

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ
ЗАПОРІЗЬКИЙ НАЦІОНАЛЬНИЙ ТЕХНІЧНИЙ УНІВЕРСИТЕТ

СНІЖНОЙ ГЕННАДІЙ ВАЛЕНТИНОВИЧ



УДК 669: 537.621.4: 53.096:53.092: 620.193.4

**НАУКОВІ ОСНОВИ ВПЛИВУ МАГНІТНОГО СТАНУ СТРУКТУРИ
НА ВЛАСТИВОСТІ АУСТЕНІТНИХ СТАЛЕЙ**

05.16.01 – металознавство та термічна обробка металів

Автореферат дисертації на здобуття наукового ступеня
доктора технічних наук

Запоріжжя – 2019

Дисертацією є рукопис.

Роботу виконано в Запорізькому національному технічному університеті Міністерства освіти і науки України.

Науковий консультант: заслужений діяч науки і техніки України, доктор технічних наук, професор, **ОЛЬШАНЕЦЬКИЙ ВАДИМ ЮХИМОВИЧ**, Запорізький національний технічний університет, м. Запоріжжя, завідувач кафедри фізичного матеріалознавства.

Офіційні опоненти:

заслужений діяч науки і техніки України, доктор технічних наук, професор, **МАЗУР ВЛАДИСЛАВ ІУСТИНОВИЧ**, Національний технічний університет України «Київський політехнічний інститут ім. Ігоря Сікорського», м. Київ, завідувач кафедри високотемпературних матеріалів та порошкової металургії

доктор технічних наук, професор, **ДЕЙНЕКО ЛЕОНІД МИКОЛАЙОВИЧ**, Національна металургійна академія України, м. Дніпро, завідувач кафедри термічної обробки металів ім. К.Ф. Стародубова

заслужений працівник освіти України, доктор технічних наук, професор, **ЧЕЙЛЯХ ОЛЕКСАНДР ПЕТРОВИЧ**, Приазовський державний технічний університет, м. Маріуполь, проректор з науково-педагогічної роботи

Захист відбудеться «2» квітня 2019 р. о 13³⁰ годині на засіданні спеціалізованої вченої ради Д17.052.01 у Запорізькому національному технічному університеті за адресою: 69063, м. Запоріжжя, вул. Жуковського, 64, ауд. 153.

З дисертацією можна ознайомитися в бібліотеці Запорізького національного технічного університету за адресою: 69063, м. Запоріжжя, вул. Жуковського, 64 та на сайті університету в розділі «Наука» – «Спеціалізована вчена рада».

Автореферат розіслано «23» лютого 2019 р.

Вчений секретар
спеціалізованої вченої ради,
доктор технічних наук, професор



О.А. Мітяєв

ЗАГАЛЬНА ХАРАКТЕРИСТИКА РОБОТИ

Актуальність теми. Прогрес у сфері підвищення конкурентоспроможності, тобто оперативного й більш економічно вигідного контролю механічних і корозійних властивостей, потребує нових підходів до дослідження аустенітних сталей. На сьогодні, як правило, ці сталі вивчаються з погляду атомно-кристалічного стану аустеніту, як основної складової їх структурного стану, а саме розглядаються параметри кристалічної ґратки, розмір зерна, наявність дефектів пакування й дислокацій тощо. Проте, комплексна оцінка властивостей за одним параметром ускладнена, а в деяких випадках і неможлива.

Оскільки основну об'ємну частину цих сталей становить парамагнітний аустеніт, а при певному хімічному складі або гартуванні його кількість може досягати 100 %, то пропонується дослідити вказані сталі з позицій атомно-магнітного стану. Тобто розглядати аустеніт передусім як парамагнетик, який характеризується своєрідною електронною будовою, для якого надчутливим параметром є питома парамагнітна сприйнятливість χ_0 (сумарний магнітний момент одиниці маси аустеніту при одиничному значенні магнітного поля). При цьому, параметр χ_0 є інтегральною характеристикою сформованого аустеніту внаслідок різноманітних факторів (хімічний склад, умови виплавлення, деформація, термообробка та ін.). Слід зауважити, що більшість досліджень присвячено вивченню магнітної сприйнятливості χ сталі (а не χ_0 аустеніту), яка може містити одночасно аустеніт і α -фазу (δ -ферит, мартенсит).

Відомості про зв'язок магнітного стану аустеніту та механічних і корозійних властивостей практично відсутні. Таким чином, проблема прогнозування механічних і корозійних властивостей аустенітних сталей, які пов'язані зі структурно-магнітним станом (параметр χ_0) аустеніту, який не містить або містить наднизьку кількість α -фази (δ -ферит, α' -мартенсит), потребує теоретичних, експериментальних та практичних підтверджень.

Встановлення кореляційних зв'язків між атомно-магнітним станом (питомою парамагнітною сприйнятливістю χ_0) аустеніту вказаних сталей і сплавів на основі заліза, з одного боку, і механічними та корозійними характеристиками, з іншого боку, а також фазовими перетвореннями типу $\gamma \rightarrow \epsilon$, $\gamma \rightarrow \alpha'$, $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha'$ є актуальним і має теоретичне та практичне значення. Частина відомостей, пов'язаних з названою проблемою, має дискусійний та недостатньо досліджений характер.

Так, згідно з науковими джерелами, концентрація нікелю у Fe-Ni (Н15...Н30) сплавах, яка відповідає зміні ізотермічної й атермічної кінетик мартенситного перетворення, дорівнює 29...30 %. Своєрідний характер вказаного перетворення у Fe-Ni сплавах, які є базовою основою створення аустенітних сталей, потребував проведення додаткових досліджень з метою уточнення границі зміни кінетик.

З наукових джерел відомо, що низький вміст ($\sim 0,005 \dots 0,5$ %) α -фази здатний різко впливати на процеси зварювання, механічні й корозійні

властивості, що зумовлює необхідність упровадження надчутливих методів його визначення. Залишається невирішеним питання впливу окремих фаз, які одночасно наявні в аустенітній матриці.

Зазвичай, за мартенситну точку приймають вузьку критичну область деформації (критичне напруження), розмір якої залежить від чутливості і точності методу. Тому надзвичайно актуальним є визначення дійсної деформаційної мартенситної точки (а не області), нижче від якої сталь перебуває в однофазному стані (аустеніт), а вище – у двофазному (аустеніт і мартенсит). У науковій літературі недостатньо досліджено поведінку аустеніту поблизу температурної й деформаційної мартенситних точок.

Не виявлено контролюючого методу, який би кількісно визначав низький вміст ($\sim 0,005 \dots 0,1$ %) феромагнітних карбідів заліза цементитного типу (Fe_3C). Відомо, що металографічний, рентгенографічний, дилатометричний, електронно-мікроскопічний, звичайні стандартні магнітні та інші методи, незважаючи на їх переваги, не завжди, на жаль, можуть успішно застосовуватися при вивченні фазового складу і фазових перетворень у сталях з наднизьким вмістом α -фази.

На механічні властивості хромонікелевих, високомарганцевих та марганцевохромистих сталей впливають температура розлиття, хімічний склад, карбіди, термообробка, деформація, шкідливі домішки тощо. Не виявлено такого єдиного фізичного параметра, який би одночасно й однозначно врахував вплив вказаних вище факторів на властивості цих сталей. Тому з цією метою запропоновано чутливий параметр – питому парамагнітну сприйнятливість χ_0 аустеніту. Припускається, що під час пластичної деформації сталей, поряд зі зміною атомно-кристалічної структури, повинна відбуватися зміна атомно-магнітного стану аустеніту, який характеризується питомою парамагнітною сприйнятливістю χ_0 , оскільки вона через електронну будову пов'язана зі станом аустенітної матриці та її дефектами.

Отже, при визначенні працездатності виробів із аустенітних сталей, поряд з вивченням кристалічної структури, доцільно провести дослідження зв'язку атомно-магнітного стану аустеніту з механічними і корозійними властивостями досліджуваних сталей.

Таким чином, актуальність досліджень мотивується новим підходом до аналізу стану аустеніту з метою одержання нових наукових і практичних результатів для прогнозування особливостей фазових перетворень, а також механічних і корозійних властивостей за питомою парамагнітною сприйнятливістю аустеніту як універсального параметра магнітного стану структури.

Зв'язок роботи з науковими програмами, планами, темами. Дослідження, яке є складовою частиною дисертаційної роботи, проведене в межах тематичних планів Запорізького національного технічного університету, в яких автор сформулював завдання дослідження, розробив основні ідеї і брав безпосередню участь в виконанні: ДБ №04319 „Теоретичне та експериментальне дослідження мікро- та наноструктурних матеріалів”,

2009–2012 рр. (виконавець); ДБ № 04322, „Магнетометричні дослідження аустенітних криць та стопів з метою контролю якості їх фізичних та службових властивостей”, № держ. реєстр. 0112U005942, 2012–2015 рр. (керівник); спільні дослідження ЗНТУ та ПАТ „Дніпроспецсталь” магнітних властивостей аустенітних сталей” відповідно до листа ЦЗЛ ПАТ „Дніпроспецсталь” вих.№ 25–12 3/3 10 (керівник); ДБ № 02815 „Розробка металевих матеріалів і технологій їх обробки з метою отримання підвищених механічних та службових характеристик”, 2015–2018 рр. (виконавець); ДБ № 04325 „Магнітно-фазові перетворення в аустенітних сталях і сплавах при температурно-силових впливах та нормативне забезпечення організацій-розробників авіаційної техніки”, 2015–2018 рр. (керівник); ДБ № 04328 „Структурно-магнітні зміни аустеніту, моделювання інформаційно-вимірювальних систем та метрологічне забезпечення контролю якості”, 2018–2021 рр. (керівник).

Мета і завдання дослідження. Мета дослідження полягала у вирішенні науково-практичної проблеми прогнозування механічних і корозійних властивостей аустенітних сталей шляхом дослідження змін структурно-магнітних станів і перетворень аустеніту в результаті температурних і деформаційних дій.

Для досягнення мети необхідно було вирішити такі **завдання**:

1. Дати термодинамічну оцінку дійсних температурної й деформаційної мартенситних точок та експериментально їх визначити у Fe-Ni сплавах, аустенітних хромонікелевих і високомарганцевих сталях, проаналізувати поведінку аустеніту поблизу цих точок з позицій атомно-магнітного стану. Експериментально дослідити початкову стадію температурного $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворення у Fe-Ni (H15...H31) сплавах з метою уточнення границі зміни кінетики мартенситного перетворення, залежно від вмісту нікелю, та висвітлити цю зміну, зважаючи на атомно-магнітний стан аустеніту.

2. За допомогою високочутливого магнітометричного методу визначити низький вміст феромагнітних карбідів цементитного типу Fe_3C ; встановити кореляційний зв'язок між кількістю карбідів і магнітним станом (питомою парамагнітною сприйнятливістю) аустеніту.

3. Встановити границю нестабільного і відносно стабільного аустеніту, виходячи із залежності питомої парамагнітної сприйнятливості χ_0 аустеніту від вмісту нікелю за різної кількості δ -фериту в хромонікелевих сталях аустенітного класу.

4. Дослідити зміни магнітного стану аустеніту до і після зародження α' -мартенситу деформації та її залежність від вмісту марганцю з метою оцінки стабільності аустеніту високомарганцевих сталей.

5. Виявити зв'язок між механічними властивостями й атомно-магнітним станом аустеніту та оцінити ступінь впливу низького вмісту δ -фериту ($\sim 0,005 \dots 0,5\%$) на механічні властивості аустенітних хромонікелевих сталей.

6. Встановити зв'язок між механічними властивостями високомарганцевих сталей і питомою парамагнітною сприйнятливістю χ_0 аустеніту. Побудувати номограми, за допомогою яких можливе прогнозування

механічних властивостей залежно від значення питомої парамагнітної сприйнятливості χ_0 аустеніту і вмісту марганцю.

7. Виявити зв'язок механічних властивостей сталей Г13Л з різним вмістом вуглецю й атомно-магнітним станом (параметром χ_0) аустеніту.

8. Встановити зв'язок швидкості корозії аустенітних хромонікелевих сталей (які не містять або містять низьку кількість δ -фериту) і питомої парамагнітної сприйнятливості χ_0 аустеніту. Виявити вплив низького вмісту δ -фериту на швидкість корозії досліджуваних сталей.

9. Дати магнітометричну оцінку швидкості корозії окремих фаз аустеніту (A), низького вмісту δ -фериту (Φ), α' -мартенситу деформації (M) та їх сумарного впливу $A+\Phi$, $A+M$, $A+\Phi+M$ аустенітних хромонікелевих сталей.

10. Запропонувати експрес-метод для визначення й прогнозування механічних і корозійних властивостей аустенітних сталей.

Об'єкт дослідження – процеси впливу структурно-магнітного стану (питомої парамагнітної сприйнятливості) аустеніту на початкову стадію мартенситного перетворення, механічні та корозійні властивості аустенітних хромонікелевих, високомарганцевих і хромомарганцевих сталей.

Предмет дослідження – стабільність аустеніту, мартенситні температурні $\gamma \rightarrow \alpha$ і деформаційні $\gamma \rightarrow \alpha'$ та $\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha'$ перетворення, фізико-механічні й корозійні властивості аустенітних сталей і сплавів.

Методи дослідження обиралися відповідно до поставлених завдань. Теоретичні дослідження роботи базуються на фундаментальних положеннях класичної термодинаміки. Використані сучасні експериментальні методи: магнітометрія, металографія, електронна мікроскопія, рентгеноструктурний та енергодисперсійний аналіз розподілу елементів.

Високочутливий магнітометричний метод використовувався для визначення магнітної сприйнятливості та низького вмісту феромагнітних фаз зразків досліджуваних сталей у початковому стані і після термічного оброблення, механічних випробувань (одноосьове стиснення, розтягнення, крутіння, згинання). Структуру сталей визначено за допомогою мікроскопів Neophot-2 і Axiovert 200M. Хімічний склад фаз знайдено за допомогою спектрального аналізу. Фазовий склад зразків досліджено рентгеноструктурним методом на установці ДРОН-4-07. Мікротвердість структурних складових сталей визначено на приладі ПМТ-3 (ГОСТ 9450-76). Ударну в'язкість вивчено на копрі МК-30А (ГОСТ 9454-78). Випробування на розрив проведено на машині УРМ-50. Границю міцності при розтягуванні на розрив, відносні видовження і звуження визначено відповідно до ГОСТ 1497-84. Відносну зносостійкість знайдено за втратою маси зразків у кульовому млині. Використано значення корозійних втрат у хлоридвмісних розчинах (ГОСТ 9.912-89). З метою прискорення швидкості корозії застосовували суміш концентрованих кислот – хлоридної та нітратної ($\text{HCl}:\text{HNO}_3$ 3:1). Проведення експерименту та оброблення результатів здійснено за допомогою ЕОМ та відповідного програмного забезпечення (Excel, Statistica, Matlab).

Наукова новизна одержаних результатів полягає в новому підході до вирішення науково-практичної проблеми прогнозування механічних і корозійних властивостей аустенітних сталей і сплавів на основі розвитку теорії та експериментальних досліджень структурно-магнітних змін аустеніту в результаті температурно-деформаційних дій.

Основні положення, які характеризують *наукову новизну* роботи, такі:

1. Вперше на підставі розширеного уявлення про термодинамічний підхід, для оцінки дійсних температурної й деформаційної мартенситних точок в аустенітних сталях, запропоновано схеми зміни питомих вільних енергій аустеніту G_γ і мартенситних (ϵ , α') фаз G_ϵ , $G_{\alpha'}$ залежно від тиску. Відповідно до термодинамічного підходу запропоновано систему класифікації станів аустеніту за здатністю до мартенситного перетворення: стабільний, помірно нестабільний і вкрай нестабільний.

Експериментально уточнено перехідну границю зміни механізмів ізотермічної й атермічної кінетик мартенситного $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворення у Fe-Ni (H15...H31) сплавах залежно від вмісту нікелю, яка становить $26,6 \pm 0,5$ % мас.

2. Вперше встановлено нові закономірності зміни магнітного стану аустеніту до- і після зародження мартенситу деформації в аустенітних хромонікелевих і високомарганцевих сталях. При пластичній деформації аустеніту виявлено ефект зростання питомої парамагнітної сприйнятливості χ_0 аустеніту від початкового до постійного максимального значення, в якому при подальшій деформації виникає й накопичується α' -мартенсит деформації. Розроблено метод високоточного визначення дійсної деформаційної мартенситної точки D_s .

Запропоновано модель процесу утворення, розвитку та зникнення супутнього ϵ -мартенситу в динаміці при пластичній деформації помірно нестабільних аустенітних хромонікелевих сталей.

Виявлено протилежний вплив Mn у високомарганцевих і Ni у хромонікелевих сталях на величину питомої парамагнітної сприйнятливості χ_0 аустеніту: збільшення вмісту Mn зменшує χ_0 “марганцевого” аустеніту, а підвищення вмісту Ni збільшує χ_0 “нікелевого” аустеніту. Однак, в обох випадках збільшується деформаційна стабільність аустеніту до мартенситного перетворення.

3. Встановлено залежність між питомою парамагнітною сприйнятливістю χ_0 аустеніту і вмістом P_c феромагнітної карбідної фази цементитного типу Fe_3C в аустенітних Fe-Cr-Ni сталях. Запропоновано новий чутливий магнітометричний метод визначення наднизької ($\sim 0,002 \dots 0,015$ %) кількості P_c феромагнітної карбідної фази, який враховує намагніченість парамагнітного аустеніту.

4. Побудовано магнітометричну діаграму для визначення границь стабільності аустеніту хромонікелевих сталей аустенітного класу залежно від вмісту нікелю. Встановлено умовну границю вмісту нікелю ($11,0 \pm 0,5$ % мас.) переходу від структурно нестабільних до стабільних аустенітних Fe-Cr-Ni сталей.

5. Вперше запропоновано й експериментально підтверджено ідею щодо кореляційного зв'язку між механічними властивостями (на прикладі сталі AISI 321) й атомно-магнітним станом аустеніту, який визначається чутливим параметром – питомою парамагнітною сприйнятливістю χ_0 . Встановлено, що зі зниженням χ_0 підвищується тимчасовий опір розриву σ_B , границя текучості $\sigma_{0.2}$, відносне видовження δ . Запропоновано χ_0 використовувати як ефективний параметр прогнозування механічних властивостей аустенітних сталей.

6. Вперше встановлено кореляцію між механічними властивостями високомарганцевих аустенітних сталей і атомно-магнітним станом аустеніту (параметр χ_0). Механічні властивості (σ_B , δ , Ψ , КСУ) зростають при зменшенні χ_0 . Проте, ударно-абразивна зносостійкість K_z і мікротвердість проявляють протилежний характер до зміни χ_0 : чим більше χ_0 , тим більше K_z і мікротвердість. Показано, що низький вміст ($\sim 0,005 \dots 0,5\%$) утвореного α' -мартенситу деформації є індикатором (критерієм) атомно-магнітного стану аустеніту.

7. Виявлено зв'язок між механічними властивостями високомарганцевих сталей Г13Л з варіацією вмісту вуглецю ($0,58 \dots 1,56$ % мас.) і парамагнітним станом аустеніту (параметр χ_0). Зі зниженням величини χ_0 аустеніту зростають показники міцності (границя міцності σ_B і умовна границя текучості $\sigma_{0.2}$), а пластичні характеристики (відносне видовження δ і звуження Ψ), ударна в'язкість КСУ мають екстремуми, які пояснюються насиченням “марганцевого” аустеніту вуглецем.

Виявлено, що чим більш стабільний аустеніт (менша величина χ_0 аустеніту) сталей системи Fe-C-Mn-Cr, тим менша інтенсивність зношування $I_{\text{знош.}}$.

8. Вперше встановлено, що пітингова корозія аустенітних хромонікелевих сталей узгоджується з парамагнітним станом (параметр χ_0) аустеніту. Експериментально встановлено кореляційний зв'язок між швидкістю корозії K аустенітних хромонікелевих сталей і χ_0 аустеніту: чим більша величина χ_0 , тим вища корозійна стійкість (менша швидкість корозії K). Пропонується прогнозування корозійної стійкості сталей за величиною питомої парамагнітної сприйнятливості χ_0 аустеніту.

9. Ідентифіковано наявність низьких вмістів ($\sim 0,005 \dots 0,5$ %) δ -фериту і α' -мартенситу деформації, які одночасно наявні в аустенітній матриці хромонікелевих сталей. Із температурних залежностей питомої магнітної сприйнятливості χ аустенітних хромонікелевих сталей визначено присутність низького вмісту δ -фериту і α' -мартенситу деформації.

10. Запропоновано експрес-метод оцінювання механічних і корозійних властивостей аустенітних сталей і сплавів (більшу об'ємну частину яких становить аустеніт) залежно від магнітного стану аустеніту, як нове вирішення науково-технічної проблеми прогнозування.

Практичне значення отриманих результатів.

1. Отримано нові результати стосовно кореляції між властивостями сталей і атомно-магнітним станом аустеніту, які можуть бути використані при створенні і вдосконаленні технологій температурних і деформаційних обробок аустенітних сталей.

2. У промислових умовах ТОВ “Укрспецмаш” апробовані експериментальні технології з використанням розробок “Корозійні та магнітометричні дослідження сталей AISI 321, 08X18H10T і сплаву 06ХН28МДТ (ЭИ943)”. Згідно з актом, впровадження методу визначення швидкості корозії K аустенітних сталей за величиною питомої парамагнітної сприйнятливості χ_0 аустеніту сприяє очікуваному річному економічному ефекту 258000 грн., який досягається завдяки використанню тарувальних залежностей $K(\chi_0)$ (патент України № 78117 від 11.03.2013 р., “Спосіб визначення швидкості корозії аустенітних сталей і сплавів”, винахідник – Сніжної Г.В., власник – ЗНТУ) і стандартного методу (ГОСТ 9.908-85) як контролюючий засіб (вибіркові випробування). Використання запропонованого методу дозволяє значно скоротити час та трудомісткість випробувань.

3. Згідно з актом впровадження ТОВ “Прогрес Машбуд” запропонований метод визначення механічних властивостей за величиною сприйнятливості χ_0 аустеніту (патенти України № 68116, 73517, 78157, 88670), при застосуванні для контролю міцності і пластичності конструкцій з аустенітних сталей, зумовлює очікуваний річний економічний ефект 105600 грн.

4. В акті оцінки ПАТ “Дніпроспецсталь” відзначається, що дослідження магнітних властивостей аустенітних сталей є перспективним науково-практичним напрямком і може використовуватися на підприємстві для контролю й прогнозування механічних і корозійних властивостей. Використання інтегрованого параметра, а саме питомої парамагнітної сприйнятливості аустеніту, дозволяє значно скоротити час і трудомісткість (виготовлення зразків, наявність обладнання, потреба в кваліфікованому персоналі) випробувань.

5. В акті оцінки ТОВ “МЕТІНВЕСТ – Маріупольський ремонтно-механічний завод” відзначається, що встановлення кореляційних зв’язків між атомно-магнітним станом аустеніту й механічними та корозійними характеристиками аустенітних сталей має відповідне науково-практичне значення. Запропоновані нові способи контролю властивостей сталей дають змогу експрес-прогнозування механічних та корозійних властивостей сталей означених типів. Отримані результати можуть бути використані під час виробництва, а також при створенні й вдосконаленні технологій температурної і деформаційної обробки аустенітних сталей.

6. Запропоновані в роботі нові способи контролю механічних та службових властивостей аустенітних сталей захищені патентами України й зумовлюють можливість створення інтегрованої автоматизованої системи управління „Якість” для металургійного виробництва з використанням

розробленої автоматизованої установки, в основі якої лежить мікропроцесорна система.

7. Результати дисертаційних досліджень і розробок використовуються в навчальному процесі в ЗНТУ.

Достовірність результатів роботи. Обґрунтованість і достовірність отриманих результатів забезпечується значним обсягом експериментального матеріалу та глибоким аналізом наукових джерел, які охоплюють сучасні уявлення про зв'язок механічних, корозійних властивостей аустенітних сталей з магнітними властивостями; застосуванням прецизійного експериментального обладнання; статистичних методів для оцінки кореляції залежностей; використанням взаємодоповнюючих методів вивчення структури і властивостей матеріалів; паралельним проведенням експерименту й термодинамічного аналізу процесів фазових перетворень при температурних і деформаційних впливах; відповідністю отриманих результатів сучасним уявленням про природу процесів, що відбуваються в аустенітних сталях. Одержані результати узгоджуються з відомими висновками інших авторів та теоретичними основами металознавчої науки, що підтверджує їх правильне трактування.

Особистий внесок здобувача. Дисертація відображає результати досліджень, здійснених автором у Запорізькому національному технічному університеті. Усі узагальнені положення та основні результати роботи, що виносяться на захист, отримані автором самостійно. Здобувачем проведено експериментальні дослідження, розрахунки й науковий аналіз. Автором опубліковано 12 одоосібних статей [2-4, 13-15, 17, 18, 20, 35, 36, 45], у яких встановлено ефект зміни магнітного стану аустеніту, виконано експериментальне визначення дійсної деформаційної мартенситної точки, досліджено трансформацію ε -мартенситу, експериментально виявлено вплив магнітного стану аустенітної матриці на механічні й корозійні властивості аустенітних сталей.

У колективних статтях і патентах на корисну модель автору належать: основна ідея розширеного уявлення про термодинамічний підхід до оцінювання дійсної деформаційної мартенситної точки [1, 22, 28]; запропонована й експериментально підтверджена система класифікації зміни стабільності станів аустеніту за здатністю до мартенситного перетворення у Fe-Cr-Ni сталях аустенітного класу [9, 10, 21, 42]; теоретичні обґрунтування одержаних результатів визначеної уточненої концентраційної границі (за вмістом Ni) зміни механізму ізотермічної й атермічної кінетик мартенситного перетворення у Fe-Ni сплавах та положення дійсної температурної мартенситної точки [8]; теоретичне обґрунтування та дослідне визначення наднизького вмісту в об'ємних відсотках феромагнітної карбідної фази Fe_3C [41]; ідея термодинамічного уявлення про формування двох типів (ε і α') мартенситних фаз [30] при пластичній деформації аустенітних хромонікелевих 10X16H13, 12X15H16 [24] і високомарганцевих 110Г13Л, 110Г18Л [23] сталей; теоретичні й експериментальні дослідження запропонованої моделі утворення, розвитку та зникнення ε -мартенситу [29, 33, 43]; ідея прогнозування механічних

властивостей високомарганцевих сталей із залученням для еталонних матеріалів тарувальних графіків «питома парамагнітна сприйнятливості χ_0 аустеніту – механічний параметр (σ_v , δ , Ψ , КСУ, мікротвердість)» [49, 51, 52]; узагальнюючий аналіз зміни магнітного стану аустеніту в сталях 12Х18Н10Т [26]; побудова магнітометричної діаграми стабільності аустеніту Fe-Cr-Ni сталей від вмісту нікелю [5, 27]; виявлення зв'язку між механічними властивостями сталей 110Г(8...13)Л і магнітним станом аустеніту [16, 40]; експериментальне визначення питомої парамагнітної сприйнятливості для виявлення зв'язків між механічними властивостями сталей Г13Л з варіацією вмісту вуглецю [19], сталей 140ХГ7, 130Х2Г7, 130Х4Г7 [48], 150Г7 [25, 32] і магнітним станом аустеніту; проведення кількісного і якісного оцінювання низького вмісту (~0,005...0,5 %) δ -фериту і α' -мартенситу деформації при їх одночасній наявності в аустенітній матриці хромонікелевих сталей [11]; виявлення зміни магнітного стану аустеніту сталі 08Х20Н9Г2Б після кріогенного оброблення [37], сталей 10Х23Н18 і 05Х18Н10Т після експлуатації [38]; установлення кореляційного зв'язку між швидкістю пітингової корозії аустенітних хромонікелевих сталей і питомою парамагнітною сприйнятливостю аустеніту [7, 12]; розробка технічного завдання для автоматизації магнітометричної установки [31, 34]; нове вирішення науково-технічної проблеми – прогнозування швидкості корозії за параметром питомої парамагнітної сприйнятливості аустеніту і низького вмісту α -фази [6, 39, 44].

У докторській дисертації не використані результати кандидатської дисертації здобувача.

Апробація результатів дисертації. Матеріали дисертації доповідались і обговорювались на міжнародних науково-технічних конференціях: Міжнародній науково-технічній конференції „Стародубовські читання” (Дніпропетровськ 2009, 2012–2016 рр.; Дніпро 2017 р.); Міжнародному конгресі двигунобудівників (Харків, 2010–2017 рр.); Інноваційні ресурсозбережні матеріали та зміцнювальні технології” (Маріуполь, 2012 р.); „Сучасні проблеми і досягнення в галузі радіотехніки, телекомунікацій та інформаційних технологій” (Запоріжжя, 2012); „Актуальні проблеми прикладної фізики” (Севастополь, 2012 р.); „Радіотехнічні поля, сигнали, апарати та системи (теорія, практика, історія, освіта)” (Київ, 2012 р.); „Прогресивні технології життєвого циклу авіаційних двигунів та енергетичних установок” (Запоріжжя-Алушта, 2012, 2013 рр.); „Функціональні і конструкційні матеріали” (Донецьк, 2013 р.); „Міжнародній спеціалізованій виставці-конференції „Композити та склопластики” (Запоріжжя, 2013 р.); „Нові конструкційні сталі та стопи і методи їх оброблення для підвищення надійності та довговічності виробів” (Запоріжжя, 2014 р.); „Теоретичні та прикладні проблеми створення авіаційних двигунів і енергетичних установок” (Запоріжжя, 2014 р.); „Неметалеві вкrapлення і гази у ливарних сплавах” (Запоріжжя, 2015 р.); „Комп’ютерне моделювання та оптимізація складних систем” (Дніпро, 2018 р.); „Прикладні науково-технічні дослідження (Академія технічних наук України)” (Івано-Франківськ, 2018 р.).

Матеріали дисертації докладено й обговорено на семінарі кафедри фізичного матеріалознавства ЗНТУ (5 грудня 2017 р.); міському науково-технічному семінарі при кафедрі термічної обробки металів ім. академіка К.Ф. Стародубова Національної металургійної академії України (м. Дніпро, 4 жовтня 2018 р.) за участю запрошених науковців з кафедр матеріалознавства і ливарного виробництва зазначеної академії, Дніпропетровського національного університету залізничного транспорту ім. академіка В. Лазаряна, Придніпровської державної академії будівництва та архітектури, Інституту чорної металургії імені З. І. Некрасова Національної академії наук України; міжкафедральному спеціалізованому семінарі “Металознавство і термічна обробка” при Запорізькому національному технічному університеті (13 листопада 2018 р.).

Публікації. Основні результати дисертації опубліковано в 73 наукових працях, з них: 45 статей, 21 тези доповідей, 7 патентів. З яких: статей у міжнародних наукових журналах, які включено до наукометричних баз Scopus та/або Web of Science – 10 (без співавторів – 3); статей у фахових виданнях закордонних держав – 2; статей у фахових виданнях України, які включено до наукометричних баз Index Copernicus та/або Google Scholar – 19 (без співавторів – 6); статей у фахових виданнях України – 14 (без співавторів – 3); тез у матеріалах міжнародних конференцій – 21 (без співавторів – 6); патентів на винахід – 2 і корисну модель – 5 (без співавторів – 1).

Структура та обсяг роботи. Дисертація складається із анотацій, вступу, шести розділів, висновків, списку використаних джерел і додатків. Повний обсяг роботи становить 390 сторінок, у тому числі 292 сторінки основного тексту, 186 рисунків, 34 таблиці, список використаних джерел з 321 найменування на 38 сторінках, 8 додатків на 21 сторінці.

ОСНОВНИЙ ЗМІСТ РОБОТИ

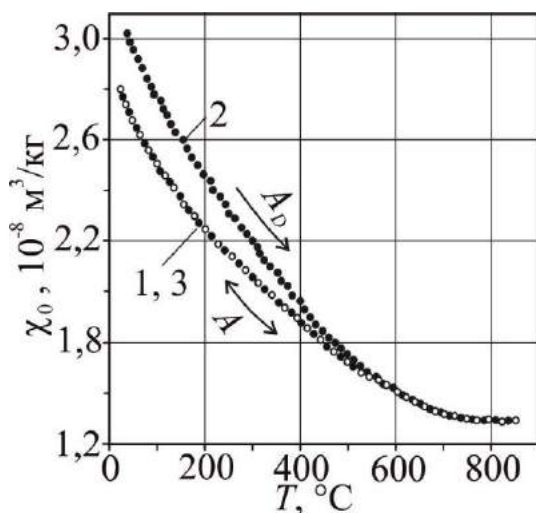
У вступі обґрунтовано актуальність теми, визначено мету, завдання, об’єкт, предмет та методи дослідження, сформульовані наукова новизна та практична значимість роботи, відображені особистий внесок здобувача, публікації та апробації.

Перший розділ роботи висвітлює аналітичний огляд з питань, що стосуються структурного стану і перетворення аустеніту сталей і сплавів на основі заліза магнітометричними методами. Різниця магнітних властивостей феромагнітної α -фази (δ -ферит, α' -мартенсит) і парамагнітних γ -, ε - фаз зумовлює можливість дослідження цими методами фазового складу і перетворень в аустенітних сталях. Показано актуальність і необхідність подальших досліджень впливу атомно-магнітного стану аустеніту на початкові стадії температурного $\gamma \rightarrow \alpha$ і деформаційного $\gamma \rightarrow \alpha'$ та $\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha'$ перетворень, механічні та корозійні властивості аустенітних сталей.

Другий розділ присвячено методологічному обґрунтуванню вибору матеріалів і методів дослідження для досягнення поставлених у роботі завдань. Експерименти проведено на зразках аустенітних хромонікелевих, високомарганцевих і хромомарганцевих сталей. Достовірність і надійність отриманих результатів забезпечено використанням фундаментальних положень фізичного металознавства з комплексним використанням сучасних розрахунково-аналітичних і експериментальних методів дослідження, якістю підготовки зразків. Для дослідження магнітного стану аустеніту використано автоматизовану магнітометричну установку (типу терезів Фарадея).

Третій розділ містить результати дослідження фазових перетворень під впливом температури (гартування, нагрів вище та охолодження нижче від критичних точок, кріогенне оброблення) Fe-Ni сплавів, аустенітних хромонікелевих і марганцевих сталей. Використовуючи чутливий магнітометричний метод для сплавів H15...H31, уточнено перехідну границю зміни механізму кінетики мартенситного перетворення у Fe-Ni сплавах, яка відповідає критичному вмісту нікелю і становить $(26,6 \pm 0,5) \% \text{ мас.}$ (згідно з науковими літературними даними – $29...30 \% \text{ мас.}$). При кількостях нікелю менших від цього критичного значення ідентифікується ізотермічна кінетика, при більших – атермічна. Зміна кінетики узгоджується зі зміною видів взаємодії між атомами поблизу мартенситної точки, а саме – антиферомагнітної на феромагнітну.

З метою ідентифікації фаз δ -фериту і α' -мартенситу, які наявні одночасно в малих кількостях ($\sim 0,005...0,5 \%$) в аустенітній матриці (одно-, дво- і трифазний стани), отримані температурні залежності питомої магнітної сприйнятливості сталей 12X18H10T (10,46 % Ni) і 12X18H9T (9,42 % Ni) до і після пластичної деформації одноосьовим стисненням (рис. 1).



крива 1 – нагрів і охолодження однофазної (A) недеформованої ($D = 0$) сталі;

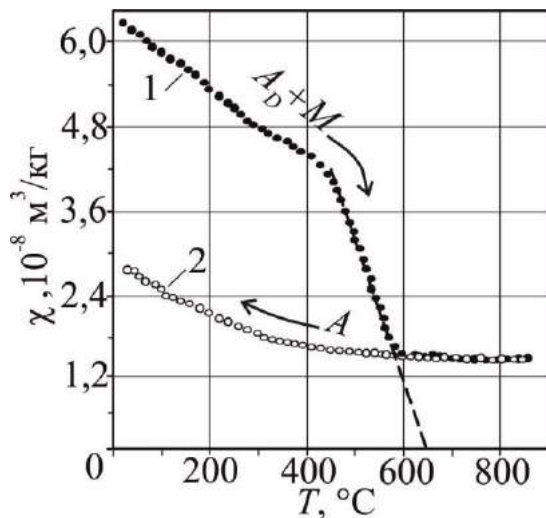
криві 2 і 3 – нагрів і охолодження однофазної (A_D) деформованої ($D = 7,12 \%$) сталі.

Рисунок 1 – Залежності питомої парамагнітної сприйнятливості χ_0 аустеніту однофазної сталі 12X18H10T від температури

В однофазній (A) сталі 12X18H10T після нагрівання до 850°C і зворотного повернення до кімнатної температури зі швидкістю $\sim 10^\circ\text{C/хв.}$ величина питомої парамагнітної сприйнятливості аустеніту $\chi_0 = 2,8 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг.}$ Проте деформація (деформований аустеніт A_D) приводить до збільшення

парамагнітної сприйнятливості аустеніту на $\sim 9\%$ ($\chi_0^{\text{деф.}} = 3,05 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$) і спостерігається температурний гістерезис, а аустеніт повертається в початковий стан $A_D \rightarrow A$.

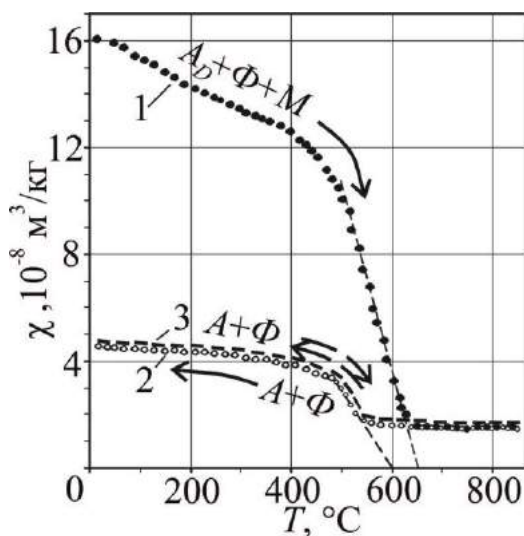
Двофазний стан (A_D+M) сталі 12X18H10T, одержаний деформацією $D=12,4\%$, після нагрівання до 850°C і зворотного охолодження (рис. 2) повертається в початковий однофазний стан (A_D+M) $\rightarrow A$, тобто відбувається перетворення $\alpha' \rightarrow \gamma$. Екстраполюючи пряму ділянку кривої 1 на вісь температури, визначаємо точку Кюрі $\sim 650^\circ\text{C}$, що підтверджує наявність α' -мартенситу.



крива 1 – нагрів, початкове $P_{\alpha'} = 0,057\%$; крива 2 – охолодження, кінцеве $P_{\alpha'} = 0$ ($P_{\alpha'}$ – кількість α' -мартенситу деформації).

Рисунок 2 – Залежність магнітної сприйнятливості χ двофазної (A_D+M) деформованої ($D = 12,4\%$) сталі 12X18H10T від температури (для мартенситу точка Кюрі $\sim 650^\circ\text{C}$)

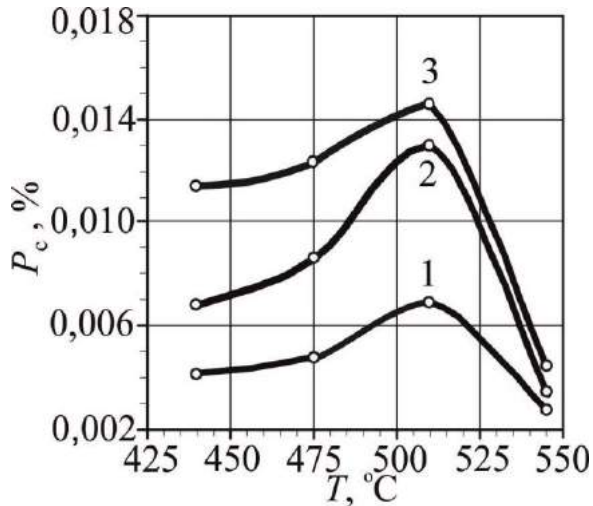
На рис. 3 показано температурні залежності для деформованої ($D=5,25\%$) сталі 12X18H9T, яка мала трифазну структуру ($A_D+\Phi+M$) внаслідок деформації ($A+\Phi$) сталі у двофазному (початковому) стані. Екстраполюючи прямі ділянки кривих $\chi(T)$ на вісь температури, визначали точки Кюрі δ -фериту ($\sim 600^\circ\text{C}$) і α' -мартенситу ($\sim 650^\circ\text{C}$), що підтверджує наявність вказаних фаз.



крива 1 – нагрів, початкове $P_{\delta+\alpha'} = 0,21\%$; крива 2 – охолодження, кінцеве $P_{\delta} = 0,029\%$; крива 3 – повторний цикл нагрів-охолодження ($P_{\delta+\alpha'}$ – сумарна кількість α' -мартенситу і δ -фериту; P_{δ} – кількість δ -фериту).

Рисунок 3 – Температурна залежність магнітної сприйнятливості χ трифазної ($A_D+\Phi+M$) деформованої ($D = 5,25\%$) сталі 12X18H9T

Запропоновано нову методику визначення низького вмісту феромагнітної карбідної фази цементитного типу (Fe_3C). Обрано сталь 10X13H16Б (16,730 % Ni; 0,426 % Nb), в якій виділяється наднизький вміст феромагнітного цементиту після термооброблення. Максимальна кількість карбідів виділяється при температурі відпуску $T \sim 510^\circ\text{C}$ (рис. 4).

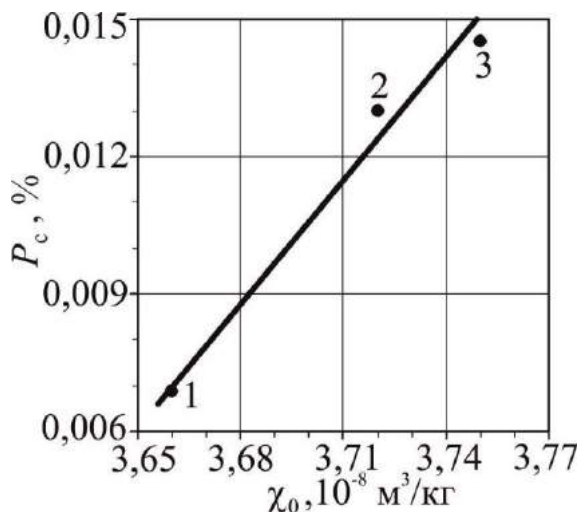


T_r : 1 – 850°C , 2 – 950°C ,
3 – 1000°C

Рисунок 4 – Залежність кількості карбідної фази P_c , що виділилася, від температури відпуску T : 440°C , 475°C , 510°C , 545°C (5 хв.) зразків сталі 10X13H16Б, загартованих від температури T_r

На рис. 5 показано залежність вмісту утвореної феромагнітної карбідної фази P_c після термічного оброблення (510°C) від питомої парамагнітної сприйнятливості χ_0 аустеніту після гартування від 850°C , 950°C , 1000°C . Різний атомно-магнітний стан аустеніту зумовлює різну кількість карбідної фази, тобто за величиною χ_0 можна прогнозувати кількість карбідів, що в подальшому утворюються при термообробленні.

У сталі 08X20H9Г2Б (9,3 % Ni, 1,74 % Mn, 1,02 % Nb) після криогенного оброблення (охолодження в рідкому азоті до температури -195°C) величина питомої парамагнітної сприйнятливості χ_0 аустеніту збільшилася в два рази (до оброблення $5,29 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$, після – $10,77 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$), що підвищує здатність до виникнення α' -мартенситу при деформації сталі.

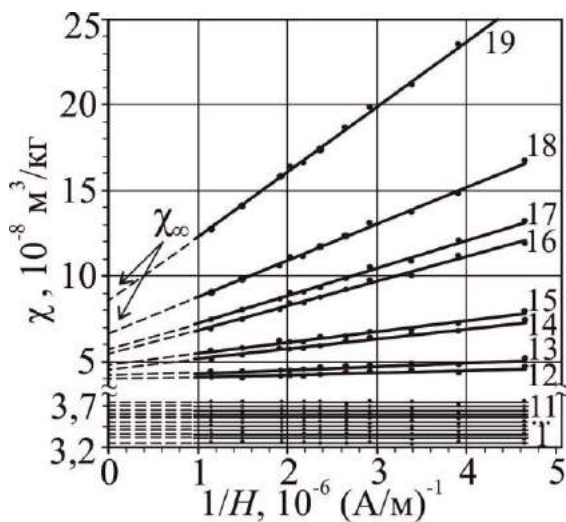


T_r : 1 – 850°C , 2 – 950°C ,
3 – 1000°C

Рисунок 5 – Кореляція між кількістю карбідної фази P_c (після відпуску при 510°C) і питомою парамагнітною сприйнятливістю χ_0 аустеніту зразків сталі 10X13H16Б, загартованих від температури T_r

Четвертий розділ містить результати дослідження фазових перетворень і особливості магнітного стану аустеніту при пластичній деформації аустенітних хромонікелевих, високомарганцевих і марганцевохромистих сталей.

Магнітний стан аустеніту поблизу дійсної деформаційної мартенситної точки та його вплив на зародження α' -мартенситу деформації в аустенітних хромонікелевих сталях проаналізовано на прикладі сталі 12X18H10T (10,46 % Ni). Після гартування (у воду від 1050 °C) сталь була повністю аустенізована, тобто парамагнітна (відсутній нахил прямої 1 на рис. 6). В інтервалі пластичної деформації стисненням від 0 до 10,33 % магнітний стан аустеніту змінюється, а саме: питома парамагнітна сприйнятливість χ_0 аустеніту збільшилася від $3,27 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$ до $3,81 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$ (горизонтальні прямі № 1...11), при цьому зародження α' -мартенситу не зафіксовано.



D : 1 - 0; 2 - 1,1 %; 3 - 2,6 %; 4 - 3,8 %; 5 - 5,02 %; 6 - 6,3 %; 7 - 7,55 %; 8 - 8,56 %; 9 - 9,2 %; 10 - 9,63 %; 11 - 10,33 %; 12 - 11,70 %; 13 - 12,82 %; 14 - 15,20 %; 15 - 16,21 %; 16 - 17,78 %; 17 - 18,69 %; 18 - 20,47 %; 19 - 23,51 %.

Рисунок 6 – Залежність питомої магнітної сприйнятливості χ сталі 12X18H10T (10,46 % Ni) від величини оберненої напруженості магнітного поля H при різних ступенях деформації D

При деформації $D=11,7\%$ вдалося зафіксувати початкову порцію α' -мартенситу $P_{\alpha'}=0,008\%$ і подальше збільшення деформації до $D=23,51\%$ приводить до накопичення α' -мартенситу в кількості $P_{\alpha'}=0,34\%$ (рис. 7).

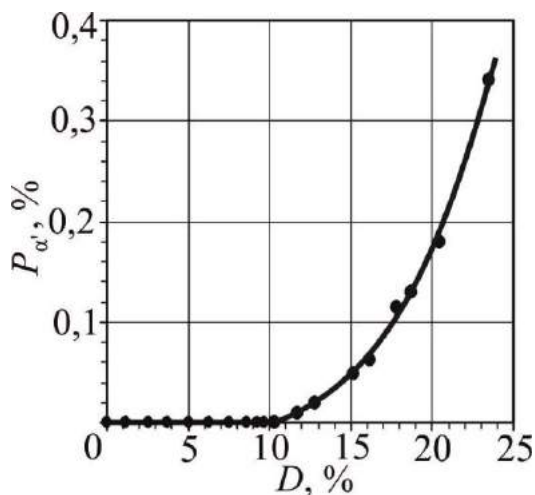


Рисунок 7 – Залежність кількості $P_{\alpha'}$ α' -мартенситу від ступеня деформації D сталі 12X18H10T (10,46 % Ni)

Методом екстраполяції ($P_{\alpha'} \rightarrow 0$) з лінійної залежності $\chi_{\infty}(P_{\alpha'})$ визначено максимальне значення $\chi_0^{\max} = 3,94 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$ аустенітної матриці і значення стартової (початок $\gamma \rightarrow \alpha'$) магнітної сприйнятливості $\chi_s = 3,94 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$ (рис. 8). Значення χ_s збігається зі знайденим числовим значенням $\chi_0^{\max} = 3,94 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$.

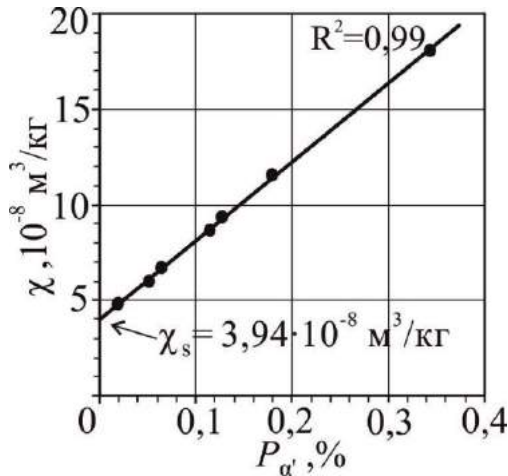


Рисунок 8 – Залежність питомої магнітної сприйнятливості χ ($H = 4,22 \cdot 10^5 \text{ А/м}$) сталі 12Х18Н10Т (10,46 % Ni) від кількості $P_{\alpha'}$ α' -мартенситу деформації

Значення $\chi_s = 3,94 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$, згідно з кривою $\chi(D)$ (рис. 9), відповідає деформації $D_s = 10,73 \%$. За аналогією до дійсної температурної мартенситної точки, будемо називати точку D_s дійсною деформаційною мартенситною точкою. Її фізичний сенс: нижче від точки D_s існує однофазний стан (аустеніт), вище – двофазний (аустеніт і α' -мартенсит). Унаслідок деформації стисненням сталі 12Х18Н10Т питома парамагнітна сприйнятливість χ_0 аустеніту зростає до максимального значення $\chi_0^{\max} = 3,94 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$ (рис. 10, деформаційна область 1). Звідси встановлено важливий ефект: перед зародженням α' -мартенситу деформації відбувається зміна магнітного стану аустеніту, тобто χ_0 збільшується до постійного максимального значення $\chi_0^{\max} = \text{const}$.

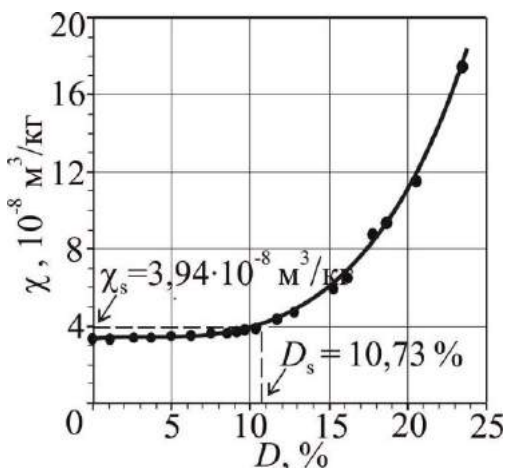
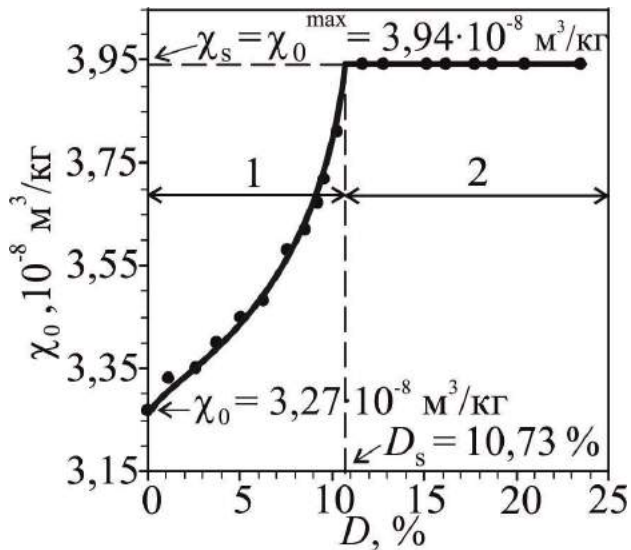


Рисунок 9 – Залежність питомої магнітної сприйнятливості χ ($H = 4,22 \cdot 10^5 \text{ А/м}$) сталі 12Х18Н10Т (10,46 % Ni) від ступеня пластичної деформації стисненням D

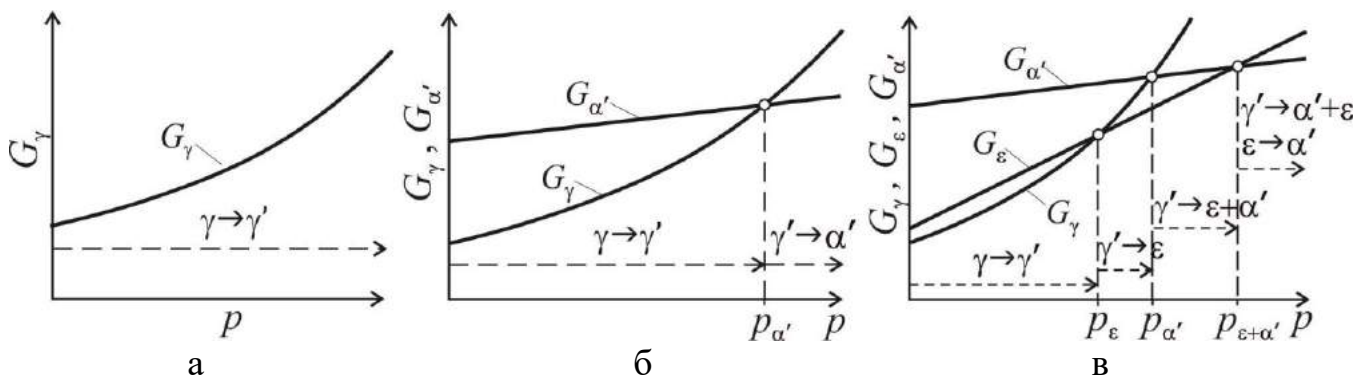
Подальша деформація спричиняє зародження α' -мартенситу і зростання його кількості $P_{\alpha'}$ вже при постійному максимальному значенні питомої парамагнітної сприйнятливості аустеніту $\chi_0^{\max} = 3,94 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$ (рис. 10, деформаційна область 2).



1 – деформаційна область збільшення χ_0 ; 2 – область постійного "максимального" парамагнітного стану аустеніту, в якій виникає й накопичується α' -мартенсит деформації.

Рисунок 10 – Залежність питомої парамагнітної сприйнятливості χ_0 аустеніту від ступеня пластичної деформації стисненням D сталі 12X18H10T (10,46 % Ni)

Більшість властивостей хромонікелевих аустенітних сталей визначається станом аустеніту і його здатністю до фазових перетворень. Структурні зміни при деформації повинні задовольняти схемам на рис. 11, які відображають тенденції зміни енергетичних характеристик фаз із врахуванням складу і тиску. Для експериментального підтвердження формування ε - і α' -мартенситних фаз обрано аустенітні хромонікелеві сталі трьох типів: перша група – 10X23H18, 14X17H18 зі стабільним аустенітом; друга – 10X16H13, 12X15H16 з помірно нестабільним аустенітом; третя – 12X18H10T (10,46 % Ni), 12X18H10T (9,42 % Ni), 10X18H9 (9,20 % Ni) із вкрай нестабільним аустенітом. Добірка сталей зумовлена різним вмістом Cr і Ni, необхідних для умови виникнення ε -мартенситу. Сталі 10X23H18, 14X17H18, 10X16H13, 12X15H16, 12X18H10T (10,46 % Ni), 10X18H9 до деформації стисненням були повністю аустенізовані і, отже, є парамагнітними, а сталь 12X18H10T (9,42 % Ni) після аустенізації містила δ -ферит у кількості $P_\delta = 0,078$ %.



а – стабільний аустеніт (сталі 10X23H18, 14X17H18);

б – вкрай нестабільний аустеніт (сталі 10X18H9, 12X18H10T);

в – помірно нестабільний аустеніт (сталі 10X16H13, 12X15H16).

Рисунок 11 – Схеми зміни питомих вільних енергій аустеніту G_γ , ε -мартенситу G_ε і α' -мартенситу $G_{\alpha'}$ залежно від тиску p

Для сталей першої групи зі стабільним аустенітом при деформації стисненням до 70 % не виникає ε - і α' - мартенсит. Для сталі 10X23N18 магнітна сприйнятливість χ збільшилася від початкової $\chi_{\gamma}^{\text{поч.}} = 3,30 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$ до максимальної $\chi_{\gamma'}^{\text{max}} = 3,72 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$ (γ' – деформований аустеніт), а для сталі 14X17N18 від $\chi_{\gamma}^{\text{поч.}} = 4,45 \cdot 10^{-8}$ до $\chi_{\gamma'}^{\text{max}} = 4,63 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$, тобто відповідно зросла на 13 % і 4 %, що узгоджується з термодинамічною схемою (див. рис. 11 а). Зміна стану аустеніту цих сталей здійснювалася за схемою: $\gamma_{\text{поч.}} \rightarrow \gamma' \rightarrow \gamma'_{\text{max}}$, а магнітний стан змінювався за схемою: $\chi_{\gamma}^{\text{поч.}} \rightarrow \chi_{\gamma'} \rightarrow \chi_{\gamma'}^{\text{max}}$.

Для другої групи сталей з помірно нестабільним аустенітом, на прикладі 10X16N13, деформація стисненням $D = 22,7\%$ (рис. 12, найвища горизонтальна пряма) збільшила сприйнятливості від $\chi_{\gamma}^{\text{поч.}} = 3,58 \cdot 10^{-8}$ до $\chi_{\gamma'}^{\text{max}} = 4,11 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$. При подальшому зростанні деформації (з 23,9 % до 35,7 %) з'являється нахил прямих $\chi(1/H)$, які перетинають серію горизонтальних прямих ($D = 0 \dots 22,7 \%$), що свідчить про виникнення, крім феромагнітного α' -мартенситу, ще однієї фази (надалі ε -мартенсит), оскільки величина χ сталі залежить від наявних фаз. У сталі 10X16N13 при деформаціях 23,9...25,5 % зафіксовані перші порції α' -мартенситу в кількості 0,0105...0,0122 %. Залежність питомої магнітної сприйнятливості χ сталі 10X16N13 від деформації можна представити у вигляді трьох областей (рис. 13).

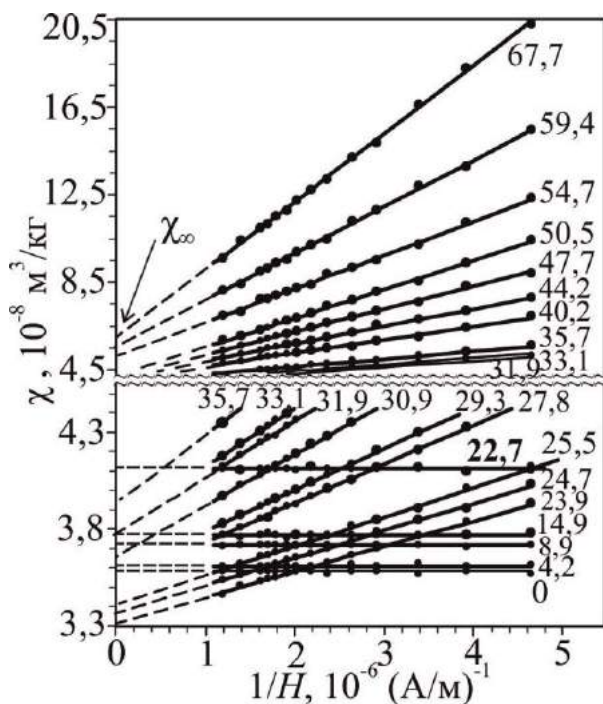


Рисунок 12 – Залежність питомої магнітної сприйнятливості χ сталі 10X16N13 від оберненої напруженості магнітного поля H при різних ступенях деформації (цифри біля прямих, %)

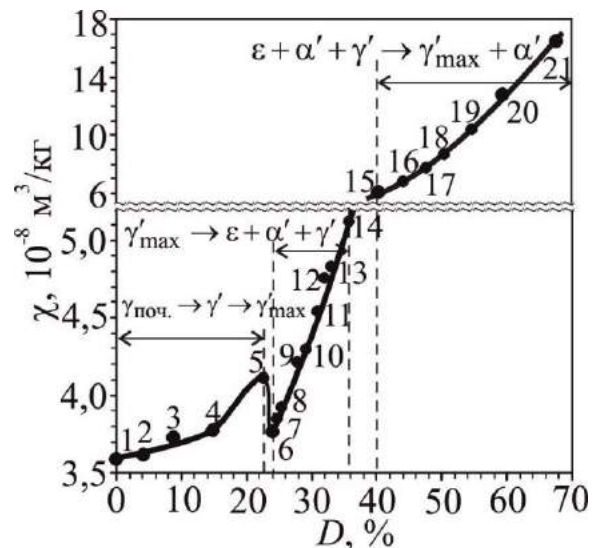


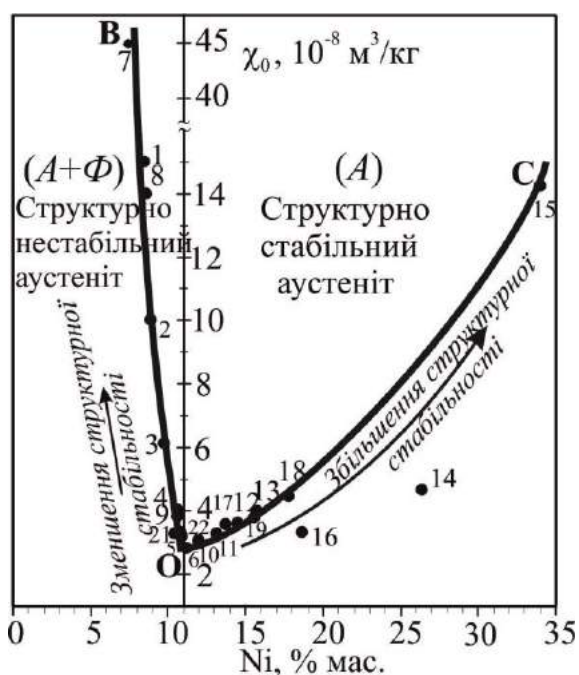
Рисунок 13 – Залежність питомої магнітної сприйнятливості χ ($H = 2,95 \cdot 10^5 \text{ А/м}$) сталі 10X16N13 від ступеня деформації D

Виходячи із залежностей результуючої питомої магнітної сприйнятливості χ_∞ від кількості $P_{\alpha'}$ α' -мартенситу деформації при різних ступенях деформації сталі 10X16H13 (точки 6...14, одночасно присутні ϵ - і α' -мартенсит) отримано значення $\chi_{\text{матр.}} = \chi_\epsilon + \chi_{\gamma'} = \text{const} = 2,98 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$. Значення $\chi_{\text{матр.}} = 2,98 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$ нижче від початкової магнітної сприйнятливості $\chi_{\gamma^{\text{поч.}}} = 3,58 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$ аустеніту. Припускається, що нова парамагнітна фаза, яка виникла, і є супутнім ϵ -мартенситом деформації, враховуючи, що для цього типу мартенситу слушно $\chi_\epsilon < \chi_{\gamma^{\text{поч.}}}$.

Для сталі 10X16H13 при фазовому переході (див. рис. 13) з точки 5 ($D = 22,7\%$, відсутній α' -мартенсит) в точку 6 ($D = 23,98\%$) утворюється мінімальна кількість α' -мартенситу ($P_{\alpha'} = 0,0105\%$) і максимальна кількість ϵ -мартенситу. При подальшому збільшенні деформації зростає кількість α' - і зменшується кількість ϵ -мартенситу, аж до зникнення в точці 15.

Для третьої групи сталей 12X18H10T (10,46 % Ni), 10X18H9 (9,20 % Ni), 12X18H10T (9,42 % Ni) із вкрай нестабільним аустенітом наявні два варіанти трансформацій: утворення α' -мартенситу за відсутності і наявності δ -фериту. У сталях 12X18H10T (10,46 % Ni) і 10X18H9 (9,20 % Ni), які не містять у початковому стані δ -фериту, мартенситна реакція відбувається без участі ϵ -мартенситу за схемою: $\gamma_{\text{поч.}} \rightarrow \gamma' \rightarrow \gamma'_{\text{max}} \rightarrow (\gamma'_{\text{max}} + \alpha')$. Для другого варіанта, коли наявний δ -ферит, вже при перших незначних деформаціях, утворюється α' -мартенсит (відсутній деформаційний інтервал зміни магнітного стану аустеніту). Перетворення відбувається за схемою: $(\gamma + \delta) \rightarrow (\gamma' + \delta + \alpha')$.

Для визначення границі деформаційної стабільності і нестабільності аустеніту Fe-Cr-Ni сталей залежно від вмісту нікелю (варіація Ni від 9,42 % до 18,70 % з приблизно однаковим вмістом інших елементів) запропоновано магнітометричну діаграму (рис. 14) стабільності аустеніту.



верхня частина кривої OB і нижня частина кривої ОС – менш стабільний аустеніт; нижня частина кривої OB і верхня частина кривої ОС – більш стабільний аустеніт.

Рисунок 14 – Магнітометрична діаграма видів і границь областей деформаційної стабільності аустеніту (залежність питомої парамагнітної сприйнятливості χ_0 аустеніту від вмісту нікелю Fe-Cr-Ni сталей при кімнатній температурі). Номери точок відповідають сталям з різним вмістом Ni

Точка О (мінімум графічної залежності $\chi_0(\text{Ni})$) відповідає вмісту нікелю $11,0 \pm 0,5$ % мас. Згідно з діаграмою спостерігається зростання χ_0 по обидві сторони мінімального значення цього параметра. Таку різну поведінку функції $\chi_0 = f(\text{Ni})$ можна спробувати пояснити тим, що сталі лівої “гілки” є двофазні ($A + \Phi$), що “посилює” парамагнетизм аустеніту (χ_0 зростає) із зменшенням вмісту нікелю. При цьому, зі збільшенням кількості δ -фериту (від 0,03 % до 4,20 %) від точки О до точки В зростає питома парамагнітна сприйнятливості χ_0 аустеніту (від $2,80 \cdot 10^{-8}$ до $44,9 \cdot 10^{-8}$ м³/кг). Крива ОВ (сталі містять δ -ферит) характеризує плавний перехід $A \rightarrow A + \Phi$ зі зниженням вмісту нікелю від точки О до точки В (підвищенням кількості δ -фериту). Тому зростання χ_0 на ділянці ОВ зумовлене поступовим переходом до домінуючої феромагнітної взаємодії між сусідніми атомами аустеніту і далекої антиферомагнітної.

Положення дійсної деформаційної мартенситної точки D_s залежить від атомно-магнітного стану аустеніту (рис. 15), який визначається вмістом нікелю. Зміщення цієї точки D_s у бік зростання (зі збільшенням χ_0) вказує на підвищення стабільності аустеніту, що також є доказом справедливості запропонованої діаграми. Отже, за значеннями χ_0 можна оцінювати ступінь стабільності аустенітних сталей до мартенситного перетворення.

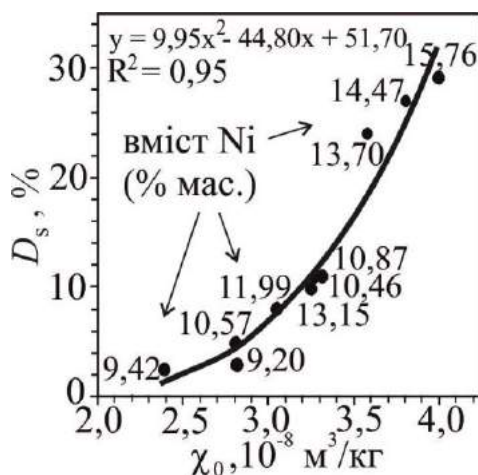


Рисунок 15 – Залежність дійсної деформаційної мартенситної точки D_s від питомої парамагнітної сприйнятливості χ_0 аустеніту хромонікелевих сталей за варіацією вмісту нікелю

Вплив магнітного стану аустеніту на фазово-структурні перетворення аустенітних зносостійких високомарганцевих сталей з різним вмістом марганцю досліджено для сталей 110Г8Л, 110Г10Л, 110Г13Л, 110Г18Л (з приблизно однаковим вмістом інших елементів, крім 110Г18Л, в якій дещо підвищено вміст Cr) під впливом холодної пластичної деформації стисненням.

У сталях 110Г8Л і 110Г10Л після аустенізації спостерігається аустенітна структура з невеликою кількістю P_c феромагнітних карбідів (0,071 % і 0,028 %), а в 110Г13Л і 110Г18Л – тільки аустенітна фаза. Для сталей 110Г8Л, 110Г10Л, 110Г13Л, 110Г18Л значення питомої парамагнітної сприйнятливості аустеніту $\chi_0 = (3,90; 2,81; 2,36; 1,90) \cdot 10^{-8}$ м³/кг, відповідно.

Зазначимо, що для сталей 110Г8Л і 110Г10Л відразу при перших малих ступенях стиснення (деформація $D = 0 \dots 5\%$) зароджується α' -мартенсит деформації (рис. 16), а в 110Г13Л зі зростанням ступеня деформації виявлено

збільшення χ_0 від $2,36 \cdot 10^{-8}$ м³/кг до $2,55 \cdot 10^{-8}$ м³/кг до появи перших порцій α' -мартенситу. Сталь 110Г13Л є більш стабільною до $\gamma \rightarrow \alpha'$ перетворення, а саме: чим менше χ_0 аустеніт, тим менше при певній деформації виникає α' -мартенситу.

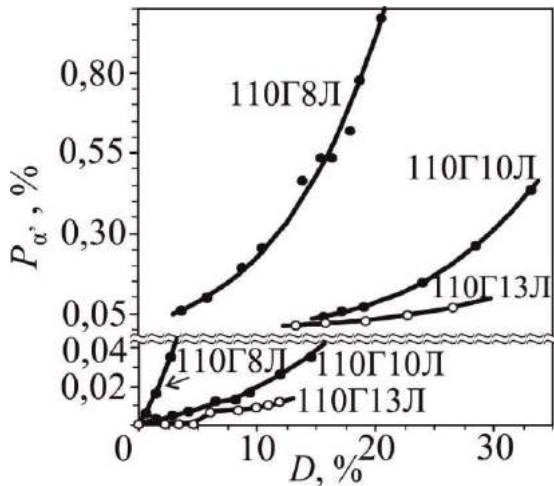


Рисунок 16 – Залежність кількості $P_{\alpha'}$ α' -мартенситу від ступеня деформації D досліджуваних сталей

У високомарганцевих сталях зі збільшенням вмісту Mn від 8,6 % до 17,5 % питома парамагнітна сприйнятливості $\chi_0(\text{Mn})$ аустеніту зменшується від $3,90 \cdot 10^{-8}$ до $1,90 \cdot 10^{-8}$ м³/кг. У хромонікелевих сталях тенденція $\chi_0(\text{Ni})$ протилежна (див. рис. 14, крива ОС). Проте в обох випадках підвищується стабільність аустеніту щодо $\gamma \rightarrow \alpha'$ перетворення.

Особливості формування мартенситних фаз (ϵ і α') у марганцевому аустеніті при деформації стисненням розглянуто на прикладі сталей 110Г13Л (13,8 % Mn) і 110Г18Л (17,5 % Mn), які до деформації стисненням були повністю аустенізовані. Значення питомої магнітної сприйнятливості ϵ -фази для сталі 110Г13Л (визначали аналогічно, як і для хромонікелевих сталей) $\chi_\epsilon = 1,65 \cdot 10^{-8}$ м³/кг, що менше від сприйнятливості χ_γ недеформованого аустеніту ($\chi_\gamma = 2,36 \cdot 10^{-8}$ м³/кг). При деформації $D = 12$ % ϵ -фаза вже повністю трансформувалась у результаті перетворення $\epsilon \rightarrow \alpha'$. Подальша деформація спричиняє тільки перетворення $\gamma \rightarrow \alpha'$. Інтенсивність виникнення α' -мартенситу в 110Г13Л вища (майже на порядок), ніж в сталі 110Г18Л.

Для виявлення впливу хрому на атомно-магнітний стан аустеніту досліджено зносостійкі Mn-Cr сталі: 140ХГ7 (7,05 % Mn, 0,11 % Cr), 130Х2Г7 (6,87 % Mn, 2,23 % Cr), 130Х4Г7 (7,10 % Mn, 4,39 % Cr). Після аустенізації зразки сталей 140ХГ7, 130Х2Г7, 130Х4Г7 містили карбіди (рис. 17).

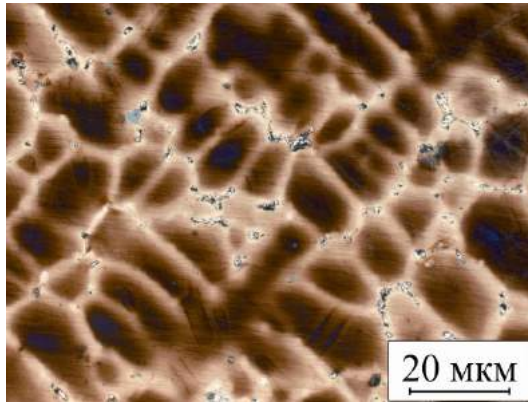


Рисунок 17 – Фрагмент мікроструктури аустенітної матриці з включеннями карбідів (сталь 130X4Г7)

Значення χ_0 аустеніту в сталях 140ХГ7, 130Х2Г7, 130Х4Г7 дорівнює: $3,50 \cdot 10^{-8}$, $2,90 \cdot 10^{-8}$, $2,33 \cdot 10^{-8}$ м³/кг, відповідно. Не виявлено ефект зростання парамагнітної сприйнятливості аустеніту зі збільшенням деформації, а відразу при перших малих ступенях деформації зароджується α' -мартенсит.

Інтенсивність утворення α' -мартенситу в сталі 130Х4Г7 найменша. Наприклад, при $D = 24\%$ у сталі 130Х4Г7 утворюється 0,55 % α' -мартенситу деформації, а в 140ХГ7 і 130Х2Г7 – 0,75 % і 1,0 %, відповідно. Чим нижче значення χ_0 , тим менша кількість α' -мартенситу деформації утворюється. Отже, такий аустеніт є більш стабільним, тобто структура сталі 130Х4Г7 є більш стабільною до мартенситного перетворення порівняно зі сталями 140ХГ7, 130Х2Г7. Зі зростанням вмісту хрому питома парамагнітна сприйнятливість χ_0 аустеніту зменшується, а стабільність збільшується.

П'ятий розділ містить результати дослідження зв'язку між механічними властивостями й магнітним станом аустеніту (параметром якого є питома парамагнітна сприйнятливість χ_0) хромонікелевих, високомарганцевих та марганцевохромистих сталей аустенітного класу.

Для встановлення зв'язку між механічними властивостями аустенітної хромонікелевої сталі AISI 321 і магнітним станом аустенітної матриці та виявлення впливу низького вмісту P_δ δ -фериту було обрано п'ять промислових плавок листової сталі AISI 321, які містили δ -ферит в межах від 0,03 % до 0,29 %. Числові значення показників механічних властивостей для цих самих плавок залучені з наукових джерел. Спостерігається узгодження між механічними властивостями і χ_0 аустеніту та кількістю P_δ δ -фериту (рис. 18). Зауважимо, що χ_0 і P_δ відповідають початковому стану зразків сталей до механічних випробувань. Суттєвий вплив такого низького вмісту δ -фериту у сталі AISI 321 на механічні властивості є сумнівним через малу його кількість. Кількість δ -фериту перебуває в термодинамічній рівновазі зі станом аустеніту. Найменше порушення такого рівноважного стану спричиняє зміну кількості δ -фериту в аустенітній матриці, тому кількість P_δ δ -фериту пов'язана з атомно-магнітним станом аустеніту.

Для дослідження залежності мікротвердості аустеніту від вмісту нікелю використано плавки хромонікелевих сталей X17Н(8...16)Т. Перша плавка (пл.1) містила (% мас.): 0,08 С, 1,2 Si, 0,015 Р, 0,015 S, 16,5 Cr, 7,52 Ni, 0,9 Mn, 0,03 Cu,

0,03 Мо, 0,01 Nb, 0,45 Ti, 0,02 Со, 0,005 Al. Після відбору кожної порції металу додавали порошок нікелю і хрому. Вміст Ni (% мас.) в отриманих плавках: пл. 1 (X17H8T) – 7,52 %; пл. 2 (X17H9T) – 8,57 %; пл. 3 (X17H11T) – 10,63 %; пл. 4 (X17H12T) – 11,99 %; пл. 5 (X17H13T) – 13,15 %; пл. 6 (X17H15T) – 14,47 %; пл. 7 (X17H16T) – 15,76 %. Зразки гартувались від 1050°C у воду.

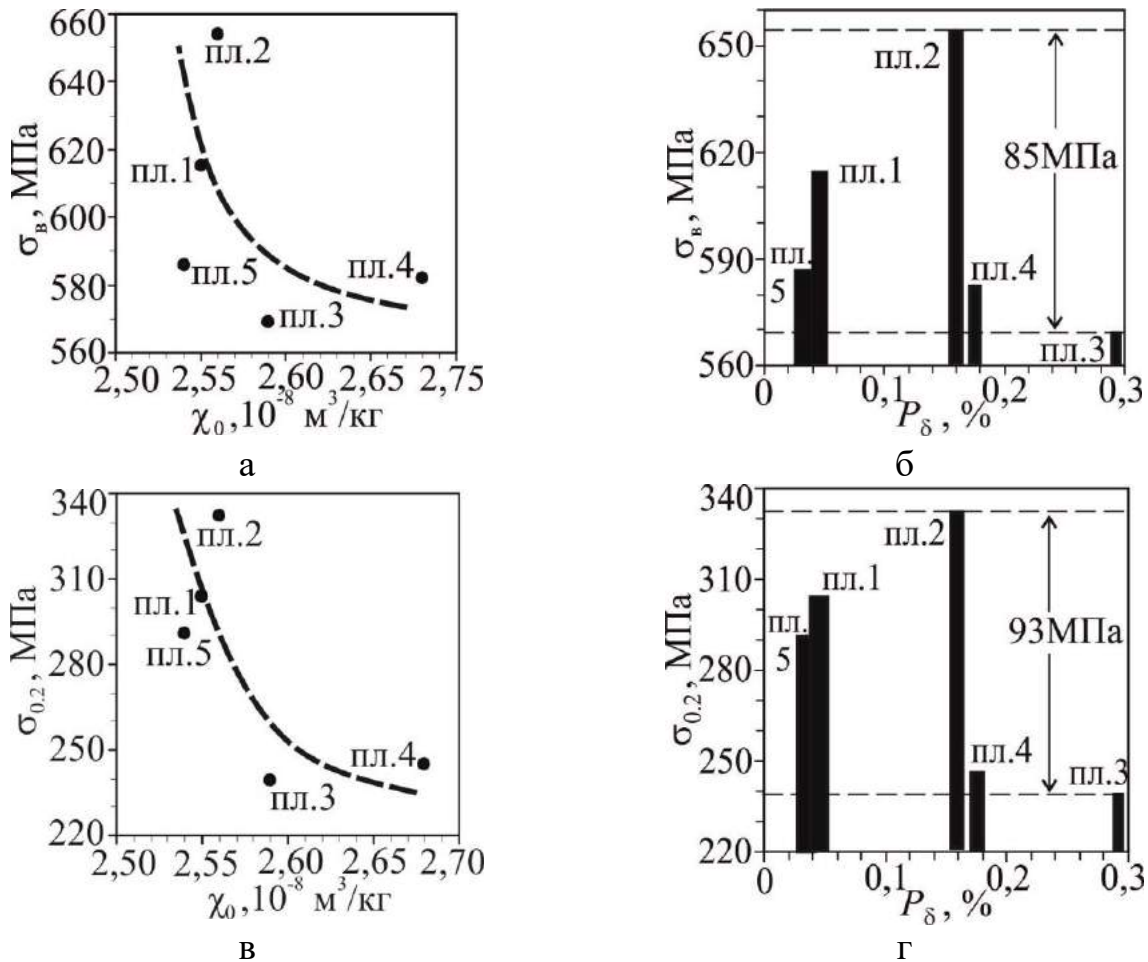


Рисунок 18 – Зв'язок між механічними властивостями (тимчасовий опір розриву σ_v (а, б), умовна границя текучості $\sigma_{0,2}$ (в, г)) та питомою магнітною сприйнятливістю χ_0 аустеніту (а, в) і кількістю P_δ δ -фериту (б, г) сталі AISI 321

Відповідно до магнітометричних досліджень пл. 1, 2, 3 містили δ -ферит у кількості $P_\delta = 2,99; 0,34; 0,03$ %. Плавки 4, 5, 6, 7 були повністю аустенізовані і $\chi_0 = (3,05; 3,25; 3,61; 4,00) \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$, відповідно. Таким чином, зі збільшенням вмісту нікелю від 11,99 % до 15,76 % збільшується χ_0 аустеніту від $3,05 \cdot 10^{-8}$ до $4,00 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$.

Фрагменти візуального спостереження при вимірюванні мікротвердості показано на рис. 19. Залежність мікротвердості приграничної області аустенітного зерна і самого зерна від концентрації нікелю наведено на рис. 20.

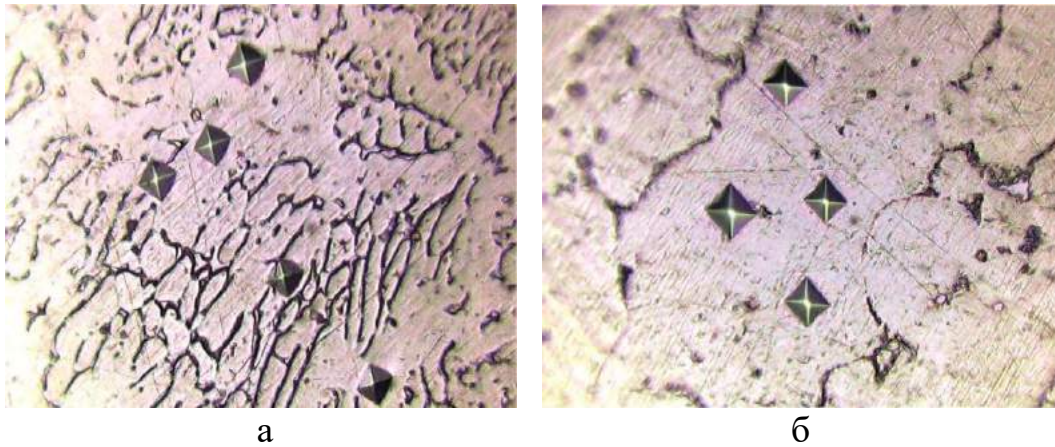


Рисунок 19 – Мікроструктура при визначенні мікротвердості всередині і приграничної області аустенітного зерна сталей X17H8T (а) і X17H16T (б), $\times 200$

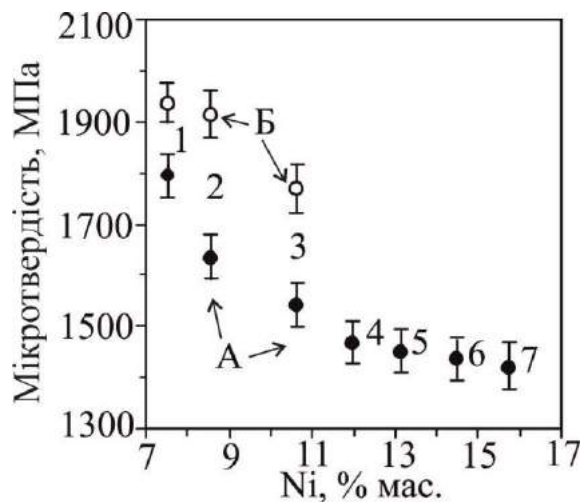


Рисунок 20 – Залежність мікротвердості аустенітного зерна (А) і приграничної області (Б) аустенітного зерна від вмісту нікелю у Cr-Ni сталях (цифри біля точок – номери плавок хромонікелевих сталей з різним вмістом нікелю)

Для пояснення цієї залежності розглянемо структуру аустенітного зерна сталей X17H8T та X17H16T (рис. 21). Метод енергодисперсійного аналізу виявив рівномірний розподіл усіх елементів усередині зерна й локалізований розподіл елементів Cr і Ni на границях зерен. Установлено, що границя зерна (див. рис. 21 а, лінія 2), порівняно із зерном, перенасичена хромом на 20...23 % при зменшеному на 20...26 % вмісту нікелю (рис. 22). Оскільки хром збільшує, а нікель зменшує твердість, то твердість приграничних прошарків вища від твердості самих зерен. Товщина приграничних зон зерен зменшується з кожною наступною плавкою (тобто зі збільшенням вмісту нікелю).

Зв'язок між магнітним станом аустенітної матриці (параметр χ_0) і механічними властивостями (КСУ, σ_b , δ , ψ , ударно-абразивна зносостійкість K_z , мікротвердість) для сталей 110Г(8...13)Л показано на рис. 23. Зі зниженням величини χ_0 показники пластичності (δ , ψ) зростають (див. рис. 23 а, б). Це пояснюється тим, що марганець зменшує енергію дефектів упаковки. У результаті дислокації активно розщеплюються, виникають дефекти упаковки з відмінною від ГЦК ґратки аустеніту кристалографічною структурою, що

полегшує процес пластичної деформації через збільшення можливості легкого ковзання.

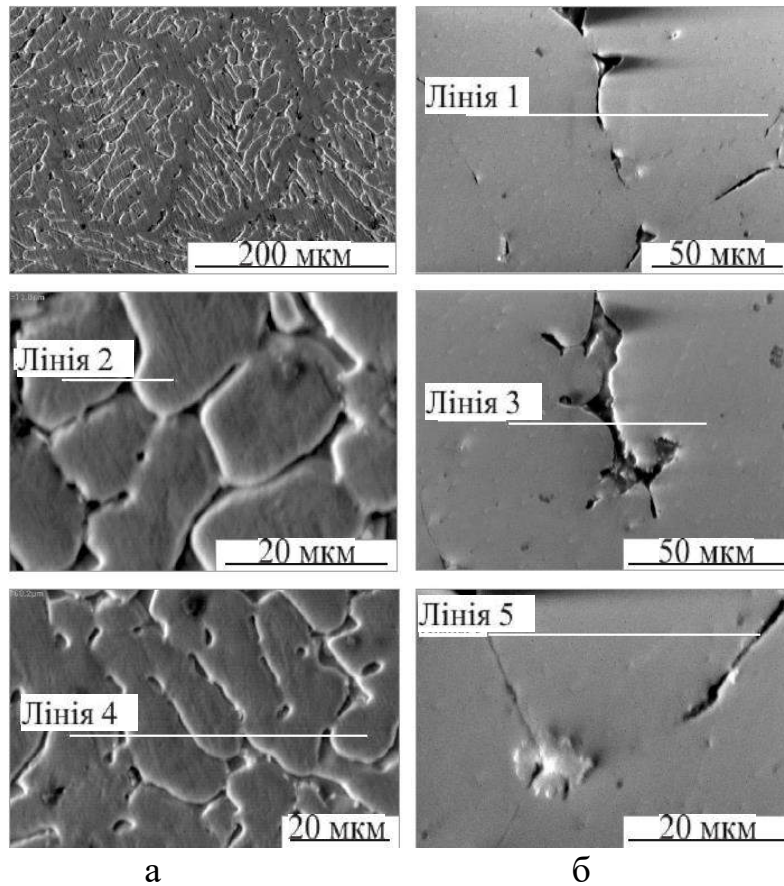


Рисунок 21 – Мікроструктура сталей X17H8T (а) і X17H16T (б) при різному збільшенні (на знімках наведені лінії, уздовж яких визначався розподіл хрому і нікелю, кількісні значення яких представлені на рис. 22)

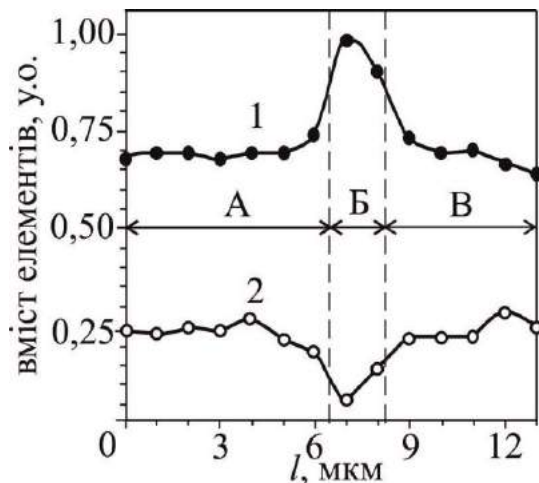


Рисунок 22 – Локалізований розподіл елементів Cr (крива 1) і Ni (крива 2) на границі зерен (інтервал Б) і всередині зерна (інтервал А і В) в сталі X17H8T (лінія 2 на рис. 21)

Границя міцності σ_B , відносні подовження δ і звуження ψ , ударна в'язкість КСУ мають однакову тенденцію до зменшення зі збільшенням питомої парамагнітної сприйнятливості χ_0 аустеніту, а ударно-абразивна зносостійкість

K_3 (відносно сталі 20) і мікротвердість (HV 0,05), навпаки, збільшуються (див. рис. 23 в, г, д, е).

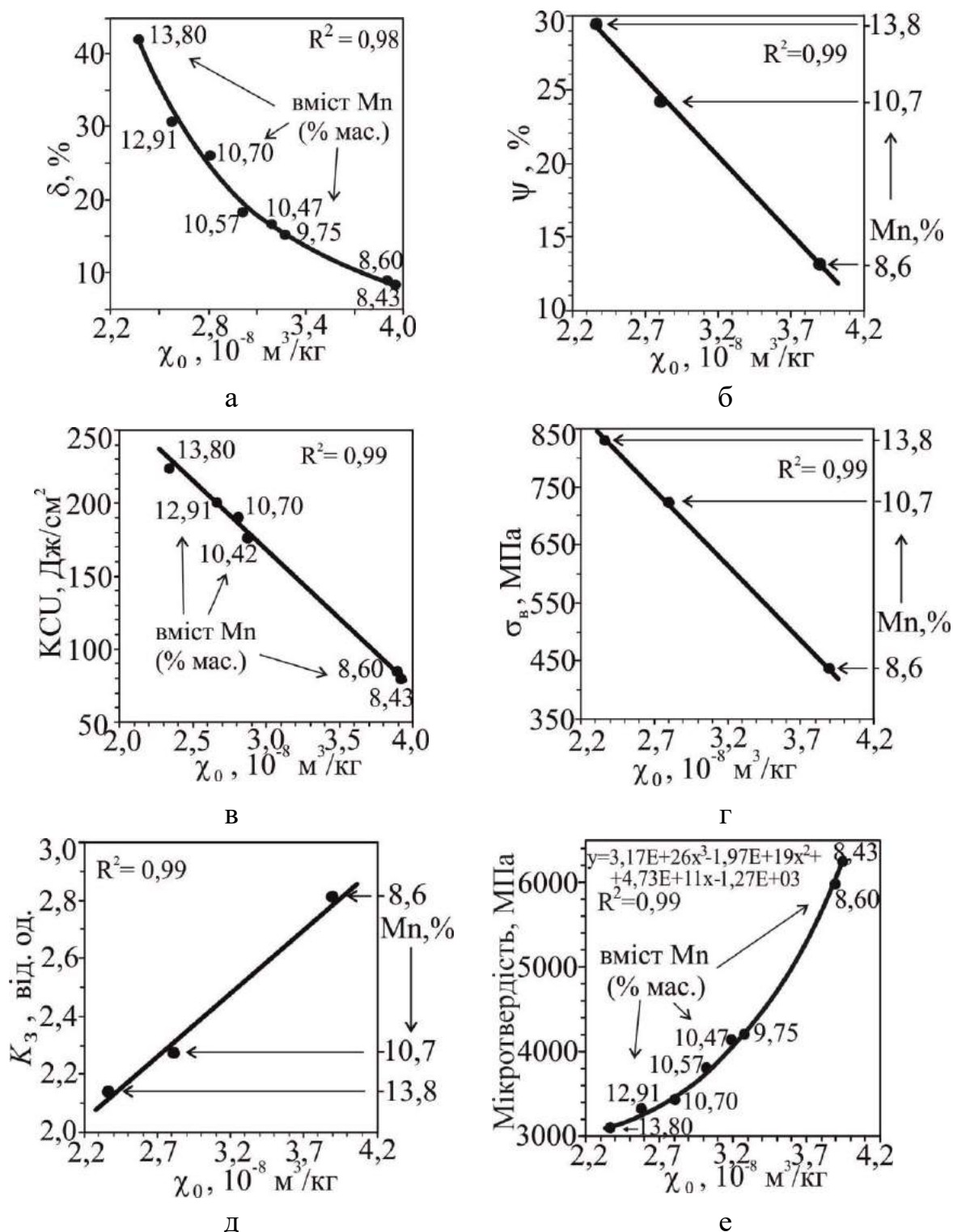


Рисунок 23 – Зв'язок між механічними властивостями (відносно подовження (а) і звуження (б), ударна в'язкість (в), границя міцності (г), ударно-абразивна зносостійкість (д), мікротвердість (е)) і питомою парамагнітною сприйнятливістю χ_0 аустеніту (до механічних випробувань) високомарганцевих сталей

Запропонований спосіб контролю механічних властивостей зафіксовано в патентах на корисну модель. Після систематизації результатів побудовано номограми (рис. 24) для прогнозування властивостей сталей за основним параметром Mn і критерієм χ_0 , який є високоточним індикатором стану аустеніту, оскільки відображає сумарний вплив температури, тиску, хімічного складу та інших чинників на магнітний стан аустенітної матриці.

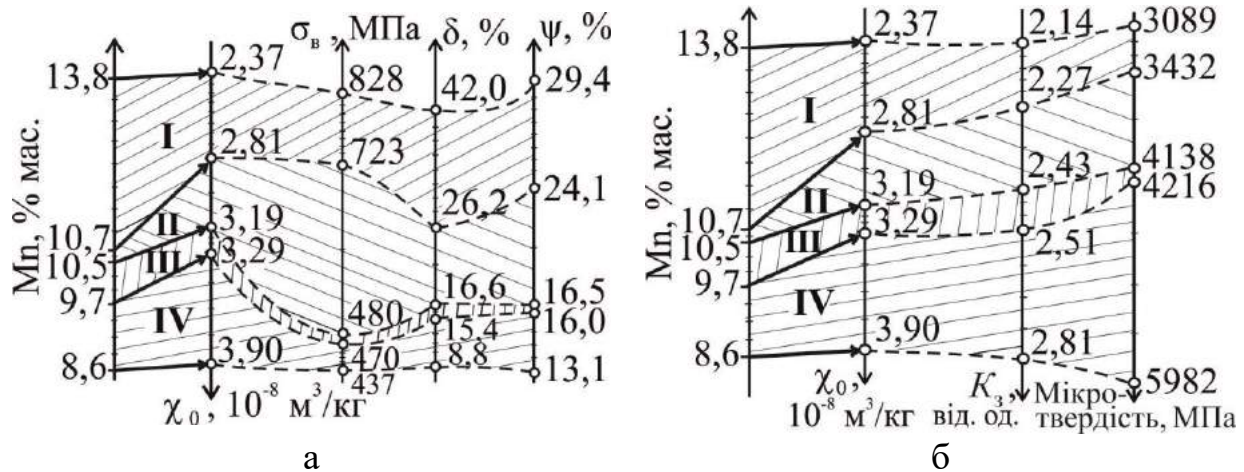


Рисунок 24 – Номограми для прогнозування пластичних (а) та ударно-абразивних властивостей (б) високомарганцевих сталей за критерієм χ_0 і вмістом Mn (цифри I-IV відповідають концентраційним інтервалам Mn)

Зв'язок між механічними й магнітними властивостями розглянуто для сталей типу Г13Л з різним вмістом вуглецю. Вміст вуглецю в отриманих плавках становив: 0,43; 0,58; 0,85; 1,04; 1,27; 1,46; 1,56 % мас. (при однаковому вмісту інших елементів). Характеристики міцності (σ_v і $\sigma_{0.2}$) зі збільшенням концентрації вуглецю монотонно зростали, а пластичні (δ , ψ) та КСУ мали екстремальну залежність з точкою максимуму в межах вуглецю 1,25...1,30 %, що відповідає розповсюдженій сталі 110Г13Л. Така зміна пластичних характеристик пов'язана з особливостями марганцевого аустеніту. Спочатку, зі зміною концентрації вуглецю від 0,6 % до 1,25...1,30 % їх підвищення пояснюється збільшенням стабільності аустеніту. Надалі, при перевищенні цього рівня, зниження пластичних характеристик пояснюється поведінкою карбідів. Це пов'язано з тим, що концентрація вуглецю ~1,3% близько підходить до межі його розчинності в марганцевому аустеніті.

Підвищення міцності, зазвичай, пов'язують з утворенням мартенситних фаз, а також насиченням марганцевого аустеніту вуглецем, що створює перешкоди для переміщення дислокацій. Кількість $P_{\alpha'}$ α' -мартенситу, що виникає в результаті деформації, в досліджуваних сталях незначна (~0,01 %). У зразках сталі з 0,58 % вуглецю після гартування спостерігалась аустенітна структура з невеликою кількістю $P_{\alpha} \approx 0,03\%$ α -фази, а в сталі із вмістом вуглецю 0,85...1,56 % – тільки аустенітна фаза ($P_{\alpha} = 0$). Зі збільшенням вмісту вуглецю зменшується χ_0 та збільшується стабільність аустеніту.

Магнітний стан аустеніту корелює із властивостями сталі: зі зниженням χ_0 аустеніту зростають параметри міцності: σ_B і $\sigma_{0.2}$ (рис. 25). Зі зниженням χ_0 зростають показники пластичності (δ і Ψ) з екстремумом. Зв'язок між ударною в'язкістю КСЧ і магнітним станом аустеніту (параметр χ_0) характеризується екстремумом, що пов'язано, як уже згадувалося, зі збільшенням карбідів.

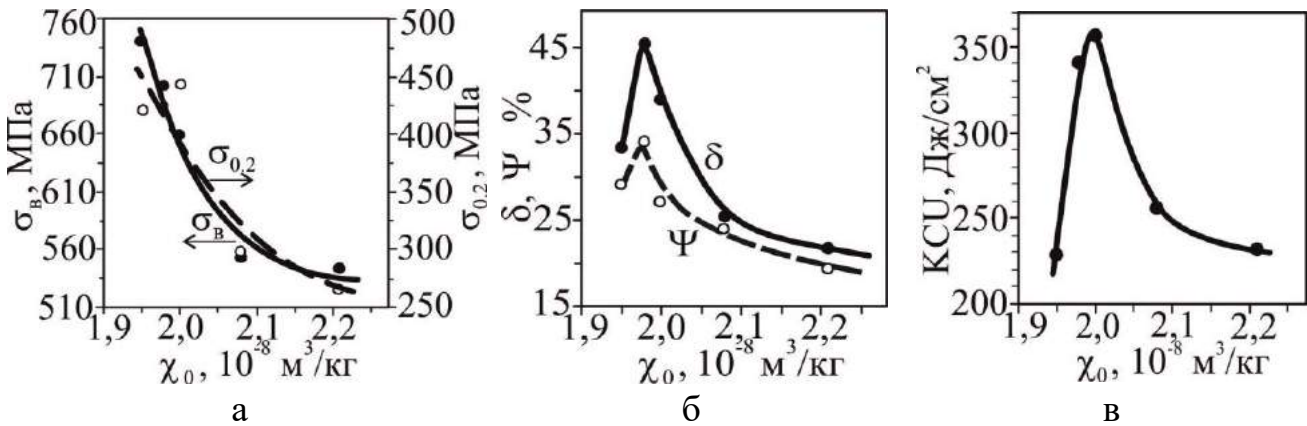


Рисунок 25 – Зв'язок границі міцності σ_B і умовної границі текучості $\sigma_{0.2}$ (а), відносних подовження δ і звуження Ψ (б), ударної в'язкості КСЧ (в) з питомою парамагнітною сприйнятливістю χ_0 аустеніту досліджуваних плавок сталей типу Г13Л з різним вмістом вуглецю

Для Fe-C-Mn-Cr сталей також виявлено взаємозв'язок зносостійкості, ступеня гарячої деформації, твердості зі зміною магнітного стану аустеніту. Для досліджень обрано хромомарганцеві сталі: 140ХГ7 (0,11 % Cr; 7,05 % Mn), 130Х2Г7 (2,23 % Cr; 6,87 % Mn), 130Х4Г7 (4,39 % Cr; 7,10 % Mn), вміст інших елементів приблизно однаковий.

Інтенсивність ударно-абразивного зношування $I_{\text{знош.}}$ (% мас./год.) сталей визначали за зміною маси зразків у лабораторному кульовому млині за 10 годин роботи. Для порівняння зносостійкості досліджуваних матеріалів використано сталь 110Г13Х2. Ступінь гарячої деформації зразків при куванні визначали за формулою $K_d = (D-d)/d$, де D і d – діаметри зразка до і після деформації. Загальну твердість визначали за методом Бринеля. Менша величина зношування спостерігається у сталі 130Х4Г7 з найбільш стабільним аустенітом.

Досліджено здатність сталей до деформації при температурах 900...1100°C та її твердість після охолодження. Сталь 140ХГ7, яка містить хром у мінімальній кількості, кувалася до $K_d = 61,6$ %, після чого руйнувалася. Структура цієї деформованої сталі характеризується наявністю дислокаційно-деформаційних двійників в аустенітній матриці зразка (рис. 26 а).

Структура сталі 130Х2Г7 після гарячої деформації представлена аустенітною матрицею з рівномірно розподіленими карбідними включеннями (рис. 26 б). Найбільш високу щільність структури після гарячого деформування має сталь 130Х4Г7 з аустенітною матрицею і рівномірно розподіленими карбідними включеннями (рис. 26 в). Найкращу здатність до деформування має сталь 130Х4Г7 з найбільш стабільною аустенітною матрицею (найменша χ_0).

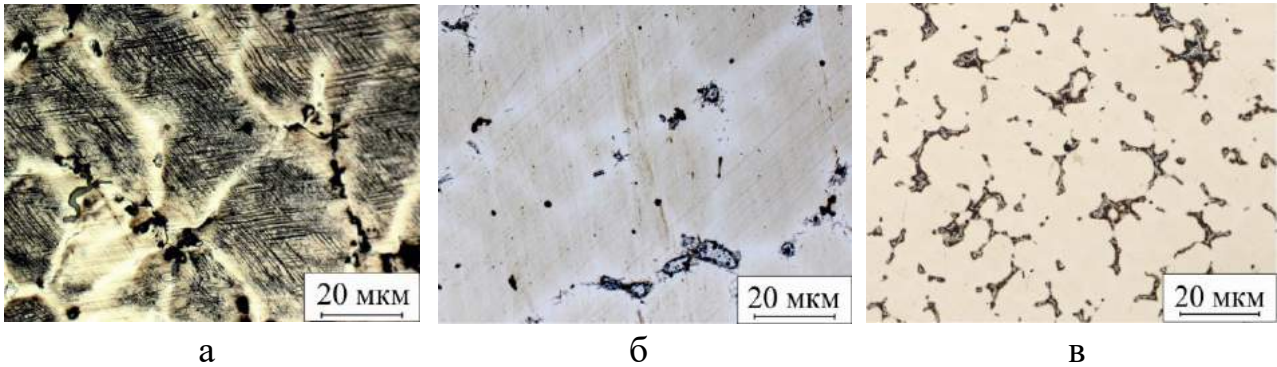


Рисунок 26 – Мікроструктура досліджуваних сталей 140ХГ7 (а), 130Х2Г7 (б), 130Х4Г7 (в) після гарячої деформації

Зв'язок між ступенем гарячої деформації (K_d), твердістю і питомою парамагнітною сприйнятливістю χ_0 аустеніту наведено на рис. 27. Меншим значенням χ_0 аустеніту відповідають більші величини твердості і ступеня гарячої деформації до руйнування. При гарячому деформаційному обробленні найкращу здатність до деформування без руйнування проявляє сталь 130Х4Г7 з більш стабільним аустенітом.

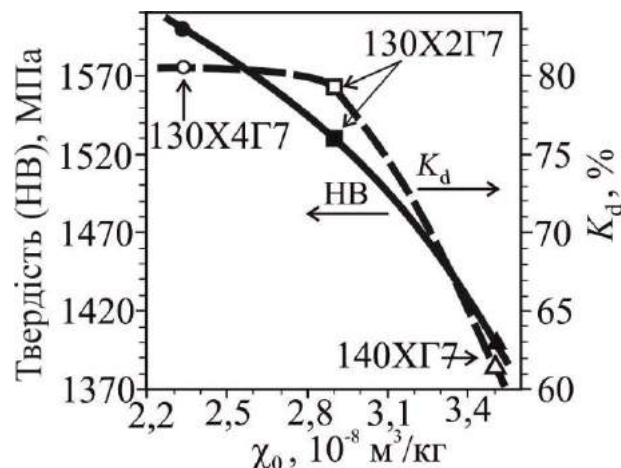
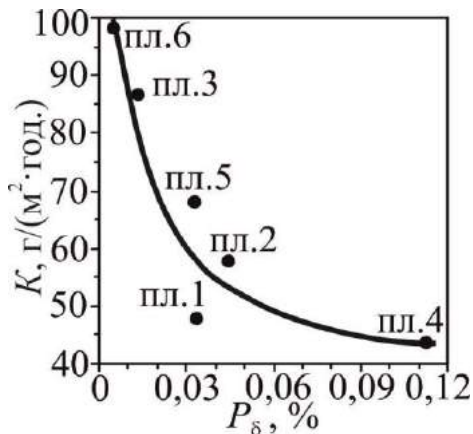


Рисунок 27 – Зв'язок між ступенем гарячої деформації K_d , твердістю і питомою парамагнітною сприйнятливістю χ_0 аустеніту (в початковому стані) досліджуваних хромомарганцевих сталей

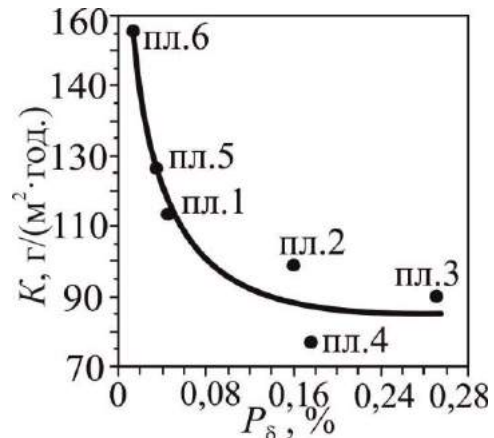
Шостий розділ містить результати дослідження зв'язку між корозійною стійкістю (пітингова корозія) аустенітних хромонікелевих сталей і магнітним станом аустеніту, який характеризується параметром χ_0 .

Для дослідження зв'язку корозійної стійкості і магнітного стану аустенітної матриці й оцінювання впливу низького вмісту δ -фериту на корозійну поведінку обрано по п'ять промислових плавів найбільш розповсюджених корозійностійких сталей AISI 304 і AISI 321 та для порівняння їх аналоги 08X18H10 і 08X18H10T. Числові значення швидкості корозії K у хлоридовмісному середовищі, для цих самих плавів сталей, залучені з наукових джерел. На рис. 28 показано зв'язок між швидкістю корозії K і вмістом P_δ δ -фериту в сталях AISI 304 і AISI 321. Між кількістю δ -фериту і швидкістю

корозії є кореляція, однак істотний вплив такої низької кількості δ -фериту $P_{\delta}=0,005...0,12\%$ у сталях AISI 304, 08X18H10 і $P_{\delta}=0,01...0,30\%$ у сталях AISI 321, 08X18H10T є сумнівним через малу (порівняно з аустенітом) поверхню дотику з агресивним середовищем.



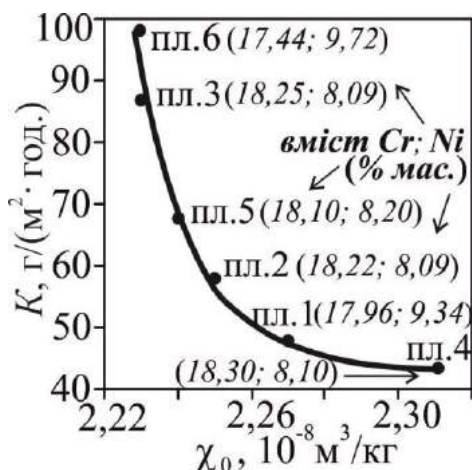
а – AISI 304 (пл. 1-5),
08X18H10 (пл. 6)



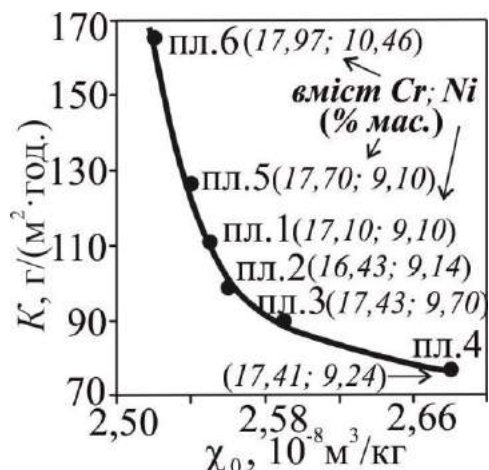
б – AISI 321 (пл. 1-5),
08X18H10T (пл. 6)

Рисунок 28 – Залежність між швидкістю корозії K (значення K залучені з наукових джерел) і вмістом P_{δ} δ -фериту в досліджуваних сталях

Аналіз експериментальних гіперболічних залежностей швидкості корозії K від питомої парамагнітної сприйнятливості χ_0 аустеніту досліджуваних сталей (рис. 29) показує: чим більша χ_0 аустеніту, тим менша швидкість корозії K сталі. Оскільки сприйнятливість χ_0 визначає атомно-магнітну структуру аустеніту, то припускається зв'язок між корозійною поведінкою аустенітних хромонікелевих сталей і парамагнітним станом аустеніту, сформованого ще до взаємодії з агресивним хлоридовмісним середовищем.



а – AISI 304 (пл.1-5),
08X18H10 (пл.6).



б – AISI 321 (пл.1-5),
08X18H10T (пл.6).

Рисунок 29 – Кореляційний зв'язок між швидкістю корозії K (значення K залучені з наукових джерел) і питомою парамагнітною сприйнятливістю χ_0 аустеніту досліджуваних хромонікелевих сталей

Для ідентифікації корозійної стійкості різних плавов, але однієї марки аустенітних Fe-Cr-Ni сплавів, які не містять δ -фериту, обрано п'ять плавов сплаву 06ХН28МДТ (ЭИ943) у вигляді холоднокатаного листа. Використано агресивне середовище – суміш концентрованих кислот HCl і HNO₃ (3:1). Аналіз експериментальних залежностей швидкості корозії K від χ_0 аустеніту різних плавов сплаву 06ХН28МДТ (рис. 30) показує: чим більша χ_0 , тим більша швидкість корозії K , тобто виникає протилежна залежність порівняно з аустенітними хромонікелевими сталями, які містять δ -ферит. Одержані тенденції не суперечать результатам з наукових джерел, отриманим для швидкості корозії плавов цього ж сплаву у хлоридовмісному середовищі. Отже, параметр χ_0 здатний розрізняти швидкість корозії близьких за хімічним складом різних плавов однієї марки сплаву.

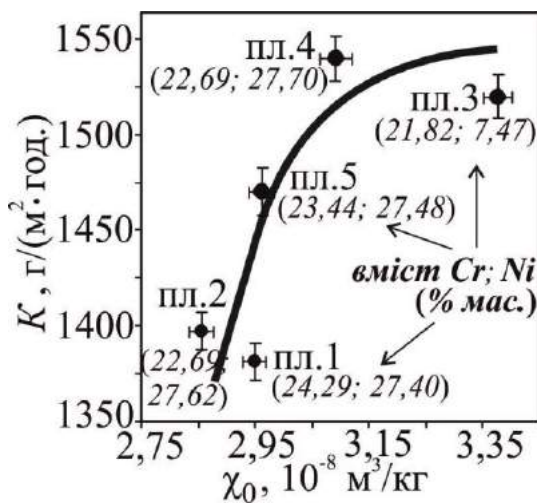


Рисунок 30 – Тенденції зміни швидкості корозії K у суміші кислот (HCl:HNO₃ 3:1) і питомої парамагнітної сприйнятливості χ_0 аустеніту різних плавов сплаву 06ХН28МДТ, які не містять δ -ферит

Для магнітометричного оцінювання корозійної стійкості одно- і двофазних аустенітних хромонікелевих сталей залежно від фазового складу (A , Φ , M) до і після деформацій стисненням і згинанням були обрані дві (№ 1 і № 2) промислові нержавіючі сталі однієї марки 08Х18Н10Т (листи товщиною 1 мм) з незначним розходженням вмісту нікелю та інших елементів. Сталь № 1 містила 10,56 % Ni, а сталь № 2 – 10,10 % Ni. До і після деформації зразки випробовували на корозію у суміші кислот (HCl:HNO₃ 3:1).

Після аустенізації сталь 08Х18Н10Т (№ 1) у початковому стані була парамагнітною, тобто однофазною (A) з $\chi_0(A) = 2,81 \cdot 10^{-8}$ м³/кг. Зразки сталі 08Х18Н10Т (№ 2) не піддавалися повній аустенізації і містили низьку кількість δ -фериту, тобто початковий стан був двофазним ($A+\Phi$). При одноосьовому стисненні зразків сталі 08Х18Н10Т (№ 1), деформованих ($D < D_s$) до зародження α' -мартенситу, зі збільшенням питомої парамагнітної сприйнятливості $\chi_0(A)$ аустеніту швидкість корозії $K(A)$ збільшується (рис. 31). Після деформаціях D більш ніж D_s ($D_s = 4,85$ % – дійсна деформаційна мартенситна точка) величина $\chi_0^{\max}(A) = 3,2 \cdot 10^{-8}$ м³/кг залишається постійною, тобто $\chi_0^{\max}(A) = \text{const}$. Тому й корозія аустеніту після точки D_s є постійною. Отже, швидкість корозії сталі 08Х18Н10Т (№ 1) на ділянці $D = 0 \dots 4,85\%$ зростає за рахунок зміни стану

аустеніту, а на ділянці $D \geq 4,85\%$ збільшується за рахунок корозії α' -мартенситу деформації при постійному значенні швидкості корозії аустеніту. Значення швидкості корозії $K(M)$ α' -мартенситу деформації отримали, віднявши швидкість корозії аустеніту $K(A)$ з підсумкової швидкості корозії $K(A+M)$.

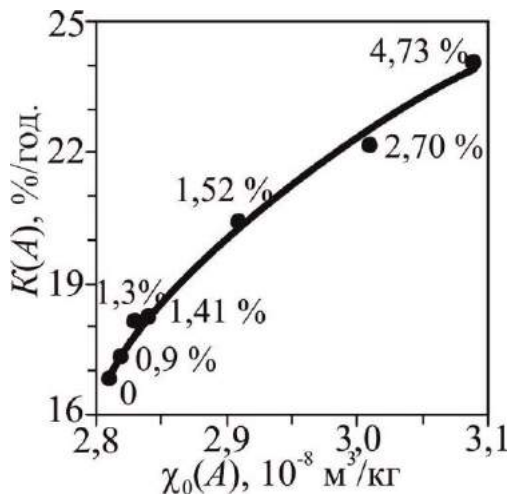
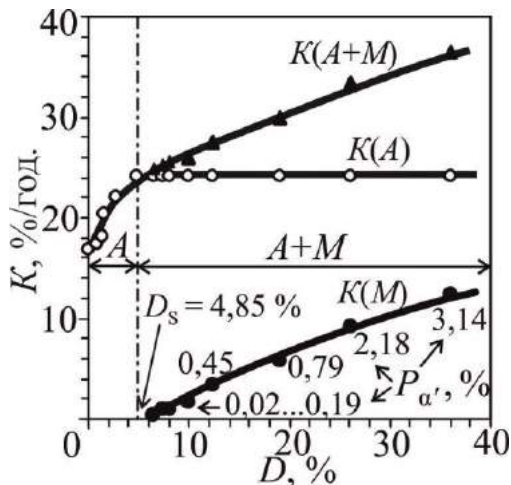


Рисунок 31 – Зміна швидкості корозії $K(A)$ аустеніту зразків сталі 08X18H10T (№1), деформованих стисненням (ступінь деформації D – числа біля точок) до зародження α' -мартенситу деформації, від зміни магнітного стану аустеніту (параметр $\chi_0(A)$) внаслідок деформації сталі, яка не містить δ -ферит

На рис. 32 представлена модель корозійних процесів для окремих фаз (A і M) та двофазного ($A+M$) стану сталі 08X18H10T (№ 1). Зі збільшенням кількості $P_{\alpha'}$ α' -мартенситу деформації зростає швидкість корозії $K(A+M)$ за рахунок $K(M)$.



D_s – дійсна деформаційна мартенситна точка (початок $\gamma \rightarrow \alpha'$ перетворення);
 $P_{\alpha'}$ – кількість α' -мартенситу деформації (числа біля точок кривої $K(M)$).

Рисунок 32 – Зміна швидкості корозії: $K(A+M)$ аустеніту і α' -мартенситу, $K(M)$ α' -мартенситу, $K(A)$ аустеніту від ступеня деформації D стисненням зразків сталі 08X18H10T (№1)

На підставі експериментів встановлено, що аустеніт сталей типу 08X18H10T (однофазний стан A), деформованого стисненням до дійсної деформаційної мартенситної точки D_s , набуває підвищеної швидкості корозії $K(A)$ внаслідок зростання деформації. При деформаціях D_s і вище швидкість корозії $K(A)$ аустеніту залишається постійною, а швидкість корозії $K(M)$ зростає за рахунок накопичення α' -мартенситу деформації.

Швидкість корозії двофазної ($A+\Phi$) сталі 08X18H10T (№ 2) до деформації згинанням зменшується зі збільшенням питомої парамагнітної сприйнятливості $\chi_0(\Phi)$ аустенітної матриці, яка містить δ -ферит. Аналогічно й для залежності

$K(A+\Phi)$ від P_δ : зі збільшенням кількості δ -фериту зменшується швидкість корозії. Ця тенденція визначена для низьких вмістів ($\sim 0,04 \dots 0,27\%$) δ -фериту. Швидкість корозії трифазної ($A+\Phi+M$) сталі 08X18H10T (№2), після згинання двофазних ($A+\Phi$) зразків на кут 180° , зростає зі збільшенням величини питомої парамагнітної сприйнятливості $\chi_0(\Phi+M)$ аустенітної матриці, яка містить δ -ферит (Φ) та мартенсит деформації (M). На рис. 33 представлена модель корозійних процесів для трифазного ($A+\Phi+M$) й двофазного ($A+\Phi$) станів сталі 08X18H10T (№2).

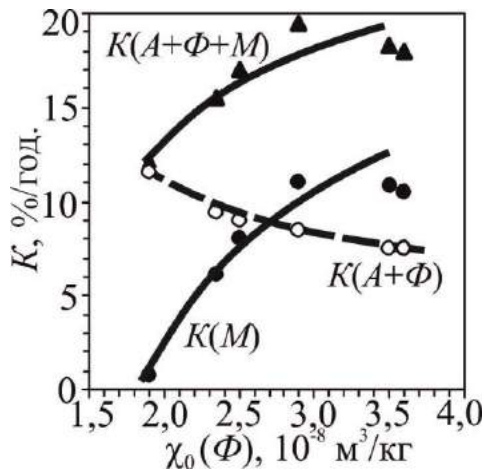


Рисунок 33 – Зміна швидкості корозії $K(A+\Phi+M)$, $K(A+\Phi)$ і $K(M)$ від питомої парамагнітної сприйнятливості $\chi_0(\Phi)$ аустенітної матриці, яка містить δ -ферит, сталі 08X18H10T (№2)

Швидкість корозії $K(A+\Phi+M)$ трифазної сталі підвищується з деформацією, тобто зі “збільшенням” парамагнітного стану аустенітної матриці (параметр $\chi_0(\Phi+M)$), яка містить δ -ферит і α' -мартенсит деформації.

На рис. 34 представлена модель корозійних процесів для окремих фаз $K(A)$, $K(\Phi)$ і $K(M)$ в залежності від початкового парамагнітного стану аустенітної матриці (параметр $\chi_0(\Phi)$), яка містить δ -ферит. Швидкість корозії $K(\Phi)$ δ -фериту знижується, а швидкість корозії $K(M)$ α' -мартенситу підвищується зі збільшенням питомої парамагнітної сприйнятливості $\chi_0(\Phi)$ аустенітної матриці, яка містить δ -ферит, тобто з “підвищенням” парамагнітного стану аустеніту.

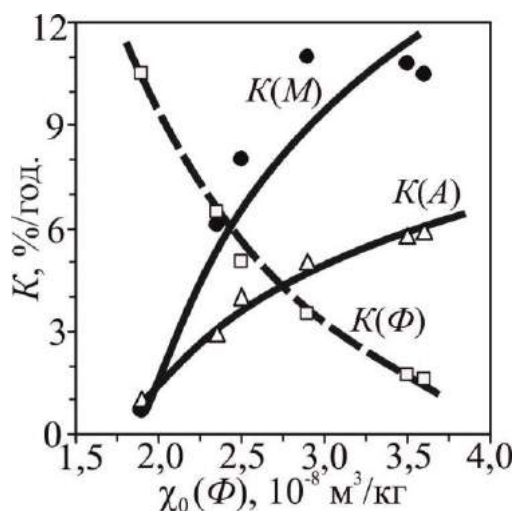


Рисунок 34 – Зміна швидкості корозії окремих фаз: $K(A)$ аустеніту, $K(\Phi)$ δ -фериту і $K(M)$ мартенситу після деформації згинанням від початкового атомно-магнітного стану аустенітної матриці (параметр $\chi_0(\Phi)$), яка містить δ -ферит, зразків сталі 08X18H10T (№2)

ВИСНОВКИ

У дисертації зроблено теоретичне узагальнення й запропоновано нове вирішення науково-практичної проблеми прогнозування механічних і корозійних властивостей аустенітних сталей і сплавів на основі розвитку теорії та експериментальних досліджень структурно-магнітних змін аустеніту в результаті температурно-деформаційних дій.

Основні найважливіші висновки за результатами роботи:

1. Розширено уявлення про термодинамічний підхід до оцінки дійсних температурної і деформаційної мартенситних точок з їх експериментальним визначенням у Fe-Ni (H15...H31) сплавах та Fe-Cr-Ni сталях аустенітного класу. Запропоновано схеми зміни питомих вільних енергій аустеніту G_γ і мартенситних (ϵ , α') фаз G_ϵ , $G_{\alpha'}$ залежно від тиску згідно якої рекомендовано систему класифікації станів аустеніту за здатністю до мартенситного перетворення: стабільний ($\gamma \rightarrow \gamma'$), помірно нестабільний ($\gamma \rightarrow \epsilon + \alpha'$, $\epsilon \rightarrow \alpha'$) і вкрай нестабільний ($\gamma \rightarrow \alpha'$)

Уточнено перехідну межу вмісту нікелю ($26,6 \pm 0,5$) % мас. (у наукових джерелах – 29...30 % мас.) зміни кінетики ізотермічного й атермічного перетворення аустеніту у Fe-Ni сплавах. Одержані результати узгоджуються зі зміною феромагнітної й антиферомагнітної взаємодій між атомами.

2. Експериментально встановлено, що магнітний стан аустеніту при одноосьовій пластичній деформації стисненням аустенітних хромонікелевих і високомарганцевих сталей може бути представлений у вигляді двох деформаційних областей. Перша, деформація до дійсної мартенситної точки D_s ($0 < D < D_s$), характеризується “зростанням” парамагнітного стану аустеніту, тобто збільшенням питомої парамагнітної сприйнятливості χ_0 аустеніту до максимального значення $\chi_0^{\max}$, друга, деформація після мартенситної точки D_s ($D > D_s$), – “постійністю” максимального парамагнітного стану аустеніту (а саме $\chi_0^{\max} = \text{const}$), в якому утворюється й накопичується α' -мартенсит деформації. Визначена дійсна деформаційна мартенситна точка D_s для аустенітних хромонікелевих і високомарганцевих сталей.

Запропоновано нову модель процесу утворення, розвитку та зникнення супутнього ϵ -мартенситу при пластичній деформації хромонікелевих сталей з помірно нестабільним аустенітом. Експериментально виявлено характерні особливості зміни парамагнітного стану аустеніту та види фазових перетворень ($\gamma \rightarrow \gamma' \rightarrow \epsilon + \alpha' \rightarrow \alpha'$).

У високомарганцевих сталях зі збільшенням вмісту Mn зменшується питома парамагнітна сприйнятливість χ_0 аустеніту, тобто збільшується деформаційна стабільність аустеніту, на відміну від протилежної тенденції впливу Ni у стабільних хромонікелевих сталях X17H(12...16) (відсутній δ -ферит), в яких зі збільшенням Ni збільшується χ_0 аустеніту, тобто зростає стабільність “нікелевого” аустеніту. Це пов'язано з тим, що зі збільшенням вмісту Ni збільшується здатність аустеніту до феромагнітного стану.

3. В аустенітних Fe-Cr-Ni сталях виявлено зв'язок між питомою парамагнітною сприйнятливістю χ_0 аустеніту і низьким вмістом ($\sim 0,002 \dots 0,015$ %) феромагнітної карбідної фази цементитного типу (Fe_3C), який визначено запропонованим новим чутливим магнітометричним методом.

4. Запропоновано магнітометричну діаграму для визначення видів і границь областей нестабільного і стабільного аустеніту хромонікелевих сталей аустенітного класу від вмісту нікелю за різною кількістю феритної фази при кімнатній температурі. Встановлено умовну границю вмісту нікелю ($11,0 \pm 0,5$ % мас.) переходу від структурно нестабільних до стабільних аустенітних Fe-Cr-Ni сталей.

5. Експериментально виявлено зв'язок між механічними властивостями сталі AISI 321 і питомою парамагнітною сприйнятливістю χ_0 аустеніту (чим менші значення χ_0 , тим більші σ_B , $\sigma_{0.2}$, δ). Низький вміст δ -фериту ($P_\delta = 0,005 \dots 0,5$ %) може бути прогнозуючим критерієм (індикатором) поведінки механічних властивостей аустенітних хромонікелевих сталей, тому що кількість P_δ δ -фериту корелює з χ_0 аустеніту (зі збільшенням χ_0 зростає P_δ).

6. Експериментально встановлено зв'язок між границею міцності σ_B , відносним видовженням δ і звуженням Ψ , ударною в'язкістю КСУ високомарганцевих сталей 110Г(8...13)Л і зміною атомно-магнітного стану аустеніту (параметр χ_0), а саме: при зменшенні χ_0 аустеніту спостерігається збільшення значень цих характеристик. Виявлено протилежний характер зв'язку ударно-абразивної зносостійкості K_3 , мікротвердості та зміною питомої парамагнітної сприйнятливості χ_0 аустеніту (чим більше χ_0 , тим більші K_3 і мікротвердість).

На підставі систематизації одержаних експериментальних результатів побудовані графічні залежності у вигляді номограм, за допомогою яких можливе прогнозування механічних властивостей високомарганцевих сталей залежно від критерію χ_0 і вмісту Mn.

7. Експериментально виявлено зв'язок між механічними властивостями високомарганцевих сталей Г13Л з варіацією вмісту вуглецю ($0,58 \dots 1,56$ % мас.) і парамагнітним станом аустеніту (параметр χ_0). Зі зниженням величини χ_0 аустеніту зростають показники міцності (σ_B , $\sigma_{0.2}$), а пластичні характеристики (δ , Ψ) і КСУ мають екстремум, який пояснюється насиченням марганцевистого аустеніту вуглецем, внаслідок чого збільшується кількість карбідів Fe_3C .

Показано зв'язок між інтенсивністю зношування $I_{\text{знош.}}$ і питомою магнітною сприйнятливістю χ_0 аустеніту сталей системи Fe-C-Mn-Cr, тобто чим більш стабільний аустеніт (менше величина χ_0 аустеніту), тим менша інтенсивність зношування. Найбільшу зносостійкість має сталь 130Х4Г7 з більш стабільним аустенітом, яка легована хромом у кількості 4,39 % мас.

8. Розглянуто новий підхід впливу низького вмісту δ -фериту ($\sim 0,005 \dots 0,5$ %) й парамагнітного стану аустеніту на корозійну пітингостійкість аустенітних Fe-Cr-Ni сталей. Експериментально встановлено кореляційний зв'язок між швидкістю корозії K аустенітних хромонікелевих сталей і парамагнітною сприйнятливістю χ_0 аустеніту: чим більша величина χ_0 аустеніту,

тим вища корозійна стійкість (менша швидкість корозії K). Припускається, що низький вміст P_α α -фази (δ -ферит, α' -мартенсит деформації) є критерієм (індикатором) корозійної стійкості. Запропоновано метод прогнозування швидкості корозії K за параметрами χ_0 і P_α .

Експериментально встановлено, що швидкість корозії K аустенітного парамагнітного сплаву 06ХН28МДТ (ЭИ943), який не містить δ -ферит, має протилежний характер, а саме: чим більше значення χ_0 аустеніту, тим менша корозійна стійкість (більша швидкість корозії K) і навпаки.

На підставі експериментальних даних пропонується нове магнітометричне оцінювання корозійної стійкості окремих фаз: аустеніту (A), δ -фериту (Φ), α' -мартенситу деформації (M) і сумарного впливу фаз: $A+\Phi$, $A+M$ і $A+\Phi+M$ аустенітних хромонікелевих сталей.

9. Визначено кількість низького вмісту ($\sim 0,005 \dots 0,5\%$) δ -фериту і α' -мартенситу деформації, які одночасно наявні в аустенітній матриці хромонікелевих сталей, за допомогою чутливого магнітометричного методу. Із залежностей питомої магнітної сприйнятливості від температури однофазних (A), двофазних ($A+\Phi$, $A+M$) і трифазних ($A+\Phi+M$) аустенітних хромонікелевих сталей ідентифікуються низький вміст окремо δ -фериту і α' -мартенситу, які одночасно наявні в аустенітній матриці.

10. Запропоновано експрес-метод оцінювання механічних і корозійних властивостей аустенітних сталей і сплавів (більшу об'ємну частину яких становить аустеніт) залежно від магнітного стану аустеніту, як нове вирішення науково-технічної проблеми прогнозування, що дає можливість удосконалити температурні й деформаційні режими оброблення (згідно з актами оцінки ПАТ “Дніпрспецсталь” і ТОВ “МЕТІНВЕСТ-Маріупольський ремонтно-механічний завод”) для створення покращених властивостей сталей.

Запропоновані методи визначення механічних та корозійних параметрів (згідно з актами впровадження ТОВ “Укрспецмаш” і ТОВ “Прогрес Машбуд”) зумовлюють очікуваний річний економічний ефект 258 000 грн. і 105 600 грн. відповідно.

11. Результати дослідження дисертаційної роботи впроваджено в навчальний процес Запорізького національного технічного університету.

СПИСОК ОПУБЛІКОВАНИХ ПРАЦЬ ЗА ТЕМОЮ ДИСЕРТАЦІЇ

Статті в міжнародних наукових журналах, які входять до наукометричних баз Scopus та/або Web of Science

1. Snizhnoi G. V., Rasshchupkyna M. S. Magnetic state of the deformed austenite before and after martensite nucleation in austenitic stainless steels. *Journal of Iron and Steel Research, International*. 2012. Vol. 19. No. 6. P. 42–46.

2. Snizhnoi G. V. Formation of strain-induced martensite in chromium-nickel steels of the austenitic class. *Materials Science*. 2011. Vol. 47. No. 3. P. 363–369.

3. Snizhnoi G. V. Dependence of the corrosion behavior of austenitic chromium-nickel steels on the paramagnetic state of austenite. *Materials science*. 2013. Vol. 49. No. 3. P. 341–346.

4. Snezhnoi G. V. Magnetic state of austenite near the true deformation martensitic point of a chromium-nickel austenitic steel. *Physics of metals and metallography*. 2011. Vol. 111. No. 6. P. 573–578.

5. Snizhnoi G. V., Bobyr S. V. Impact of magnetic state of austenite on the phase and structure transformations of wear-resistant Fe-C-Mn-Cr steels under plastic deformation. *Metallofizika i noveishie tekhnologii*. 2012. Vol. 34. No. 10. P. 1355–1365.

6. Mishchenko V. G., Snizhnoi G. V., Narivs'kyy O. Eh. Magnetometric investigations of corrosion behaviour of AISI304 steel in chloride-containing environment. *Metallofizika i noveishie tekhnologii*. 2011. Vol. 33. No. 6. P. 769–774.

7. Snezhnoy G. V., Mishchenko V. G., Snezhnoy V. L. Dependence of austenite magnetization on nickel content in structurally-unstable corrosion-resistant steels. *Metallofizika i noveishie tekhnologii*. 2010. Vol. 32. No. 3. P. 281–287.

8. Snizhnoy G. V., Snizhnoy V. L. Change of start kinetics mechanism of martensitic transformation in iron-nickel alloys. *Metallofizika i noveishie tekhnologii*. 2009. Vol. 31. No. 4. P. 565–576.

9. Ol'shanetskii V. E., Snezhnoi G. V., Sazhnev V. N. Structural and magnetic stability of austenite in chromium-nickel and manganese steels with cold deformation. *Metal science and heat treatment*. 2016. Vol. 58. No. 5–6. P. 311–317.

10. Ol'shanetskii V. E., Snezhnoy G. V., Snezhnoy V. L. Special features of formation of martensitic phases in the austenite of chromium-nickel steels under plastic deformation. *Metal science and heat treatment*. 2018. Vol. 60. No. 3–4. P. 165–171.

Статті у фахових виданнях закордонних держав

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

12. Мищенко В. Г., Снежной Г. В., Снежной В. Л., Савкин Д. В. Формирование неоднородности структуры и фазового состава коррозионностойких сталей реакторов для производства губчатого титана после эксплуатации. *Титан*. 2009. № 4. С. 5–11.

Статті у фахових журналах України, які входять до міжнародних наукометричних баз Index Copernicus та/або Google Scholar

13. Снежной Г. В. О возможности контроля малых деформаций аустенитных хромоникелевых сталей магнитометрическим методом. *Авиационно-космическая техника и технология*. 2010. № 9(76). С. 131–135.

14. Снежной Г. В. Идентификация низких содержаний феррита и мартенсита в аустенитных хромоникелевых сталях. *Авиационно-космическая техника и технология*. 2011. № 7(84). С. 76–79.

15. Снежной Г. В. Роль магнитного состояния аустенита в формировании коррозионной стойкости аустенитных хромоникелевых сталей. *Авиационно-космическая техника и технология*. 2012. № 8(95). С. 141–144.
16. Снежной Г. В., Сажнев В. Н. Магнитное состояние аустенитной матрицы и механические свойства высокомарганцевых сталей. *Авиационно-космическая техника и технология*. 2012. № 9(96). С. 115–120.
17. Снежной Г. В. Магнитометрическая оценка коррозионной стойкости аустенитных хромоникелевых сталей в зависимости от фазового состава. *Авиационно-космическая техника и технология*. 2013. № 9(106). С. 195–201.
18. Сніжної Г. В. Вплив магнітного стану аустенітної матриці на механічні властивості сталі AISI321. *Авиационно-космическая техника и технология*. 2014. № 7(114). С. 105–109.
19. Снежной Г. В., Сажнев В. Н., Ольшанецкий В. Е. Влияние химических компонентов на механические и магнитные свойства высокомарганцевых сталей. *Авиационно-космическая техника и технология*. 2015. № 8(125). С. 22–26.
20. Снежной Г. В. Влияние суммарного содержания углерода и азота на коррозионное поведение сталей AISI 304 и AISI 321. *Авиационно-космическая техника и технология*. 2016. № 8(135). С. 95–99.
21. Лазечный И. М., Лисиця О. В., Міщенко В. Г., Сніжної В. Л., Сніжної Г. В. Перетворення аустеніту в цементованій сталі 13ХЗНВМ2Ф. *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. 2011. № 2. С. 47–52.
22. Ольшанецкий В. Е., Снежной Г. В. О высокоточной оценке истинных мартенситных точек в специальных сталях аустенитного и аустенитно-мартенситного классов при изменении температурно-силовых факторов. *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. 2012. № 1. С. 15–21.
23. Ольшанецкий В. Е., Снежной Г. В., Сажнев В. Н. О закономерностях формирования мартенситных фаз в марганцовистом аустените при деформации сжатием. *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. 2012. № 2. С. 8–14.
24. Ольшанецкий В. Е., Снежной Г. В. Об особенностях развития мартенситных превращений в никель содержащих аустенитных сталях при деформации сжатием. *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. 2013. № 2. С. 20–25.
25. Снежной Г. В., Ольшанецкий В. Е., Бобырь С. В. Магнитно-фазовые превращения в сталях типа 150Г7 при температурных и деформационных воздействиях. *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. 2014. № 1. С. 16–19.
26. Снежной Г. В., Мищенко В. Г., Снежной В. Л. Эволюция магнитного состояния аустенита при холодной пластической деформации аустенитных хромоникелевых сталей. *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. 2014. № 2. С. 9–13.

27. Снежной Г. В., Ольшанецкий В. Е., Снежной В. Л. О видах и границах состояний стабильного и нестабильного аустенита Fe-Cr-Ni сталей. *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. 2015. № 1. С. 7–13.

28. Ольшанецкий В. Е., Снежной Г. В., Снежной В. Л. Об определении деформационной мартенситной точки при силовом воздействии на аустенит Fe-Mn и Fe-Cr-Ni сталей в изменяемом и постоянном магнитных полях. *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. 2016. № 1 С. 7–10.

29. Снежной Г. В., Снежной В. Л., Ольшанецкий В. Е. Об особенностях образования и трансформации ε -мартенсита при пластической деформации аустенитных хромоникелевых сталей. *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. 2016. № 2. С. 43–49.

30. Ольшанецкий В. Ю., Сніжної Г. В., Сніжної В. Л. Про формування двофазних мартенситних сумішей (ε - і α' - мартенситів) в аустенітних сталях систем Fe-Cr-Ni та Fe-Mn при холодній деформації стисненням. *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. 2017. № 1. С. 112–113.

31. Vasylenko O. V., Snizhnoi G. V. PWM controller's models for investigation ACS in spice-family ECAD programs. *Електротехніка та електроенергетика*. 2018. № 1. С. 64–71.

Статті у фахових виданнях України

32. Бобирь С. В., Евсюков М. Ф., Сніжної Г. В. Фазово-структурні перетворення в зносостійкій марганцевистій сталі 150Г7Т при охолодженні. *Металознавство та обробка металів*. 2014. № 3. С. 10–16.

33. Ольшанецкий В. Е., Снежной Г. В. О формировании двух типов мартенситных фаз при пластической деформации аустенитной хромоникелевой стали. *Физика и техника высоких давлений*. 2013. Т. 23. № 2. С. 78–87.

34. Сніжної Г. В., Жавжаров Є. Л. Автоматизована установка для визначення магнетної сприйнятливості криць та стопів. *Вісник НТУУ «КПІ». Серія Радіотехніка. Радіоапаратобудування*. 2012. № 49. С. 136–141.

35. Сніжної Г. В. Магнетна поведінка аустеніту на початку утворення мартенситу деформації в криці 10X18H9У. *Фізика і хімія твердого тіла*. 2011. Т. 12. № 3. С. 748–752.

36. Снежной Г. В. Определение деформационной мартенситной точки ε_s в хромоникелевых сталях аустенитного класса. *Вестник двигателестроения*. 2011. № 1. С. 158–162.

37. Сніжної Г. В., Бобирь С. В. Магнітний стан аустеніту сталі 08X20H9Г2Б після криогенної обробки. *Фізика і хімія твердого тіла*. 2014. Т. 15. № 4. С. 814–817.

38. Міщенко В. Г., Сніжної Г. В., Сніжної В. Л. Розвиток гетерогенності структури корозійностійких сталей реакторів після експлуатації. *Зб. наук. праць «Будівництво, металознавство, машинобудування». Серія: «Стародубовські читання 2009»*. Дніпропетровськ, 2009. Вип. 48. С. 152–156.

39. Снежной Г. В., Мищенко В. Г., Снежной В. Л. Прогнозирование локальной коррозионной стойкости по содержанию α -фазы в хромоникелевых

сталях аустенитного класу. *Зб. наук. праць «Будівництво, матеріалознавство, машинобудування»*. Серія: «Стародубовські читання 2012». Дніпропетровськ, 2012. Вип. 64. С. 409–416.

40. Ольшанецкий, В.Е. Снежной Г.В. Метод оценки влияния марганца на механические свойства аустенитных сталей с помощью парамагнитного критерия χ_0 . *Зб. наук. праць «Вісник СевНТУ»*. Серія: *Механіка, енергетика, екологія*. Севастополь, 2013. № 137. С. 270–273.

41. Снежной Г. В., Мищенко В. Г., Снежной В. Л. Кинетика выделения карбидной фазы в хромоникелевой коррозионностойкой стали 10X13N16B. *Зб. наук. праць «Будівництво, матеріалознавство, машинобудування»*. Серія: «Стародубовські читання 2013». Дніпропетровськ, 2013. Вип. 67. С. 155–158.

42. Снежной Г. В., Мищенко В. Г., Снежной В. Л. О возможности классификации по магнитному состоянию степени стабильности аустенитных Fe-Cr-Ni сталей. *Зб. наук. праць «Будівництво, матеріалознавство, машинобудування»*. Серія: «Стародубовські читання 2014». Дніпропетровськ, 2014. Вип. 73. С. 102–106.

43. Снежной Г. В., Мищенко В. Г., Снежной В. Л. Зарождение первых порций ε - и α' - мартенситов деформации в аустенитных хромоникелевых сталях. *Зб. наук. праць «Будівництво, матеріалознавство, машинобудування»*. Серія: «Стародубовські читання 2015». Дніпропетровськ, 2015. Вип. 80. С. 307–313.

44. Снежной Г. В., Снежной В. Л. Идентификация коррозионной стойкости разных плавок, но одной марки аустенитных Fe-Cr-Ni сплавов. *Зб. наук. праць «Будівництво, матеріалознавство, машинобудування»*. Серія: «Стародубовські читання 2016». Дніпропетровськ, 2016. Вип. 89. С. 167–171.

45. Снежной Г. В. Трансформация зарождающегося ε -мартенсита в аустенитных Fe-Cr-Ni сталях при температурно-силовых воздействиях. *Зб. наук. праць «Будівництво, матеріалознавство, машинобудування»*. Серія: «Стародубовські читання 2017». Дніпро, 2017. Вип. 95. С. 123–128.

Патенти на винахід

46. Дифференційний дилатометр: Пат. 94867 Україна. МПК G01B 7/16 (2006.01) G01B 5/02 (2006.01) G01N 25/48 (2006.01) G01N 25/16 (2006.01) / Мищенко В. Г., Лазечний І. М., Сніжної Г. В., Меньяло О. І. – № а201007916; заявл. 24.06.2010; опубл. 10.06.2011, Бюл. № 11. 5 с.

47. Зносостійкий сплав: Пат. 101269 Україна. МПК (2013.01) C22C 37/10 (2006.01) C22C 37/00 C22C 38/12 (2006.01) C22C 38/26 (2006.01) C22C 38/38 (2006.01) C22C 38/48 (2006.01) C22C 38/58 (2006.01) / Бобирь С. В., Левченко Г. В., Сніжної Г. В., Плюта В. Л., Бобирь С. А. – № а201115526; заявл. 28.12.2011; опубл. 11.03.2013, Бюл. № 5. 5 с.

Патенти на корисну модель

48. Спосіб визначення зносостійкості аустенітних сталей і сплавів: Пат. 68116 Україна. МПК G01N 27/76 (2006.01), G01N 3/56 (2006.01) / Сніжної Г. В., Бобирь С. В. – № u201111635; заявл. 03.10.2011; опубл. 12.03.2012, Бюл. № 5. 5 с.

49. Спосіб визначення ударної в'язкості аустенітних манганових сталей: Пат. 73517 Україна. МКВ G01N 27/76 (2006.01) / Сніжної Г. В., Сажнев В. М. – № u201203264; заявл. 20.03.2012; опубл. 25.09.2012, Бюл. № 18. 5 с.

50. Спосіб визначення швидкості корозії аустенітних сталей і сплавів: Пат. 78117 Україна. МПК (2013.01) G01N 17/00 G01N 27/76 (2006.01) / Сніжної Г. В. – № u201210212; заявл. 28.08.2012; опубл. 11.03.2013, Бюл. № 5. 6 с.

51. Спосіб визначення мікротвердості аустенітних манганових сталей: Пат. 78157 Україна. МПК G01N 27/76 (2006.01) G01N 27/80 (2006.01) / Сніжної Г. В., Сажнев В. М. – № u201210415; заявл. 03.09.2012; опубл. 11.03.2013, Бюл. № 5. 6 с.

52. Спосіб визначення відносного видовження аустенітних манганових сталей: Пат. 88670 Україна. МПК G01N 27/76 (2006.01) G01N 27/80 (2006.01) / Сніжної Г. В., Сажнев В. М. – № u201312594; заявл. 28.10.2013; опубл. 25.03.2014, Бюл. № 6. 6 с.

Тези доповідей у матеріалах міжнародних конференцій

53. Снежной Г. В. О возможности контроля малых деформаций аустенитных хромоникелевых сталей магнитометрическим методом. Тези доповідей XV міжнародного конгресу двигунобудівників (м. Харків, 14–19 вересня 2010 р.). Харків: ХАІ, 2010. С. 48.

54. Снежной Г. В. Идентификация низких содержаний феррита и мартенсита в аустенитных хромоникелевых сталях. Тези доповідей XVI міжнародного конгресу двигунобудівників (м. Харків, 14–19 вересня 2011 р.). Харків: ХАІ, 2011. С. 116.

55. Снежной Г. В. Роль магнитного состояния аустенита в формировании коррозионной стойкости аустенитных хромоникелевых сталей. Тези доповідей XVII міжнародного конгресу двигунобудівників (м. Харків, 14–19 вересня 2012 р.). Харків: ХАІ, 2012. С. 50.

56. Снежной Г. В. Магнитометрическая оценка коррозионной стойкости аустенитных хромоникелевых сталей в зависимости от фазового состава. Тези доповідей XVIII міжнародного конгресу двигунобудівників (м. Харків, 14–19 вересня 2013 р.). Харків: ХАІ, 2013. С. 51–52.

57. Сніжної Г. В. Вплив магнітного стану аустенітної матриці на механічні властивості сталі AISI321. Тези доповідей XIX міжнародного конгресу двигунобудівників (м. Харків, 14–19 вересня 2014 р.). Харків: ХАІ, 2014. С. 38–39.

58. Снежной Г. В., Сажнев В. Н., Ольшанецкий В. Е. Влияние химических компонентов на механические и магнитные свойства высокомарганцевых сталей. Тези доповідей XX міжнародного конгресу двигунобудівників (м. Харків, 5–10 вересня 2015 р.). Харків: ХАІ, 2015. С. 86.

59. Снежной Г. В. Влияние суммарного содержания углерода и азота на коррозионное поведение сталей AISI 304 и AISI 321. Тези доповідей XXI міжнародного конгресу двигунобудівників (м. Харків, 5–10 вересня 2016 р.). Харків: ХАІ, 2016. С. 73–74.

60. Снежной Г. В., Снежной В. Л. Об особенностях формирования ε -мартенсита в аустените при пластической деформации хромоникелевых сталей. Тези доповідей XXII міжнародного конгресу двигунобудівників (м. Харків, 4–8 вересня 2017 р.). Харків: ХАІ, 2017. С. 66.

61. Сніжної Г. В., Жавжаров Є. Л. Автоматизована установка для визначення магнетної сприйнятливості криць та стопів. *Радіотехнічні поля, сигнали, апарати та системи (теорія, практика, історія, освіта)*: матеріали міжнар. наук.-техн. конф. (м. Київ, 22–29 лютого 2012 р.). Київ: КПІ, 2012. С. 102–103.

62. Снежной Г. В., Бобырь С. В. Влияние магнитного состояния аустенита на служебные свойства износостойких сталей системы Fe-C-Mn-Cr. *Інноваційні ресурсозбережні матеріали та зміцнювальні технології*: матеріали міжнар. наук.-практ. конф. (м. Маріуполь, 06–08 червня 2012 р.). Маріуполь: ПДТУ, 2012. С. 69–71.

63. Ольшанецкий В. Е., Снежной Г. В., Сажнев В. Н. О термодинамических аспектах формирования промежуточных мартенситных фаз в высокомарганцевых сталях. *Актуальні проблеми прикладної фізики*: матеріали I міжнар. наук.-практ. конф. (м. Севастополь, 24–28 вересня 2012 р.). Севастополь: СХУЯЕтаП, 2012. С. 307–308.

64. Снежной Г. В., Бобырь С. В. Магнитное состояние аустенита стали 08X20H9Г2Б после криогенной обработки. *Функціональні і конструкційні матеріали*: тези доповідей III міжнар. наук.-техн. конф. (м. Донецьк, 11–14 листопада 2013 р.). Донецьк: НТЦ «Реактивелектрон» НАН України, 2013. С. 38.

65. Сніжної Г. В., Жавжаров Є. Л. Автоматизована установка для визначення температурної залежності магнетної сприйнятливості криць та стопів. *Сучасні проблеми і досягнення в галузі радіотехніки, телекомунікацій та інформаційних технологій*: тези доповідей VI міжнар. наук.-практ. конф. (м. Запоріжжя, 19–21 вересня 2012 р.). Запоріжжя: ЗНТУ, 2012. С. 154–155.

66. Ольшанецкий В. Е., Снежной Г. В., Сажнев В. Н. О термодинамических аспектах формирования мартенситных фаз при деформации аустенита в высокомарганцевых сталях. *Прогресивні технології життєвого циклу авіаційних двигунів та енергетичних установок*: тези доповідей IX міжнар. наук.-техн. конф. (Запоріжжя-Алушта, 24–29 вересня 2012 р.). Запоріжжя: АТ «Мотор Січ», 2012. С. 130–133.

67. Мищенко В. Г., Снежной Г. В., Снежной В. Л., Себало М. Я. Магнитометрический анализ стали AISI-321 после коррозионного разрушения. *Композити та склопластики*: тези доповідей VI міжнародної спеціалізованої виставки-конференції (м. Запоріжжя, 24–25 квітня 2013 р.). Запоріжжя, 2013. С. 52.

68. Снежной Г. В., Ольшанецкий В. Е., Сажнев В. Н. О возможности образования промежуточного ε мартенсита в марганцовистых и хромоникелевых сталях, подвергнутых одноосному сжатию. *Прогресивні технології життєвого циклу авіаційних двигунів та енергетичних установок*:

тези доповідей X міжнар. наук.-техн. конф. (Запоріжжя-Алушта, 23–28 вересня 2013 р.). Запоріжжя: АТ «Мотор Січ», 2013. С. 136–138.

69. Снежной Г. В., Сажнев В. Н., Ольшанецкий В. Е. О структурной и магнитной стабильности аустенита в марганец и никель содержащих сплавах. *Нові конструкційні сталі та стопи і методи їх оброблення для підвищення надійності та довговічності виробів*: збірка матеріалів XIII міжнар. наук.-техн. конф. (м. Запоріжжя, 7–9 жовтня 2014 р.). Запоріжжя: ЗНТУ, 2014. С. 122–124.

70. Снежной Г. В., Ольшанецкий В. Е., Сажнев В. Н. Влияние переходных контактных зон аустенитной металлической матрицы на парамагнетизм и микротвердость. *Теоретичні та прикладні проблеми створення авіаційних двигунів і енергетичних установок*: тези доповідей міжнар. наук.-техн. конф. (м. Запоріжжя, 16–17 жовтня 2014 р.). Запоріжжя: АТ «Мотор Січ», 2014. С. 106–109.

71. Сажнев В. Н., Снежной Г. В. Исследование влияния углерода и фосфора на физико-механические и магнитные свойства высокомарганцевой стали. *Неметалеві вкращення і гази у ливарних сплавах*: тези доповідей XIV міжнар. наук.-техн. конф. (м. Запоріжжя, 6–9 жовтня 2015 р.). Запоріжжя: ЗНТУ, 2015. С. 35–38.

72. Vasylenko O. V., Snizhnoi G. V. Modeling of automated system for magnetic susceptibility measurement. *Прикладні науково-технічні дослідження (Академія технічних наук України)*: матеріали II міжнар. наук.-практ. конф. (м. Івано-Франківськ, 3–5 квітня 2018 р.). Івано-Франківськ: Симфонія форте, 2018. С. 103.

73. Vasylenko O. V., Snizhnoi G. V. Model of choke with movable core for magnetometric system. *Комп'ютерне моделювання та оптимізація складних систем*: матеріали IV міжнар. наук.-техн. конф. (м. Дніпро, 1–2 листопада 2018 р.). Дніпро: УДХТУ, 2018. С. 325–326.

АНОТАЦІЯ

Сніжної Г. В. Наукові основи впливу магнітного стану структури на властивості аустенітних сталей. – Кваліфікаційна наукова праця на правах рукопису.

Дисертація на здобуття наукового ступеня доктора технічних наук за спеціальністю 05.16.01 – Металознавство та термічна обробка металів. – Запорізький національний технічний університет, Запоріжжя, 2019.

Дисертаційна робота присвячена вирішенню науково-практичної проблеми прогнозування механічних і корозійних властивостей аустенітних сталей шляхом дослідження змін структурно-магнітних станів і перетворень аустеніту в результаті температурних і деформаційних дій. Магнітний стан аустеніту при одноосовій пластичній деформації стисненням характеризується збільшенням питомої парамагнітної сприйнятливості χ_0 аустеніту до

максимального значення $\chi_0^{\max}$ з подальшим виникненням α' -мартенситу. Виявлено зв'язок між механічними, корозійними властивостями аустенітних сталей й парамагнітним станом (параметр χ_0) аустеніту.

Ключові слова: аустеніт, сталь, питома магнітна сприйнятливість, ферит, мартенсит, пластична деформація, кріогенне оброблення, механічні властивості, корозія.

АННОТАЦІЯ

Снежной Г. В. Научные основы влияния магнитного состояния структуры на свойства аустенитных сталей. – Квалификационная научная работа на правах рукописи.

Диссертация на соискание ученой степени доктора технических наук по специальности 05.16.01 – Металловедение и термическая обработка металлов. – Запорожский национальный технический университет, Запорожье, 2019.

Диссертация посвящена решению научно-практической проблемы прогнозирования механических и коррозионных свойств аустенитных сталей путем исследования изменений структурно-магнитных состояний и преобразований аустенита в результате температурного и деформационного воздействия.

Экспериментально уточнено переходную границу по содержанию никеля ($26,6 \pm 0,5$ % масс.) изменения механизмов изотермической и атермической кинетик мартенситного $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения в Fe-Ni сплавах (Н15...Н31). Согласно термодинамическому подходу предложена система классификации состояний аустенита по склонности к мартенситному превращению: стабильный, умеренно нестабильный и крайне нестабильный.

Установлено, что магнитное состояние аустенита при одноосной пластической деформации сжатием до действительной деформационной мартенситной точки D_s ($0 < D < D_s$), характеризуется увеличением удельной парамагнитной восприимчивости χ_0 аустенита до максимального значения $\chi_0^{\max}$, а деформация после мартенситной точки D_s ($D > D_s$) – максимальным постоянным значением $\chi_0^{\max} = \text{const}$, в котором образуется и накапливается α' -мартенсит деформации.

Виявлено протиположне впливання Mn в високомарганцевих і Ni в хромонікелевих сталях на величину удельної парамагнітної восприимчивості χ_0 аустенита: марганець зменшує χ_0 , а нікель збільшує χ_0 . Однак, в обох випадках збільшується деформаційна стабільність аустенита к мартенситному превращению.

Построена магнитометрическая диаграмма для определения границ стабильности аустенита хромоникелевых сталей в зависимости от содержания никеля. Определена граница содержания никеля ($11,0 \pm 0,5$ % масс.) изменения состояния аустенита от структурно нестабильного к стабильному. Предложена

модель процесса образования, развития и исчезновения ε -мартенсита при пластической деформации хромоникелевых сталей с умеренно-нестабильным аустенитом.

Экспериментально подтверждена идея о связи между механическими свойствами хромоникелевых, высокомарганцевых аустенитных сталей и парамагнитным состоянием аустенита. Установлено, что питтинговая коррозия аустенитных хромоникелевых сталей согласуется с атомно-магнитным состоянием аустенита: чем больше величина удельной парамагнитной восприимчивости χ_0 аустенита, тем меньше скорость коррозии.

Предложен экспресс-метод оценки механических и коррозионных свойств аустенитных сталей и сплавов (большую объемную часть которых составляет аустенит) в зависимости от атомно-магнитного состояния (параметр χ_0) аустенита.

Ключевые слова: аустенит, сталь, удельная магнитная восприимчивость, феррит, мартенсит, пластическая деформация, криогенная обработка, механические свойства, коррозия.

ANNOTATION

Snizhnoi G. V. Scientific basis of the influence of magnetic state of the structure on the properties of austenitic steels. – Qualifying scientific work by right of a manuscript.

The present dissertation is intended for getting the scientific degree of doctor of technical sciences by speciality 05.16.01 – Metallurgy and heat treatment of metals. – Zaporizhzhya National Technical University, 2019.

The dissertation is devoted to the solution of the scientific and practical problem of prediction of mechanical and corrosion properties of austenitic steels by studying the changes of structural-magnetic states and austenitic transformations as a result of temperature and deformation actions. The magnetic state of austenite of chromium-nickel steels subjected to a uniaxial compressive deformation can be characterized by an increase in the specific magnetic susceptibility χ_0 of austenite to a maximum value $\chi_0^{\max} = \text{const}$ at which, α' -martensite is formed and accumulated.

It is experimentally established that the mechanical properties and the corrosion resistance of austenitic steels depends on the atomic-magnetic state (parameter χ_0) of austenite.

Key words: austenite, steel, specific magnetic susceptibility, ferrite, martensite, plastic deformation, cryogenic treatment, mechanical properties, corrosion.