі значеннями критичного коефіцієнта лінійної кореляції, близькими до одиниці (0,99 і 0,98). Кожна лінійна ділянка також відповідає певній фазі: 1 - аустеніт, 2 - α' - мартенсит.

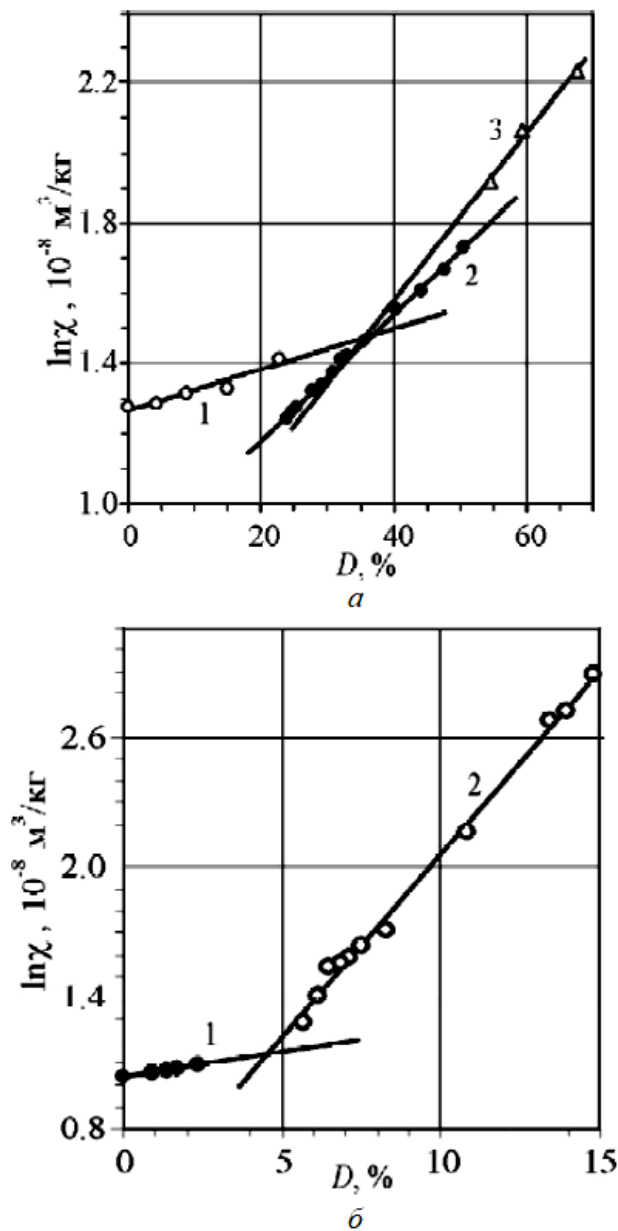


Рисунок 26 Залежність $\ln \chi (D)$ при $H = 9,09 \cdot 10^5 \text{ A/м}$ для сталей:
а - 10X16H13, б - 10X18H9

Використовуючи основне рівняння термодинаміки, можна записати зміна внутрішньої енергії системи dU при зовнішньому впливі магнітного поля H у вигляді

$$dU = TdS - PdV + HdM, (1)$$

де T - температура, S - ентропія, P - тиск, V - об'єм, M - намагніченість.

Виконавши для (1) перетворення Лежандра, тобто додавши до лівої і правої частини цього виразу диференціал $d(-TS + PV - HM)$, отримаємо наступне співвідношення:

$$d(U - TS + PV - HM) = TdS - PdV + HdM + d(-TS + PV - HM). (2)$$

Продиференціювавши праву частину виразу (2) і скоротивши загальні члени з протилежним знаком, остаточно отримаємо

$$dG = -SdT + VdP - MdH. (3)$$

Оскільки ліва частина (2) є не що інше, як диференціал вільної енергії Гіббса (dG), маємо в якості термодинамічних змінних температуру T , тиск P і магнітне поле H , тобто $G = G(T, P, H)$.

Згідно зі схемою зміни вільних енергій аустеніту γ (G_γ) і ϵ - мартенситу (G_ϵ) в залежності від тиску P , для γ і ϵ фаз (рис. 2.7) в точці рівноваги P_0 при $T = \text{const}$: $G_\gamma = G_\epsilon$.

Тобто в точці P_0 маємо

$$U_\gamma - TS_\gamma + PV_\gamma - M_\gamma H = U_\epsilon - TS_\epsilon + PV_\epsilon - M_\epsilon H. (4)$$

З урахуванням того, що для внутрішніх енергій розглянутих фаз $U_\gamma = U_\epsilon$ і $TS_\gamma = TS_\epsilon$, а $V_\epsilon = V_\gamma$, отримаємо

$$-T(S_\gamma - S_\epsilon) = -H(M_\epsilon - M_\gamma) \text{ і } M_\epsilon - M_\gamma = (S_\gamma - S_\epsilon)/H. (5)$$

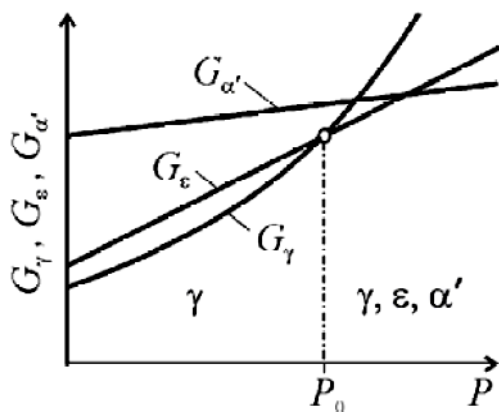


Рисунок 27 Схеми зміни вільних енергій аустеніту (G_γ), ϵ - мартенситу (G_ϵ) і α' - мартенситу ($G_{\alpha'}$) в залежності від тиску

Оскільки $S_\gamma > S_\epsilon$ (S_ϵ – ентропія дефектної структури), маємо $M_\epsilon - M_\gamma < 0$ або $M_\epsilon < M_\gamma$. Отже, $\chi_\epsilon < \chi_\gamma$.

Для тисків в межах $P = P_0 + \Delta P$ справедлива рівність $\chi_{\epsilon+\alpha'} = \chi_\epsilon + \chi_p$ (де χ_p – парапроцесна складова феромагнітної α' - фази). Виходячи з (3) і з огляду на те, що $M = \chi H$, легко отримати наступний ланцюжок співвідношень:

$$V_\gamma dP - \chi_\gamma H dH \gtrsim V_\epsilon dP - (\chi_\epsilon + \chi_p) H dH ;$$

$$(\chi_\epsilon + \chi_p) H dH - \chi_\gamma H dH \cong V_\epsilon dP - V_\gamma dP ;$$

$$(\chi_\epsilon + \chi_p - \chi_\gamma) H dH \cong (V_\epsilon - V_\gamma) dP ;$$

$$\chi_\epsilon + \chi_p - \chi_\gamma \cong (V_\epsilon - V_\gamma) \frac{dP}{H dH} . \quad (6)$$

В силу лінійності $P = P(H)$ (для досить малих інтервалів змін H) справедливо співвідношення $dP/dH = P/H$. Тепер вираз (6) можна остаточно записати у вигляді

$$\chi_\epsilon + \chi_p - \chi_\gamma \cong \frac{(V_\epsilon - V_\gamma)}{H^2} P . \quad (7)$$

Оскільки $V_\epsilon < V_\gamma$, так як в точці $P_0 + \Delta P$ тільки починається фазове перетворення $\gamma \rightarrow \epsilon$, то $V_\epsilon < V_\gamma$. Тоді з (7) отримаємо $\chi_\epsilon + \chi_p - \chi_\gamma < 0$ або $\chi_\epsilon + \chi_p < \chi_\gamma$. Отже, і нерівність $\chi_\epsilon < \chi_\gamma$ в цьому випадку є справедливим, що і підтверджується експериментальними дослідженнями. Так, методом екстраполяції для сталі 10X16H13 визначили значення питомої парамагнітної

сприйнятливості ε - мартенситу $\chi_\varepsilon = 2,98 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$. Це значення (як і впливає з наведених вище теоретичних оцінок) дійсно менше на 17% значення парамагнітної сприйнятливості недеформованого аустеніту, для якого $\chi_\gamma = 3,58 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$. [13-14]

4 ОХОРОНА ПРАЦІ ТА БЕЗПЕКА У НАДЗВИЧАЙНИХ СИТУАЦІЯХ

4.1 Аналіз потенційних небезпек

- 1.Невиконання вимог ергономіки стосовно робочих місць лаборанта в приміщенні дослідницької лабораторії, зокрема отримання механічних травм внаслідок нераціонального розташування офісного приладдя.
- 2.Можливість ураження електричним струмом внаслідок недотримання правил з електробезпеки, що може призвести до електричних травм, або до летального наслідку.
3. Небезпеки які пов'язані з проведенням досліджень, зокрема при випробуваннях зразка на розрив при використанні розривної машини та випробуваннях зразка на ударну в'язкість при використанні копра, що може призвести до отримання механічних травм внаслідок непередбачуваного контакту з частинами лабораторного обладнання.
4. Небезпеки які пов'язані з обробкою отриманих результатів, зокрема локальне стомлення загальна втома при обробці отриманих результатів на персональному комп'ютері.
9. Незадовільні параметри повітряного середовища в адміністративних приміщеннях внаслідок неефективної роботи системи опалювання та повітрообміну, що може призвести до захворювань загального характеру.
6. Незадовільне освітлення робочих зон в дослідницькій лабораторії, що виникає з причин: несправності освітлювальної техніки. Наслідками цих факторів може стати втома очей, механічні травми.
7. Можливість загорянь горючих матеріалів внаслідок порушень правил з пожежної безпеки, що може призвести до пожеж.
8. Небезпеки які пов'язані з умовами праці у надзвичайних ситуаціях, зокрема неправильна організація, заходів що до укриття населення у захисних спорудах цивільного захисту, що може привести до травм, або летального наслідку.

4.2 Заходи по забезпеченню техніки безпеки

1. Для усунення загрози отримання механічних травм через не ергономічність робочого місця необхідно правильно організувати робоче місце,

враховуючи ергономічні вимоги дослідника згідно з ГОСТ 12.2.032-78 «Робоче місце при виконанні робіт сидячи. Загальні ергономічні вимоги», а робочі місця (стоячи) мають відповідати ГОСТ 12.2.033-78 «Робоче місце при виконанні робіт стоячи. Загальні ергономічні вимоги».

Конструкція та взаємне розташування елементів робочого місця повинні відповідати антропометричним, фізіологічним і психологічним вимогам, а також характеру роботи. При проектуванні обладнання та організації робочого місця слід враховувати антропометричні показники дослідника, зручність розташування клавіатури, дисплея та інших необхідних для роботи пристроїв, а також зони досяжності рук дослідника, що необхідні для роботи пристроїв. Ці зони дають можливість раціонально розмістити необхідні пристрої. Враховуючи зріст та вагу дослідника визначається висота стола, за яким він працює. Робочий стілець також має бути зручним для роботи. Організація робочого місця і конструкція устаткування повинні забезпечувати пряме і вільне положення корпусу тіла працюючого або нахил його вперед не більше ніж на 15°.

2. Для запобігання ураження електричним струмом, передбачено: електрообладнання має відповідати ГОСТ 12.1.019-79 «Система стандартів безпеки праці. Електробезпека. Загальні вимоги і номенклатура видів захисту» та ПУЕ 2013. Експлуатацію електрообладнання та електроустановок потрібно проводити згідно з «Правил технічної експлуатації електроустановок споживачів» та «Правил техніки безпеки при експлуатації електроустановок споживачів»:

- ізоляція струмоведучих частин (робоча, додаткова, посилена, подвійна) повинна відповідати ГОСТ 12.2.007.0-75 «Система стандартів безпеки праці. Вироби електротехнічні. Загальні вимоги безпеки»;
- захисне відключення відповідно ГОСТ 12.2.007.0-75 «Система стандартів безпеки праці. Вироби електротехнічні. Загальні вимоги безпеки»;
- Ізоляція не струмоведучих частин відповідно ГОСТ 12.2.007.0-75 «Система стандартів безпеки праці. Вироби електротехнічні. Загальні вимоги безпеки»;
- захисне заземлення відповідно ПУЕ-2013;
- відповідність електрообладнання відповідно ГОСТ 12.1.019-79 «Система стандартів безпеки праці. Електробезпека. Загальні вимоги і номенклатура видів захисту».

3. Користуватися при виконанні робіт засобами індивідуального захисту, що видаються відповідно до Галузових типових нормам видачі засобів – індивідуального захисту робітниками службовцями організацій;

4. Про всі помічені несправності обладнання, приладів і пристосувань лаборант повинен повідомити безпосереднього керівника робіт і до їх усунення до роботи не приступати.

5. Після закінчення робіт лаборант повинен:

- відключити електрообладнання від електричної мережі;
- протерти робочі поверхні обладнання і столів;
- привести в порядок робоче місце (зібрати ручний інструмент і пристосування і прибрати їх у відведене для цього місце, підлогу ретельно підмести, масляні плями насухо витерти);
- відключити вентиляцію;
- повідомити безпосереднього керівника робіт про недоліки, виявлені під час роботи;
- зняти спецодяг в спеціально відведеному місці.

6. Щоб запобігти виникненню травм при проведенні дослідження, зокрема при випробуваннях зразка на розрив на розривній машині необхідно дотримуватися наступних вказівок заходів безпеки:

- забороняється працювати на машині особам, що не знайомі з паспортом даної машини;
- ремінні передачі повинні бути закриті захисним кожухом, на зовнішній поверхні якого повинен бути встановлений знак небезпеки згідно ГОСТ 12.4.026-76;
- всі струмопровідні елементи машини повинні бути ізольовані від корпусу машини і мати безпечну для людини величину опору ізоляції;
- всі відкриті струмопровідні частини електрообладнання мають бути закриті діелектричними накладками;
- встановлювати та знімати зруйновані зразки необхідно тільки після відключення привода машини;

Не допускається працювати на незаземленій машині та регулювати чи настраювати машину, що знаходиться під напругою.

При роботі на маятниковому копрі для попередження отримання механічних травм необхідно дотримуватися наступних вказівок заходів безпеки:

- забороняється працювати на копрі особам, що не знайомі з технологічною інструкцією копра;
- не допускається під час випробувань встановлювати зразок на опору копра руками;
- зразки необхідно встановлювати і знімати пристосуванням подачі зразків тільки при піднятому і зафіксованому маятнику та підйомній рамі;
- після закінчення роботи необхідно опустити маятник у стрілою;
- забороняється під час випробувань зразок знаходитися в зоні польоту маятника;
- вимоги до робочого місця згідно ГОСТ 123.2.055-81, зокрема робоча зона копра огорожена прозорими панелями.

6. Персонал, що працює на комп'ютері зобов'язаний дотримуватися вимог інструкції розробленої на підставі Санітарних норм і правил СанПин 2.2.2.542-96 «Гігієнічні вимоги до відео дисплейних терміналів, персональними електророзрахунковими машинами і організація робіт», а також нести особисту відповідальність за дотриманням вимог безпеки своєї праці і за створення небезпечного чи шкідливого виробничого фактора для інших працюючих і поломку комп'ютера.

Для забезпечення оптимальної працездатності та збереження здоров'я протягом часу роботи з комп'ютером повинні встановлюватися регламентовані перерви. Перед початком роботи необхідно переконатися, що монітори комп'ютера мають антиблікове покриття. Покриття повинно забезпечувати зняття електростатичного заряду з поверхні екрана, іскріння і накопичення пилу. Корпус монітора повинен забезпечувати захист від іонізуючих та неіонізуючих випромінювань. Необхідно звернути увагу на заземлення, тому що в комп'ютері використовуються мікросхеми, чутливі до статичної електрики. Звернути особливу увагу на цілісність всіх кабелів та роз'ємів, щоб не виявитися несподівано під напругою щодо землі. Забороняється самостійно розбирати комп'ютер із за високої напруги всередині. Виключається робота з комп'ютером і його периферійними

пристроями з відкритим корпусом, самостійне перемикання силових та інтерфейсних кабелів та проливання рідин.

Тривалість безперервної роботи з комп'ютером без регламентованої перерви не повинна перевищувати 2 години. Під час регламентованої перерви з метою зниження нервово-емоційного напруження, стомлення зорового аналізатора, усунення впливу гіподинамії та гіпокінезії, запобігання розвитку втоми доцільно використовувати комплекси фізичних вправ. Конструкція відео монітора повинна передбачати заходи, що забезпечують уникнення світлових знаків, які заважають огляду текстів або зображень.

4.3 Заходи по забезпеченню виробничої санітарії та гігієни праці.

1. Для нормалізації параметрів повітряного середовища в проєкті передбачено устрій технічних систем, які забезпечують параметри повітряного середовища у відповідності до норм, що вказані в таблиці 4.1 згідно мікрокліматичних умов для адміністративних будинків, ГОСТ 30494-96 «Будівлі житлові і суспільні. Параметри мікроклімату в приміщеннях».

Таблиця 4.1 Оптимальні параметри повітряного середовища

Період року	Температура, °C	Відносна вологість, %	Швидкість руху, м/с
Холодний	18 - 22	40 - 60	0,1 – 0,3
Теплий	20 - 23	40 - 60	0,1 – 0,4

У адміністративних | приміщеннях для нормалізації параметрів повітряного середовища використовуються кондиціонери. У холодний період року також використовують водяне, або парове опалення.

2. Для забезпечення нормальної роботи зору в дослідницькій лабораторії передбачене природне і штучне освітлення, враховуючи ДБН В.2.5-28-2006 «Природне і штучне освітлення».

З метою організації нормованого освітлення адміністративного | приміщення виконуємо розрахунок освітлення згідно розряду зорової роботи.

Вибираємо комбіновану систему освітлення. У якості джерела штучного освітлення приймемо люмінесцентні лампи. Люмінесцентні лампи у складі світильників при загальному освітленні рекомендовані в приміщеннях висотою до 6м, ці лампи нам підходять бо висота нашого приміщення 4м.

Розряд зорової роботи приймемо 3. Згідно таких умов доцільно обрати лампи ЛД, які мають наступні переваги: висока світловіддача (до 75лм/Вт), висока стабільність світлового потоку, термін експлуатації до 10000 годин, високий індекс кольоропередачі.

Недоліки: висока вартість, повинні обслуговуватись фахівцями, мають складну пускову апаратуру, можливі шум та миготіння, значна пульсація при однофазній схемі підключення.

Вибираємо світильник типу ЛПП.

Коефіцієнт запасу k_3 ; враховує зниження рівня освітленості з часом в результаті забруднення та старіння ламп, світильників і поверхонь приміщення, приймемо для дослідницької лабораторії $k_3=1,4$.

Коефіцієнт нерівномірності (мінімального) освітлення z (відношення середньої освітленості до мінімальної освітленості). Для люмінесцентних ламп низького тиску $z=1,1$.

Визначимо індекс приміщення за формулою 4.1:

$$i = \frac{A * B}{h * (A + B)}$$

Де, A - довжина приміщення, м;

B - ширина приміщення, м;

h - висота розміщення світильників над робочою поверхнею, м.

Розрахувати висоту розміщення світильників над робочою поверхнею можна за формулою 4.2:

$$h = H - h_p - h_3$$

де, H - висота виробничого приміщення, м;

h_p - висота робочої поверхні над підлогою, м (як правило висота умовної робочої поверхні $h_p = 0,8$ м);

h_3 - висота звисання світильника від стелі, м (вибирається за технологічною доцільністю)

$$h = 4 - 0,8 - 1,06 = 2,14 \text{ (м)}$$

$$i-8 \times 6 / 2,14 \times (8+6) = 1,6$$

Розрахуємо кількість рядів світильників у приміщенні:

$$N_p = \frac{B}{(H - h_p) \times \left(\frac{l}{n}\right)}$$

де l/n - таблична величина, що відповідає світильнику вибраного типу.

$$N_p = 1.34$$

Приймаємо $N_p = 2$ ряди світильники.

Розрахуємо максимально припустиму відстань між рядами світильників використовуючи формулу 4.4

$$L_{\max} = B / N_p$$

$$L_{\max} = 6 / 2 = 3 \text{ (м)}$$

Знаходимо висоту звисання світильника над робочою поверхнею:

$$h = \frac{L_{\max}}{\frac{l}{n}}$$

$$h = 3 / 1.4 = 2.14 \text{ (м)}$$

Знаходимо висоту звисання світильника від стелі

$$h_3 = H - h_p - h$$

$$h_3 = 4 - 0.8 - 2.14 = 1.06 \text{ (м)}$$

Значення коефіцієнта використання світлового потоку η вибирається в залежності від виду джерела світла, типу обраного світильника, та індексу приміщення з відповідної таблиці.

Вибираємо для люмінесцентних ламп та індексу приміщення $\eta = 60\%$

Визначаємо сумарний світловий потік освітлювальної установи в даному

$$= \frac{Eh \cdot A \cdot B \cdot Z \cdot k_3}{\eta}$$

приміщенні F_E

F_e , F_e - розрахункове значення сумарного світлового потоку у приміщенні, лм;

E_n нормоване значення освітленості;

S - площа освітлювальної поверхні, m^2 ;

k_3 - коефіцієнт запасу;

η - коефіцієнт використання світлового потоку.

$$F_e = \frac{500 * 8 * 6 * 1.1 * 1.4}{60} = 616(\text{лм})$$

Визначаємо максимальну відстань $L_{\max}$ між рядами та сусідніми світильниками у ряду:

$$L_{\max} = (L/h) * h$$

$$L_{\max} = 1.4 * 2.14 = 3(\text{м})$$

Визначаємо кількість рядів світильників у приміщенні:

$$N_p = B/L_{\max}$$

$$N_p = 6/3 = 2$$

Визначаємо умовну загальну кількість світильників у приміщенні, виходячи з позиції розташування їх у вершинах квадрата:

$$N = A * B / L_{\max}^2$$

$$N = 5,3$$

Приймаємо $N = 6$ світильників ЛПП з двома лампами моделі ЛД75.

4.4 Заходи з пожежної безпеки.

При виникненні пожежі поблизу місця проведення робіт лаборант повинен:

- припинити виконання робіт;
- відключити електрообладнання від електричної мережі;
- відключити вентиляцію;
- закрити вікна, кватирки дверей;
- вжити заходів до ліквідації пожежі наявними засобами пожежогасіння;

- повідомити про те, що трапилося безпосередньому керівнику робіт;
- при неможливості ліквідувати пожежу власними силами, викликати пожежну службу.

Незначні осередки загорянь можуть бути погашені за допомогою води, піску, спеціальної кошми.

Гасіння загорянь електричних проводів або обладнання, що знаходиться під напругою (у разі неможливості знеструмлення мережі), слід проводити порошковими або вуглекислотними вогнегасниками.

Забороняється:

застосовувати воду та пінні вогнегасники в разі загоряння електричних проводів і обладнання, що знаходиться під напругою.

У разі нещасного випадку (травмування, ураження електричним струмом, отруєння, опік, раптове захворювання), лаборант зобов'язаний надати долікарську допомогу потерпілому.

4.5 Заходи безпеки у надзвичайних ситуаціях

Питання укриття населення у захисних спорудах цивільного захисту регламентується рядом нормативно-правових актів та нормативних документів основним з яких є:

- кодекс цивільного захисту України;
- постанова Кабінету Міністрів України від 25 березня 2009 р. № 253 «Про затвердження Порядку використання захисних споруд цивільного захисту (цивільної оборони) для господарських, культурних та побутових потреб»;
- постанова Кабінету Міністрів України від 9 січня 2014 р. № 11 «Про затвердження Положення про єдину державну систему цивільного захисту»;
- наказ МНС від 09.10.2006 № 653 «Про затвердження Інструкції що до утримання захисних споруд цивільної оборони у мирний час»;
- ДБНВ. 1.1.7-2002 «Пожежна безпека об'єктів будівництва»;
- ДБН В. 1.2-4-2006 «Інженерно-технічні заходи цивільного захисту (цивільної оборони)» (розділ 3.2.).

Основним способом захисту населення від засобів масового ураження у воєнний час та при надзвичайних ситуаціях у мирний час є укриття його у захисних спорудах цивільного захисту.

Захисні споруди - інженерні споруди, призначені для укриття і тимчасового захисту людей, техніки та майна від небезпеки, що може виникнути або виникла внаслідок надзвичайних ситуацій у мирний час, а також від дії засобів ураження в особливий період.

Захисні споруди поділяються на сховища, протирадіаційні укриття та швидко споруджувані захисні споруди цивільного захисту і є основним засобом колективного захисту населення. Для захисту людей від деяких факторів небезпеки, що виникають внаслідок надзвичайних ситуацій у мирний час, та дії засобів ураження в особливий період також використовуються споруди подвійного призначення та найпростіші укриття. До зазначених споруд відносяться: наземні споруди та підземні приміщення метрополітенів, підземні автомобільні паркінги та гаражі, підземні переходи тощо, які відповідають будівельним нормам і правилам проектування захисних споруд та іншим нормативним документам. До найпростіших укриттів відносяться: інженерні споруди (щілини, бліндажі, притулки тощо), цокольні або підвальні приміщення будинків промислового, житлового та нежитлового фондуміст, населених пунктів у сільській місцевості, тощо.

ВИСНОВКИ

Експериментально встановлено:

1. В аустенітних хромонікелевих сталях зі стабільним аустенітом 10X23H18 і 14X17H18 при пластичній деформації стиском відповідно в інтервалах (0...55,90 %) і (0...67,19 %) змінюється атомно-магнітний стан аустеніту й у результаті чого зростає питома магнітна сприйнятливість сталі 10X23H18 від вих. $\chi_{\gamma} = 3,30 \cdot 10^{-8}$ мЗ/кг до, що наближається до «насичення» максимальному значенню $\max \chi_{\gamma}' = 3,72 \cdot 10^{-8}$ мЗ/кг, а в сталі 14X17H18 від вих. $\chi_{\gamma} = 4,45 \cdot 10^{-8}$ мЗ/кг до $\max \chi_{\gamma}' = 4,63 \cdot 10^{-8}$ мЗ/кг за схемою $\max \chi_{\gamma} \rightarrow \chi_{\gamma}'$ вих, і при цьому не виникають ε - і α' - мартенсити.

У зазначених вище деформаційних інтервалах не відбувається структурно-фазових перетворень.

2. У сталях з помірковано нестабільним аустенітом 10X16H13 і 12X15H16 при пластичній деформації виявлене ε - і α' - мартенсити. Виявлені границі початкових деформаційних інтервалів існування ε - і α' - мартенситів. У початковому інтервалі деформації (0...23,98 %) для сталі 10X16H13 і (0...26,53 %) для сталі 12X15H16 магнітна сприйнятливість аустеніту зростає від вих $\chi_{\gamma} = 3,58 \cdot 10^{-8}$ до максимального значення $\max \chi_{\gamma}' = 4,11 \cdot 10^{-8}$ мЗ/кг у сталі 10X16H13 і від вих $\chi_{\gamma} = 3,75 \cdot 10^{-8}$ до $\max \chi_{\gamma}' = 4,05 \cdot 10^{-8}$ мЗ/кг у сталі 12X15H16 відповідно. У цьому інтервалі деформацій ε - і α' - мартенсити не зароджуються.

При наступних деформаціях виявлені початкові границі деформації 23,98 % (10X16H13) і 26,53 % (12X15H16), при яких виникають ε - мартенсит

і перші порції α' - мартенситу в кількості $R\alpha' = 0,011\%$ (10X16H13) і $R\alpha' = 0,010\%$ (12X15H16).

При деформаціях понад 40,24 % (10X16H13) і 49,27 % (12X15H16) зникає ϵ - мартенсит, але продовжує накопичуватися α' - мартенсит, зміст якого при подальшому росту деформації аж до кінцевих значень 67,70 % (10X16H13) і 70,03 % (12X15H16), кількість фази, що утворювався, становить $R\alpha' = 0,251\%$ і $R\alpha' = 0,110\%$ відповідно.

В аустенітних хромонікелевих сталях при пластичній деформації відбуваються не тільки структурно-фазові перетворення, що брав участь у передбачуваний схемі γ вих. $\rightarrow \gamma' \rightarrow \gamma'_{\text{мах}} \rightarrow [\gamma' + (\epsilon + \alpha')] \rightarrow (\gamma' + \alpha')$ але й зміни атомно-магнітного стану аустеніту, тобто питомої магнітної сприйнятливості $[] \chi\gamma \rightarrow \chi\gamma' \rightarrow \chi\gamma' \rightarrow \chi\gamma' + (\chi\epsilon + \chi\alpha') \rightarrow \chi\gamma' + \chi\alpha'$ вих мах .

3. В аустенітних хромонікелевих сталях із украй нестабільним аустенітом (після стандартної аустенізації), що як не містять у вихідному стані δ - ферит (12X18H10T, 10,46 % мас. Ni), що так і містять у вихідному стані низький зміст δ – фериту (10X18H 9-B, 9,20 % мас. Ni), не виявлена присутність ϵ - мартенситу після деформаційної обробки.

Структурно-фазові перетворення в сталях із вкрай нестабільним аустенітом, що не містять δ - ферит, приблизно відбуваються за схемою: γ вих $\rightarrow \gamma' \rightarrow \gamma'_{\text{мах}} \rightarrow (\gamma' + \alpha')$, а в утримуючих ферит – за схемою: $(\gamma + \delta) \rightarrow (\gamma' + \delta + \alpha')$.

Зміна магнітного стану (магнітної сприйнятливості) для сталей, що не містять і утримуючих δ - ферит, здійснюється, відповідно, () $\chi\gamma \rightarrow \chi\gamma' \rightarrow \chi\gamma'_{\text{мах}} \rightarrow \chi\gamma' + \chi\alpha'$ вих, $\chi\gamma + \chi\delta \rightarrow (\chi\gamma' + \chi\delta + \chi\alpha')$.

Література

1. Путин В.Г., Кондратьев В.В., Хачин В.Н. Предпереходные явления и мартенситные превращения. Екатеринбург: УрО РАН, 1998. 368с.
2. Мейснер Л.Л., Сивоха В.П. Деформация кристаллической решетки при мартенситном превращении $B2 \rightarrow B19'$ в сплавах $Ti_{50}Ni_{50-x}Zr_x$ // ФММ. 1996. Т. 81. №5. с. 158-164.
3. Хачин В.Н. Мартенситная неупругость // Изв. вузов, физика. 1985. № 5. с. 88-103.
4. Сніжної Г. В. Залежність корозійної поведінки аустенітних хромонікелевих сталей від парамагнітного стану аустеніту / Г. В. Сніжної // Фізико-хімічна механіка матеріалів. – 2013. – Т. 49. – № 3. – С. 58–62.
5. Ольшанецкий В. Е. О закономерностях формирования мартенситных фаз в марганцовистом аустените при деформации сжатием / В. Е. Ольшанецкий, Г. В. Снежной, В. Н. Сажнев // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2012. – № 2. – С. 8–14.
6. Снежной Г. В. О связи механических свойств высокомарганцевых сталей с парамагнитной удельной восприимчивостью аустенита / Г. В. Снежной, В. Е. Ольшанецкий // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2012. – № 2. – С. 25–29.
7. Hans-Jocnen V. Mechanische Eigenschaften austenitischer, kohlenstoffarmer Cr-Ni-Stahl / V. Hans-Jocnen // Neue Hutte. – 1970. – Vol. 15. – N 4. – P. 234–237.
8. Лободюк В. И. Кристаллоструктурные особенности предпереходных явлений и термоупругих мартенситных превращений в сплавах цветных металлов / В. И. Лободюк, Ю. Н. Коваль, В. Г. Пушин // ФММ. – 2011. – Т. 111. – № 2. – С. 169–194.
9. Снежной Г. В. Магнитное состояние аустенита вблизи истинной деформационной мартенситной точки хромоникелевых сталей

- аустенитного класу / Г. В. Снежной // ФММ. – 2011. – Т. 111. – № 6. – С. 599–604.
10. Снежной Г. В. Магнетна поведінка аустеніту на початку утворення мартенситу деформації в криці 10X18H9-У / Г. В. Снежной // Фізика і хімія твердого тіла. – 2011. – Т. 12. – № 3. – С. 748–752.
11. Олышанецкий В. Е. О формировании двух типов мартенситных фаз при пластической деформации аустенитной хромоникелевой стали / В. Е. Олышанецкий, Г. В. Снежной // Физика и техника высоких давлений. – 2013. – Т. 23. – № 2. – С. 78–87.
12. Снежной Г. В. Автоматизована установка для визначення магнетної сприйнятливості криць та стопів / Г. В. Снежной, Є. Л. Жавжаров // зб. наук. праць «Вісник Національного технічного університету України «Київський політехнічний інститут». Серія – Радіотехніка. Радіоапаратування». – 2012. – № 49. – С. 136–141.
13. Fourlaris G. Microscopical characterisation of martensite formation in a metastable austenitic stainless steel / Fourlaris G., Gladman T. // Journal de physique IV. – 1997. – Vol. 7. – NC5. – P. 423–428.
14. Базаров И. П. Термодинамика / И. П. Базаров. – М. : Высшая школа, 1991. – 376 с. 12. Snizhnoi H. V. Formation of strain-induced martensite in chromium-nickel steels of the austenitic class / H. V. Snizhnoi // Materials Science. – 2011. – Vol. 47. – N3. – P. 363–369.