

Міністерство освіти і науки України  
Запорізький національний технічний університет

Кваліфікаційна наукова праця  
на правах рукопису

**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»

Подається на здобуття наукового ступеня доктора технічних наук

Запоріжжя – 2018

Дисертація містить результати власних досліджень. Використання ідей, результатів і текстів інших авторів мають посилання на відповідне джерело.



\_\_\_\_\_ Г. В. Сніжною

Науковий консультант: Ольшанецький Вадим Юхимович, заслужений діяч науки та техніки України, доктор технічних наук, професор, завідувач кафедри фізичного матеріалознавства Запорізького національного технічного університету.

## 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».

Роботу виконано в Запорізькому національному технічному університеті МОН України, Запоріжжя, 2018.

**Зміст дисертації.** 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.

Розширено уявлення про термодинамічний підхід до оцінки дійсних мартенситних точок в аустенітних сталях під дією температурного і деформаційного впливу. Запропоновано метод високоточного визначення дійсної деформаційної мартенситної точки  $D_s$  у сталях з нестабільним аустенітом. Експериментально знайдено, що магнітний стан аустеніту при одноосьовій пластичній деформації стисненням характеризується зростанням парамагнітного стану, тобто збільшенням питомої парамагнітної сприйнятливості  $\chi_0$  аустеніту до максимального значення  $\chi_0^{\max} = \text{const}$  з подальшим виникненням  $\alpha'$ -мартенситу деформації. Запропоновано і експериментально підтверджено ідею про кореляційний зв'язок між механічними властивостями аустенітних хромонікелевих, високомарганцевих, хромомарганцевих сталей та атомно-магнітним станом аустеніту, який визначається чутливим параметром – питомою парамагнітною сприйнятливістю  $\chi_0$ . Експериментально встановлено, що пітингову корозію аустенітних хромонікелевих сталей можливо прогнозувати за

атомно-магнітним станом (параметр  $\chi_0$ ) аустеніту, а присутній низький вміст  $P_{\delta}$   $\delta$ -фериту ( $\sim 0,005 \dots 0,5$  %) є індикатором цього стану.

У першому розділі *“Аналітичний огляд суперечливих питань, вибір напрямку дослідження і завдання дисертаційної роботи”* проведено аналітичний огляд з питань, що стосуються структурного стану і перетворення аустеніту сталей і сплавів на основі заліза магнітометричними методами. Різниця магнітних властивостей феромагнітної  $\alpha$ -фази ( $\delta$ -фериту,  $\alpha'$ -мартенситу) і парамагнітних  $\gamma$ -,  $\varepsilon$ - фаз зумовлює можливість дослідження фазового складу і перетворень аустенітних сталей магнітометричними методами. Показано актуальність і необхідність проведення подальшого дослідження впливу атомно-магнітного стану аустеніту на початковій 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 *“Матеріали, обладнання і методика дослідження”* присвячено методологічному обґрунтуванню вибору матеріалів і методів дослідження для досягнення поставлених в 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 атомно-магнітного стану аустеніту і визначення низького вмісту  $\alpha$ -фази використано автоматизовану магнітометричну установку (типу терезів Фарадея).

У третьому розділі *“Фазові перетворення і особливості атомно-магнітного стану аустеніту під впливом температури”* представлено результати дослідження фазових перетворень під впливом температури (гартування, нагрів вище та охолодження нижче критичних точок, кріогенне оброблення) аустенітних сталей і сплавів.

Для Fe-Ni (Н15...Н31) сплавів визначено граничну температуру  $T_s$  (дійсну температурну мартенситну точку) фазового  $\gamma \rightarrow \alpha$  перетворення. Уточнено перехідну границю вмісту нікелю зміни механізму кінетики мартенситного перетворення. Одержані результати узгоджуються зі зміною феромагнітної й антиферомагнітної взаємодії між атомами.

Виконано ідентифікацію й кількісне визначення низького вмісту ( $\sim 0,005 \dots 0,5$  %)  $\delta$ -фериту і  $\alpha'$ -мартенситу деформації, які наявні одночасно в аустенітній матриці хромонікелевих сталей. Ідентифіковано стан (початковий або деформований) аустеніту. Виявлено кореляцію між кількістю утвореної карбідної фази ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ) і питомою парамагнітною сприйнятливістю  $\chi_0$  аустеніту. Встановлено, що кріогенна обробка сталі 08Х20Н9Г2Б підвищує здатність до виникнення  $\alpha'$ -мартенситу.

У четвертому розділі *"Фазові перетворення і особливості магнітного стану аустеніту при пластичній деформації аустенітних хромонікелевих, високомарганцевих і хромомарганцевих сталей"* розглянуто термодинамічний підхід до оцінки дійсної деформаційної мартенситної точки в сталях аустенітного класу під впливом пластичної деформації. Наведено схему зміни питомих енергій аустеніту, мартенситних фаз ( $\epsilon$  і  $\alpha'$ ) від зовнішнього тиску. Запропоновано експериментальний метод визначення дійсної деформаційної мартенситної точки  $D_s$  (верхня деформаційна границя інтервалу стабільності аустеніту). Атомно-магнітний стан аустеніту при пластичній деформації характеризується збільшенням питомої магнітної сприйнятливості  $\chi_0$  аустеніту до максимального значення  $\chi_0^{\max}$ . Схема фазового перетворення:  $\gamma_{\text{почат.}} \rightarrow \gamma_{\text{дефор.}} \rightarrow \alpha'$ ,  $\chi_0 \rightarrow \chi_0^{\max} \rightarrow \chi = f(\chi_0^{\max}, \chi_{\alpha'})$ .

Побудовано магнітометричну діаграму  $\chi_0(\text{Ni})$ , що дозволяє встановити області стабільності аустеніту Fe-Cr-Ni сталей. Встановлена границя вмісту нікелю ( $11,0 \pm 0,5$  % мас.) переходу від структурно нестабільного до стабільного аустеніту. Пропонується розглядати питому парамагнітну сприйнятливість  $\chi_0$  аустеніту, як індекс стабільності до мартенситного перетворення.

Експериментально встановлено, що із підвищенням вмісту Mn у високомарганцевих сталях (110Г13Л, 110Г18Л) зростає здатність аустеніту до виникнення  $\epsilon$ -мартенситу, при цьому точка початку  $\gamma \rightarrow \alpha'$  перетворення зміщується в область підвищених деформацій. В сталях 110Г(8...18)Л зі збільшенням вмісту Mn зменшується питома парамагнітна сприйнятливості  $\chi_0$  аустеніту та збільшується стабільність “марганцевого” аустеніту до мартенситного перетворення.

Виявлено, що в зносостійких Fe-C-Mn-Cr сталях з варіацією Cr (0,11...4,39 % мас.) питома парамагнітна сприйнятливості  $\chi_0$  аустеніту зменшується від  $3,50 \cdot 10^{-8}$  до  $2,33 \cdot 10^{-8}$  м<sup>3</sup>/кг, а кількість виникаючого  $\alpha'$ -мартенситу при пластичній деформації зменшується (наприклад при деформації  $D \approx 24$  % – від  $\sim 1,0$  % (сталь 140ХГ7) до  $\sim 0,5$  % (сталь 130Х4Г7).

Запропоновано модель утворення, розвитку і зникнення  $\epsilon$ -фази при пластичній деформації помірно нестабільних аустенітних хромонікелевих сталей.

У п'ятому розділі *“Кореляційний зв'язок між механічними властивостями і магнітним станом аустеніту хромонікелевих, високомарганцевих та хромомарганцевих сталей аустенітного класу”* запропоновано й експериментально підтверджено ідею про зв'язок між механічними властивостями аустенітних сталей і попередньо сформованим атомно-магнітним станом аустенітної матриці (параметр  $\chi_0$ ).

На прикладі п'яти плавок сталі AISI 321 виявлено, що із збільшенням питомої парамагнітної сприйнятливості  $\chi_0$  аустеніту зменшуються значення механічних властивостей ( $\sigma_b$ ,  $\sigma_{0.2}$ , відносне видовження  $\delta$ ). Зауважимо, що з підвищенням кількості  $\delta$ -фериту зростає магнітна сприйнятливості  $\chi$  сталі, яка містить одночасно аустеніт і  $\delta$ -ферит.

Механічні властивості ( $\sigma_b$ , видовження  $\delta$ , звуження  $\Psi$ , КСУ) високомарганцевих сталей 110Г(8...13)Л зростають при зменшенні питомої парамагнітної сприйнятливості  $\chi_0$  аустеніту. Проте, мікротвердість і

ударно-абразивна зносостійкість проявляють протилежний характер до зміни  $\chi_0$ : чим більша  $\chi_0$ , тим більша мікротвердість і зносостійкість. Для сталей Г13Л зі збільшенням вмісту вуглецю (від 0,58 % до 1,56 %) зі зниженням  $\chi_0$  аустеніту зростають показники міцності ( $\sigma_{\text{в}}$ ,  $\sigma_{0,2}$ ), а пластичні ( $\delta$ ,  $\Psi$ ) і ударна в'язкість КСУ характеризуються екстремумами (вміст вуглецю  $\sim 1,3\%$ ).

Для сталей системи Fe-C-Mn-Cr (140ХГ7, 130Х2Г7, 130Х4Г7): чим менша питома парамагнітна сприйнятливість  $\chi_0$  аустеніту, тим вища зносостійкість і ступінь гарячої деформації. Виявлено, що найбільшу зносостійкість має сталь 130Х4Г7 з найбільш стабільним аустенітом, яка легована хромом у кількості 4,39 % мас.

Рекомендовано величину  $\chi_0$  використовувати як ефективний параметр прогнозування механічних властивостей.

У шостому розділі *“Зв'язок між корозійною стійкістю аустенітних хромонікелевих сталей і парамагнітним станом аустеніту”* представлено результати дослідження зв'язку корозійної поведінки аустенітних хромонікелевих сталей і атомно-магнітного стану аустеніту, попередньо сформованого до взаємодії з агресивним середовищем (HCl:HNO<sub>3</sub> 3:1). Експериментально встановлено, що швидкість пітингової корозії  $K$  узгоджується з питомою парамагнітною сприйнятливістю  $\chi_0$  аустеніту. Для сталей AISI 304, 08X18H10, AISI 321, 08X18H10T (містять низьку кількість  $\delta$ -фериту  $\sim 0,005 \dots 0,5\%$ ) маємо, що чим більша  $\chi_0$ , тим менша швидкість корозії  $K$  сталі. Виявлено, що швидкість корозії  $K$  аустенітного сплаву з високим вмістом нікелю 06ХН28МДТ (ЭИ943) на відміну від сталей, які містять  $\delta$ -ферит, має протилежний характер: чим більша питома парамагнітна сприйнятливість  $\chi_0$  аустеніту, тим більша швидкість корозії  $K$  сплаву.

Для аустенітних хромонікелевих сталей визначено швидкість корозії окремих (аустеніту ( $A$ ),  $\delta$ -фериту ( $\Phi$ ),  $\alpha'$ -мартенситу деформації ( $M$ )) і сумарних ( $A+\Phi$ ,  $A+M$ ,  $A+\Phi+M$ ) фаз. Запропоновано за параметрами  $\chi_0$  і  $P_{\delta}$  прогнозувати інтенсивність корозії.

Результати дослідження мають відповідне практичне значення. В актах оцінки ПАТ “Дніпроспецсталь”, “МЕТІНВЕСТ – Маріупольський ремонтно-механічний завод” і актах впровадження ТОВ “Укрспецмаш”, ТОВ “Прогрес Машбуд” відзначається, що дослідження магнітних властивостей аустенітних сталей є перспективним науково-практичним напрямком для контролю якості цих сталей. Запропоновані нові способи контролю дають змогу прогнозування механічних та корозійних властивостей. Використання інтегрованого параметра (питомої парамагнітної сприйнятливості  $\chi_0$  аустеніту) для оцінки властивостей сталей, дозволяє значно скоротити час та трудомісткість випробувань. Отримані результати можуть бути використані під час виробництва, а також при створенні і вдосконаленні технологій температурної й деформаційної обробки сталей.

**Ключові слова:** аустеніт, сталь, питома парамагнітна сприйнятливість, ферит, мартенсит, пластична деформація, кріогенна обробка, механічні властивості, корозія.

## ПЕРЕЛІК 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., Rasshchupkina 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'kyi O. Eh. Magnetometric investigations of corrosion behaviour of AISI 304 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  $\alpha$ -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, що 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. Сніжно́й 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., Лисица О. В., Мищенко В. Г., Снежной В. Л., Снежной Г. В. Перетворення аустеніту в цементованій сталі 13X3HBM2Ф. *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  $\epsilon$ -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 ( $\epsilon$ - і  $\alpha'$ - 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  $\epsilon_s$  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. Мищенко В. Г., Сніжної Г. В., Сніжної В. Л. Розвиток гетерогенності структури корозійностійких сталей реакторів після експлуатації. *Збірник наукових праць «Будівництво, матеріалознавство, 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  $\alpha$ -фазы в хромоникелевых сталях аустенитного класса. *Збірник наукових 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  $\chi_0$ . *Збірник наукових 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 10X13H16B. *Збірник наукових 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. *Збірник наукових 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  $\varepsilon$ - и  $\alpha'$ - мартенситов деформации в аустенитных хромоникелевых сталях. *Збірник наукових 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. *Збірник наукових 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. *Збірник наукових 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) / Міщенко 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  $\epsilon$ -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. Сніжною 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: СНУЯЕтаП, 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. Сніжною 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  $\epsilon$  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 вкраплення 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.

## 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 dissertation is intended for getting the scientific degree of Doctor of Technical Sciences, speciality 05.16.01 – Metallurgy and heat treatment of metals.

The work has been carried out at the Zaporizhzhya National Technical University, Zaporizhzhya, 2018.

**The content of the dissertation.** 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 austenite transformations as a result of temperature and deformation actions.

The concept of a thermodynamic approach for estimating true martensitic points in austenitic steels under the influence of temperature and deformation influence is extended. A method for determining the true deformed martensitic point  $D_s$  in steels with unstable austenite is proposed. Under a compressive deformation  $D$ , at  $D < D_s$  there exists a single-phase (austenite) state, while at  $D > D_s$ , a two-phase (austenite + strain-induced martensite) state arises. The magnetic state of austenite of preliminarily completely austenitized chromium-nickel steels subjected to a uniaxial compressive deformation can be represented in the form of two fields. The first field ( $D < D_s$ ) is characterized by an increase in the paramagnetic state of austenite, i.e., by an increase in the specific magnetic susceptibility  $\chi_0$  of the paramagnetic austenite to a maximum value ( $\chi_0^{\max}$ ); the second field ( $D > D_s$ ) is characterized by a constancy of the paramagnetic state of austenite ( $\chi_0^{\max}$ ); in this field,  $\alpha'$ -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 of austenite, which is a paramagnetic characterized by the specific magnetic susceptibility  $\chi_0$ . The low contents of  $\delta$ -ferrite ( $\sim 0,005 \dots 0,5$  %) can also serve as a measure (indicator) of the processes running in austenitic steels.

Chapter one, “*Analytical review of controversial issues, choice of research direction and tasks of dissertation work*” contains an analytical review of information on the structure and transformations of austenite found by magnetometric methods. The ferromagnetic  $\alpha$ -phase ( $\delta$ -ferrite,  $\alpha'$ -martensite) and the paramagnetic  $\gamma$ -,  $\varepsilon$ - phases have different magnetic properties. The strain-induced  $\alpha'$ -martensite may be generated in a number of areas (for example shear bands, intersection of crystallographic planes, at ternary junctions, grain boundaries) through several

successive transformations:  $\gamma \rightarrow \varepsilon$ ,  $\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha'$ ,  $\gamma \rightarrow \alpha'$ . Actuality and the necessity of conducting research on the influence of the atomic-magnetic state of austenite on the initial stages of temperature  $\gamma \rightarrow \alpha$  and deformation  $\gamma \rightarrow \alpha'$ ,  $\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha'$  transformations, mechanical and corrosion properties of steels are shown.

Chapter two, “*Materials, equipment and methods of investigation*” is devoted to methodological justification of research in order to achieve the defined goals, which include the materials used, calculating and experimental procedures and their sequence. Experiments were carried out on samples of austenitic chromium-nickel, high-mercury and chromium-manganese steels. Theoretical studies of work are based on the fundamental positions of classical thermodynamics are based. An automated magnetometric device (analogue of the Faraday weights) was used to study the atomic-magnetic state of austenite. Also, were used metallography, electron microscopy, X-ray diffraction and energy dispersion analysis of element distribution.

Chapter three, “*Phase transformations and features of the atomic-magnetic state of austenite under the influence of temperature*”, represents the results of research of phase transformations under the influence of temperature (quenching, heating above and cooling below critical points, cryogenic treatment) of austenitic steels and alloys.

The temperature  $T_S$  (true temperature martensitic point) of the phase  $\gamma \rightarrow \alpha$  transformation was determined for alloys Fe-Ni (H15...H31). The transitional boundary of the mechanism of the kinetics of martensite transformation in Fe-Ni alloys was clarified. The results obtained are consistent with a change in the type of interaction between atoms from antiferromagnetic to ferromagnetic. The identification and the quantitative contents  $P_\delta$  ( $\sim 0,005 \dots 0,5$  %) of  $\delta$ -ferrite and strain-induced martensite (simultaneously present in the austenitic matrix of nickel-chromium steels) were shown. The method of identification of the structural state of austenite (initial or deformed) was proposed. Dependence between the amount of formed carbide phase ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ) and the initial specific paramagnetic susceptibility  $\chi_0$  of austenite was revealed. It has been found that cryogenic treatment of steel

08X20H9Г2Б increases the propensity for the occurrence of strain-induced martensite.

Chapter four, “*Phase transformations and features of the magnetic state of austenite during plastic deformation of austenitic chromium-nickel, high-manganese and chromium-manganese steels*”, represents the results of thermodynamic approach to the evaluation of the actual deformation of martensitic point in steels of the austenitic class under the influence of plastic deformation. The scheme of changes in the specific energies of austenite,  $\varepsilon$ - and  $\alpha'$ -martensitic phases from external pressure was shown. The experimental method for determining the actual deformed martensitic point  $D_s$  in metastable austenitic chromium-nickel and high-manganese steels was proposed. The atomic magnetic state of austenite during the plastic deformation is characterized by an increase in the specific magnetic susceptibility of austenite from  $\chi_0$  to a maximum value of  $\chi_0^{\max}$  observed. Phase transformation schemes  $\gamma \rightarrow \gamma' \rightarrow \alpha'$ ,  $\chi_0 \rightarrow \chi_0^{\max} \rightarrow \chi = f(\chi_0^{\max}, \chi_{\alpha'})$  proposed. The magnetometric diagram  $\chi_0(\text{Ni})$  was constructed, which allows to determine the stability regions of austenite Fe-Cr-Ni steels. The nickel content of  $11,0 \pm 0,5$  wt.% in chromium-nickel steels corresponds to a change in the state of austenite from unstable to stable. The specific magnetic susceptibility  $\chi_0$  of austenite as an index of stability relative to martensitic transformation were proposed.

The increase of Mn content in high-manganese steels 110G13L, 110G18L increases the tendency to formation of  $\varepsilon$ -martensite was found. Phase transformation  $\gamma \rightarrow \alpha'$  begins at higher deformations. In steels 110G(8...18)L, with increasing Mn content, the specific magnetic susceptibility of  $\chi_0$  austenite decreases and the stability of “manganese” austenite to transformation  $\gamma \rightarrow \alpha'$  increases.

It was found that in wear-resistant Fe-C-Mn-Cr steels with variation of chromium content (0,11...4,39 wt.%), the specific magnetic susceptibility  $\chi_0$  of austenite decreases from  $3,50 \cdot 10^{-8}$  to  $2,33 \cdot 10^{-8}$  m<sup>3</sup>/kg detected. The amount of  $P_{\alpha'}$  of the resulting  $\alpha'$ -martensite decrease in plastic deformation (for example, with deformation  $D = 24$  % –  $P_{\alpha'}$  changes from  $\sim 1,0\%$  to  $\sim 0,5$  %).

The model of the formation, development and disappearance of the  $\varepsilon$ -phase during plastic deformation of moderately unstable austenitic steels is proposed.

In chapter five, *“Correlation between the mechanical properties and the magnetic state of austenite of chromium-nickel, high-manganese and chromium-manganese steels of the austenitic class”* proposed and experimentally confirmed the idea of the relationship between the mechanical properties of austenitic steels and the previously formed atomic-magnetic state of the austenitic matrix ( $\chi_0$ ).

Mechanical properties of steels type AISI 321 depend on the nature of the paramagnetic austenite matrix observed experimentally. With increasing  $\chi_0$  values of the mechanical properties decrease. Low content  $P_\delta$  of  $\delta$ -ferrite ( $\sim 0,005 \dots 0,5$  %) indirectly affect the magnitude of the mechanical properties, it is assumed.

It has been experimentally established that mechanical properties of high-manganese steel 110G(8...13)L depends mainly on the magnetic nature of paramagnetic austenite matrix has been established experimentally. With decreasing  $\chi_0$  the tensile strength  $\sigma_B$ , impact strength KCU, elongation  $\delta$  and narrowing  $\Psi$  of the increase. With decreasing  $\chi_0$  shock-abrasive wear resistance is reduced.

It has been observed experimentally that physical and mechanical properties of high-manganese steel with different carbon contents depend on the paramagnetic state of the austenite observed experimentally. With a decrease of the specific magnetic susceptibility  $\chi_0$  austenite the strength characteristics (tensile strength  $\sigma_B$  and yield strength  $\sigma_{02}$ ) increase. With a decrease  $\chi_0$  austenite dependence of plastic (elongation  $\delta$  and narrowing  $\Psi$ ) characteristics and toughness KCU contains maximum. The decrease of  $\chi_0$  austenite of chromium-manganese steels corresponds to an increase in wear resistance and the degree of hot deformation. It is recommended to use the value of  $\chi_0$  austenite as an effective parameter for forecasting mechanical properties is recommended.

In chapter six, *“Dependence of corrosion resistance of austenitic chromium-nickel steels on the paramagnetic state of austenite”* the result of research corrosive

behavior of austenitic chromium-nickel steels from the magnetic state (parameter  $\chi_0$ ) of austenite, pre-formed to interact with aggressive media are presented.

Correlation between the rate of pitting corrosion and the specific paramagnetic susceptibility of austenite was experimentally established.

It is experimentally established that the corrosion resistance of austenitic steels AISI 304, 08X18H10, AISI 321, 08Kh18N10T (containing a low amount of  $\delta$ -ferrite  $\sim 0,005 \dots 0,5$  %) depends on the magnetic state of austenite: the corrosion rate of steel decreases with increases  $\chi_0$  austenite. The tendency of change in the corrosion rate of austenitic alloy with a high nickel content 06Kh28NMoCuTi (not contain  $\delta$ -ferrite) has the opposite character: with increasing  $\chi_0$ , the corrosion rate of the alloy increases is revealed.

For austenitic chromium-nickel steels, the corrosion rates of the individual (austenite ( $A$ ),  $\delta$ -ferrite ( $F$ ), strain-induced  $\alpha'$ -martensite ( $M$ )) and total ( $A+F$ ,  $A+M$  and  $A+F+M$ ) phases are determined. It is proposed to predict corrosion according to the specific magnetic susceptibility  $\chi_0$  of austenite and the amount  $\delta$ -ferrite.

The results of research have the corresponding practical significance.

According to the acts of PrJSC “Dneprospetsstal”, “Metinvest – Mariupol machining and repair plant” LLC, “Ukrspetsmash” LLC and “Progress Mashbud” Ltd., the investigation of the magnetic properties of austenitic steels is a promising scientific and practical direction for the quality control of steels. New methods of control enable the rapid prediction of mechanical and corrosion properties proposed. The use of the integrated parameter (specific magnetic susceptibility  $\chi_0$  of austenite) to evaluate the properties of steels, can significantly reduce the time and complexity of the assay. Outcomes may assist in creating and improving technologies of temperature and deformation processing of steels..

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

## PUBLICATIONS BY THE SUBJECT OF DISSERTATION

### Articles in international journals in Scopus and/or 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.

#### **Articles in scientific professional journals of foreign countries**

11. Snizhnoi G. V., Mishhenko V.G., Snizhnoi V.L. Integrated physical method of  $\alpha$ -phase identification in austenitic nickel-chromium steels. *Foundry production and metallurgy*. 2009. No. 3(52). P. 241–244.

12. Mishchenko V.G., Snizhnoi G.V., Snizhnoi V.L., Savkin D.V. Post-operational formation of heterogeneity of both structure and spongy titanium production reactors noncorrodible steels phase composition *Titan*. 2009. No.4. P.5–11.

#### **Articles in scientific professional journals of Ukraine included in Index Copernicus and/or Google Scholar**

13. Snezhnoi G. V. On control of small deformation of austenite chromium nickel steels magnetometrical method. *Aircraft Engineering and Aerospace Technology*. 2010. No. 9(76). P. 131–135.

14. Snezhnoi G. V. Identification of the low content of ferrite and martensite in austenitic chromium-nickel steels. *Aircraft Engineering and Aerospace Technology*. 2011. No. 7(84). P. 76–79.

15. Snizhnoi G. V. Role of magnetic austenite in the formation of corrosion resistance of austenitic chromium-nickel steels. *Aircraft Engineering and Aerospace Technology*. 2012. No. 8(95). P. 141–144.

16. Snizhnoi G. V., Sazhnev V. N. The magnetic state of austenitic matrix and mechanical properties high-manganese steel. *Aircraft Engineering and Aerospace Technology*. 2012. No. 9(96). P. 115–120.

17. Snizhnoi G. V. Magnetometric evaluation of corrosion resistance austenitic chromium-nickel steels with different phase composition. *Aircraft Engineering and Aerospace Technology*. 2013. No. 9(106). P. 195–201.

18. Snizhnoi G. V. Influence of magnetic state austenitic matrix on mechanical properties of steel AISI 321. *Aircraft Engineering and Aerospace Technology*. 2014. No. 7(114). P. 105–109.

19. Snizhnoi G. V., Sazhnev V. N., Ol'shanetskii V. E. *Influence of chemical components on mechanical and magnetic properties manganese*. *Aircraft Engineering and Aerospace Technology*. 2015. No. 8(125). P. 22–26.

20. Snizhnoi G. V. Influence of the total content carbon and nitrogen on the corrosion behavior of steels AISI304 and AISI321. *Aircraft Engineering and Aerospace Technology*. 2016. No. 8(135). P. 95–99.

21. Lazechniy I.M., Lisitsya O. V., Mishchenko V. G., Snezhnoy V. L., Snezhnoy G. V. Transformations of austenite in carburized steel 13X3HBM2Φ. *Innovative materials and technologies in metallurgy and mechanical engineering*. 2011. No. 2. P. 47–52.

22. Ol'shanetskii V. E., Snizhnoi G. V. The exact definition of true martensitic points in the austenitic and austenitic-martensitic special steels at changing the temperature or pressure. *Innovative materials and technologies in metallurgy and mechanical engineering*. 2012. No. 1. P. 15–21.

23. Ol'shanetskii V. E., Snezhnoi G. V., Sazhnev V. N. Regularities of formation martensitic phases in manganese austenite during deformation by compression. *Innovative materials and technologies in metallurgy and mechanical engineering*. 2012. No. 2. P. 8–14.

24. Olshanetskiy V. E., Snezhnoi G. V. Especially the development of martensitic transformations at the compressive deformation in the nickel-containing austenitic steels. *Innovative materials and technologies in metallurgy and mechanical engineering*. 2013. No. 2. P. 20–25.

25. Snezhnoi G. V., Ol'shanetskii V. E., Bobyr S. V. Magnetic phase transformations in steels of 150G7 type under temperature and deformation influence. *Innovative materials and technologies in metallurgy and mechanical engineering*. 2014. No. 1. P. 16–19.

26. Snizhnoi G. V., Mishchenko V. G., Snezhnoi V. L. The evolution of the magnetic state of austenite during cold plastic deformation of austenitic chromium-nickel steels. *Innovative materials and technologies in metallurgy and mechanical engineering*. 2014. No. 2. P. 9–13.

27. Snizhnoi G. V., Ol'shanetskii V. E., Snezhnoi V. L. Types and boundary of condition stable and unstable austenite Fe-Cr-Ni steels. *Innovative materials and technologies in metallurgy and mechanical engineering*. 2015. No. 1. P. 7–13.

28. Olshanetskiy V. E., Snezhnoi G. V., Snezhnoi V. L. Determination of deformation martensite point on austenite Fe-Mn and Fe-Cr-Ni steels in variable and constant magnetic fields. *Innovative materials and technologies in metallurgy and mechanical engineering*. 2016. No. 1. P. 7–10.

29. Snezhnoi G. V., Snezhnoi V. L., Ol'shanetskiy V. E. On peculiarities of the formation and transformation of  $\epsilon$ -martensite during plastic deformation of austenitic chromium-nickel steels. *Innovative materials and technologies in metallurgy and mechanical engineering*. 2016. No. 2. P. 43–49.

30. Ol'shanetskiy V. E., Snizhnoi G. V., Snizhnoi V. L. On the formation of two-phase martensitic mixtures ( $\epsilon$ - and  $\alpha'$ - martensite) in austenitic steels of Fe-Cr-Ni and Fe-Mn systems under cold compression. *Innovative materials and technologies in metallurgy and mechanical engineering*. 2017. No. 1. P. 112–113.

31. Vasylenko O. V., Snizhnoi G. V. PWM controller's models for investigation ACS in spice-family ECAD programs. *Electrical engineering and power engineering*. 2018. No. 1. P. 64–71.

#### **Articles in scientific professional journals of Ukraine**

32. Bobyr S. V., Evsjukov M. F., Snizhnoi G. V. Phase-structure transformation in steel 150Г7Т at cooling. *Metal science and treatment of metals*. 2014. No. 3. P. 10–16.

33. Ol'shanetskii V. E. & Snizhnoi G. V. About the formation of two types of martensite phases in the course of plastic deformation of austenitic chromium-nickel steel. *High pressure physics and technics*. 2013. Vol. 23. No. 2. P. 78–87.

34. Snizhnoi G. V., Zhavzharov Ye. L. Automated equipment for determining the magnetic susceptibility of steels and alloys. *Visnyk NTUU "KPI". Ser. Radiotekhnika. Radioaparotobuduvannya*. 2012. No. 49. P. 136–141.

35. Snizhnoi G. V. Magnetic state of austenite in the early formation of deformation martensite in steel X10CrNiS189. *Physics and chemistry of solid state*. 2011. Vol. 12. No. 3. P. 748–752.

36. Snezhnoy G. V. Determination of deformation martensite point  $\epsilon_s$  in chromiumnickel austenitic steels. *Herald of aeroenginebuilding*. 2011. No. 1. P. 158–162.

37. Snizhnoi G. V., Bobyr S. V. Magnetic state of austenitic steel X8CrNiMnNb2092 after cryogenic treatment. *Physics and chemistry of solid state*. 2014. Vol. 15. No. 4. P. 814–817.

38. Mishchenko V. G., Snizhnoi G. V., Snizhnoi V. L. Development of heterogeneity of structure of corrosion resistant steels of reactors after operation. *Construction, Materials science, Mechanical Engineering. Series: "Starodubovskye reading 2009": scientific works collection*. 2009. No. 48. P. 152–156.

39. Snizhnoi G. V., Mishchenko V. G., Snizhnoi V. L. Prediction of local corrosion resistance by the content of  $\alpha$ -phase in nickel-chromium austenitic steels. *Construction, Materials science, Mechanical Engineering. Series: "Starodubovskye reading 2012": scientific works collection*. 2012. No. 64. P. 409–416.

40. Ol'shanetskiy V. E., Snizhnoi G. V. Method to evaluate the effect of manganese on the mechanical properties of austenitic steel with a paramagnetic parameter  $\chi_0$ . *Mechanics, energy, ecology.: scientific works collection SevNTU*. 2013. No. 137. P. 270–273.

41. Snizhnoi G. V., Mishchenko V. G., Snizhnoi V. L. Kinetics of the selection of the carbide phase in chromium-nickel stainless steel 10X13H16Nb. *Construction,*

*Materials science, Mechanical Engineering. Series: “Starodubovskye reading 2013”:* scientific works collection. 2013. No. 67. P. 155–158.

42. Snizhnoi G. V. Mishchenko V.G., Snizhnoi V. L. On the possibility of classification on the magnetic state of stability austenitic Fe-Cr-Ni steels. *Construction, Materials science, Mechanical Engineering. Series: “Starodubovskye reading 2014”:* scientific works collection. 2014. No. 73. P. 102–106.

43. Snizhnoi G. V., Mishchenko V. G., Snizhnoi V. L. Formation of the first portions of  $\varepsilon$ - and  $\alpha'$ - deformation-induced martensite in chromium-nickel steels of the austenitic class. *Construction, Materials science, Mechanical Engineering. Series: “Starodubovskye reading 2015”:* scientific works collection. 2015. No. 80. P. 307–313.

44. Snizhnoi G. V., Snizhnoi V. L. Identification of corrosion resistance different batches of the same brand austenitic Fe-Cr-Ni alloys. *Construction, Materials science, Mechanical Engineering. Series: “Starodubovskye reading 2016”:* scientific works collection. 2016. No. 89. P.167–171.

45. Snizhnoi G. V. Transformation of  $\varepsilon$ -martensite in austenite Fe-Cr-Ni steel under the influence of temperature and deformation. *Construction, Materials science, Mechanical Engineering. Series: “Starodubovskye reading 2017”:* scientific works collection. 2017. No. 95. P. 124–128.

#### **Patents for invention**

46. Differential dilatometer: Pat. 94867 Ukraine. MIIK G01B 7/16 (2006.01) G01B 5/02 (2006.01) G01N 25/48 (2006.01) G01N 25/16 (2006.01) / Mishchenko V. G, Lazechnyi I. M., Snizhnoi G. V, Meniailo O. I. – № a201007916; applied on June 24, 2010; published on June 10, 2011. Bul. № 11. 5 p.

47. Wear-resistant alloy: Pat. 101269 Ukraine. MIIK (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) / Bobyr S. V., Levchenko G. V., Snizhnoi G. V., Pliuta V. L, Bobyr S. A. – № a201115526; applied on December 28, 2011; published on March 11, 2013. Bul. № 5. 5 p.

### **Patents for utility**

48. Method for determining wear resistance of austenitic steels and alloys: Pat. 68116 Ukraine. МПК G01N 27/76 (2006.01), G01N 3/56 (2006.01) / Snizhnoi G. V., Bobyr S. V. – № u201111635; applied on 03.10.2011; published on 12.03.2012. Bul. № 5. 5 p.

49. Method of determining the impact strength of austenitic manganese steels: Pt. 73517 Ukraine. MKB G01N 27/76 (2006.01) / Snizhnoi G. V. , Sazhnev V. N. – № u201203264; applied on October 20, 2012; published on September 25, 2012. Bul. № 18. 5 p.

50. Method of determining the corrosion rate of austenitic steels and alloys: Pat. 78117 Ukraine. МПК (2013.01) G01N 17/00 G01N 27/76 (2006.01) / Snizhnoi G. V. – № u201210212; applied on August 28, 2012; published on March 11, 2013. Bul. № 5. 6 p.

51. Method of determining the microhardness of austenitic manganese steels: Pat. 78157 Ukraine. МПК G01N 27/76 (2006.01) G01N 27/80 (2006.01) / Snizhnoi G. V., Sazhnev V. N. – № u201210415; applied on September 03, 2012; published on March 11, 2013. Bul. № 5. 6 p.

52. Method for determining the relative elongation of austenitic manganese steels: Pat. 88670 Ukraine. МПК G01N 27/76 (2006.01) G01N 27/80 (2006.01) / Snizhnoi G. V., Sazhnev V. N. – № u201312594; applied on October 28, 2013; опубл. March 25, 2014. Bul. № 6. 6 p.

### **Abstracts of international conferences**

53. Snezhnoi G. V. On control of small deformations of austenite chromium-nickel steels magnetometrical method. Abstracts of reports XV international congress of aeroenginebuilders (Kharkiv, Sept. 14–19, 2010). Kharkiv: kHAI, 2010. P. 48.

54. Snezhnoi G. V. Identification of the low content of ferrite and martensite in austenitic chromium-nickel steels. Abstracts of reports XVI international congress of aeroenginebuilders (Kharkiv, Sept. 14–19, 2011). Kharkiv: kHAI, 2011. P. 116.

55. Snizhnoi G. V. Role of magnetic austenite in the formation of corrosion resistance of austenitic chromium-nickel steels. Abstracts of reports XVII

international congress of aeroenginebuilders (Kharkiv, Sept. 14–19, 2012). Kharkiv: kHAI, 2012. P. 50.

56. Snizhnoi G. V. Magnetometric evaluation of corrosion resistance austenitic chromium-nickel steels with different phase composition. Abstracts of reports XVIII international congress of aeroenginebuilders (Kharkiv, Sept. 14–19, 2013). Kharkiv: kHAI, 2013. P. 51–52.

57. Snizhnoi G. V. Influence of magnetic state austenitic matrix on mechanical properties of steel AISI 321. Abstracts of reports XIX international congress of aeroenginebuilders (Kharkiv, Sept. 14–19, 2014). Kharkiv: kHAI, 2014. P. 38–39.

58. Snizhnoi G.V., Sazhnev V.N., Ol'shanetskii V.E. Influence of chemical components on mechanical and magnetic properties manganese steels. Abstracts of reports XIX international congress of aeroenginebuilders (Kharkiv, Sept. 4–9, 2015). Kharkiv: kHAI, 2015. P. 86.

59. Snizhnoi G. V. Influence of the total content carbon and nitrogen on the corrosion behavior of steels AISI 304 and AISI 321. Abstracts of reports XXI international congress of aeroenginebuilders (Kharkiv, Sept. 5–10, 2016). Kharkiv: kHAI, 2016. P. 73–74.

60. Snizhnoi G. V., Snezhnoi V. L. Model nucleation, development and disappearance of  $\epsilon$ -martensite during plastic deformation of austenitic Fe-Cr-Ni steel. Abstracts of reports XXII international congress of aeroenginebuilders (Kharkiv, Sept. 4–8, 2017). Kharkiv: kHAI, 2017. P. 66.

61. Snizhnoi G. V., Zhavzharov E. L. Automated installation for determining the magnetic susceptibility of steels and alloys. *Radioengineering fields, signals, apparatus and systems (theory, practice, history, education)*: proceedings of international scientific and technical conference. (Kiev, Feb. 22–29, 2012). Kiev: KPI, 2012. P. 102–103.

62. Snizhnoi G. V., Bobyr S. V. Influence of austenite magnetic state on the service properties of wear-resistant steels of the Fe-C-Mn-Cr system. *Innovative resource-saving materials and strengthening technologies*: proceedings of

international scientific and practical conference. (Mariupol, Jun. 06–08, 2012). Mariupol: PSTU, 2012. P. 69–71.

63. Ol'shanetskii V. E., Snizhnoi G. V., Sazhnev V. N. On thermodynamic aspects of formation of intermediate martensitic phases in high-manganese steels. *Actual problems of applied physics: proceedings of I international scientific and practical conference*. (Sevastopol, Sept. 24–28, 2012). Sevastopol: SNUNEaI, 2012. P. 307–308.

64. Snizhnoi G. V., Bobyr S. V. Magnetic state of austenite steel 08X20H9Г2Б after cryogenic treatment. *Functional and structural materials: abstracts of reports of III international scientific and technical conference*. (Donetsk, Nov. 11–14, 2013). Donetsk: STC “Reactivelectron” NAS of Ukraine, 2013. P. 38.

65. Snizhnoi G. V., Zhavzharov E. L. Automated equipment for determining the temperature dependence of the magnetic susceptibility of steels and alloys. *Modern problems and achievements in the field of radio engineering, telecommunication and information technologies: abstracts of reports of VI international scientific and practical conference*. (Zaporizhzhia, Sept. 19–21, 2012). Zaporizhzhia: ZNTU, 2012. P. 154–155.

66. Ol'shanetskii V. E., Snizhnoi G. V., Sazhnev V. N. On the thermodynamic aspects of the formation of martensitic phases during deformation of austenite in high-manganese steels. *Progressive technologies in the life cycle of aviation engines and power plants: collection of abstracts of IX international scientific and technical conference*. (Zaporizhzhia–Alushta, Sept. 24–29, 2012). Zaporizhzhia: Motor Sich JSC, 2012. P. 130–133.

67. Mishchenko V. G., Snizhnoi G. V., Snizhnoi V. L., Sebalo M. Y. Magnetometric analysis of AISI 321 steel after corrosion damage. *Composites and fiberglass: collection of abstracts of VI international specialized exhibition-conference*. (Zaporizhzhia, Apr. 24–25, 2013). Zaporizhzhia, 2013. P. 52.

68. Snizhnoi G. V., Ol'shanetskii V. E., Sazhnev V. N. On the possibility of the formation of intermediate  $\epsilon$  martensite in manganese and nickel-chromium nickel



steels subjected to uniaxial compression. *Progressive technologies in the life cycle of aviation engines and power plants*: collection of abstracts of X international scientific and technical conference. (Zaporizhzhia–Alushta, Sept. 23–28, 2013). Zaporizhzhia: Motor Sich JSC, 2013. P. 136–138.

69. Snizhnoi G. V., Sazhnev V. N., Ol'shanetskii V. E. On the structural and magnetic stability of austenite in manganese and nickel-containing alloys. *New structural steels and alloys, methods of treatment to improve their products reliability and durability*: collection of scientific works of XIII international scientific and technical conference. (Zaporizhzhya, Oct. 7–9, 2014). Zaporizhzhya: ZNTU, 2014. P. 122–124.

70. Snizhnoi G. V., Ol'shanetskii V. E., Sazhnev V. N. Influence of transitional contact zones of austenitic metal matrix on paramagnetism and microhardness. *Theoretical and applied problems of creating aircraft engines and power plants*: collection of abstracts of international scientific and technical conference. (Zaporizhzhya, Oct. 16–17, 2014). Zaporizhzhya: Motor Sich JSC, 2014. P. 106–109.

71. Sazhnev V. N., Snizhnoi G. V. Investigation of the effect of carbon and phosphorus on the physico-mechanical and magnetic properties of high-manganese steel. *Non-metallic inclusions and gases in the cast alloys*: collection of abstracts of XIV international scientific and technical conference. (Zaporizhzhya, Oct. 6–9, 2015). Zaporizhzhya: ZNTU, 2015. P. 35–38.

72. Vasylenko O. V., Snizhnoi G. V. Modeling of automated system for magnetic susceptibility measurement. *Applied scientific and technical research*: proceedings of II international scientific and practical conference. (Ivano-Frankivsk, Apr. 3–5, 2018). Ivano-Frankivsk: Symphony Forte, 2018. P. 103.

73. Vasylenko O. V., Snizhnoi G. V. Model of choke with movable core for magnetometric system, *Computer simulation and optimization of complex systems*: proceedings of IV international scientific and technical conference. (Dnipro, Nov. 1–2, 2018). Dnipro: UDHTU, 2018. P. 325–326.

## ЗМІСТ

Перелік умовних позначень .....	40
Вступ .....	41
Розділ 1 Аналітичний огляд суперечливих питань, вибір напрямку дослідження і завдання дисертаційної роботи .....	56
1.1 $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворення аустенітних сталей і сплавів на основі заліза під впливом температури .....	57
1.1.1 Поліморфні фази чистого заліза і їх магнітні властивості .....	57
1.1.2 Ізотермічне й атермічне $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворення в сталях і сплавах на основі заліза з погляду магнітних досліджень .....	60
1.1.3 Використання узагальненого закону Кюрі-Вейса у вигляді формули Даніляна для дослідження магнітних властивостей аустенітних сталей і сплавів .....	68
1.2 Вивчення структурного стану і перетворення аустеніту сталей на основі заліза магнітометричними методами .....	71
1.2.1 Магнітометричний аналіз впливу холодної пластичної деформації на стан і фазові перетворення аустеніту хромонікелевих сталей аустенітного класу .....	71
1.2.2 Магнітометричний аналіз впливу пластичної деформації на структурний стан і перетворення аустенітних марганцевих сталей .....	80
1.3 Аналіз сучасного стану досліджень локальної корозії аустенітних Fe-Cr-Ni сталей залежно від вмісту $\alpha$ -фази .....	85
1.4 Вибір напрямку досліджень і завдань дисертаційної роботи .....	89
1.5 Висновки .....	93
Розділ 2 Матеріали, обладнання і методики дослідження .....	95
2.1 Матеріали досліджень .....	95
2.2 Методи визначення структури, механічних і корозійних властивостей досліджуваних сталей .....	101

2.3	Методика визначення питомої парамагнітної сприйнятливості $\chi_0$ аустеніту та низького вмісту $P_\alpha$ феромагнітної альфа-фази .....	102
2.4	Розробка автоматизованої установки для визначення магнітної сприйнятливості сталей і сплавів .....	106
2.5	Висновки .....	113
Розділ 3 Фазові перетворення і особливості атомно-магнітного стану аустеніту під впливом температури .....		114
3.1	Термодинамічні аспекти формування мартенситних фаз в аустенітних сталях і сплавах під впливом температури .....	114
3.2	Кінетика мартенситного перетворення в залізникелевих сплавах та магнітний стан аустеніту поблизу мартенситної точки .....	119
3.3	Ідентифікація аустеніту, $\delta$ -фериту і $\alpha'$ -мартенситу в одно-, дво- і трифазних Fe-Cr-Ni аустенітних сталях при температурному впливі .....	127
3.4	Кореляційна залежність між вмістом утворених карбідів цементитного типу $Fe_3C$ і магнітним станом аустеніту Fe-Cr-Ni сталей ...	137
3.5	Магнітний стан аустеніту сталі 08X20H9Г2Б після криогенного оброблення .....	141
3.6	Про можливість класифікації за магнітним станом ступеня температурної стабільності аустенітних Fe-Cr-Ni сталей .....	146
3.7	Фазово-структурні і магнітні перетворення високомарганцевої сталі 150Г7 залежно від температури .....	152
3.8	Висновки .....	160
Розділ 4 Фазові перетворення і особливості магнітного стану аустеніту при пластичній деформації аустенітних хромонікелевих, високомарганцевих і хромомарганцевих сталей .....		164
4.1	Термодинамічна оцінка дійсної деформаційної мартенситної точки аустенітних сталей та її експериментальне підтвердження в результаті пластичної деформації .....	164

4.1.1 Поведінка аустеніту до і після зародження мартенситу деформації та визначення дійсної деформаційної мартенситної точки в аустенітних хромонікелевих сталях при пластичній деформації .....	170
4.2 Формування двох типів ( $\epsilon$ і $\alpha'$ ) мартенситних фаз з погляду термодинаміки при пластичній деформації аустенітних хромонікелевих сталей .....	175
4.3 Експериментальні дослідження впливу пластичної деформації стисненням на процес утворення $\epsilon$ - і $\alpha'$ - мартенситів в структурі аустенітних хромонікелевих сталей .....	192
4.4 Закономірності формування мартенситних фаз у марганцевому аустеніті при деформації стисненням (термодинамічний підхід та його експериментальне підтвердження) .....	207
4.5 Магнітний стан аустеніту поблизу дійсної деформаційної мартенситної точки і його вплив на зародження мартенситу деформації в аустенітних хромонікелевих сталях .....	217
4.6 Еволюція магнітного стану аустеніту при деформації розтягом аустенітних хромонікелевих сталей .....	222
4.7 Види і границі станів деформаційної стабільності і нестабільності аустеніту Fe-Cr-Ni сталей залежно від вмісту нікелю .....	227
4.8 Вплив магнітного стану аустеніту на фазово-структурні перетворення аустенітних зносостійких високомарганцевих сталей 110Г(8...18)Л та хромомарганцевих систем Fe-C-Mn-Cr після холодної пластичної деформації стисненням .....	236
4.9 Висновки .....	248
Розділ 5 Кореляційний зв'язок між механічними властивостями і магнітним станом аустеніту хромонікелевих, високомарганцевих та хромомарганцевих сталей аустенітного класу .....	251
5.1 Вплив магнітного стану аустенітної матриці на механічні властивості хромонікелевих сталей AISI 321 .....	251

5.2 Залежність мікротвердості аустеніту від вмісту Ni в хромонікелевих сталях X17H(8...16)T .....	257
5.3 Магнітний стан аустенітної матриці і механічні властивості (ударна в'язкість, границя міцності, відносні видовження і звуження, мікротвердість) високомарганцевих сталей .....	261
5.4 Кореляційна залежність між механічними й магнітними властивостями сталей Г13Л з різним вмістом вуглецю .....	273
5.5 Взаємозв'язок між зносостійкістю, ступенем гарячої деформації, твердістю і початковим атомно-магнітним станом аустеніту Fe-C-Mn-Cr сталей .....	278
5.6 Висновки .....	283
Розділ 6 Зв'язок між корозійною стійкістю аустенітних хромонікелевих сталей і парамагнітним станом аустеніту .....	285
6.1 Зв'язок між корозійною стійкістю аустенітних хромонікелевих сталей AISI 304, 08X18H10, AISI 321, 08X18H10T (містять низьку кількість $\delta$ -фериту) і парамагнітним станом аустеніту .....	285
6.2 Вплив сумарного вмісту вуглецю і азоту на корозійну стійкість сталей AISI 304 і AISI 321 .....	292
6.3 Дослідження корозійної стійкості різних плавків однієї марки аустенітних Fe-Cr-Ni сплавів, які не містять $\delta$ -фериту .....	294
6.4 Магнітометрична оцінка корозійної стійкості аустенітних хромонікелевих сталей залежно від фазового складу ( $A$ , $\Phi$ , $M$ ) після деформацій стисненням і згинанням .....	298
6.4.1 Корозійна стійкість аустеніту однофазної ( $A$ ) сталі 08X18H10T (№1) при одноосьовому стисненні до зародження мартенситу деформації .....	300

6.4.2 Корозійна стійкість двохфазної ( $A+M$ ) сталі 08X18H10T (№1) при одноосьовому стисненні (виникнення $\alpha'$ -мартенситу) .....	302
6.4.3 Корозійна стійкість мартенситу деформації ( $M$ ), який виникає при одноосьовому стисненні сталі 08X18H10T (№1) .....	303
6.4.4 Корозійна стійкість трифазної ( $A+\Phi+M$ ) сталі 08X18H10T (№2) після згину зразків на кут $180^\circ$ від початкового атомно-магнітного стану ( $\chi_0(\Phi+M)$ ) аустенітної матриці, яка містить $\delta$ -ферит і $\alpha'$ -мартенсит деформації .....	305
6.4.5 Корозійна стійкість двохфазної ( $A+\Phi$ ) сталі 08X18H10T (№2) до деформації згинанням залежно від початкового атомно-магнітного стану ( $\chi_0(\Phi)$ ) аустенітної матриці, яка містить $\delta$ -ферит .....	307
6.4.6 Корозійна стійкість мартенситу деформації після згину зразків сталі 08X18H10T (№2) на кут $180^\circ$ від початкового атомно-магнітного стану ( $\chi_0(\Phi)$ ) аустенітної матриці, яка містить $\delta$ -ферит .....	308
6.4.7 Залежність корозійної стійкості $\delta$ -фериту сталі 08X18H10T (№2) від початкового атомно-магнітного стану ( $\chi_0(\Phi)$ ) аустенітної матриці, яка містить $\delta$ -ферит .....	309
6.5 Залежність швидкості пітингової корозії від вмісту $\delta$ -фериту і питомої парамагнітної сприйнятливості $\chi_0$ аустеніту зразків трубної заготовки та промислового листа сталі 08X18H10T .....	310
6.6 Магнітометричний аналіз розвитку гетерогенності структури корозійностійких Fe-Cr-Ni сталей реакторів після експлуатації .....	319
6.7 Висновки .....	325
Висновки .....	328
Список використаних джерел .....	332
Додаток А .....	370
Додаток Б .....	371
Додаток В .....	373

Додаток Г .....	374
Додаток Д .....	376
Додаток Е .....	378
Додаток Ж .....	379
Додаток И Перелік опублікованих праць за темою дисертації .....	380

## ПЕРЕЛІК УМОВНИХ ПОЗНАЧЕНЬ

$P_\alpha$  – сумарна кількість феромагнітних фаз в об’ємних відсотках;

$P_{\alpha'}$  – кількість  $\alpha'$ -мартенсита деформації в об’ємних відсотках;

$P_\delta$  – кількість  $\delta$ -фериту в об’ємних відсотках;

$P_c$  – кількість феромагнітної карбідної фази в об’ємних відсотках;

$\vec{J}$  – вектор інтенсивності намагнічування;

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

$\chi_\infty$  – результуюча питома магнітна сприйнятливості, м<sup>3</sup>/кг;

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

$\chi_0$  – питома парамагнітна (магнітна) сприйнятливості аустеніту, м<sup>3</sup>/кг;

$D_s$  – дійсна (однозначна) деформаційна мартенситна точка (відносна ступень деформації), %;

$\chi_s$  – граничне значення питомої магнітної сприйнятливості, нижче якого існує тільки аустеніт, а вище – аустеніт і мартенсит;

$\chi_0^{\max}$  – максимальне значення питомої парамагнітної сприйнятливості  $\chi_0$  аустеніту, м<sup>3</sup>/кг;

$\gamma^{\text{поч.}}$  – початковий (до деформації) стан аустеніту;

$\gamma'$  – деформований аустеніт;

$\gamma'_{\max}$  – деформований аустеніт, якому відповідає максимальне значення  $\chi_0^{\max}$ ;

$\Pi$  – показник пластичності ( $\Pi = \sigma_{0.2} / \sigma_B$ );

$\Pi_1$  – показник опору деформації Мартена-Волеса ( $\Pi_1 = (\sigma_B / \sigma_{0.2}) \cdot \delta$ ), %;

е.д.у. – енергія дефектів упаковки;

$\sigma$  – загальна питома намагніченість зразка, (А·м<sup>2</sup>)/кг;

$\sigma_m$  – феромагнітна складова питомої намагніченості  $\alpha$ -фази зразка, (А·м<sup>2</sup>)/кг;

$\mu_{\text{ef}}$  – ефективне число магнетонів Бора на атом;

$R^2$  – коефіцієнт кореляції.



## ВСТУП

**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  $\chi_0$  (сумарний магнітний момент одиниці маси аустеніту при одиничному значенні магнітного поля). При цьому, параметр  $\chi_0$  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  $\chi$  сталі (а не  $\chi_0$  аустеніту), яка може містити одночасно аустеніт і  $\alpha$ -фазу ( $\delta$ -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  $\chi_0$ ) аустеніту, який не містить або містить наднизьку кількість  $\alpha$ -фази ( $\delta$ -ферит,  $\alpha'$ -мартенсит), потребує теоретичних, експериментальних та практичних підтверджень.

Встановлення кореляційних зв'язків між атомно-магнітним станом (питомою парамагнітною сприйнятливістю  $\chi_0$ ) 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 ( $\sim 0,005 \dots 0,5$  %)  $\alpha$ -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 ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ). 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  $\alpha$ -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  $\chi_0$  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  $\chi_0$ , 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  $\chi_0$  аустеніту від вмісту нікелю за різної кількості  $\delta$ -фериту в хромонікелевих сталях аустенітного класу.

4. Дослідити зміни магнітного стану аустеніту до і після зародження  $\alpha'$ -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  $\delta$ -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  $\chi_0$  аустеніту. Побудувати номограми, за допомогою яких можливе прогнозування механічних властивостей залежно від значення питомої парамагнітної сприйнятливості  $\chi_0$  аустеніту і вмісту марганцю.

7. Виявити зв'язок механічних властивостей сталей Г13Л з різним вмістом вуглецю й атомно-магнітним станом (параметром  $\chi_0$ ) аустеніту.

8. Встановити зв'язок швидкості корозії аустенітних хромонікелевих сталей (які не містять або містять низьку кількість  $\delta$ -фериту) і питомої парамагнітної сприйнятливості  $\chi_0$  аустеніту. Виявити вплив низького вмісту  $\delta$ -фериту на швидкість корозії досліджуваних сталей.

9. Дати магнітометричну оцінку швидкості корозії окремих фаз аустеніту ( $A$ ), низького вмісту  $\delta$ -фериту ( $\Phi$ ),  $\alpha'$ -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 сталі 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  $G_\gamma$  і мартенситних ( $\epsilon$ ,  $\alpha'$ ) фаз  $G_\epsilon$ ,  $G_{\alpha'}$  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  $\chi_0$  аустеніту від початкового до постійного максимального значення, в якому при подальшій деформації виникає й накопичується  $\alpha'$ -мартенсит деформації. Розроблено метод високоточного визначення дійсної деформаційної мартенситної точки  $D_s$ .

Запропоновано модель процесу утворення, розвитку та зникнення супутнього  $\epsilon$ -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  $\chi_0$  аустеніту: збільшення вмісту Mn зменшує  $\chi_0$  “марганцевого” аустеніту, а

підвищення вмісту Ni збільшує  $\chi_0$  “нікелевого” аустеніту. Однак, в обох випадках збільшується деформаційна стабільність аустеніту до мартенситного перетворення.

**3. Встановлено залежність між питомою парамагнітною сприйнятливістю  $\chi_0$  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  $\chi_0$ .** Встановлено, що зі зниженням  $\chi_0$  підвищується тимчасовий опір розриву  $\sigma_B$ , границя текучості  $\sigma_{0,2}$ , відносне видовження  $\delta$ . Запропоновано  $\chi_0$  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  $\chi_0$ ).** Механічні властивості ( $\sigma_B$ ,  $\delta$ ,  $\Psi$ , КСУ) зростають при зменшенні  $\chi_0$ . Проте, ударно-абразивна зносостійкість  $K_z$  і мікротвердість проявляють протилежний характер до зміни  $\chi_0$ : чим більше  $\chi_0$ , тим більше  $K_z$  і мікротвердість. Показано, що низький вміст ( $\sim 0,005 \dots 0,5$ %) утвореного



$\alpha'$ -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...1,56 % мас.) і парамагнітним станом аустеніту (параметр  $\chi_0$ ).** Зі зниженням величини  $\chi_0$  аустеніту зростають показники міцності (границя міцності  $\sigma_B$  і умовна границя текучості  $\sigma_{0,2}$ ), а пластичні характеристики (відносне видовження  $\delta$  і звуження  $\Psi$ ), ударна в'язкість КСУ мають екстремуми, які пояснюються насиченням “марганцевого” аустеніту вуглецем.

Виявлено, що чим більш стабільний аустеніт (менша величина  $\chi_0$  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  $\chi_0$ ) аустеніту.** Експериментально встановлено кореляційний зв'язок між швидкістю корозії  $K$  аустенітних хромонікелевих сталей і  $\chi_0$  аустеніту: чим більша величина  $\chi_0$ , тим вища корозійна стійкість (менша швидкість корозії  $K$ ). Пропонується прогнозування корозійної стійкості сталей за величиною питомої парамагнітної сприйнятливості  $\chi_0$  аустеніту.

**9. Ідентифіковано наявність низьких вмістів (~0,005...0,5 %)  $\delta$ -фериту і  $\alpha'$ -мартенситу деформації, які одночасно наявні в аустенітній матриці хромонікелевих сталей.** Із температурних залежностей питомої магнітної сприйнятливості  $\chi$  аустенітних хромонікелевих сталей визначено присутність низького вмісту  $\delta$ -фериту і  $\alpha'$ -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. Отримані нові результати стосовно кореляції між властивостями сталей і атомно-магнітним станом аустеніту 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  $\chi_0$  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  $\chi_0$  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. Автором проведено експериментальні дослідження, розрахунки й науковий аналіз. Автором опубліковано 12 одоосібних статей [146, 176, 184, 190, 191, 200, 219, 221, 243, 247, 250, 267], у яких встановлено ефект зміни магнітного стану аустеніту, виконано експериментальне визначення дійсної деформаційної мартенситної точки, досліджено трансформацію  $\epsilon$ -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 [139, 180, 264]; запропонована й експериментально підтверджена система класифікації зміни стабільності станів аустеніту за здатністю до мартенситного перетворення у Fe-Cr-Ni сталях аустенітного класу [155, 192, 207, 269]; 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 [142]; теоретичне обґрунтування та дослідне визначення наднизького вмісту в об'ємних відсотках феромагнітної карбідної фази  $Fe_3C$  [149]; ідея термодинамічного уявлення про формування двох типів ( $\epsilon$  і  $\alpha'$ ) мартенситних фаз [261] при пластичній деформації аустенітних хромонікелевих 10X16H13, 12X15H16 [152, 181] і високомарганцевих 110Г13Л, 110Г18Л [162] сталей; теоретичні й експериментальні дослідження запропонованої моделі утворення, розвитку та зникнення  $\epsilon$ -мартенситу [152, 189, 265]; ідея прогнозування механічних властивостей високомарганцевих сталей із залученням для

еталонних матеріалів тарувальних графіків «питома парамагнітна сприйнятливості  $\chi_0$  аустеніту – механічний параметр ( $\sigma_v$ ,  $\delta$ ,  $\Psi$ , КСУ, мікротвердість)» [224–226]; узагальнюючий аналіз зміни магнітного стану аустеніту в сталях 12X18H10T [203]; побудова магнітометричної діаграми стабільності аустеніту Fe-Cr-Ni сталей від вмісту нікелю [154, 217]; виявлення зв'язку між механічними властивостями сталей 110Г(8...13)Л і магнітним станом аустеніту [216, 227]; експериментальне визначення питомої парамагнітної сприйнятливості для виявлення зв'язків між механічними властивостями сталей Г13Л з варіацією вмісту вуглецю [233], сталей 140ХГ7, 130Х2Г7, 130Х4Г7 [239], 150Г7 [160, 167] і магнітним станом аустеніту; проведення кількісного і якісного оцінювання низького вмісту ( $\sim 0,005 \dots 0,5$  %)  $\delta$ -фериту і  $\alpha'$ -мартенситу деформації при їх одночасній наявності в аустенітній матриці хромонікелевих сталей [208]; виявлення зміни магнітного стану аустеніту сталі 08Х20Н9Г2Б після криогенного оброблення [151], сталей 10Х23Н18 і 05Х18Н10Т після експлуатації [263]; установлення кореляційного зв'язку між швидкістю пітингової корозії аустенітних хромонікелевих сталей і питомою парамагнітною сприйнятливостю аустеніту [211, 258]; розробка технічного завдання для автоматизації магнітометричної установки [128, 209]; нове вирішення науково-технічної проблеми – прогнозування швидкості корозії за параметром питомої парамагнітної сприйнятливості аустеніту і низького вмісту  $\alpha$ -фази [240, 244, 246].

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 вкраплення 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.

## РОЗДІЛ 1

### АНАЛІТИЧНИЙ ОГЛЯД СУПЕРЕЧЛИВИХ ПИТАНЬ, ВИБІР НАПРЯМКУ ДОСЛІДЖЕННЯ І ЗАВДАННЯ ДИСЕРТАЦІЙНОЇ РОБОТИ

Важливою проблемою металознавства є встановлення взаємозв'язку між складом, структурою, фазовими перетвореннями і фізичними, механічними та службовими властивостями матеріалів. Значні зусилля, які направлені на вивчення властивостей сталей і сплавів, пов'язані з фазовими перетвореннями, зокрема мартенситними. Мартенситне перетворення (МП) привертає увагу дослідників, оскільки присутнє в процесах гартування, термічної обробці і деформації відповідних сталей і сплавів. Г.В. Курдюмов [1] узагальнив поняття МП: „Мартенситне перетворення полягає у закономірній перебудові ґратки, за якої атоми не обмінюються місцями, а лише зміщуються один відносно другого на відстані, що не перевищують міжатомні”. С.С. Штейнберг [2] пов'язав МП з виникненням напруження в аустеніті. Положення МП були розвинуті О.П. Гуляєвим [3]: „Під мартенситним перетворенням треба розуміти особливий вид фазового перетворення у твердому тілі, який протікає за бездифузійному, зсувним механізмом, названого мартенситним, а під мартенситом – продукт такого перетворення”. Різниця магнітних властивостей  $\gamma$ - і  $\alpha$ - фаз уможлиблює використання магнітних методів для дослідження фазових перетворень. Вивченню МП, зокрема за магнітними параметрами, присвячено роботи Г. В. Курдюмова, М. М. Міхеєва, О. П. Гуляєва, О. П. Максимової, В.Д. Садовського, М.А. Кривоглаза, І.Я. Дехтяра, Л.І. Лисака, Б.І. Ніколіна, Б. Л. Апаєва, С. Д. Ентіна, Л. М. Ромашова, Л. Д. Ворончихина, П. Є. Меринова, О.П. Максимкіна, А.Г. Чандріса, Б.А. Білбі, Г. Закса, І. В. Христіана, Л. Кауфмана, М. Коєна, А. З. Меньшикова, Е. І. Естріна, І. Я. Георгієвої, В. А. Лободюк. Огляд робіт про стан і перспективи використання магнітних методів для оцінки структурного стану, фазового складу, фізико-механічних властивостей прокату та термічно оброблених сталевих виробів наведено в [4].



## 1.1 $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворення аустенітних сталей і сплавів на основі заліза під впливом температури

### 1.1.1 Поліморфні фази чистого заліза і їх магнітні властивості

Відомо, що фазовий склад і фазові перетворення в сталях і сплавах на основі заліза, в певній мірі визначаються зміною ґратки заліза, тобто поліморфізмом. При нормальному тиску модифікації чистого заліза стабільні в таких інтервалах температур:  $\alpha$ -залізо (ОЦК ґратка) від  $-273^\circ\text{C}$  до  $911^\circ\text{C}$  і  $1392^\circ\text{C}$  до  $1539^\circ\text{C}$ ,  $\gamma$ -залізо (ГЦК ґратка) від  $911^\circ\text{C}$  до  $1392^\circ\text{C}$  [3]. При певному тиску з'являється нова поліморфна модифікація ґратки з гексагональним щільнішим пакуванням (ГШП), а саме  $\epsilon$ -фаза. З підвищенням тиску розширюється температурна область існування  $\epsilon$ -фази [5] (рис. 1.1).

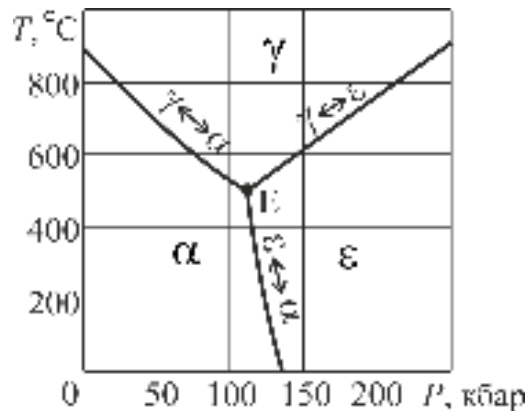


Рисунок 1.1 – Вплив температури і тиску на поліморфні модифікації заліза (P-T – діаграма) [5]

Легування нікелем, марганцем, рутенієм, іридієм дозволяє отримати при нормальному тиску  $\epsilon$ -фазу, яка стабільна в інтервалі температур від абсолютного нуля до  $200^\circ\text{C}$  [5]. Пластична деформація аустенітних хромонікелевих сталей може призводити до появи двох типів мартенситних фаз: феромагнітного  $\alpha'$ - і парамагнітного  $\epsilon$ - мартенситу [6-8]. Дослідження [7] виявили, що  $\epsilon$ -мартенсит грає важливу роль в зародкоутворенні  $\alpha'$ -мартенситу

(рис. 1.2). Деформація аустеніту ( $\gamma$ ) високомарганцевих сталей супроводжується необмеженим розщепленням ковзаючих дислокацій. Часткові дислокації, багаторазово проходячи по декільком атомних площинах, утворюють дефекти пакування (атомні площини, як  $\gamma$ , але з дзеркальним порядком укладання атомних площин), які являють собою  $\epsilon$ -мартенсит [9].

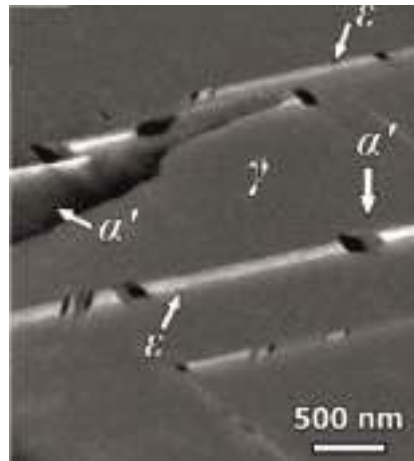


Рисунок 1.2 – Мікроструктура сталі CrNi18-10 після деформації холодною прокаткою (зменшення на 10%) [7]

В [10] для парамагнітної сталі Fe-20Mn-4Al-0,3C магнітними методами визначено досить малий об'ємний вміст  $\alpha'$ -мартенситу 0,070 % і 0,17 % (після деформації холодною прокаткою 73 % і 93 %, відповідно). При цьому  $\alpha'$ -мартенсит зароджувався безпосередньо на двійниках без участі проміжного  $\epsilon$ -мартенситу [10].

Механізм  $\gamma \rightarrow \alpha$  перетворення в залізі може відбуватися за дифузійним механізмом при високих температурах, коли швидкість дифузії атомів заліза досить велика. Це означає, що через границю розділу фаз атоми переходять не упорядковано. Другий тип  $\gamma \rightarrow \alpha$  перетворення є мартенситний, який спостерігається при низьких температурах, коли дифузійна швидкість атомів заліза відносно мала і маємо направлений зсув атомів.

На тип мартенситного перетворення впливає швидкість охолодження металу [11, 12]. Так для заліза зі вмістом вуглецю 0,003 % мас. при швидкості охолодження  $5 \cdot 10^4$  К/с відбувається бездифузійне (мартенситне) перетворення, а при  $10^3$  К/с проявляється дифузійний перебіг [11, 12].

Знизити температуру  $\gamma \rightarrow \alpha$  перетворення можна легуванням заліза аустенітостабілізуючими елементами і тоді перетворення відбувається за мартенситним типом. У зв'язку з тим, що сталі і сплави на основі заліза також мають поліморфний характер основного компонента, то їх магнітні властивості в певній мірі залежать від магнітних властивостей поліморфних модифікацій чистого заліза.

Велика різниця магнітних властивостей  $\alpha$ - і  $\gamma$ - фаз може бути використана для дослідження фазового складу і фазових перетворень магнітними методами. Залізо в  $\alpha$ -стані (поряд з нікелем і кобальтом) є феромагнетиком з температурою Кюрі  $\theta_f = 769$  °С.  $\alpha$ -фаза заліза перебуває в парамагнітному стані вище цієї точки і питома магнітна сприйнятливість підкорюється закону Кюрі-Вейса (рис. 1.3) [13].

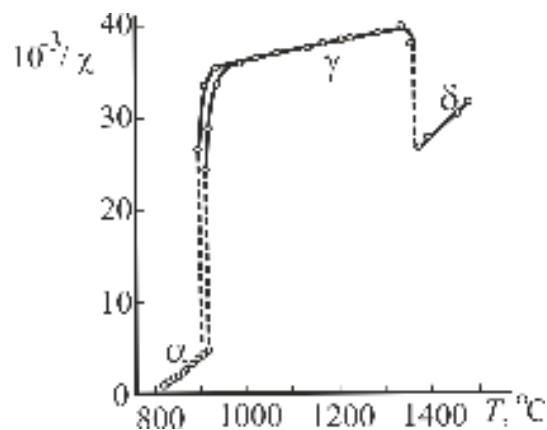


Рисунок 1.3 – Залежність  $\chi^{-1}(T)$  для заліза (магнітну сприйнятливість подану в системі одиниць СГСМ, віднесена до одного граму речовини) [13]

Пряма лінія залежності  $\chi^{-1}(T)$  для  $\delta$ -фериту в області високих температур є продовженням аналітичної прямої лінії для  $\alpha$ -фази в області відносно низьких температур. Це свідчить про те, що  $\alpha$ - і  $\delta$ - модифікації мають однакові

атомно-магнітні моменти і значення парамагнітних точок Кюрі  $\theta_p = 828 \text{ }^\circ\text{C}$ . Зазначимо, що  $\gamma$ -фаза також парамагнітна, а її парамагнітна сприйнятливість має значно менше значення. В [13] зауважується, що залежність  $\chi^{-1}(T)$   $\gamma$ -фази не відповідає закону Кюрі-Вейса, так як  $\chi$  дуже мало залежить від температури, а тому парамагнітна точка Кюрі  $\theta_p = -(2000...3000) \text{ K}$  не може мати фізичного тлумачення [13].

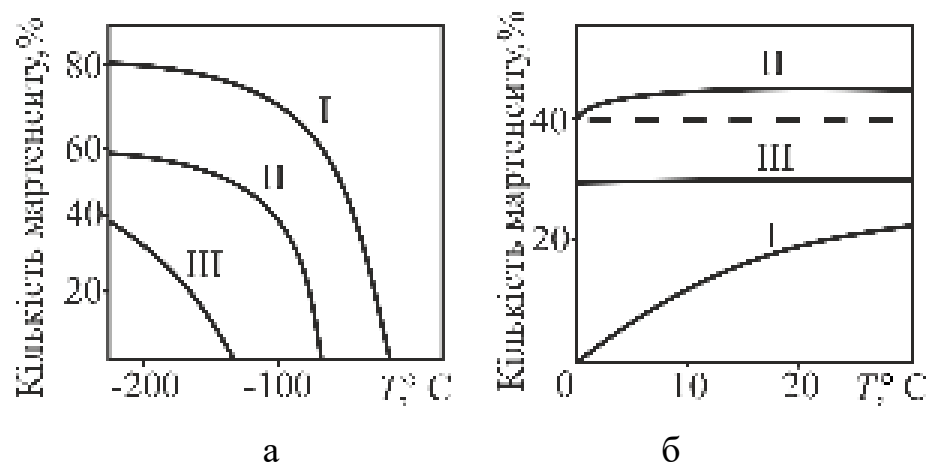
В [14] виявлено антиферомагнітне перетворення в аустенітних нержавіючих сталях і запропоновано наявність антиферомагнетизму в ГЦК ґратці заліза. Вміст легувальних елементів у  $\gamma$ -фазі сплавів заліза приводить до різних спінових станів і їх комбінацій: дальній феромагнітний, дальній антиферомагнітний, ближній феромагнітний і ближній антиферомагнітний порядки [15, 16, 17]. Вказані різноманітні структури існують внаслідок того, що парна взаємодія атомів основного компонента Fe-Fe в ГЦК фазі негативна, а взаємодія між іншими компонентами і атомами заліза – позитивна [14].

### **1.1.2 Ізотермічне й атермічне $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворення в сталях і сплавах на основі заліза з погляду магнітних досліджень**

Детальний огляд ізотермічного й атермічного МП проаналізовано в роботах [18-20]. За кінетикою виникнення мартенситної фази, тобто залежності від температури і часу, МП поділяються на два типа: атермічне й ізотермічне або точніше, як вказує О.П. Гуляєв [3], відповідно – атермічна кінетика перетворення й ізотермічна кінетика перетворення. Існує ряд сплавів, в яких спостерігається обидві кінетики МП. Атермічні МП мають більш чіткі границі температури початку і кінця прямого ( $M_p, M_k$ ) і зворотних ( $A_p, A_k$ ) перетворень. Для встановлення структурного механізму МП користуються співвідношенням питомих атомних об'ємів фаз  $\Delta V/V = (V_m - V_A)/V_A$ . Для сплавів з атермічним МП і великим значенням  $\Delta V/V$  мартенситні кристали швидко досягають кінцевих

розмірів під час охолодження нижче  $M_n$ . Подальше перетворення аустеніту відбувається утворенням і зростанням нових кристалів мартенситу.

В [21, 22], виходячи з кінетичних особливостей, всі сплави умовно розділені на три групи (рис. 1.4). У сплавах I групи ( $T_n > 10^\circ\text{C}$ ) до початку ізотермічної витримки мартенсит був відсутній. Кінцева кількість мартенситу за ізотермічною кінетикою досягло 20...30%. У сплавах II групи ( $-20 < T_s < -100^\circ\text{C}$ ) спочатку відбувається вибуховоподібне за атермічною кінетикою перетворення, утворюючи 40...50% мартенситу, а потім при витримці нижче мартенситної точки додатково виникає мартенсит за ізотермічною кінетикою (див. рис. 1.3). В III групі сплавів мартенсит виникає стрибкоподібно.



а – низькі температури; б – кімнатні температури.

Рисунок 1.4 – Температурно-концентраційні області мартенситного перетворення в Fe-Ni-C сплавах [21]

Зміна механізму ізотермічного й атермічного перетворення у сплаві Fe-30% Ni співпадає із магнітним перетворенням аустеніту і при вмісті нікелю менше 30% відбувається ізотермічне МП в аустеніті [21, 22]. При вмісті нікелю більше 30% – атермічне МП. Під час дослідження електроопору сплаву Fe-29,5% Ni ( $M_n = -18^\circ\text{C}$ ) встановлено ізотермічне МП.

В [23] виявлено, що при вмісті нікелю менше 29 % перетворення відбувається ізотермічно, при вмісті більше 30 % – атермічно. О. П. Гуляєв і Л. Н. Алфімов в роботі [24], досліджуючи початкову стадію атермічного мартенситного перетворення встановили, що положення мартенситної точки  $M_{\text{п}}$  залежить від чутливості метода: точка  $M_{\text{п}}$  буде лежати тим вище за температурною шкалою, чим більша чутливість методу.

Ізотермічна кінетика, її особливості і механізми більш докладно описано в [18, 19, 25, 26]. Високотемпературна парамагнітна аустенітна фаза при температурах менших мартенситної точки  $M_{\text{п}}$  перетворюється бездифузійно (зсувом) у виникаючу феромагнітну мартенситну фазу. Якщо аустенітна матриця має атомно-упорядковану структуру, то і мартенситна фаза буде атомно-упорядкованою [27]. Відомо, що при температурі рівноваги  $T_0$  вільні енергії аустеніту і мартенситу рівні і мартенситне перетворення розпочинається при температурі  $M_{\text{п}}$ , яка лежить нижче температури  $T_0$ , тобто для утворення мартенситу необхідно переохолодження  $\Delta T = T_0 - M_{\text{п}}$  щоб збільшилася енергія  $\Delta F$  і здійснилося накопичення внутрішніх напружень. У випадку пластичної деформації в інтервалі від  $T_0$  до  $M_{\text{п}}$  точки  $T_0$  і  $M_{\text{п}}$  співпадають. Вище точки  $T_0$  пластична деформація не викликає утворення мартенситу, що невігідно енергетично.

О.П. Гуляєв відмічає, що залишається нерозв'язаним питанням зародження кристалів мартенситу і що уявляє собою зародок [3]. Теорія напружень пояснює утворення мартенситу тим, що зсув, двійникування порушує рівноважне положення атомів, які переходять у більш стійку ( $\gamma \rightarrow \alpha$ ) систему при даній температурі [3]. Під час атермічного перетворення відбувається коливання кристалічної ґратки аустеніту, що спонукає перебудову кристалічної ґратки аустеніту в ґратки мартенситу [3]. Кристалічна ґратка аустеніту стає нестійкою до зсуву і перетворюється в решітку мартенситу без подолання енергетичного бар'єру. Зменшення стійкості ґратки аустеніту внаслідок пружних деформацій поблизу дефектів ґратки аустеніту приводить до того, що дефекти можуть розглядатися як підготовлені місця для зародження

кристалів мартенситу. На дефектах ґратки (дислокаціях) відбувається зародження кристалів мартенситу і при ізотермічному перетворенні [3].

До перших магнітних досліджень належить робота [24], в якій О.П. Гуляєв і Л.Н. Алфімов, використовуючи чутливу термомагнітну установку, виявили початкову ділянку МП в сплаві на основі заліза (% мас.: 1,5 С; 0,76 Si; 3,4 Mn). Ця ділянка складається з окремих сходинок, які зменшуються і надалі збігаються у плавну криву зі зменшенням чутливості приладу. З одержаної фотограми визначалась величина окремих сходинок, яка складає у зразках ( $l = 30$  мм,  $\varnothing$  2; 2,5; 3,5; 4 мм) від  $2 \cdot 10^{-7}$  до  $2 \cdot 10^{-5}$  г мартенситу і містилося від одної до сотні мартенситних пластин. З підрахунків витікає, що маса однієї пластини дорівнює  $\sim 2,5 \cdot 10^{-7}$  г. Виявлено, що під час охолодження мартенсит утворюється окремими імпульсами (порціями).

В [28] вивчено кінетику вище вказаного імпульсу, для чого використовувався пристрій для запису процесів утворення мартенситу в сталі (0,45 % С; 19 % Ni) під час охолодження. На підставі порівнянної осцилограми виявлено подібність процесів утворення мартенситу охолодження та мартенситу деформації, а саме, процес утворення мартенситу складається із окремих імпульсів, між якими час значно більший, ніж час самого імпульсу. Знайдено, що час протікання одного імпульсу перетворення під час охолодження і під час деформації відносно порівнянні:  $2 \cdot 10^{-3}$  і  $2 \cdot 10^{-2}$  с. Поява кожного мартенситного кристалу, як при знижені температури, так і під дією деформації, пов'язано з утворенням мікрозсуву.

Подальший розвиток досліджень магнітометричними методами закономірностей початкової стадії мартенситного перетворення розглянуто в роботах [29-32].  $A \rightarrow M$  перетворення розпочинається при температурі  $M_p$ , яка називається мартенситною точкою при умові, що охолодження відбувається зі швидкістю не нижчою критичної. Згідно чутливості існуючих на першому етапі приладів, температура охолодження, при якій утворюється 0,5...1 % мартенситу і була названа мартенситною точкою [33-35]. Ця назва умовна, бо на справді вона відповідає деякому температурному інтервалу (області).

В [29-32] розглядається фізична трактовка мартенситної точки на прикладі сталей і сплавів X15H5Д2Т (ВНС-2); H26,6; 70H17.

Гістерезис  $\gamma \rightleftharpoons \alpha$  перетворень відносно температури фазової рівновазі  $T_0$  аустеніту і  $\alpha$ -фази вперше розглянуто Г.В. Курдюмовим в [34] і обґрунтовано О.Л. Ройтбуддом в [36], де вказані умови, які визначають мінімум термодинамічного гістерезису під час зародження кристалу мартенситу.

В [30] аналізується зародження рівноважного мартенситного кристалу в пружноанізотропній аустенітній матриці та загальні зміни вільної енергії, які визначаються змінами питомих значень хімічної  $\Delta F_v$  і пружної  $\Delta F_E$  вільних енергій. Із рівності цих енергій в мартенситній точці можна знайти наближену величину інтервалу метастабільності аустеніту [30]:

$$\Delta T' \cong \frac{\Delta F_E}{C}, \quad (1.1)$$

де константа  $C$ , яка включає в собі теплоту перетворення  $A \rightarrow M$ .

Нижня температурна границя  $T'$  інтервалу метастабільності якраз і є та границя, до якої прямує  $M_{\text{п}}$ , поки кількість фіксуемого мартенситу є дуже маленькою, тобто наближається до нуля [30].

Цей теоретичний підхід перевірено експериментально на сталі X15H5Д2Т з ізотермічною кінетикою, яка згідно дилатричної кривої має мартенситну точку  $M_{\text{п}} = 150 \dots 160$  °С [32]. З одержаної експериментальною залежності кількості утвореного мартенситу  $P$  від температури охолодження  $T$  (рис. 1.5) важко визначати температурну границю (саме точку) зародження мартенситу.

З метою визначення дійсної температури утворення мартенситу будувалась залежність питомої намагніченості  $\sigma$  від температури (рис. 1.6) і кількості  $P$  виникаючого мартенситу (рис. 1.7). Залежність між  $\sigma$  і  $P$  є лінійною [30]. Екстраполяція цієї прямої на вісь ординат  $P \rightarrow 0$  визначали питому намагніченість  $\sigma_0 = 0,56 \cdot 10^{-2}$  (А·м<sup>2</sup>)/кг аустеніту. Цьому значенню  $\sigma_0$  на кривій 2



(див. рис. 1.6) відповідає температура  $M_n = 260^\circ\text{C}$ , яка і є температурною границею фазового  $A \rightarrow M$  перетворення.

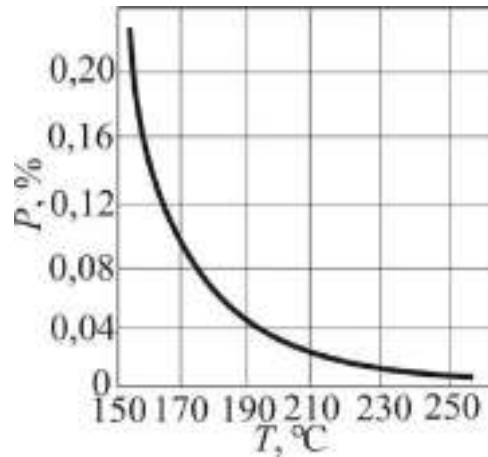
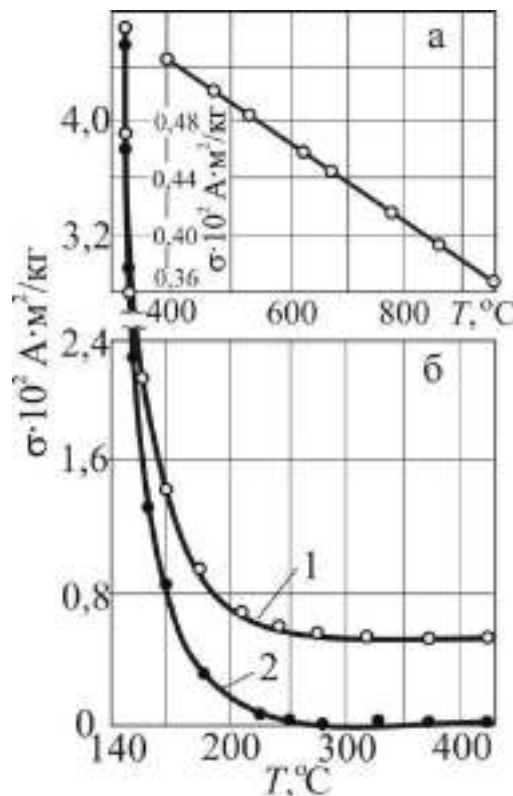


Рисунок 1.5 – Перетворення аустеніту в мартенсит у сталі Х15Н5Д2Т при охолодженні [29]



а – для аустенітного середовища; б – для двофазного стану.

Рисунок 1.6 – Залежність питомої намагніченості сталі Х15Н5Д2Т в полі  $H = 0,2 \cdot 10^6 \text{ A/m}$  від температури (криві 1 і 2 одержані відповідно з урахуванням і без урахування намагніченості аустенітної матриці) [30]

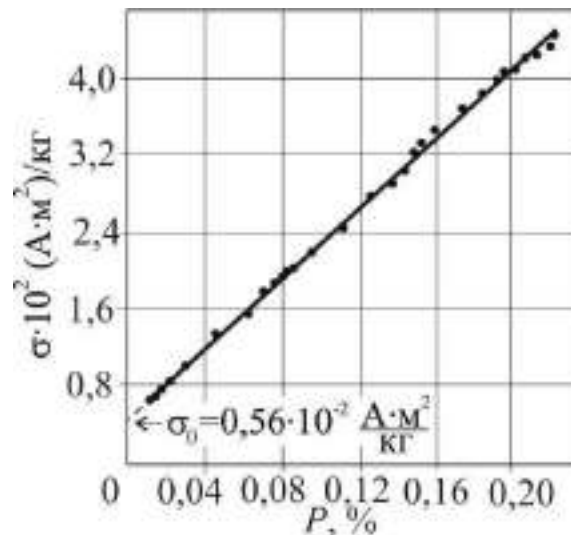


Рисунок 1.7 – Залежність питомої намагніченості двофазної сталі X15H5D2T в полі  $H = 0,2 \cdot 10^6$  А/м від кількості виникаючого мартенситу ( $\sigma_0 = 0,56 \cdot 10^{-2}$  ( $\text{A} \cdot \text{M}^2$ )/кг – питома намагніченість аустеніту) [30]

Авторам [30] експериментально вдалося зафіксувати граничну температуру  $M_{\pi}'$ , яка лежить в інтервалі  $M_{\pi} \leq M_{\pi}' \leq T_0$  ( $M_{\pi}$  – звичайна мартенситна точка,  $T_0$  – температура фазової рівновазі аустеніту і мартенситу). Тоді  $\Delta T = M_{\pi}' - M_{\pi} = 260 - 160 = 100$  °С. Звідси  $M_{\pi}' = 260$  °С відповідає нижній границі метастабільного інтервалу аустеніту. При температурах більших  $M_{\pi}'$  існує однофазна (аустеніт), менших  $M_{\pi}'$  – двофазна система (аустеніт і мартенсит). Тому температура  $M_{\pi}'$  фактично характеризує початок мартенситного перетворення.

Температура  $M_{\pi}$  залежить від хімічного складу, розміру зерна, прикладеної напруги і дефектів. Проте вплив малої деформації на температуру  $M_{\pi}$  ще недостатньо вивчено. Дилатометричні дослідження хромомаргенцевої сталі [37] виявили, що  $M_{\pi}$  збільшується при малій деформації, а потім зі збільшенням деформації  $M_{\pi}$  зменшується (рис. 1.8). Підвищення температури  $M_{\pi}$  автори [37] пояснюють накопиченням дислокацій на границях зерен аустеніту (рис 1.9 а), а зниження температури  $M_{\pi}$  обумовлено утворенням субзерен у внутрішній частині аустенітного зерна (рис 1.9 б). Отже мартенситна пластинка (еліпс – зародок мартенситу деформації) обмежена границею зерна

при малій деформації (рис 1.9 в) і границею субзерна при великій деформації (рис 1.9 г) [37].

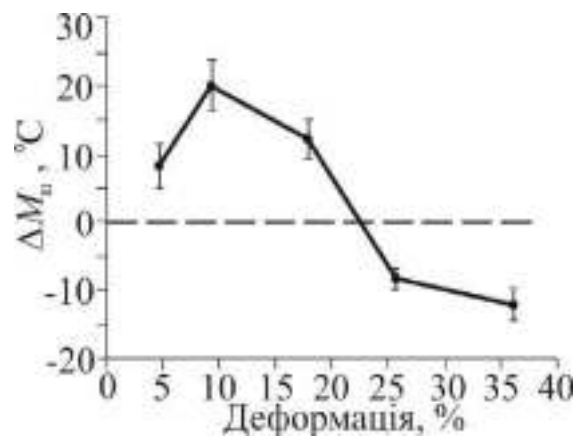


Рисунок 1.8 – Зміна  $\Delta M_s$  від деформації сталі Fe-0,2C-1,5Mn-2Cr [37]

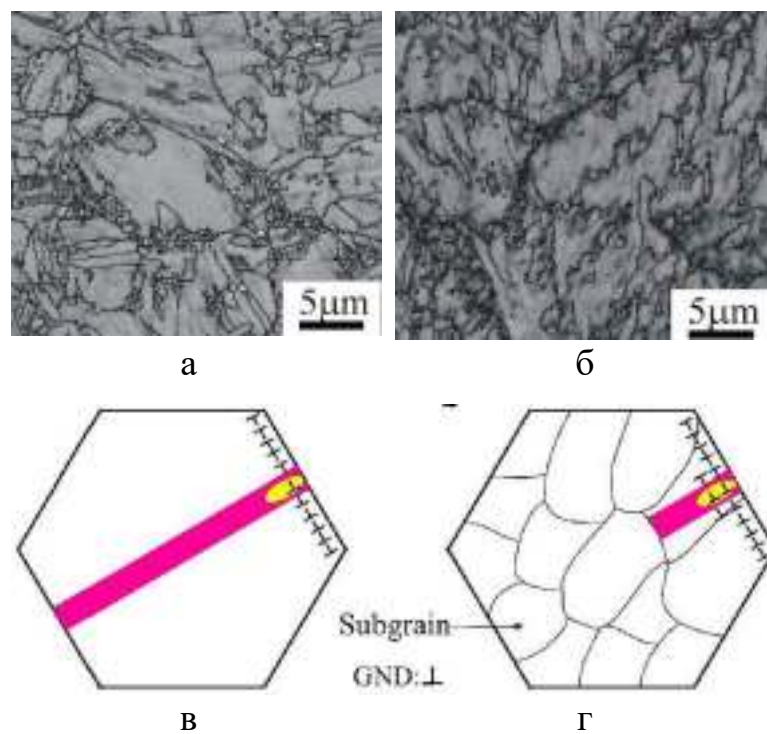


Рисунок 1.9 – Мікроструктура (а, б) сталі Fe-0,2C-1,5Mn-2Cr і схематичне зображення (в, г) утворення мартенситу в аустенітному зерні при деформаціях 4,7 % (а, в) і 25,7 % (б, г) [37]

### 1.1.3 Використання узагальненого закону Кюрі-Вейса у вигляді формули Даніляна для дослідження магнітних властивостей аустенітних сталей і сплавів

Теорія Вейса-Гейзенберга використовується для опису намагнічування вище точки Кюрі, в якій феромагнетик переходить у парамагнітний стан. Згідно з цією теорією, одержано формулу для опису парамагнетизму феромагнетиків вище точки Кюрі, тобто закон Кюрі-Вейса [38]:

$$\frac{1}{\chi} = \frac{N \cdot \rho}{\theta} (T - \theta), \quad (1.2)$$

де  $\chi$  – питома магнітна сприйнятливість,  $\theta$  – точка Кюрі,  $T$  – температура,  $N$  – постійна (пропорційна обмінному інтегралу),  $\rho$  – густина речовини.

Згідно формули (1.2) величина  $1/\chi$  є лінійною функцією температури. Проте експериментальні дослідження вказують на те, що під час наближення до точки Кюрі з боку високих температур не існує лінійної залежності  $1/\chi$  від  $T$  [38]. Це підтверджується дослідженнями для Ni (рис. 1.10 а) і Fe (рис. 1.10 б).

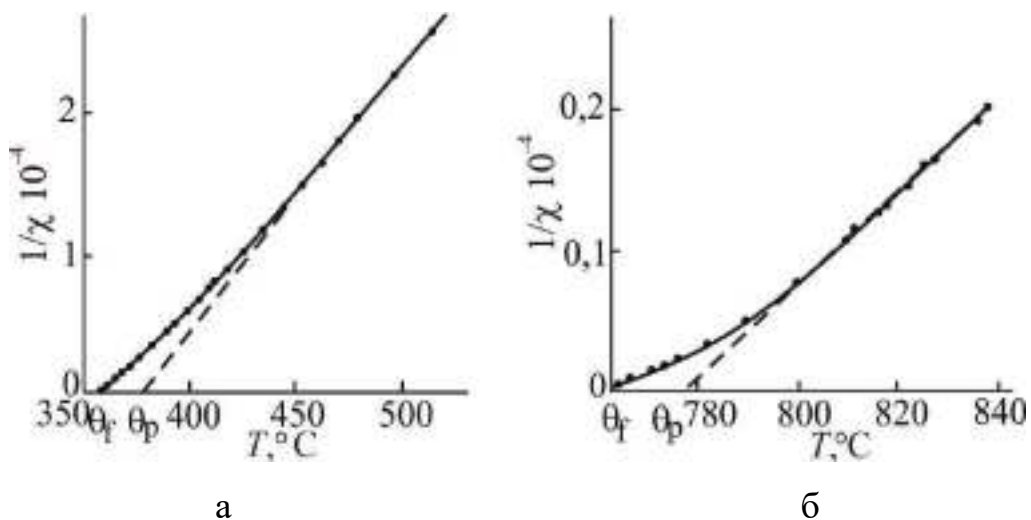


Рисунок 1.10 – Залежність зворотної величини сприйнятливості від температури в області вище точки Кюрі для Ni (а) та для Fe (б) [38]

Для нікелю і заліза поблизу точок Кюрі спостерігається значний перегин. Це означає, що в даному випадку не спостерігається якісна згода між теорією і дослідом. Тільки під час віддалення у напрямку високих температур настає відповідний збіг [38]. Таким чином маємо дві точки Кюрі:  $\theta_f$  – феромагнітну і  $\theta_p$  – парамагнітну. Точка  $\theta_p$  визначається екстраполяцією лінійної ділянки  $\chi^{-1}(T)$  до перетину з віссю температур [38] (див. рис. 1.10, пунктир). Існування парамагнітної точки Кюрі  $\theta_p$  не виникає із моделі Вейса-Гейзенберга, і як вказує автор [38] її появлення зумовлено штучним введенням. Слід відзначити, що попередня формула виконується якісно в області температур, які лежать вище точки Кюрі, проте спостерігається кількісне розходження експериментальних результатів з теорією. Таким чином, закон Кюрі-Вейса можна переписати у вигляді:

$$\chi = \frac{C}{T - \theta_p}, \quad (1.3)$$

де  $C = \theta_p / (N \cdot \rho)$  – постійна Кюрі для області температур  $T \gg \theta_p$ ,

$\theta_p$  – парамагнітна точка Кюрі, яка одержана екстраполяцією на вісь  $T$ .

Данілян [39] показав, що моделі локалізованих і колективних електронів не передбачаються законом Кюрі-Вейса і тому його використання для аналізу експериментальних даних має суттєві обмеження. Для опису поведінки магнітної сприйнятливості в [39] запропоновано узагальнену формулу:

$$\chi^{-1} = \frac{T}{C} \left( 1 + \sum_{n=1}^{\infty} \frac{\lambda_n}{T^n} \right), \quad (1.4)$$

де  $\lambda_n$  – коефіцієнт, який залежить від кристалічної структури, магнітного моменту атома і типу взаємодії між атомами,  $n$  – ціле число.

Вираз (1.4) переходить у звичайний закон Кюрі-Вейса, вираз (1.3), при  $n = 1$ . У випадку, якщо  $n > 1$ , то залежність  $\chi^{-1}(T)$  вже не є лінійною. Автор [39]

пропонує замість залежності  $\chi^{-1}(T)$  користуватися залежністю  $\frac{C}{\chi T}(T_c/T)$  ( $T_c$  – температура Кюрі), яка визначається рівнянням (1.4) і є чутливою до типу обмінної взаємодії між атомами. На рис. 1.11, 1.12 для порівняння показані відповідно форми кривих  $\chi^{-1}(T)$  згідно звичайного закону Кюрі-Вейса і  $\frac{C}{\chi T}(T_c/T)$  згідно виразу (1.4).

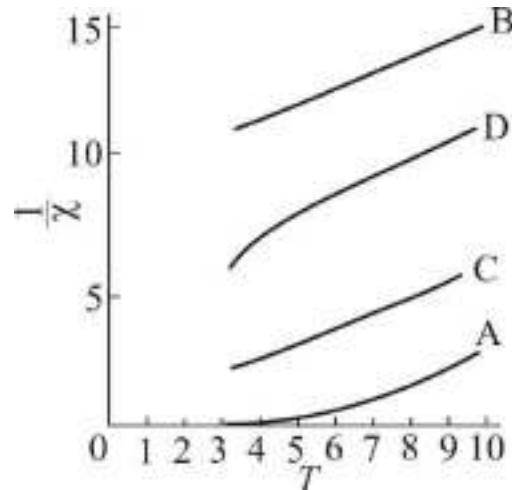


Рисунок 1.11 – Температурна залежність величини зворотної сприйнятливості  $1/\chi$  [39]

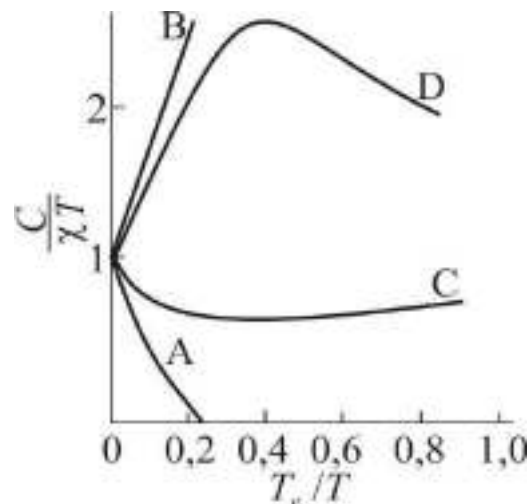


Рисунок 1.12 – Теоретична залежність  $C/(\chi T)$  від приведеної температури, які теоретично отримані Даніляном [39]

В [39] проаналізовано характер зміни обмінної взаємодії між магнітними атомами речовини від температурної залежності магнітної сприйнятливості, а

саме проведено теоретичний аналіз температурного ходу магнітної сприйнятливості ГЦК систем з різними типами обмінної взаємодії між атомами. Розглядаються випадки (див. рис. 1.11, 1.12): А – тільки феромагнітна (позитивна) взаємодія між найближчими сусідніми частинками; В – тільки антиферомагнітна (негативна) взаємодія між найближчими сусідніми частинками; С – співіснування феромагнітної взаємодії між найближчими сусідніми частинками і дальньої антиферомагнітної взаємодії між частинками, які лежать за сусідами; D – співіснування антиферомагнітної взаємодії між найближчими сусідніми частинками і дальньої феромагнітної взаємодії між частинками, які знаходяться далі. Форми кривих на рис. 1.12 значно відрізняються від форм кривих, які представлені на рис. 1.11. Загальною рисою вказаних кривих (див. рис. 1.12) є те, що позитивний нахил показує домінуючу антиферомагнітну взаємодію, тоді як негативний нахил – домінуючу феромагнітну взаємодію. Так, крива D вказує на те, що на початку при дуже високих температурах антиферомагнітна взаємодія найближчих сусідніх частинок – домінуюча і, отже, феромагнітна взаємодія частинок, слідуючих за сусідніми, стає переважною. Теоретичні висновки, отримані в роботі [39], експериментально підтверджені для ряду аустенітних сталей [40, 41, 143].

## **1.2 Вивчення структурного стану і перетворення аустеніту сталей на основі заліза магнітометричними методами**

### **1.2.1 Магнітометричний аналіз впливу холодної пластичної деформації на стан і фазові перетворення аустеніту хромонікелевих сталей аустенітного класу**

В [42] показано, що ”основні труднощі у вивченні фазових перетворень в аустенітних сталях полягають у тому, що кількість і розміри утворюючих нових фазових виділень часто дуже малі і тому не завжди виявляються

рентгенівськими, металографічними і іншими фізико-хімічними методами дослідження“. Навіть незначні зміни фазового складу аустенітних сталей можна вивчати за змінами їх парамагнітних властивостей [42, 43], тобто за змінами парамагнітної сприйнятливості можна дослідити структурні зміни в аустенітних сталях. В роботі [44] започатковано експериментальні дослідження впливу холодної деформації сталі магнітним методом. На рис. 1.13 наведено криві залежності магнітної сприйнятливості сталі ЭЯ1Т від часу старіння при 700 °С. Зі збільшенням деформації максимум переміщується в бік коротких витримок, тобто швидше досягається стабілізація структури [44].

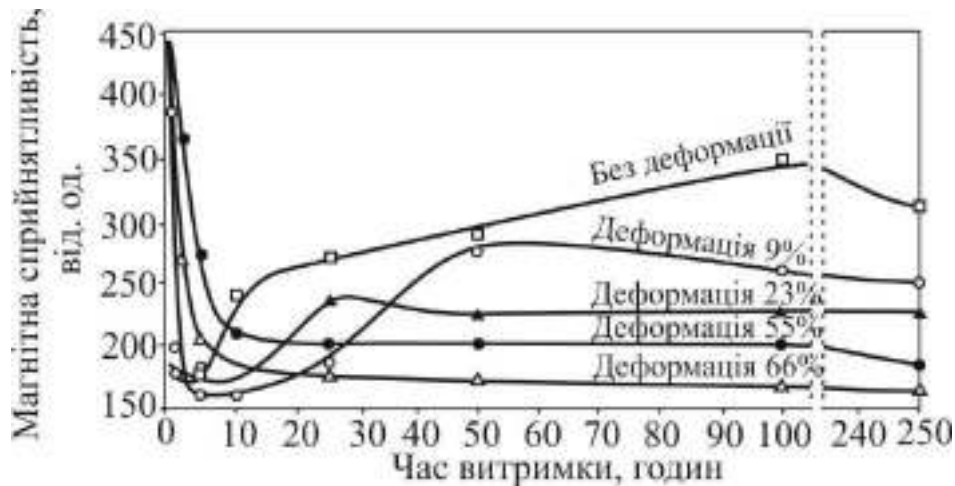


Рисунок 1.13 – Вплив попередньої холодної деформації сталі ЭЯ1Т на зміну її магнітної сприйнятливості в процесі старіння [44]

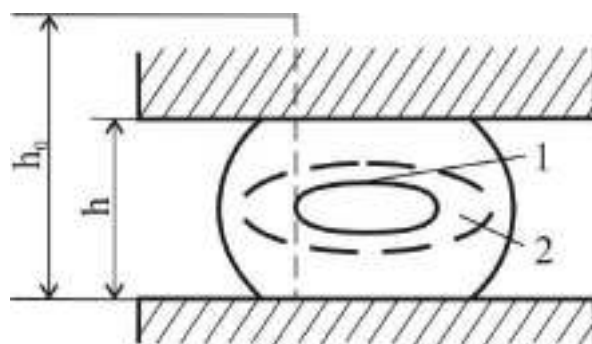
Оскільки аустеніт в сталях аустенітного класу є парамагнітним, то магнітний стан аустеніту можна оцінювати магнітною сприйнятливістю. Питома парамагнітна сприйнятливість чистих металів за величиною порядку  $10^{-9}$  м<sup>3</sup>/кг, а аустенітних (100 %-вих) сталей –  $10^{-8}$ ... $10^{-7}$  м<sup>3</sup>/кг [45]. Проте в цих сталях може міститися 0,005...10 % і більше феромагнітної фази, що різко збільшує величину магнітної сприйнятливості. Первісно виміри магнітної сприйнятливості і низької кількості феромагнітної  $\alpha$ -фази одержували у відносних одиницях фазових  $\gamma \rightarrow \alpha$  перетворень в аустенітних сталях.



Пластична деформація може змінювати міжатомні електричні і магнітні сили, а звідси і викривляти просторову ґратку, що зменшує густину металу на 0,1 % і причинами цього явища може бути вплив утворюючих вакансій та упродовження витиснутих атомів у міжвузлях ґратки [46]. Автори [46] вважають, що при холодній деформації внаслідок складно напружених станів можуть виникати ділянки стиснення і розтягу. При цьому внутрішньоатомні сили, які чинять опір деформації, протидіють в більшій мірі протидіючим стискаючим ніж розтягуючим напруженням. Звідси пластична деформація сприяє зменшенню густини металу. Таким чином під час холодної деформації спостерігається локальна зміна густини на окремих ділянках [46].

Пластична деформація може супроводжуватися процесами ковзання і двійникування, особливо при  $\gamma \rightarrow \alpha'$  перетворенні [6, 46, 47].

Під час експериментальних досліджень впливу деформацій стиском і розтягом потрібно враховувати розміри зразків. Наприклад, під час кування і штампування металу в різних місцях зразків виникає складнонапружений стан, що приводить до фазового  $\gamma \rightarrow \alpha'$  перетворення, тобто утворення феромагнітного  $\alpha'$ -мартенситу деформації. На рис. 1.14 показана ілюстрована схема холодного стиснення зразка сталі ЭИ505 до бочкоподібної форми [46]. В поперечному перерізі зразка розпаду  $\gamma \rightarrow \alpha'$  більше піддаються периферійні пластично деформовані ділянки. В центральній частині, яка перебуває в стані всебічного стиснення, перетворення дещо менше.



1 – зона меншого  $\gamma \rightarrow \alpha'$  розпаду; 2 – зона більшого розпаду  $\gamma \rightarrow \alpha'$ .

Рисунок 1.14 – Наближена схема деформування зразка стисненням [46]

Магнітно-металографічні дослідження (порошкова металографія) підтвердили нерівномірний розподіл  $\alpha'$ -мартенситу деформації вздовж радіуса колової поверхні зразка [46]. Отже, доцільно для досліджень використовувати маленькі зразки (оптимальний розмір  $\sim 3 \times 3 \times 3$  мм<sup>3</sup>), що дає можливість визначати локальне значення магнітної сприйнятливості і кількості  $\alpha$ -фази.

Утворення  $\alpha'$ -мартенситу деформації поблизу границь зерен можливо тільки під час повільної деформації, і пояснюється наявністю ковзання на границях зерен [46]. Виникаючі під час холодної деформації мартенситні перетворення викликають зміни властивостей сталі при навантаженні і звідси можуть визначати подальші властивості матеріалу. Тому на протязі довгого часу це є предметом багаточисельних магнітометричних досліджень [47-59].

В [47] дослідження проводилися на трьох плавках промислових аустенітних нержавіючих сталях типу X5CrNi18-10 у вигляді листової сталі розміром 40×2×700 мм, яка піддавалася холодній прокатці в межах деформації від 10 до 70 %. Хімічний склад трьох плавок (А, В, С) наведений в таблиці 1.1.

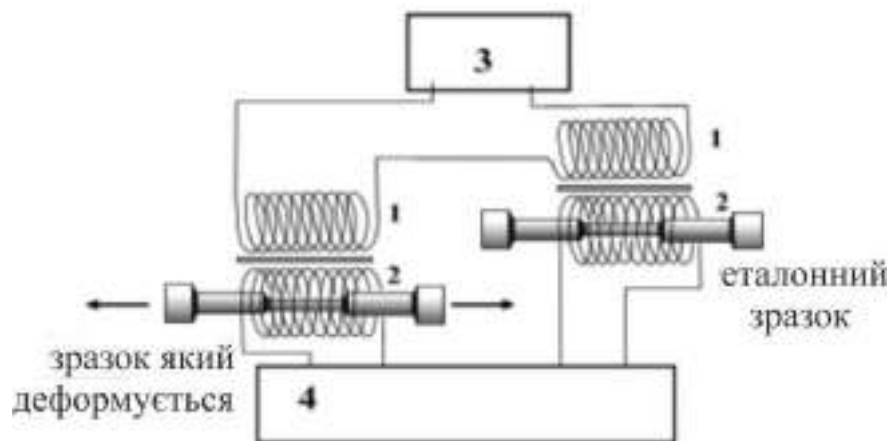
Таблиця 1.1 – Хімічний склад досліджуваних сталей X5CrNi18-10

Плавка	Елемент, % мас.									
	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	N	Mo	Cu
А	0,03	1,31	0,39	0,030	0,004	18,07	8,00	0,044	0,25	-
В	0,033	1,32	0,41	0,026	0,002	18,08	9,03	0,036	0,23	-
С	0,047	1,12	0,42	0,028	0,006	18,35	8,06	0,060	0,28	0,36

Автори [47] за допомогою магнітних (міст Максвелла-Вієна) і рентгенівських досліджень встановили, що у всіх плавках А, В, С сталі X5CrNi18-10 кількість  $\delta$ -фериту в об'ємних відсотках дорівнює нулю, а при деформаціях від 10% до 70 % виникає  $\alpha'$ -мартенситу від 9% до 50%. Висновок, що кількість  $\delta$ -фериту в стані поставок плавок А, В, С дорівнює нулю є спірним. Так в сталях з навіть більшим вмістом нікелю 10...11 % (AISI 304,

AISI 321, 12X18H10T) в стані поставки, кількість  $\delta$ -фериту дорівнює 0,05...10,50 %.

В [48] за допомогою магнітометричних вимірів (рис. 1.15) в процесі одноосьового розтягу циліндричних зразків сталі 12X18H10T (% мас.: 0,12 С; 17,0 Cr; 10,66 Ni; 0,50 Ti; 0,34 Si; 1,67 Mn; 0,032 P; 0,013 S) одержані динамічні і статичні кінетичні залежності накопичення феромагнітної мартенситної фази. При досягненні критичної деформації 17 % (границі міцності) зі збільшенням пластичної деформації розтягом зростає кількість  $\alpha'$ -мартенситу до 3 %. Але метод досліджень, який використовували автори [48] при визначенні низького вмісту  $\alpha$ -фази не враховує магнітний момент парамагнітної аустенітної матриці. Згідно [49] магнітні моменти кількості 0,06...0,08 % феромагнітної  $\alpha$ -фази порівнянні з магнітним моментом парамагнітної аустенітної матриці зразка. Тому при вмісті феромагнітної  $\alpha$ -фази  $\sim 0,05$  % відносна похибка визначення  $\alpha$ -фази становить  $\sim 160$  %, а при вмісті 0,1 % – помилка 50 % і лише при вмісті  $\alpha$ -фази порядку 2,5...3 % помилка досягає  $\sim 3$  % [49].



1 – котушки збудження; 2 – вимірювальні котушки; 3 – підсилювач;  
4 – підсилювально-вимірювальний блок.

Рисунок 1.15 – Схема пристрою для магнітометричних вимірів [48]

В [50] висвітлені результати кінетики утворення і накопичення мартенситу деформації в сталі 12X18H10T. Для виміру вмісту  $\alpha'$ -фази

використовували ферозонд марки Fischer-MP30E, який виявляє кількість  $\alpha'$ -фази на півсфері діаметром 1,2...1,4 мм в точці контакту. Автори [50] використовували плоскі нестандартні форми подвійної лопатки зразка із робочою частиною 10×3,5×0,3 мм. Недоліком є те, що спостерігається вплив геометрії зразків на виміри, що ускладнює порівняння з результатами інших авторів. Внаслідок одноосьового розтягу таких зразків отримана залежність утворення  $\alpha'$ -мартенситу деформації (рис. 1.16). Початок  $\gamma \rightarrow \alpha'$  перетворення відбувається лише при деформації 17...20 %.

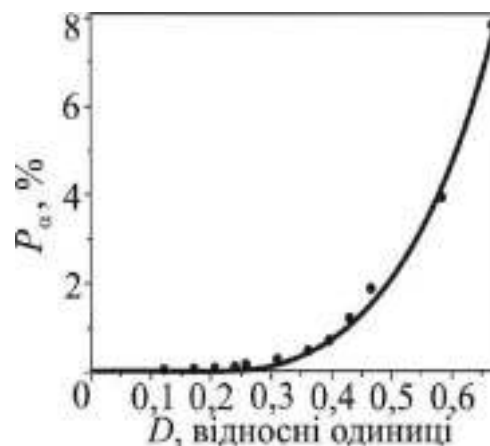


Рисунок 1.16 – Кінетика утворення  $\alpha'$ -фази в процесі одноосьової деформації розтягом зразка сталі 12X18H10T [50]

Необхідно відзначити, що самі автори [50] вказують на те, що використаний ними прилад не дозволяє з достатньою точністю визначати вміст  $\alpha'$ -фази в діапазоні 0...0,5 %, тому до одержаних даних у цьому інтервалі необхідно відноситися обережно. В [51, 52] представлені результати подальших досліджень мартенситного перетворення ( $\gamma \rightarrow \alpha'$ ) під час одноосьового розтягу зразків сталі 12X18H10T, 12X18H9T. З пластини сталі 12X18H10T товщиною 300 мкм на штампі вирізали зразки у вигляді подвійної лопатки з розмірами робочої частини 10 і 3,5 мм (рис. 1.17).

Після аустенізації за стандартною процедурою (витримка 30 хв. при 1050 °С з наступним гартуванням у воду) і подальшого одноосьового розтягу за

довжиною робочої частини зразка виміряне вміст мартенситної фази феритоскопом F.1.053. Магнітні виміри показали, що інтенсивність  $\gamma \rightarrow \alpha'$  перетворення в різних місцях деформованого зразка різна, що пов'язано з нерівномірною деформацією за довжиною зразка [51]. Кількість  $\alpha'$ -мартенситу в точці 2 (шийка) (див. рис. 1.16) більша, ніж віддалених від неї точках. Встановлено, що в сталі 12X18H10T утворення мартенситної  $\alpha'$ -фази починається при відносному видовженні  $\sim 30\%$ .

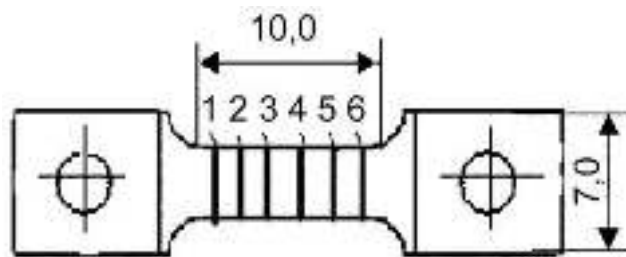


Рисунок 1.17 – Схема маркування деформованого зразка сталі 12X18H10T. Відстань між досліджуваними ділянками 1...6  $\sim 1$  мм [51]

Аналогічні дослідження проведені в роботі [52] для сталей (% мас.): 0,1 С; 1,67 Mn; 0,34 Si; 0,032 P; 0,013 S; 17,00 Cr; (9,0 і 10,66) Ni; 0,5 Ti. Методика досліджень і розміри зразків такі ж, як і в [51]. На рис. 1.18 наведено криву розподілу феромагнітної  $\alpha'$ -фази за довжиною деформованого зразка.

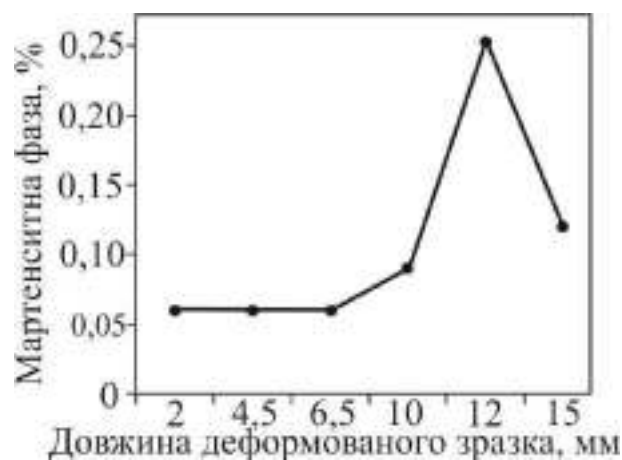


Рисунок 1.18 – Розподіл мартенситної  $\alpha'$ -фази за довжиною деформованого зразка сталі 12X18H10T [52]

На початку розтягу кількість  $\alpha'$ -мартенситу розподіляється рівномірно за робочою довжиною, а в області шийки, яка утворена на відстані 12 мм від нерухомого захвату виникло 0,25 %  $\alpha'$ -фази [52].

Використовуючи СКВІД (SQUID)-магнітометр в [53] досліджено вплив деформації зразків сталі 08X18H10T у вигляді паралелепіпедів (~3 мм) на магнітні параметри (табл. 1.2). Підвищення величини питомої магнітної сприйнятливості для деформованих до руйнування зразків автори пояснюють появою у них з високим рівнем внутрішніх напружень зародків  $\alpha'$ -фази. При цьому значення  $\chi$  для деформованих зразків перевищує  $\chi$  початкових зразків в рази [53]. Збільшення величини  $\chi/\chi_0 = 7,9$  для деформованих сталі 08X18H10T, можна пояснити утворенням низького вмісту  $\alpha'$ -мартенситу деформації. При цьому експериментально спостерігається нахил прямої залежності  $\chi$  від  $1/H$ , що підтверджує наявність феромагнітної фази.

Таблиця 1.2 – Значення магнітної сприйнятливості зразків сталі 08X18H12T при 300 К [53]

Умови випробування зразків	$\chi, \times 10^{-4} (e\text{мо})/g$	$\chi/\chi_0$
Початковий стан	$\chi_0 = 0,30$	–
Деформація розтягуванням до руйнування	2,37	7,9
	0,91	3
Деформація згинанням до руйнування	0,48	1,6

Методом дифракційного аналізу відбитих електронів (EBSD) [54] показано, що характерний розмір утворень  $\alpha'$ -мартенситу деформації в сталях типу 12X18H10T має порядок декілька мікрон, що узгоджується з результатом більшості робіт. Поряд с цим, як вказують автори [54], в аустенітних зернах наявні дуже дрібнодисперсні частинки  $\alpha'$ -мартенситу (сотні долі мікрона),

тобто містить  $\alpha'$ -мартенситне утворення двох масштабів: більше мікрона і субмікронні.

Встановлення основних теоретичних положень мартенситного перетворення і його можливості практичного застосування стимулювали проведення досліджень, результатом яких останнім часом стало підвищена увага до мартенситних перетворень за участю  $\varepsilon$ -фази, як при механічному так і термічному впливах, яка є супутньою або проміжною фазою при утворенні  $\alpha'$ -мартенситу деформації. Пластична деформація аустенітних хромонікелевих сталей спричиняє появу двох типів мартенситних фаз: феромагнітний  $\alpha'$ - і парамагнітний  $\varepsilon$ - мартенсит. Формування  $\varepsilon$ -мартенситу в аустенітній матриці відбувається при малих деформаціях і  $\varepsilon$ -мартенсит майже повністю перетворюється в  $\alpha'$ -мартенсит при збільшенні деформації [47]. В [55] пропонується наступна послідовність перетворень в сталях з метастабільним аустенітом:  $\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha'$ . Автори [56-58] вважають, що найбільш вірогідний спосіб фазового перетворення в аустенітних нержавіючих сталях:  $\gamma \rightarrow \varepsilon$ ,  $\gamma \rightarrow \alpha'$  або  $\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha'$ . За допомогою електронного мікроскопа вдалося зафіксувати мартенсит деформації через кілька послідовних перетворень:  $\gamma(fcc) \rightarrow \varepsilon(hcp)$ ,  $\gamma(fcc) \rightarrow \varepsilon(hcp) \rightarrow \alpha'(bcc)$ ,  $\gamma(fcc) \rightarrow \alpha'(bcc)$  [6].

Закономірності початкової стадії  $\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha'$  переходів і подальшого розвитку мартенситного перетворення вивчено недостатньо глибоко можливо тому, що в аустенітних хромонікелевих сталях експериментально не вдається окремо зафіксувати кількість  $\varepsilon$ - і  $\alpha'$ - фаз внаслідок малого утворення мартенситу, а також парамагнітного стану обох фаз ( $\varepsilon$  і  $\gamma$ ) [59]. У зв'язку з вищевказаним, є необхідність (з використанням особливо чутливого магнітометричного методу) простежити початкову стадію утворення  $\varepsilon$ - і  $\alpha'$ - мартенситів, їх розвиток та зникнення.

## 1.2.2 Магнітометричний аналіз впливу пластичної деформації на структурний стан і перетворення аустенітних марганцевих сталей

Вивченню особливостей перетворень у сталях і сплавах системи Fe-Mn присвячено значна кількість робіт. Серед них значущими є роботи І. М. Богачова із співробітниками, О. П. Гуляєва, О. Г. Соколова, Н.Г. Давидова, Н. Шумана, Л. І. Лисака, Б. І. Нікуліна, Л. С. Малінова, О. П. Чейляха і ін. [3, 5, 60-66]. Підвищені вимоги до якості металопродукції викликають необхідність аналізу причин впливу на механічні властивості високомарганцевих сталей, які використовуються в умовах інтенсивних динамічних навантажень.

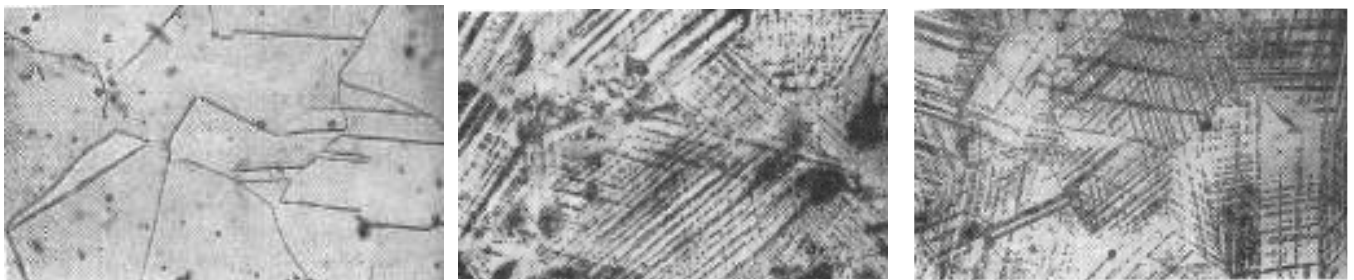
На механічні властивості високомарганцевих сталей впливають температура розлиття, хімічний склад (в тому числі вуглець, марганець), карбіди, шкідливі домішки і ін. [60-62]. Автори [60] вважають, що зміцнення зумовлене блокуванням площин ковзання дрібнодисперсними карбідами, які випадають із аустенітної матриці під час пластичної деформації (карбідна теорія). При цьому виявлено, що під час ретельного дослідження карбідоутворення при наклепані високомарганцевої сталі, відсутні лінії карбідів на рентгенограмах і електронограмах, а зміна параметра ґратки аустеніту може бути пов'язано не тільки із виділенням карбідів, але і з перебудовою атомної структури у середині твердого розчину [60].

В [60] наведені відомості стосовно дроблення блоків аустеніту при деформації. Найбільш інтенсивне зміцнення, яке спостерігається при ранніх стадіях деформації, супроводжується найбільш інтенсивним дробленням блоків. При цьому досягнення критичного розміру блоків не означає, що сталь не може зміцнюватися при наступній деформації і що критичний розмір блоків не визначає границю зміцнення сталі. У сталі 110Г13Л дроблення блоків зупиняється при деформації 30...40 %, проте зміцнення продовжується при деформації більше 70 % [60].



Зміцнення сталі може бути пояснено взаємодією атомів вуглецю з дислокаціями, дефектами пакування, двійникуванням, формуванням коміркуватої дислокаційної субструктури, формуванням відповідної мартенсито-аустенітної структури [67-70].

Автори [64, 71, 72] вважають, що головною причиною зміцнення сталі є утворення мартенситу деформації в площинах ковзання. Під дією пластичної деформації попередньо виділяється  $\epsilon$ -, а потім  $\alpha'$ -фаза, що приводить до упакування дефектів упаковки. Незалежно від типу механічного зношування (абразивне, контактано-ударна взаємодія та ін.) поверхня підлягає дії мікроударних навантажень [72]. Виділення  $\alpha'$ -мартенситу деформації в площинах  $\{111\}\gamma$  і в місцях їх пересікання показано на рис. 1.19 (за осадженням магнітної пасти на феромагнітних кристалах).



а

б

в

а – загартована сталь до деформації; б – після деформації 10 %, магнітна металографія; в – після деформації 10 %, звичайне травлення.

Рисунок 1.19 – Структура сталі 30X10Г10,  $\times 500$  [72]

В [73] методом месбауерівської спектроскопії (спектри пара- і феромагнітної фаз мають різницю) досліджено магнітні властивості аустеніту і  $\alpha'$ -мартенситу деформації, які зумовлюють зміну магнітного стану сплавів Fe-17Mn-4,5(Co або Mo). Виявлено наявність двох типів мартенситу ( $\epsilon$  і  $\alpha'$ ), що також визначається на рентгенограмах. Автори [73] вважають, що мартенситне перетворення, здійснюється за схемами:  $\gamma \rightarrow \epsilon$  (орієнтаційне співвідношення Нішіями) і  $\gamma \rightarrow \alpha'$  (співвідношення Курдюмова-Закса). Мінімальний вміст

$\alpha'$ -мартенситу, починаючи з якого проводили його експериментальне визначення, було 7,2 %, що може свідчить про обмеженість використовуваних методів. В [74] підтверджується наявність  $\varepsilon$ - і  $\alpha'$ - мартенситів деформації у марганцевих сталях (рис. 1.20).

Руйнування поверхневого шару сталей з метастабільним аустенітом приводить до того, що на поверхні утворюється новий шар, в якому під впливом гідравлічних ударів виникає мартенсит [75], що створює високу експлуатаційну стійкість.

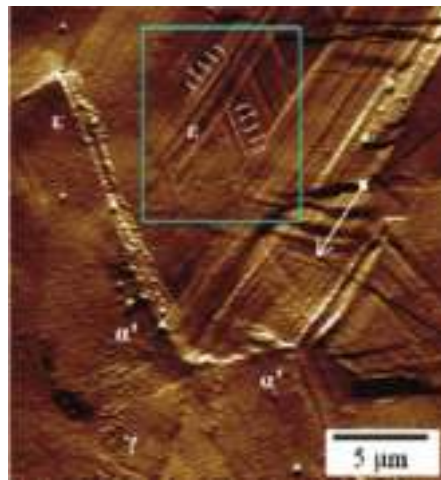


Рисунок 1.20 – Структура сталі Fe-17Mn-0,10C, що фіксує утворення  $\varepsilon$ - і  $\alpha'$ - мартенситу після деформації 20 % [74]

В [76] виявлено, що мартенсит деформації, який утворюється у виробках із сталі 110Г13Л при експлуатації в умовах тертя із ударами (шоки каменоподрібнювачів) мають тетраедричну щільноупаковану структуру Франка-Каспера, яка підвищує значення ударної в'язкості в чотири рази, але знижує опір абразивному зношенню у два рази. Індукційним методом одержані залежності коерцитивної сили (значення напруженості магнітного поля, необхідне для розмагнічування феромагнітної речовини) в області відбитка і поза відбитка (метод Брінелля). Зразки "свідки" (до експлуатації) мали ударну в'язкість 280 Дж/см<sup>2</sup>. Поза областю відбитка коерцитивна сила становила 300 Ерстед (рис. 1.21 а). В області відбитка коерцитивна сила значно менша

(рис. 1.21 б), а саме 100 Ерстед (1 Ерстед  $\approx 79,58$  А/м). З цього автор [76] робить висновок, що сталь 110Г13 має неоднорідну магнітну структуру: ділянка, яка підлягала деформації перемагнічується легше, ніж ділянка, яка не підлягала деформації.

Проте в [77-80] стверджується, що на деформаційне зміцнення сталі Гадфільда не впливає утворення мартенситних фаз. Так структурні дослідження і вивчення магнітних параметрів, які проведені авторами [77], показали, що деформаційне зміцнення даної сталі не зв'язано з утворенням мартенситних фаз. При цьому вуглець стабілізує аустеніт, знижує мартенситну точку  $M_p$  (початок мартенситного перетворення) і зміцнення відбувається за рахунок підвищення густини дислокацій, бо мартенсит згідно [81] може утворюватися тільки при високих ступенях деформації (більше 20 %).

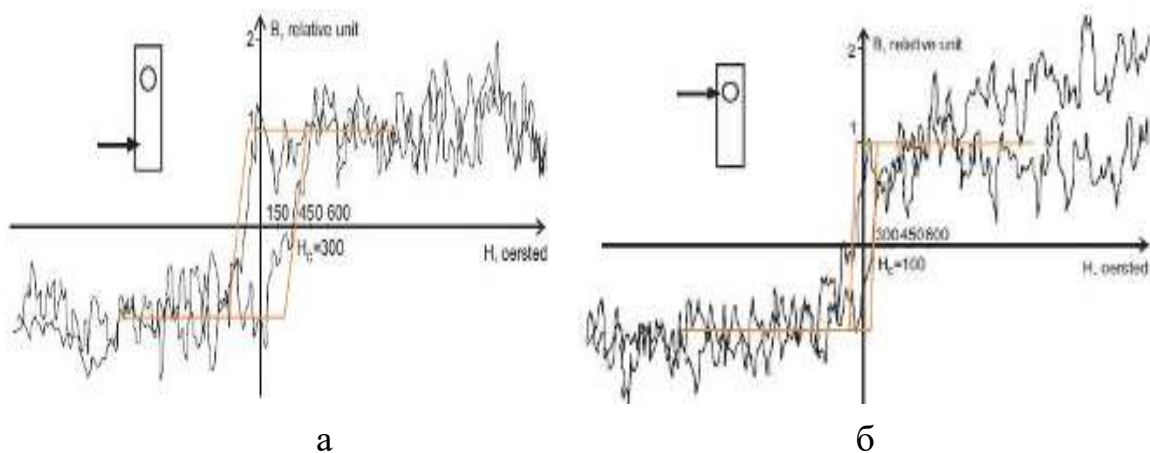


Рисунок 1.21 – Виміри коерцитивної сили поза областю відбитка (а) і в області відбитка (б) [76]

В [79, 80] виявлено, що сталь Гадфільда навіть при великих пластичних деформаціях і високих температурах при терті і зсуву під тиском, зберігає аустенітну структуру. Звідси автори [78] роблять висновок, що цей факт пояснює неможливість протікання евтектоїдно-перитектоїдних перетворень через кінетичні умови термодинамічної рівноваги. Тому висока зносостійкість сталі не пов'язана з виникненням в її структурі мартенситу деформації або карбідних фаз.

Звідси випливає, що вказана неоднозначність впливу мартенситу деформації на зносостійкість аустенітних Fe-Mn сталей потребує додаткових досліджень. Привертає увагу одержані в роботі [82] результати, що параметри тертя і зношування аустенітних сплавів залежать від зміни магнітної структури аустеніту. Зокрема досліджено зносостійкість і коефіцієнт тертя аустенітних залізо-нікелевих інварних сплавів в районі температури Кюрі, а також залізомарганцевого аустенітного сплаву Г40 поблизу точки Нееля.

Встановлено, що в районі точки Кюрі і поблизу температури Нееля зростає інтенсивність зношування в декілька разів, а також збільшується коефіцієнт тертя. Причиною цього є зміна магнітної структури аустеніту [82].

В роботі [83] досліджувалась магнітна сприйнятливості парамагнітних фаз  $\gamma$ ,  $\epsilon'$  і  $\epsilon$  в області температур від 20 °С до 300 °С. Встановлено, що для  $\epsilon$ -мартенсита вона майже у два рази менше, ніж для аустеніту. Парамагнітна сприйнятливості  $\epsilon'$ -мартенсита більша, ніж сприйнятливості  $\epsilon$ -мартенсита, і менша, ніж аустеніту. Багатократні нагрівання до 400 °С і охолодження до -136 °С впливають на парамагнітну сприйнятливості тільки в тих випадках, коли змінюється фазовий склад. Автори [83] підтвердили результати про те, що аустеніт може переходити із антиферомагнітного в парамагнітний стан.

Аналіз літературних даних про зв'язок магнітних параметрів (інтенсивність намагнічування  $I$ , коерцитивна сила  $H_c$ , магнітна сприйнятливості  $\chi$ ) і механічних властивостей (умовна границя текучості  $\sigma_{0.2}$ , границя міцності  $\sigma_b$ , відносне рівномірне видовження  $\delta$ , відносне звуження поперечного перетину після розриву  $\Psi$  і ін.) аустенітних сталей і сплавів на основі заліза недостатньо повно вивчено [47, 84-88]. При цьому, в основному, дослідження присвячені вивченню магнітних властивостей залежно від температури і пластичної деформації, особливо, коли в зразках міститься відносно значна кількість  $\alpha$ -фази (>5%), тобто тоді, коли феромагнетизм  $\alpha$ -фази значно переважає парамагнетизм аустеніту.

Не виявлено праць про зміни механічних властивостей залежно від початкової питомої магнітної сприйнятливості аустеніту. При цьому в [4, 89] стверджується про наявність кореляційного зв'язку між магнітними властивостями і механічними характеристиками, що зумовлює використання фазового магнітного аналізу в машинобудуванні і металургії.

### **1.3 Аналіз сучасного стану досліджень локальної корозії аустенітних Fe-Cr-Ni сталей залежно від вмісту $\alpha$ -фази**

Корозія – найнебезпечніше пошкодження корозійностійких сталей, яке характерне для хімічної промисловості, теплової, атомної енергетики та ін. Значний внесок у розвиток теоретичних і експериментальних досліджень належить вченим Г. В. Акімову, І. Л. Розенфельду, Я. М. Колотиркіну, Н. Д. Томашову, А. М. Фрумкіну, Ю. Р. Евансу, Л. І. Фрейману, І. І. Реформаторській, Е. Г. Веббу, Т. Сутер, Т. О. Дергач, Л. М. Дейнеко, М. С. Хомі, О. Е. Нарівському та ін. [90-115].

На корозійну стійкість сталей і сплавів впливають різні внутрішні і зовнішні фактори: режим виплавлення, металургійний переділ, структурна неоднорідність, хімічний склад (в тому числі вміст вуглецю, азоту), мікролегування, карбіди, шкідливі домішки,  $\alpha$ -фаза, деформація, тип агресивного середовища, температура та ін. [53, 91-102]. Так в [91] дана оцінка ролі структурної неоднорідності, взаємодії домішок з дефектами кристалічної ґратки, неметалевих включень в ініціюванні і розвитку корозійних процесів у нержавіючих сталях. В [92] показано негативний вплив підвищеного вмісту вуглецю, неврахованих домішок (підвищеного вмісту  $\alpha$ -фази в трубній заготовці) на корозійні властивості в сталях 03X18H11, 03X17H14M3. Дослідниками [96] встановлено, що для забезпечення гарантованої стійкості проти міжкристалітної корозії (МКК) зразків труб із сталей 03X18H11 і

03X17H14M3 вміст вуглецю в сталі не повинен перевищувати 0,03 %, а азот в кількості до 0,2 % не чинить негативного впливу на стійкість проти МКК цих сталей і підвищує стійкість проти пітингової корозії внаслідок стабілізації аустенітної структури сталі і зменшення структурної неоднорідності [97].

В [53] встановлена кореляція між типом корозійних дефектів (тріщини, виразки) і загальною величиною магнітної сприйнятливості зразків, вирізаних з теплообмінних труб зі сталі 12X18H10T. Показано, що корозія зумовлена ліквідацією хімічного складу, яка спричинила збіднення твердого розчину аустеніту хромом, який в наявності надлишкової концентрації вуглецю утворює на границях зерен карбіди хрому. При цьому в зонах з різною концентрацією хімічних елементів можливо виділення  $\alpha$ -фази, яка спричиняє збільшення величини магнітної сприйнятливості.

Значна кількість публікацій [53, 100-105, 108, 111-115] присвячена впливу  $\alpha$ -фази ( $\delta$ -ферит,  $\alpha'$ -мартенсит) на корозійну поведінку аустенітних хромонікелевих сталей. Деформація аустенітних нержавіючих сталей має місце при виготовленні компонентів конструкцій та обладнання. Проте питання виникнення і характеру процесу корозії в аустенітних деформованих сталях вивчено недостатньо. Мають місце суперечливі відомості про вплив  $\alpha$ -фази на корозійну стійкість аустенітних Fe-Cr-Ni сталей. Наприклад, поява мартенситу деформації, індукованого піскоструменевою обробкою поверхні сталі AISI 316Ti, зумовлює меншу стійкість до корозії [100]; індукований в аустенітних сталях під час холодної обробки при кімнатній температурі мартенсит погіршує стійкість проти корозії сталі AISI 304 в кислих середовищах [101]; підвищення ступеню холодної деформації спричиняє збільшення корозійних втрат маси зразків сталей AISI 301LN і AISI 316L [102]; в сталі 1X18H9T процес міжкристалітної корозії прискорюється та переходить в автокаталічну стадію при появі  $\alpha'$ -мартенситу [103], а відсутність  $\alpha'$ -фази після деформації відповідає відсутності здатності до корозійного розтріскування [104].

Чутливість сталей AISI 301LN і AISI 316L до локальної пітингової корозії зростає внаслідок деформації розтягуванням (5...46 %) і появи  $\alpha'$ -мартенситу [105]. Збільшення ступеню деформації сталі 301LN сприяє зниженню її корозійної стійкості у розчинах хлорного заліза ( $\text{FeCl}_3 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$ ) у зв'язку з утворенням мартенситу деформації ( $\approx 32$  %). У більш стабільній аустенітній сталі AISI 316 при тих самих умовах деформації кількість мартенситу не перевищувала 2 % і опір корозійному розтріскуванню залишався незмінним [106]. Автори роботи [107] вказують на численність факторів, які впливають на локальну корозію сталей і неможливість розділення внесків різних фаз у опір корозії. Проте в [108-110] стверджується про безпосередній зв'язок локальної корозії з кількісним вмістом мартенситу деформації. В [111] показано, що чутливість до корозійного розтріскування сталі AISI 316 зростає після холодної прокатки (ступінь обтиснення 5...15 %), проте після статичного розтягування вона знижується.

Необхідно вказати, що в роботах [92, 103, 112, 113] наведені дані про інший вплив  $\alpha$ -фази (ферит,  $\alpha'$ -мартенсит) на корозійну стійкість аустенітних хромонікелевих сталей. Так в [92] встановлено, що зі збільшенням ступеню витягування зразків аустенітної сталі і відповідно зі збільшенням кількості  $\alpha'$ -мартенситу деформації стійкість проти корозійного розтріскування зростає. В [92] показано, що оскільки, в процесі експлуатації труб можливо збільшення окислювальної здатності середовища за рахунок накопичення іонів шестивалентного хрому і трьохвалентного заліза в застійних зонах, наявність фериту в трубній заготовці є небажаним і повинно бути обмеженим. При цьому досвід виготовлення холодно- і теплодеформованих труб із сталей 03X18H11 і 03X17H14M3 шляхом багатократних деформацій показує, що при вмісті  $\alpha$ -фази в трубній заготовці до 1 балу (до 7 %) її вміст в готових трубах не перевищує 1...2 %, і  $\alpha$ -фаза не чинить негативного впливу на стійкість до МКК.

У [113] встановлено неоднозначний вплив холодної деформації на стійкість проти пітингової корозії сталі 12X18H10T (рис. 1.22). Можливо

автори [113] не враховували намагніченість аустеніту при визначенні кількості  $\alpha'$ -мартенситу деформації, а також не враховували зниження корозійної стійкості аустеніту (сталь двофазна), що спричиняє значної похибки. Крім того, деформація аустеніту в сукупності з накопиченням мартенситу деформації зумовлює збільшення втрат маси (внаслідок корозії) зі збільшенням ступеня попередньої деформації [101, 102, 105]. Схожі результати наведені в [114], а саме при малих деформаціях (до 23 %) корозійна стійкість сталі CrNiNb18-10 в 3,5 %-ному розчині NaCl підвищувалася, а подальше збільшення деформації негативно позначалося на корозійній стійкості.

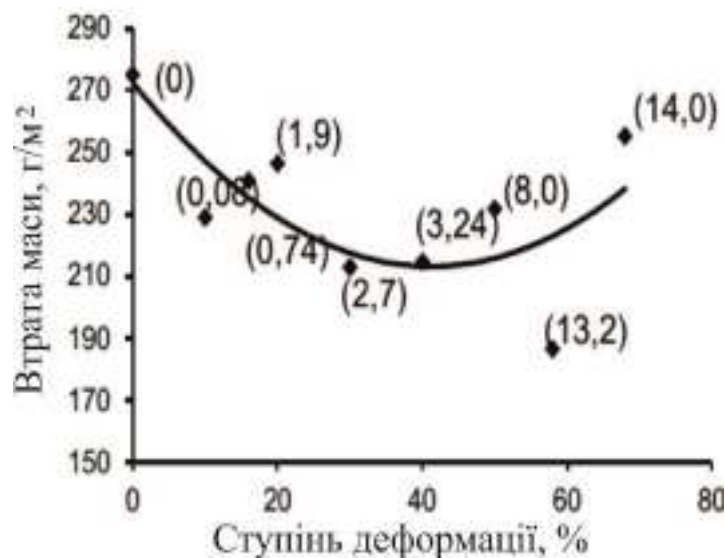


Рисунок 1.22 – Залежність втрати питомої маси ( $\Delta m/s$ ) плоских зразків сталі 12X18H10T, деформованих розтягуванням при 20°C з різними ступенями при випробуванні протягом 559 годин в 10 %-му розчині FeCl<sub>3</sub> (у дужках вміст  $\alpha'$ -мартенситу деформації, % об'єм.) [113]

Корозійні властивості сталей AISI 316L і AISI 304L можуть бути поліпшені плазмовим азотуванням поверхні, однак ефективність такої обробки залежить від фазового складу матеріалу [115]. Автори відзначають, що деформація аустенітних сталей є невід'ємним технологічним процесом у промисловості і вказують на важливість контролю вмісту  $\alpha'$ -мартенситу.



Таким чином, із відомостей, наведених в науковій літературі, очевидно, що немає єдиного погляду про вплив пластичної холодної деформації на локальну корозію аустенітних хромонікелевих сталей і сплавів, зокрема виникаючого в процесі деформації  $\alpha'$ -мартенситу. Не вивчено розділений і сумарний внески структурно-складових фазового перетворення фериту,  $\alpha'$ -мартенситу і аустеніту в цих сталях і сплавах. Не дивлячись на значну чисельність різних факторів, які впливають на локальну корозію, не знайдено єдиного чутливого інтегрованого параметру, який би оцінював сумарний вплив цих факторів на корозійну стійкість аустеніту Fe-Cr-Ni сталей і сплавів. Тому дослідження у цьому напрямку є актуальними.

#### **1.4 Вибір напрямку досліджень і завдань дисертаційної роботи**

Одним із основних проблемних напрямків науки і техніки в області металознавства є всебічне дослідження аустенітних сталей і сплавів на основі заліза з метою подальшого їх впровадження в авіаційній і космічній техніці, атомній і тепловій енергетиці, хімічній, машинобудівній промисловостях і ін. Вивчення фазових і структурних перетворень аустенітних хромонікелевих і високомарганцевих сталей під час температурних і деформаційних дії передбачає можливість створювати нові, зажадані фізико-хімічні, механічні і службові (корозійні) характеристики.

Під температурним і деформаційним впливом змінюється не тільки атомно-кристалічна, але і атомно-магнітна структура аустеніту [116], вивчення якої потребує детального дослідження. Експериментально доведено, що як схильний, так і не схильний до  $\gamma \rightarrow \alpha$  перетворення аустеніт є слабوماгнітним [117]. Природно, що вивчення магнітних властивостей аустеніту спричиняє одержання нових знань про фазові  $\gamma \rightarrow \alpha$  перетворення, а також має значне технічне значення, пов'язане з розробкою нових фізико-механічних і

службових характеристик аустенітних хромонікелевих, марганцевих і хромомарганцевих сталей. Історично склалося, що дослідженню кристалічної структури аустенітних сталей і сплавів приділялось значно більше уваги, ніж атомно-магнітній структурі, а саме парамагнітному стану аустеніту. Звідси виникає необхідність більш детально дослідити стан аустеніту, магнітні властивості якого можуть дати корисну інформацію про механічні і службові властивості матеріалу. Однією з перших відомостей про магнітну структуру аустенітних сталей є відкриття у 1958 році Є.І. Кондорським і В.Л. Сєдовим, що обмінна взаємодія між атомами залізу у ГЦК решітці є від'ємною [118]. Завдяки високій інформативності до зміни магнітного стану аустеніту, фазових перетворень є перспективними чутливі магнітометричні методи.

Значні труднощі виникають під час вивчення фазових перетворень в аустенітних сталях тоді, коли кількість і розмір утворених ферофазових виділень ( $\alpha$ -фази) дуже малі ( $\sim 0,005\%$  і більше), які по суті містяться в промислових аустенітних сталях.

Ще більші труднощі виникають під час дослідження дво- і трифазних сталей, в яких одночасно в аустеніті наявні ферит і  $\alpha'$ -мартенсит [88, 119]. Тому при вивченні фазового складу і фазових перетворень з низьким вмістом  $\alpha$ -фази рентгенографічний, дилатометричний, електронно-мікроскопічний, звичайні стандартні магнітні, не дивлячись на їх велике достоїнство, не завжди, на жаль, можуть успішно застосовуватись [120, 121].

Використовувати рентгенівські промені для дослідження атомно-магнітного стану неможливо, оскільки кванти рентгенівських променів не мають магнітних моментів, які б взаємодіяли з атомними магнітними моментами кристалів речовини [122]. Для дослідження атомно-магнітного стану аустеніту можуть використовуватися пучки нейтронів (нейтронографія), оскільки нейтрони мають магнітний момент і тому можуть взаємодіяти з магнітними моментами атомів в кристалах аустеніту [122]. Проте, цей метод є досить громіздким. Тому часто магнітометричні методи і їх розвиток для

дослідження парамагнітного 100%-го аустеніту і аустеніту із низьким об'ємним вмістом  $\alpha$ -фази є більш зручними, а інколи й просто незамінними [49].

Таким чином аустеніт аустенітних сталей і сплавів можна розглядати не тільки з погляду кристалічного, але – і з погляду магнітного стану, тобто як парамагнетик. Парамагнітний ефект виникає у зв'язку з наявністю некомпенсованих (в електронній оболонці) орбітальних і спінових магнітних моментів, сума яких не дорівнює нулю [123]. За відсутності зовнішнього магнітного поля вектори магнітних моментів розташовуються рівноймовірно під дією певної теплової енергії і тому результуючий магнітний момент аустеніту у цьому випадку дорівнює нулю. Прикладене зовнішнє магнітне поле намагається повернути всі вектори магнітних моментів вздовж свого напрямку [122] і тому магнітний момент не дорівнює нулю. Звідси надалі будемо використовувати термін магнітний або парамагнітний стан аустеніту, який характеризується сумарним (орбітальних і спінових) магнітних моментів електронів в аустеніті.

Навіть незначні зміни стану аустеніту під впливом температурно-деформаційних дій можна вивчати за зміною магнітних властивостей. Недостатньо вивчені парамагнітні властивості простих сплавів (наприклад, Fe-Ni), що сповільнює дослідження складних, легованих Fe-Ni-Cr, Fe-Cr-Mn і інших сталей. Звідси маємо підставу, що вивчення фазового складу та фазових перетворень за допомогою парамагнітних властивостей може принесе корисну практичну інформацію.

Відомо, що кількісними характеристиками магнітних станів є магнітний момент замкнутого струму (зокрема струму електрона в атомі) речовини (в нашому випадку – парамагнітного аустеніту):  $\vec{P}_m = \mu_0 \cdot i \cdot S \cdot \vec{n}$ , де  $\mu_0$  – магнітна стала;  $i$  – струм, утворений рухом електрона в атомі;  $S$  – площа замкнутого контуру з струмом;  $\vec{n}$  – нормаль до контуру;  $\chi_0$  – питома магнітна сприйнятливність, фізичне тлумачення якої очевидне з наступного.

Однією з макроскопічних магнітних характеристик парамагнетика, а тому і парамагнітного аустеніту, є інтенсивність намагнічування (або вектор

намагнічування)  $\vec{J} = \chi \cdot \vec{H}$ , де  $\chi$  – об'ємна (безрозмірна) магнітна сприйнятливість,  $\vec{H}$  – зовнішнє магнітна поле.

Вектор інтенсивності намагнічування  $\vec{J}$  визначається відомим виразом:

$$\vec{J} = \lim_{\Delta V \rightarrow 0} \left( \frac{1}{\Delta V} \sum_{i=1}^n \vec{p}_{m_i} \right) = \lim_{\Delta V \rightarrow 0} \frac{\vec{P}_m}{\Delta V}, \quad (1.5)$$

де  $n$  – число частинок (атомів) в об'ємі  $\Delta V$ ;

$\vec{p}_{m_i}$  – магнітний момент  $i$ -ої частинки (атома) в об'ємі  $\Delta V$ ;

$\vec{P}_m$  – магнітний момент усіх частинок (атомів) в об'ємі  $\Delta V$ , або магнітний момент речовини.

Вектор намагнічування  $\vec{J}$  являє собою суму атомних магнітних моментів одиниці об'єму речовини (аустеніту). Так як  $J = \chi \cdot H$ , то

$$\chi = \frac{\sum_{i=1}^n \vec{p}_{m_i}}{\Delta V \cdot H}. \quad (1.6)$$

Якщо ліву і праву частини (1.6) поділити на густину  $\rho$  речовини ( $\rho = \frac{\Delta m}{\Delta V}$ , де  $\Delta m$  – маса елемента об'єму  $\Delta V$  речовини), то отримуємо питому магнітну сприйнятливість  $\chi_0$  речовини (аустеніту):

$$\chi_0 = \chi / \rho = \frac{\sum_{i=1}^n \vec{p}_{m_i}}{\Delta m \cdot H} = \frac{P_m}{\Delta m \cdot H}, \quad [\chi_0] = \left[ \frac{m^3}{kg} \right]. \quad (1.7)$$

Це означає, що питома парамагнітна сприйнятливість  $\chi_0$  є фізична величина, яка чисельно дорівнює сумі магнітних моментів атомів одиниці маси

аустеніту при одиничному значенні магнітного поля і є чутливим параметром до зміни атомно-магнітного стану аустеніту. В даній роботі величину  $\chi_0$  обрано для вивчення магнітного стану аустеніту досліджуваних сталей. Таким чином, під атомно-магнітним (або магнітним) станом аустеніту передбачається його парамагнітний стан (аустеніт є парамагнетиком), який характеризується  $\chi_0$ .

Саме тому дисертаційна робота присвячена важливій і актуальній науковій проблемі: дослідженню ролі атомно-магнітного стану парамагнітного аустеніту сталей і сплавів на основі залізі при температурних і деформаційних впливах з метою одержання нових, зажаданих фізико-хімічних, механічних і службових характеристик, якими можна керувати і використовувати у практичній діяльності, а також при створенні нових матеріалів.

## 1.5 Висновки

На підставі аналітичного огляду наукових джерел встановлено такі питання, вирішення яких прийняте як підґрунтя наявних досліджень:

1. Не виявлено точної перехідної границі зміни механізмів початкової стадії ізотермічної і атермічної кінетик мартенситного  $\gamma \rightarrow \alpha$  перетворення у Fe-Ni (Н15...Н31) сплавах залежно від нікелю.

2. Не виявлено методу високоточного визначення дійсної деформаційної мартенситної точки в аустенітних сталях з нестабільним аустенітом.

3. Не виявлено досліджень змін при пластичній деформації атомно-магнітного стану аустеніту і його "поведінку" до і після зародження та подальшого накопичення мартенситу деформації.

4. Не виявлено кількісної ідентифікації низьких вмістів (0,005...0,5 %)  $\delta$ -фериту і  $\alpha'$ -мартенситу деформації, наявних одночасно в аустенітній матриці.

5. Не виявлено методу визначення наднизького вмісту феромагнітної карбідної фази цементитного типу  $\text{Fe}_3\text{C}$  в аустенітних хромонікелевих сталях.

6. Не знайдено досліджень, які б визначали нестабільність аустеніту за магнітним станом хромонікелевих сталей аустенітного класу з достатньо високим вмістом нікелю (~20...25 %).

7. Недостатньо досліджень в динаміці: зародження, розвитку та зникнення  $\varepsilon$ -фази в аустенітних хромонікелевих сталях.

8. Суперечливий характер деформаційного зміцнення сталі Гадфільда за рахунок утворення мартенситу деформації.

9. Не виявлено наукових досліджень про зв'язок механічних властивостей аустенітних хромонікелевих, високомарганцевих і зносостійких сталей системи Fe-C-Mn-Cr і низькою кількістю  $\alpha$ -фази та парамагнітним станом (параметр  $\chi_0$ ) аустеніту.

10. Розрізнені відомості про вплив низького вмісту  $\delta$ -фериту і  $\alpha'$ -мартенситу деформації на корозійну стійкість аустенітних Fe-Cr-Ni сталей. Недостатньо вивчено вплив на корозію окремо  $\delta$ -фериту,  $\alpha'$ -мартенситу деформації та їх сумарного внеску.

11. Обгрунтовано вибір напрямку досліджень і завдань дисертаційної роботи.

## РОЗДІЛ 2

### МАТЕРІАЛИ, ОБЛАДНАННЯ І МЕТОДИКИ ДОСЛІДЖЕННЯ

#### 2.1 Матеріали досліджень

Експерименти проводили на зразках аустенітних сталей промислового виробництва і дослідних сталей, отриманих в ливарній лабораторії ЗНТУ та наданих ІЧМ ім. З. І. Некрасова НАН України, ЦЗЛ ПАТ «Дніпроспецсталь» (додаток А) і Fe-Ni сплавів – Інститутом фізики металів ім. М. М. Міхеєва.

Властивості сталей 08X18H10, 12X18H10T, AISI 304, AISI 321 і сплаву ЭИ 943, з яких найчастіше виробляють пластини теплообмінників, досліджували на промислових плавках сталей концерну «Thyssen Krupp VDM», металургійного комбінату «Mithel Steel».

Хімічний склад досліджуваних Fe-Ni сплавів наведено у табл. 2.1. Досліджувались такі маркі хромонікелевих сталей, як найпоширеніші AISI 321 (5 видів), AISI 304 (5 видів), 05X18H10T, 09X18H9T, 10X18H10T, 12X18H10T, 10X18H9У, 0X13H16Б, 10X16H13, 10X23H18 та ін. (табл. 2.2). Всього було залучено 88 видів сталей і сплавів.

Окрім промислових сталей досліджувались лабораторні зразки хромонікелевих сталей, які отримані відкритою плавкою в ливарній лабораторії ЗНТУ в 10 кг індукційній тигельній печі. Шихта складалася з брухту сталі 08кп згідно ГОСТ 10501-88, феросплавів (феросиліцій ФС65 згідно ГОСТ 1415-93, ферохром ФХ001А згідно ГОСТ 4757-91), марганцю електролітичного лускатого Mn 99.7 та порошку нікелевого електролітичного (ПНЭ-2) згідно ГОСТ 9722-97. Плавки проводили з використанням методу порційного розливання (заливали стержні Ø16 мм). При цьому, внаслідок використання однієї початкової плавки, виключался вплив небажаних варіацій технологічних параметрів (у разі наявності різних плавок), що дозволяло визначати вплив зростаючого вмісту нікелю в сталі на досліджувані властивості.

Таблиця 2.1 – Хімічний склад досліджуваних Fe-Ni сплавів

Сплав	Вміст легувальних елементів, % мас.				
	C	Ni	Mn	Si	Ti
H15	0,05	15,1	0,41	0,35	-
H23	0,05	23,1	0,45	0,35	-
H25	0,04	25,0	0,40	0,38	-
H26.6	0,06	26,6	0,37	0,60	-
H27.3	0,05	27,3	0,39	0,49	-
H29	0,04	29,3	0,42	0,37	-
H31	0,02	31,2	0,28	0,35	-
H24Г2,5	0,08	24	2,5	-	0,03

Досліджувались такі марки високомарганцевих сталей, як Г6Л, Г8Л, Г10Л, Г13Л, Г18Л та хромомарганцеві сталі 140ХГ7, 130Х2Г7, 130Х4Г7 (табл. 2.3). В високомарганцевих сталях, окрім варіації марганцю, також змінювали вміст вуглецю та фосфору. Лабораторні плавки високомарганцевих сталей отримані в індукційних тигельних електропечах у вигляді зливків 100×100×200 мм<sup>3</sup> і піддані гартуванню у воду від 1050 °С (час витримки 3 год.). Вміст інших елементів у марганцевих сталях утримувався в межах хімічного складу для сталі 110Г13Л (ГОСТ 977-88).

Зразки виготовляли у вигляді прямокутних паралелепіпедів розміром ~3×3×3 мм<sup>3</sup>, поверхню яких потім піддавали шліфуванню з подальшим електрополіруванням. Нагрів і охолодження зразків відбувалося в аргоні зі швидкістю 1...10 град./хв.

Ступінь пластичної деформації одноосним стисненням розраховувалася за відношенням товщини до і після деформації:  $D = (d_0 - d) / d_0$ .



Таблиця 2.2 – Хімічний склад (% мас.) досліджуваних аустенітних хромонікелевих сталей

№	Марка сталі	C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Mo	Cu	Ti	Nb	N	Al	Co	V
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16	17
1	08X17H8T	0,08	0,96	1,2	-	-	16,5	7,52	-	-	0,45	-	-	-	-	-
2	09X18H9T	0,09	1,46	0,43	-	-	17,9	8,5	-	-	0,58	-	-	-	-	-
3	10X17H9T	0,1	1,12	1,21	-	-	17,1	8,57	-	-	0,46	-	-	-	-	-
4	08X18H9T	0,08	1,3	0,4	-	-	17,3	8,85	-	-	0,53	-	-	-	-	-
5	05X18H10T	0,05	1,75	0,52	0,02	0,025	17,2	9,03	-	-	0,3	-	-	-	-	-
6	X6CrNiTi18-10	0,041	1,26	0,37	-	-	17,09	9,07	-	-	0,37	-	-	-	-	-
7	X6CrNiTi18-10	0,041	1,29	0,36	-	-	17,3	9,07	-	-	0,36	-	-	-	-	-
8	X6CrNiTi18-10	0,047	1,24	0,41	-	-	17,29	9,11	-	-	0,3	-	-	-	-	-
9	10X18H9У	0,07	1,6	0,3	0,22	0,03	17,26	9,2	0,32	0,29	0,005	0,01	0,056	0,048	0,065	0,05
10	08X20H9Г2Б	0,09	1,74	1,3	0,02	0,03	19,3	9,3	-	-	-	1,02	-	-	-	-
11	12X18H10T	0,12	1,316	0,25	-	-	17,854	9,42	0,121	-	0,252	-	-	-	-	-
12	11X18H10T	0,11	1,29	0,44	-	-	17,2	9,8	-	-	0,56	-	-	-	-	-
13	X18H10	0,06	1,3	0,34	0,006	0,035	17,48	9,8	-	-	0,03	-	-	-	-	-
14	08X18H10T	0,09	0,75	0,7	0,01	0,026	18,2	10,1	0,06	0,14	0,56	-	-	-	0,05	0,04
15	08X18H10	0,068	1,56	0,55	0,011	0,03	17,9	10,1	0,101	0,162	0,0075	0,032	0,057	-	-	-
16	08X18H10T	0,08	1,1	0,31	0,005	0,03	18,24	10,35	0,26	0,24	0,53	-	-	-	0,06	0,04
17	12X18H10T	0,12	1,582	0,304	-	-	18,089	10,46	0,112	-	0,46	-	-	-	-	-
18	08X18H10T	0,08	0,982	0,23	0,004	0,021	17,742	10,567	0,262	-	0,259	-	-	-	-	-
19	10X18H10T	0,11	1,1	-	0,46	-	17,25	10,6	-	-	0,45	-	-	-	-	-
20	11X17H11T	0,11	0,97	1,25	-	-	16,6	10,63	-	-	0,48	-	-	-	-	-
21	10X18H10T	0,1	1,26	0,36	-	-	17,50	10,65	-	-	0,48	-	-	-	-	-
22	10X18H10T	0,1	1,48	-	0,58	-	17,01	10,75	-	-	0,62	-	-	-	-	-

Продовження таблиці 2.2

№	Марка сталі	C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Mo	Cu	Ti	Nb	N	Al	Co	V
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16	17
23	12X18H10T	0,12	1,505	0,304	-	-	17,797	10,86 7	0,13 7	-	0,486	-	-	-	-	-
24	05X18H10T	0,05	1,52	0,42	-	-	17,64	10,97	-	-	0,36	-	-	-	-	-
25	10X18H12T	0,1	1,35	0,55	-	-	17,9	11,2	-	-	0,48	-	-	-	-	-
26	10X17H12T	0,1	0,95	1,18	-	-	16,7	11,99	-	-	0,45	-	-	-	-	-
27	07X17H13T	0,07	1,15	1,15	-	-	16,8	13,15	-	-	0,47	-	-	-	-	-
28	10X17H12M2T	0,07	1,56	-	0,27	-	16,5	13,3	-	-	0,35	-	-	-	-	-
29	10X16H13	0,138	1,365	1,07	0,013	0,03	15,832	13,703	0,14	0,237	0,109	0,306	-	0,155	0,221	-
30	09X17H15T	0,09	1,03	1,22	-	-	16,5	14,47	-	-	0,45	-	-	-	-	-
31	12X15H16	0,12	1,57	0,95	0,01	0,03	14,874	15,541	0,17	0,22	-	-	-	-	-	-
32	10X17H16T	0,1	0,98	1,2	-	-	16,6	15,76	-	-	0,46	-	-	-	-	-
33	10X13H16Б	0,108	2,004	-	-	-	13,295	16,73	0,288	0,25	0,2	0,426	-	0,16	0,14	-
34	14X17H18	0,14	1,48	1,18	0,02	0,035	16,808	17,77	0,04	0,23	-	-	-	-	-	-
35	10X23H18	0,1	0,94	0,44	0,01	0,02	22,6	18,7	-	-	-	-	-	-	-	-
36	10X23H18	0,1	0,94	0,44	0,01	0,022	22,6	18,7	-	-	-	-	-	-	-	-
37	10X23H18	0,07	1,02	-	0,4	-	22,95	18,75	-	-	-	-	-	-	-	-
38	08X15H25M4	0,09	1,52	0,48	0,003	0,26	15,19	25,2	4,7	0,21	0,01	0,05	0,125	-	-	-
39	08X16H26	0,08	1,19	0,52	-	-	15,084	26,38	-	-	0,014	-	-	-	-	-
40	25X14H34T	0,245	0,77	0,477	-	-	13,82	34	-	-	0,439	-	-	-	-	-
41	13X3HBM2Φ	0,13	0,3	0,35	-	-	2,96	0,96	1,94	-	-	-	-	-	-	0,38
42	AISI 304, пл.1	0,071	1,23	0,22	0,001	0,027	17,96	9,34	-	-	-	-	0,048	-	-	-
43	AISI 304, пл.2	0,067	1,74	0,50	0,001	0,028	18,22	8,09	-	-	-	-	0,046	-	-	-
44	AISI 304, пл.3	0,075	1,65	0,43	0,004	0,024	18,25	8,09	-	-	-	-	0,055	-	-	-
45	AISI 304, пл.4	0,050	1,70	0,41	0,002	0,028	18,30	8,10	-	-	-	-	0,044	-	-	-
46	AISI 304, пл.5	0,030	1,81	0,39	0,001	0,034	18,10	8,20	-	-	-	-	0,039	-	-	-

Кінець таблиці 2.2

№	Марка сталі	C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Mo	Cu	Ti	Nb	N	Al	Co	V
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16	17
47	08X18H10, пл,6	0,060	1,34	0,32	0,006	0,035	17,44	9,77	-	-	0,03	-	-	-	-	-
48	AISI 321, пл,1	0,035	1,66	0,54	0,001	0,026	17,10	9,10	-	-	0,32	-	0,012	-	-	-
49	AISI 321, пл,2	0,060	1,59	0,66	0,002	0,027	16,43	9,14	-	-	0,34	-	0,011	-	-	-
50	AISI 321, пл,3	0,064	1,22	0,52	0,001	0,026	17,43	9,70	-	-	0,41	-	0,012	-	-	-
51	AISI 321, пл,4	0,030	1,62	0,41	0,002	0,028	17,41	9,24	-	-	0,31	-	0,013	-	-	-
52	AISI 321, пл,5	0,040	1,70	0,49	0,001	0,026	17,70	9,10	-	-	0,35	-	0,013	-	-	-
53	08X18H10T, пл,6	0,070	1,70	0,49	0,007	0,027	17,97	10,46	-	-	0,46	-	-	-	-	-

Таблиця 2.3 – Хімічний склад (% мас.) досліджуваних аустенітних високомарганцевих і хромомарганцевих сталей

№	Марка сталі	C	Mn	Si	S	P	Cr	Al	Ni	Ti	Ta	Mo
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13
1	Г6Х2	1,1	5,5	0,3	-	-	2	0,003	0,04	0,008	0,008	-
2	Г6Х2	1,2	6	0,4	-	-	2,2	0,005	0,05	0,01	0,01	-
3	130Х2Г7	1,32	6,87	1	0,04	0,026	2,23	0,005	0,054	-	0,069	-
4	150Г7Т	1,5	6,97	0,81	0,024	0,15	0,53	0,001	0,34	0,08	-	-
5	140Г7	1,5	6,97	0,81	0,024	0,15	0,53	0,001	0,34	-	-	-
6	140Г7	1,44	7,05	0,82	0,063	0,04	0,11	0,0072	0,057	0,0011	0,075	-
7	Г7Х4	1,29	7,1	0,56	0,017	0,045	4,39	0,008	0,057	0,016	0,078	-
8	Г6Х6	1,4	8,4	1,0	-	-	5,5	0,05	0,1	0,05	0,1	-
9	110Г8Л	1,34	8,43	0,8	0,014	0,092	0,06	0,019	-	-	-	-
10	110Г8Л	1,14	8,6	0,66	0,04	0,088	0,1	0,019	-	-	-	-

Кінець таблиці 2.3

№	Марка сталі	C	Mn	Si	S	P	Cr	Al	Ni	Ti	Ta	Mo
11	Г9Х7	1,5	9	1,2			7,26	0,06	0,2	0,1	0,12	
12	Г10Л	1,2	9,7	0,47	0,016	0,09	0,1	0,018	-	-	-	-
13	110Г10Л	1,24	9,75	0,48	0,017	0,092	0,1	0,019	-	-	-	-
14	110Г10Л	1,39	10,42	0,56	0,014	0,11	0,001	0,025	-	-	-	-
15	110Г10Л	1,19	10,47	0,45	0,015	0,1	0,01	0,022	-	-	-	-
16	110Г10Л	1,23	10,57	0,51	0,016	0,1	0,01	0,018	-	-	-	-
17	110Г10Л	1,3	10,7	0,87	0,014	0,084	0,1	0,021	-	-	-	-
18	110Г13Х2Л	1,1	11,5	0,5	0,018	0,09	2,43	-	0,26	0,003	-	-
19-25	Г13Л	1,3	12,6	1,0	-	0,11; 0,185; 0,21; 0,23; 0,26; 0,29; 0,33	-	-	-	-	-	-
26	110Г13Л	1,35	12,91	0,76	0,009	0,09	0,18	0,018	-	-	-	-
27	110Г13Л	1,16	13,8	0,76	0,016	0,092	0,1	0,018	-	-	-	-
28-34	Г15Л	0,43; 0,58; 0,85; 1,04; 1,27; 1,46; 1,56	14,9	0,37	0,009	0,064	0,88	-	0,38	-	-	-
35	Г18Л	1,23	17,50	0,62	-	0,03	1,37	-	0,35	-	-	0,24

## 2.2 Методи визначення структури, механічних і корозійних властивостей досліджуваних сталей

Дослідження мікроструктури та фазового складу сталей проводили на растровому електронному мікроскопі РЕМ-1061, оснащеному системою енергодисперсійного мікроаналізу. Хімічний склад матеріалу визначали методом рентгеноспектрального мікроаналізу. Мікротвердість структурних складових визначали методом Віккерса за допомогою твердоміра ПМТ-3 (згідно ГОСТ 9450-76). Прилад був забезпечений цифровою відеокамерою для зйомки і передачі зображення на комп'ютер. Фіксацію результатів досліджень проводили в цифровому режимі, що дозволяло підвищити точність вимірювань, а також отримувати збільшення до  $\times 900$ . Для визначення ударної в'язкості (КСУ) зразки досліджували на копрі МК-30А згідно ГОСТ 9454-78. Випробування на розрив проводили на машині УРМ-50. Границю міцності  $\sigma_b$  при розтягуванні на розрив, відносні видовження  $\delta$  і звуження поперечного перерізу  $\psi$  після розриву визначали відповідно до ГОСТ 1497-84.

За показники механічних властивостей брали середні значення результатів 4...6 випробувань зразків кожної сталі. Статистичний аналіз показав, що похибка експериментів при надійності 0,9 не перевищує 5 %.

Відносну зносостійкість після ударно-абразивного зношування визначали шляхом випробування в кульовому млині за втратою маси відповідно еталонного ( $\Delta m_{\text{ет}}$ ) і досліджуваного ( $\Delta m_{\text{дос}}$ ) зразків:  $K = \Delta m_{\text{ет}} / \Delta m_{\text{дос}}$ . Як еталон використовувалася сталь 20 (деформований пруток перерізом  $10 \times 10 \text{ мм}^2$ ) з хімічним складом (% мас.): 0,19 С; 0,56 Мп; 0,26 Si; 0,25 Cr і твердістю НВ 126.

Для визначення зв'язку між атомно-магнітним станом аустеніту і корозійними властивостями цих самих плавок сталей AISI 304, AISI 321, 08X18H10, 08X18H10T та сплаву ЭИ943 були залучені з наукових джерел [94, 95] значення корозійних втрат у хлоридвмісних розчинах з рН 4...8 (ГОСТ 9.912-89). Штампували зразки діаметром 42 мм і завтовшки 1 мм.

Досліджувану поверхню полірували, а протилежну і краї екранували фторопластом. Зразки піддавали пітингової корозії у водних розчинах 3%-го хлористого амонію  $\text{NH}_4\text{Cl}$  впродовж 3 годин при температурі  $60^\circ\pm^\circ\text{C}$  [94].

Корозійні втрати визначали за формулою  $K = \frac{\Delta m}{S \cdot \tau} 100\%$ , де  $\Delta m$  – різниця мас зразка до і після випробувань,  $S$  – площа поверхні зразка,  $\tau$  – час випробувань

З метою прискорення швидкості корозії зразки поміщали в суміш концентрованих кислот – хлоридної та нітратної ( $\text{HCl}:\text{HNO}_3$  3:1). Зразки зважували на аналітичних терезах АДВ-200 (точність до 0,2 мг). Для виявлення зміни швидкості корозії використовували коефіцієнт інтенсивності корозії  $K$ ,

який визначали як відносну втрату маси  $K_1 = \frac{\Delta m}{m \cdot \tau} 100\%$  або  $K_2 = \frac{\Delta m}{S \cdot \tau} 100\%$ .

### **2.3 Методика визначення питомої парамагнітної сприйнятливості $\chi_0$ аустеніту та низького вмісту $P_\alpha$ феромагнітної альфа-фази**

Новим і перспективним методом регулювання структури і властивостей сталей аустенітних сталей на основі заліза запропоновано метод вивчення парамагнітного стану аустеніту, тобто метод визначення питомої магнітної сприйнятливості  $\chi_0$  аустеніту, який містить або не містить низьку кількість феромагнітної  $\alpha$ -фази ( $\delta$ -ферит,  $\alpha'$ -мартенсит деформації).

Для визначення низької кількості  $\alpha$ -фази в об'ємних відсотках [321] використовували, на відміну від інших методів, методику, яка враховує вплив магнітного моменту парамагнітної матриці аустеніту [49, 124-126].

Аустенітна сталь розглядається як суміш двох середовищ [49]:

- 1) парамагнітне середовище (аустеніт),
- 2) феромагнітне середовище ( $\alpha$ -фаза).

Відповідно до цього загальну намагніченість зразка  $J$  можна вважати як суму намагніченостей обох середовищ [49], а саме:

$$J = J_0 + J_f, \quad (2.1)$$

де  $J_0$  і  $J_f$  – намагніченість парамагнітного і феромагнітного середовищ.

Закон наближення намагніченості до насичення для досліджуваних зразків у кінцевому випадку має такий вигляд [49]:

$$J = \chi_0 \cdot H + (J_s + \chi_p \cdot H), \quad (2.2)$$

де  $J$  – загальна намагніченість насичення зразка в магнітному полі  $H$ ,

$J_s$  – спонтанна намагніченість насичення  $\alpha$ -фази,

$\chi_p \cdot H$  – парапроцесна складова намагніченості насичення  $\alpha$ -фази зразка,

$\chi_0 \cdot H$  – парамагнітна складова намагніченості зразка,

$\chi_p$  і  $\chi_0$  – відповідно об'ємні (безрозмірні) магнітні сприйнятливості парапроцесу і аустенітної матриці.

Якщо перейти до питомого намагнічення (ділимо на густину  $\rho$  речовини), одержуємо [49]:

$$\sigma = \sigma_m + \chi_0 \cdot H + \chi_p \cdot H \quad (2.3)$$

де  $\sigma$  – загальна питома намагніченість зразка,

$\sigma_m$  – феромагнітна складова питомої намагніченості  $\alpha$ -фази зразка,

$H$  – напруженість магнітного поля,

$\chi_0$  – парамагнітна складова питомої сприйнятливості аустеніту зразка,

$\chi_p$  – парапроцесна складова питомої сприйнятливості  $\alpha$ -фази зразка.

Позначимо результуючу питому магнітну сприйнятливість парапроцесу й аустенітного середовища зразка через  $\chi_\infty$ :

$$\chi_{\infty} = \chi_0 + \chi_p \quad (2.4)$$

З формули (2.3) для питомої магнітної сприйнятливості зразка маємо [49]:

$$\chi = \frac{\sigma_m}{H} + \chi_{\infty} \quad (2.5)$$

Слід зазначити, що існуючі в даний час методи визначення вельми низького вмісту  $\alpha$ -фази не враховують намагніченість парамагнітного аустеніту, що приводить до значних похибок при визначенні такої кількості  $\alpha$ -фази [124]. Наприклад, помилка складає більше 1000 % при вмісті  $\alpha$ -фази 0,005 %; 80 % – при 0,1 %  $\alpha$ -фази і лише  $\sim 3\%$  – при 2,5...3,0 %  $\alpha$ -фази. При досить сильних постійних магнітних полях, у нашому випадку від  $2,0 \cdot 10^5$  до  $6,0 \cdot 10^5$  А/м, залежність  $\chi = f(1/H)$  для аустенітних сталей є лінійною [30, 49] ( $\chi$  – загальна питома магнітна сприйнятливості зразка ( $\text{м}^3/\text{кг}$ ),  $H$  – напруженість магнітного поля).

Кількість феромагнітної  $\alpha$ -фази в об'ємних відсотках визначали за формулою, яка наведена в роботі [49]:

$$P_{\alpha} = \frac{\sigma_m}{\sigma_{\alpha}} \cdot 100\% = \frac{[\chi - (\chi_0 + \chi_p)] \cdot H}{\sigma_{\alpha}} \cdot 100\% = \frac{[\chi - \chi_{\infty}] \cdot H}{\sigma_{\alpha}} \cdot 100\%, \quad (2.6)$$

де  $\sigma_m$  – феромагнітна складова питомої намагніченості насичення зразка, який містить  $\alpha$ -фазу у кількості  $x\%$  ( $(\text{А} \cdot \text{м}^2)/\text{кг}$ );  $\sigma_{\alpha}$  – питома намагніченість насичення зразка, який містить  $\alpha$ -фазу в кількості 100 % ( $(\text{А} \cdot \text{м}^2)/\text{кг}$ );  $\chi$  – загальна питома магнітна сприйнятливості зразка;  $\chi_0$  і  $\chi_p$  – парамагнітна і парапроцесна складові питомої сприйнятливості аустеніту і  $\alpha$ -фази зразка;  $\chi_{\infty} = \chi_0 + \chi_p$  – результуюча питома магнітна сприйнятливості ( $\chi_0$  – парамагнітна сприйнятливості аустеніту зразка,  $\chi_p$  – сприйнятливості парапроцесу  $\alpha$ -фази зразка);  $H$  – напруженість магнітного поля.



Величину  $\chi$  в області полів насичення визначали експериментально на магнітометричних терезах [127-131]. За експериментальними лінійними залежностями  $\chi(1/H)$  визначали  $\chi_\infty$  методом екстраполяції ( $H \rightarrow \infty$ ,  $1/H \rightarrow 0$ ) і за вказаною вище формулою – кількість феромагнітної фази в об'ємних відсотках.

Для визначення питомої намагніченості  $\sigma_\alpha$  феромагнітної  $\alpha$ -фази використовували формули С.Д. Ентіна [132], О.П. Гуляєва і І.Б. Черненко [133].

Питому магнітну сприйнятливості аустеніту  $\chi_0$ , або питому намагніченість  $\sigma_0$  аустеніту визначали з графічної залежності  $\chi=f(P_\alpha)$ , або  $\sigma=f(P_\alpha)$  при екстраполяції  $P_\alpha \rightarrow 0$  [29, 30]. Якщо вираз (2.6) привести до вигляду

$$\chi = \frac{P_\alpha \sigma_\alpha}{H} + \chi_0 + \chi_P, \quad (2.7)$$

то формула (2.7) при  $P_\alpha \rightarrow 0$  ( $\chi_P = 0$ ) для постійного  $H$  набуває вигляду  $\chi = \chi_0$ .

Значення  $\chi_0$  можна також знайти за графічними залежностями  $\chi(P_\alpha)$  [125]. При продовженні прямих до перетину з віссю ординат ( $P_\alpha \rightarrow 0$ ,  $\chi_P \rightarrow 0$ ), одержано числове значення питомої магнітної сприйнятливості  $\chi_0$ . Нахил прямих обумовлений пропорційною залежністю загальної питомої сприйнятливості  $\chi$  від кількості феритної складової  $P_\alpha$ . При цьому рівняння (2.7) набуває вигляду:

$$\chi = \frac{P_\alpha \cdot \sigma_\alpha}{H} + \chi_\infty. \quad (2.8)$$

Одержані значення  $\chi_0$  можна знайти аналітично. Наприклад, для двох кількостей феромагнітної складової  $P_1$  та  $P_2$  і відповідним їм значень  $\chi_1$  і  $\chi_2$  при  $H = const$  маємо:  $\chi_1 = a P_1 + \chi_0$  і  $\chi_2 = a P_2 + \chi_0$ , де  $a = const$ . Розв'язуючи цю систему рівнянь відносно  $\chi_0$  одержуємо [125]:

$$\chi_0 = \frac{P_2 \cdot \chi_1 - P_1 \cdot \chi_2}{P_2 - P_1}. \quad (2.9)$$

Питому магнітну сприйнятливість  $\chi$  визначали за допомогою магнітометричної установки (терези Фарадея) [127], при цьому була вдосконалена апаратна частина (вузол з механіко-магнітним зачепленням замінений на безконтактний високочастотний перетворювач) і автоматизована процедура управління експериментом з використанням мікропроцесорної системи [128-131]. Для розрахунку вмісту  $\alpha$ -фази була розроблена та створена відповідна комп'ютерна інформаційна система [134].

#### **2.4 Розробка автоматизованої установки для визначення магнітної сприйнятливості сталей і сплавів**

Існує достатньо велика кількість методів вимірювання магнітних властивостей слабомагнітних сталей та сплавів, кожен з яких має низку переваг і недоліків [88, 117, 119, 121, 135-137, 320]. Для вимірювання магнітної сприйнятливості широко використовують метод Фарадея. Досліджуваний зразок при цьому розміщують в зону постійного градієнта магнітного поля і вимірюють силу, яка діє на зразок. Найчастіше для вимірювання сили використовують маятникові магнітні терези, в яких зразок при його взаємодії з градієнтним магнітним полем електромагніту переміщується в горизонтальному напрямку. Особливістю установок є спосіб реєстрації відхилення від нульового положення зразка, наприклад, магнітометричні терези з уніполярно-астатичною системою і механіко-магнітним зачепленням призми [127] або з фотоелектричною реєстрацією нульового положення [117, 137]. Однак зміна величини магнітного поля, що діє на зразок, реєстрація нульового положення (електромагнітна компенсація) здійснюються вручну. Тому актуальною є розробка автоматизованої системи управління експериментом з реєстрацією вимірювань в електронному вигляді. Це дозволило б зменшити час дослідження та запобігти похибок, зумовлених “людським” фактором.

До автоматизації установка представляла магнітометричні терези з уніполярно-астатичною системою і механіко-магнітним зачепленням призми (рис. 2.1) [127]. Магнітометрична установка містить: кварцовий стержень 1, підвішений на біфілярі 2, уніполярний магнетик 3 з лезом 4, дзеркало 5, ампулу 6 для розміщення еталонного і досліджуваних зразків сталі; демпфера 7, компенсаційну котушку 8 з магнітиком 9, шкали 10 з освітлювачем 11, підвісу 12. Уніполярний магнетик 3 є однополюсний магнітик, що представляє собою два магнітних паралелепіпеда, які з'єднані однаковими полюсами з метою уникнення впливу зовнішніх магнітних полів.

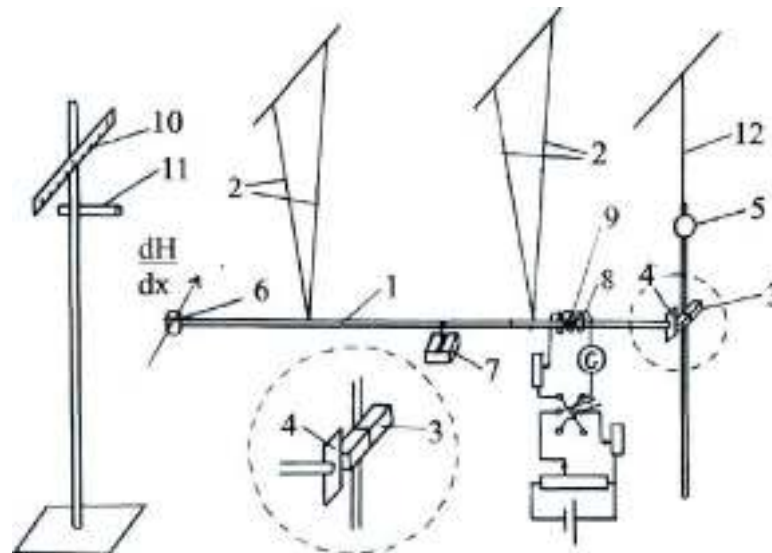


Рисунок 2.1 – Магнітометрична установка (до автоматизації) для визначення парамагнітної питомої магнітної сприйнятливості [127]

Спосіб дії установки: ампула 6 зі зразком масою  $m_{зр}$  розміщується в постійному градієнтному магнітному полі. Під дією магнітного поля  $H$  ампула 6 зі зразком зміщується. Поступальний рух стрижня 1 через магнітне зчеплення леза 4 з магнітиком 3 переходить в обертальний рух підвісу 12, на якому розташоване дзеркало 5. Від освітлювача 11 падає промінь світла на дзеркало 5, від якого відбивається на шкалу 10. Для повернення світлового променя на шкалі в нульове положення використовують компенсаційну котушку 8, в якій знаходиться магнітик 9, прикріплений до стрижня 1. При цьому вимірюється

величина компенсаційного струму  $I_{зр}$ , який подається на компенсаційну котушку 8. Питому магнітну сприйнятливість визначали відносним методом за формулою:

$$\chi = \frac{I_{зр} \cdot m_{ет}}{I_{ет} \cdot m_{зр}} \chi_{ет}, \quad (2.10)$$

де  $I_{зр}$  і  $I_{ет}$  – відповідно компенсаційні струми для зразка і еталону,

$m_{зр}$  і  $m_{ет}$  – відповідно маса зразка і еталону,

$\chi_{ет}$  – магнітна сприйнятливість еталону.

При вимірах  $\chi$  досліджуваних зразків враховувалась поправка на компенсаційний струм пустої ампулки (і кінця стрижня), а саме

$$I_{зр} = I'_{зр} \pm I_{амп}, \quad I_{ет} = I'_{ет} \pm I_{амп}, \quad (2.11)$$

де  $I'_{зр}$  і  $I'_{ет}$  відповідно сумарні компенсаційні струми зразка і еталону; знак “+” чи “-” обирається залежно від матеріалу ампулки (діамагнетик чи парамагнетик).

Для градуювання магнітометричної установки обрано стандартну речовину – сіль Мора ( $\text{Fe}_2\text{SO}_4(\text{NH}_4)_2 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$ ), для якої відома питома магнітна сприйнятливість [111]. Наприклад для  $T = 293 \text{ K}$   $\chi_{ет} = 3,23 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$ .

Автоматизації підлягали спосіб реєстрації величини відхилення від нульового положення зразка, керування струмом компенсації та величиною магнітного поля діючого на зразок [128]. Був вилучений магнітно-механічний зв'язок стрижня з підвісом 12 (див. рис. 2.1). Визначення зміщення стрижня виконується безконтактно – на основі зміни частоти LC-генератора 5 (рис. 2.2). Роль датчика зміщення зразка виконує осердя 3 котушки індуктивності 4, яке закріплене на рухомому стрижні 1.

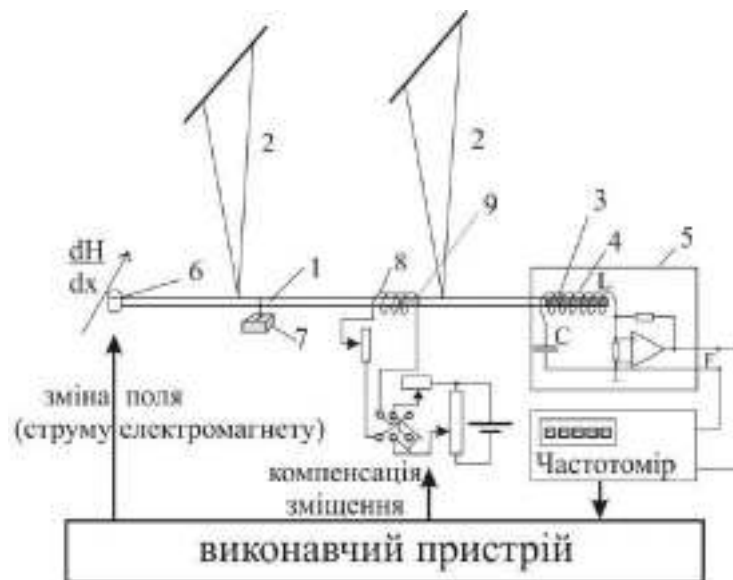


Рисунок 2.2 – Автоматизована магнітометрична установка

Виконавчий пристрій здійснює поступову зміну силового магнітного поля, залежно від зміни частоти, яка відповідає зміщенню стрижня від положення рівноваги та подає сигнал «компенсації зміщення» на компенсаційну котушку 8. Функціональна блок-схема розробленої автоматизованої установки [128] для вимірювання магнітної сприйнятливості наведено на рис. 2.3.

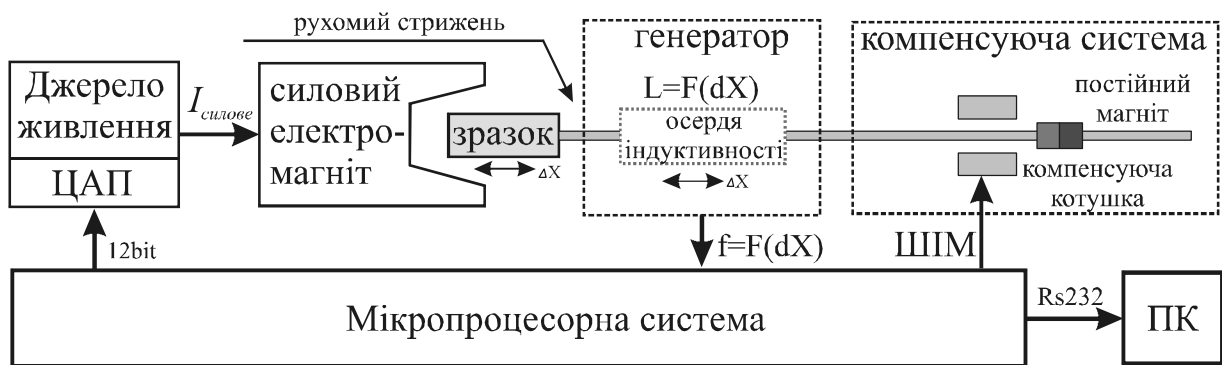


Рисунок 2.3 – Функціональна блок-схема установки для автоматичного управління процесом вимірювання магнітної сприйнятливості

Основою установки є мікропроцесорна система (МПС), що базується на восьмирозрядних мікроконтролерах AVR фірми ATMEL, яка забезпечує автоматичну зміну струму обмотки силового магніту, підбір струму обмотки

котушки для компенсації зміщення зразка від положення рівноваги та передачу цих значень на комп'ютер. Силовий електромагніт дозволяє створювати в щілині для зразків напруженість магнітного поля до  $10^6$  А/м. Величина струму силового магніту задається МПС (за допомогою 12-бітного цифрового коду). Точність задання струму  $\pm 0,024\%$ , що складає  $\pm 4,8$  мА для максимального струму 20 А.

Алгоритм роботи установки наведено на рис. 2.4. На початку роботи МПС виконує ініціалізацію початкового стану, а саме встановлює струми силового електромагніта і компенсуючої котушки на нульовому рівні заданням цифрового коду  $DAC=«0»$  для ЦАП та сигналу  $PWM=0$  для компенсуючої котушки.

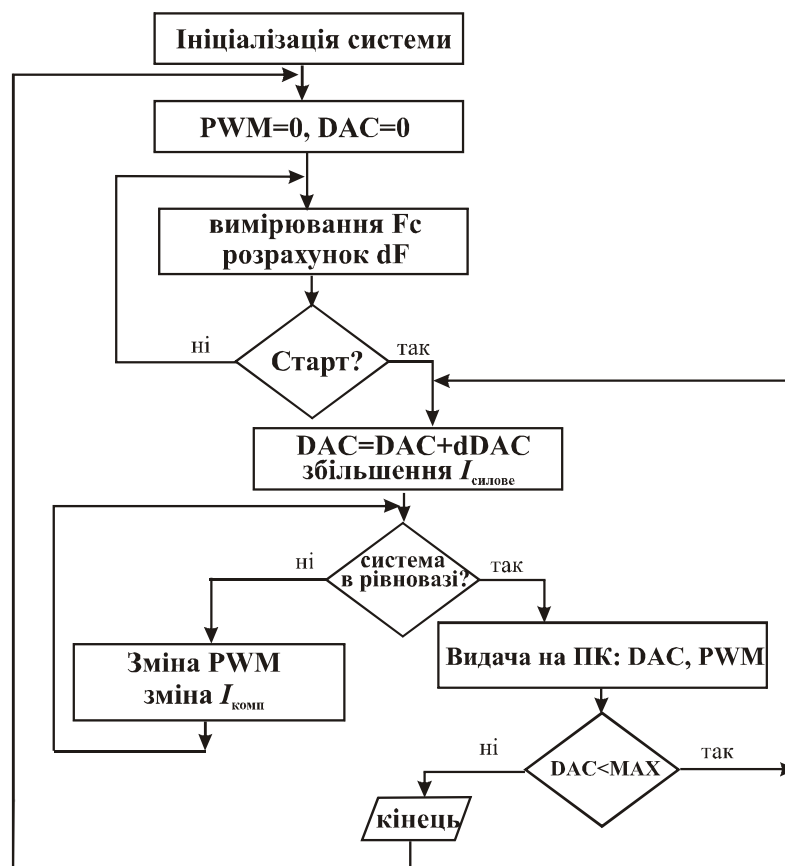
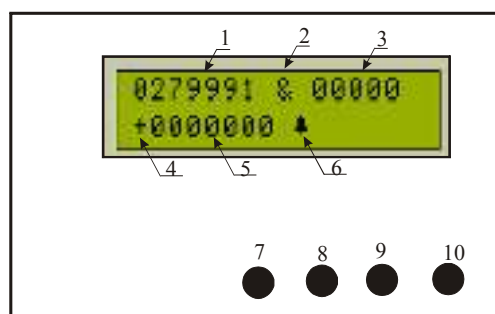


Рисунок 2.4 – Алгоритм роботи мікропроцесорної системи

Інтерфейс користувача наведено на рис. 2.5. На початковому етапі експерименту установка розпочинає збільшувати струм силового

електромагніту поступовою зміною цифрового коду для ЦАП. Під дією магнітного поля зразок, залежно від його магнітних властивостей, втягується або виштовхується із зазору магніту. На першому кроці зміни струму  $I_{\text{силове}}$  система визначає полярність напруги на компенсуючій котушці. При частоті генератора 300 кГц чутливість датчика складає  $\sim 250$  Гц/мкм. Залежно від величини та знаку зміни поточної частоти генератора  $F_c$  від зразкової частоти, яка відповідає нульовому положенню, МПС формує сигнал для встановлення необхідної полярності напруги та широтно-імпульсний сигнал ШІМ (8 КГц) для задання величини компенсуючої напруги в котушці. При досяганні положення рівноваги зразка, МПС виконує посилку даних на комп'ютер для запису даних у текстовий файл.



1 – значення поточної частоти генератора ( $F_c$ ); 2 – розділювач; 3 – значення сигналу ШІМ (від 0 до 2000); 4 – знак «+» або «-», який означає напрямок зрушення; 5 – значення різниці частот ( $F_c - F_m$ ); 6 – символ початку роботи; 7 – кнопка «Старт/Стоп/Плюс»; 8 – кнопка «ОК»; 9 – кнопка «Пам'ять/Мінус»; 10 – кнопка «Налаштування».

Рисунок 2.5 – Інтерфейс користувача

Далі МПС збільшує поточне значення струму  $I_{\text{силове}}$  через збільшення сигналу DAC, і увесь процес повторюється. Після досягнення максимального заданого струму  $I_{\text{силове}}$  система переходить у початковий стан через плавну зміну струму до нуля. МПС передає дані на ПК через систему узгодження рівнів сигналів, виконану на перетворювачі фірми MAXIM. Для системи

компенсації розроблена модель [209] генератора квазі-ШІМ сигналів, яка перетворює ШІМ-сигнал в амплітудно-модульований сигнал.

Наприклад, для сталі 140ХГ7 зразок мав масу  $m_{зр} = 147,9$  мг. Під дією магнітного поля  $H = 2,55 \cdot 10^5$  А/м він змістився і для його повернення у вихідне положення був прикладений компенсаційний струм  $I_{зр} = 9,4$  мА. Для знаходження  $\chi_0$  зразка використовували відоме для солі Мора табличне значення магнітної сприйнятливості  $\chi_{мора} = 3,2 \cdot 10^{-8}$  м<sup>3</sup>/кг. Для солі Мора масою  $m_{мора} = 65$  мг компенсаційний струм становив  $I_{мора} = 3,78$  мА. Сприйнятливість  $\chi$  сталі 140ХГ7 становила  $3,50 \cdot 10^{-8}$  м<sup>3</sup>/кг.

Відносна похибка вимірювань питомої магнітної сприйнятливості складала  $2 \div 3$  %. Тому, питома магнітна сприйнятливість сталі 140ХГ7  $\chi = (3,497 \pm 0,087) \cdot 10^{-8}$  м<sup>3</sup>/кг.

Розроблена установка дозволяє автоматично отримувати залежність струму компенсації зміщення зразка від струму силового магніту у вигляді файлу на комп'ютері. Час отримання сукупності експериментальних даних залежить від кількості точок, діапазону вимірювання і складає 5...10 секунд на одне вимірювання.

Температурний модуль забезпечує автоматичну зміну (в режимі лінійного нагрівання, 1...20 К/хв.) або підтримку заданої температури ( $\pm 0.1$  К). При досягненні заданої температури мікропроцесорна система автоматично виконує посилку даних на комп'ютер [129-131].

Спосіб визначення питомої магнітної сприйнятливості наведено у патенті на корисну модель [239], а в [36, 68, 74, 128, 129, 130, 131, 138, 201, 209, 318, 319] представлено технічні характеристики і моделювання процесів розробленої автоматизованої установки.



## 2.5 Висновки

1. Вибрано матеріали і методи їх досліджень, які необхідні для оцінки атомно-магнітних станів та перетворень парамагнітного аустеніту чутливим магнітометричним методом при температурних і деформаційних впливах.

2. Для дослідження матеріалів використовували електронний мікроскоп РЕМ-1061, рентгеноспектральний мікроаналіз, твердомір ПМТ-3, копер МК-30А, машина УРМ-50. Використані значення корозійних втрат у хлоридвмісних середовищах, а також досліджувані зразки поміщали в суміш концентрованих кислот – хлоридної та нітратної ( $\text{HCl}:\text{HNO}_3$  3:1).

3. Розглянута методика визначення питомої магнітної сприйнятливості  $\chi_0$  аустеніту та низького вмісту  $P_\alpha$  феромагнітної  $\alpha$ -фази, яка враховує вплив магнітного моменту парамагнітної матриці аустеніту. Розроблена відповідна комп'ютерна інформаційна система.

4. Для вимірів питомої магнітної сприйнятливості і низького вмісту  $\alpha$ -фази використовувались магнітометричне обладнання типу терезів Фарадея. Вдосконалена апаратна частина і автоматизована процедура управління експериментом з використанням МПС, впроваджено температурний модуль.

5. Відносна похибка вимірювань питомої магнітної сприйнятливості складала 2...3 %. Коефіцієнт кореляції наведених залежностей  $\chi(1/H)$ ,  $\chi_\infty(P_\alpha)$  становив  $R^2 = 0,97...0,99$ , що дозволяє вважати отримані результати достатньо достовірними.

Згідно статистичного аналізу, похибка показників механічних властивостей при надійності 0,9 не перевищує 5 %.

6. Автоматизовану установку для визначення питомої магнітної сприйнятливості аустенітних сталей і сплавів впроваджено в навчальний процес в ЗНТУ (Додаток Ж).

## РОЗДІЛ 3

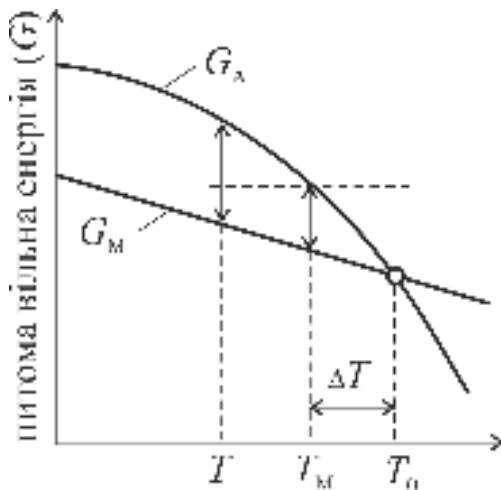
### ФАЗОВІ ПЕРЕТВОРЕННЯ І ОСОБЛИВОСТІ МАГНІТНОГО СТАНУ АУСТЕНІТУ ПІД ВПЛИВОМ ТЕМПЕРАТУРИ

#### 3.1 Термодинамічні аспекти формування мартенситних фаз в аустенітних сталях і сплавах під впливом температури

В аустенітних сталях і сплавах є можливість реалізації в них за певних температурних умов мартенситного  $\gamma \rightarrow \alpha$  перетворення. Утворення і накопичення  $\alpha$ -мартенситу починається нижче критичних температурних точок. В роботі [30] з'ясовано фізичну природу тієї температурної границі, яка визначає величину одного з “плечей” дійсного гістерезису теоретичної мартенситної точки. Оскільки цей параметр характеризує фактичний початок МП, можна вважати, що він відповідає нижній границі температурного інтервалу метастабільного аустеніту. Мартенситна точка  $T_M$  лежить нижче за температурну точку  $T_0$ , яка відповідає метастабільній рівновазі аустенітної фази з проміжним продуктом її бездифузійного алотропічного перетворення (тобто мартенситом). У точці  $T_0$  вільні енергії Гіббса аустеніту  $G_A$  і мартенситу  $G_M$  рівні. Крім того, точка  $T_0$  повинна розглядатися як фігуративна точка метастабільності системи. Переохолодження відносно точки  $T_0$  створює певну рушійну силу, якої виявляється недостатньо, аби здолати протидію пружної компоненти вільної енергії, що виникає в ґратках аустеніту разом з появою будь-якого за розміром кристала мартенситу. Ця енергія обумовлена двома чинниками: поєднанням неадекватних ґраток (тобто встановленням кристалогіометричного зв'язку) і сильною невідповідністю питомих об'ємів обох фаз. При цьому через специфіку бездифузійного характеру формування кристалів мартенситу його границя розділу з аустенітом є зазвичай когерентною і зберігається такою при дуже швидкому зростанні окремого кристала аж до зупинки цього процесу. Таким чином, утворення перших кристалів мартенситу вимагає значного переохолодження аустеніту, аби

компенсувати всю сукупність протидіючих енергетичних чинників і в результаті вийти за межі фігуративних точок рівноваги типу «виграш-програш» для вільної енергії сплаву, що залежить лише від температурних чинників.

Для встановлення вказаної температурної границі метастабільного аустеніту потрібно визначитися з термодинамічними параметрами [223], а потім вибрати відповідний фізичний метод, який був би здатний в області вказаних границь фіксувати виключно малі кількості виникаючої мартенситної фази. На рис. 3.1 приведено термодинамічну схему [139] зміни вільної енергії аустенітної і мартенситної фаз залежно від температури.



$$P = const; T \neq const$$

при  $T = T_M$  маємо:

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

а при  $T < T_M$  маємо:

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

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

Рисунок 3.1 – Залежність питомих вільних енергій Гіббса аустеніту  $G_A$  і мартенситу  $G_M$  від температури (символ  $\Delta$  у співвідношеннях, приведених до рисунка, характеризує ступінь зміни хімічної і пружної ( $E$ ) енергій)

Приведені графіки відповідають відомій термодинамічній тотожності, витікаючої з основного рівняння термодинаміки для оборотних процесів, що є по суті повним диференціалом вільної енергії Гіббса  $G$ , при змінних  $T$  і  $P$ :

$$dG = -SdT + VdP. \quad (3.1)$$

де  $S$  – ентропія;  $V$  – об'єм термодинамічної системи;  $P$  – тиск;  $T$  – температура, параметр варіації, постійне значення якого визначає рівновагу системи ( $dG$  при цьому дорівнює нулю, оскільки  $G \equiv \min$ ).

Якщо в системі аустеніт-мартенсит ( $A+M$ ) параметром дії є температура (тиск є фіксований), то відповідно до виразу (3.1) маємо  $G_{A(M)} = -\int_0^T S_{A(M)} dT$ ,

і при цьому  $\frac{d^2 G_{A(M)}}{dT^2} < 0$  (оскільки  $dS_{A(M)} > 0$  при  $dT > 0$ ) криві зміни термодинамічного потенціалу (енергії Гіббса) як для аустеніту, так і мартенситу (у цьому випадку крива  $G_M$  мало відрізняється від прямої) матимуть опуклість до верху з точкою перетину  $T_0$ , відповідній температурі метастабільної рівноваги обох фаз. Точка  $T_M$  тут відповідає рівності об'ємної і накопиченої пружної енергії, пов'язаної з появою мартенситного кристалу (з розміром, вельми малому розміру аустенітного зерна).

Нехай  $T$  є температурою (див. рис. 3.1), яка відображає можливість появи надто малого мартенситного кристалу, так що стандартні методи його фіксації є неефективними. Тоді для вибору відповідного методу оцінки самого факту реалізації перетворення  $A \rightarrow M$  встановимо величину “плечей” гістерезисів дійсних мартенситних точок, а саме:  $\Delta T = T - T_M$ . Розкладемо спочатку в ряд за ступенями  $\Delta T$  різницю  $\Delta G$  для вільних енергій аустеніту і мартенситу в найближчій околиці точки  $T_M$ , а саме при  $\Delta T = T - T_M \lesssim 0$ . У результаті отримаємо розкладання, яке відповідає ряду Маклорена:

$$\Delta G(\Delta T) = \Delta G(0) + \frac{d\Delta G(0)}{d\Delta T} \Delta T + \dots \quad (3.2)$$

З урахуванням того, що в точці  $T = T_M$  величина  $\Delta G(0) = 0$ , то маємо в лінійному наближенні співвідношення:

$$\Delta G(\Delta T) = \frac{d(G_M - G_A)}{d(T - T_M)} \Delta T = \left. \frac{dG_M - dG_A}{dT} \right|_{T=T_M} \Delta T. \quad (3.3)$$

Остаточний вираз для вузького інтервалу температур набуває вигляду

$$\Delta T = \frac{\Delta G}{S_A - S_M} \Big|_{T \sim T_M} \quad (3.4)$$

Слід відзначити, що розрахувати переохолодження ( $\Delta T$ ) при будь-яких значеннях  $T$  досить проблематично, оскільки для встановлення точок  $T_0$  і  $T_M$  потрібні спеціальні трудомісткі дослідження. Проте границі вказаного інтервалу можна визначити експериментальним шляхом з використанням методу лінійної екстраполяції отриманих результатів, якщо проміжні оцінки наднизьких кількостей виникаючого мартенситу відповідають високим значенням коефіцієнту кореляції для спеціально вибраних параметрів [140, 241].

Крім того, маючи значення дійсної мартенситної точки  $T_M$ , можна вирішити і зворотнє завдання – встановити питомі значення змін енергії Гіббса аустенітних матеріалів у вказаних вище інтервалах (див. вираз 3.4). Для цього досить узяти декілька значень  $T$ , які належать інтервалу  $\Delta T$ , для яких експериментально визначалися кількості температурного мартенситу. Причому, величина цього інтервалу має бути досить малою, аби лінійні розкладання зміни вільних енергій за відповідними ступенями температурних чинників зберігали силу лінійних законів.

Для визначення вказаних меж використано чутливий магнітометричний метод [124] визначення вельми низького вмісту мартенситу в об'ємних відсотках, починаючи з  $\sim 0,005\%$ , що на 2...3 порядки менше, ніж при фіксації іншими методами. Для визначення температурної мартенситної точки, максимально близької до  $T_M$ , як об'єкт дослідження був обраний сплав H24Г2,5 (% мас.: 0,08 С, 24 Ні, 2,5 Мп, 0,03 Ті) з ізотермічною кінетикою МП. Зразки сплаву нагрівали в аргоні до  $800\text{ }^\circ\text{C}$  і витримували протягом 3 хв. Потім їх охолоджували до  $300\text{ }^\circ\text{C}$  зі швидкістю  $200\text{ град/хв}$  (з метою усунення дифузійних процесів). Подальше охолодження зразків від  $300\text{ }^\circ\text{C}$  проводили зі

швидкістю  $\sim 1...2$  град/хв і вимірювали питому магнітну сприйнятливість  $\chi$ . На рис. 3.2 [139] наведено температурна залежність питомої магнітної сприйнятливості  $\chi$  сплаву поблизу дійсної мартенситної точки  $T_M$ .

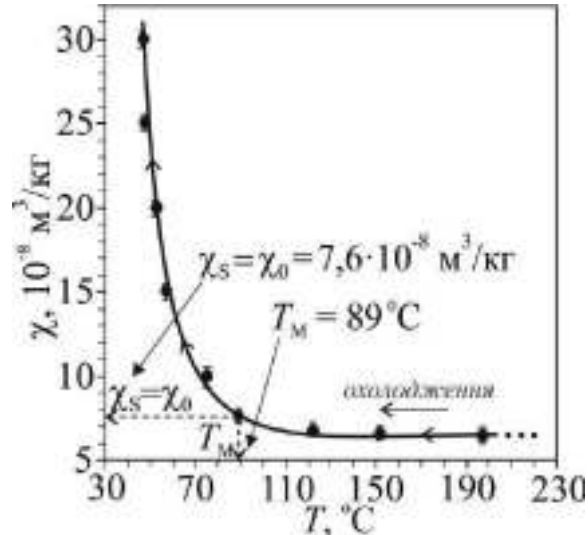


Рисунок 3.2 – Температурна залежність питомої магнітної сприйнятливості  $\chi$  ( $H = 3,48 \cdot 10^5$  А/м) сплаву Н24Г2,5 поблизу дійсної температурної мартенситної точки  $T_M$

Для оцінки кількості мартенситу, що утворюється, використовували методику [124], згідно якої спочатку визначається результуюча питома магнітна сприйнятливості  $\chi_{\infty}$  (дорівнює сумі  $\chi_{\infty} = \chi_0 + \chi_p$ , де  $\chi_0$  – питома магнітна сприйнятливості парамагнітного аустеніту,  $\chi_p$  – парапроцесна складова питомої магнітної сприйнятливості виникаючого мартенситу). Потім методом екстраполяції прямої  $\chi_{\infty}(P_{\alpha})$  (рис. 3.3) на вісь ординат  $P_{\alpha}$  ( $\alpha$ -мартенсит відсутній, бо в цій точці  $\chi_p = 0$ ,  $P_{\alpha} = 0$ ) знаходили питому магнітну сприйнятливості аустеніту, яка виявилася рівною  $\chi_0 = 7,6 \cdot 10^{-8} \text{ m}^3/\text{kg}$ . Коефіцієнт кореляції  $R^2$  при проведенні апроксимації склав 0,98, що свідчить про достатню достовірність отриманих результатів. Знайдене значення  $\chi_0$  і є та границя, вище якої сплаву відповідає однофазний стан (аустеніт), а нижче (при  $\chi > \chi_0$ ) – двофазний стан (аустеніт і мартенсит).

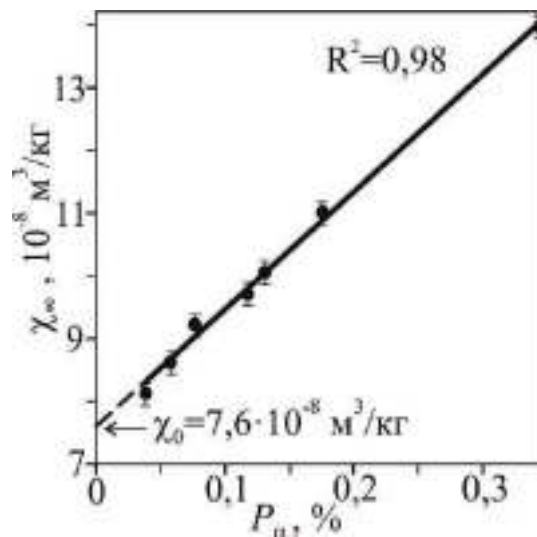


Рисунок 3.3 – Залежність результуючої питомої магнітної сприйнятливості  $\chi_\infty$  сплаву Н24Г2,5 від кількості  $P_\alpha$  виникаючого температурного мартенситу

Отже, знайдене значення  $\chi_0$  є стартовою точкою зародження мартенситу  $\chi_s$ , тобто  $\chi_s = \chi_0 = 7,6 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$ . З кривої  $\chi(T)$  [139] (див. рис. 3.2) за значенням  $\chi_s = 7,6 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$  знаходили дійсну температурну мартенситну точку  $T_m = 89 \text{ }^\circ\text{C}$ , яка фактично характеризує початок МП для сплаву Н24Г2,5 і відповідає нижній границі інтервалу метастабільного аустеніту. Таким чином, запропонований теоретичний підхід до оцінки дійсної температурної мартенситної точки був підтверджений експериментально.

### 3.2. Кінетика мартенситного перетворення в залізнікелевих сплавах та магнітний стан аустеніту поблизу мартенситної точки

Вивченню мартенситного перетворення (МП) присвячено значна кількість робіт, огляд яких наведено, наприклад в [19]. Інколи експериментальні результати одних авторів не узгоджуються з даними інших. Це, в першу чергу, зумовлюється різною чутливістю використаних методів

(магнітний, дилатометричний, рентгенівський тощо). Не завжди точно і однозначно визначалися значення мартенситної точки навіть в одному сплаві (так її значення приймалося, коли утворилося 1...2 % мартенситу). Це стосується і кінетики МП. Так в літературних джерелах (наприклад [23]) зазначається, що концентрація нікелю в Fe-Ni сплавах, яка припадає на границю зміни кінетик МП, дорівнює 29...30 % мас. В [22] показано, що у Fe-Ni сплавах при вмісті нікелю менше 30 % мас. відбувається ізотермічне МП в парамагнітному аустеніті, а в [141] – концентрація 29 % ат. є границя розділу між атермічною і ізотермічною кінетиками МП.

Природно, використання більш чутливого магнітометричного методу [49, 124-128] визначення досить низького вмісту мартенситу, починаючи з ~0,005 %, тобто на порядки нижче 1...2 %, призведе до виявлення нових закономірностей МП. Зокрема встановлення більш точного температурного інтервалу зміни кінетики МП та впливу магнітного стану аустеніту поблизу мартенситної точки на перебіг від ізотермічного до атермічного перетворення.

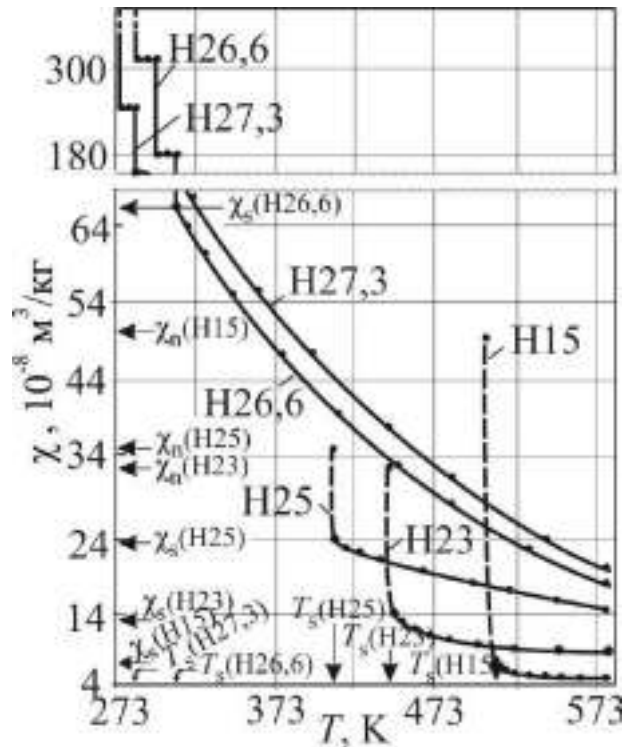
За мартенситну точку приймалася дійсна температурна мартенситна точка  $T_s$  [30, 31], яка для кожного сплаву визначається однозначно і є нижньою границею метастабільного температурного інтервалу аустеніту, тобто ця точка  $T_s$  є граничною температурою фазового перетворення, вище якої існує тільки аустеніт, а нижче – аустеніт і мартенсит. Одночасно представляє інтерес знаходження зв'язку між  $T_s$ , кінетикою зароджуваного мартенситу в цій точці і магнітним станом аустеніту поблизу  $T_s$ .

При проведенні експериментів використовували сплави Н15...Н31 (склад наведений в табл. 2.1). Зразки нагрівали в аргоні до 1120 К, витримувалися 3 хв., потім охолоджували в однаковому режимі зі швидкістю ~1,1 К/хв.

Дійсну мартенситну точку  $T_s$  визначали за методикою, описаною в п. 3.1. У досліджуваних сплавах Н15; Н23; Н25; Н26,6; Н27,3; Н29; Н31 дійсні мартенситні точки  $T_s$  дорівнювали 505, 446, 405, 307, 285, 247, 213 К, відповідно. Повторні виміри у всіх зразках давали відхилення  $T_s$  в межах  $\pm 3$  К.



На рис. 3.4 показано типову залежності питомої магнітної сприйнятливості  $\chi$  досліджуваних зразків сплавів Н15; Н23, Н25; Н26,6; Н27,3 ( $H = 0,2 \cdot 10^6$  А/м) від температури  $T$  і подальшою витримкою відповідно в точках  $T_s = 505, 446, 405, 307, 285$  К [142].



$\chi_s, \chi_n$  – стартові і кінцеві значення  $\chi$  в точці  $T_s$ .

Рисунок 3.4 – Температурні залежності питомої магнітної сприйнятливості  $\chi$  Fe-Ni сплавів з витримкою в точках  $T_s$

В сплавах Н15, Н23 і Н25 в точках  $T_s$  спостерігається ізотермічна кінетика, для якої характерний розвиток мартенситної реакції з часом. В сплавах Н26,6 і Н27,3 в точках  $T_s$  спостерігається різкий миттєвий перший стрибок зароджуваного мартенситу і з подальшим пониженням температури мартенситна реакція з часом не розвивається (горизонтальна площадка). Далі спостерігається другий і наступні стрибки після горизонтальних площадок. Така поведінка МП з часом в сплавах Н26,6 і Н27,3 відповідає атермічному мартенситному перетворенню.

На рис. 3.5 [142] показано типова залежність  $\chi$  від часу  $\tau$  в сплавах Н15, Н23, Н25 в точках  $T_s$ , тобто зміну  $\chi$  від початку зародження мартенситу до його насичення. Аналогічний вигляд мають криві в координатах: температура – кількість зароджуваного мартенситу, час – кількість зароджуваного мартенситу.

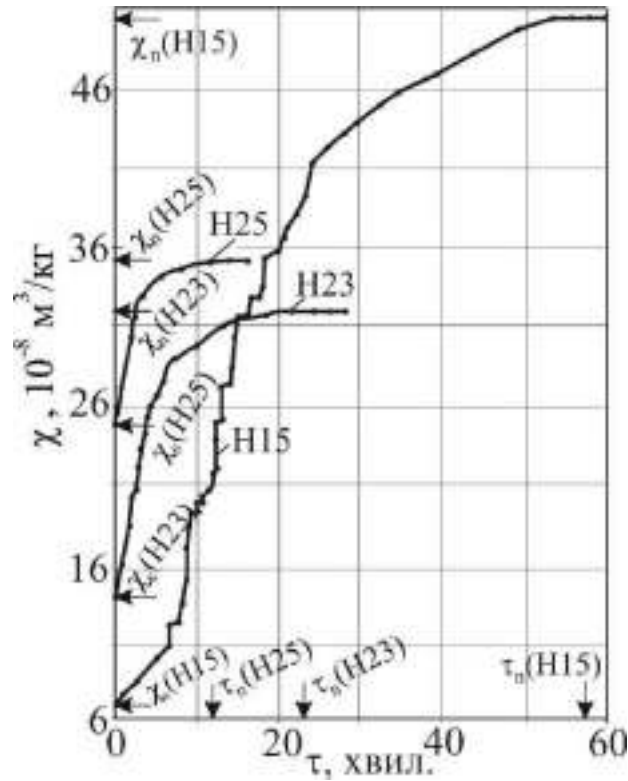


Рисунок 3.5 – Ізотермічні криві кінетики МП в сплавах Н15, Н23, Н25 в точках  $T_s$ , рівних відповідно 505, 446, 405 К. Стрілками показані стартові і кінцеві значення питомої магнітної сприйнятливості  $\chi$  ( $H = 0,2 \cdot 10^6$  А/м) і часу витримки  $\tau_n$ , необхідного для насичення мартенситу

На рис. 3.6 [142] представлені концентраційні залежності приросту питомих магнітних сприйнятливостей  $\Delta\chi_n = \chi_n - \chi_s$  ( $\chi_n$  і  $\chi_s$  – відповідно магнітні сприйнятливості в кінцевий і стартовий (початковий) момент часу в сплавах з ізотермічною кінетикою); кількості мартенситу насичення  $P_{\alpha_n}$ ; часу  $\tau_n$ , необхідного для насичення мартенситу, і стартової питомої магнітної сприйнятливості  $\chi_s$  ( $H = 0,2 \cdot 10^6$  А/м) Fe-Ni сплавів в точках  $T_s$ . Для сплавів Н29 і Н31 стартові магнітні сприйнятливості  $\chi_s$  відповідно дорівнюють  $6 \cdot 10^{-6}$  і

$1 \cdot 10^{-5} \text{ м}^3/\text{кг}$ . Очевидно, що зі збільшенням вмісту нікелю параметри  $\Delta\chi_n$ ,  $P_{\alpha_n}$ ,  $\tau_n$  зменшуються і досягають значення нуля вже при вмісті нікелю 26...27 %.

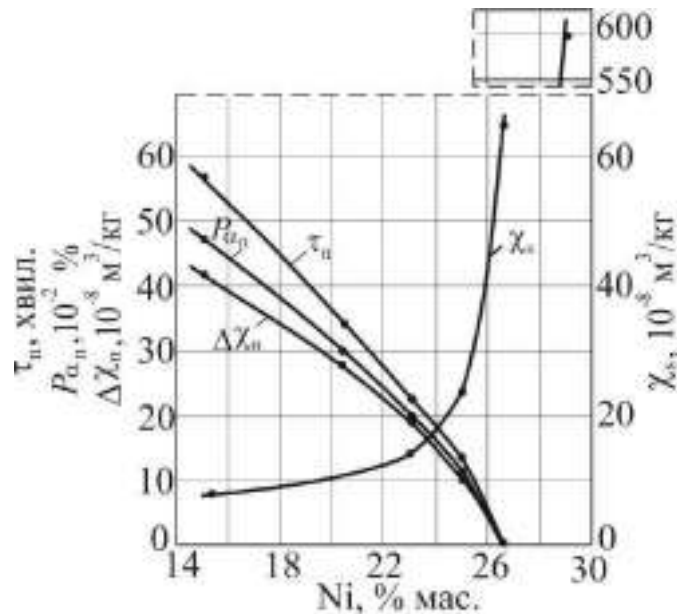


Рисунок 3.6 – Концентраційна залежність приросту питомих магнітних сприйнятливостей  $\Delta\chi_n = \chi_n - \chi_s$ , кількості мартенситу насичення  $P_{\alpha_n}$ , часу  $\tau_n$  насичення ізотермічного перетворення і стартової питомої магнітної сприйнятливості  $\chi_s$  ( $H = 0,2 \cdot 10^6 \text{ А/м}$ ) Fe-Ni сплавів в точках  $T_s$

Звідси маємо, що зі збільшенням вмісту Ni відбувається процес затухання ізотермічного перетворення мартенситу, який повністю зникає при вмісті нікелю 26...27 %. Таким чином, в дійсній мартенситній точці  $T_s$  досліджуваних сплавів наочно проявляється відмінність двох механізмів (ізотермічного й атермічного) МП. Сплав зі вмістом 26,6 % нікелю є критичним, при меншому вмісті Ni реалізується ізотермічна кінетика, більшому – атермічна.

Для переконливості вище вказаного повернемося до рис. 3.4, на якому криві залежності  $\chi(T)$  при наближенні до точки  $T_s$  лежать одна над другою і стартова питома магнітна сприйнятливості  $\chi_s$ , яка характеризує температурну границю МП, досить різко зростає зі збільшенням вмісту нікелю (див. рис. 3.6). Це зумовлено активізацією позитивної обмінної взаємодії між атомами. Характер обмінної взаємодії між магнітними атомами речовини можна

оцінювати за температурною залежністю її магнітної сприйнятливості. Для опису поведінки магнітної сприйнятливості речовини в широкому температурному інтервалі використовувався вираз Даніляна [39]:

$$\chi^{-1} = \frac{T}{C} \left( 1 + \sum_{n=1}^{\infty} \frac{\lambda_n}{T_n} \right), \quad (3.5)$$

де коефіцієнт  $\lambda_n$  є функція кристалічної структури, магнітного моменту атома і типу взаємодії між моментами;  $n$  – ціле число,  $C$  – константа.

Вираз (3.5) переходить у звичайний закон Кюрі-Вейса при  $n=1$ , якщо  $n>1$ , то залежність  $\chi^{-1}(T)$  вже не є лінійною. Форма кривої  $\frac{C}{\chi T} \left( \frac{1}{T} \right)$ , яка визначається рівнянням (3.5), чутлива до типу обмінної взаємодії між атомами.

На рис. 3.7 показані температурні залежності оберненої питомої магнітної сприйнятливості  $1/\chi$  для сплавів Н15; Н23; Н25; Н26,6; Н27,3; Н29 [142]. Видно, що при наближенні до мартенситної точки  $T_s$  в Н15, Н23, Н25 нахил кривих  $\frac{1}{\chi}(T)$  відрізняється від нахилу кривих для сплавів Н26,6; Н27,3; Н29.

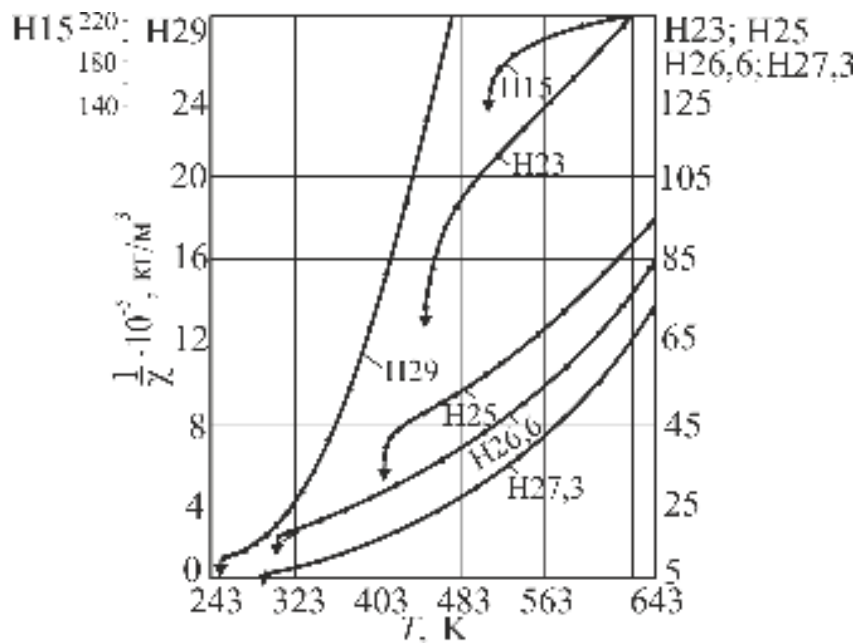


Рисунок 3.7 – Температурна залежність оберненої питомої магнітної сприйнятливості Fe-Ni сплавів

При цьому залежності  $\frac{1}{\chi}(T)$  не підкоряються закону Кюрі-Вейса:

$$\chi = \frac{C}{T - \theta}, \quad (3.6)$$

де  $C$  – константа Кюрі;  $\theta$  – парамагнітна точка Кюрі, яка визначається екстраполяцією лінійної ділянки залежності  $\frac{1}{\chi}(T)$  на вісь температури.

Для сплаву Н26,6 в деяких зразках під час наближення до  $T_s$  спостерігалися відхилення залежності  $\frac{1}{\chi}(T)$  (див. рис. 3.7, пунктирна лінія), що вказує на подібний характер вище розташованих кривих.

Порівнюючи одержані залежності  $\frac{1}{\chi T} \left( \frac{1}{T} \right)$  (при температурах поблизу  $T_s$ ) для досліджуваних сплавів на рис. 3.8 [142] з теоретичними кривими Даніліяна D, С, А (див. рис. 1.12), можна вважати, що вони подібні.

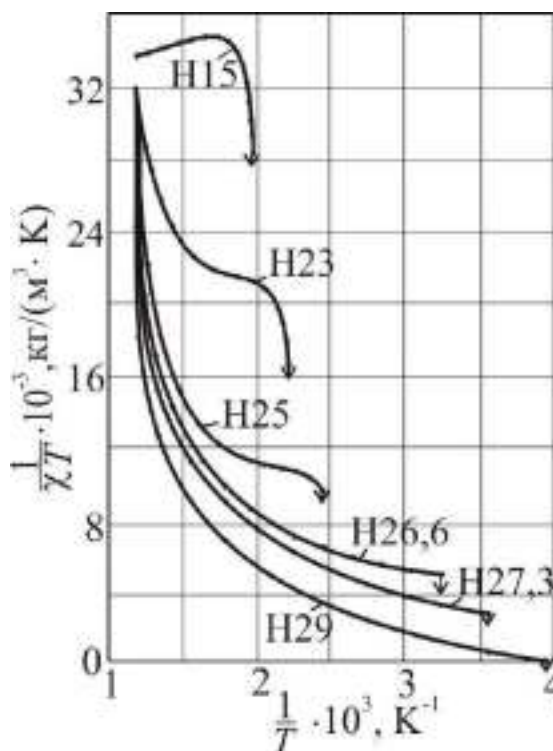


Рисунок 3.8 – Залежність  $\frac{1}{\chi T} \left( \frac{1}{T} \right)$  для Fe-Ni сплавів

Як бачимо нахил кривих при наближенні до мартенситної точки для сплавів H15, H23, H25 є позитивним. Це свідчить про те, що для сплавів H15, H23, H25 поблизу мартенситної точки має місце переважне співіснування антиферомагнітної (негативної) взаємодії між ближніми атомами і дальньої феромагнітної взаємодії.

В сплавах H26,6; H27,3; H29 навпаки, поблизу  $T_s$  спостерігається переважне співіснування феромагнітної (позитивної) взаємодії між близькими атомами і дальнього антиферомагнітного (негативного). Таким чином, магнітний стан досліджуваних сплавів вище  $T_s$  може бути описаний співіснуванням позитивної і негативної обмінної взаємодії між магнітоактивними атомами.

Порівнюючи зміну механізмів початкової стадії кінетики Fe-Ni сплавів в точці  $T_s$  (див. рис. 3.4, 3.5, 3.6) зі змінами обмінної взаємодії між атомами (див. рис. 3.8), можна припустити, що механізм початкової кінетики МП корелюється з характером обмінної взаємодії між атомами сплавів вище (поблизу)  $T_s$ . При цьому, із затуханням антиферомагнітної взаємодії між атомами, в сплавах з варіацією нікелю від 15 % до включно 25 % затухає ізотермічна кінетика. І, навпаки, в сплавах від 26,6 % до 29 % зі збільшенням феромагнітної взаємодії між атомами посилюється атермічне мартенситне перетворення.

Експериментально знайдена залежність дійсних мартенситних точок  $T_s$  від вмісту нікелю (рис. 3.9 [142]) корелює з характером обмінної взаємодії між атомами сплавів вище  $T_s$  (див. рис. 3.8).

Точка перегину на кривій рис. 3.9 якраз і відповідає знайденої області вмісту 26...27 % нікелю, яка є границею зміни ізотермічного (зона А) і атермічного (зона Б) мартенситного перетворення. Звідси маємо, що зниження точки  $T_s$  в досліджуваних сплавах визначається зміною співіснування феромагнітної і антиферомагнітної взаємодії між атомами. Чим більше проявляється негативна обмінна взаємодія між атомами аустеніту, тим вище лежить  $T_s$ . І, навпаки, чим більше відчувається позитивна обмінна взаємодія – тим нижче лежить  $T_s$ .

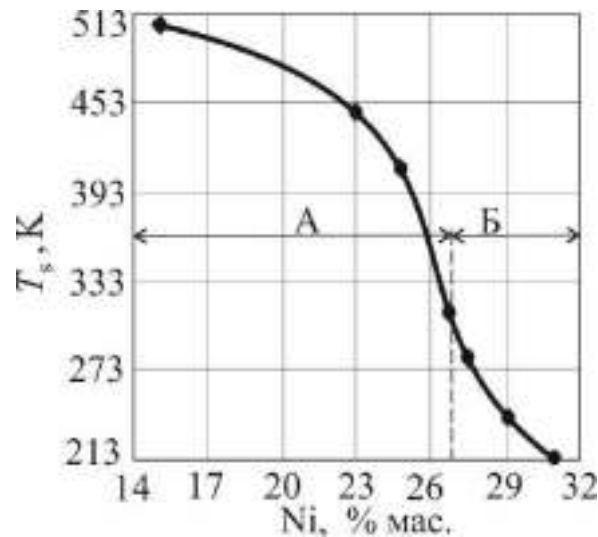


Рисунок 3.9 – Залежність мартенситної точки  $T_s$  від концентрації нікелю у Fe-Ni сплавах (А – зона ізотермічного, Б – зона атермічного МП)

Таким чином, уточнено перехідну границю за вмістом Ni (26,6 % замість інтервалу 29...30 %) зміни механізму кінетик у Fe-Ni сплавах. Виявлено, що положення дійсної температурної точки і зміна механізму стартових кінетик МП поблизу мартенситної точки узгоджується зі зміною магнітного стану аустеніту.

### 3.3 Ідентифікація аустеніту, $\delta$ -фериту і $\alpha'$ -мартенситу в одно-, дво- і трифазних Fe-Cr-Ni аустенітних сталях при температурному впливі

Низький вміст  $\alpha$ -фази впливає на властивості аустенітних сталей [50, 53], так, низька кількість  $\delta$ -фериту ( $\sim 0,005...5,0$  %) здатна змінити показники зварювання, корозійні властивості та ін. Труднощі виникають, коли в аустенітній матриці одночасно перебувають незначна кількість  $\delta$ -фериту і мартенситу. Особливо це виявляється при взаємодії виробів з цих сталей, виготовлених холодною пластичною деформацією, з агресивним середовищем. Тому має велике практичне значення ідентифікація і кількісне визначення

наднизького вмісту  $\delta$ -фериту ( $\Phi$ ) і  $\alpha'$ -мартенситу деформації ( $M$ ), наявних одночасно в аустенітній матриці ( $A$ ) після нагріву або холодної пластичної деформації, а також вивчення початкової стадії перетворень:  $A+M \rightarrow A$ ,  $A+\Phi+M \rightarrow A+\Phi$ , отримання температурних залежностей магнітної сприйнятливості розділених фаз  $\delta$ -фериту і  $\alpha'$ -мартенситу. Сумарну кількість  $\delta$ -фериту і  $\alpha'$ -мартенситу будемо позначати  $P_{\delta+\alpha'}$  або  $P_{\alpha}$ .

Температура (точка Кюрі), при якій феромагнітні складові сталі переходять в парамагнітний стан, визначається фазовим складом сталі [144]. Згідно [144], точка Кюрі фериту  $\sim 600$  °С, а  $\alpha'$ -мартенситу  $\sim 650$  °С. Отже, за точкою Кюрі можна ідентифікувати ці фази. Зміна положення точки Кюрі може свідчити про перерозподіл фазового складу або наявність  $A \rightarrow M$  перетворення.

З метою ідентифікації фаз фериту і  $\alpha'$ -мартенситу, які наявні одночасно у низьких кількостях ( $\sim 0,005 \dots 0,5$  %) в аустенітній матриці (одно-, дво- і трифазний стани), проаналізовано температурні залежності питомої магнітної сприйнятливості  $\chi$  ( $H = 4,22 \cdot 10^5$  А/м) промислових сталей 12X18H10T (10,46 % Ni) і 12X18H9T (9,42 % Ni) до і після пластичної деформації стисненням. Сталь 12X18H10T піддається аустенізації після гартування у воді з 1050 °С (30 хв.). Після такої температурної обробки зразки становилися однофазними (повністю аустенізованими), деформація яких призводила до двофазного ( $A+M$ ) стану.

Зразки сталі 12X18H9T після гартування у воді з 910 °С, 1050 °С, 1100 °С, 1200 °С і 1250 °С залишалися двофазними ( $A+\Phi$ ) з незначною кількістю  $\delta$ -фериту в межах 0,01...0,015 %. Будемо використовувати термін «двофазна сталь», хоча прийнято сталі з основною фазою  $\sim 99,85\%$  вважати однофазними. Деформація сталі 12X18H9T призводила до трифазного ( $A+\Phi+M$ ) стану. Нагрів і охолодження зразків відбувалося в аргоні зі швидкістю  $\sim 10$  град./хв. Кількість феромагнітної фази ( $\delta$ -фериту,  $\alpha'$ -мартенситу) визначалось до і після нагріву до 850 °С і подальшого охолодження до 30 °С. З метою ідентифікації фаз



досліджували зразки сталей з різними фазовими складовими:  $A$ ,  $A+\Phi$ ,  $A+M$ ,  $A+\Phi+M$ .

В однофазній ( $A$ ) сталі 12X18H10T після нагрівання і охолодження питома парамагнітна сприйнятливості аустеніту залишається постійною ( $\chi_0 = 2,8 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$ ), тобто відсутній гістерезис (рис. 3.10 [145]). Зміна  $\chi_0$  відображає лише температурну залежність магнітного перетворення.

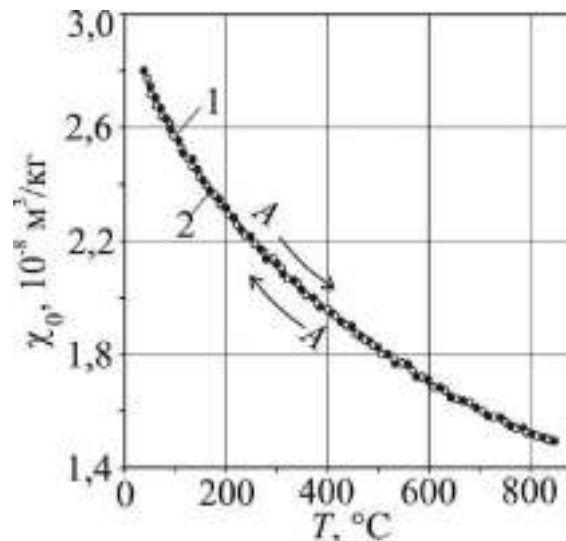
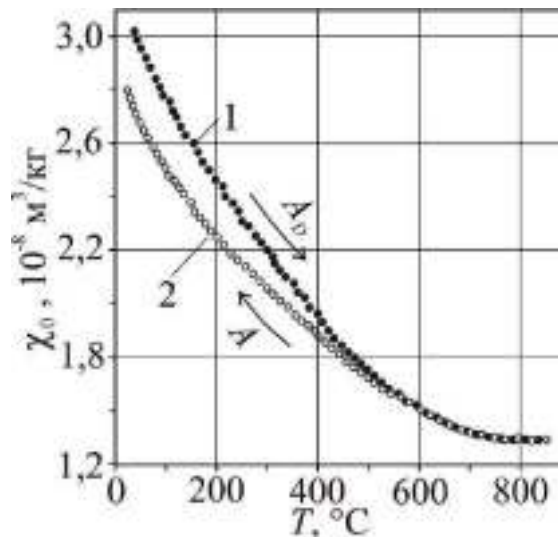


Рисунок 3.10 – Залежність питомої магнітної сприйнятливості  $\chi_0$  аустеніту недеформованої ( $D = 0$ ) сталі 12X18H10T від температури

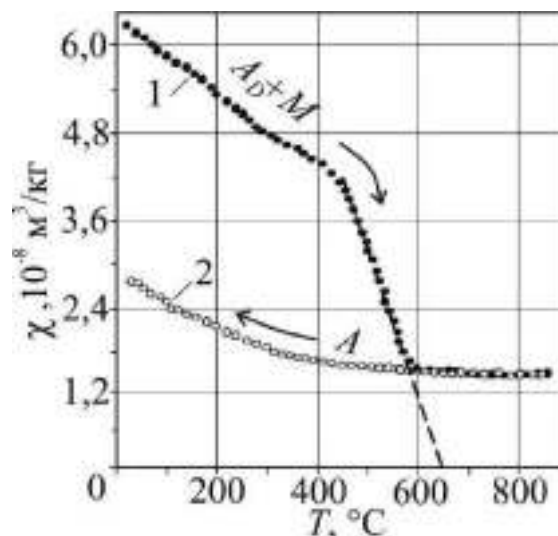
Деформація сталі 12X18H10T, при якій ще не виникає  $\alpha'$ -мартенсит ( $P_{\alpha'} = 0$ ), зумовлює збільшення питомої парамагнітної сприйнятливості аустеніту. Так, пластична деформація  $D = 7,12\%$  (деформований аустеніт  $A_D$ ) приводить до збільшення  $\chi_0$  на  $\sim 9\%$  і при термообробці (нагрівання до  $850\text{ }^\circ\text{C}$  і зворотне охолодження) спостерігається гістерезис (рис. 3.11 [145]). Сприйнятливості після термообробки зменшується з  $\chi_0^D = 3,05 \cdot 10^{-8}$  до  $\chi_0 = 2,8 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$ , тобто повертається у початковий стан, як і при  $D = 0$ . Це пов'язано з переходом деформованого аустеніту у початковий стан  $A_D \rightarrow A$ . Феромагнітної фази до нагріву і після охолодження зразка не виявлено. Отже, деформація ( $D = 7,12\%$ ) не викликає перетворення  $A \rightarrow M$ , а аустеніт лише змінює свій магнітний стан.



крива 1 – нагрів; крива 2 – охолодження.

Рисунок 3.11 – Залежність питомої парамагнітної сприйнятливості  $\chi_0$  аустеніту деформованої ( $D=7,12\%$ ,  $P_{\alpha'}=0$ ) однофазної сталі 12X18H10T від температури

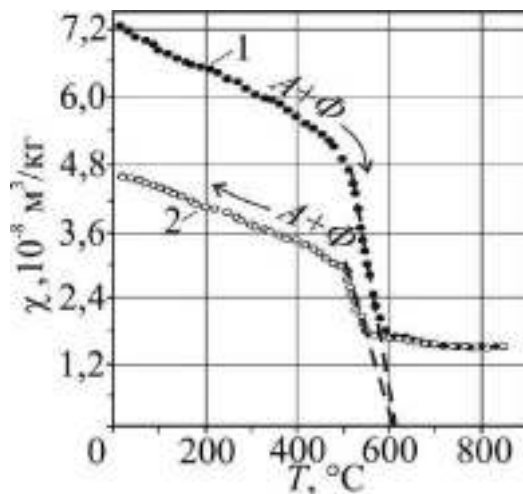
Двофазний стан ( $A_D+M$ ) сталі 12X18H10T, одержаний деформацією  $D = 12,4\%$  (утворюється  $\alpha'$ -мартенсит у кількості  $P_{\alpha'} = 0,057\%$ ), після термообробки (рис. 3.12) повертається в початковий однофазний стан ( $A_D+M$ ) $\rightarrow A$  з  $\chi_0 = 2,8 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$ , тобто відбулося повне  $\alpha' \rightarrow \gamma$  перетворення [145].



крива 1 – нагрів, початкове  $P_{\alpha'} = 0,057\%$ ; крива 2 – охолодження, кінцеве  $P_{\alpha'} = 0$ .

Рисунок 3.12 – Температурна залежність магнітної сприйнятливості  $\chi$  двофазної ( $A+M$ ) деформованої ( $D = 12,4\%$ ) сталі 12X18H10T

Зразок сталі 12Х18Н9Т у початковому стані ( $D=0$ ) містив  $\delta$ -ферит у кількості  $P_\delta = 0,067\%$ , а після термообробки (рис. 3.13) –  $P_\delta = 0,027\%$ .

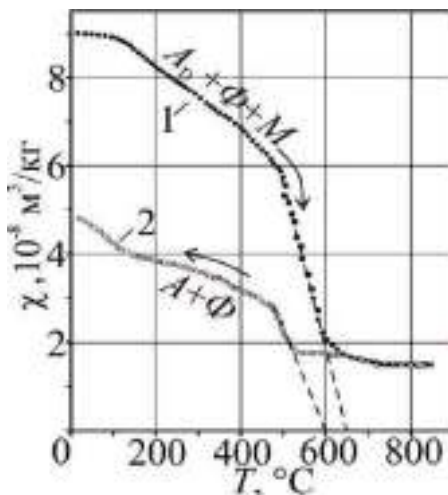


1 – нагрів, початкове  $P_\delta = 0,067\%$ ;

2 – охолодження, кінцеве  $P_\delta = 0,027\%$ .

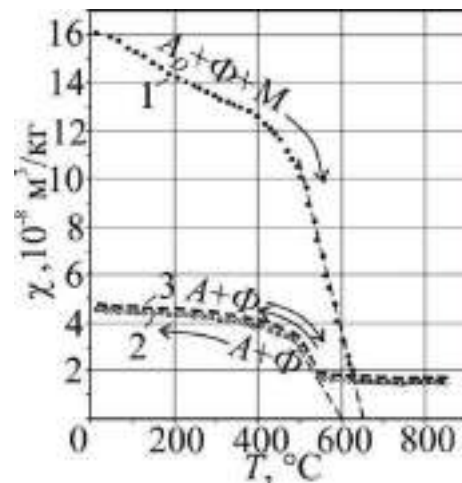
Рисунок 3.13 – Температурна залежність магнітної сприйнятливості  $\chi$  недеформованої ( $D=0$ ) сталі 12Х18Н9Т із двофазною структурою ( $A+\Phi$ )

На рис. 3.14 показані залежності  $\chi(T)$  деформованих зразків (утворився  $\alpha'$ -мартенсит деформації) сталі 12Х18Н9Т, які мають трифазну структуру ( $A_D+\Phi+M$ ) внаслідок деформації двофазної ( $A+\Phi$ ) сталі [145].



а

крива 1 – нагрів, початкове  $P_{\delta+\alpha'} = 0,103\%$ ;  
крива 2 – охолодження, кінцеве  $P_\delta = 0,028\%$ .



б

крива 1 – нагрів, початкове  $P_{\delta+\alpha'} = 0,21\%$ ; крива 2 – охолодження, кінцеве  $P_\delta = 0,029\%$ ; крива 3 – повторний цикл нагрів-охолодження.

Рисунок 3.14 – Температурна залежність магнітної сприйнятливості  $\chi$  трифазної ( $A_D+\Phi+M$ ) деформованої  $D = 3,42\%$  (а) і  $D = 5,25\%$  (б) сталі 12Х18Н9Т

Сумарна кількість ферофази ( $\delta$ -фериту і  $\alpha'$ -мартенситу)  $P_{\delta}+P_{\alpha'}$  або  $P_{\delta+\alpha'}$  залежить від ступеня деформації  $D$ . Після нагріву до  $850^{\circ}\text{C}$  і наступного охолодження  $\alpha'$ -мартенсит перетворився в аустеніт ( $A_D+\Phi+M\rightarrow A+\Phi$ ), а кількість  $\delta$ -фериту  $P_{\delta}$  залишилося на рівні  $0,029\%$ .

Екстраполюючи прямі ділянки кривих  $\chi(T)$  на вісь температури, визначали точки Кюрі  $\delta$ -фериту ( $\sim 600^{\circ}\text{C}$ ) і  $\alpha'$ -мартенситу ( $\sim 650^{\circ}\text{C}$ ), що підтверджує наявність вказаних фаз (див. рис. 3.12-3.14). Екстраполяцією прямої  $\chi_{\infty}(P_{\delta})$  при  $P_{\delta}\rightarrow 0$  (відсутній ферит) на ординату  $\chi_{\infty}$  (результуюча питома магнітної сприйнятливості  $\chi_{\infty}=\chi_0+\chi_P$ ) отримали значення парамагнітної сприйнятливості  $\chi_0=2,8\cdot 10^{-8}$  м<sup>3</sup>/кг аустеніту (рис. 3.15), яке збігається з чисельним значенням “чистого” аустеніту (див. рис. 3.11 а). Внесок кожної фази ( $A$ ,  $\Phi$ ,  $M$ ) в сумарне значення  $\chi$  можна визначити вирахуванням відповідних залежностей:  $\chi_M(T)=\chi_{(A+M)}(T)-\chi_A(T)$ ,  $\chi_{\Phi}(T)=\chi_{(A+\Phi)}(T)-\chi_A(T)$  і т.д.

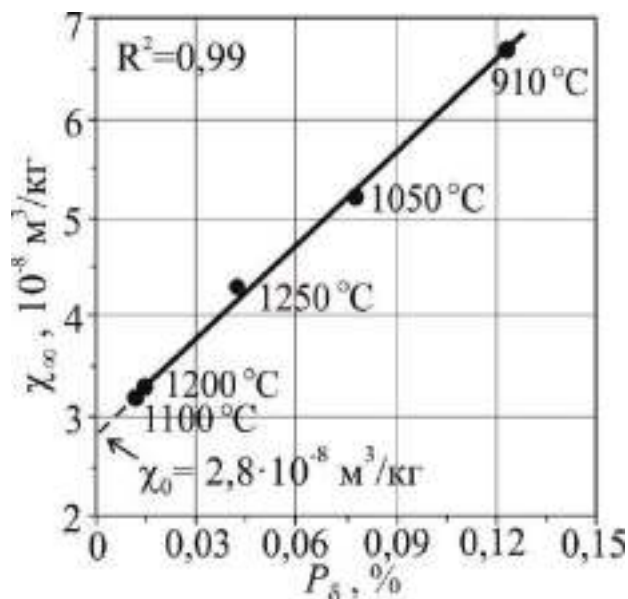
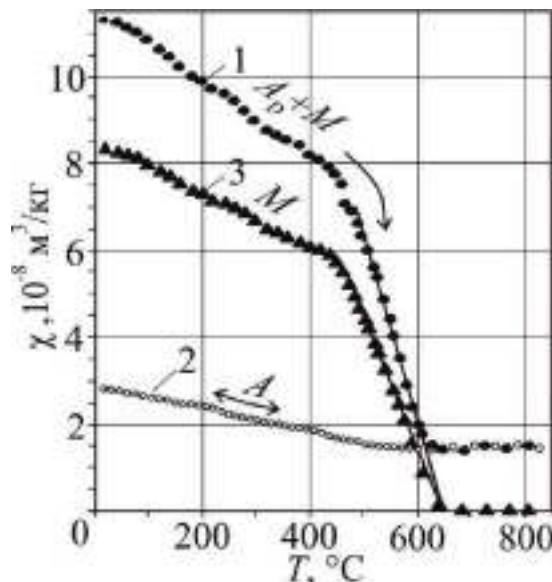


Рисунок 3.15 – Залежність результуючої питомої магнітної сприйнятливості  $\chi_{\infty}$  від вмісту  $\delta$ -фериту в сталі 12X18H9T після різних температур гартування

Розглянемо температурні криві питомої магнітної сприйнятливості  $\chi$  досліджуваних сталей для різних станів (з різним комплектом фаз), отриманих

термообробкою і деформацією. На рис. 3.16 показано залежність  $\chi_{(A+M)}(T)$  деформованої ( $D = 14,88\%$ ) двофазної сталі 12X18H10T [146]. Крива 3  $\chi_M(T)$  для мартенситу ( $M$ )  $P_{\alpha'} = 0,143\%$  отримана вирахуванням кривої 2 з кривої 1.

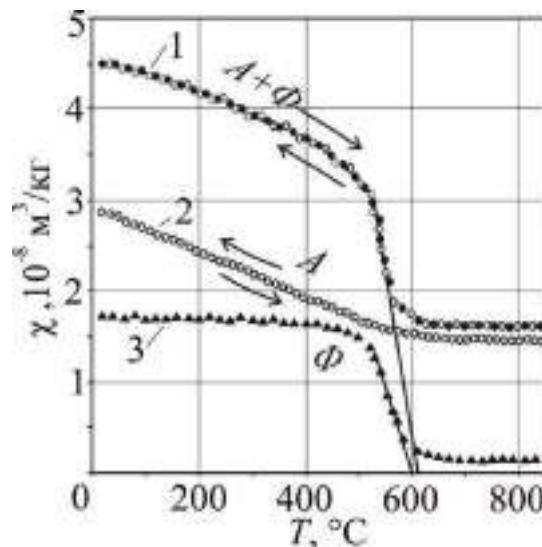
В інтервалі температур 400...850 °С (див. рис. 3.16) в сталі 12X18H10T відбувається одночасно фазові перетворення I-го роду ( $\alpha' \rightarrow \gamma$ ) і другого роду (феромагнетик  $\rightarrow$  парамагнетик). Сталь 12X18H10T після гартування у воду з 1050 °С не містила  $\delta$ -ферит  $P_{\delta} = 0$ , а після деформації  $D = 14,88\%$  стала двофазною ( $A+M$ ) і містила до нагріву кількість  $\alpha'$ -мартенситу деформації  $P_{\alpha'} = 0,143\%$ , а після охолодження (крива 2,  $P_{\alpha'} = 0$ ) отримали парамагнітний аустенітний стан ( $A$ ). Якщо відняти з кривої 1 криву 2, отримаємо криву 3 для мартенситу деформації ( $M$ )  $P_{\alpha'} = 0,143\%$ . Екстраполюючи прямі ділянки кривих 1 і 3 на вісь температури, визначаємо точку Кюрі  $\sim 650$  °С, що підтверджує наявність  $\alpha'$ -мартенситу. Отже, вдалося ідентифікувати перші (досить малі) порції зароджуючого  $\alpha'$ -мартенситу деформації.



1 – нагрів, початкове  $P_{\alpha'} = 0,143\%$ ; 2 – охолодження парамагнітного стану аустеніту ( $A$ ), кінцеве  $P_{\alpha'} = 0$ ; 3 – для мартенситу деформації ( $M$ ).

Рисунок 3.16 – Температурна залежність питомої магнітної сприйнятливості  $\chi$  деформованої ( $D = 14,88\%$ ) двофазної ( $A+M$ ) сталі 12X18H10T

Аналогічні дослідження сталі 12Х18Н9Т наведені на рис. 3.17 [146], але вже при наявності  $\delta$ -фериту. У початковому (до нагріву) і кінцевому (після охолодження) недеформованому ( $D = 0$ ) двофазному стані ( $A + \Phi$ ) кількість  $\delta$ -фериту  $P_\delta = 0,027\%$  не змінилося (див. рис. 3.17, крива 1). Аналіз кривих  $\chi(T)$  показує, що для 12Х18Н9Т при температурних перетвореннях постійне кінцеве значення  $P_\delta = 0,027 \dots 0,029\%$ . Якщо відняти з кривої 1 криву 2 (див. рис. 3.16), одержимо температурну залежність  $\chi_\phi(T)$  для  $\delta$ -фериту  $P_\delta = 0,027\%$  з точкою Кюрі  $600^\circ\text{C}$ . Отже, по залежності  $\chi = f(T)$  ідентифіковано низький вміст  $\delta$ -фериту у двофазній сталі 12Х18Н9Т. Слід відзначати, що нижня границя із можливих значень кількості присутнього  $\delta$ -фериту ( $P_\delta = 0,01 \dots 0,15\%$ ) після повторних нагрівів до  $850^\circ\text{C}$  і охолоджень досягає постійного значення  $P_\delta = 0,027 \dots 0,029\%$ .

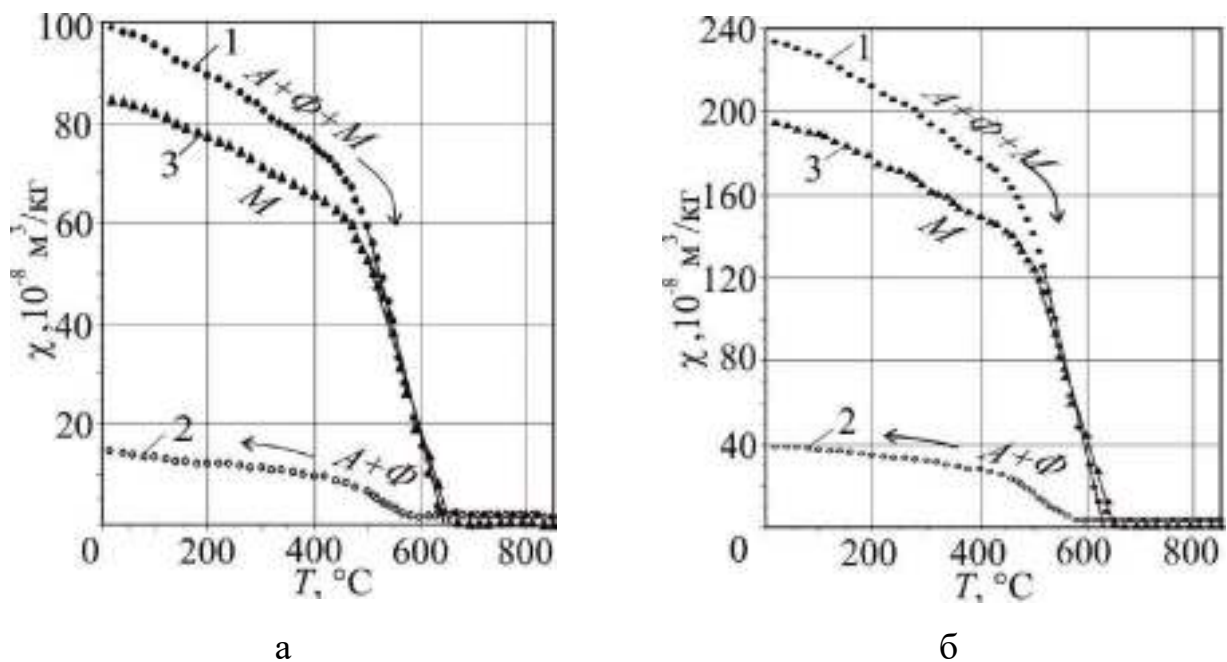


крива 1 – нагрів (початкове  $P_\delta = 0,027\%$ ) і зворотне охолодження (кінцеве  $P_\delta = 0,027\%$ ); крива 2 – залучена з рис. 3.16; крива 3 – для  $\delta$ -фериту ( $\Phi$ )  $P_\delta = 0,027\%$  після вирахування кривої 2 з кривої 1.

Рисунок 3.17 – Температурна залежність питомої магнітної сприйнятливості  $\chi$  недеформованою ( $D = 0$ ) двофазної ( $A + \Phi$ ) сталі 12Х18Н9Т

Ідентифікації мартенситу деформації у трифазному ( $A + \Phi + M$ ) стані сталі 12Х18Н9Т наведено на рис. 3.18 [146]. Ця сталь в недеформованому стані

( $D=0$ ) містила кількість  $\delta$ -фериту  $P_\delta = 0,068\%$ . Деформація  $D = 6,9\%$  (рис. 3.18 а) призвела до збільшення вмісту  $\alpha$ -фази, тобто сумарна кількість  $\delta$ -фериту і  $\alpha'$ -мартенситу до нагріву становила  $P_\alpha = P_{\delta+\alpha'} = 1,687\%$ . Крива 3  $\chi_M(T)$  відповідає  $\alpha'$ -мартенситу ( $P_\alpha = 1,619\%$ ) з точкою Кюрі  $650^\circ\text{C}$ . Деформації  $D = 10,25\%$  (рис. 3.18 б) призвела до утворення мартенситу у кількості  $P_\alpha = 3,993\%$  ( $P_\alpha = P_{\delta+\alpha'} = 4,06\%$ ). Таким чином, за точкою Кюрі також можна ідентифікувати мартенсит у трифазних сталях.



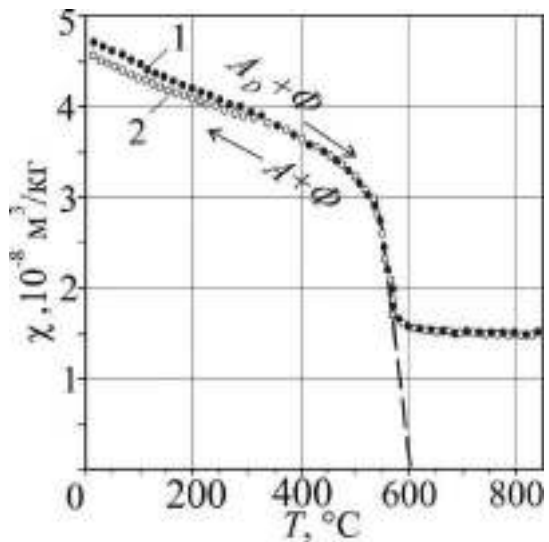
крива 1 – нагрів, стан ( $A+\Phi+M$ ); крива 2 – охолодження, стан ( $A+\Phi$ ); крива 3 – для мартенситу деформації ( $M$ ) після вирахування кривої 2 з кривої 1.

Рисунок 3.18 – Температурна залежність питомої магнітної сприйнятливості  $\chi$  деформованої трифазної ( $A+\Phi+M$ ) сталі 12X18H9T після деформації  $D = 6,9\%$  (а) і  $D = 10,25\%$  (б)

На рис. 3.19 показано залежність  $\chi$  двофазної ( $A+\Phi$ ) деформованої сталі 12X18H9T [146]. Незначний (див. рис. 3.19 а) і досить помітний (див. рис. 3.19 б) температурний гістерезис кривих нагрівання та охолодження викликано зміною  $\chi$  деформованого (до нагрівання) і повернутого в початковий стан аустеніту:  $\chi_0^D - \chi_0 = (3,05 - 2,80) \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг} = 0,25 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$ . Якщо відняти з

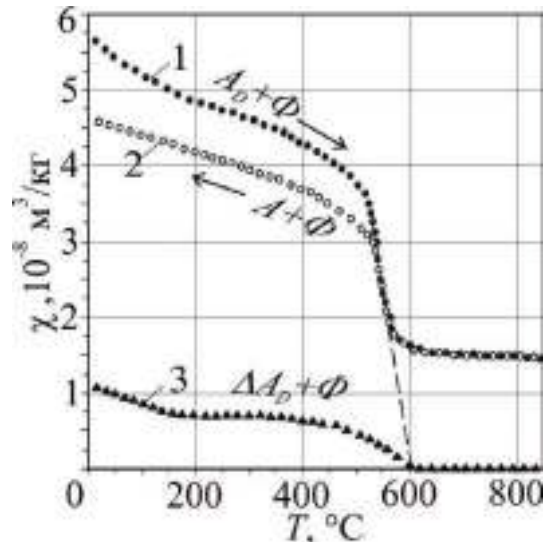


кривої 1 криву 2, то отримаємо криву 3 (див. рис. 3.19 б), що описує температурну залежність суми питомих магнітних сприйнятливостей  $\delta$ -фериту і  $\Delta A_D$ , де  $\Delta A_D = A_D - A$  є різниця сприйнятливостей деформованого  $A_D$  і недеформованого аустеніту  $A$ .



а

крива 1 – нагрів, початкове  $P_\delta = 0,029\%$ ; крива 2 – охолодження, кінцеве  $P_\delta = 0,027\%$ ;



б

крива 1 – нагрів; крива 2 – охолодження; крива 3 – після вирахування кривої 2 з кривої 1.

Рисунок 3.19 – Температурна залежність питомої магнітної сприйнятливості  $\chi$  деформованої (до виникнення  $\alpha'$ -мартенситу) двофазної ( $A + \Phi$ ) сталі 12X18H9T після деформації  $D = 1,8\%$  (а) і  $D = 2,2\%$  (б)

Магнітометричні та дилатометричні [268] дослідження сталі 13X3HBM2Ф (% мас.: 0,13 C; 0,3 Mn; 0,35 Si; 2,96 Cr; 0,96 Ni; 1,94 Mo; 0,59 W; 0,38 V) показали, що при охолодженні сталі нижче  $210^\circ\text{C}$  відбувається перетворення аустеніту у суміш фериту і цементиту [269].



### 3.4 Кореляційна залежність між вмістом утворених карбідів цементитного типу $Fe_3C$ і магнітним станом аустеніту Fe-Cr-Ni сталей

Механічні властивості аустенітних хромонікелевих сталей визначаються також фазовим складом. Відомо, що міцність в багатьох випадках обумовлена наявністю карбідної фази – цементиту  $Fe_3C$ . Карбіди заліза є феромагнітними, а карбіди хрому – немагнітними [147, 148]. Процеси, що протікають при виділенні і розчиненні карбідів, мають практичне значення, бо вони у ряді випадків змінюють властивості сталі. Утворення карбідів у сталях з вмістом вуглецю 0,004...0,15 % відбувається переважно по межі аустенітних зерен і супроводжується локальним збідненням твердого розчину хромом [84]. Стандартні методи досліджень (рентгенографічні, металографічні) не завжди можуть успішно застосовуватися при низькому вмісті карбідів. Зручним для визначення наднизьких кількостей карбідів заліза є магнітометричний метод.

Обрано сталь 10X13H16Б, в якій можливе виділення наднизького вмісту карбідів  $Fe_3C$  після термообробки. Хімічний склад (% мас.): 0,108 C; 13,295 Cr; 16,730 Ni; 2,004 Mn; 0,288 Mo; 0,426 Nb; 0,200 Ti; 0,050 W; 0,160 Al; 0,250 Cu; 0,14 Co. Сталь 10X13H16Б виплавляли в індукційній печі ( $\varnothing$  60 мм). Після кування в гарячому стані (1200 °C) отримали пруток  $\varnothing$ 12 мм, який прокатали при 1200 °C у витягнуту пластину завтовшки ~3 мм. Потім пластину нагрівали до 1200 °C, витримували 30 хв. і охолоджували у воді. Пластину розрізали на 3 частини, кожна з яких нагрівалася до різних температур (850 °C, 950 °C, 1000 °C), витримувалася 5 хв. і охолоджувалася у воді. З кожної частини уздовж катання вирізали смужки завдовжки 50 мм і шириною 5 мм, які нагрівалися до різних температур (440 °C, 475 °C, 510 °C, 545 °C), витримувалися 5 хв. і охолоджувалися у воді. З кожної смужки готували зразки у вигляді паралелепіпедів (~5×3×2 мм<sup>3</sup>).

Кількість феромагнітної карбідної фази (цементиту)  $P_c$  в об'ємних відсотках визначали за формулою:

$$P_c = \frac{\sigma_m}{\sigma_c} \cdot 100\% = \frac{(\chi - \chi_\infty) \cdot H}{\sigma_c} \cdot 100\% \quad (3.7)$$

де  $\sigma_c$  – питома намагніченість насичення карбідної фази (100%), дорівнює  $9,94 \cdot 10^8$  (А·м<sup>2</sup>)/кг [148];  $\sigma_m$  – феромагнітна складова питомої намагніченості карбідної фази зразка;  $\chi$  – питома магнітна сприйнятливості зразка;  $\chi_\infty$  – результуюча питома магнітна сприйнятливості  $\chi_0$  парамагнітного аустеніту і парапроцесної складової  $\chi_p$  карбідної фази зразка;  $H$  – напруженість магнітного поля  $H = (1,16 \dots 6,17) \cdot 10^5$  А/м.

Зразки сталі після гартування від 850, 950, 1000 °С були парамагнітними, але з різною питомою магнітною сприйнятливості  $\chi_0$  аустеніту: (3,66; 3,71; 3,75) · 10<sup>-8</sup> м<sup>3</sup>/кг. Із збільшенням температури гартування зростає швидкість дифузії атомів, що приводить до різних атомно-магнітних станів аустеніту, тобто до різних значень  $\chi_0$ . Проведення відпуску (5 хв.) від 440, 475, 510, 545 °С обумовлювало виникнення карбідної фази. З експериментальної залежності  $\chi(1/H)$  [149] (рис. 3.20) екстраполяцією знаходили  $\chi_\infty$  і за формулою (3.7) визначали кількість  $P_c$ . Нахил прямих свідчить, що фаза феромагнітна.

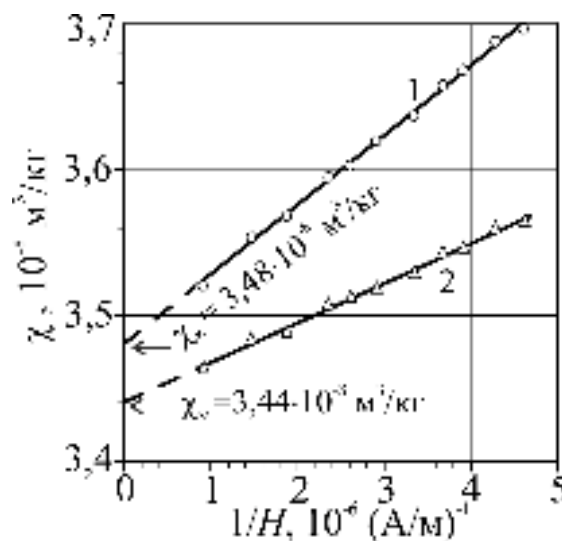
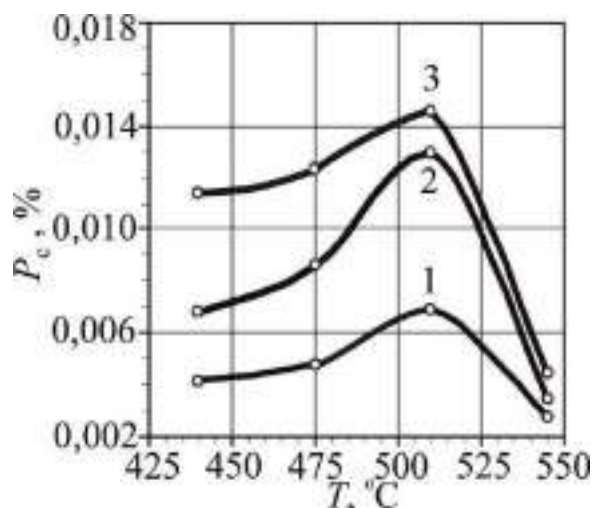


Рисунок 3.20 – Залежність питомої магнітної сприйнятливості  $\chi$  зразків (температура гартування 850°С) сталі 10X13N16B від  $1/H$  при різних температурах  $T$  відпуску: 1 –  $T = 475$  °С; 2 –  $T = 545$  °С

Залежність кількості виникаючої карбідної фази  $P_c$  від температури відпуску (440 °С, 475 °С, 510 °С, 545 °С) для трьох частин сталі, загартованих від 850 °С, 950 °С і 1000 °С, наведено у табл. 3.1 та на рис. 3.21 [149]. Максимальна кількість карбідів виділяється у всіх зразках при температурі ~510 °С, що відповідає температурі утворення карбідів заліза. Кількість карбідів  $P_c$  збільшується з підвищенням температури гартування. Різний стан аустеніту зумовлює різну кількість карбідної фази, що утворюється. Тобто за величиною  $\chi_0$  вихідних зразків (до термообробки) можна прогнозувати кількість феромагнітної карбідної фази, що виникає при термообробці.

Таблиця 3.1 – Залежність кількості карбідної фази  $P_c$  (% об.), виникаючої в сталі 10X13H16Б, від температур гартування та відпуску

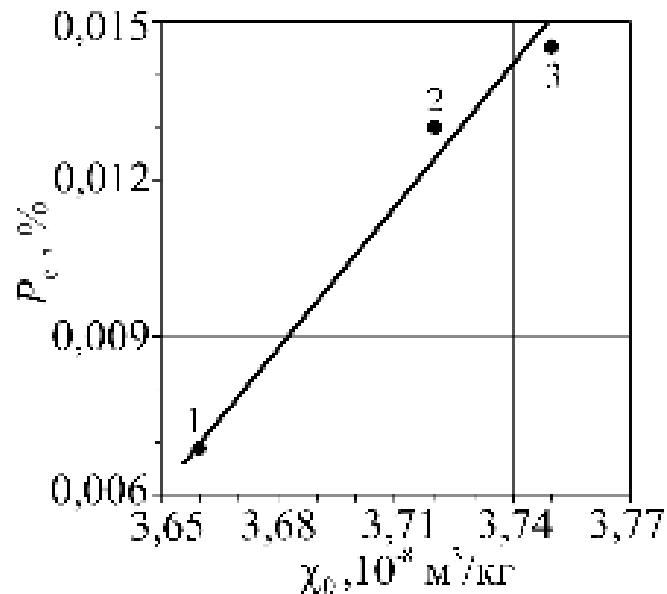
Температура гартування, °С	Температура відпуску, °С			
	440	475	510	545
850	0,0041	0,0048	0,0069	0,0028
950	0,0069	0,0086	0,0130	0,0034
1000	0,0114	0,0123	0,0145	0,0045



Температура гартування  $T_T$ : 1 – 850 °С, 2 – 950 °С, 3 – 1000 °С.

Рисунок 3.21 – Залежність кількості карбідної фази  $P_c$ , що виділилася, від температури відпуску  $T$  (440 °С, 475 °С, 510 °С, 545 °С) зразків сталі 10X13H16Б, загартованих у воду від різних температур  $T_T$

На рис. 3.22 [149] показано залежність вмісту утвореної феромагнітної карбідної фази  $P_c$  після термічного оброблення ( $510\text{ }^\circ\text{C}$ ) від питомої парамагнітної сприйнятливості  $\chi_0$  аустеніту вихідних зразків після гартування у воду від різних температур:  $T_T = 850\text{ }^\circ\text{C}$ ,  $950\text{ }^\circ\text{C}$ ,  $1000\text{ }^\circ\text{C}$ .



$T_T$ : 1 –  $850\text{ }^\circ\text{C}$ , 2 –  $950\text{ }^\circ\text{C}$ , 3 –  $1000\text{ }^\circ\text{C}$ .

Рисунок 3.22 – Кореляція між кількістю карбідної фази  $P_c$  (після відпуску при  $510\text{ }^\circ\text{C}$ ) і питомою парамагнітною сприйнятливістю  $\chi_0$  аустеніту зразків сталі 10X13H16Б, загартованих від температури  $T_T$

Отже, виявляна кореляція між кількістю карбідної фази, що виділилася, і атомно-магнітним станом аустеніту. Різний атомно-магнітний стан аустеніту зумовлює різну кількість карбідної фази, тобто за величиною  $\chi_0$  можна прогнозувати кількість карбідів, що в подальшому утворюються при термообробленні. Можна передбачити, що такий низький вміст карбідної фази ( $\sim 0,002\dots 0,015\%$ ) не може істотно впливати на властивості аустенітної сталі. Припускається, що важливу роль відіграє стан аустеніту, а низький вміст карбідів є мірою (індикатором) властивостей сталей.

### 3.5 Магнітний стан аустеніту сталі 08X20H9Г2Б після кріогенного оброблення

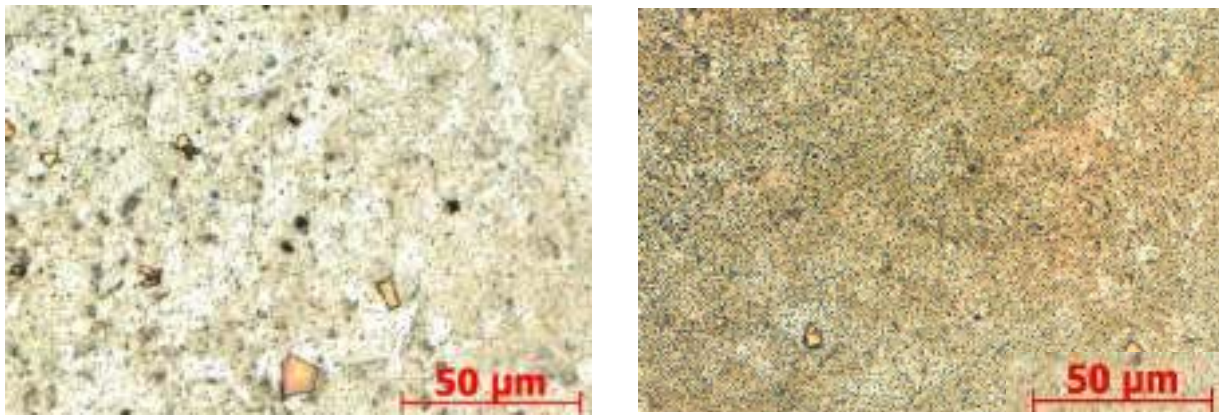
З метою виявлення впливу кріогенного оброблення на атомно-магнітний стан аустеніту була обрана аустенітна сталь 08X20H9Г2Б, яку застосовують при виготовленні електродів для зварювання відповідальних виробів з корозійностійких хромонікелевих сталей, коли до металу шва пред'являють вимоги стійкості до міжкристалітної корозії. Кріогенне оброблення спрямовано на ініціювання центрів кристалізації з подальшим формуванням дрібних і однорідних частинок низькотемпературного мартенситу, що дозволяє поліпшити механічні властивості матеріалів і сприяє підвищенню стійкості до міжкристалітної корозії (МКК) нержавіючих сталей [150].

Для досліджень використано сталь 08X20H9Г2Б у вигляді дроту  $\varnothing$  3 мм і складом (% мас.): 0,09 С; 1,74 Mn; 1,30 Si; 0,02 S; 0,03 P; 19,3 Cr; 9,3 Ni; 1,02 Nb. З дроту вирізались зразки довжиною 5 см, які піддавались кріогенній обробці. Кріогенне оброблення полягала у охолодженні в середовищі газоподібного азоту зі швидкістю  $\sim 1$  °C/хв до температури  $-185$  °C, занурення в рідкий азот, витримка протягом 20 годин, наступному нагріванні на повітрі до  $T = 250$  °C і витримкою при  $250$  °C протягом 15 хв. Мета кріогенного оброблення – отримати наноструктурований стан аустеніту, а отже і відповідний магнітний стан.

Сталь 08X20H9Г2Б до кріогенного оброблення характеризується дрібним зерном аустенітної матриці (10...15 мкм) з  $\delta$ -феритом і незначною кількістю карбідних й інтерметалідних виділень (рис. 3.23 а) [151]. Кріогенне оброблення наноструктурує і водночас підвищує однорідність розподілу  $\delta$ -фериту і інтерметалідних виділень, імовірно, ніобію у вигляді дисперсійних частинок розміром 3...10 мкм у структурі цієї сталі (рис. 3.23 б).

На рис. 3.24 наведено експериментальні залежності питомої магнітної сприйнятливості  $\chi$  до і після кріогенного оброблення зразків сталі 08X20H9Г2Б

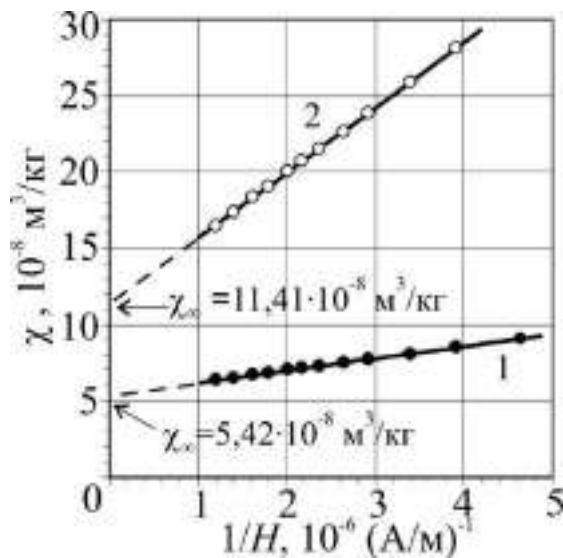
від величини  $1/H$ . Нахил прямих свідчить, що досліджувані зразки сталі до обробки холодом містять феромагнітний  $\delta$ -ферит  $P_\delta = 0,059\%$  (див. рис. 3.24, пряма 1) і сумарну кількість  $\delta$ -фериту  $P_\delta$  і температурного  $\alpha$ -мартенситу  $P_\alpha^T$  після кріогенної обробки:  $P_\delta + P_\alpha^T = 0,318\%$  (див. рис. 3.24, пряма 2). Кількість виникаючого температурного мартенситу:  $P_\alpha^T = 0,318 - 0,059 = 0,259\%$  [151].



а

б

Рисунок 3.23 – Мікроструктура сталі 08X20N9Г2Б до (а) і після (б) кріогенного оброблення



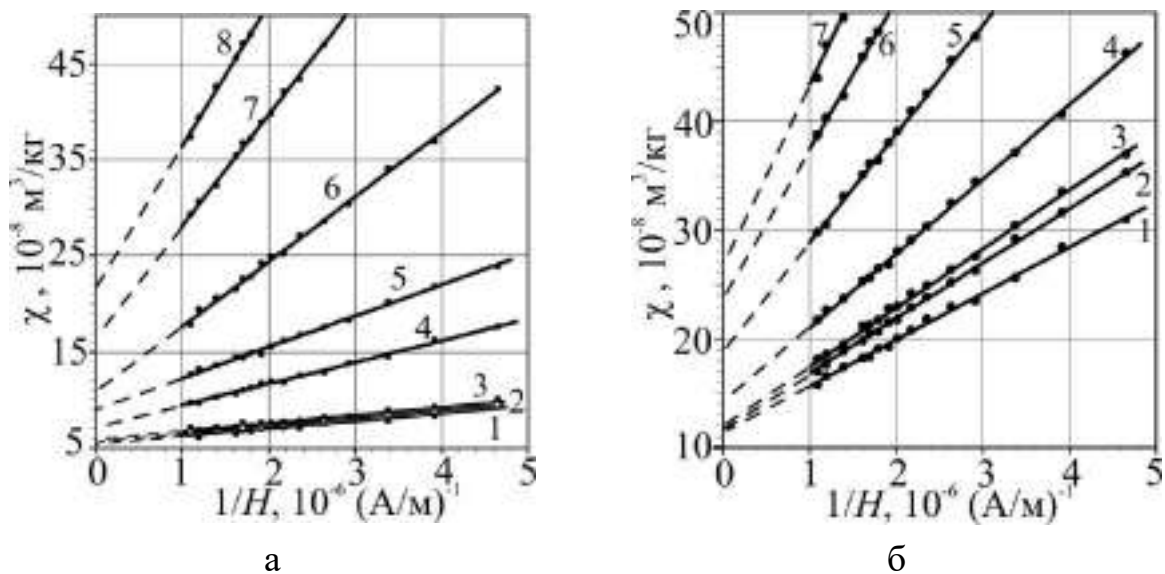
пряма 1 – сталь до кріогенного оброблення; пряма 2 – сталь після кріогенного оброблення.

Рисунок 3.24 – Залежності питомої магнітної сприйнятливості  $\chi$  недеформованих зразків сталі 08X20N9Г2Б від величини оберненої напруженості магнітного поля  $H$

Кількість дисперсних феромагнітних частинок після кріогенного оброблення істотно збільшилася (див. рис. 3.23 б). Відбулося дисперсійне структурування сталі, що й зумовлює підвищення міцності і стійкості до корозії. Значення  $\chi_\infty$  до кріогенного оброблення  $5,42 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$ , а після –

збільшилось до  $11,41 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$ .

Зразки сталей (до і після криогенного оброблення) деформували одноосьовим стисненням і після кожного ступеня стиснення визначали залежності  $\chi(1/H)$  (рис. 3.25) [151]. З кожним ступенем стиснення збільшується кут нахилу прямих  $\chi(1/H)$ , що свідчить про збільшення кількості феромагнітної фази. Значення  $\chi$ ,  $\chi_\infty$ ,  $\chi_0$ ,  $\chi_P$  залежно від деформації наведено в табл. 3.2.



*D*: а) 1 – 0; 2 – 1,02%; 3 – 2,04%; 4 – 5,10%; 5 – 6,53%; 6 – 9,05%; 7 – 10,84%; 8 – 12,04%; б) 1 – 0; 2 – 1,82%; 3 – 2,78%; 4 – 5,65%; 5 – 7,81%; 6 – 9,92%; 7 – 10,98 %

Рисунок 3.25 – Залежності питомої магнітної сприйнятливості  $\chi$  від  $1/H$  деформованих ( $D$  – ступінь деформації, %) зразків сталі 08X20H9Г2Б до (а) і після (б) криогенного оброблення

Пластична деформація характеризується фазовим перетворенням  $\gamma \rightarrow \alpha'$ , тобто виникненням  $\alpha'$ -мартенситу деформації, кількість якого визначалася різницею між кількістю ферофази ( $P_\delta + P_\alpha^T + P_{\alpha'}$ ) після кожного ступеня деформації і кількістю ферофази ( $P_\delta + P_\alpha^T$ ) до деформації (табл. 3.3).

Для встановлення впливу криогенного оброблення на  $\chi_0$  аустеніту із графічної залежності  $\chi_\infty$  від  $P_{\alpha'}$  (рис. 3.26) визначили  $\chi_0$  аустеніту в початковому (до криогенного оброблення) стані:  $\chi_0 = 5,29 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$  [151]. Після криогенного

оброблення значення питомої магнітної сприйнятливості аустеніту збільшилося в два рази до  $\chi^T_0 = 10,77 \cdot 10^{-8}$  м<sup>3</sup>/кг, що свідчить о підвищенні здатності до мартенситного перетворення при деформації.

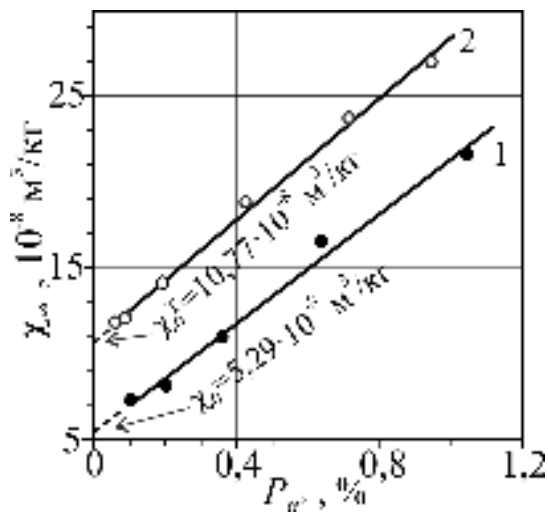
Таблиця 3.2 – Значення питомих магнітних сприйнятливостей залежно від ступеня деформації  $D$  сталі 08X20H9Г2Б

№	$D, \%$	$\chi, 10^{-8}$ м <sup>3</sup> /кг ( $H=2,55 \cdot 10^5$ А/м)	$\chi, 10^{-8}$ м <sup>3</sup> /кг ( $H=4,22 \cdot 10^5$ А/м)	$\chi_\infty = \chi_0 + \chi_P,$ $10^{-8}$ м <sup>3</sup> /кг	$\chi_0, 10^{-8}$ м <sup>3</sup> /кг	$\chi_P, 10^{-8}$ м <sup>3</sup> /кг
сталь до кріогенного оброблення						
1	0	8,52	7,29	5,42	5,29	0,13
2	1,02	8,89	7,64	5,73		0,44
3	2,04	9,17	7,89	5,92		0,63
4	5,10	15,96	12,54	7,20		1,91
5	6,53	21,74	16,71	8,03		2,74
6	9,05	33,10	26,87	10,89		5,60
7	10,84	53,20	43,87	16,51		11,22
8	12,04	79,64	56,67	21,60		16,31
сталь після кріогенного оброблення						
1	0	28,11	21,49	11,41	10,77	0,64
2	1,82	31,56	23,74	11,80		1,03
3	2,78	33,25	24,84	12,00		1,23
4	5,65	41,04	30,38	14,10		3,33
5	7,81	58,02	42,50	18,80		8,03
6	9,92	78,02	56,20	23,80		13,03
7	10,98	93,40	65,78	27,00		16,23

Кількість виникаючого  $\alpha'$ -мартенситу для однакових деформацій значно більша після, ніж до кріогенного оброблення (рис. 3.27). Можливо стверджувати, що величини питомих магнітних сприйнятливостей  $\chi_0$  і  $\chi^T_0$  характеризують ступінь стабільності сталі до мартенситного перетворення, а



криогенне оброблення зумовлює підвищення здатності аустеніту сталі 08Х20Н9Г2Б до мартенситного перетворення.

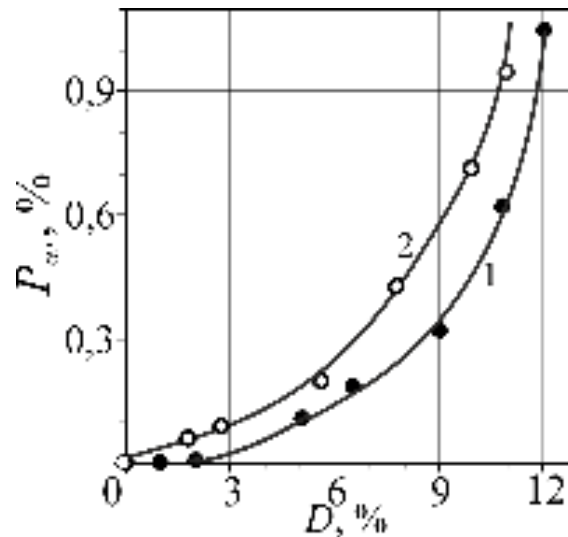


пряма 1 – сталь до криогенного оброблення; пряма 2 – сталь після криогенного оброблення.

Рисунок 3.26 – Залежність результирующей питомої магнітної сприйнятливості  $\chi_{\infty}$  зразків сталі 08Х20Н9Г2Б від кількості  $P_{\alpha'}$   $\alpha'$ -мартенситу деформації

Таблиця 3.3 – Залежність кількості ферофазы від ступеня пластичної одноосової деформації стисненням  $D$  деформованих зразків сталі 08Х20Н9Г2Б

№	$D$ , %	$P_{\delta}$ , %	$P_{\alpha}^T$ , %	$P_{\alpha}=(P_{\delta}+P_{\alpha}^T+P_{\alpha}')$ , %	$P_{\alpha}'$ , %
до криогенного оброблення					
1	0	0,059	0	0,059	0
2	1,02			0,060	0,001
3	2,04			0,062	0,003
4	5,10			0,167	0,108
5	6,53			0,261	0,202
6	9,05			0,422	0,363
7	10,84			0,698	0,639
8	12,04			1,104	1,045
після криогенного оброблення					
1	0	0,059	0,259	0,318	0
2	1,82			0,376	0,058
3	2,78			0,404	0,087
4	5,65			0,512	0,195
5	7,81			0,746	0,428
6	9,92			1,031	0,714
7	10,98			1,263	0,945



1 – до кріообробки; 2 – після кріообробки.

Рисунок 3.27 – Залежність кількості мартенситу деформації  $P_{\alpha'}$  у сталі 08X20H9Г2Б від ступеня пластичної одноосової деформації стисненням  $D$

### 3.6 Про можливість класифікації за магнітним станом ступеня температурної стабільності аустенітних Fe-Cr-Ni сталей

Основною структурної складової хромонікелевих сталей типу 18-8 є аустеніт, який залежно від хімічного складу, температурних і деформаційних впливів можна умовно розділити на нестабільний, менш стабільний (метастабільний) і стабільний [65, 152].

Вивченню фазових перетворень магнітними методами, які відбуваються в аустенітних хромонікелевих сталях (низьконікелевих), присвячено численні роботи, наприклад [52, 53]. У той же час, порівняно мало досліджень присвячено вивченню впливу пластичної деформації на магнітний стан і зміни стабільності аустеніту хромонікелевих (високонікелевих) сталей [153].

Аналіз досліджень [154] показує, що стабільність (нестабільність) є поняття умовне і на сьогодні немає чіткої відповіді на питання: як виявити границю, тобто однозначну температурну точку (не інтервал) переходу від

стабільного до нестабільного аустеніту залежно від початкового стану матеріалу (після гартування, пластичної деформації та ін.).

Для визначення температурної границі, що розділяє стабільний і нестабільний аустеніт, залучили парамагнітну аустенітну сталь промислового виробництва 08X15H25M4 з високим вмістом нікелю. Хімічний склад (% мас.): 0,09 C; 15,19 Cr; 25,2 Ni; 1,52 Mn; 0,48 Si; 0,05 Nb; 0,01 Ti; 4,7 Mo; 0,21 Cu; 0,26 P; 0,003 S; 0,125 N. Сталь застосовується для виготовлення зварювальних електродів, тобто у вигляді дроту діаметром 4 мм. Зразки сталі піддавали деформації крутінням на приладі КМ-50. Стержні з робочою довжиною 150 мм з кільцевим концентратором посередині шириною 0,25 мм і глибиною 1мм під впливом моменту сили 80 Н·м руйнувалися після 5 обертів.

Після аустенізації сталі (1050 °С) холодним механічним способом вирізали зразки у вигляді циліндрів висотою 3 мм. Нагрівання та охолодження зразків проводили зі швидкістю ~10 К/хв. в середовищі аргону. Питому магнітну сприйнятливості вимірювали в магнітному полі  $H = 2,95 \cdot 10^5$  А/м [155].

На рис. 3.28 наведено криву розподілу питомої парамагнітної сприйнятливості  $\chi_0$  зразків, деформованих крутінням, парамагнітного аустеніту за довжиною стержня. Зразок №1 відповідає зоні руйнування.

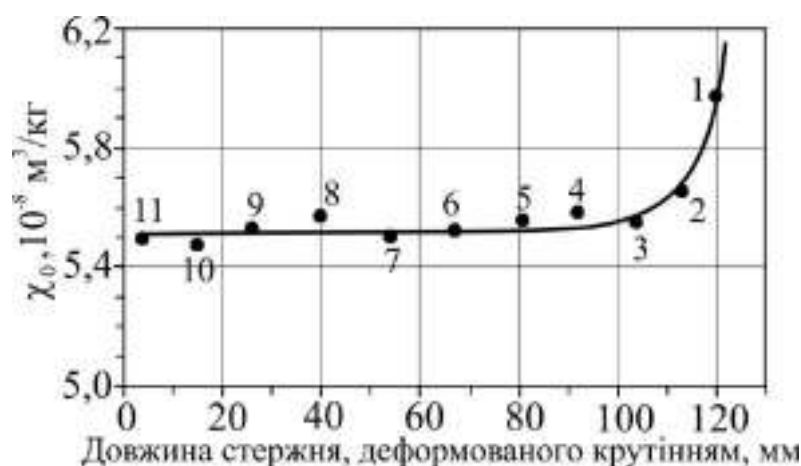


Рисунок 3.28 – Розподіл питомої парамагнітної сприйнятливості парамагнітного аустеніту сталі 08X15H25M4 за довжиною стержня після деформації крутінням (цифрами вказані номери вирізаних зразків)

Для досліджуваних деформованих зразків 3...11 (див. рис. 3.28) нахил кривих залежності  $\chi(1/H)$  не спостерігався, що підтверджує відсутність виникнення  $\alpha'$ -мартенситу. А в районі руйнування (зразок 1) виявлено наявність  $\alpha'$ -мартенситу. Питома парамагнітна сприйнятливості сталі у початковому (недеформованому) стані дорівнює  $3,14 \cdot 10^{-8}$  м<sup>3</sup>/кг, деформованих зразків 3...11 крутінням за довжиною –  $5,52 \cdot 10^{-8}$  м<sup>3</sup>/кг. Для зразка, вирізаного в точці 1 руйнування:  $\chi_0 = 5,97 \cdot 10^{-8}$  м<sup>3</sup>/кг. Величина питомої парамагнітної сприйнятливості деформованих зразків (зона руйнування) збільшилася, порівняно з початковою на ~75 %, а в точці руйнування – на ~90 %.

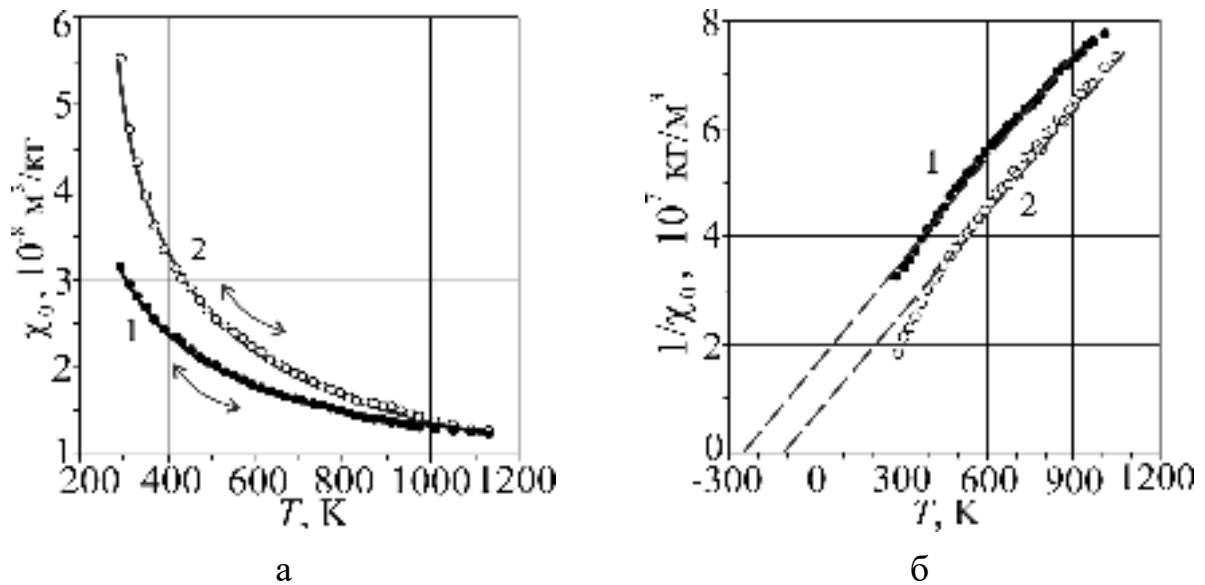
На рис. 3.29 представлені експериментальні температурні залежності питомої магнітної сприйнятливості аустеніту сталі до (крива 1) і після (крива 2) пластичної деформації крутінням [155]. Обробка температурних залежностей початкового (недеформованого) і деформованого крутінням аустеніту показала, що вони задовільно описуються законом Кюрі-Вейса в певних температурних інтервалах, в яких спостерігаються лінійні залежності (див. рис. 3.29 б):

$$\chi_0 = \frac{C}{T - \theta} = \frac{1}{3} \cdot \frac{\mu_0 \cdot N_A \cdot \mu_{ef}^2 \cdot p_B^2}{4\pi \cdot \mu \cdot K_B \cdot (T - \theta)} \quad (\text{система СИ}), \quad (3.8)$$

$$C = \frac{1}{3} \cdot \frac{\mu_0 \cdot N_A \cdot \mu_{ef}^2 \cdot p_B^2}{4\pi \cdot \mu \cdot K_B}, \quad (3.9)$$

де  $\chi_0$  – питома парамагнітна сприйнятливості аустеніту;  $\mu$  – молярна маса;  $K_B$  – стала Больцмана;  $C$  – константа Кюрі;  $N_A$  – число Авогадро;  $\mu_0$  – магнітна стала;  $p_B$  – магнетон Бора;  $\mu_{ef}$  – ефективне число магнетонів Бора на атом;  $\theta$  – парамагнітна точка Кюрі, яка визначається екстраполяцією лінійної ділянки залежності  $1/\chi(T)$  на вісь температур [38].

Константу  $C$  визначали з формули (3.8). Ефективний магнітний момент  $\mu_{ef}$  обчислювали з константи  $C$  за формулою (3.9).



крива 1 – до; крива 2 – після пластичної деформації крутінням.

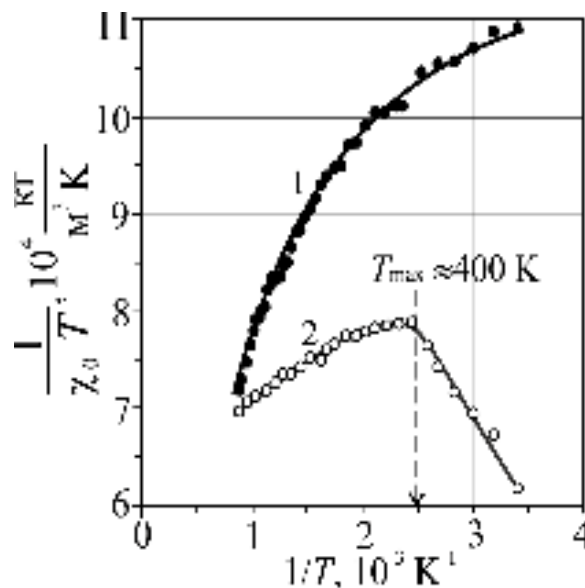
Рисунок 3.29 – Температурна залежність питомої парамагнітної сприйнятливості  $\chi_0$  (а) і оберненої питомої магнітної сприйнятливості  $1/\chi_0$  (б) аустеніту сталі 08X15H25M4

Отримані експериментальні та розрахункові результати наведені в таблиці 3.4. Аналіз результатів показує, що температура і пластична деформація приводять до зміни числа магнетонів Бора на атом, отже до зміни питомої магнітної сприйнятливості  $\chi_0$  аустеніту. Зміна  $\chi_0$  з температурою має зворотний характер. Це підтверджує те, що збільшення  $\chi_0$  при охолодженні пов'язане не з виникненням кристалів  $\alpha$ -фази, а зі зміною магнітного стану аустеніту, що узгоджується з аналогічними результатами роботи [143].

Таблиця 3.4 – Магнітні параметри сталі 08X15H25M4

Магнітний параметр	Недеформований аустеніт	Деформований аустеніт
$\chi_0, 10^{-8} \text{ M}^3/\text{kg}$	3,14	5,52
$C, 10^{-8} \frac{\text{M}^3 \cdot \text{K}}{\text{kg}}$	1490±50	1700±50
$\theta, \text{K}$	-250	-110
$\mu_{\text{ef}}$	8,4 · $p_B$	9,0 · $p_B$

У роботі [39] теоретично показано, що характер обмінної взаємодії між магнітними атомами пояснюється залежністю питомої магнітної сприйнятливості від температури. Зокрема аналізується залежність  $\chi_0$  від  $T$  для ГЦК систем з різними видами обмінного взаємодії між магнітними атомами: феромагнітного, антиферомагнітного, співіснуванням ближнього феромагнітного і далекого антиферомагнітного, співіснуванням ближнього антиферомагнітного і дальнього феромагнітного взаємодії між атомами. В [39] показано, що криві залежності  $\frac{C}{\chi_0 \cdot T}$  від  $\frac{1}{T}$  більш чутливі до виду обмінної взаємодії ніж залежності  $\frac{1}{\chi_0}(T)$ . На рис. 3.30 по аналогії з [39] наведені ці залежності для недеформованого (крива 1) і деформованого (крива 2) аустеніту досліджуваної сталі.



крива 1 – до; крива 2 – після пластичної деформації крученням.

Рисунок 3.30 – Залежність  $\frac{1}{\chi_0 \cdot T} \left( \frac{1}{T} \right)$  аустеніту сталі 08X15H25M4

Для недеформованого аустеніту залежність  $\frac{1}{\chi_0}$  від  $T$ , яка має лінійний характер для всього температурного інтервалу (300...1100 К) (див. рис. 3.29 б, крива 1), задовільно описується законом Кюрі-Вейса. Для деформованого

аустеніту (крива 2) при високих температурах, починаючи приблизно з 400 К (точка перегину) і вище, зазначена залежність також лінійна і підкоряється закону Кюрі-Вейса. Нижче 400 К ця залежність не описується законом Кюрі-Вейса. Зіставляючи залежності  $\frac{1}{\chi_0 \cdot T}$  від  $\frac{1}{T}$  (див. рис. 3.30) з аналогічними вище вказаними теоретичними кривими робіт [39, 143] (див. рис. 1.9), можна зробити висновок, що вони подібні. Для деформованого аустеніту при температурах 400...1100 К нахил кривої 2 (ліва частина) є позитивним (див. рис. 3.30). Це означає, що при цих температурах переважним видом обмінної взаємодії між магнітними атомами є від'ємним (антиферомагнітним) [39, 143]. При температурах нижче 400 К нахил кривої 2 (права частина) стає негативним. Це свідчить про те, що магнітний стан аустеніту деформованої сталі нижче 400 К описується переважаючою позитивною обмінною взаємодією між атомами [39, 143].

При зниженні температури від 400 К (див. рис. 3.30, крива 2, права частина) позитивна обмінна взаємодія приводить до утворення малих однодоменних феромагнітних впорядкованих областей – кластерів, які при подальшому зниженні температури можуть перерости в кристали  $\alpha$ -фази [143].

На підставі вищевикладеного можна припустити, що точка перегину ( $T_{\max} = 400$  К) є границею переходу стану від парамагнітного (100 %) аустеніту до аустеніту, в якому зі зниженням температури підвищуються передумови зародження  $\alpha'$ -мартенситу. Отже, ця границя розділяє переважну роль обмінної антиферомагнітної і феромагнітної взаємодій між магнітними атомами. Припускається, що ця гранична температура розділяє на стабільний і нестабільний стани аустеніту. Звідси випливає, що початковий (недеформований) аустеніт досліджуваної сталі є повністю (100 %) стабільним в інтервалі температур 300...1100 К, а деформований – стабільним вище границі (400 К), тобто в інтервалі 400...1000 К, а нижче 400 К – нестабільним. Тому, говорячи про температурну стабільність або нестабільність аустеніту, треба для них вказувати температурний інтервал.

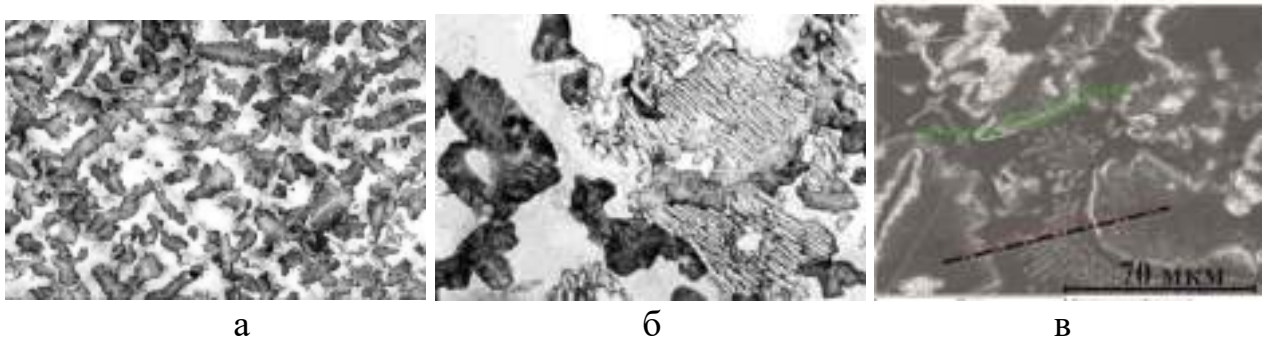
### 3.7 Фазово-структурні і магнітні перетворення високомарганцевої сталі 150Г7 залежно від температури

Для виготовлення зносостійких виливків широко використовуються сплави системи Fe-C-Mn [60, 62, 156-158]. Для досліджень відливали циліндричні зразки сталі 150Г7 діаметром 30 мм і висотою 60 мм. Хімічний склад досліджуваної сталі (% мас.): 1,5 C; 6,97 Mn; 0,81 Si; 0,53 Cr; 0,15 P; 0,024 S; 0,34 Ni; 0,08 Ti. Структуру сталі (вихідну – литу і після термічної обробки (що включає аустенізація литих зразків при температурі 900 °C протягом 20 хв. із наступним охолодженням у воду) аналізували на мікроскопах Neophot-2 і Axiovert 200M. Кінетику перетворення аустеніту в дослідній сталі (зразки розміром  $\sim 3 \times 3 \times 30$  мм) у процесі охолодження від температури аустенітизації 900°C вивчали за допомогою дилатометра МД-83.

Кристалізація дослідної сталі починалася з виділення дендритів первинного аустеніту і завершувалася формуванням невеликої кількості евтектичних карбідів у проміжках дендритів (рис. 3.31, 3.32) [160]. Методом рентгеноструктурного аналізу ці карбіди ідентифіковані як легований цементит  $Me_3C$ . Частина карбідів виділялась у вигляді перлітоподібних колоній аустеніт-карбід (див. рис. 3.31 б). В марганцевих сплавах розвиток таких колоній відбувається в результаті розпаду аустеніту і кооперативного росту пластин аустеніту та цементиту за реакцією  $\gamma \rightarrow \gamma' + Me_3C$  [159].

Рідина, що залишилась в міждендритних проміжках наприкінці кристалізації, збагачувалась вуглецем та марганцем, спричиняючи стабілізацію аустеніту в цих ділянках (див. рис. 3.31 в). У процесі наступного охолодження виливків у центральних ділянках дендритів, збіднених вуглецем і марганцем, розпад переохолодженого аустеніту здійснювався за дифузійним механізмом. Наявність перліту в колоніях переривистого розпаду також є наслідком евтектоїдного розпаду аустеніту, що раніше був наявний в аустеніто-цементитних колоніях (див. рис. 3.31 б).





а –  $\times 100$ ; б –  $\times 500$ ; в – структура аналізованої ділянки.

Рисунок 3.31 – Структура зливків сталі 150Г7

При нагріванні зразків до температури  $900\text{ }^{\circ}\text{C}$  в об'ємі сталі відбувається аустенізація та сфероїдизація вторинного та евтектоїдного цементиту. Наступне гартування у воді зберігає аустенітно-карбідну структуру сталі 150Г7 (рис. 3.32 а) [160]. Під час повільного охолодження цієї сталі до  $0\text{ }^{\circ}\text{C}$  відбувається утворення мартенситу (рис. 3.32 б). Це свідчить про те, що точка початку мартенситного перетворення сталі 150Г7 близька до  $0^{\circ}\text{C}$  і аустеніт цієї сталі при кімнатній температурі знаходиться на межі стабільності.

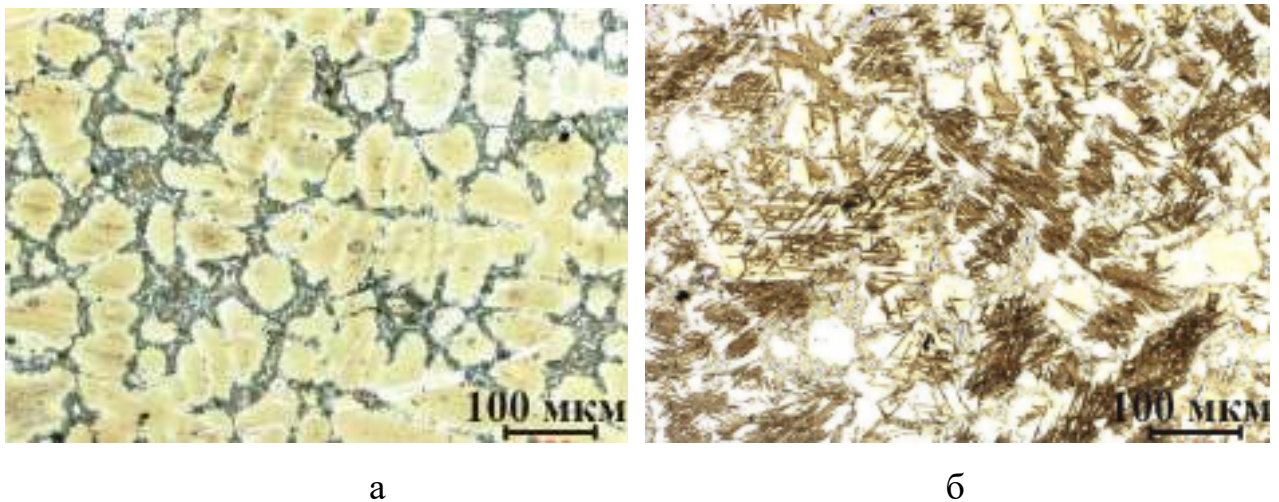


Рисунок 3.32 – Структура сталі 150Г7 після гартування від температури  $900\text{ }^{\circ}\text{C}$  (а) та після наступного охолодження до  $-80\text{ }^{\circ}\text{C}$  (б)

Надалі зразки сталі 150Г7 нагрівали до температури аустенітизації  $900^{\circ}\text{C}$  та охолоджували з різною швидкістю до кімнатної температури у дилатометрі

МД-83. На основі отриманих результатів побудована термокінетична діаграма [160] перетворення аустеніту в сталі 150Г7 (рис. 3.33).

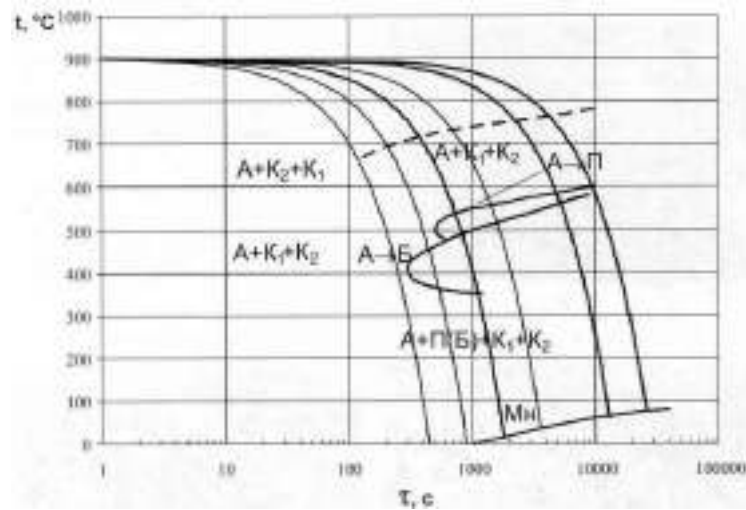


Рисунок 3.33 – Термокінетична діаграма перетворення аустеніту в сталі 150Г7

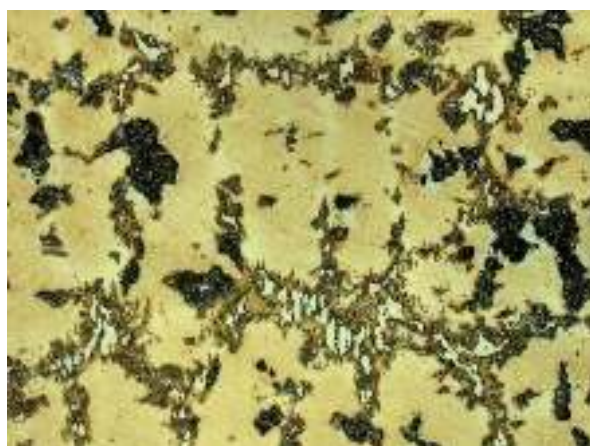
В заевтектоїдній сталі 150Г7 при охолодженні спочатку відбувається виділення вторинних карбідів, позначене на діаграмі штриховою лінією. При швидкому охолодженні вторинні карбіди можуть виділятися у вигляді відманштеттових карбідів [161].

При охолодженні від температури аустенітизації 900 °C зі швидкістю охолодження 0,25...0,5 °C/c фазово-структурні перетворення відбувалися в інтервалі температур 560...500 °C. Сформовані при охолодженні від 900 °C продукти розпаду аустеніту представлені темно-травленим евтектоїдом та великою кількістю дрібних вторинних карбідів (рис. 3.34 а) [160].

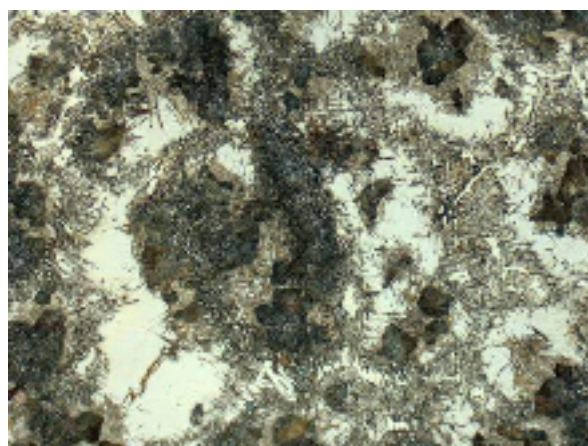
При повільних швидкостях охолодження 0,035...0,07 °C/c спочатку утворювалась значна кількість евтектоїдних структурних складових. Потім в центральній зоні дендритних гілок, незважаючи на повільне охолодження виливків, відбувалося мартенситне перетворення  $\gamma$ -фази, про що свідчить голчаста морфологія продуктів розпаду  $\gamma$ -фази в цих зонах (рис. 3.34 б).

Таким чином, дифузійні процеси при  $\gamma \rightarrow \alpha$  перетворенні, перш за все, перерозподіл вуглецю та марганцю, призводили до дестабілізації залишкового

аустеніту та точки його мартенситного перетворення вище  $20\text{ }^{\circ}\text{C}$ . В результаті охолодження зі швидкістю  $0,8\dots 1,0\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$  марганцевиста сталь мала композитну структуру з матричною  $\gamma$ -фазою та великою кількістю дисперсних вторинних карбідів (рис. 3.34 в). Мікротвердість аустеніту складала  $3530\text{ МПа}$ , мікротвердість внутрішньо-дендритних виділень іншої структурної складової –  $6220\text{ МПа}$ . Сталь містила значну кількість дисперсних карбідних включень (див. рис. 3.34 в, рис. 3.34 г).



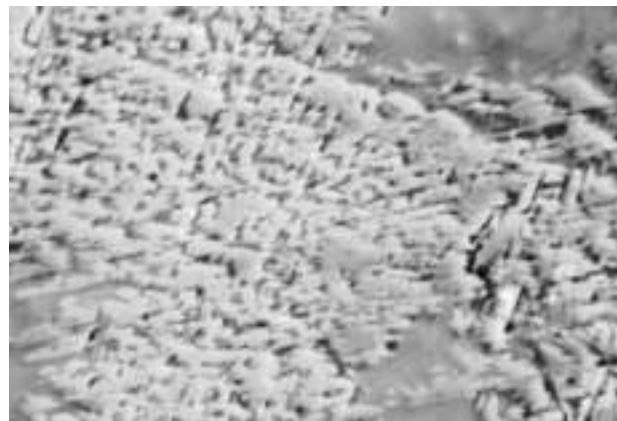
а



б



в



г

Рисунок 3.34 – Структура сталі 150Г7, охолодженої з різною швидкістю:  $0,5\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ ,  $\times 500$  (а);  $0,035\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ ,  $\times 500$  (б);  $1,0\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ ,  $\times 800$  (в);  $1,0\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ ,  $\times 3400$  (г)

Було розглянуто гіпотеза про наявність у цих ділянках виділень гексагональної  $\epsilon$ -фази, що може утворюватись у високомарганцевих сплавах [162-164]. Однак рентгенівський фазовий аналіз (рис. 3.35) не підтвердив цю

гіпотезу (може з причини, що фіксація таких малих кількостей фаз є скрутною) [160].

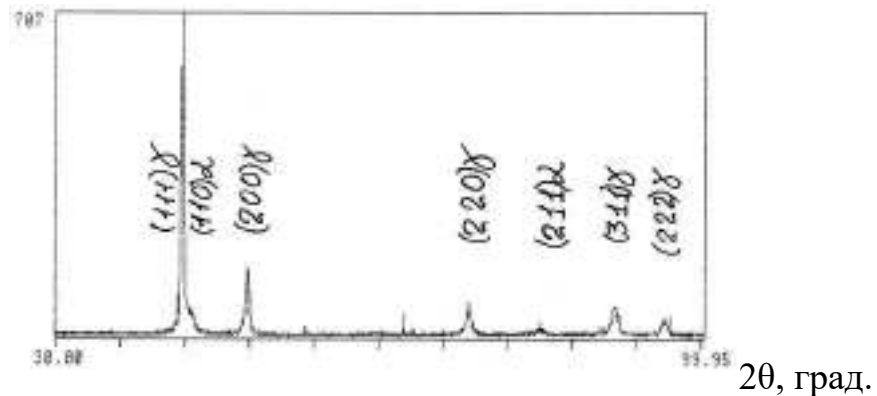


Рисунок 3.35 – Дифрактограма сталі 150Г7Т, охолодженої зі швидкістю 0,8 °С/с

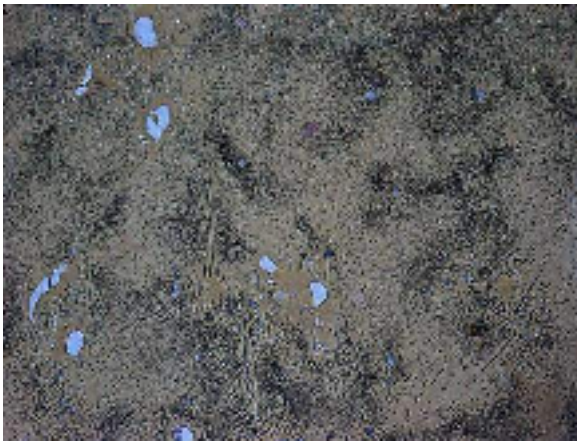
Вуглець, що залишав  $\alpha$ -фазу дифузійним шляхом, насичував залишкову  $\gamma$ -фазу, стабілізуючи її [157, 158]. Мікротвердість аустеніту дорівнювала 3530 МПа. Мікротвердість ділянок на основі  $\alpha$ -фази досягала значень 6380 МПа, що значно перевищувало мікротвердість аустеніту та відповідало твердості бейніту. Таким чином, структурна складова на основі  $\alpha$ -фази подібна до бейніту, тобто містить високодисперсні частинки карбідів. Дану гіпотезу підтверджували мікрофотографії ділянок сталі, виконані за допомогою растрового електронного мікроскопу (див. рис. 3.34 г), де можна бачити карбідні включення світлого кольору розміром менш ніж 0,1 мкм.

Тобто при охолодженні від 900 °С зі швидкістю 0,8...1,0 °С/с була отримана гетерофазна структура в сталі 150Г7, яка складалась зі стабілізованої  $\gamma$ -фази, армованої рівномірно розподіленими колоніями фаз голчастої морфології та частинками дисперсних вторинних карбідів. При охолодженні від 900 °С зі швидкістю 1,7 °С/с сталь 150Г7 також має гетерофазну структуру, але продукти розпаду аустеніту характеризуються високою дисперсністю (рис. 3.36) [160]. Можна бачити, що в процесі охолодження відбувається утворення дисперсних частинок  $\alpha$ -фази та виділення дрібних карбідів

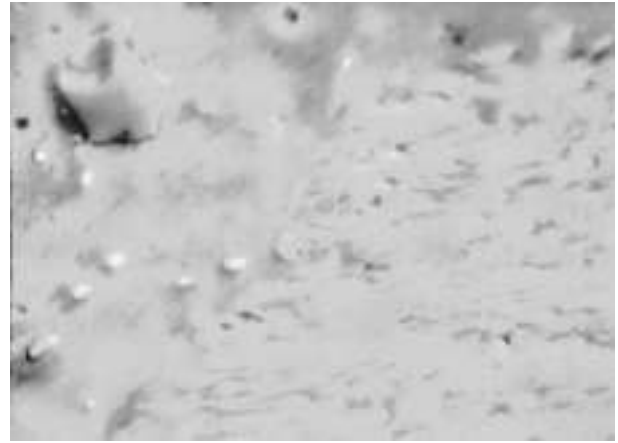


(див. рис. 3.36 б). Дисперсні карбідні включення мають світле забарвлення, а  $\alpha$ -фаза – темне.

Матрицею сталі після такого охолодження є  $\gamma$ -фаза заліза, кількість якої перевищує 90 %. При охолодженні зразків сталі зі швидкістю охолодження більш ніж 2,0 °C/с аустеніт зберігався до кімнатної температури, помітних фазово-структурних перетворень не відбувалося.



а



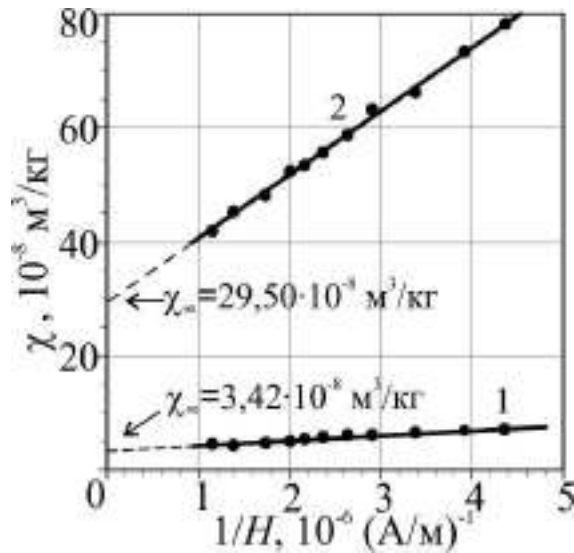
б

Рисунок 3.36 – Структура сталі 150Г7, охолодженої зі швидкістю 1,7 °C/с, збільшення  $\times 500$  (а) і  $\times 5250$  (б)

В роботі [158] було показано, що сталь 150Г7 має структуру, що складається з аустеніту, рівномірно розподілених фаз голчастої морфології та дисперсними частинками карбідів. Високу зносостійкість композитної структури сталі 150Г7 можна пояснити як принципом Шарпі [158], так і перетворенням метастабільного аустеніту в процесі зношування [165].

У [166] показано, що високоточним індикатором структурних змін в той же час може служити питома магнітна сприйнятливості, яка здатна відчувати особливості впливу температури і тиску. Зразки сталі 150Г7, вирізані з середини виливків (серцевини), містили низьку кількість феромагнітної фази, про наявність якої свідчить нахил прямих  $\chi(1/H)$  (рис. 3.37, пряма 1) [167]. Екстраполюючи ( $H \rightarrow \infty$ ) ці прямі на вісь  $\chi$ , знаходили значення результуючої питомої магнітної сприйнятливості  $\chi_\infty$  [124]. Вміст феромагнітної фази  $P_\alpha$  у

сталі 150Г7 до нагріву дорівнював 0,069 %. Якщо ідентифікувати цю фазу з карбідами, тоді це і є їх кількість. Після термообробки (нагрівання до 900 °С та охолодження зі швидкістю 0,5 °С/с) сумарна кількість феромагнітної  $\alpha$ -фази (бейніту і карбідів) в сталі 150Г7 дорівнювало 0,865 % (див. рис. 3.37, пряма 2).

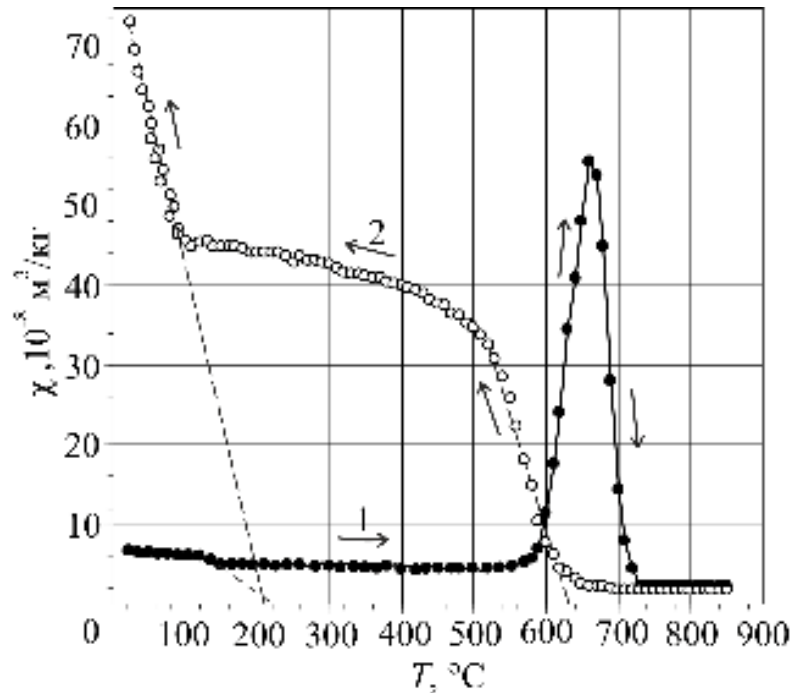


пряма 1 – до нагрівання; пряма 2 – після нагрівання до 900 °С і наступному охолодженні до кімнатної температури.

Рисунок 3.37 – Залежність питомої магнітної сприйнятливості  $\chi$  сталі 150Г7 від оберненої величини магнітного поля  $H$

На рис. 3.38 показано залежність питомої магнітної сприйнятливості  $\chi$  сталі 150Г7 від температури (нагрівання та охолодження зі швидкістю 10 °С/хв.) в магнітному полі  $H = 2,55 \cdot 10^5 \text{ A/m}$  [167]. Як вже згадували, перед нагріванням (тобто в початковому стані) сталь 150Г7 містила феромагнітні карбіди в кількості  $P_c = 0,069 \%$  (табл. 3.5). При такій кількості феромагнітної фази ( $P_{\alpha} = 0,06 \dots 0,08 \%$ ) магнітні моменти феромагнітних карбідів і парамагнітного аустеніту майже однакові [49, 124]. Тому під час нагрівання при наближенні до точки Кюрі карбідів  $\sim 210 \text{ }^{\circ}\text{C}$  (див. рис. 3.38, крива 1) перегин кривої для даного масштабу незначний і звідси результуюче значення  $\chi = \chi_A + \chi_C$  для аустеніту і карбіду від кімнатної температури до  $\sim 510 \text{ }^{\circ}\text{C}$  зменшується майже лінійно від  $6,87 \cdot 10^{-8}$  до  $4,29 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$ . Між 520 °С і 660 °С питома магнітна сприйнятливість

сталі 150Г7 зростає майже в 25 разів (до  $\chi_{\max} = 55,34 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$ ), а після  $660 \text{ }^\circ\text{C}$  різко зменшується до  $2,20 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$ . Автори [175] для сталі з дещо іншим хімічним складом (% мас.): 0,92 С; 5,97 Mn; 6,23 Cr; 0,004 S; 0,065 P; 0,11 Nb; 0,01 Al; 0,01 Ni; 0,004 N пояснюють появу високотемпературного піку фазовим переходом аустеніту в ферит з точкою Кюрі  $\sim 720 \text{ }^\circ\text{C}$ .



крива 1 – нагрівання; крива 2 – охолодження.

Рисунок 3.38 – Температурна залежність питомої магнітної сприйнятливості  $\chi$  сталі 150Г7

Таблиця 3.5 – Значення питомих магнітних сприйнятливостей ( $H = 2,55 \cdot 10^5 \text{ А/м}$ ) і кількостей феромагнітних карбідів (С) і бейніту (В) сталі 150Г7 залежно від температури

$\chi = \chi_A + \chi_C, 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$	$\chi_\infty, 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$	$P_C, \%$	$\chi = \chi_A + \chi_C + \chi_B, 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$	$\chi_\infty, 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$	$P_{C+B}, \%$
до нагрівання			після нагрівання		
6,87	3,42	0,069	73,39	29,50	0,865

При охолодженні від близької до температури аустенізації  $870^{\circ}\text{C}$  зі швидкістю  $10^{\circ}\text{C}/\text{хв.}$  спостерігається утворення  $\alpha$ -фази, швидше за все у складі бейніту, для якого, згідно кривої 2, точка Кюрі  $\sim 630^{\circ}\text{C}$  (див. рис. 3.38). При подальшому охолодженні перегин  $\chi$  близько  $\sim 100^{\circ}\text{C}$  вказує на магнітне фазове перетворення карбідів (фазовий перехід другого роду), для яких, згідно кривої 2, точка Кюрі приблизно дорівнює  $220^{\circ}\text{C}$ .

Температурна залежність питомої магнітної сприйнятливості при нагріванні і охолодженні зі швидкістю  $10^{\circ}\text{C}/\text{хв.}$  вказує на дві ділянки структурно-фазового перетворення при нагріванні (виникнення фериту з карбідами в інтервалі температур  $550\dots 650^{\circ}\text{C}$ ) і охолодженні (виникнення бейніту при температурах вище точки Кюрі  $630^{\circ}\text{C}$ ). Термічна обробка сталі 150Г7 характеризується наявністю високотемпературного ( $\sim 620\dots 650^{\circ}\text{C}$ ) піку питомої магнітної сприйнятливості. Цей пік свідчить про наявність розпаду аустеніту у ферит і карбіди. Зворотний хід (подальше охолодження) обумовлений впливом залишкових дислокацій, на яких виникають феромагнітні карбіди (за рахунок сегрегації вуглецю на цих дефектах). Припускається, що точка початку мартенситного перетворення сталі 150Г7 близька до  $0^{\circ}\text{C}$  і аустеніт цієї сталі при кімнатній температурі знаходиться на межі стабільності, тому в структурі сталі при повільному охолодженні наявний мартенсит.

### 3.8 Висновки

1. Запропоновано теоретичний підхід до оцінки дійсної температурної мартенситної точки в сталях аустенітного класу під впливом температури.

2. Використовуючи чутливий магнітометричний метод враховуючий намагніченість парамагнітного аустеніту, для сплавів Н24Г2,5; Н15; Н23; Н25; Н26,6; Н27,3; Н29; Н31 визначили граничну температуру (дійсну мартенситну точку) фазового перетворення ( $T_m = 362, 505, 446, 405, 307, 285, 247, 213 \text{ K}$ ,



відповідно), вище якої існує тільки однофазне аустенітне середовище, а нижче – фазова суміш аустеніту і мартенситу. Ця мартенситна точка і є нижньою границею метастабільного температурного інтервалу аустеніту.

3. Уточнено перехідну границю (29...30 % мас.) зміни механізму кінетики мартенситного перетворення у Fe-Ni (H15...H31) сплавах, яка відповідає критичному вмісту нікелю і становить  $26,6 \pm 0,5$  % мас. При кількостях нікелю менших цього критичного значення ідентифікується стартова ізотермічна кінетика, при більших – атермічна.

4. Виявлено, що положення дійсної температурної мартенситної точки і зміна механізму стартової кінетики МП узгоджується зі зміною магнітного стану аустеніту при наближенні до температурної мартенситної точки. Магнітний стан досліджуваних Fe-Ni сплавів поблизу мартенситної точки може бути описаний переважним співіснуванням позитивної або від'ємної обмінних взаємодій між атомами залежно від вмісту Ni. Так, при наближенні до мартенситної точки для сплавів H15; H23; H25 має місце переважне співіснування антиферомагнітної (негативної) взаємодії між ближніми атомами і дальньої феромагнітної взаємодії. Для сплавів H26,6; H27,3; H29 поблизу мартенситної точки спостерігається переважне співіснування феромагнітної (позитивної) взаємодії між близькими атомами і дальнього співіснування антиферомагнітного (негативного).

5. Запропоновано ідентифікацію одночасно наявних в аустенітній матриці хромонікелевих сталей малих кількостей ( $\sim 0,005 \dots 0,5$  %)  $\delta$ -фериту і  $\alpha'$ -мартенситу.

6. Встановлено, що у однофазній парамагнітній сталі 12X18H10T після нагрівання до  $850$  °C і зворотного повернення до  $\sim 30$  °C питома парамагнітна сприйнятливність ( $\chi_0 = 2,8 \cdot 10^{-8}$  м<sup>3</sup>/кг) залишається постійною, тобто не змінюється магнітний стан аустеніту (відсутній гістерезис). Пластична деформація ( $D \approx 7$  %, до  $\gamma \rightarrow \alpha'$ ) сталі приводить до збільшення  $\chi_0$  на  $\sim 9$  % (до  $3,05 \cdot 10^{-8}$  м<sup>3</sup>/кг). При цьому повторний цикл нагрівання-охолодження повертає магнітний стан аустеніту в початковий стан, тобто  $\chi_0 = 2,8 \cdot 10^{-8}$  м<sup>3</sup>/кг.

7. Двофазний стан ( $A+M$ ) сталі 12X18H10T, одержаний після пластичної деформації більше  $\sim 7\%$ , після нагрівання до  $850\text{ }^\circ\text{C}$  і зворотного охолодження повертається в початковий однофазний аустенітний стан ( $A+M \rightarrow A$ ), тобто відбувається повне перетворення мартенситу деформації в аустеніт. Аналогічне явище спостерігається і для трифазного стану деформованої сталі 12X18H9T: ( $A+\Phi+M \rightarrow A+\Phi$ ).

8. Обґрунтовано і запропоновано новий чутливий магнітометричний метод визначення наднизького вмісту феромагнітної карбідної фази від  $\sim 0,002\%$  об'єм. і більше для сталей з аустенітною матрицею. Для сталі 10X13H16B виявлено тенденцію до збільшення наднизької кількості карбідної фази на основі заліза ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ) після відпуску  $440, 475, 510, 545\text{ }^\circ\text{C}$  для кожної партії зразків після гартування від  $850, 950, 1000\text{ }^\circ\text{C}$ . Максимум виділення карбідної фази припадає на температуру відпуску  $\sim 510\text{ }^\circ\text{C}$ , що відповідає відомій температурі виділення карбідів.

9. У сталі 10X13H16B виявлено кореляцію між кількістю утвореної карбідної фази і питомою магнітною сприйнятливістю, яка характеризує атомно-магнітний стан аустеніту. Передбачається, що такий низький вміст карбідної фази ( $\sim 0,002 \dots 0,015\%$  об'єм.) сам по собі не може істотно впливати на властивості аустенітної сталі. При цьому кількість аустеніту складає майже  $100\%$  в цій сталі, тому можна вважати, що інтегральним параметром, який характеризує зміну властивостей аустенітної матриці, є питома парамагнітна сприйнятливість  $\chi_0$  аустеніту. Припускається, що при цьому істотну роль відіграє зміна стану аустеніту, а низький вміст карбідів є мірою (індикатором) цієї зміни, а значить і механічних властивостей аустенітних сталей.

10. Встановлено, що в сталі 08X20H9Г2Б після спеціальної криогенної обробки величина питомої парамагнітної сприйнятливості  $\chi_0$  аустеніту збільшилася в два рази (від  $5,29 \cdot 10^{-8}$  до  $10,77 \cdot 10^{-8}\text{ м}^3/\text{кг}$ ), що підвищує здатність виникнення  $\alpha'$ -мартенситу деформації, тобто пластична деформація зразків сталі після криогенної обробки приводить до виникнення більшої кількості

мартенситу деформації, ніж деформація зразків у початковому стані. Припускається, що криогенна обробка сталі 08X20H9Г2Б підвищує кількість дисперсних феромагнітних частинок (розміром менше 1 мкм), тобто при цьому відбувається дисперсійне зміцнення аустенітної сталі, що й зумовлює підвищення міцності і стійкості до корозії.

11. Запропоновано спосіб визначення стабільності аустеніту за магнітним станом Fe-Cr-Ni сталей аустенітного класу з підвищеним вмістом нікелю. На прикладі схильної до стабільності сталі 08X15H25M4 експериментально виявлено межу  $\sim 400$  К, нижче за яку аустеніт деформованої сталі переходить у нестабільний стан, а вище в інтервалі 400...1000 К стає повністю стабільним. При температурах нижче граничної температури переважну роль відіграє феромагнітна (позитивна) взаємодія між ближніми (сусідніми) атомами, вище – антиферомагнітна (негативна) взаємодія. Аустеніт недеформованої сталі в широкому інтервалі температур 300...1100 К перебуває в стабільному стані.

12. Виявлено зміну фазового складу сталі 150Г7 залежно від швидкості охолодження. При охолодженні від 900 °С зі швидкістю 0,8...1,7 С/с сталь 150Г7 має гетерофазну структуру, яка складається зі стабілізованої  $\gamma$ -фази, армованої рівномірно розподіленими колоніями фаз голчастої морфології та частинками дисперсних вторинних карбідів. Побудовано термодинамічну діаграму сталі 150Г7, що враховує утворення фаз голчастої морфології в структурі цієї сталі. Встановлені ділянки структурно-фазових і магнітних перетворень на базі експериментальної температурної залежності питомої магнітної сприйнятливості.

## РОЗДІЛ 4

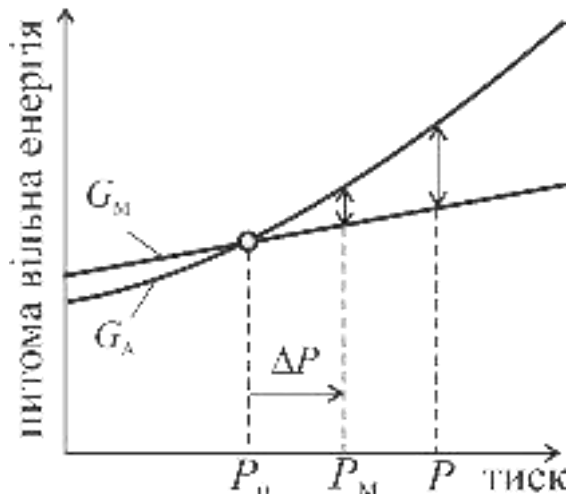
### ФАЗОВІ ПЕРЕТВОРЕННЯ І ОСОБЛИВОСТІ МАГНІТНОГО СТАНУ АУСТЕНІТУ ПРИ ПЛАСТИЧНІЙ ДЕФОРМАЦІЇ АУСТЕНІТНИХ ХРОМОНІКЕЛЕВИХ, ВИСОКОМАРГАНЦЕВИХ І ХРОМОМАРГАНЦЕВИХ СТАЛЕЙ

#### 4.1 Термодинамічна оцінка дійсної деформаційної мартенситної точки аустенітних сталей та її експериментальне підтвердження в результаті пластичної деформації

Мартенситні перетворення, які протікають при пластичній деформації, відіграють велику роль у формуванні фізико-механічних і службових властивостей аустенітних сталей, які широко використовуються в промисловості. Таким чином, вивчення закономірностей  $\gamma \rightarrow \alpha'$  ( $\alpha'$ -мартенсит деформації) перетворення має практичну цінність. До теперішнього часу найбільш вивчені закономірності перетворень при порівняно великих пластичних деформаціях [168, 169-172], а при малих – значно менше [48, 50, 53]. Зазвичай, за початок МП приймають критичну область деформацій (критичне напруження), яка залежить від чутливості і точності фіксації застосовуваного методу. Її неоднозначність (“плавання”) спостерігається навіть для однієї марки сталі. Виходячи з цього, мета наведених досліджень полягає термодинамічним і експериментальним методами знайти однозначну дійсну деформаційну мартенситну точку, при якій починає зароджуватися  $\alpha'$ -мартенсит деформації. Утворення і накопичення  $\alpha'$ -мартенситу починається вище деякого значення критичної точки деформації (тиску), тобто вище мартенситної точки  $P_0$ . Оскільки цей параметр (тиск  $P_M$ ) характеризує фактичний початок МП, можна вважати, що він відповідає верхній межі інтервалу метастабільності аустеніту при деформаційному перетворенні.

На рисунку 4.1 [139] наведено запропоновану термодинамічну схему зміни питомих вільних енергій  $G_A$  і  $G_M$ , відповідно аустеніту і мартенситу,

залежно від тиску  $P$ . Мартенситна точка  $P_M$  лежить вище деформаційної точки  $P_0$ , яка відповідає метастабільній рівновазі аустенітної фази з проміжним продуктом його бездифузійного перетворення (тобто мартенситом).



$$T = const; P \neq const$$

при  $P = P_M$  маємо

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

при  $P > P_M$

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

Рисунок 4.1 – Залежність питомих вільних енергій аустеніту  $G_A$  і мартенситу  $G_M$  від тиску  $P$  (символ  $\Delta$  у співвідношеннях до рисунку, характеризує ступінь зміни хімічної і пружної ( $E$ ) вільних енергій)

Якщо в системі змінюється тиск  $P$  при  $T=const$ , зміна вільної енергії Гіббса, згідно виразу (3.1), відповідатиме співвідношенню

$$G_{A(M)} = \int_0^P V_{A(M)}(P) dP \cong V_{A(M)} \int_0^P dP. \quad (4.1)$$

І оскільки в цьому випадку  $\frac{d^2 G_{A(M)}}{dP^2} > 0$  ( $dV_{A(M)} > 0$  при  $dP > 0$ ), криві

вільної енергії Гіббса для обох фаз матимуть позитивну кривизну (хоча для мартенситу вона є вельми близька до нульової).

Нехай  $P$  є деяким надлишковим тиском на наведеній схемі (див. рис. 4.1), який відображає можливість появи настільки малого мартенситного кристала (окремого або в пакеті), що стандартні методи його фіксації є неефективними.

Тоді для вибору відповідного методу оцінки самого факту реалізації перетворення  $A \rightarrow M$  встановимо величину «плеча» гістерезису дійсної мартенситної точки, а саме  $\Delta P = P - P_M$ , користуючись процедурою розкладання в ряд функції  $G_A$  (або  $G_M$ ) в точці  $P_0$  за ступенями  $\Delta P$ . Для цього скористаємося диференціальним тотожністю (3.1) і розглянемо випадок:  $P \neq const, T = const$ .

У відповідності зі сказаними вище розкладемо в ряд за ступенями  $\Delta P$  різницю  $\Delta G$  для вільних енергій аустеніту і мартенситу в найближчій околиці точки  $P_M$ , а саме при  $\Delta P = P - P_M \sim 0$ . В результаті маємо розкладання, яке відповідає ряду Маклорена:

$$\Delta G(\Delta P) = \Delta G(0) + \frac{d\Delta G(0)}{d\Delta P} \Delta P + \dots \quad (4.2)$$

Далі, з урахуванням того, що в точці  $P = P_M$   $\Delta G(0) = 0$ , отримуємо в лінійному наближенні

$$\Delta G(\Delta P) = \frac{d(G_M - G_A)}{d(P - P_M)} = \frac{dG_M - dG_A}{dP} \Big|_{P=P_M} \Delta P = (V_M - V_A) \Delta P, \quad (4.3)$$

що в кінцевому вигляді визначає шуканий інтервал  $\Delta P$  у вигляді наступного співвідношення:

$$\Delta P = \frac{\Delta G}{V_M - V_A} \Big|_{P \sim P_M}. \quad (4.4)$$

Слід спеціально зазначити, що розрахувати надлишковий тиск ( $\Delta P$ ) при будь-яких значеннях  $P$  не представляється можливим, тому що для цього потрібні спеціальні трудомісткі дослідження, які необхідні для встановлення точок  $P_0$  і  $P_M$  для досліджуваних сталей. Однак край зазначеного інтервалу (точку  $P_M$ ) (див. рис. 4.1) можна визначити експериментальним шляхом з

використанням методу лінійної екстраполяції результатів, якщо проміжні оцінки низьких кількостей виникаючого мартенситу відповідають високим значенням коефіцієнта кореляції [140].

Маючи дані для визначення точки  $P_M$ , можна вирішити і зворотню задачу – встановити питома значення зміни енергії Гіббса аустенітних матеріалів у зазначеному вище інтервалу (див. співвідношення 4.4). Для цього достатньо взяти кілька значень  $P$ , що належать інтервалу  $\Delta P$ , для яких експериментально визначалися кількості мартенситу деформації. Причому величина цього інтервалу повинна бути досить малою, щоб лінійні розкладання зміни вільних енергій за відповідними ступенями зберігали силу лінійних законів.

Для практичного досягнення зазначених меж використовували чутливий магнітометричний метод [124] визначення вельми низьких вмістів мартенситу в об'ємних відсотках ( $\sim 0,005\%$  і вище), тобто на 2...3 порядки нижче, ніж при фіксації іншими стандартними методами, що повинно привести до виявлення деяких важливих особливостей мартенситного перетворення.

Для визначення деформаційної мартенситної точки ( $P_M$ ) використовували промислову сталь X18H10 (% мас.: 0,06 C; 17,48 Cr; 9,80 Ni; 1,30 Mn; 0,34 Si; 0,006 S; 0,035 P; 0,03 Ti). Сталь після гартування від  $1050\text{ }^\circ\text{C}$  у воду була повністю аустенізована. У початковому стані (за відсутності тиску) питома магнітна сприйнятливість зразка склала  $\chi = 2,96 \cdot 10^{-8}$  м<sup>3</sup>/кг. При  $T = 20\text{ }^\circ\text{C}$  з підвищенням ступеня пластичної деформації (стиснення) аустеніту в інтервалі тисків  $P = 0 \dots 438$  МПа магнітна сприйнятливість  $\chi$  зросла від  $2,96 \cdot 10^{-8}$  до  $3,22 \cdot 10^{-8}$  м<sup>3</sup>/кг [139]. У цьому інтервалі тисків не було зафіксовано виникнення мартенситу деформації (відсутній нахил  $\chi(1/H)$ , де  $H$  – напруженість магнітного поля). При досягненні тиску  $P = 450$  МПа вдалося зафіксувати досить малу порцію виниклого мартенситу  $P_{\alpha'} = 0,035\%$  і при подальшому збільшенні тиску (до 487 МПа) спостерігали накопичення мартенситу до кількості  $P_{\alpha'} = 0,312\%$  (рис. 4.2).

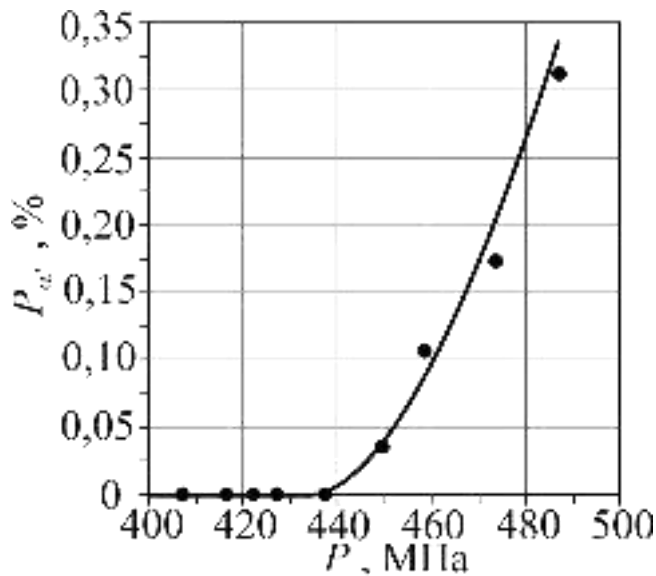


Рисунок 4.2 – Залежність кількості виникаючого мартенситу деформації  $P_{\alpha'}$  від одноосового тиску  $P$  попередньо аустенізованої сталі X18H10

Методом екстраполяції [29, 30] знайдені значення результуючої питомої магнітної сприйнятливості  $\chi_{\infty}$ . З лінійної залежності  $\chi_{\infty}(P_{\alpha'})$  (рис. 4.3), методом екстраполяції  $\chi_{\infty}$  на вісь ординат (у цьому випадку відсутній мартенсит деформації, тому  $P_{\alpha'} = 0$ ), визначаємо значення питомої магнітної сприйнятливості  $\chi_0 = 3,40 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$  [139]. Коефіцієнт кореляції залежності склав  $R^2 = 0,98$ , що дозволяє вважати отримані результати достовірними.

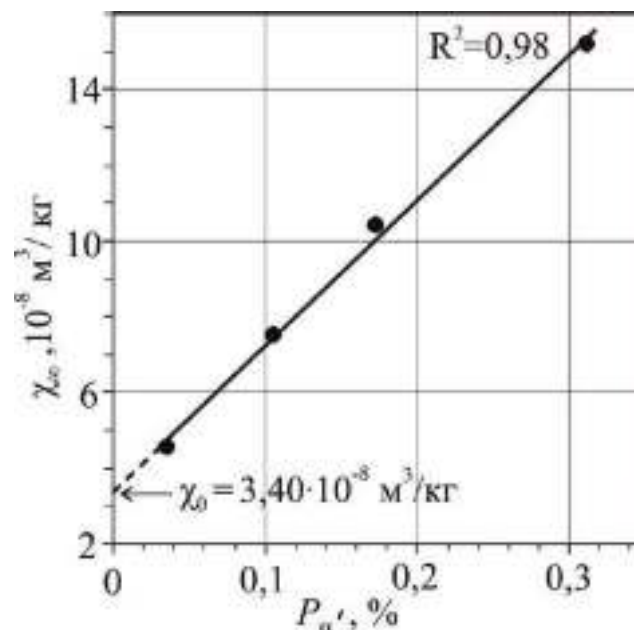


Рисунок 4.3 – Залежність результуючої питомої магнітної сприйнятливості  $\chi_{\infty}$  (аустеніту і парапроцесу) попередньо аустенізованої сталі X18H10 від кількості виникаючого мартенситу деформації  $P_{\alpha'}$



З графічної залежності  $\chi=f(P_{\alpha'})$  (рис. 4.4 [139]), методом екстраполяції ( $P_{\alpha'} \rightarrow 0$ ), знаходимо стартове значення магнітної сприйнятливості  $\chi_s = 3,40 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$ , яке збігається з знайденим значенням  $\chi_0$ . Звідси випливає, що  $\chi_s = \chi_0 = 3,40 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$  являє собою однозначне граничне значення парамагнітної сприйнятливості для метастабільного стану аустенітної матриці, нижче якого існує тільки аустеніт, а вище – аустеніт і мартенсит.

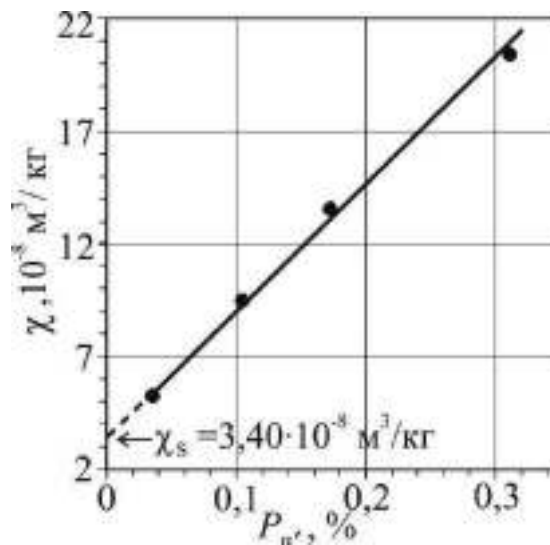


Рисунок 4.4 – Залежність питомої магнітної сприйнятливості  $\chi$  ( $H = 2,55 \cdot 10^5 \text{ А/м}$ ) від кількості виникаючого мартенситу деформації  $P_{\alpha'}$  попередньо повністю аустенізованої сталі X18H10

Для знаходження однозначної (не інтервалу) дійсної деформаційної граничної точки  $P_M$  відкладемо по осі абсцис  $\chi$  значення  $\chi_s = 3,40 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$  (рис. 4.5) і проведемо пряму, паралельну осі  $P$ , до перетину з кривою  $P(\chi)$ . Далі опустимо з отриманою точки перетину перпендикуляр на вісь  $P$  і знайдемо точку  $P_M = 442 \text{ МПа}$ . Деформаційна точка  $P_M$  являє собою верхню межу метастабільного стану аустеніту: нижче цього значення існує тільки однофазний стан (аустеніт), а вище – двофазний (аустеніт і мартенсит деформації) стан. Таким чином, за допомогою термодинамічного аналізу і магнітометричного методу, який враховує намагніченість парамагнітного аустеніту, визначено дійсну деформаційну мартенситну точку  $P_M$  [139].

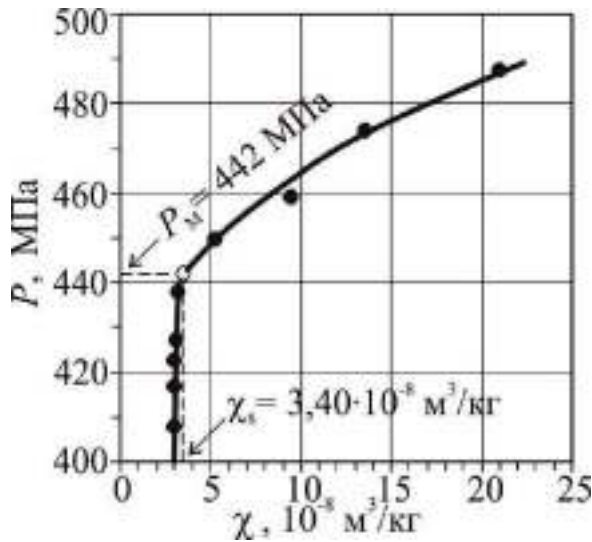
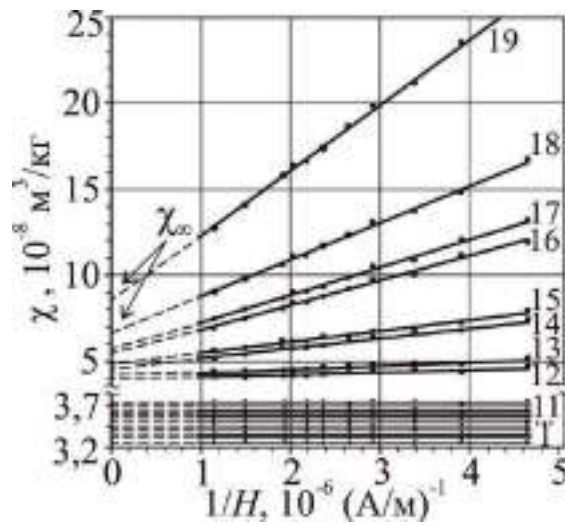


Рисунок 4.5 – Взаємозв'язок між надлишковим тиском  $P$  (одноосьовий) і питомої магнітною сприйнятливостю  $\chi$  ( $H = 2,55 \cdot 10^5 \text{ A/m}$ ) попередньо повністю аустенізованої сталі X18H10

#### 4.1.1 Поведінка аустеніту до і після зародження мартенситу деформації та визначення дійсної деформаційної мартенситної точки в аустенітних хромонікелевих сталях при пластичній деформації

Як атомно-кристалічна, так і атомно-магнітна структури аустеніту впливають на проходження мартенситної реакції в сталях і сплавах на основі заліза [173]. Вивченню магнітного стану аустеніту і його впливу на температурне початкове  $\gamma \rightarrow \alpha$  перетворення присвячено багато робіт [19, 29-31, 40, 118, 173-175]. У той же час порівняно мало досліджень [48, 50, 52, 53], присвячених вивченню початкової стадії деформаційного мартенситного перетворення  $\gamma \rightarrow \alpha'$  і, особливо, деформованого передмартенситного магнітного стану аустеніту. Отже, дослідження магнітного стану аустеніту поблизу дійсної деформаційної мартенситної точки і його впливу на зародження мартенситу деформації в аустенітних хромонікелевих сталях є актуальним. Для дослідження вибрана сталь 12X18H10T (% мас.: 0,12 C; 1,582 Mn; 0,304 Si; 18,089 Cr; 10,46 Ni; 0,112 Mo; 0,460 Ti). Здійснювали аустенізація сталі при 1050 °C (30 хв.) з подальшим гартуванням у воду. Після такої термообробки сталь була повністю аустенізована, тобто парамагнітна (відсутній нахил

прямої 1 на рис. 4.6), питома парамагнітна сприйнятливість аустеніту складала  $\chi_0 = 3,27 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$  [176].



$D$ : 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 4.6 – Залежність питомої магнітної сприйнятливості  $\chi$  сталі 12Х18Н10Т (10,46 % Ni) від величини оберненої напруженості магнітного поля  $H$  при різних ступенях деформації  $D$  стисненням

В інтервалі пластичної одноосьової деформації стисненням (при кімнатній температурі) від  $D = 0$  до 10,33 %, парамагнітний стан аустеніту “зростає”, тобто  $\chi_0$  збільшилася від  $3,27 \cdot 10^{-8}$  до  $3,81 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$  (табл. 4.1 і рис. 4.7) [176]. При деформації змінюється форма зерен і відбувається подрібнення зерен (рис. 4.8, залучене з [177]). Як бачимо, складно встановити суттєву зміну розміру зерна сталі 12Х18Н10Т, так як вони майже однакові. В інтервалі деформацій до 10,33 % зародження  $\alpha'$ -мартенситу не зафіксовано. При досягненні деформації  $D = 11,7$  % експериментально вдалося зафіксувати початкову порцію виниклого  $\alpha'$ -мартенситу  $P_{\alpha'} = 0,008$  %. Подальше збільшення деформації до  $D = 23,51$  % приводить до накопичення

$\alpha'$ -мартенситу деформації у кількості  $P_{\alpha'} = 0,344\%$  (див. табл. 4.1 і рис. 4.9).

Таблиця 4.1 – Значення питомих магнітних сприйнятливостей та кількості ферофази залежно від ступеня пластичної деформації  $D$  сталі 12X18H10T

№	$D, \%$	$\chi, 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$ ( $H = 4,22 \cdot 10^5 \text{ А/м}$ )	$\chi_{\alpha} = \chi_0 + \chi_p, 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$		$P_{\alpha'}, \%$
			$\chi_0$	$\chi_p$	
1	0,00	3,27	3,27	0,0	0,0
2	1,11	3,33	3,33	0,0	0,0
3	2,58	3,35	3,35	0,0	0,0
4	3,75	3,40	3,40	0,0	0,0
5	5,02	3,45	3,45	0,0	0,0
6	6,28	3,48	3,48	0,0	0,0
7	7,55	3,58	3,58	0,0	0,0
8	8,56	3,62	3,62	0,0	0,0
9	9,22	3,67	3,67	0,0	0,0
10	9,63	3,72	3,72	0,0	0,0
11	10,33	3,81	3,81	0,0	0,0
12	11,70	4,28	4,07		0,008
			3,94	0,13	
13	12,82	4,75	4,20		0,020
			3,94	0,26	
14	15,20	5,93	4,50		0,052
			3,94	0,56	
15	16,21	6,65	4,85		0,065
			3,94	0,91	
16	17,78	8,60	5,43		0,115
			3,94	1,49	
17	18,69	9,34	5,80		0,128
			3,94	1,86	
18	20,47	11,51	6,54		0,180
			3,94	2,60	
19	23,51	18,07	8,56		0,344
			3,94	4,62	

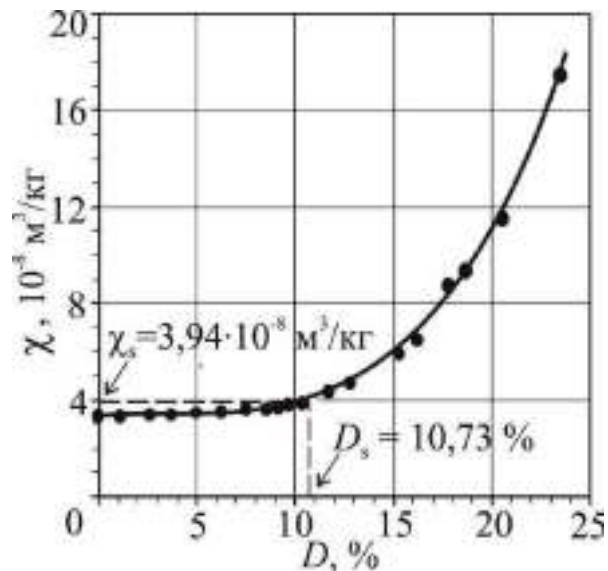
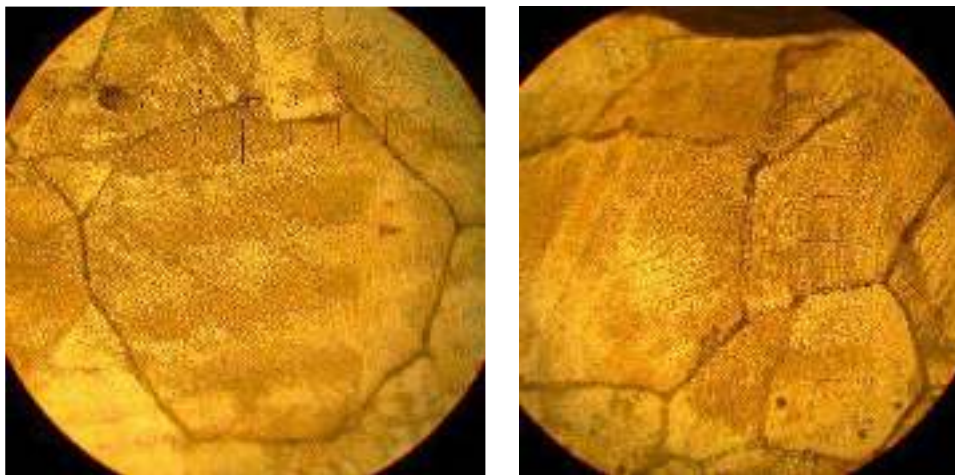


Рисунок 4.7 – Залежність питомої магнітної сприйнятливості  $\chi$  ( $H = 4,22 \cdot 10^5 \text{ A/m}$ ) сталі 12X18H10T (10,46 % Ni) від ступеня деформації  $D$



а

б

Рисунок 4.8 – Структура сталі 12X18H10T (залучена з [177]) у початковому (а) і деформованому стані (б)

Методом екстраполяції прямих № 12...19 (див. рис. 4.6) до перетину з віссю ординат  $\chi$  знаходимо значення  $\chi_\infty$ , які представлені в табл. 4.1. Потім з лінійної залежності  $\chi_\infty(P_{\alpha'})$  (рис. 4.10) методом екстраполяції ( $P_{\alpha'} \rightarrow 0$ ) на вісь  $\chi_\infty$ , визначаємо максимальне значення питомої парамагнітної сприйнятливості  $\chi_0^{\max} = 3,94 \cdot 10^{-8} \text{ m}^3/\text{kg}$  аустенітної матриці [176], в якій починається накопичуватися  $\alpha'$ -мартенсит при подальшій пластичній деформації.

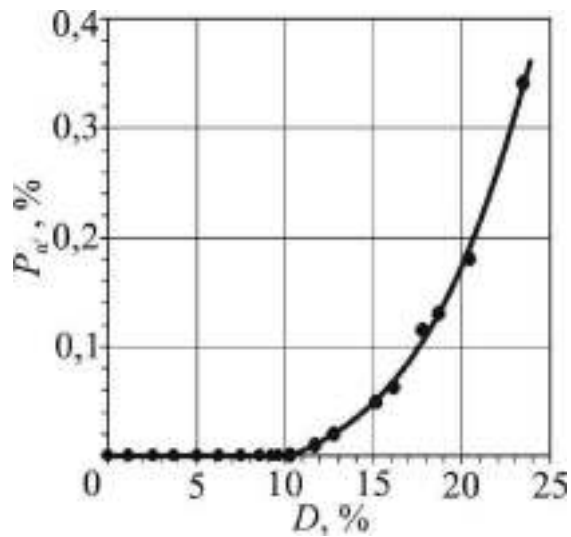


Рисунок 4.9 – Залежність кількості  $P_{\alpha'}$   $\alpha'$ -мартенситу деформації від ступеня деформації  $D$  стисненням сталі 12X18H10T (10,46 % Ni)

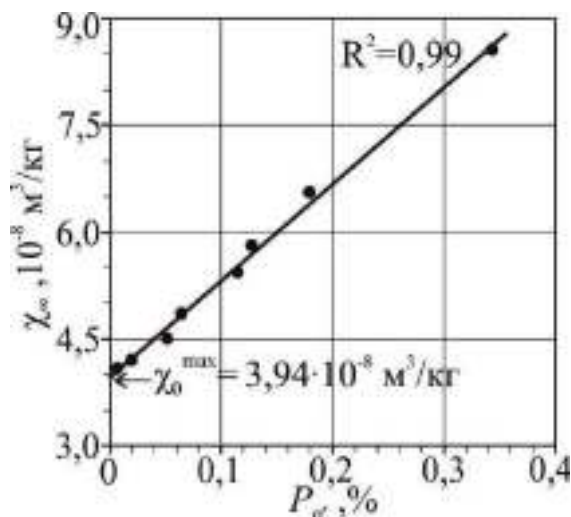


Рисунок 4.10 – Залежність результуючої питомої магнітної сприйнятливості  $\chi_{\infty}$  (аустеніту і парапроцесу) сталі 12X18H10T (10,46 % Ni) від кількості  $P_{\alpha'}$   $\alpha'$ -мартенситу деформації

З метою визначення дійсної деформаційної мартенситної точки побудуємо графічну залежність  $\chi = f(P_{\alpha'})$ , (рис. 4.11) і методом екстраполяції ( $P_{\alpha'} \rightarrow 0$ ) знаходимо  $\chi_s = 3,94 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$  [176]. Маємо, що  $\chi_s$  представляє однозначне граничне значення, нижче за яке існує лише аустеніт, вище – аустеніт і мартенсит деформації. Знайдене значення  $\chi_s$  збігається з раніше знайденим чисельним значенням  $\chi_0^{\text{max}} = 3,94 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$ . Далі для знаходження

$D_S$  скористаємося рис. 4.7. Відкладемо на осі ординат  $\chi$  значення  $\chi_s = 3,94 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$ , проведемо пряму паралельну осі  $D$  до перетину з кривою  $\chi(D)$  та опущено з точки перетину перпендикуляр на вісь  $D$ , отримаємо  $D_S = 10,73 \%$ . По аналогії з дійсною (граничною) температурною мартенситною точкою [29-31, 142] будемо називати точку  $D_S$  дійсною деформаційною мартенситною точкою, яка на відміну від критичної області деформації (напруг), є однозначною. Її фізичний сенс: нижче від точки  $D_S$  існує однофазний стан (аустеніт), вище – двофазний (аустеніт і мартенсит деформації).

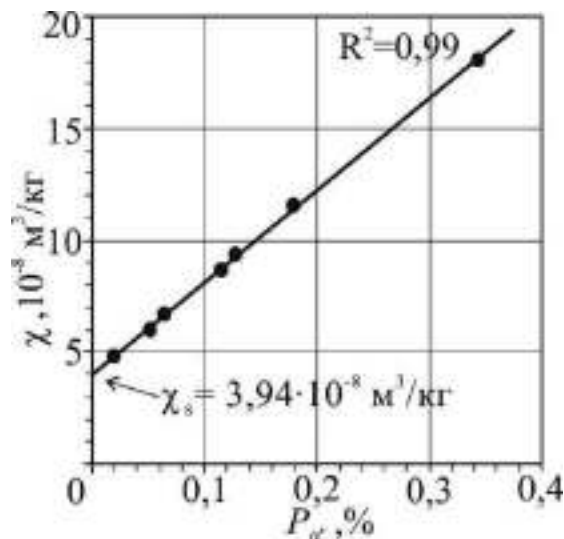


Рисунок 4.11 – Залежність питомої магнітної сприйнятливості  $\chi$  ( $H = 4,22 \cdot 10^5 \text{ А/м}$ ) сталі 12Х18Н10Т (10,46 % Ni) від кількості  $P_{\alpha'}$   $\alpha'$ -мартенситу

#### 4.2 Формування двох типів ( $\epsilon$ і $\alpha'$ ) мартенситних фаз з погляду термодинаміки при пластичній деформації аустенітних хромонікелевих сталей

Хромонікелеві аустенітні сталі різного хімічного складу приваблюють корисними фізичними і службовими властивостями, що обумовлюють їх

широке використання в промисловості. При цьому більшість властивостей визначаються станом аустеніту і мірою його здатності до фазових перетворень. Унаслідок деформаційних дій на аустеніт при певному вмісті нікелю спостерігалось формування  $\epsilon$ - і  $\alpha'$ - мартенситних фаз. Оскільки утворення мартенситу при такому деформаційному впливі властиво сталям з різним вмістом нікелю, представляє теоретичний і практичний інтерес з'ясувати при якому вмісті Ni аустеніт при деформації (наприклад, стисненні) схильний до формування такого роду мартенситних фаз (з врахуванням послідовності їх формування) і знайти той критерій, який дозволив би однозначно вказати умови структурної зміни аустеніту.

При цьому сталі різного хімічного складу мають різну міру стійкості аустеніту до розвитку мартенситного перетворення (формування  $\epsilon$  і  $\alpha'$  мартенситних фаз) при деформації. Важливо вказати на ту обставину, що утворення і морфологія  $\epsilon$ -мартенситу найбільш повно вивчені в марганцевих сталях і сплавах. Відзначимо також, що із збільшенням концентрації марганцю кількість  $\epsilon$ -фази зменшується і при досягненні 26 % мас.  $\epsilon$ -мартенсит взагалі експериментально не фіксується [5]. У хромонікелевих ж сталях  $\gamma \rightarrow \epsilon$  перетворення має свої специфічні особливості. Так, наприклад, якщо в марганцевих сталях  $\epsilon$ -мартенсит на діаграмі станів становить досить велику область (за концентрацією марганцю), то в хромонікелевих сталях вона є порівняно малою [5, 178]. При цьому формування  $\epsilon$ -мартенситу в хромонікелевих сталях вивчено явно недостатньо, ще і тому, що спостережувані кількості цієї фази не перевищує 15 % (тоді як в марганцевих сталях і сплавах при гартуванні утворюється близько 60...80 %, а при деформації – майже 100 % мартенситу [5]).

Крім того не зовсім зрозуміло, як позначається на можливості утворення  $\epsilon$ -мартенситу підвищений вміст нікелю в сплавах. Відзначимо, що лише в першоджерелі [178] наведено діаграму, що стосується впливу 15...25 % Cr і 8...15 % Ni на можливість появи  $\epsilon$ -фази при деформаційній обробці.



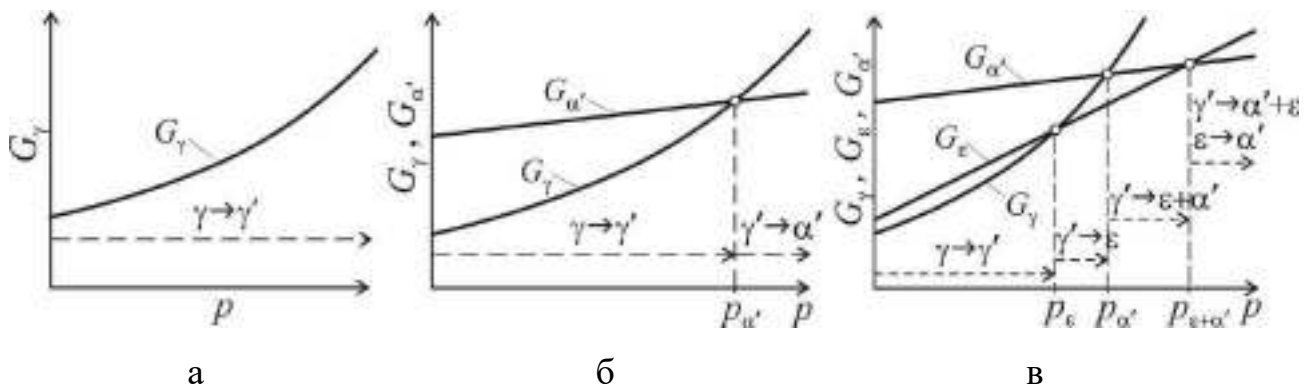
Як наголошується в цій же роботі, починаючи з вмісту легувальних елементів (15% Cr і 9% Ni), перетворення типу  $\gamma \rightarrow \alpha'$  однозначно змінювалось перетворенням  $\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha'$  [178], що зумовлює обов'язкове формування  $\varepsilon$ -мартенситу як проміжної фази, яка з часом (а також при подальшій деформації), переходить у звичайний  $\alpha'$ -мартенсит. Після критичний вміст елементів приводить до зміни фізичних властивостей, і виявляє чітку залежність між стійкістю аустеніту і типом перетворення, з одного боку, і, зокрема, з механічними властивостями – з іншого [178].

Відомості про перетворення нестабільного аустеніту в проміжні фази ( $\varepsilon$ - і  $\alpha'$ -мартенсит) при гартуванні і пластичній деформації мають загальний характер [20]. Компонентний і домішковий склади сталей здійснюють істотний вплив на енергію дефектів упаковки (джерел зародження  $\varepsilon$ -мартенситу). Це стосується, перш за все, впливу нікелю на енергію дефектів упаковки, які утворюються при розщеплюванні елементарних дислокацій [179].

В результаті досліджень з метою виявлення утворення перших порцій  $\varepsilon$ - і  $\alpha'$ -мартенситів при пластичній деформації аустеніту в різних за змістом Ni сталях, запропонована система класифікації станів аустеніту за схильністю до МП: стабільний, помірно нестабільний і вкрай нестабільний [152].

Якщо слідувати принципам класичної термодинаміки, то структурні зміни при деформації аустеніту хромонікелевих сталей залежно від вмісту нікелю повинні задовольняти запропонованим схемам на рис. 4.12 [152]. Згідно рис. 4.12 а для сталі із структурою стабільного аустеніту при тисках  $p_d < p_{\alpha'}$  (де  $p_{\alpha'}$  – дійсна деформаційна мартенситна точка [190]) і при збереженні кривизни залежностей  $G_\gamma(d^2G_\gamma/dp^2 > 0)$  аустеніт деформується ( $\gamma \rightarrow \gamma'$ ) без будь-яких ознак локальних фазових змін, тобто здійснюється латентний процес поступової зміни електронного стану аустеніту до набуття ім деякої нестабільності у відношення до  $\gamma \rightarrow \varepsilon$  перетворення. Схема на рис. 4.12 б відображає перехід (з підвищенням тиску  $p_d > p_{\alpha'}$ ) із стану з вкрай нестабільним аустенітом в стан,

схильний до появи зародків  $\alpha'$ -мартенситу:  $\frac{d^2 G_\gamma}{dp^2} > 0$  і  $\frac{d^2 G_{\alpha'}}{dp^2} \approx 0$ . У відповідності зі схемою рис. 4.12 в при підвищенні тиску для зразків сталі з помірно нестабільним аустенітом, першим (на стадії пластичної деформації) починає утворюватися  $\varepsilon$ -мартенсит (при цьому  $p_d > p_\varepsilon$ ,  $p_\varepsilon < p_{\alpha'}$ ). Для залежностей термодинамічних потенціалів від тиску зберігається характер кривизни, яка описується нерівністю типу  $\frac{d^2 G_{\gamma, \varepsilon, \alpha'}}{dp^2} > 0$ .



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

б – вкрай нестабільний аустеніт (сталі 10X18H9, 12X18H10Т);

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

Рисунок 4.12 – Схеми зміни питомих вільних енергій аустеніту  $G_\gamma$ ,  $\varepsilon$ -мартенситу  $G_\varepsilon$  і  $\alpha'$ -мартенситу  $G_{\alpha'}$  залежно від тиску  $p$

Поважно відзначити, що кривизна всіх кривих (див. рис. 4.12), за знаком протилежна до випадків впливу температурного чинника, оскільки в головній тотожності ( $dG = -SdT + Vdp$ ), член, що містить диференціал тиску, має позитивний знак, тобто при  $dT = 0$  і  $dp > 0$  завжди  $dG > 0$ .

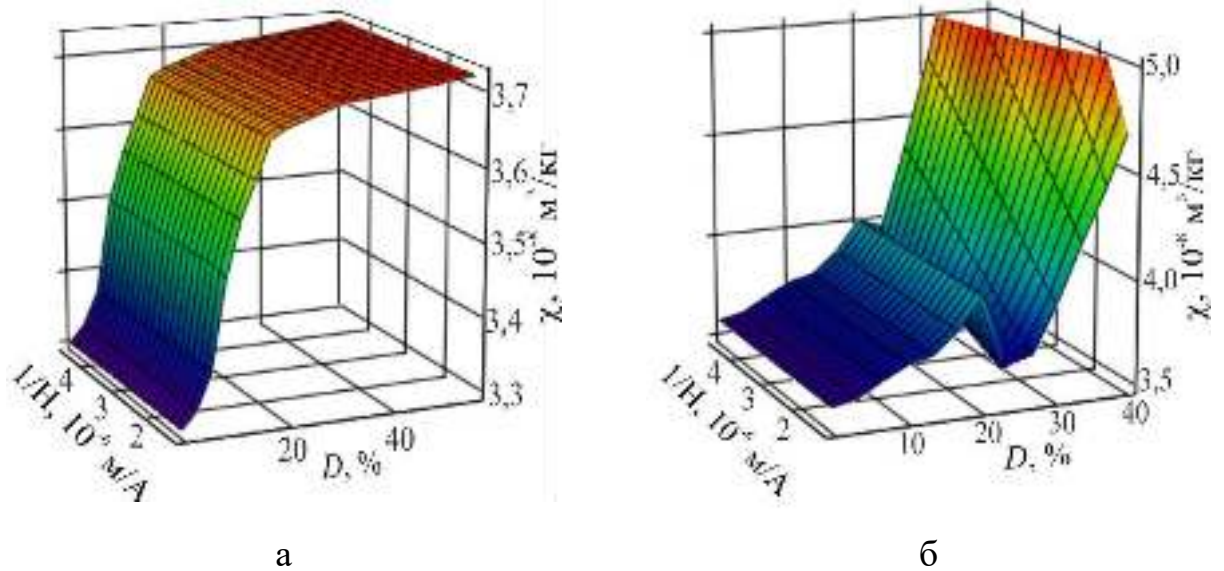
Для досліджень були вибрані промислові хромонікелеві сталі 10X23H18 (% мас.: 0,10 С; 0,94 Mn; 0,44 Si; 0,01 S; 0,02 P; 22,6 Cr; 18,7 Ni), 10X16H13 (% мас.: 0,13 С; 1,37 Mn; 1,07 Si; 0,01 S; 0,03 P; 15,83 Cr; 13,7 Ni; 0,04 W; 0,14 Mo; 0,24 Cu) і 10X18H9 (% мас.: 0,07 С; 1,60 Mn; 0,3 Si; 0,22 S; 0,03P; 17,26 Cr; 9,2 Ni; 0,06W; 0,32 Mo; 0,29 Cu). Такий підбір обумовлений вмістом Cr і Ni, що дозволяє класифікувати стан стабільності аустеніту таким чином:

стабільний аустеніт (10X23H18), помірно нестабільний аустеніт (10X16H13) і вкрай нестабільний аустеніт (10X18H9). Проводили аустенізацію від 1050°C (30 хв.) у воду. Зразки піддавалися одноосної пластичної деформації стисненням.

Сталь 10X23H18 (із стабільним станом аустеніту) у початковому стані ( $D = 0\%$ ) була повністю аустенізована, що підтверджується горизонтальною лінією  $\chi(1/H, D)|_{D=0} = 3,30 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$  (рис. 4.13 а) [181]. Це відповідає парамагнітній сприйнятливості  $\chi_\gamma$  аустеніту для даної сталі у початковому стані. Подальша деформація до  $D = 14,94\%$  характеризувалася інтенсивним збільшенням магнітної сприйнятливості, потім збільшення параметра  $\chi$  сповільнювалось ( $D \approx 20\%$ ) з подальшим насиченням і досягало при  $D = 55,90\%$  величини  $\chi(1/H, D)|_{D=56\%} = 3,72 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$ . У цьому інтервалі деформацій не було зафіксовано появу  $\alpha'$ -мартенситу деформації, тобто  $\chi(1/H, D)|_{D \leq 56\%} = \text{const}$  (відсутній нахил  $\chi(1/H)$ ).

Поясненням зсуву горизонтальних ліній відносно осі  $\chi$  (див. рис. 4.13 а) може імовірно служити зміна співвідношення вкладів локалізованих і колективізованих електронів атомної структури аустеніту, що приводить до зміни положення ліній  $\chi = \chi(1/H, D)$  при підвищенні деформації. Можна зробити висновок про високу стабільність сталі 10X23H18 відносно МП при деформації стисненням аж до 56 %.

Інша сталь (10X16H13) з помірно нестабільним станом аустеніту до деформації також була повністю аустенізована, що знову-таки підтверджується горизонтальною лінією  $\chi(1/H, D)|_{D=0} = \chi_\gamma = 3,58 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$  (рис. 4.13 б). Деформація до 22,69 % привела до збільшення сприйнятливості  $\chi(1/H, D)|_{D=22,69\%} = 4,11 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$ , і при цьому не було зафіксовано появу  $\alpha'$ -мартенситу, тобто  $\chi(1/H, D)|_{D \leq 22,69\%} = \text{const}$ .



а – сталь 10X23N18, б – сталь 10X16N13.

Рисунок 4.13 – Залежність магнітної сприйнятливості  $\chi = \chi(1/H, D)$  досліджуваних сталей

Спостережуваний ефект збільшення сприйнятливості аустеніту до появи перших порцій мартенситу аналогічний вимірам  $\chi$  у сталі 12X18N10T [180]. При подальшому збільшенні деформації вже спостерігався нахил прямих  $(\chi(1/H, D))_{D \geq 23,98\%} \neq const$ , що свідчить про виникнення феромагнітного  $\alpha'$ -мартенситу деформації, оскільки величина  $\chi$  залежить від наявних фаз, тобто аустеніту і мартенситу. Так, при деформаціях 23,98 %; 24,74 % і 25,49 % були зафіксовані порції виникаючого  $\alpha'$ -мартенситу деформації в кількостях (1,05; 1,13 і 1,22)  $10^{-2}$  %, відповідно (табл. 4.2) [152].

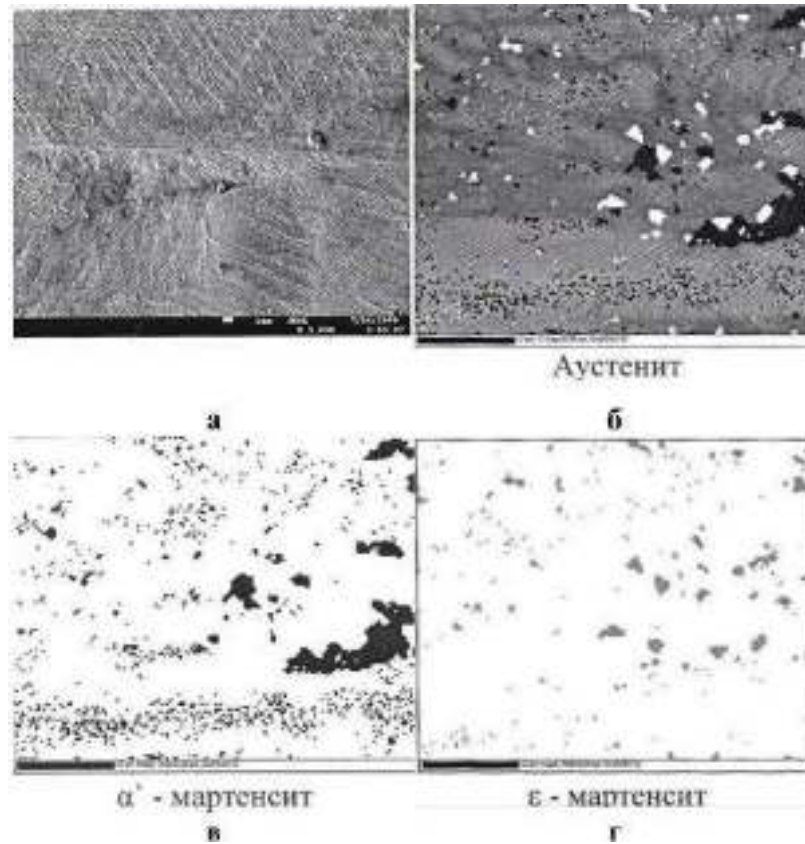
Слід звернути увагу на те, що прямі  $\chi(1/H)$  для ступенів деформації сталі 10X16N13 в інтервалі  $D = 23,98 \dots 40,24$  % перетнули початкові горизонтальні прямі, які отримані в інтервалі  $D = 0 \dots 22,69$  %. Тобто виникає зменшення магнітної сприйнятливості. Це може свідчити про наявність (виникнення) нової фази, відмінної від аустеніту і  $\alpha'$ -мартенситу деформації. При екстраполяції вищезгаданих прямих на вісь  $\chi$  ( $H \rightarrow \infty$ ) для них отримані значення результуючої сприйнятливості  $\chi_\infty$  (див. табл. 4.2), які лежать нижче за максимальне значення парамагнітної сприйнятливості аустеніту  $4,11 \cdot 10^{-8}$  м<sup>3</sup>/кг.

Таблиця 4.2 – Значення магнітної сприйнятливості  $\chi$  ( $H=2,55 \cdot 10^5$  А/м) і кількості  $\alpha'$ -мартенситу залежно від ступеня деформації сталі 10X16H13

№	$D, \%$	$\chi, 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$	$\chi_{\infty}, 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$	$P_{\alpha'}, 10^{-2} \%$	Фаза
1	0,00	3,58	3,58	0,00	$\gamma$
2	4,16	3,61	3,61	0,00	$\gamma$
3	8,85	3,72	3,72	0,00	$\gamma$
4	14,90	3,77	3,77	0,00	$\gamma$
5	22,69	4,11	4,11	0,00	$\gamma$
6	23,98	3,83	3,32	1,05	$\gamma+\varepsilon+\alpha'$
7	24,74	3,92	3,37	1,13	$\gamma+\varepsilon+\alpha'$
8	25,49	4,00	3,41	1,22	$\gamma+\varepsilon+\alpha'$
9	27,76	4,32	3,53	1,62	$\gamma+\varepsilon+\alpha'$
10	29,27	4,41	3,57	1,72	$\gamma+\varepsilon+\alpha'$
11	30,86	4,68	3,66	2,09	$\gamma+\varepsilon+\alpha'$
12	31,92	4,90	3,78	2,30	$\gamma+\varepsilon+\alpha'$
13	33,06	4,99	3,82	2,40	$\gamma+\varepsilon+\alpha'$
14	35,70	5,30	3,93	2,82	$\gamma+\varepsilon+\alpha'$
15	40,24	6,44	4,05	4,91	$\gamma+\varepsilon+\alpha'$
16	44,23	7,21	4,11	6,35	$\gamma+\alpha'$
17	47,66	8,23	4,15	8,36	$\gamma+\alpha'$
18	50,45	9,40	4,16	10,76	$\gamma+\alpha'$
19	54,69	11,15	5,11	12,38	$\gamma+\alpha'$
20	59,38	13,89	5,54	17,13	$\gamma+\alpha'$
21	67,70	18,16	5,92	25,09	$\gamma+\alpha'$

На рис. 4.14 а, залученого з роботи [54], наведено характерна мікроструктура деформованої нержавіючої сталі 12X18H10T: лінії ковзання, двійники і окремі пластини мартенситної  $\alpha'$ -фази. Про це ж свідчать наведені карти розподілу фаз в сталевому зразку (рис. 4.14 б, в, г) [54], отримані методом EBSD (дифракційні картини), з яких випливає, що матеріал є трифазним – в

аустенітній матриці наявні включення  $\epsilon$ -фази (ГЦП-гратка), а також  $\alpha'$ -мартенсит деформації. Подібні результати представлені в [182].



а) типовий рельєф поверхні для деформованого розтягом при 20 °С зразка сталі 12X18H10T (аустенізація 1050 °С, 30 хв.); б), в), г) – карти фаз, зняті в режимі EBSD для деформованого зразка сталі 12X18H10T

Рисунок 4.14 – Мікроструктура деформованої сталі 12X18H10T (залучена з [54])

Таким чином, в інтервалі деформацій від 23,98 % до 40,24 % (див. табл. 4.2), окрім феромагнітної фази ( $\alpha'$ -мартенсит), припускається наявність нової парамагнітної фази ( $\epsilon$ -мартенсит) з меншим, в порівнянні з аустенітом ( $\gamma$ ) значенням магнітної сприйнятливості:  $\chi_\epsilon < \chi_\gamma$ . Отже, при деформації сталі з метастабільним аустенітом утворюються феромагнітний  $\alpha'$ - і парамагнітний  $\epsilon$ - мартенсити, що співпадає з даними роботи [183].

Для сталі 10X18H9 (вкрай нестабільний стан аустеніту) аналіз залежності  $\chi = \chi(1/H, D)$  (рис. 4.15) не виявив наявності  $\epsilon$ -фази [152]. Таким чином, при деформації відбувалося лише перетворення  $\gamma \rightarrow \alpha'$  [184]. Виникнення  $\alpha'$ -фази вже при малих деформаціях ( $D \approx 3\%$ ) підтверджує, що дана сталь має вкрай нестабільний аустеніт, схильний при підвищенні тиску до МП.

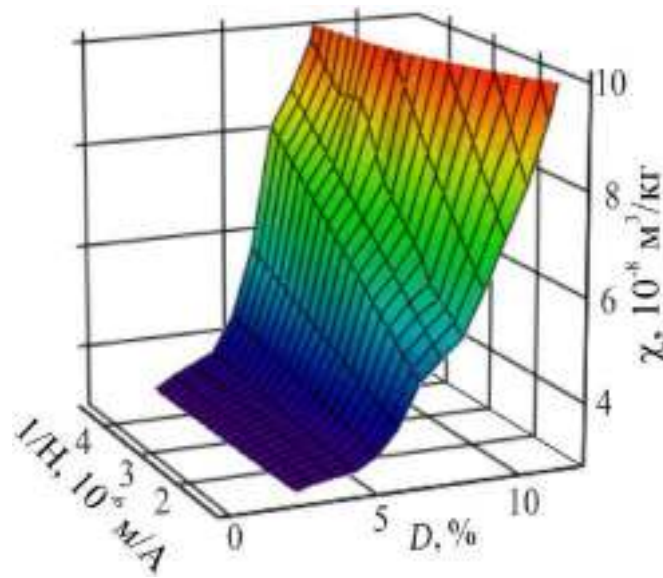
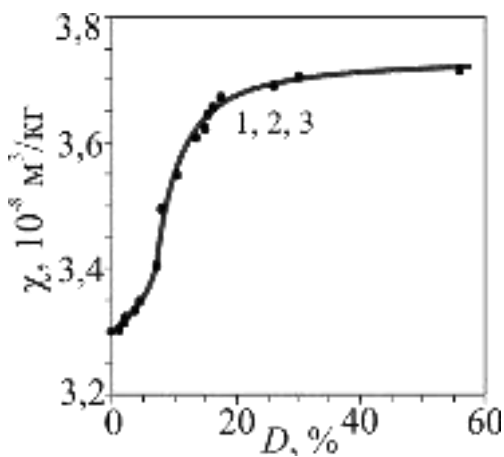


Рисунок 4.15 – Залежність магнітної сприйнятливості  $\chi = \chi(1/H, D)$  сталі 10X18H9

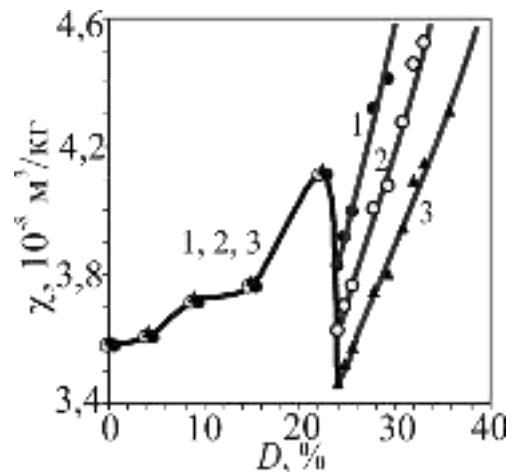
На рис. 4.16 наведено зрізи поверхонь  $\chi = \chi(1/H, D)$ , тобто залежності  $\chi = \chi(D)$  при фіксованих значеннях магнітного поля:  $H = 2,55 \cdot 10^5$ ,  $4,22 \cdot 10^5$  і  $9,09 \cdot 10^5$  А/м. Для сталі 10X23H18 (див. рис. 4.16 а) при фіксованій деформації магнітна сприйнятливості  $\chi$  не залежить від величини  $H$ , тобто всі три криві повністю збіглися, а сама сприйнятливості залежить лише від деформаційного чинника ( $D$ ). Для цієї сталі інтервал деформацій до 20% характеризується лінійним ростом  $\chi(D)$ , а потім спостерігається ефект насичення (стабілізації). Це також свідчить про високу стабільність сталі 10X23H18 до мартенситного перетворення.

Друга сталь 10X16H13, також характеризується аналогічною ділянкою при  $\chi \neq f(H)|_{D \leq 22,69\%}$ , проте в інтервалі  $22,69\% \leq D \leq 23,98\%$

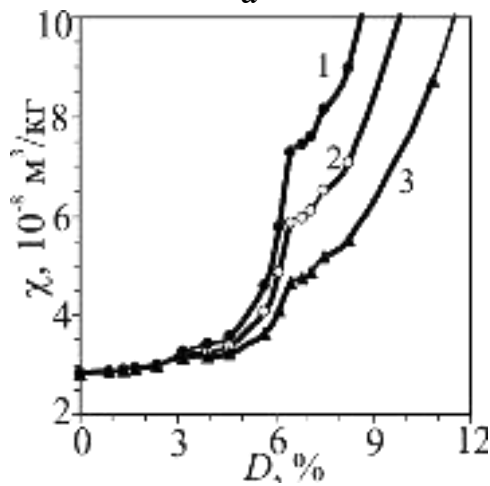
спостерігається екстремум (*min*), який пов'язуємо із зародженням відразу двох фаз ( $\epsilon$ - і  $\alpha'$ -). Як видно з рис. 4.16 б при  $D > 23,98\%$  кожному значенню магнітного поля відповідає своя індивідуальна крива. Третя сталь 10X18Н9 також має ділянку, на якій  $\chi \neq f(H)|_{D \leq 3.19\%}$  (тобто криві №1, 2, 3 злилися в одну), але при  $D > 3,19\%$  спостерігається збільшення  $\chi$  з наявністю згину, який пов'язуємо із зародженням  $\alpha'$ -фази (рис. 4.16 в).



а



б



в

крива 1 –  $H = 2,55 \cdot 10^5$  А/м;

крива 2 –  $H = 4,22 \cdot 10^5$  А/м;

крива 3 –  $H = 9,09 \cdot 10^5$  А/м.

Рисунок 4.16 – Залежність магнітної сприйнятливості  $\chi$  від ступеня пластичної деформації  $D$  для сталей 10X23H18 (а), 10X16H13 (б), 10X18H9 (в).

Методом екстраполяції з графічної залежності  $\chi_\infty(P_{\alpha'})$  для сталі 10X16H13 ( $D = 23,98 \dots 35,70\%$ , див. табл. 4.2, рис. 4.17) визначили значення питомої парамагнітної сприйнятливості нової фази:  $\chi_\epsilon = 2,98 \cdot 10^{-8}$  м<sup>3</sup>/кг [152]. Це значення виявилось меншим знайденого значення парамагнітної сприйнятливості  $\chi_\gamma$  недеформованого аустеніту ( $\chi_\gamma = 3,58 \cdot 10^{-8}$  м<sup>3</sup>/кг).



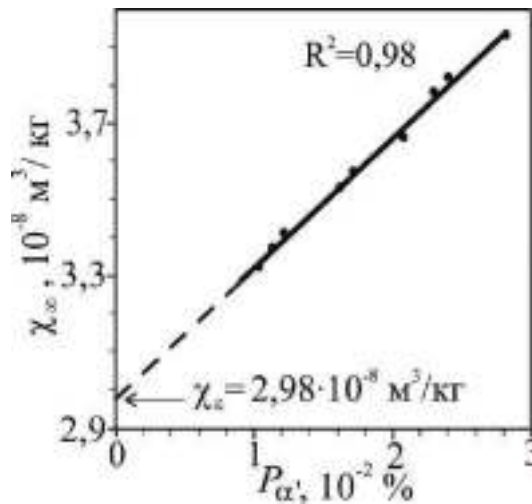


Рисунок 4.17 – Залежність результуючої питомої магнітної сприйнятливості  $\chi_{\infty}$  (аустеніту і парапроцесу) сталі 10X16N13 від кількості  $P_{\alpha'}$   $\alpha'$ -мартенситу деформації

За даними авторів [83]  $\varepsilon$ -мартенсит є парамагнітною фазою з парамагнітною сприйнятливістю меншою, ніж аустеніту, що добре узгоджується з отриманими значеннями:  $\chi_{\varepsilon} < \chi_{\gamma}$ . Згідно [5, 178], кількість нікелю і хрому в даній сталі, також сприяє появі  $\varepsilon$ -мартенситу. Таким чином, виникла нова парамагнітна фаза є ні чим іншим, як  $\varepsilon$ -мартенситом деформації, що узгоджується з [8, 185, 186].

Для сталі 10X16N13 при деформації 44,23 % результуюча питома магнітна сприйнятливість  $\chi_{\infty}$  досягла рівня  $4,11 \cdot 10^{-8} \text{ m}^3/\text{kg}$ , що співпадає з максимальним значенням парамагнітної сприйнятливості деформованого аустеніту  $\chi_{\gamma}^{\text{max}} = 4,11 \cdot 10^{-8} \text{ m}^3/\text{kg}$ . Це дозволяє припустити, що при такій деформації  $\varepsilon$ -фаза вже повністю трансформувалася в  $\alpha'$ -мартенсит (в результаті перетворення “на місці”). Подальша деформація до 67,70 % супроводжується лише перетворенням  $\gamma \rightarrow \alpha'$  (лінії  $\chi(1/H)$  не пересікають горизонтальні прямі).

Проте не варто унеможливлувати і двофазного перетворення  $\gamma \rightarrow \varepsilon + \alpha'$ , за умови, що час життя  $\varepsilon$ -фази прагне до 0, тобто  $\varepsilon$ -фаза виникає і переходить в  $\alpha'$ -фазу вже в процесі самої деформації. Залежність кількості  $\alpha'$ -мартенситу і

питомої магнітної сприйнятливості  $\chi$  сталі 10X16H13 від ступеня деформації  $D$  представлена на рис. 4.18 [152].

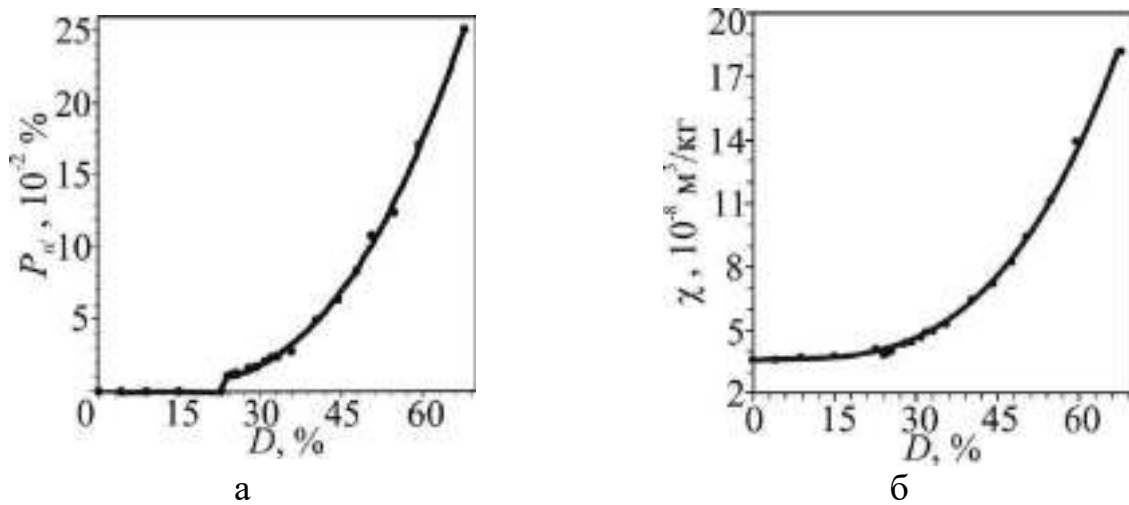


Рисунок 4.18 – Залежність кількості  $P_{\alpha'}$  виникаючого  $\alpha'$ -мартенситу деформації (а) і питомої магнітної сприйнятливості  $\chi$  ( $H = 2,55 \cdot 10^5$  А/м) (б) сталі 10X16H13 від ступеня деформації стисненням  $D$

Питома магнітна сприйнятливість  $\chi$  зразка сталі 10X18H9 у початковому стані ( $D = 0 \%$ ) складала  $2,82 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$ . З підвищенням деформації аустеніту в інтервалі  $D = 0 \dots 2,46 \%$  магнітна сприйнятливість  $\chi$  зростає від  $2,82 \cdot 10^{-8}$  до  $2,98 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$ , при цьому не було зафіксовано виникнення мартенситу деформації. Магнітометричні дослідження сталі 10X18H9 [184] виявили виникнення першої порції  $\alpha'$ -мартенситу  $P_{\alpha'} = 0,005 \%$  при ступені деформації 3,19 %. А при деформації 14,79 % кількість  $\alpha'$ -мартенситу становило вже  $P_{\alpha'} = 0,674 \%$  (рис. 4.19) [184]. При цьому не виявлено нахилених прямих  $\chi(1/H)$ , які перетинають горизонтальні прямі, що свідчить про відсутність  $\epsilon$ -фази. Таким чином, при деформації цієї сталі мало місце лише перетворення  $\gamma \rightarrow \alpha'$ . Виникнення  $\alpha'$ -фази вже при малих деформаціях підтверджує, що сталь 10X18H9 має вкрай нестабільний аустеніт.

Характер залежності  $\chi(D)$  для сталей 10X16Н13 (див. рис. 4.18 а) і 10X23Н18 (див. рис. 4.19) якісно відрізняється, що пов'язане з появою додаткової парамагнітної фази і ступенем стабільності аустеніту.

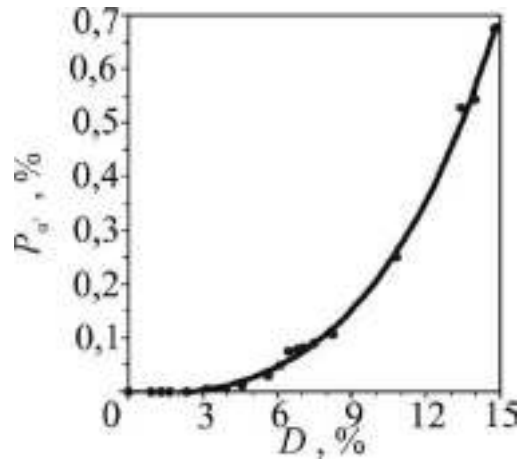
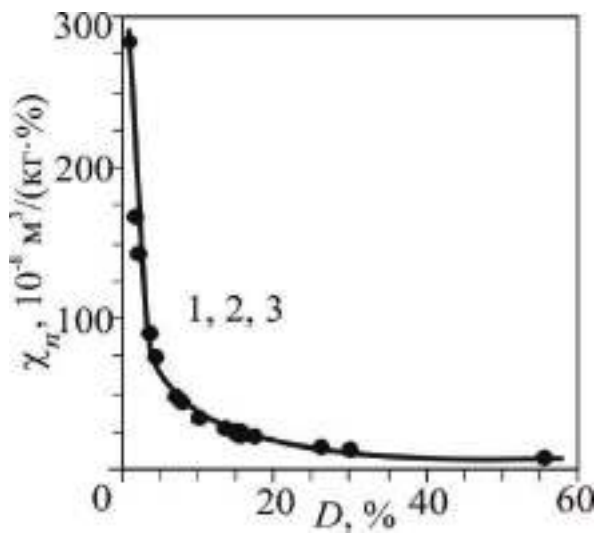


Рисунок 4.19 – Залежність кількості  $P_{\alpha'}$  виникаючого  $\alpha'$ -мартенситу деформації від ступеня деформації  $D$  сталі 10X18Н9

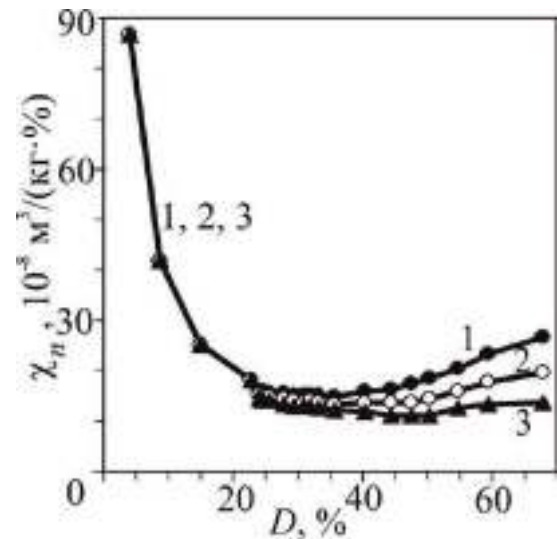
Представляє інтерес розглянути тенденцію поведінки залежності  $\chi_n(D)$ , де  $\chi_n = \chi/D$  – нормована відносно деформації  $D$  магнітна сприйнятливості  $\chi$  (рис. 4.20) [181]. Для сталі 10X23Н18 (див. рис. 4.20 а) залежність  $\chi_n(D)$  є правою гілкою гіперболи з яскраво вираженими асимптотами. Слід зазначити, що для вказаної сталі магнітне поле не впливає на величину  $\chi_n$  у всьому інтервалі деформацій.

Функція  $\chi_n(D)$  для сталі 10X16Н13 (див. рис. 4.20 б) також схожа на гіперболу, але асимптота зберігається лише для осі ординат, а по осі абсцис має місце тенденція формування ділянок з позитивною кривизною (опуклість кривої до низу).

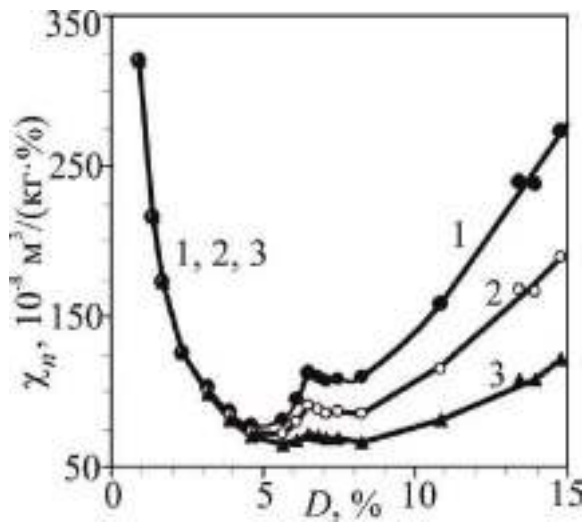
Залежність  $\chi_n(D)$  сталі 10X18Н9 близька до асиметричної параболи з яскраво вираженою сходинкою при малих полях (див. рис. 4.20 в).



а



б



в

крива 1 –  $H = 2,55 \cdot 10^5$  А/м;

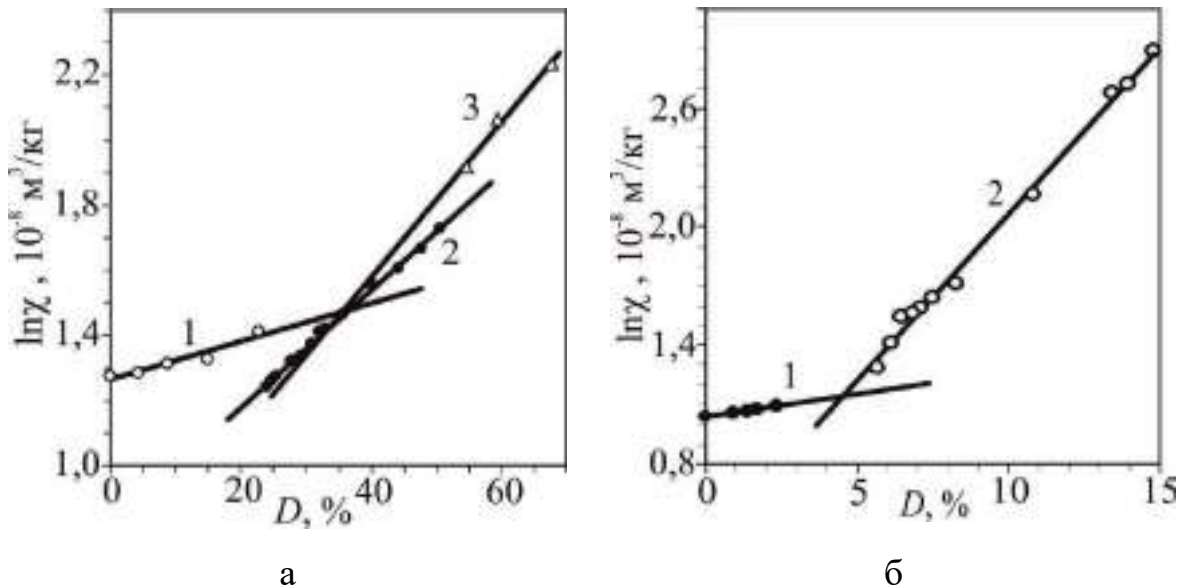
крива 2 –  $H = 4,22 \cdot 10^5$  А/м;

крива 3 –  $H = 9,09 \cdot 10^5$  А/м.

Рисунок 4.20 – Залежність відносної магнітної сприйнятливості  $\chi_n$  сталей 10X23N18 (а), 10X16N13 (б), 10X18N9 (в) від ступеня деформації  $D$

Залежність  $\ln\chi(D)$ , яка для сталі 10X16N13 (рис. 4.21 а) характеризується трьома прямолінійними ділянками із значеннями коефіцієнта лінійної кореляції ( $R^2$ ) 0,92; 0,99 і 0,98 відповідно. Кожну лінійну ділянку можна зіставити з фазами: 1 – аустеніт, 2 –  $\alpha'$ -мартенсит, 3 –  $\epsilon$ -мартенсит.

Для сталі 10X18N9 (рис. 4.21 б) залежність  $\ln\chi(D)$  являє собою дві прямолінійні ділянки із значеннями коефіцієнта кореляції: 0,99 і 0,98. Кожна ділянка залежності  $\ln\chi(D)$  також відповідає певній фазі: 1 – аустеніт, 2 –  $\alpha'$ -мартенсит.



1 – аустеніт, 2 –  $\alpha'$ -мартенсит, 3 –  $\epsilon$ -мартенсит.

Рисунок 4.21 – Залежність  $\ln\chi(D)$  при  $H = 9,09 \cdot 10^5$  А/м для сталей 10X16H13 (а) і 10X18H9 (б)

Використовуючи основне рівняння термодинаміки [187], можна записати зміну внутрішній енергії системи  $dU$  при зовнішній дії магнітного поля  $H$  у вигляді

$$dU = TdS - PdV + HdM, \quad (4.5)$$

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

Виконавши для (4.5) перетворення Лежандра, тобто додавши до лівої і правої частини цього виразу диференціал  $d(-TS + PV - HM)$ , отримаємо:

$$d(U - TS + PV - HM) = TdS - PdV + HdM + d(-TS + PV - HM). \quad (4.6)$$

Продиференціюючи праву частину виразу (4.6) і скоротивши загальні члени з протилежним знаком остаточно отримаємо:

$$dG = -SdT + VdP - MdH. \quad (4.7)$$

Оскільки ліва частина (4.6) є не що інше, як диференціал вільної енергії Гіббса ( $dG$ ), маємо  $G = G(T, P, H)$ . Згідно схемі зміни вільних енергій аустеніту  $\gamma$  ( $G_\gamma$ ) і  $\varepsilon$ -мартенситу ( $G_\varepsilon$ ) залежно від тиску  $P$ , для  $\gamma$  і  $\varepsilon$  фаз (рис. 4.22) в точці рівноваги  $P_0$  при  $T = const$  маємо  $G_\gamma = G_\varepsilon$  [181].

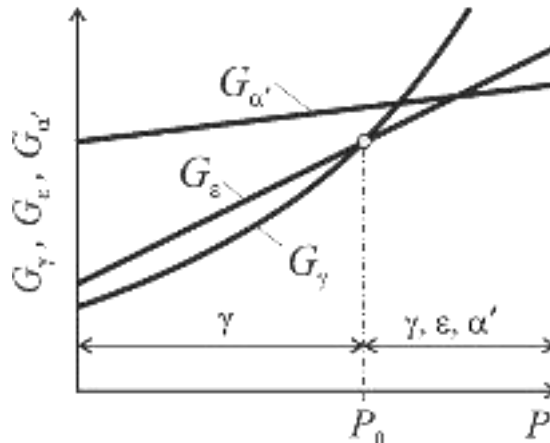


Рисунок 4.22 – Схема зміни вільних енергій аустеніту ( $G_\gamma$ ),  $\varepsilon$ -мартенситу ( $G_\varepsilon$ ) і  $\alpha'$ -мартенситу ( $G_{\alpha'}$ ) залежно від тиску

Тобто у точці  $P_0$  маємо

$$U_\gamma - TS_\gamma + PV_\gamma - M_\gamma H \cong U_\varepsilon - TS_\varepsilon + PV_\varepsilon - M_\varepsilon H. \quad (4.8)$$

З урахуванням того, що для внутрішніх енергій даних фаз  $U_\gamma \cong U_\varepsilon$  і  $TS_\gamma \cong TS_\varepsilon$ , а  $V_\varepsilon \cong V_\gamma$ , отримаємо

$$-T(S_\gamma - S_\varepsilon) \cong -H(M_\varepsilon - M_\gamma) \text{ і } M_\varepsilon - M_\gamma \cong \frac{S_\gamma - S_\varepsilon}{H}. \quad (4.9)$$

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

Для тисків в межах  $P = P_0 + \Delta P$  справедлива рівність  $\chi_{\varepsilon+\alpha'} = \chi_{\varepsilon} + \chi_p$  (де  $\chi_p$  – парапроцесна складова феромагнітної  $\alpha'$ -фази). Виходячи з (4.7) і враховуючи, що  $M = \chi \cdot H$ , легко отримати наступний ланцюжок співвідношень:

$$\begin{aligned} V_{\gamma}dP - \chi_{\gamma}HdH &\cong V_{\varepsilon}dP - (\chi_{\varepsilon} + \chi_p)HdH; \\ (\chi_{\varepsilon} + \chi_p)HdH - \chi_{\gamma}HdH &\cong V_{\varepsilon}dP - V_{\gamma}dP; \\ (\chi_{\varepsilon} + \chi_p - \chi_{\gamma})HdH &\cong (V_{\varepsilon} - V_{\gamma})dP; \\ \chi_{\varepsilon} + \chi_p - \chi_{\gamma} &\cong (V_{\varepsilon} - V_{\gamma}) \frac{dP}{HdH}. \end{aligned} \quad (4.10)$$

Через лінійність  $P = P(H)$  (для досить малих інтервалів змін  $H$ ) справедливе співвідношення  $\frac{dP}{dH} = \frac{P}{H}$ . Тепер вираз (4.10) можна остаточно записати у вигляді

$$\chi_{\varepsilon} + \chi_p - \chi_{\gamma} \cong \frac{(V_{\varepsilon} - V_{\gamma})}{H^2} P. \quad (4.11)$$

Оскільки  $V_{\varepsilon} < V_{\gamma}$ , тобто в точці  $P_0 + \Delta P$  лише починається фазове перетворення  $\gamma \rightarrow \varepsilon$ , то  $V_{\varepsilon} < V_{\gamma}$ . Тоді з (4.11) отримаємо  $\chi_{\varepsilon} + \chi_p - \chi_{\gamma} < 0$  або  $\chi_{\varepsilon} + \chi_p < \chi_{\gamma}$ . Отже, і нерівність  $\chi_{\varepsilon} < \chi_{\gamma}$  в цьому випадку є справедливою, що і підтверджується експериментальними дослідженнями. Так в [152, 188] для сталі 10X16N13 визначили значення питомої парамагнітної сприйнятливості  $\varepsilon$ -мартенситу  $\chi_{\varepsilon} = 2,98 \cdot 10^{-8}$  м<sup>3</sup>/кг. Це значення (як і виходить з наведених вище теоретичних оцінок) дійсно менше на 17 % значення сприйнятливості недеформованого аустеніту, для якого  $\chi_{\gamma} = 3,58 \cdot 10^{-8}$  м<sup>3</sup>/кг і менше на 28 % максимального значення парамагнітної сприйнятливості деформованого аустеніту  $\chi_{\gamma'}^{\max} = 4,11 \cdot 10^{-8}$  м<sup>3</sup>/кг, з якого утворюється  $\varepsilon$ -мартенсит.

Таким чином, характер структурних змін при пластичній деформації в цілому відрізняється для досліджуваних сталей. Для сталі 10X23H18 (стабільний стан аустеніту) із збільшенням міри пластичної деформації відбувається збільшення магнітної сприйнятливості з подальшим виходом на насичення (прямолінійна горизонтальна ділянка на рис. 4.13 а), причому деформація до 60 % не привела до появи мартенситних фаз. Для сталі 10X16H13 (помірний нестабільний стан аустеніту) залежність  $\chi$  від деформації характеризується наявністю ділянки з точкою мінімуму (див. рис. 4.13 б). При цьому пластична деформація супроводжувалася виникненням  $\varepsilon$  і  $\alpha'$  мартенситів. Для сталі 10X18H9 (вкрай нестабільний стан аустеніту) залежність магнітної сприйнятливості від ступеня пластичної деформації характеризується збільшення  $\chi$  з ділянками, різними за інтенсивністю. Досягши деформації  $D = 3,19$  % в цій сталі спостерігається лише виникнення  $\alpha'$ - мартенситу.

#### **4.3. Експериментальні дослідження впливу пластичної деформації стисненням на процес утворення $\varepsilon$ - і $\alpha'$ - мартенситів в структурі аустенітних хромонікелевих сталей**

Експериментальні дослідження щодо впливу пластичної деформації на процес утворення  $\varepsilon$ - і  $\alpha'$ - мартенситу в структурі аустенітних хромонікелевих сталей, мають не тільки теоретичний інтерес, але і певне значення для практичного використання такого роду матеріалів. При цьому деформація стисненням була вибрана, щоб виключити можливе ускладнення впливу на аналіз результатів фактора кристалографічної текстури. Для досліджень, згідно магнітометричної діаграми сталей з стабільним і нестабільним аустенітом, були обрані аустенітні хромонікелеві сталі трьох типів:

- 1) сталі 10X23H18 [152], 14X17H18 [189] зі стабільним аустенітом;



2) сталі 10X16Н13 [152], 12X15Н16 [189] з помірно нестабільним аустенітом;

3) сталі 12X18Н10Т (10,46 % Ni) [176], 12X18Н10Т (9,42 % Ni) [190], 10X18Н9 (9,20 % Ni) [184] із вкрай нестабільним аустенітом.

Аустенізація проводили при температурі 1050 °С (30 хв.) з гарту у воду. Сталі 10X23Н18, 14X17Н18, 10X16Н13, 12X15Н16, 12X18Н10Т (10,46 % Ni), 10X18Н9 до пластичної деформації стисненням були повністю аустенізованими і, отже парамагнітними, а сталь 12X18Н10Т (9,42 % Ni) містила δ-ферит у кількості 0,078 % (об'ємн.).

Деформація 10X23Н18 до 55,9 % (рис. 4.23 а) [152] і 14X17Н18 до 67,2 % (рис. 4.23 б) [189] зі стабільним аустенітом призвела до збільшення питомої магнітної сприйнятливості  $\chi$  першої сталі від початкової  $\chi_{\gamma}^{\text{поч.}} = 3,30 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$  до максимальної  $\chi_{\gamma}^{\text{max}} = 3,72 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$  ( $\gamma$  – деформований аустеніт), а в другій – від початкової  $\chi_{\gamma}^{\text{поч.}} = 4,45 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$  до  $\chi_{\gamma}^{\text{max}} = 4,63 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$ . Появу  $\epsilon$ - і  $\alpha'$ - мартенситів не було зафіксовано (відсутній нахил прямих  $\chi(1/H)$ ).

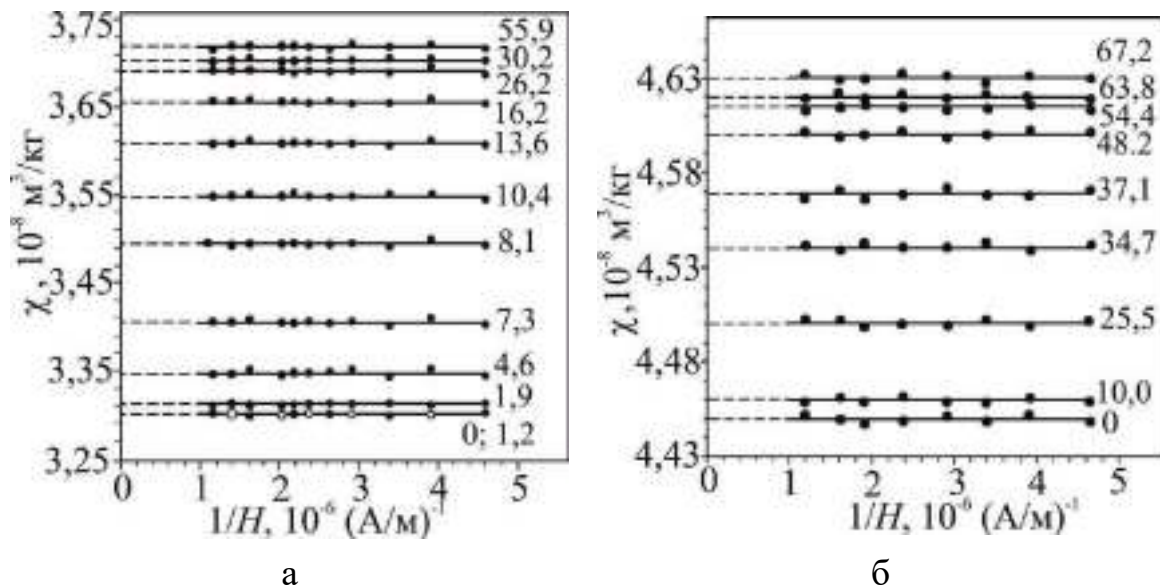


Рисунок 4.23 – Залежність питомої магнітної сприйнятливості  $\chi$  від оберненої напруженості магнітного поля  $H$  хромонікелевих сталей 10X23Н18 (а) і 14X17Н18 (б) при різних ступенях пластичної деформації стисненням (цифри біля прямих, %)

Із цього випливає, що при кімнатній температурі в стабільних сталях аж до порівняно великих пластичних деформацій (~60...70 %) стисненням, не виникають  $\varepsilon$ - і  $\alpha'$ - мартенсити, що підтверджується даними робіт [152, 189]. Зміна стану аустеніту цих сталей при підвищенні ступеня пластичної деформації здійснювалося за схемою  $\gamma^{\text{поч.}} \rightarrow \gamma' \rightarrow \gamma'_{\text{max}}$ , а магнітний стан змінювався за схемою:  $\chi_{\gamma}^{\text{поч.}} \rightarrow \chi_{\gamma} \rightarrow \chi_{\gamma}^{\text{max}}$  [176, 188].

Розглянемо групу сталей з помірно нестабільним аустенітом, зокрема сталь 10X16H13 [152]. Сталь до деформації була повністю аустенізованою. Початкове значення питомої парамагнітної сприйнятливості аустеніту сталі 10X16H13 (до деформації,  $D = 0$ )  $\chi_{\gamma}^{\text{поч.}} = 3,58 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$ . Деформація 22,7 % (рис. 4.24, найвища горизонтальна пряма) збільшила питому парамагнітну сприйнятливість аустеніту до  $\chi_{\gamma}^{\text{max}} = 4,11 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$ .

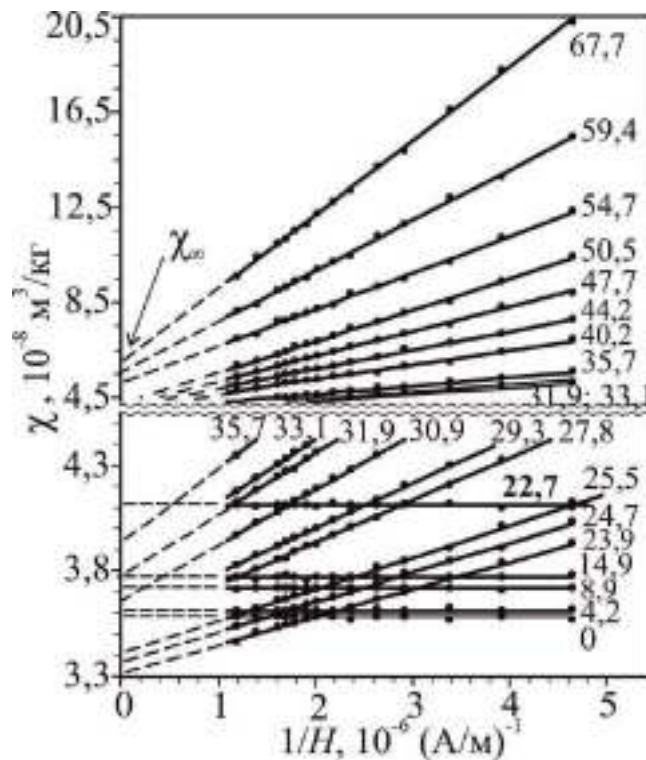


Рисунок 4.24 – Залежність питомої магнітної сприйнятливості  $\chi$  сталі 10X16H13 від оберненої напруженості магнітного поля  $H$  при різних ступенях деформації (цифри біля прямих, %)

При подальшому зростанні деформації (23,9 %...35,7 %, див. рис. 4.24) сталі 10X16H13, на відміну від стабільних сталей 10X23H18 і 14X17H18, з'являється нахил прямих  $\chi(1/H)$ , які перетинають серію горизонтальних прямих (інтервал деформацій 0...22,7 %), що свідчить про наявність крім феромагнітного  $\alpha'$ -мартенситу ще однієї фази (припускається  $\varepsilon$ -мартенсит).

Так в сталі 10X16H13 при деформаціях 23,9 %; 24,7 %; 25,5 % і т.д. були зафіксовані перші порції  $\alpha'$ -мартенситу в кількості 0,0105 %; 0,0113 %; 0,0122 % і т.д. (див. рис. 4.24, прямі для інтервалу деформацій 23,9 %...25,5 %).

Слід особливо звернути увагу на ту обставину, що в сталі 10X16H13 похилі прямі для інтервалу деформацій 23,9 %...35,7 % перетнули горизонтальні прямі для інтервалу деформацій 0...22,7 % (див. рис. 4.24). Екстраполяцією вищевказаних похилих прямих на вісь  $\chi$  ( $H \rightarrow \infty$ ), отримані значення результуючої питомої магнітної сприйнятливості  $\chi_\infty = \chi_{\text{матр.}} + \chi_p$ , де  $\chi_{\text{матр.}}$  – питома магнітна сприйнятливості парамагнітної матриці,  $\chi_p$  – парaproцесна магнітна сприйнятливості  $\alpha'$ -мартенситу. В свою чергу,  $\chi_{\text{матр.}} = \chi_{\text{н.ф.}} + \chi_\gamma$ , де  $\chi_{\text{н.ф.}}$  – питома магнітна сприйнятливості нової фази (імовірно  $\varepsilon$ -мартенситу),  $\chi_\gamma$  – питома магнітна сприйнятливості аустеніту. Тоді формула для  $\chi_\infty$  переписеться  $\chi_\infty = (\chi_{\text{н.ф.}} + \chi_\gamma) + \chi_p = (\chi_\varepsilon + \chi_\gamma) + \chi_p$ . Значення  $\chi_\infty$  лежать нижче максимального рівня парамагнітної сприйнятливості аустеніту  $\chi_\gamma^{\text{max}} = 4,11 \cdot 10^{-8}$  м<sup>3</sup>/кг, яке відповідає початку перетворення аустеніту в  $\alpha'$ -мартенсит деформації.

Експериментальну залежність питомої магнітної сприйнятливості  $\chi$  сталі 10X16H13 в полі  $H=2.95 \cdot 10^5$  А/м [152, 191] від ступеня одноосьової пластичної деформації  $D$  стисненням можна представити у вигляді трьох деформаційних областей (рис. 4.25) [188]:

1-ша область ( $D = 0...22,69$  %, точки 1...5), в якій виконується ефект «зростання» парамагнітного стану, тобто збільшення питомої магнітної

сприйнятливості від початкової  $\chi_{\gamma}^{поч.} = 3,58 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$  до постійного максимального значення  $\chi_{\gamma'}^{\max} = 4,11 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$ .

2-га область ( $D = 23,98 \% \dots 35,70 \%$ , точки 6...14), на початку якої стрибком (фазовий перехід 1-го роду) в точці 6 зароджуються супутній  $\varepsilon$ - і  $\alpha'$ - мартенсити деформації, потім зі збільшенням деформації (від точки 7 і далі) кількість  $\varepsilon$ -фази зменшується і повністю трансформується в аустеніт і  $\alpha'$ -мартенсит (точка 15).

3-тя область ( $D = 40,24 \% \dots 67,70 \%$ , точки 15...21), в якій продовжує накопичуватися кількість  $\alpha'$ -мартенситу без  $\varepsilon$ -мартенситу за рахунок зменшення кількості  $\gamma'_{\max}$  аустеніту.

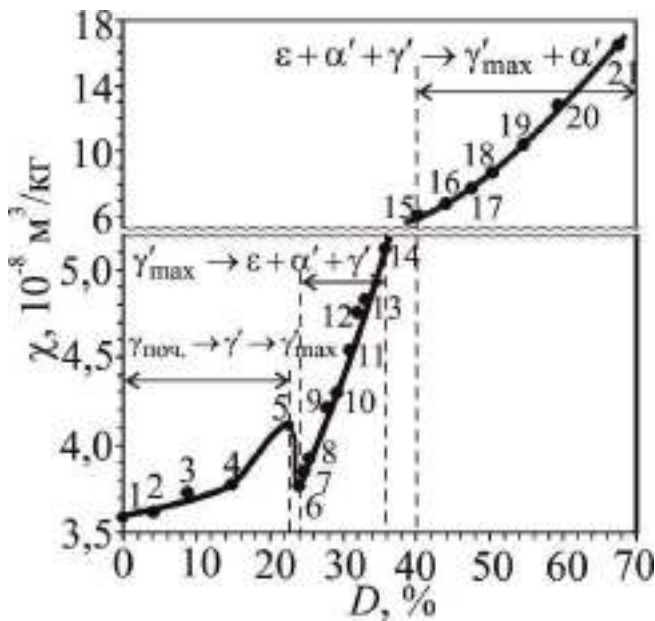


Рисунок 4.25 – Залежність питомої магнітної сприйнятливості  $\chi$  сталі 10X16H13 ( $H = 2,95 \cdot 10^5 \text{ А/м}$ ) від ступеня деформації  $D$  стисненням

Аналогічні результати отримані і для сталі 12X15H16, яка належить також до другого типу сталей з помірно нестабільним аустенітом, що також підтверджує передбачувану модель утворення і подальшої поведінки  $\varepsilon$ -мартенситу в процесі пластичного деформування стисненням. Так на підставі даних, що наведені на рис. 4.26 а впливає, що початкова питома магнітна сприйнятливості аустеніту сталі 12X15H16 дорівнює  $\chi_{\gamma}^{поч.} = 3,75 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$  [188]. Її деформація до 26,0 % (див. рис. 4.26 а, найвища горизонтальна пряма)

привела до значення  $\chi_{\gamma'}^{\max} = 4,05 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$ . При подальшій деформації сталі від 26,5 % до 44,3 % вже фіксуються обидві мартенситні фази:  $\varepsilon$  і  $\alpha'$ . На рис. 4.26 б показано експериментальна залежність питомої магнітної сприйнятливості  $\chi$  сталі 12Х15Н16 в полі  $H = 5,21 \cdot 10^5 \text{ А/м}$  від ступеня деформації  $D$ , яку також можна представити у вигляді трьох деформаційних областей.

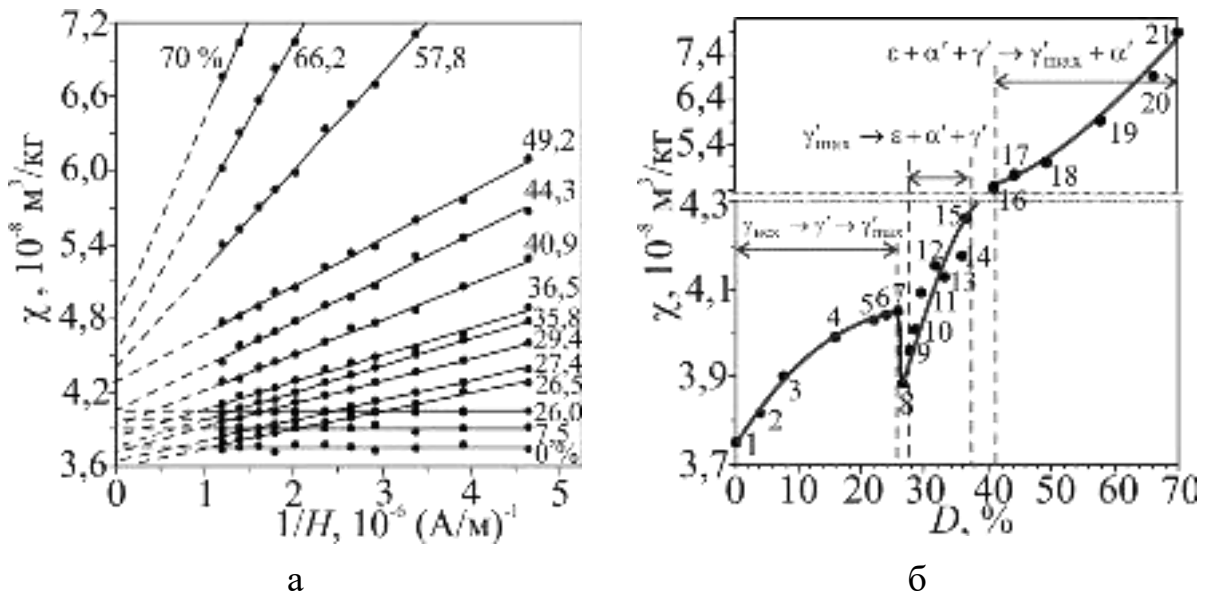


Рисунок 4.26 – Залежність питомої магнітної сприйнятливості  $\chi$  (в полі  $H = 5,21 \cdot 10^5 \text{ А/м}$ ) сталі 12Х15Н16 від оберненої напруженості магнітного поля  $H$  (а) при різних ступенях  $D$  пластичної одноосової деформації (цифри біля прямих, %) і від ступеня деформації  $D$  (б)

Пропонується модель перетворень вихідного аустеніту  $\gamma_{\text{поч.}}$ , деформованого аустеніту  $\gamma'$ ,  $\varepsilon$ -мартенситу,  $\alpha'$ -мартенситу і, відповідно, граничних значень питомої магнітної сприйнятливості  $\chi$  для зазначених вище трьох деформаційних областей має вигляд [188]:

$$1\text{-ша область:} \quad \gamma_{\text{поч.}} \rightarrow \gamma' \rightarrow \gamma'_{\max}, \quad (4.12)$$

$$\chi_{\gamma_{\text{поч.}}} \rightarrow \chi_{\gamma'} \rightarrow \chi_{\gamma'_{\max}}, \quad (4.13)$$

2-га область:

$$\gamma'_{\max} \rightarrow [(\varepsilon_{\max} + \gamma'_{\min}) + \alpha'_{\min}] \rightarrow [(\varepsilon_{\max}^{\text{змениш.}} + \gamma'_{\min}^{\text{зрост.}}) + \alpha'_{\min}^{\text{зрост.}}], \quad (4.14)$$

$$\chi\gamma'_{\max} \rightarrow \underbrace{(\chi\varepsilon_{\max} + \chi\gamma'_{\min})}_{const} + \chi\alpha'_{\min} \rightarrow \underbrace{(\chi\varepsilon_{\max}^{\text{змениш.}} + \chi\gamma'_{\min}^{\text{зрост.}})}_{const} + \chi\alpha'_{\min}^{\text{зрост.}}, \quad (4.15)$$

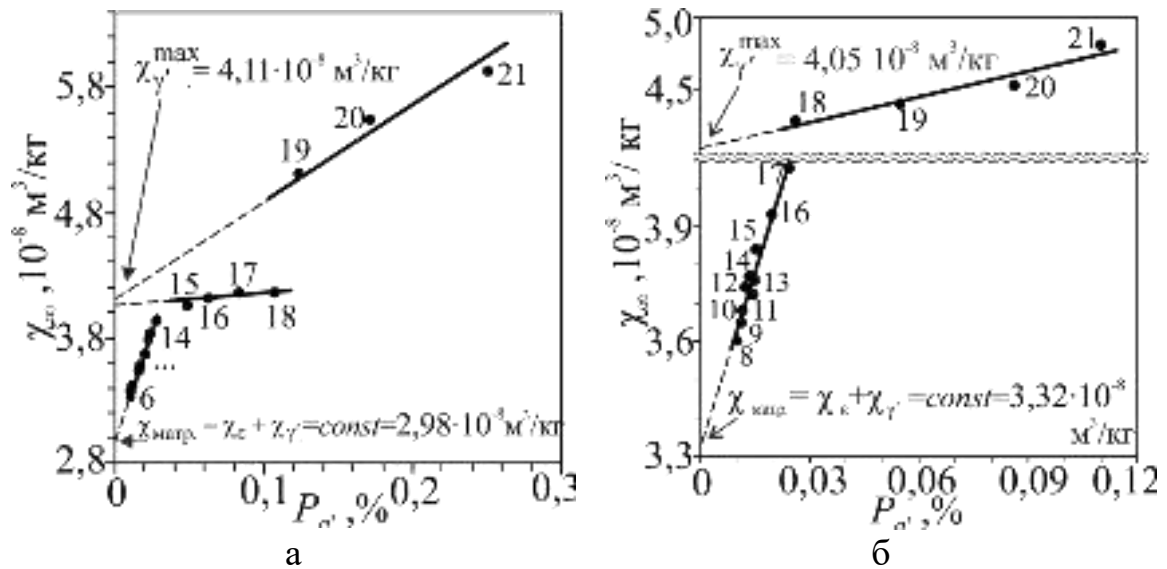
$$\text{3-тя область: } [(\varepsilon_{\max}^{\text{змениш.}} + \gamma'_{\min}^{\text{зрост.}}) + \alpha'_{\min}^{\text{зрост.}}] \rightarrow (\gamma'_{\max}^{\text{змениш.}} + \alpha'_{\text{зрост.}}) \quad (4.16)$$

$$\underbrace{(\chi\varepsilon_{\text{змениш.}} + \chi\gamma'_{\text{зрост.}})}_{const} + \chi\alpha'_{\text{зрост.}} \rightarrow (\chi\gamma'_{\max} + \chi\alpha'_{\text{зрост.}}), \quad (4.17)$$

де “min” і “max” – відповідно мінімальне і максимальне значення величин (кількості фаз або питомих магнітних сприйнятливостей фаз); «змениш.» і «зрост.» – відповідно для зазначених величин, які зменшуються від max і зростають від min зі збільшенням деформації.

У запропонованій моделі необхідно звернути особливу увагу на суму доданків  $(\chi\varepsilon_{\max} + \chi\gamma'_{\min})$  у 2-ій області та  $(\chi\varepsilon_{\text{змениш.}} + \chi\gamma'_{\text{зрост.}})$  в 3-ій області, яка при деформації завдяки термодинамічній рівновазі зберігає постійне значення. Це впливає з отриманої експериментальної залежності результуючої питомої магнітної сприйнятливості  $\chi_{\infty}$  від кількості виникаючого мартенситу деформації  $P_{\alpha'}$  при різних ступенях деформації стисненням (рис. 4.27).

Оскільки точки 6...14 (10X16H13, див. рис. 4.27 а) і точки 8...17 (12X15H16, див. рис. 4.27 б) лежать відповідно на одній похилій прямій, то отримані екстраполяцією  $P_{\alpha'} \rightarrow 0$  (відсутній  $\alpha'$ -мартенсит) на вісь  $\chi_{\infty}$  значення  $\chi_{\text{матр.}} = \chi_{\varepsilon} + \chi_{\gamma'} = const = 2,98 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$  для сталі 10X16H13 і  $\chi_{\text{матр.}} = \chi_{\varepsilon} + \chi_{\gamma'} = const = 3,32 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$  для сталі 12X15H16 «належать» відповідно до вказаних усім точкам (6...14) для сталі 10X16H13 і (8...17) для сталі 12X15H16. Точки 1...5 (10X16H13) і точки 1...7 (12X15H16) не вказані на рис. 4.27, оскільки вони належать 1-ій області деформації і відповідають деформованому аустеніту за відсутності  $\varepsilon$ - і  $\alpha'$ - фаз.



а – для точок 6...14 присутня, а для точок 15...21 відсутня  $\varepsilon$ -фаза;  
 б – для точок 8...17 присутня, а для точок 18...21 відсутня  $\varepsilon$ -фаза.

Рисунок 4.27 – Залежність результуючої питомої магнітної сприйнятливості  $\chi_{\infty}$  (аустеніту і паропроцеса) від кількості  $P_{\alpha'}$  виникаючого  $\alpha'$ -мартенситу деформації в сталях 10X16N13 (а) і 12X15N16 (б)

Значення  $\chi_{матр.} = 2,98 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$  [152, 188] (див. рис. 4.27 а) виявилось нижче мінімального значення початкової сприйнятливості  $\chi_{\gamma}^{ноч.} = 3,58 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$  аустеніту для досліджуваної сталі 10X16N13. На підставі цього важливого факту можливо зробити висновок, що нова парамагнітна фаза, яка виникла, є нічим іншим, як  $\varepsilon$ -мартенситом деформації, враховуючи, що для цього типу мартенситу справедливо відома нерівність  $\chi_{\varepsilon} < \chi_{\gamma}^{ноч.}$  [5, 83]. Аналогічно і для сталі 12X15N16:  $\chi_{матр.} = 3,32 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг} < \chi_{\gamma}^{ноч.} = 3,75 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$  [189].

Складові  $\chi_{\varepsilon}$  і  $\chi_{\gamma}$  залежно від ступеня деформації можуть набувати різних значень від max до min, але в сумі залишаються постійною величиною. Так, для сталі 10X16N13 при фазовому переході з точки 5 в точку 6 (див. рис. 4.25) утворюється мінімальна кількість  $\alpha'$ -мартенситу  $P_{\alpha'} = 0,0105 \%$  (яку вдалося зафіксувати при деформації  $D = 23,98 \%$ ) і максимальну кількість  $\varepsilon$ -мартенситу, а при подальшому збільшенні деформації зростає кількість  $\alpha'$ -мартенситу і

зменшується кількість  $\varepsilon$ -мартенситу. Так як сума зазначених складових ( $\chi_\varepsilon + \chi_{\gamma'}$ ) залишається постійною, то кількість  $\varepsilon$ -фази з максимального значення в точці 6 зменшується аж до зникнення в точці 15, а з мінімального значення  $\chi_{\gamma'}$  зростає до  $\chi_{\gamma'}^{\max}$  при наступних деформаціях.

Для сталі 10X16H13  $\chi_{\gamma_{\text{ноч.}}} = 3,58 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$  (вихідний недеформований аустеніт),  $\chi_{\gamma'}^{\max} = 4,11 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$  (максимальне значення  $\chi$  деформованого аустеніту) і  $\chi_{\text{матр.}} = \chi_\varepsilon + \chi_{\gamma'} = 2,98 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг} = \text{const}$  (без  $\alpha'$ -фази), тобто числові значення задовольняють такій нерівності  $\chi_{\text{матр.}} < \chi_{\text{ноч.}} < \chi_{\gamma'}^{\max}$ . Звідси випливає, що  $\chi_{\gamma'}$  дорівнює мінімальному значенню  $\chi_{\gamma'}^{\min}$  деформованого аустеніту. Тому значення  $\chi$  має бути максимальним:  $\chi_\varepsilon = \chi_{\varepsilon_{\max}}$ , так як сума цих доданків дорівнює  $\text{const}$ . Аналогічно і для сталі 12X15H16 ( $\chi_{\gamma_{\text{ноч.}}} = 3,75 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$ ,  $\chi_{\gamma'}^{\max} = 4,05 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$ ,  $\chi_{\text{матр.}} = \chi_\varepsilon + \chi_{\gamma'} = 3,32 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг} = \text{const}$ ).

Звернемо особливу увагу на наступний факт, що при фазовому переході між точками 5 і 6 (див. рис. 4.25)  $\gamma'_{\max} \rightarrow [(\varepsilon_{\max} + \gamma'_{\min}) + \alpha'_{\min}]$  можливі два шляхи утворення  $\varepsilon$ -мартенситу. Перший, на прикладі сталі 10X16H13, в точках близьких до точки 6 (див. рис. 4.25) виникають одночасно  $\varepsilon$ -фаза і  $\alpha'$ -мартенсит, тобто  $\varepsilon$ -фаза є супутньою, що і фіксується чутливим методом починаючи з точки 6 і далі. Другий – в діапазоні між точками 5 і 6 ( $22,69 \% < D < 23,98 \%$ ) може виникати спочатку тільки  $\varepsilon$ -мартенсит з дуже маленьким часом життя, а потім виникає  $\alpha'$ -мартенсит, тобто  $\varepsilon$ -мартенсит є проміжною фазою, який експериментально для даної сталі не фіксується.

Для інших сталей, в яких час життя  $\varepsilon$ -фази дозволяє зафіксувати окремо  $\varepsilon$ -фазу, а потім –  $\alpha'$ -мартенсит, тобто  $\varepsilon$ -фаза є проміжною, що узгоджується з іншими авторами [55]. У підтвердженні вищесказаного відзначимо, що утворення  $\varepsilon$ -мартенситу в AISI 304, при певних деформаціях, зафіксовано авторами [262] за допомогою електронної мікроскопії (рис. 4.28).





деформації  $D_k = 40,2\%$  (назвемо її кінцевої) питома магнітна сприйнятливість стає рівною  $\chi_{\gamma'}^{\max} = 4,05 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$ , а  $\varepsilon$ -фаза при цьому повністю зникає (трансформується в  $\alpha'$ -мартенсит і  $\gamma'_{\max}$ -фазу). Кількість  $\alpha'$ -мартенситу, що виникає в цьому випадку, становить  $P_{\alpha'}^{\text{кон.}} = 0,049\%$ . Подальша деформація до  $67,7\%$  супроводжується тільки перетворенням  $\gamma'_{\max} \rightarrow \alpha'$  (похилі лінії  $\chi(1/H)$  не перетинають горизонтальні прямі, див. рис. 4.25).

Аналогічні результати отримані і для сталі 12Х15Н16 (рис. 4.29) [189], яка належить також до типу сталей з помірно нестабільним аустенітом. Деформація цієї сталі до  $26,0\%$  привела до значення  $\chi_{\gamma'}^{\max} = 4,05 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$ , при цьому  $P_{\alpha'} = 0$ . При подальшій деформації сталі від  $D_n = 26,5\%$  ( $P_{\alpha'} = 0,01\%$ ) до  $D_k = 44,3\%$  ( $P_{\alpha'} = 0,025\%$ ) вже фіксуються обидві мартенситні фази:  $\varepsilon$  і  $\alpha'$ . Подальша деформація до  $70,03\%$  ( $P_{\alpha'} = 0,11\%$ ) супроводжується тільки накопиченням  $\alpha'$ -мартенситу без  $\varepsilon$ -фази.

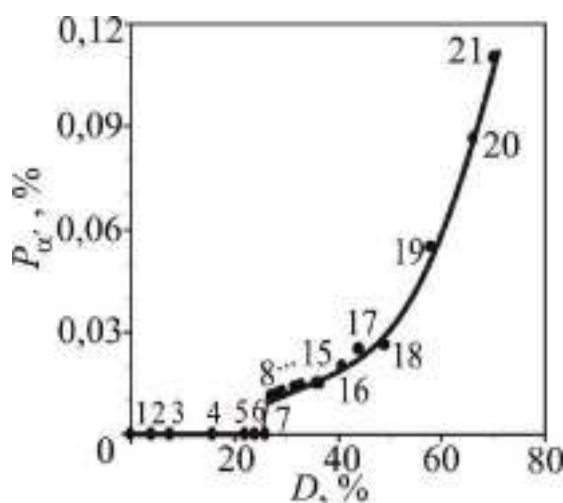


Рисунок 4.29 – Залежність кількості  $P_{\alpha'}$  виникаючого  $\alpha'$ -мартенситу від ступеня деформації  $D$  стисненням сталі 12Х15Н16

Таким чином, на прикладі помірно нестабільних сталей 10Х16Н13 і 12Х15Н16 пропонується (експериментально підтверджена) модель утворення, розвитку і зникнення  $\varepsilon$ -мартенситу при холодній одноосній пластичній деформації стисненням, яка складається з трьох деформаційних областей. В 1-й

області деформацій ( $D = 0... \sim 26\%$ ) спостерігається ефект «зростання» парамагнітного стану деформованого аустеніту до постійного максимального значення, тобто збільшується питома магнітна сприйнятливість до постійного максимального значення. На початку 2-й області ( $D = 24\%...45\%$ ) одночасно стрибком (фазовий перехід) утворюється максимальна кількість  $\varepsilon$ -мартенситу, мінімальна кількість деформованого аустеніту і мінімальна кількість  $\alpha'$ -фази. При подальшій деформації кількість  $\varepsilon$ -мартенситу зменшується (аж до зникнення), а кількість аустеніту  $\gamma'$  збільшується і зростає кількість  $\alpha'$ -фази. В 3-ій області ( $D = 46\%...70\%$ ) продовжує накопичуватися кількість  $\alpha'$ -мартенситу без  $\varepsilon$ -мартенситу за рахунок аустеніту.

І, нарешті, розглянемо діапазон деформацій вкрай нестабільного аустеніту сталей 12X18H10T (10,46 % Ni), 10X18H9 (9,20 % Ni), 12X18H10T (9,42 % Ni), що призводять до утворення тільки  $\alpha'$ -мартенситу (без  $\varepsilon$ -фази). Цей діапазон включає два варіанти трансформацій деформованого аустеніту: за відсутності і наявності  $\delta$ -фериту.

Розглянемо перший варіант, що включає дві марки сталі 12X18H10T (10,46 % Ni) і 10X18H9 (9,20 % Ni), які після аустенізації були повністю аустенітними і парамагнітними. У певному інтервалі деформацій  $D = 0...10,3\%$  питома магнітна сприйнятливість аустеніту сталі 12X18H10T (10,46 % Ni) збільшується від початкового  $\chi_{\gamma}^{\text{поч.}} = 3,27 \cdot 10^{-8}$  м<sup>3</sup>/кг до максимального значення  $\chi_{\gamma}^{\text{max}} = 3,94 \cdot 10^{-8}$  м<sup>3</sup>/кг (див. рис. 4.6), а в інтервалі  $D = 0...2,4\%$  для сталі 10X18H9 (рис. 4.30) – зростає від  $\chi_{\gamma}^{\text{поч.}} = 2,82 \cdot 10^{-8}$  м<sup>3</sup>/кг до  $\chi_{\gamma}^{\text{max}} = 3,06 \cdot 10^{-8}$  м<sup>3</sup>/кг [184]. У цих деформаційних інтервалах  $\alpha'$ -мартенсит не утворюється (відсутній нахил  $\chi(1/H)$ ).

Звернемо увагу на той факт, що подальше збільшення деформації  $D = 11,7...23,5\%$  сталі 12X18H10T (10,46 % Ni) і  $D = 3,19\%...14,72\%$  сталі 10X18H9 приводить до зародження і накопичення тільки  $\alpha'$ -мартенситу за відсутності  $\varepsilon$ -мартенситу (немає перетину похилими лініями горизонтальних прямих).

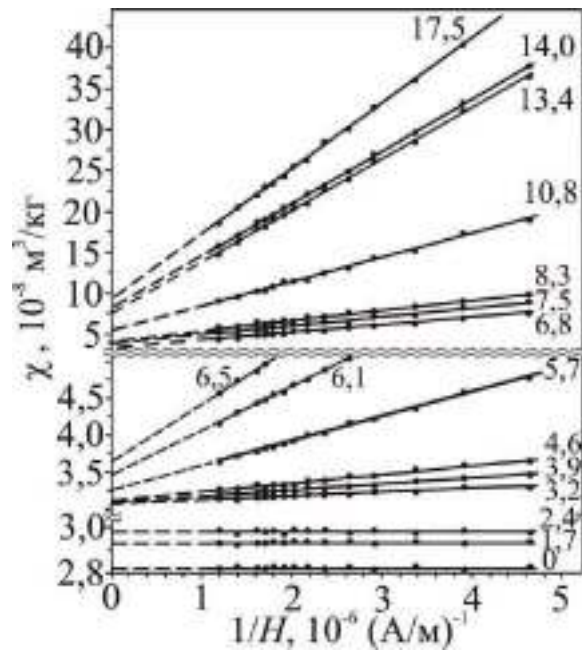


Рисунок 4.30 – Залежність питомої магнітної сприйнятливості  $\chi$  сталі 10X18N9 (9,20 % Ni) від оберненої напруженості магнітного поля  $H$  при різних ступенях деформації стисненням (цифри біля прямих, %)

Як бачимо, в цих, повністю аустенізованих сталях 12X18N10T (10,46 % Ni) і 10X18N9 (9,20 % Ni), на відміну від другого типу сталей (10X16N13 і 12X15N16) зі помірно нестабільним аустенітом, не виникає  $\epsilon$ -мартенсит. Звідси випливає, що в аустенітних хромонікелевих сталях 12X18N10T (10,46 % Ni) і 10X18N9 (9,20 % Ni), що не містять у початковому стані  $\delta$ -ферит, мартенситна реакція відбувається без участі  $\epsilon$ -мартенситу за схемою:  $\gamma_{поч.} \rightarrow \gamma' \rightarrow \gamma'_{max} \rightarrow (\gamma'_{max} + \alpha')$ .

Для другого варіанту проаналізуємо діапазон деформацій вкрай нестабільного аустеніту, але в наявності  $\delta$ -фериту, що призводять відразу до зародження  $\alpha'$ -мартенситу за відсутності деформаційного інтервалу зміни магнітного стану самого аустеніту на прикладі сталі 12X18N10T (9,42% Ni), що містить у початковому стані ( $D = 0$ ) низьку кількість  $\delta$ -фериту  $P_{\delta} = 0,078$  % (рис. 4.31 а).

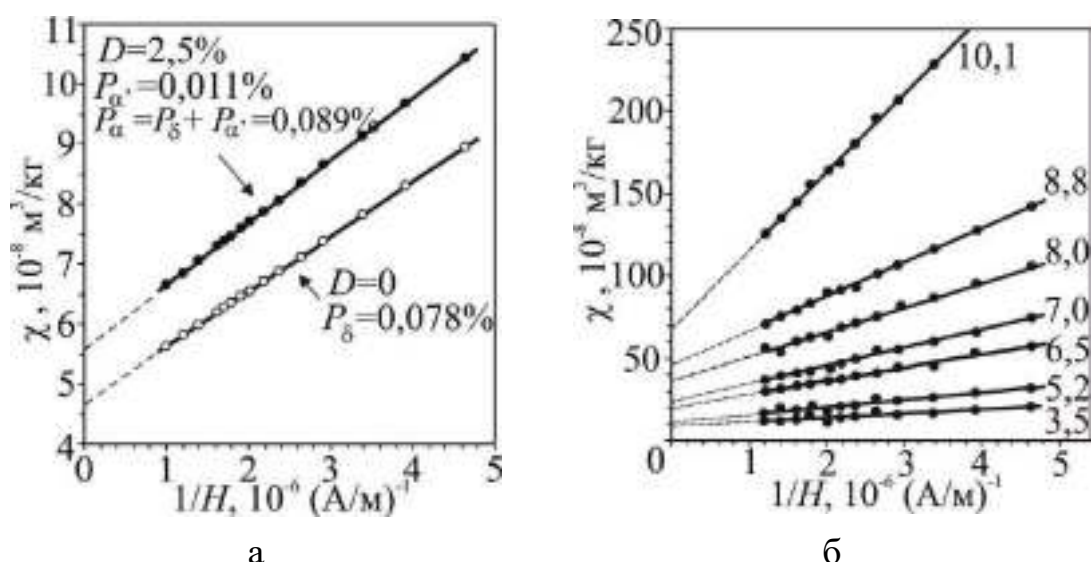


Рисунок 4.31 – Залежність питомої магнітної сприйнятливості  $\chi$  сталі 12X18H10T (9,42 % Ni) від оберненої напруженості магнітного поля  $H$  при різних ступенях  $D$  пластичної деформації стисненням (цифри біля прямих, %)

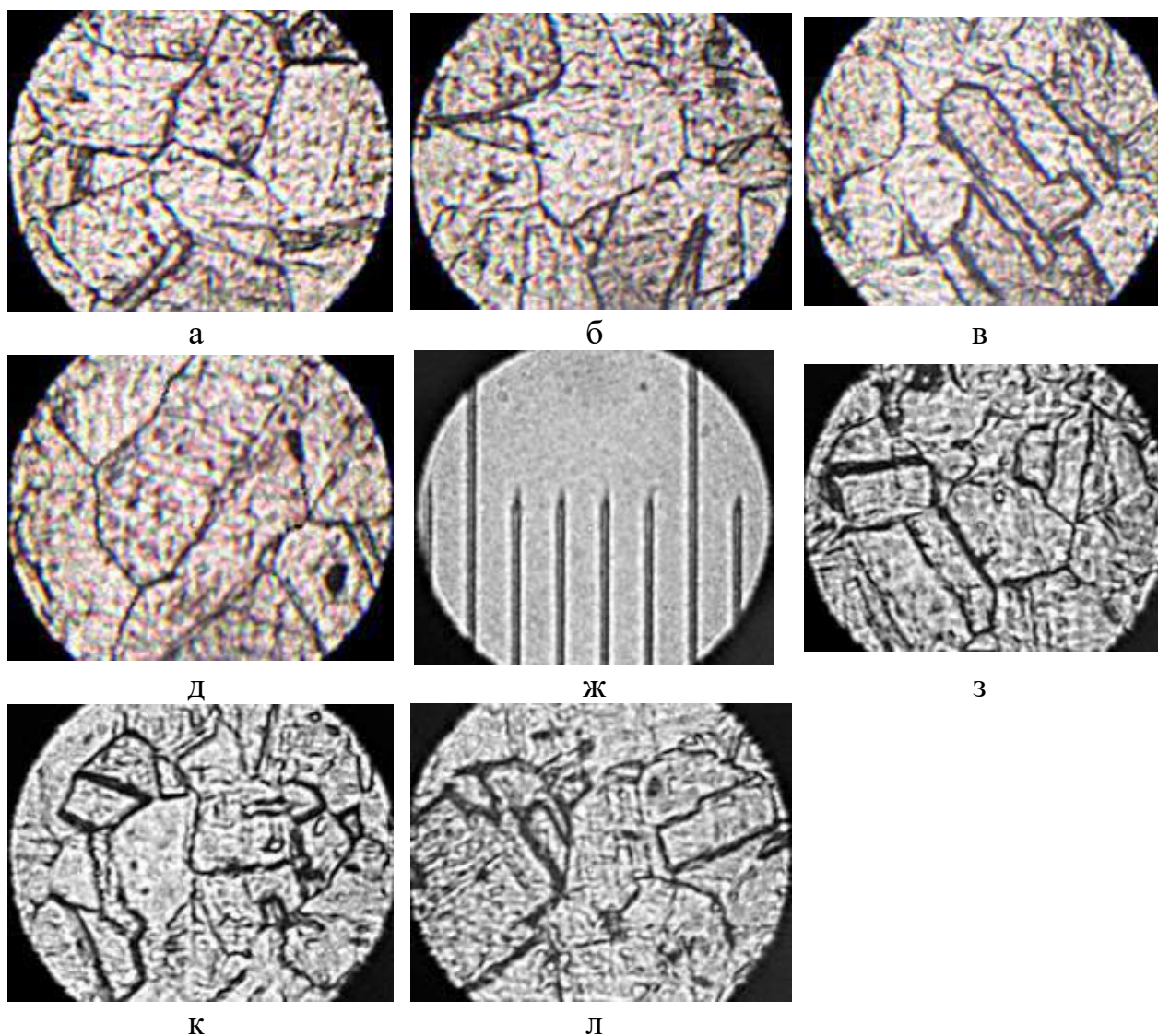
Необхідно звернути увагу, що в сталі 12X18H10T (9,42 % Ni) із вкрай нестабільним аустенітом, на відміну від наведених вище, відсутній стан  $\gamma'$ , а саме до виникнення  $\alpha'$ -мартенситу питома магнітна сприйнятливість аустеніту не збільшується (відсутні горизонтальні прямі), а відразу, вже при перших деформаціях стисненням, утворюється  $\alpha'$ -мартенсит (рис. 4.31, табл. 4.3) [190].

Таблиця 4.3 – Залежність питомої магнітної сприйнятливості і кількості ферофази від ступеня деформації сталі 12X18H10T (9,42 % Ni)

$D$ , %	$\chi$ , $10^{-8} \text{ M}^3/\text{kg}$ ( $H=3,42 \cdot 10^5 \text{ A/m}$ )	$\chi_{\infty}$ , $10^{-8} \text{ M}^3/\text{kg}$	$P_{\alpha} = P_{\delta} + P_{\alpha'}$ %	$P_{\alpha'}$ , %
0,0	7,38	4,7	0,078	0,00
2,5	8,64	5,6	0,089	0,011
3,5	15,5	8,2	0,214	0,136
5,2	23,7	10,6	0,384	0,306
6,5	43,6	20,0	0,692	0,614
7,0	55,2	23,6	0,925	0,847
8,0	79,7	35,0	1,31	1,233
8,8	107	46,9	1,75	1,669
10,2	207	68,1	4,06	3,983



З отриманого експериментально значення  $P_{\delta+\alpha'}$ , знаходили кількість  $\alpha'$ -мартенситу:  $P_{\alpha'} = P_{\delta+\alpha'} - P_{\delta}$ . Сталь 12X18H10T (9,42 % Ni) після витримки при 1050 °C (30 хв.) і наступного гартування у воду містила низький вміст  $\delta$ -фериту  $P_{\delta} = 0,078$  %. На рис. 4.32 наведено мікроструктуру цієї сталі. Як бачимо, при такій кількості  $\alpha$ -фази складно встановити на мікрошліфах не тільки кількісний склад ( $\delta$ -ферит,  $\alpha'$ -мартенсит) але і якісно виявити вказані фази.



а, б, в, д – до деформації (початковий стан), наявний  $\delta$ -ферит у кількості  $P_{\delta} = 0,078$  %; ж – вимірювальна сітка (відстань між маленькими лініями 10 мкм); з, к, л – після деформації  $D = 5,2$  %, сумарна кількість  $\delta$ -фериту і  $\alpha'$ -мартенситу  $P_{\delta+\alpha'} = P_{\alpha'} + P_{\delta} = 0,384$  %.

Рисунок 4.32 – Мікроструктура сталі 12X18H10T (9,42 % Ni)

Із залежності  $\chi_{\infty}(P_{\delta+\alpha'})$  визначали питому магнітну сприйнятливість  $\chi_{mat.} = 2,39 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$  аустеніту (рис. 4.33) [192]. Отже, на підставі експериментальних даних у вкрай нестабільній сталі 12Х18Н10Т (9,42 % Ni), яка містить низьку кількість  $\delta$ -фериту  $P_{\delta} = 0,078 \%$  (навіть після попередньої аустенізації), в інтервалі деформацій від 0 до 10,2 % виникає й накопичується тільки  $\alpha'$ -мартенсит без  $\varepsilon$ -мартенситу. Для цієї сталі МП відбувається за такою схемою (без участі  $\varepsilon$ -мартенситу):  $(\gamma + \delta) \rightarrow (\gamma' + \delta + \alpha')$ .

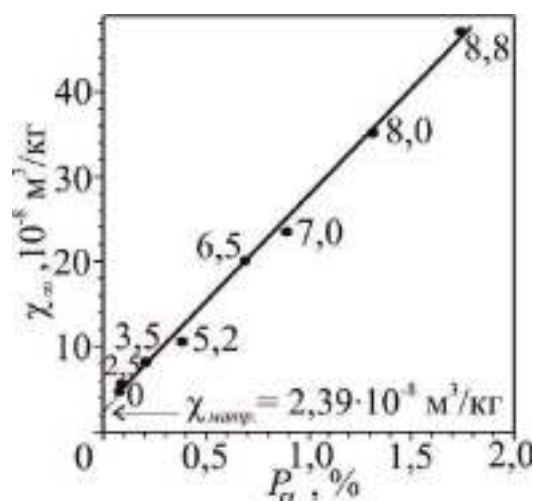


Рисунок 4.33 – Залежність результуючої питомої магнітної сприйнятливості  $\chi_{\infty}$  (аустеніту і парапроцеса) сталі 12Х18Н10Т (9,42 % Ni) від сумарної кількості ферофази  $P_{\delta+\alpha'}$  при різних ступенях деформації стисненням (цифри біля точок, %)

#### 4.4 Закономірності формування мартенситних фаз у марганцевому аустеніті при деформації стисненням (термодинамічний підхід та його експериментальне підтвердження)

Відомості про характер і енергетику перетворення нестабільного аустеніту в  $\varepsilon$ - і  $\alpha'$ - мартенсит при гартуванні та пластичній деформації

марганцевих сталей доволі суперечливі [5, 60]. Це стосується, перш за все, участі в цьому процесі дефектів пакування [194] і впливу марганцю на їх енергію. Якщо взяти до уваги поширену концепцію про зниження марганцем цієї енергетичної характеристики [194, 195], а також слідувати принципам термодинаміки, то структурні зміни бездифузійного характеру як при гартуванні, так і деформації аустеніту марганцевих сталей можуть, наприклад, задовольняти схемам зміни енергетичних характеристик фаз згідно рівнянь термодинаміки з урахуванням складу, фактору температури і тиску (рис. 4.34) [162]. При підвищенні тиску (стиснення) для зразків сталі з аустенітною структурою (на стадії пластичної деформації) першим починає утворюватися із нестабільного аустеніту  $\epsilon$ -мартенсит, починаючи з тисків  $p > p_\epsilon$ .

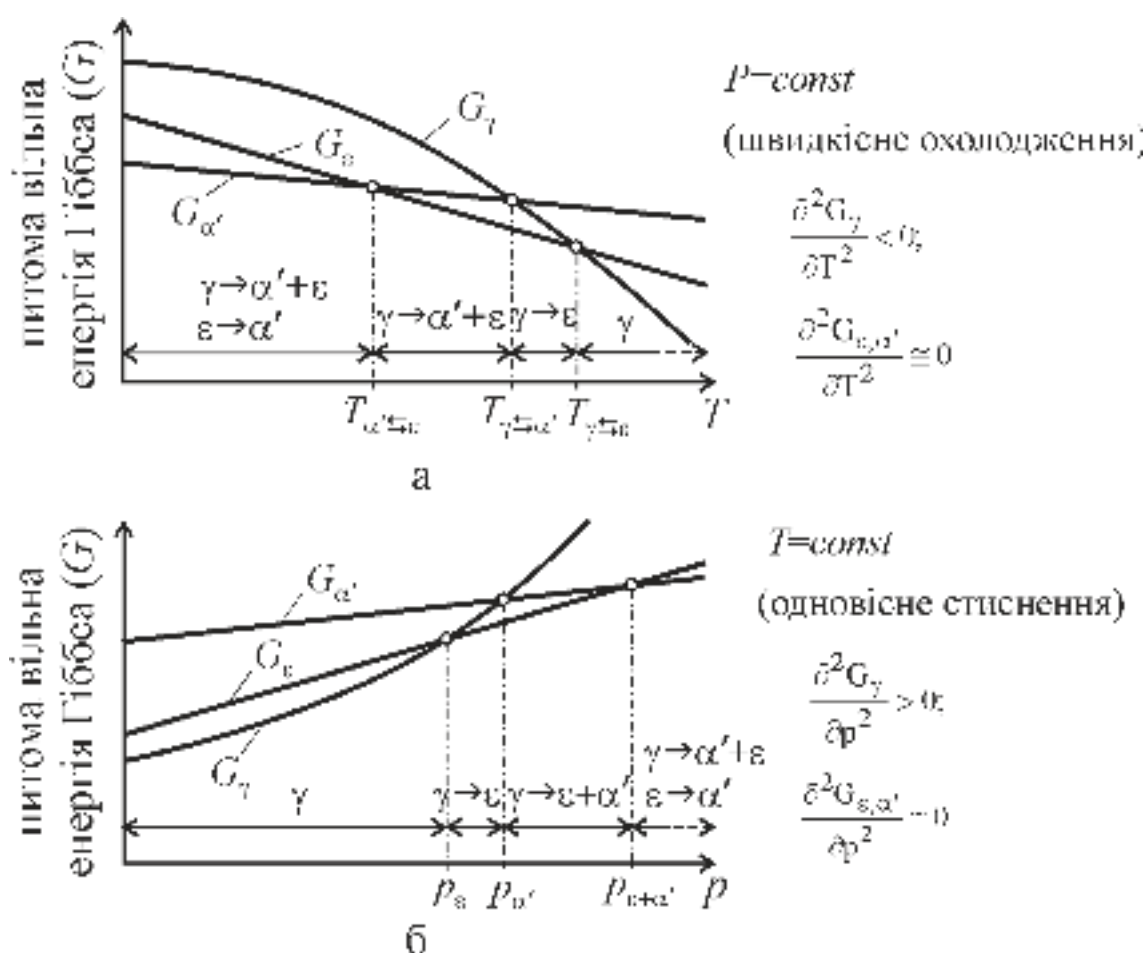


Рисунок 4.34 – Схеми зміни питомих вільних енергій аустеніту ( $G_\gamma$ ) і проміжних мартенситних фаз ( $G_\epsilon$  і  $G_{\alpha'}$ ) залежно від температури  $T$  (а) і тиску  $p$  (б)



Прийнято, що такими межами спочатку можуть бути поверхні дефектів пакування, які з'являються в результаті енергетично вигідного розщеплення елементарних дислокацій з вектором Бюргерса типу  $\bar{b} = \frac{a}{2}\langle 011 \rangle$  у системах ковзання  $\{111\}_\gamma \langle 011 \rangle_\gamma$  ГЦК-гратки аустеніту ( $\gamma$ ). Оскільки дефект пакування, що виникає в результаті цієї реакції і з'єднує 2 часткові дислокації Шоклі ( $\bar{b} = \frac{a}{6}\langle 112 \rangle$ ), являє собою чотири щільноупакованих шари гексагональної конфігурації (ГЩП), то його загальна товщина становить три міжплощинні проміжки, що приблизно відповідає ширині більшкутовій міжфазній межі розділу (з п'ятьма ступенями свободи) [196]. При цьому слід зазначити, що енергію дефекту пакування, зазвичай, пов'язують з вільною енергією його поверхні, припускаючи, що такого роду дефекти є двовимірними утвореннями. Однак такий підхід не дозволяє врахувати ряд важливих нюансів, пов'язаних з формуванням і стійкістю самого дефекту пакування.

Розглянемо кардинальні відмінності в енергетиці дефектів пакування, що виникли в областях стабільного (щодо мартенситних перетворень) і метастабільного аустеніту (див. рис. 4.34 б, лівіше і правіше  $p_\varepsilon$  на схемі). Для цього приймемо, що дефект пакування є зародком  $\varepsilon$ -мартенситу [5, 60] і має ГЩП структуру із енергією, що складається з наступних частин:

$$E_{\text{д.пак.}} = \pm |\Delta G_{\text{ГЦК} \rightarrow \text{ГЩУ}}| \cdot V_{\text{д.пак.}} + 2 \cdot \sigma_{\text{ГЦК/ГЩУ}} \cdot S_{\text{д.пак.}}, \quad (4.18)$$

де  $\Delta G_{\text{ГЦК} \rightarrow \text{ГЩП}}$  – зміна питомої вільної енергії Гіббса при фазовому переході  $\gamma \rightarrow \varepsilon$ ,  $V_{\text{д.пак.}}$  – об'єм дефекту пакування,  $S_{\text{д.пак.}}$  – площа поверхні дефекту, паралельної площині розщеплення повної дислокації,  $\sigma_{\text{ГЦК/ГЩП}}$  – міжфазна енергія (поверхневий натяг), яка виникає в результаті встановлення певного кристалометричного зв'язку при сполученні ґратки аустеніту із зародком  $\varepsilon$ -мартенситу.

Знак (+) у першого члена рівняння відповідає утворенню дефекту в області стабільності аустеніту, а знак (-) – його утворенню в області не стабільного стану аустенітної матриці. Приблизно такий же підхід продемонстрували й автори роботи [195], але з дещо іншою інтерпретацією обох членів рівняння (4.18).

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

Крім того, в області тисків, при яких аустеніт все ще залишається стійким щодо фазового переходу, розщеплення повних дислокацій, мабуть, відбувається з певними утрудненнями ( $\Delta G_{ГЦК \rightarrow ГЦП} > 0$ ), про що свідчить відсутність відомостей про чітко виражених дефектах упаковки, що зв'язують часткові дислокації на електронно-оптичних знімках марганцевих сталей.

Можна припустити, що в цьому випадку коли немає перешкод для переміщення (в протилежні боки) дислокацій Шоклі, що обмежують дефект пакування з  $ГЦП$ -конфігурацією, останній буде навіть сприяти цьому процесу, оскільки наявність рушійної сили, приблизно рівної  $\left| \frac{d\Delta E_{\partial.nak}}{dS_{\partial.nak}} \right|$ , допомагає розштовхуванню часткових дислокацій і сприяє тим самим збільшенню довжини самого дефекту пакування (аж до виходу часткових дислокацій на вільні поверхні або межі аустенітного зерна). На рис. 4.35, залученому з [197], наведено смужки дефектів пакування, що мають у середньому товщину, порівняну з нашими оцінками. Причому, в окремих випадках при локалізації дефекту в деякій області об'єму аустеніту вільна енергія  $\sigma_{ГЦК/ГЦП}$ , мабуть, навіть може частково задовольняти принципу Кюри-Гіббса, який визначає габітус кристалічного зародка в умовах його механічної рівновазі з матрицею.

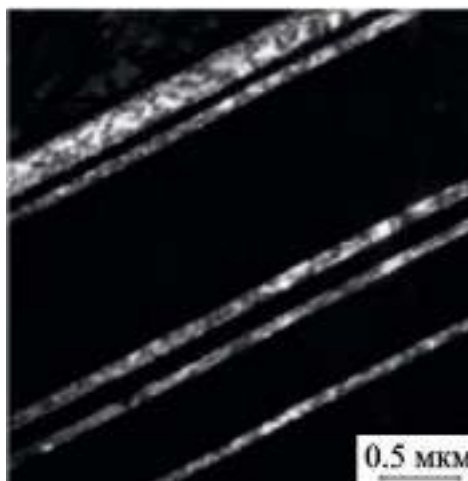


Рисунок 4.35 – Структура, що фіксує утворення пластин  $\epsilon$ -мартенситу в сталі Fe-24Mn при температурі 293 К і деформації 20 % (залучено з [197])

При цьому у чисто гіпотетичному плані можлива певна надбудова мікрокристала  $\epsilon$ -мартенситу в результаті взаємодії окремих часткових дислокацій. Крім того, ідентичні дефекти пакування, ймовірно, здатні сформувати ряд певних за висотою «пачок» площин  $\Gamma\text{ЦП}$ -структур, що в результаті може зменшувати загальну площу контактів (виграш по поверхневій

енергії в цьому випадку складе величину  $(-\sigma \sum_i^{m-2} S_{\text{д.пак.}})$ , де  $m$  – кількість

мікропакетів  $\Gamma\text{ЦП}$  в кожній кінцевій «пачці», а також суттєво знизити пружну енергію груп часткових дислокацій Шоклі при можливому переродженні їх «стінок» у більшкутові границі  $\Gamma\text{ЦП}$ -комплексів.

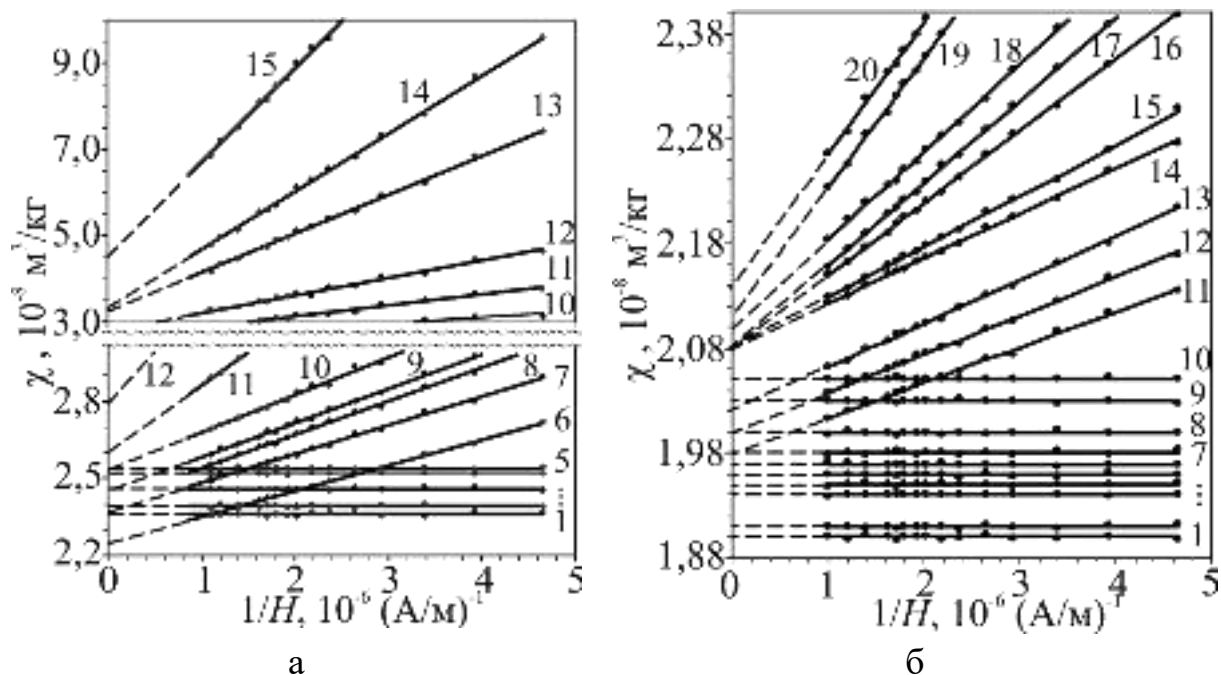
Продовженням процесу перекристалізації (за схемою Освальда) має бути формування фази з наступним (більш значним за енергетичним виграшем) відносним мінімумом вільної енергії Гіббса, тобто додатково до утворення  $\epsilon$ -мартенситу (див. рис. 4.34 б, ділянка між точками  $p_\epsilon$  і  $p_\alpha$ ) має спостерігатися і утворення  $\alpha'$ -мартенситу ( $p > p_\alpha$ ). Правіше точки  $p_{\epsilon+\alpha'}$  відносно стабільним є тільки  $\alpha'$ -мартенсит (тому в цій області тисків  $\epsilon$ -фаза має швидко зникнути). Вважається [179], що нова проміжна фаза ( $\alpha'$ -мартенсит) безпосередньо формується в самому  $\epsilon$ -мартенситі (перетворення на місці – «in situ») за моделлю однієї із стандартних зсувних схем (наприклад, Курдюмова-Закса), що

цілком ймовірно, оскільки при підвищених тисках і відносно низьких (кімнатних) температурах дифузійне переміщення атомів в більшості металевих систем вкрай обмежено.

Те, що наведена схема (див. рис. 4.34 б) фактично показує описаний характер структурних змін, підтверджується експериментами з встановлення дійсних деформаційних мартенситних точок [139, 162]. Високомарганцеві сталі були отримані у вигляді зливків 100x100x200 мм і піддані гартуванню у воду від 1050 °С (3 год.). Хімічний склад (% мас.): 110Г13Л (1,16 С, 0,10 Cr, 0,018 Al, 0,76 Si, 13,8 Mn, 0,092 P, 0,016 S) і 110Г18Л (1,23 С, 1,37 Cr, 0,35 Ni, 17,50 Mn, 0,62 Si, 0,03 P, 0,24 Mo).

Досліджувані зразки сталей до пластичної одноосової деформації на стиснення були повністю аустенізовані, що підтверджується горизонтальною лінією  $\chi(1/H)$  (рис. 4.36, прямі 1 відповідно для 110Г13Л і 110Г18Л) [162]. Початкові значення парамагнітної сприйнятливості  $\chi_\gamma$  аустеніту для цих сталей склали  $2,36 \cdot 10^{-8}$  і  $1,90 \cdot 10^{-8}$  м<sup>3</sup>/кг. Деформація до 4,86 % для 110Г13Л і 10,0 % для 110Г18Л спричинила збільшення парамагнітної сприйнятливості  $\chi_\gamma$  (відповідно  $2,54 \cdot 10^{-8}$  і  $2,05 \cdot 10^{-8}$  м<sup>3</sup>/кг). Спостережуваний ефект росту парамагнітної сприйнятливості аустеніту із підвищенням ступеню деформації до появи перших порцій мартенситу аналогічний аустенітним хромонікелевим сталям [180]. Для сталі 110Г13Л (див. рис. 4.36 а, прямі 6...9) при деформаціях 6,03 %; 8,52 %; 10,0 % і 11,0 % було зафіксовано порції виникаючого  $\alpha'$ -мартенситу у кількості  $(0,69; 0,81; 0,89 \text{ і } 0,91) \cdot 10^{-2}$  %, відповідно. Слід звернути увагу на те, що ці прямі перетнули початкові горизонтальні прямі 1...5. При екстраполяції прямих на вісь  $\chi$  ( $H \rightarrow \infty$ ) отримали значення результуючої питомої магнітної сприйнятливості  $\chi_\infty = (2,25; 2,35; 2,41; 2,45) \cdot 10^{-8}$  м<sup>3</sup>/кг, відповідно.

Наявність підйому горизонтальних прямих  $\chi(1/H)$  зі збільшенням ступеня деформації ймовірно пов'язано зі збільшенням питомої магнітної сприйнятливості аустеніту через збільшення об'єму неупорядкованих ділянок його структури (наприклад: малокутових границь, скупчення дислокацій).



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

Рисунок 4.36 – Залежність питомої магнітної сприйнятливості  $\chi$  сталей 110Г13Л (а) і 110Г18Л (б) від оберненої напруженості магнітного поля  $H$  при різних ступенях  $D$  пластичної деформації (ідентифікація  $\epsilon$ -мартенситу)

Причиною підйому горизонтальних прямих залежності  $\chi(1/H)$  може служити зміна характеристик  $k$ -простору і форми розподілу Фермі в кристалічній ґратці решітці аустеніту при структурному переході  $ГЦК \rightarrow ОЦК$  через проміжний стан, який відповідає щільноупакованій гексагональній структурі ( $ГЦП$ ):  $ГЦК \rightarrow ГЦП$ . В результаті змінюється співвідношення вкладів локалізованих і колективізованих електронів атомної структури аустеніту. При подальшому збільшенні деформації до деякої критичної величини, з'являється нахил прямих  $\chi(1/H)$ , що свідчить про виникнення феромагнітного  $\alpha'$ -мартенситу.

Із графічної залежності  $\chi_\infty$  від  $P_{\alpha'}$  для сталі 110Г13Л визначили значення питомої парамагнітної сприйнятливості нової фази:  $\chi_\varepsilon = 1,65 \cdot 10^{-8}$  м<sup>3</sup>/кг. Це значення виявилось менше знайденого значення  $\chi_\gamma$  недеформованого аустеніту ( $\chi_\gamma = 2,36 \cdot 10^{-8}$  м<sup>3</sup>/кг). За даними авторів [83] у сталях Г20 і 25Г18  $\varepsilon$ -мартенсит є парамагнітною фазою і для цих сталей сприйнятливість  $\varepsilon$ -мартенситу  $\chi_\varepsilon = 0,99 \cdot 10^{-8}$  м<sup>3</sup>/кг, що майже в 1,8 рази менше, ніж аустеніту  $\chi_\gamma = 1,75 \cdot 10^{-8}$  м<sup>3</sup>/кг. Як бачимо, різниця склала  $\chi_\gamma - \chi_\varepsilon = (1,75 - 0,99) \cdot 10^{-8} = 0,76 \cdot 10^{-8}$  м<sup>3</sup>/кг, що добре збігається з отриманим нами значенням для сталі 110Г13Л:  $\chi_\gamma - \chi_\varepsilon = (2,36 - 1,65) \cdot 10^{-8} = 0,71 \cdot 10^{-8}$  м<sup>3</sup>/кг. Отже, парамагнітна фаза, що виникла, є  $\varepsilon$ -мартенситом деформації, що узгоджується з [5, 60, 195].

При деформації 12,01 % для сталі 110Г13Л результуюча питома магнітна сприйнятливість  $\chi_\infty$  досягла рівня  $2,54 \cdot 10^{-8}$  м<sup>3</sup>/кг (див. рис. 4.36 а, пряма 10), що збігається з максимальним значенням парамагнітної сприйнятливості деформованого аустеніту  $\chi_{\gamma'} = 2,54 \cdot 10^{-8}$  м<sup>3</sup>/кг. Це дозволяє припустити, що при такому силовому впливі  $\varepsilon$ -фаза вже повністю трансформувалась в результаті перетворення  $\varepsilon \rightarrow \alpha'$  (див. схему на рис. 4.34 б). Подальша деформація приводить тільки до перетворення  $\gamma' \rightarrow \alpha'$ .

Аналогічні дослідження виконувались і для сталі 110Г18Л [162]. При деформаціях 13,05 %; 15,78 % і 21,12 % було зафіксовано порції  $\alpha'$ -мартенситу деформації, який утворився в кількості  $(0,29; 0,32 \text{ і } 0,37) \cdot 10^{-2}$  %, відповідно (див. рис. 4.36 б, прямі 11...13). Отримані прямі перетнули горизонтальні прямі 7...9 і при екстраполяції ( $H \rightarrow \infty$ ) на вісь  $\chi$  дали значення результуючої питомої магнітної сприйнятливості  $\chi_\infty = (1,98; 2,00; 2,02) \cdot 10^{-8}$  м<sup>3</sup>/кг, відповідно. Значення питомої парамагнітної сприйнятливості  $\varepsilon$ -мартенситу у цьому випадку склало  $\chi_\varepsilon = 1,82 \cdot 10^{-8}$  м<sup>3</sup>/кг, а для аустеніту –  $\chi_\gamma = 1,90 \cdot 10^{-8}$  м<sup>3</sup>/кг. Отже, в цьому разі різниця ( $\chi_\gamma - \chi_\varepsilon$ ) незначна порівняно з такою самою для сталі Г13Л.

Інтенсивність виникнення  $\alpha'$ -мартенситу деформації в сталі 110Г13Л (рис. 4.37 а) значно вища, ніж в 110Г18Л (рис. 4.37 б). Також із підвищенням

вмісту Mn точка початку  $\gamma \rightarrow \alpha'$  перетворення зміщується у бік більш високих тисків  $p'_{\varepsilon+\alpha'} > p_{\varepsilon+\alpha'}$  (рис. 4.38).

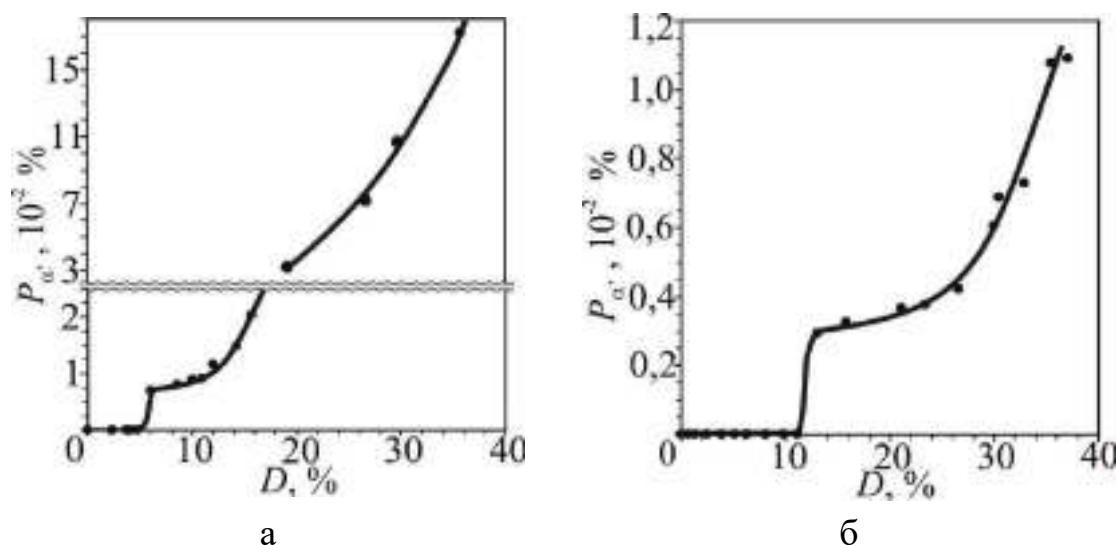


Рисунок 4.37 – Залежність кількості утвореного  $\alpha'$ -мартенситу деформації  $P_{\alpha'}$  при різних ступенях деформації  $D$  сталей 110Г13Л (а) і 110Г18Л (б)

При стисненні до 35 % в 110Г13Л утворюється  $17,2 \cdot 10^{-2} \%$   $\alpha'$ -мартенситу, а в сталі 110Г18Л –  $1,07 \cdot 10^{-2} \%$ . Таку різницю можна пояснити різним магнітним станом аустеніту, а саме значеннями  $\chi_{\gamma}^{\Gamma 13Л} = 2,36 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$  і  $\chi_{\gamma}^{\Gamma 18Л} = 1,90 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$ .

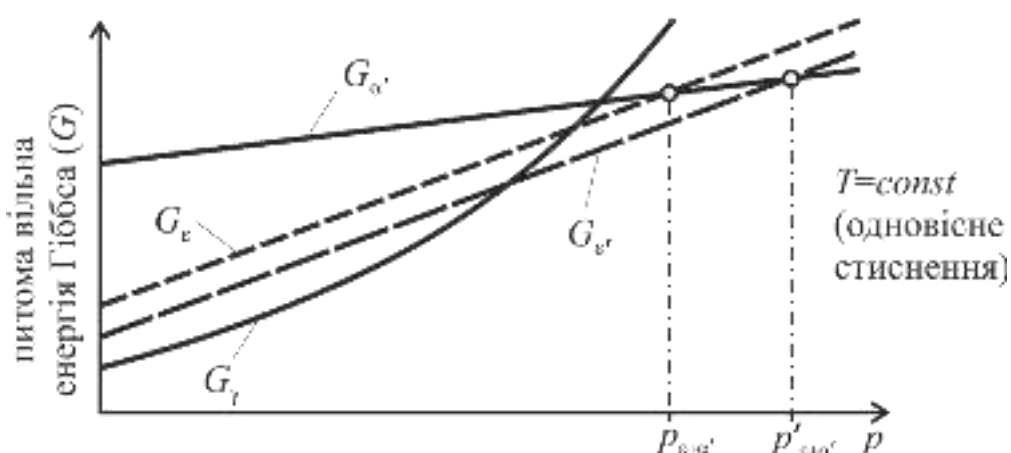


Рисунок 4.38 – Схематичне розташування ліній питомих значень вільних енергій Гіббса аустеніту ( $G_{\gamma}$ ),  $\alpha'$ -мартенситу ( $G_{\alpha'}$ ) і  $\varepsilon$ -мартенситу для сталей 110Г13Л ( $G_{\varepsilon}$ ) і 110Г18Л ( $G_{\varepsilon'}$ )

На завершення зазначимо, що оскільки питома вільна енергія  $G_{\gamma+\alpha'}$  фазової суміші відповідає залежності  $G_{\gamma+\alpha'} = G_{\gamma} \cdot (1 - x) + G_{\alpha'} \cdot x$ , де  $x = \frac{V_{\alpha'}}{V}$  відносна зміна об'єму мартенситної фази, то з урахуванням наступних співвідношень:

$$\left\{ \begin{array}{l} G_{\gamma+\alpha'} = G_{\gamma} - (G_{\gamma} - G_{\alpha'}) \cdot x \\ G_{\gamma} > G_{\alpha'} \\ G_{\gamma} = \text{const} \\ G_{\alpha'} = \text{const} \\ p = \text{const} \end{array} \right. \quad (4.19)$$

отримаємо, що із збільшенням об'єму мартенситної фази, зменшення вільної енергії фазових сумішей  $G_{\gamma+\alpha'}$  у процесі перетворення при пластичній деформації відбувається за лінійним законом.

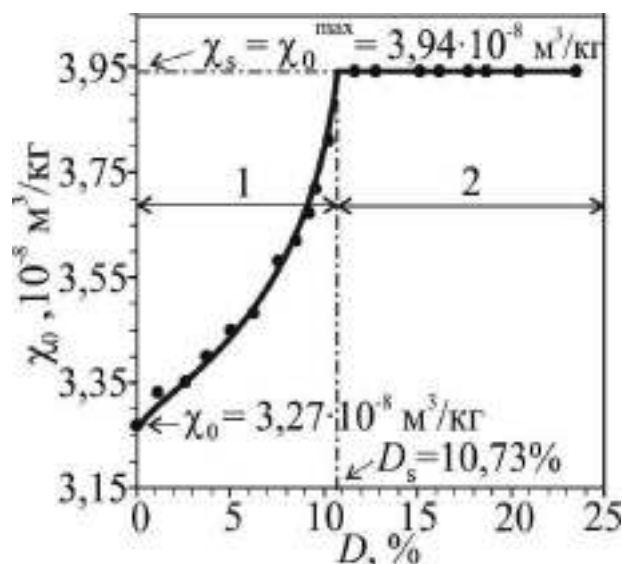
Експериментально показано, що із підвищенням вмісту Mn у досліджуваних марганцевих сталях зростає здатність їх аустеніту до виникнення  $\varepsilon$ -мартенситу і, крім того, дане підвищення зміщує точку початку  $\gamma \rightarrow \alpha'$  перетворення в область підвищених деформацій, що також підтверджує запропоновану термодинамічну модель структурних змін.

Використовуючи чутливий магнітометричний метод, вдалося зафіксувати початкові стадії перетворень аустеніту, підданого одноосьовому стисненню, в  $\varepsilon$ - і  $\alpha'$ - мартенсити деформації (для сталі 110Г13Л при деформації 6,03 % зафіксували  $\varepsilon$ -мартенсит і першу порцію  $\alpha'$ -мартенситу, що виник в кількості  $P_{\alpha'} = 0,69 \cdot 10^{-2} \%$ , а для 110Г18Л при деформації 13,05 % –  $P_{\alpha'} = 0,29 \cdot 10^{-2} \%$ ), що узгоджується з вищезазначеною схемою (див. рис. 4.34 б) зміни питомих вільних енергій аустеніту і проміжних мартенситних фаз при підвищенні тиску.



#### 4.5 Магнітний стан аустеніту поблизу дійсної деформаційної мартенситної точки і його вплив на зародження мартенситу деформації в аустенітних хромонікелевих сталях

На рис. 4.39 подана залежність питомої парамагнітної сприйнятливості  $\chi_0$  аустеніту від ступеня одноосної пластичної деформації стисненням  $D$  сталі 12X18H10T (% мас.: 0,12 С; 1,582 Мn; 0,304 Si; 18,089 Cr; 10,46 Ni; 0,112 Мо; 0,46 Ti), яка у початковому стані була парамагнітною і не містила домішок  $\alpha$ -фази ( $\delta$ -фериту) [176]. Після кожного повільного акту деформації сприйнятливість  $\chi_0$  аустеніту збільшується (рис. 4.39, область 1) до постійного максимального значення  $\chi_0^{\max} = 3,94 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$  (рис. 4.39, область 2). Отже деформація змінює не лише структурний, але і магнітний стан аустеніту. Подальша деформація (див. рис. 4.9) приводить до утворення  $\alpha'$ -мартенситу.



1 – деформаційна область збільшення  $\chi_0$ ; 2 – область постійного "максимального" парамагнітного стану аустеніту, в якій виникає й накопичується  $\alpha'$ -мартенсит деформації.

Рисунок 4.39 – Залежність питомої парамагнітної сприйнятливості  $\chi_0$  аустеніту від ступеня пластичної деформації стисненням  $D$  сталі 12X18H10T (10,46 % Ni)

З лінійної залежності  $\chi_{\infty}(P_{\alpha'})$  (див. рис. 4.10) можна перекоонатися в тому, що питома магнітна сприйнятливість аустеніту не змінюється при зародженні перших і подальших порцій мартенситу і дорівнює  $\chi_0^{\max} = 3,94 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$  (див. рис. 4.39, область 2). Постійність парамагнітного стану аустеніту в процесі зародження і подальшого накопичення мартенситу в ньому можна пояснити таким чином. Оскільки фазовий перехід  $\gamma \rightarrow \alpha'$  відбувається із збільшенням об'єму, тобто зменшується щільність, що сприяє розуцільненню. Отже, в такому аустеніті виникнення мартенситних кристалів після кожного акту пластичної деформації знімає локальне перенапруження і запобігає його виникненню до наступного акту деформації [176].

Про характер обмінної взаємодії між магнітними атомами в речовині можна судити, до певної міри, із залежності магнітної сприйнятливості від температури. У роботі [39] отримані теоретичні залежності температурного ходу  $\frac{1}{\chi T} \left( \frac{1}{T} \right)$  ГЦК систем з різними типами обмінної взаємодії між атомами і які експериментально підтверджені для ряду аустенітних сталей і сплавів [40, 41, 174, 198]. Порівнюючи отриману залежність  $\chi(D)$  (див. рис. 4.7) з відомими залежностями  $\chi(1/T)$  (наприклад [40]) для ГЦК систем, можна відзначити, що вони мають однакову форму і подібну функціональну залежність. Тому, спробуємо замість температурної залежності  $1/(\chi \cdot T)$  від  $1/T$  побудувати деформаційну –  $D/\chi$  від  $D$  (рис. 4.40), і тим самим скористатися аналізом для ГЦК-систем, який описано в [39, 40, 174]. Зіставляючи куполоподібну залежність  $D/\chi$  від  $D$ , отриману для сталі 12X18H10T (рис. 4.40), з куполоподібними кривими  $\frac{1}{\chi T} \left( \frac{1}{T} \right)$ , наведеними в роботах [39, 40], можна визнати, що вони подібні і тому їй можна дати аналогічну інтерпретацію.

При деформаціях до дійсної деформаційної точки  $D_S$  нахил кривих  $D/\chi$  є позитивним (див. рис. 4.40), це свідчить про те, що при цих деформаціях переважаючим видом обмінної взаємодії між атомами є негативний, тобто переважає антиферомагнітна взаємодія між атомами. При деформаціях більше

$D_s$  нахил кривих  $D/\chi$  (див. рис. 4.40) стає негативним, що вказує на те, що магнітний стан в сталі буде вже обумовлений, в основному, позитивною обмінною взаємодією, тобто має місце феромагнітна взаємодія між атомами.

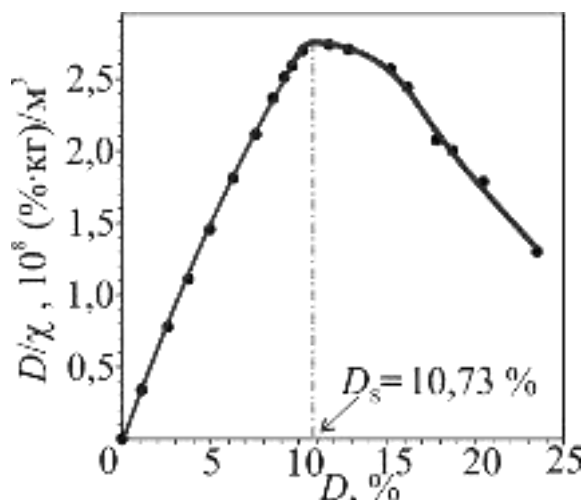
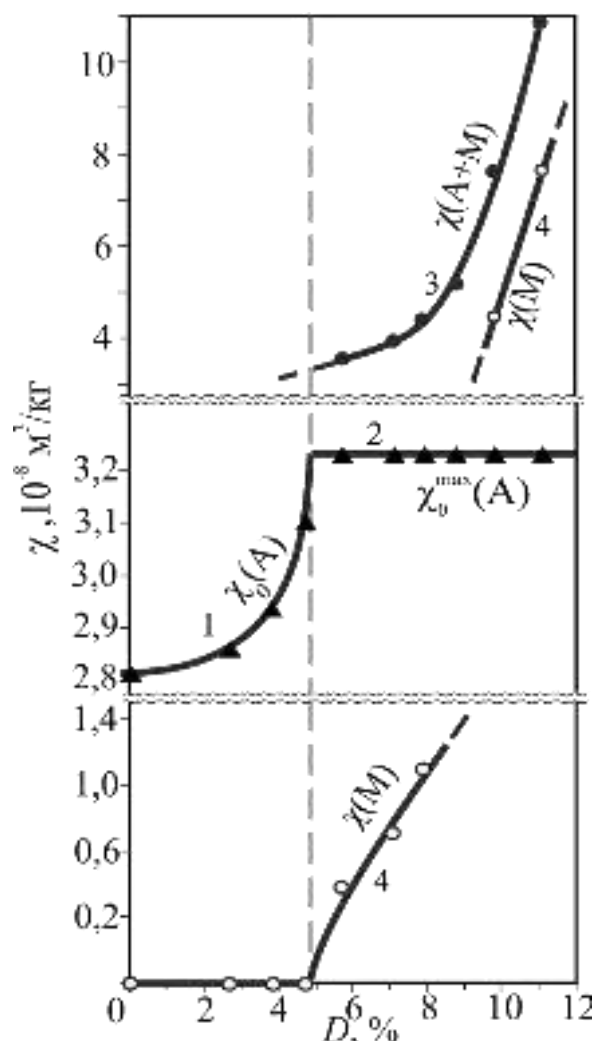


Рисунок 4.40 – Залежність  $D/\chi$  від деформації  $D$  заздалегідь повністю аустенізованої сталі 12X18H10T (10,46 % Ni)

Дослідження [139, 145, 146, 151, 152, 154, 155, 176, 180, 181, 184, 200, 201], проведені для ряду сталей але з дещо іншим хімічним складом, підтвердили отримані результати. На рис. 4.41 [180] показано залежність питомої магнітної сприйнятливості  $\chi$  від відносного ступеня стиснення в попередньо повністю аустенізованій сталі 08X18H10T (% мас.: 0,08 C; 0,230 Si; 0,982 Mn; 0,021 P; 0,004 S; 17,742 Cr; 0,262 Mo; 10,567 Ni; 0,259 Ti) з урахуванням розділення магнітної сприйнятливості аустеніту і мартенситу до і після дійсної деформаційної мартенситної точки  $D_s$ .

Інша аустенітна сталь 12X18H10T (% мас.: 0,12 C; 1,505 Mn; 17,797 Cr; 10,867 Ni; 0,137 Mo; 0,304 Si; 0,486 Ti) після аустенізації стала повністю однофазною ( $A$ ) з  $\chi_0 = 3.32 \cdot 10^{-8}$  м<sup>3</sup>/кг [201]. Встановлено, що під час одноосьового стиснення цієї сталі мартенсит деформації виникає за досягнення  $D_s = 10,9$  %, нижче за яку існує однофазний стан ( $A$ ), вище – двофазний ( $A+M$ ). Виявлено, що в області деформації  $D = 0 \dots 11$  % парамагнетизм аустеніту

“зростає” на  $\approx 30\%$  ( $\chi_0$  збільшується від  $3,33 \cdot 10^{-8}$  м<sup>3</sup>/кг до максимального значення  $\chi_0^{\max}(A) = 4,6 \cdot 10^{-8}$  м<sup>3</sup>/кг).

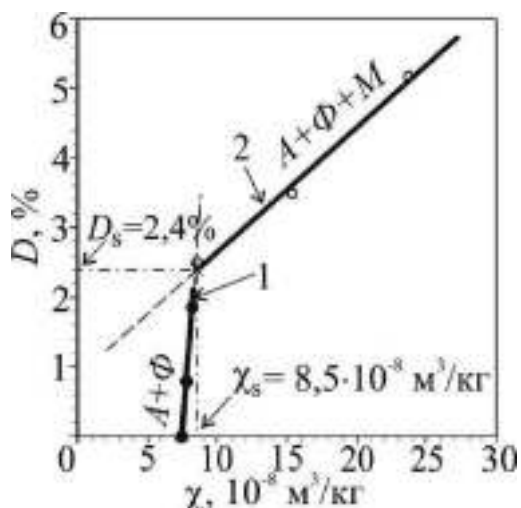


- 1 – область збільшення парамагнітної сприйнятливості  $\chi_0(A)$  аустеніту до максимального значення  $\chi_0^{\max}(A)$ ;
- 2 – область постійного максимального парамагнітного стану аустеніту  $\chi_0^{\max}(A) = const$ , в якій і виникає та накопичується  $\alpha'$ -мартенсит деформації;
- 3 – область результуючої зміни питомої магнітної сприйнятливості  $\chi(A+M)$  аустеніту і  $\alpha'$ -мартенситу;
- 4 – область збільшення питомої магнітної сприйнятливості  $\chi(M)$   $\alpha'$ -мартенситу деформації  
 $\chi(M) = \chi(A+M) - \chi_0^{\max}(A)$ .

Рисунок 4.41 – Залежність питомої магнітної сприйнятливості  $\chi$  попередньо повністю аустенізованої сталі 08X18N10T від відносного ступеня  $D$  одноосевого стиснення

Підвищення значення питомої магнітної сприйнятливості аустеніту для зразків, як деформованих одноосьовим стисненням, так одноосьовим розтягом [53], можливо пов'язане з виникненням (в областях з високим рівнем внутрішньої напруги) поблизу точки  $D_s$  феромагнітних кластерів, на базі яких виникають кристали феромагнітної  $\alpha$ -фази (мартенситу деформації). У сталі 12X18N9T (% мас.: 0,12 С; 1,316 Мн; 17,854 Сr; 9,42 Ni; 0,121 Мо; 0,250 Si; 0,252 Ti) після стандартної аустенізації залишився  $\delta$ -ферит ( $\Phi$ ) кількістю

$P_{\delta} = 0,078 \%$  [201]. Дослідження цієї сталі (до деформації – двофазної,  $A+\Phi$ ) показали, що залежність  $D(\chi)$  має аналогічний характер (рис. 4.42) зі значеннями  $D_S = 2,4 \%$  і  $\chi_S = 8,5 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$ .



пряма 1 – двофазний ( $A+\Phi$ ) стан;  
пряма 2 – трифазний ( $A+\Phi+M$ ) стан.

Рисунок 4.42 – Залежність відносної деформації стиснення  $D$  від питомої магнітної сприйнятливості  $\chi$  ( $H = 3,42 \cdot 10^5 \text{ А/м}$ ) сталі 12X18H9T. У точці перетину прямих:  $D_S = 2,4 \%$ ,  $\chi_S = 8,5 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$

Зменшення величини  $D_S$  сталі 12X18H9T порівняно зі 12X18H10T пояснюється наявністю домішок  $\delta$ -фериту. У сталі 12X18H9T дійсна деформаційна мартенситна точка  $D_S$  вказує на те, що при  $D < D_S$  існує двофазний стан ( $A+\Phi$ ), а при  $D > D_S$  – трифазний ( $A+\Phi+M$ ). При цьому зі збільшенням  $D$  зростає кількість виникаючого  $\alpha'$ -мартенситу (рис. 4.43) [200].

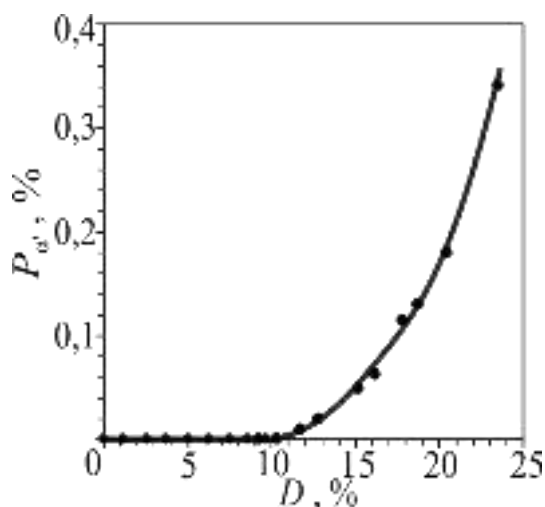


Рисунок 4.43 – Залежність кількості  $P_{\alpha'}$  виникаючого  $\alpha'$ -мартенситу від відносного ступеня  $D$  деформації стисненням сталі 12X18H9T

Аналогічно, як і для температурного  $\gamma \rightarrow \alpha$  перетворення [40, 53, 142, 173, 175, 202], можна припустити, що з збільшенням деформації при підході до

дійсної деформаційної мартенситної точки позитивна обмінна взаємодія може привести до утворення малих однодомених феромагнітних впорядкованих областей, так званих кластерів, що володіють магнітним моментом. У магнітному полі колектив таких кластерів поводитиметься як суперпарамагнетик.

Отже, запропоновано метод визначення дійсної деформаційної мартенситної точки  $D_S$ . Для однофазної сталі при деформації стиснення  $D < D_S$  існує однофазний аустенітний стан, а при  $D > D_S$  – двофазний (аустеніт і мартенсит). Для двофазної сталі при  $D < D_S$  існує двофазний стан ( $A+\Phi$ ), при  $D > D_S$  – трифазний ( $A+\Phi+M$ ).

Магнітний стан аустеніту при деформації на стиснення може бути представлено у вигляді двох областей. Перша ( $0 \leq D < D_S$ ) характеризується зміною парамагнітного стану аустеніту, тобто збільшенням питомої магнітної сприйнятливості  $\chi_0$  парамагнітного аустеніту до максимального значення  $\chi_0^{\max}$ ; друга ( $D > D_S$ ) – постійністю парамагнітного стану аустеніту ( $\chi_0^{\max} = \text{const}$ ), в якій утворюється і накопичується мартенсит при подальшій деформації.

#### **4.6 Еволюція магнітного стану аустеніту при деформації розтягом аустенітних хромонікелевих сталей**

Конструкції з хромонікелевих сталей в процесі виготовлення або експлуатації можуть також піддаватися розтягу, що зумовлює інтерес до оцінки магнітного стану аустеніту при подібній деформації. Для дослідження зміни атомно-магнітного стану аустеніту до і після пластичної одноосній деформації розтягом при кімнатній температурі обрана аустенітна хромонікелева сталь 08X18H10 у вигляді дроту  $\varnothing 4$  мм, яка застосовується для виготовлення зварювальних електродів. Хімічний склад (% мас.): 0,068 C; 17,90 Cr; 10,1 Ni; 1,56 Mn; 0,55 Si; 0,032 Nb; 0,0075 Ti; 0,101 Mo; 0,162 Cu; 0,03 P; 0,011 S;

0,057 N. З метою отримання повністю аустенізованого стану (100,00 %) стержні з цього дроту піддавали нагріванню до 1373 К, витримували 30 хв. і охолоджували у воді. Однак, таке гартування не призвело до повної аустенізації, тому зразки містили незначну кількість  $\delta$ -фериту. Потім ці стержні піддавали одноосній деформації розтягом на приладі ИР-100 при кімнатній температурі. Стержні із вихідною довжиною 273 мм з кільцевим концентратором посередині шириною 0,5 мм і глибиною 0,25 мм під дією зусилля 8,6 кН руйнувалися при довжині 357 мм. Діаметр стержня до руйнування дорівнював 4 мм, в точці розриву – 2,5 мм. Потім холодним механічним способом вирізали зразки у вигляді циліндрів висотою 3 мм.

У таблицях 4.5 наведені експериментальні значення для недеформованих зразків результуючої питомої магнітної сприйнятливості  $\chi_\infty$  ( $\chi_\infty = \chi_0 + \chi_p$ ) і кількості  $P_\delta$   $\delta$ -фериту. Середнє значення  $\delta$ -фериту розподіленого по довжині стержня становить  $\bar{P}_\delta = 0,0069$  %.

Таблиця 4.5 – Експериментальні значення  $\chi_\infty$  і  $P_\delta$  для недеформованих зразків досліджуваної сталі 08X18H10

№ недеформованих (початкових) зразків	$\chi_\infty, 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$	$P_\delta, \%$	$\bar{P}_\delta, \%$
1	2,80	0,0074	0,0069
2	2,68	0,0035	
3	2,67	0,0030	
4	2,74	0,0058	
5	2,70	0,0048	
6	2,82	0,0081	
7	2,90	0,0098	
8	2,94	0,0113	
9	2,85	0,0093	
10	2,76	0,0065	

При деформації кількість  $\delta$ -фериту не змінюється ( $P_{\delta} = const$ ). Кількість утвореного  $\alpha'$ -мартенситу у деформованих (розтягом) зразків сталі 08X18N10 наведено в табл. 4.6.

Таблиця 4.6 – Експериментальні значення  $\chi_{\infty}$ ,  $P_{\delta+\alpha'}$  і  $P_{\alpha'}$  для зразків досліджуваної сталі 08X18N10, деформованих одноосьовим розтягом

№ деформ. зразка	$\chi_{\infty}$ , $10^{-8}$ м <sup>3</sup> /кг	$P_{\delta+\alpha'}$ , %	$P_{\alpha'} = P_{\delta+\alpha'} - \bar{P}_{\delta}$ , %
20	3,57	0,0505	0,0435
21	3,55	0,0504	0,0434
22	3,67	0,0491	0,0421
23	3,68	0,0475	0,0405
24	3,69	0,0479	0,0409
25	3,62	0,0486	0,0416
26	3,56	0,0481	0,0411
27	3,59	0,0482	0,0412
28	3,62	0,0501	0,0431
29	3,58	0,0458	0,0388
30	3,58	0,0457	0,0387
31	3,54	0,0451	0,0381
32	3,56	0,0452	0,0382
33	3,57	0,0453	0,0383
34	3,58	0,0454	0,0384
35	3,61	0,0455	0,0385
36	3,63	0,0457	0,0387
37	3,67	0,0458	0,0388
38	4,3	0,1100	0,1030
39	4,9	0,1190	0,1120
40	12,7	0,9330	0,9260



На рис. 4.44 наведено графічний розподіл кількості  $\alpha'$ -мартенситу, розподіленого по довжині стержня після деформації розтягом [203]. Зразок № 40 відповідає точці розриву. Як бачимо, в області руйнування кількість виникаючого  $\alpha'$ -мартенситу в  $\sim 100$  разів перевищує кількість локального мартенситу, що утворився за довжиною стержня до руйнування.

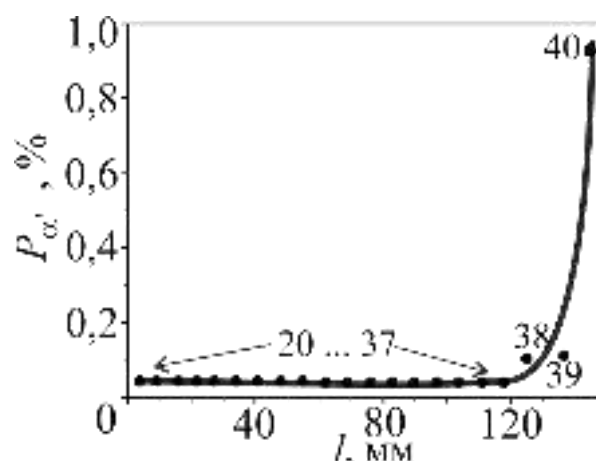


Рисунок 4.44 – Розподіл  $\alpha'$ -мартенсита за довжиною стержня після деформації розтягом сталі 08X18H10 (цифрамаи вказані номери зразків, зразок №40 відповідає точці розриву)

Для знаходження питомих магнітних сприйнятливостей аустеніту  $\chi_0$ (недеф.) і  $\chi_0$ (деф.) відповідно недеформованих і деформованих зразків з лінійної залежності  $\chi_\infty(P_\delta)$  і  $\chi_\infty(P_{\alpha'})$  (рис. 4.45) методом екстраполяції  $P_\delta \rightarrow 0$  і  $P_{\alpha'} \rightarrow 0$  (відсутня ферофаза, тобто  $\chi_p = 0$  і тому  $\chi_\infty = \chi_0 + \chi_p \rightarrow \chi_0$ ) визначаємо значення  $\chi_0$ (недеф.) і  $\chi_0$ (деф.) аустеніту, відповідно для недеформованих і деформованих зразків. Отримуємо, що  $\chi_0$ (недеф.) =  $2,55 \cdot 10^{-8}$  м<sup>3</sup>/кг, а  $\chi_0^{\max}$ (деф.) =  $3,22 \cdot 10^{-8}$  м<sup>3</sup>/кг.

Раніше встановлено ефект збільшення питомої парамагнітної сприйнятливості  $\chi_0$  аустеніту при одноосьовому стисненні сталей 10X18H9 [184], 08X18H10T [180], 12X18H10T [201] до дійсної мартенситної точки  $D_S$ . У точці  $D_S$  зароджується і зі збільшенням ступеня деформації накопичується мартенсит деформації при постійному значенні  $\chi_0^{\max} = const$  (“постійний”

магнітний стан). За аналогією [176] можна прийняти, що досліджувана сталь 08X18H10 до одноосьового розтягу характеризувалася певним магнітним станом аустеніту ( $\chi_0 = 2,55 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$ ) і при досягнення  $D_S$  магнітний стан “зріс” ( $\chi_0$  збільшилось) до постійного максимального значення  $\chi_0^{\text{max}} = 3,22 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$ , при якому почав зароджуватися і накопичуватися  $\alpha'$ -мартенсит деформації, при цьому магнітна сприйнятливість  $\chi_0$  зросла більш ніж на 26 %.

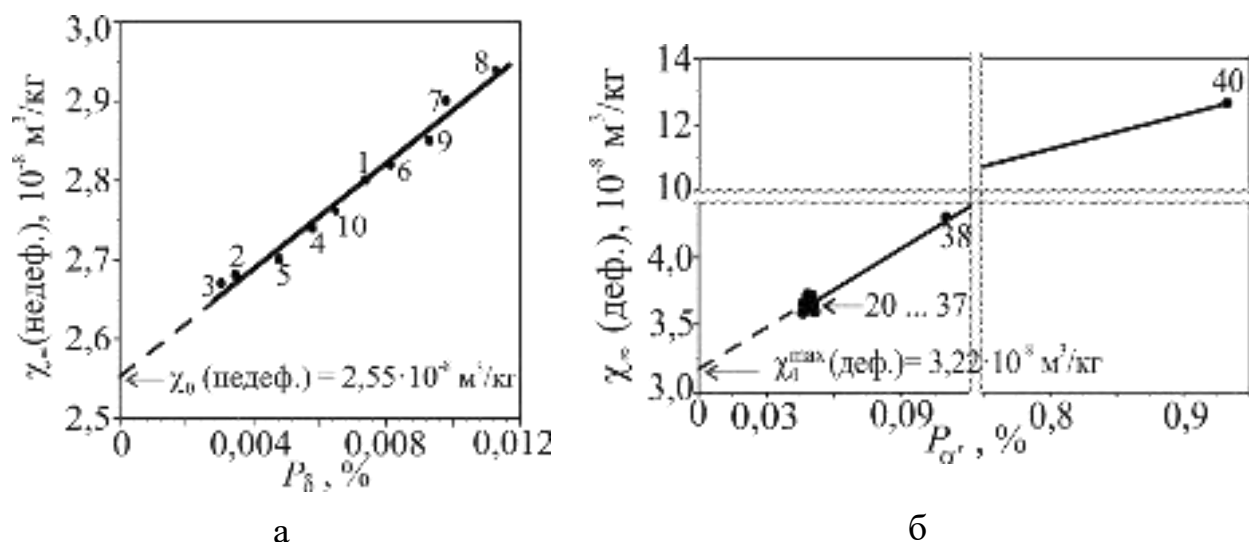


Рисунок 4.45 Залежність результуючої питомої магнітної сприйнятливості  $\chi_{\infty}(\text{недеф.})$  недеформованих зразків сталі 08X18H10, вирізаних у вздовж стержня від кількості  $\delta$ -фериту (а) і  $\chi_{\infty}(\text{деф.})$  зразків, деформованих одноосьовим розтягом, від кількості  $P_{\alpha'}$   $\alpha'$ -мартенситу (цифрами вказані номери зразків, зразок №40 відповідає точці розриву)

Таким чином встановлено, що в сталі 08X18H10 у вигляді стержня після стандартної термообробки кількість  $\delta$ -фериту за довжиною стержня розподілено неоднорідно і змінюється від 0,003 % до 0,012 %, середнє значення  $\bar{P}_{\delta} = 0,0069$  %.

Після одноосьового розтягу початкової сталі 08X18H10 кількість  $\alpha'$ -мартенситу в різних ділянках за довжиною деформованого стержня до зони руйнування змінюється від 0,038 % до 0,11 %, тобто значно більше порівняно із

середнім значенням  $\delta$ -фериту недеформованої сталі. Безпосередньо в зоні руйнування  $P_{\alpha}$  зросла до 0,926 %. Встановлено різні магнітні стану аустеніту сталі 08X18H10 до ( $\chi_0 = 2,55 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$ ) і після ( $\chi_0^{\max} = 3,22 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$ ) одноосьового розтягу.

#### **4.7 Види і границі станів деформаційної стабільності і нестабільності аустеніту Fe-Cr-Ni сталей залежно від вмісту нікелю**

Відомо, що основною структурною складовою Fe-Cr-Ni сталей є аустеніт, який умовно поділяють без вказівки відповідних меж на нестабільний, помірно нестабільний і стабільний [65, 152, 204]. Багато дослідників за критерій стабільності аустеніту при деформації аустенітних нержавіючих сталей приймають відсутність  $A \rightarrow M$  перетворення, або поява 1 %...2 % мартенситу при кімнатній температурі [205]. Наприклад, при пластичній деформації 15 %...20 % в сталі 12X18H9T підвищується інтенсивність магнітного насичення, що вказує на утворення мартенситу і свідчить про нестійкість аустеніту даної сталі до фазових перетворень [206].

Вивчення фазових перетворень в аустенітних хромонікелевих сталях магнітними методами присвячено багато робіт, наприклад, [53, 153, 207]. Нестійкість аустеніту і зміна парамагнітного стану аустеніту (мірою якого є питома парамагнітна сприйнятливність  $\chi_0$ ) розглядалася при впливі температурно-силових факторів в роботах [53, 136, 145, 180, 201, 207]. Однак, самі питання стабільності і нестабільності аустеніту, а також існування їх меж все ще недостатньо вивчені.

Тому представляє інтерес більш детально розібратися в цих питаннях, а саме спробувати узагальнити і систематизувати ці проблемні питання і, використовуючи нові експериментальні дані, виявити границю, яка розділяє

стани стабільності та нестабільності аустеніту в Fe-Cr-Ni сталях при кімнатній температурі залежно від вмісту нікелю.

Досліди проводили на зразках аустенітних хромонікелевих сталей чотирьох груп. До першої групи відносили трубні заготовки ( $\varnothing$  110...170 мм) промислового виробництва (варіація Ni від 8,5 % до 11,2 %).

Другу групу складали випробувані сталі, отримані в ливарній лабораторії ЗНТУ (варіація Ni від 7,52 % до 15,76 %).

У третю групу входили промислові стержні з підвищеною кількістю нікелю діаметром 4 мм у вигляді зварювальних електродів (варіація Ni від 26,38 % до 34,0 %).

До четвертої групи належали сталі, дослідження яких підтверджують запропоновану в даній роботі магнітометричну діаграму стабільності і нестабільності аустеніту при кімнатній температурі залежно від вмісту нікелю (варіація Ni від 9,42 % до 18,7 %) з приблизно однаковим вмістом інших елементів. Хімічний склад усіх груп сталей наведено в таблиці 4.7 [154, 211].

В I-й групі сталей зразки розміром  $\sim 2 \times 2 \times 2$  мм<sup>3</sup> вирізали з трубних заготовок. Для II-й групи вирізали зразки розміром  $\sim 3 \times 3 \times 3$  мм<sup>3</sup> з середини загартованих злитків (1050 °C, 30 хв.). Сталі I-й і II-й групи відповідно були близькі за вмістом хрому та інших елементів, тобто плавки I-й і II-й групи підбиралися так, щоб такі елементи, як C, Cr, Ti, Mn містилися в сталях приблизно в однакових кількостях (зміст Si дещо різний).

До сталей III-й групи належали промислові стержні з підвищеним вмістом нікелю. Висота вирізаних зразків з цих сталей становила  $\sim 3$  мм. Промислові сталі IV-й групи служили об'єктом експериментальної перевірки запропонованої в даній роботі магнітометричної діаграми стабільності і нестабільності аустенітних Fe-Cr-Ni сталей.

Таблиця 4.7 – Хімічний склад досліджуваних Fe-Cr-Ni сталей

№ плавки	Марка сталі	Групи сталей	Склад, % мас.					
			C	Cr	Ni	Ti	Mn	Si
1	09X18H9T	I група	0,09	17,90	8,50	0,58	1,46	0,43
2	08X18H9T		0,08	17,30	8,85	0,53	1,30	0,40
3	11X18H10T		0,11	17,20	9,80	0,56	1,29	0,44
4	10X18H10T		0,10	17,50	10,65	0,48	1,26	0,36
5	05X18H10T		0,05	17,64	10,97	0,36	1,52	0,42
6	10X18H12T		0,10	17,90	11,20	0,48	1,35	0,55
7	08X17H8T	II група	0,08	16,5	7,52	0,45	0,96	1,20
8	10X17H9T		0,10	17,1	8,57	0,46	1,12	1,21
9	11X17H11T		0,11	16,6	10,63	0,48	0,97	1,25
10	10X17H12T		0,10	16,7	11,99	0,45	0,95	1,18
11	07X17H13T		0,07	16,8	13,15	0,47	1,15	1,15
12	09X17H15T		0,09	16,5	14,47	0,45	1,03	1,22
13	10X17H16T		0,10	16,6	15,76	0,46	0,98	1,20
14	08X16H26	III група	0,08	15,084	26,38	0,014	1,19	0,52
15	25X14H34T		0,245	13,82	34,0	0,439	0,77	0,477
16	10X23H18	IV група	0,10	22,6	18,70	–	0,94	0,44
17	10X16H13		0,13	15,83	13,70	–	1,37	1,07
18	14X17H18		0,14	16,808	17,770	–	1,48	1,18
19	12X15H16		0,12	14,874	15,541	–	1,57	0,95
20	12X18H9T		0,12	17,854	9,420	0,252	1,316	0,250
21	12X18H10T		0,12	18,089	10,46	0,460	1,582	0,304
22	12X18H10T		0,12	17,797	10,867	0,486	1,505	0,304

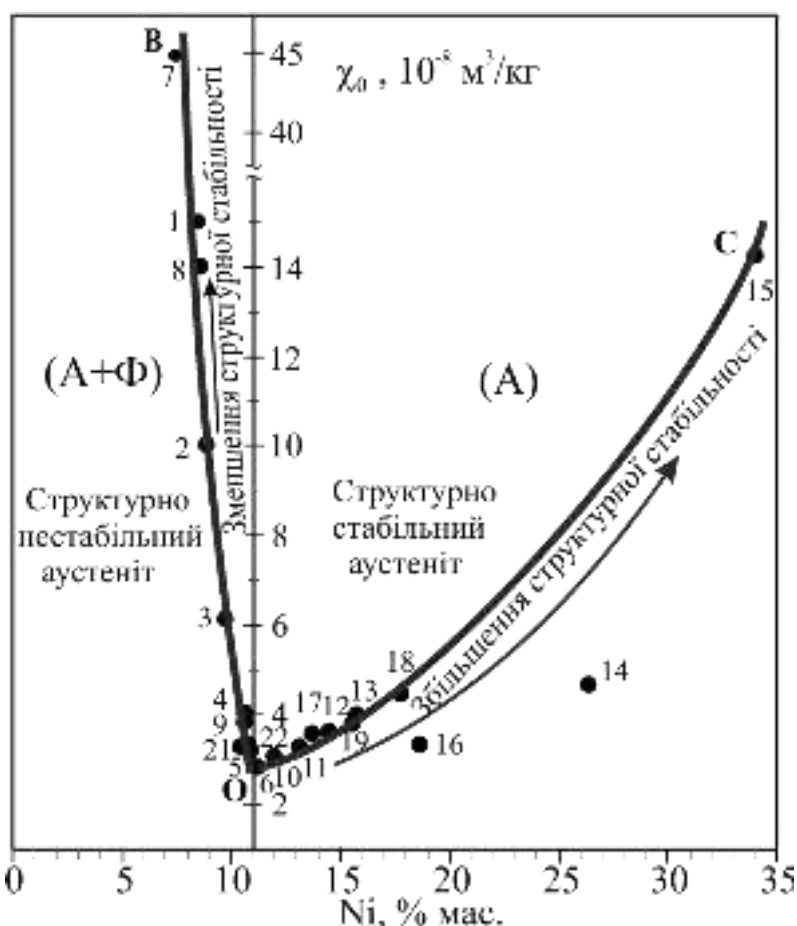
В табл. 4.8 наведені знайдені початкові значення кількостей  $P_{\delta}$   $\delta$ -фериту і питомої магнітної сприйнятливості  $\chi_0$  аустеніту [154, 211] при зміні вмісту нікелю при кімнатній температурі.

Таблиця 4.8 – Значення сприйнятливості  $\chi_0$  аустеніту, кількості  $\delta$ -фериту  $P_\delta$  і вмісту нікелю в досліджуваних сталях

№ п/п	Марка сталі	Групи сталей	Вміст Ni, % мас.	Кількість $\delta$ -фериту $P_\delta$ , %	Питома парамагнітна сприйнятливість $\chi_0$ аустеніту, $10^{-8}$ м <sup>3</sup> /кг
1	09X18H9T	I група	8,50	3,60	15,0
2	08X18H9T		8,85	3,10	10,0
3	11X18H10T		9,80	1,12	6,10
4	10X18H10T		10,65	0,33	4,00
5	05X18H10T		10,97	0,09	3,20
6	10X18H12T		11,20	0,00	2,80
7	08X17H8T	II група	7,52	4,20	44,90
8	10X17H9T		8,57	0,34	14,00
9	11X17H11T		10,63	0,03	3,80
10	10X17H12T		11,99	0,00	3,05
11	07X17H13T		13,15	0,00	3,25
12	09X17H15T		14,47	0,00	3,61
13	10X17H16T		15,76	0,00	4,00
14	08X16H26	III група	26,38	0,00	4,64
15	25X14H34		34,0	0,00	14,26
16	10X23H18	IV група	18,70	0,00	3,3
17	10X16H13		13,70	0,00	3,58
18	14X17H18		17,770	0,00	4,45
19	12X15H16		15,541	0,00	3,75
20	12X18H10T		9,420	0,078	2,39
21	12X18H10T		10,46	0,00	3,27
22	12X18H10T		10,867	0,00	3,32

На рис. 4.46 представлена магнітометрична діаграма, отримана на підставі проведених досліджень і дає досить повну характеристику, що стосується областей нестабільного та стабільного аустеніту [154, 211]. Точка О (мінімум) відповідає вмісту нікелю  $11,0 \pm 0,5$  % мас. Згідно з діаграмою спостерігається зростання величини сприйнятливості  $\chi_0$  по обидві сторони

мінімального значення цього параметра. Таку різну поведінку функції  $\chi_0 = f(\text{Ni})$  можна пояснити тим, що сталі лівої «гілки» є двофазні ( $A+\Phi$ ), що «посилює парамагнетизм» аустеніту ( $\chi_0$  зростає) із відносним зменшенням вмісту нікелю [49]. При цьому зі збільшенням кількості  $\delta$ -фериту (від 0,03 % до 4,20 %) від точки О до точки В зростає питома парамагнітна сприйнятливість  $\chi_0$  аустеніту від  $2,80 \cdot 10^{-8}$  до  $44,9 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$ .



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

Рисунок 4.46 – Магнітометрична діаграма видів і границь областей деформаційної стабільності аустеніту (залежність питомої парамагнітної сприйнятливості  $\chi_0$  аустеніту від вмісту нікелю Fe-Cr-Ni сталей при кімнатній температурі). Номери точок відповідають сталям з різним вмістом Ni (див. табл. 4.7)

По суті крива ОВ характеризує плавний перехід із однофазного стану у двофазний ( $A \rightarrow A+\Phi$ ) зі зниженням вмісту нікелю від точки О до точки В

(підвищенням кількості  $\delta$ -фериту). Тому на підставі робіт [143, 203] можна припустити, що збільшення  $\chi_0$  на ділянці ОВ зумовлене поступовим переходом до домінуючої феромагнітної взаємодії між сусідніми атомами аустеніту і далекої антиферомагнітної.

В однофазній області (права частина діаграми) від точки О до точки С значення  $\chi_0$  також збільшуються. Точки 14 і 16 (номери відповідають табл. 4.7) лежать у зоні практичної відсутності поліморфного перетворення аустеніту. Враховуючи відносно низьку розчинність нікелю у  $\delta$ -фериті, можна вважати, що при його утворенні в аустеніті змінюється співвідношення атомів заліза і нікелю на користь нікелю (через відведення значної кількості атомів заліза в атомну структуру фериту в процесі фазового переходу). Це природно, веде до збільшення  $\chi_0$  аустеніту, оскільки в ньому зростає кількість елемента, який є носієм феромагнетизму. Таке підвищення вмісту нікелю в аустеніті досягає максимуму при збільшенні загального вмісту хрому у феритній фазі [49]. Що ж стосується правої частини діаграми (див. рис. 4.46), при повній відсутності  $\delta$ -фериту збільшення  $\chi_0$  прямо пов'язано зі збільшенням числа атомів нікелю, який по природі є феромагнетиком, і в результаті цього аустенітна фаза набуває здатності до “посилення” парамагнітного стану (збільшення  $\chi_0$ ).

В роботах [136, 139, 145, 151, 152, 155, 176, 180, 181, 184, 189, 201, 203, 207, 209, 210] встановлено, що при пластичній деформації стисненням положення дійсної деформаційної мартенситної точки  $D_S$  залежить від парамагнітного стану аустеніту ( $\chi_0$ ) і який, в свою чергу, залежить від вмісту нікелю (див. табл. 4.7). Зміщення цієї точки  $D_S$  у бік збільшення вказує на підвищення стабільності аустеніту. Отже, за значеннями  $\chi_0$  можна оцінювати ступінь стабільності аустенітних хромонікелевих сталей до МП.

Доказом справедливості запропонованої магнітометричної діаграми можуть служити експериментальні дані, отримані в роботах [135, 136, 152, 176, 180, 184, 189, 190, 201, 207]. В табл. 4.8 представлені значення початкової питомої парамагнітній сприйнятливості  $\chi_0$  аустеніту, стартової магнітної



сприйнятливості  $\chi_s$  при зародженні мартенситу деформації, значення кількостей  $\delta$ -фериту  $P_\delta$ , а також показані дійсні деформаційні мартенситні точки  $D_s$  сталей залежно від вмісту нікелю при кімнатній температурі. Зі збільшенням  $\chi_0$  зростають значення мартенситних точок  $D_s$  (рис. 4.47) [152, 176, 180, 184, 190, 192, 200].

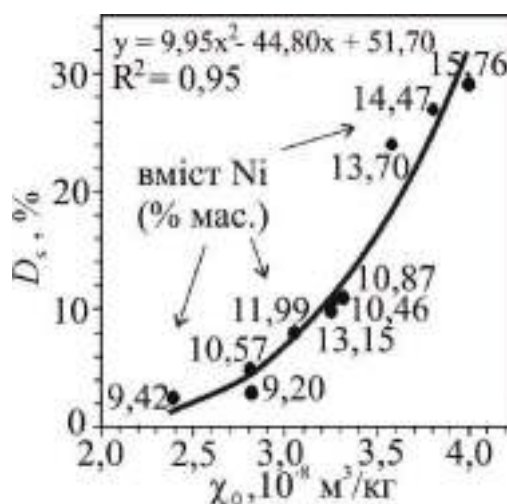


Рисунок 4.47 – Залежність дійсної деформаційної мартенситної точки  $D_s$  від питомої парамагнітної сприйнятливості  $\chi_0$  аустеніту (до деформації) хромонікелевих сталей за варіацією вмісту нікелю

Зазначимо, що графік рис. 4.47 відноситься до правої “гілки” діаграми (див. рис. 4.46), в якій практично відсутня феритна фаза. Таким чином, сталі які мають досить низький вміст  $\delta$ -фериту ( $P_\delta < 0,1 \%$ ), не порушують поведінку  $\chi_0$  у початковій стадії правою “гілки” діаграми. Це пояснюється тим, що при вмісті  $\delta$ -фериту 0,06...0,08 % магнітні моменти  $\delta$ -фериту і аустеніту в зразку приблизно рівні [124]. У нашому випадку, для зразків (точки 4 і 5, табл. 4.9 [154]), кількість  $\delta$ -фериту  $P_\delta$  (0,06 % і 0,078 %) знаходиться в цьому інтервалу, що дозволяє знехтувати незначним вмістом  $\delta$ -фериту і вважати такі сталі практично парамагнітними. Отже, підвищення положення дійсних мартенситних точок  $D_s$  для сталей, відповідних граничному і більшому вмісту нікелю, підтверджує достовірність запропонованої діаграми, що стосується меж станів стабільності Fe-Cr-Ni сталей при пластичній деформації.

Таблиця 4.9 – Значення  $\chi_0$ , кількостей фериту  $P_\delta$ , мартенситних точок  $D_s$ , стартових магнітних сприйнятливостей  $\chi_s$  Fe-Cr-Ni сталей залежно від вмісту нікелю

№	Марка сталі	Вміст Ni, %	$\chi_s, 10^{-8}$ м <sup>3</sup> /кг	$D_s, \%$	$\chi_0, 10^{-8}$ м <sup>3</sup> /кг	$P_\delta, \%$
1	08X17H8T	7,52	–	–	44,90	4,20
2	09X18H9T	8,50	–	–	15,0	3,60
3	08X18H9T	8,85	–	–	10,0	3,10
4	102X18H9-Y	9,20	3,06	2,8	2,82	0,06
5	12X18H10T	9,42	8,50	2,40	2,39	0,078
6	X18H10	9,80	–	–	6,10	1,12
7	12X18H10T	10,46	3,94	10,73	3,27	0,00
8	08X18H10T	10,567	3,23	4,85	2,81	0,00
9	10 X18H10T	10,65	–	–	4,00	0,33
10	12X18H10T	10,867	4,60	10,90	3,32	0,00
11	05X18H10T	10,97	–	–	3,20	0,09
12	10X18H12T	11,20	–	–	2,80	0,00
13	10X17H12T	11,99	3,05	7,95	3,05	0,00
14	07X17H13T	13,15	3,25	9,73	3,25	0,00
15	10X18H13	13,70	3,83	23,98	3,58	0,00
16	09X17H13T	14,47	3,61	26,9	3,81	0,00
17	10X17H16T	15,76	4,50	29,0	4,00	0,00
18	14X17H18	17,77	–	>67	4,45	0,00
19	10X23H18	18,7	–	>56	3,30	0,00

На рис. 4.48 показано зміни положення точки  $D_s$  зі збільшенням вмісту нікелю для сталей, відповідних правій “тілці” діаграми (див. рис. 4.46), що підтверджує підвищення їх стабільності зі збільшенням параметра  $\chi_0$  [152, 176, 180, 184, 190, 192, 201, 211].

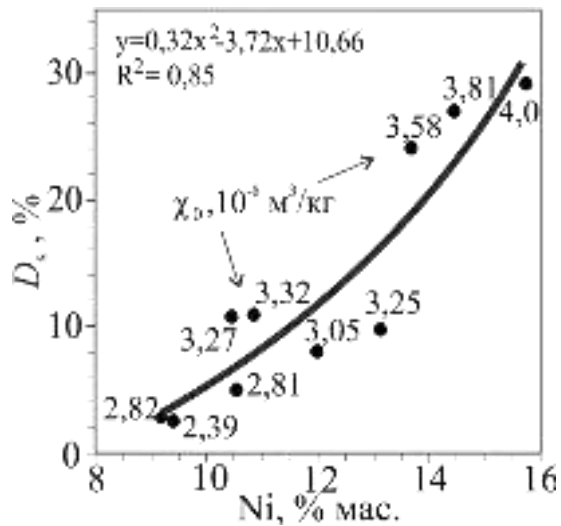


Рисунок 4.48 – Залежність дійсної деформаційної мартенситної точки  $D_s$  від вмісту нікелю в аустенітних хромонікелевих сталях

З залежності  $P_\delta(\text{Ni})$  (рис. 4.49) маємо, що вміст  $\text{Ni} \approx 11\%$  підтверджує границю розділу сталей, що містять і не містять  $\delta$ -ферит. Це збігається з граничним вмістом нікелю на запропонованій діаграмі (див. рис. 4.46).

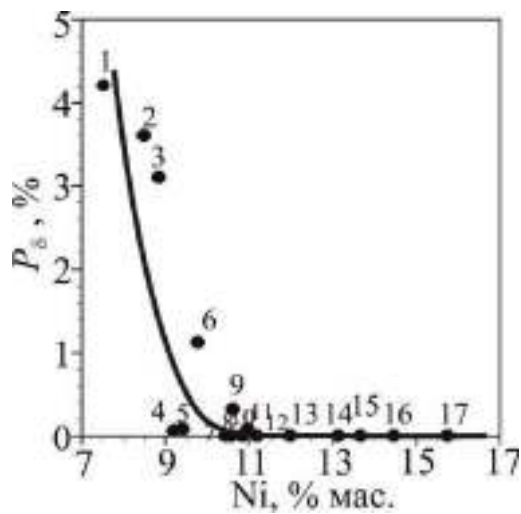


Рисунок 4.49 – Залежність кількості  $\delta$ -фериту  $P_\delta$  від вмісту нікелю в аустенітних хромонікелевих сталях (точки відповідають номерам табл. 4.8)

Той факт, що із збільшенням ступеня деформації аустенітних сталей підвищується кількість мартенситної фази можна спробувати пояснити тим, що з підвищенням внутрішніх напружень (при деформації стисненням і збільшенні вмісту нікелю) зростає енергія дефектів упаковки е.д.у. (рис. 4.50) [154]. Розрахунок е.д.у. виконан за формулою, наведеною в [212].

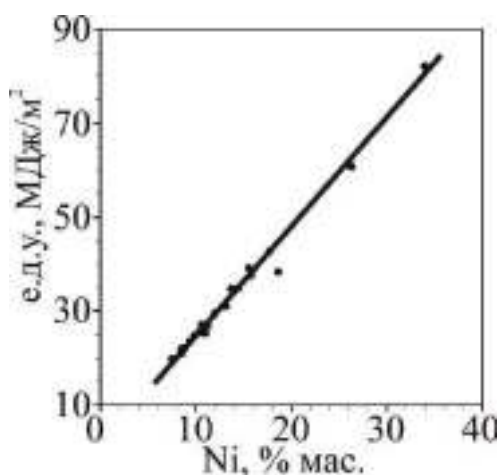


Рисунок 4.50 – Залежність енергії дефектів упаковки від вмісту нікелю в аустенітних хромонікелевих сталях

Таким чином, деформаційна нестабільність аустеніту відповідає сталям, що містять  $\delta$ -ферит, а відносна стабільність – не містять або містять дуже низьку кількість феритної фази. Встановлена умовна границя вмісту нікелю ( $11,0 \pm 0,5$  % мас.) при переході від структурно нестабільного до стабільного аустеніту Fe-Cr-Ni аустенітних сталей. Запропоновано магнітометрична діаграма видів і ступеня деформаційних стабільних і нестабільних аустенітних хромонікелевих сталей, яка заснована на залежності питомої парамагнітній сприйнятливості аустеніту від вмісту нікелю.

#### **4.8 Вплив магнітного стану аустеніту на фазово-структурні перетворення аустенітних зносостійких високомарганцевих сталей 110Г(8...18)Л та хромомарганцевих систем Fe-C-Mn-Cr після холодної пластичної деформації стисненням**

Одним із важливих напрямків металознавства є дослідження сталей з метастабільною структурою, що дозволяє їм адаптуватися до умов навантаження і мати властивості більш кращі, ніж існуючі в теперішній час [65, 66, 213-215]. Ефективне використання аустенітних сталей в першу чергу визначається їх фазовим складом [87]. Відомо, що основною фазою в

аустенітних сталях є аустеніт. Під час експлуатації внаслідок холодної пластичної деформації в аустеніті утворюється  $\alpha'$ -мартенсит деформації. Виникнення мартенситу деформації може впливати на експлуатаційні властивості зносостійких високомарганцевих та хромомарганцевих сталей системи Fe-C-Mn-Cr. Проблематичним є питання впливу низького вмісту  $\alpha'$ -мартенситу ( $\sim 0,005 \dots 0,5$  %) на властивості цих сталей. Припускається, що під час пластичної деформації, однією з причин зміни властивостей аустенітних сталей поряд зі зміною атомно-кристалічної структури може бути зміна атомно-магнітного стану аустеніту, який характеризується чутливою до цих змін питомою магнітною сприйнятливістю  $\chi_0$ , а не переважним впливом низького вмісту мартенсита. Ось чому, дослідження холодної пластичної деформації, які можуть зробити крок до розпізнання природи механічних та службових характеристик сталей з позицій магнітного стану аустеніту, є актуальними.

Для проведення дослідів обрано високомарганцеві сталі (% мас.):

- №1 – 110Г8Л (1,14 C; 8,60 Mn; 0,66 Si; 0,04 S; 0,088 P; 0,10 Cr; 0,019 Al);
- №2 – 110Г10Л (1,30 C; 10,70 Mn; 0,87 Si; 0,014 S; 0,084 P; 0,10 Cr; 0,021 Al);
- №3 – 110Г13Л (1,16 C; 13,80 Mn; 0,76 Si; 0,016 S; 0,092 P; 0,10 Cr; 0,018 Al).

Високомарганцеві сталі із змінним вмістом Mn були отримані в індукційних тигельних електропечах методом сплавлення у вигляді зливків  $100 \times 100 \times 200$  мм<sup>3</sup> у ливарної лабораторії ЗНТУ. Вміст інших елементів витримувався в межах хімічного складу для сталі 110Г13Л за стандартом ГОСТ 977-88. Зразки для досліджень вирізались із середньої частини зливка.

У литому стані структура досліджуваних сталей мала аустенітну основу з включенням карбідів (рис. 4.51 а, б, в) [216]. З метою аустенізації проводилась термічна обробка – гартування у воду від температури 1050 °С. При цьому в зразках сталі 110Г8Л і 110Г10Л після гартування спостерігається аустенітна структура з невеликою кількістю залишкових карбідів (рис. 4.51 г, д), а в сталі 110Г13Л – тільки аустенітна фаза (рис. 4.51 е).

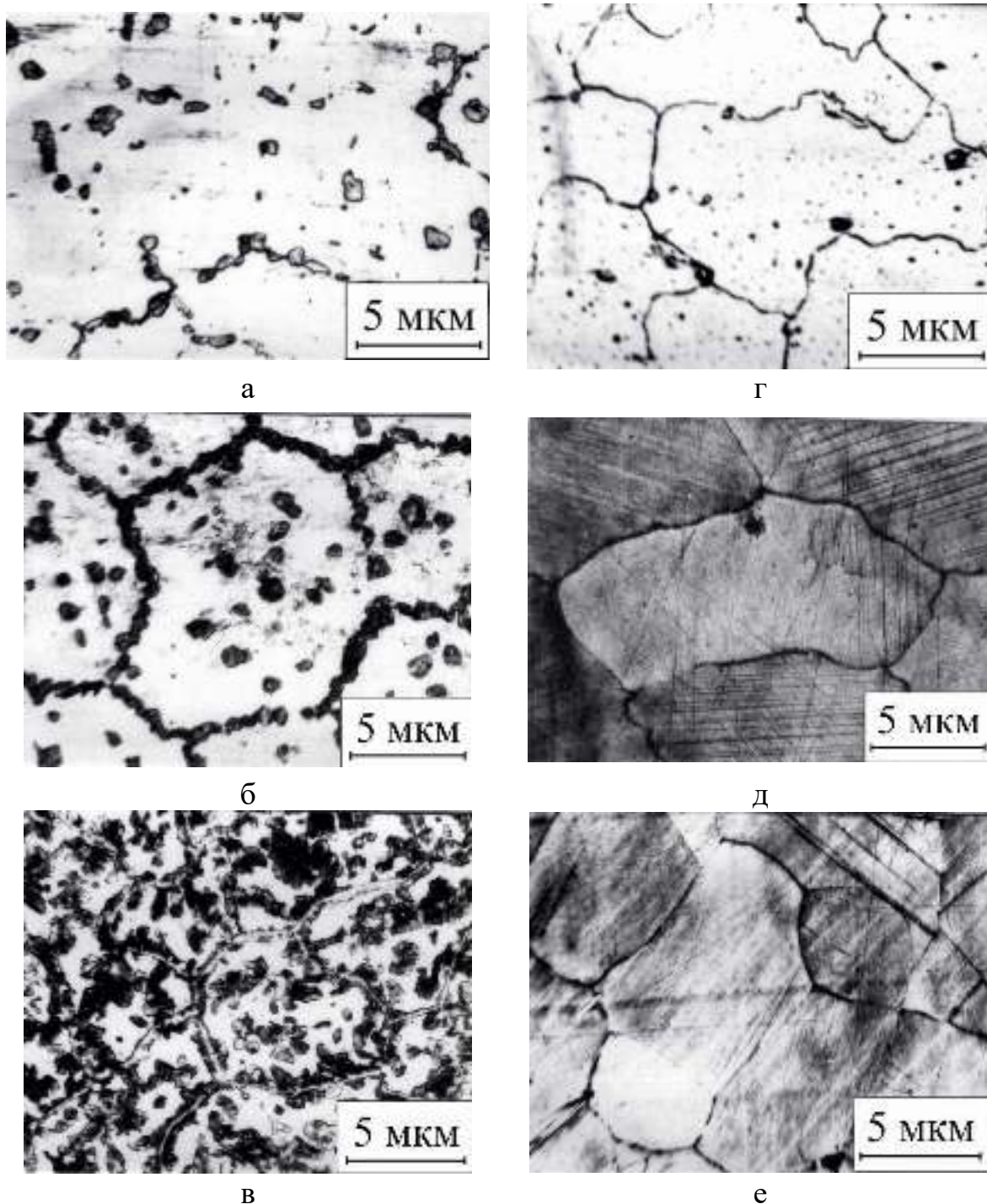


Рисунок 4.51 – Структура високомарганцевих сталей 110Г8Л (а, г), 110Г10Л (б, д), 110Г13Л (в, е) у литому стані (а, б, в) і після гартування від 1050 °С у воду (г, д, е)

Наявність феромагнітних карбідів у початковому стані сталей 110Г8Л і 110Г10Л (див. рис. 4.51 г, д) до деформації також підтверджується нахилом прямих експериментальних залежностей питомої магнітної сприйнятливості  $\chi$  від оберненої величини магнітного поля  $H$  (рис. 4.52, прями 1 і 2).

Екстраполюючи ( $H \rightarrow \infty$ ) ці прямі на вісь  $\chi$ , знаходили значення  $\chi_\infty$  і визначали кількість феромагнітних карбідів заліза ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ) за розробленою методикою (див. розділ 3.4) [216]. Сталі 110Г8Л і 110Г10Л містили кількість карбідів 0,071 % і 0,028 %. У сталі 110Г13Л феромагнітних карбідів незафіксовано ( $P_c = 0$ ). Сталь 110Г13Л була повністю аустенізована, що підтверджується горизонтальною лінією  $\chi(1/H)$  (див. рис. 4.52, пряма 3). Для цієї сталі питома магнітна сприйнятливість парамагнітного аустеніту:  $\chi_0 = 2,36 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$ .

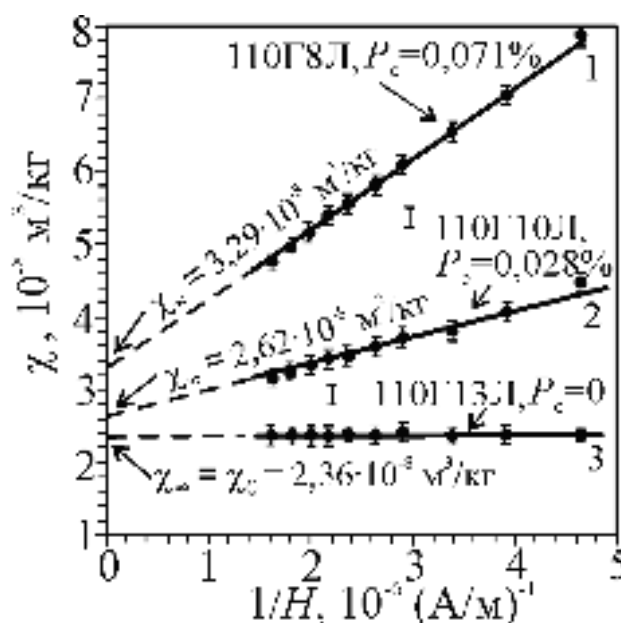


Рисунок 4.52 – Залежність питомої магнітної сприйнятливості  $\chi$  досліджуваних сталей (до деформації) 110Г8Л, 110Г10Л, 110Г13Л від оберненої напруженості магнітного поля  $H$

Аналогічно для різних ступенів відносної деформації  $D$  досліджуваних сталей експериментально знаходили значення  $\chi$  і будували графік залежності  $\chi$  від  $1/H$ . Екстраполюючи прямі на вісь ординат  $\chi$  при  $H \rightarrow \infty$  визначали  $\chi_\infty$  і обчислювали сумарну кількість феромагнітних фаз  $P_\alpha$ , при цьому  $P_\alpha = P_c + P_{\alpha'}$ , де  $P_c$  і  $P_{\alpha'}$  – кількість феромагнітних карбідів і  $\alpha'$ -мартенситу деформації в об'ємних відсотках. Звідси кількість утвореного мартенситу  $P_{\alpha'} = P_\alpha - P_c$ . Припускається, що при не надто великих деформаціях і вмісті вуглецю менше 2 % мас. карбіди не виникають.

Зазначимо, що для сталей 110Г8Л і 110Г10Л відразу при перших малих ступенях стиснення ( $D = 0...5\%$ ) зароджується  $\alpha'$ -мартенсит деформації, а в 110Г13Л, аналогічно хромонікелевим сталям [176], виявлено ефект “зростання” парамагнітної сприйнятливості аустеніту  $\chi_0$  від  $2,36 \cdot 10^{-8}$  до  $2,55 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$  зі збільшенням ступеня деформації до появи перших порцій  $\alpha'$ -мартенситу.

На рис. 4.53 показано залежність кількості утвореного  $\alpha'$ -мартенситу деформації  $P_{\alpha'}$  від ступеню деформації стиснення  $D$  досліджуваних сталей [216]. Кількість  $P_{\alpha'}$  утвореного  $\alpha'$ -мартенситу деформації в сталі 110Г13Л від відповідного ступеня деформації  $D$  менша, ніж у сталях 110Г8Л і 110Г10Л (див. рис. 4.53). Наприклад, для  $D = 24\%$  в сталі 110Г8Л утворюється 1,46%  $\alpha'$ -мартенситу деформації, а в сталях 110Г10Л і 110Г13Л – 0,15% і 0,06%, відповідно.

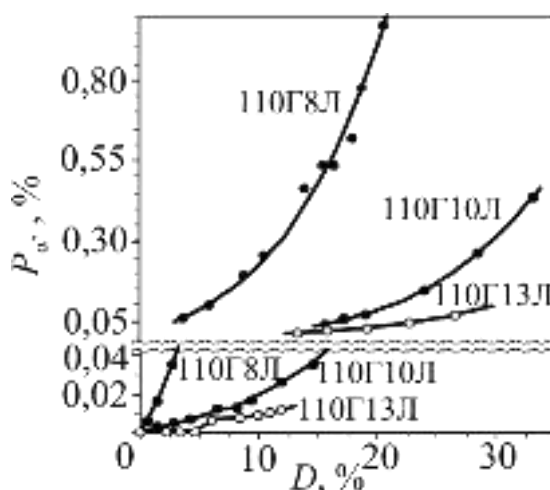


Рисунок 4.53 – Залежність кількості виникаючого  $\alpha'$ -мартенситу  $P_{\alpha'}$  від ступеня деформації стисненням  $D$  досліджуваних високомарганцевих сталей

Із графіка залежності  $\chi_{\infty}$  від  $P_{\alpha'}$  (рис. 4.54) для прямих №№ 1, 2, 3 методом екстраполяції  $P_{\alpha'} \rightarrow 0$  ( $\alpha'$ -мартенсит деформації відсутній) визначали для сталей 110Г8Л, 110Г10Л і 110Г13Л значення питомої парамагнітної сприйнятливості аустеніту  $\chi_0 = (3,90; 2,81; 2,37) \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$ . Для сталі 110Г13Л



значення  $\chi_0 = 2,37 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$  добре співпадає з раніше визначеним значенням  $\chi_0 = 2,36 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$  (із залежності  $\chi(1/H)$  на рис. 4.52).

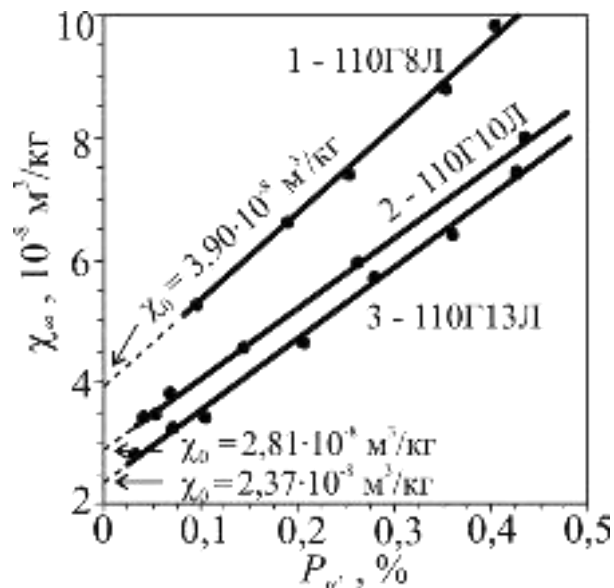


Рисунок 4.54 – Залежність результуючої питомої магнітної сприйнятливості  $\chi_{\infty}$  (аустеніту і парапроцесної складової  $\alpha'$ -мартенситу) від кількості виникаючого  $\alpha'$ -мартенситу  $P_{\alpha'}$

Різницю в кількості виникаючого  $\alpha'$ -мартенситу деформації в сталях можна пояснити різним атомно-магнітним станом аустеніту (питомою парамагнітною сприйнятливістю  $\chi_0$  аустеніту). Побудуємо графік  $P_{\alpha'}(\chi_0)$  для цих трьох сталей при деякій фіксованій деформації. Як бачимо з рис. 4.55, сталь 110Г13Л є більш стабільною до мартенситного  $\gamma \rightarrow \alpha'$  перетворення, а саме – чим менше  $\chi_0$ , тим менше при певній деформації виникає  $P_{\alpha'}$  [216].

Сталь 110Г13Л при пластичній деформації аж до 30 % переважно зберігає аустенітну структуру, хоча і не повністю:  $P_{\alpha'} \approx 0,05 \%$  (див. рис. 4.53). Отже, в процесі деформації виникає незначна кількість  $\alpha'$ -мартенситу деформації, а фізичні властивості, швидше за все, визначаються станом аустенітної матриці, а саме атомно-магнітною структурою.

Розглянемо додаткову сталь 110Г18Л (% мас.: 1,23 С; 17,50 Mn; 0,62 Si; 0,03 P; 1,37 Cr; 0,35 Ni; 0,24 Mo), яка до деформації була повністю

аустенізованою ( $P_{\alpha} = 0,00$ ) і значення питомої парамагнітної сприйнятливості аустеніту  $\chi_0$  дорівнювало  $1,90 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$  [207]. Хоча ця сталь містить інший набір хімічних елементів, спробуємо приєднати її до кривої рис. 4.56.

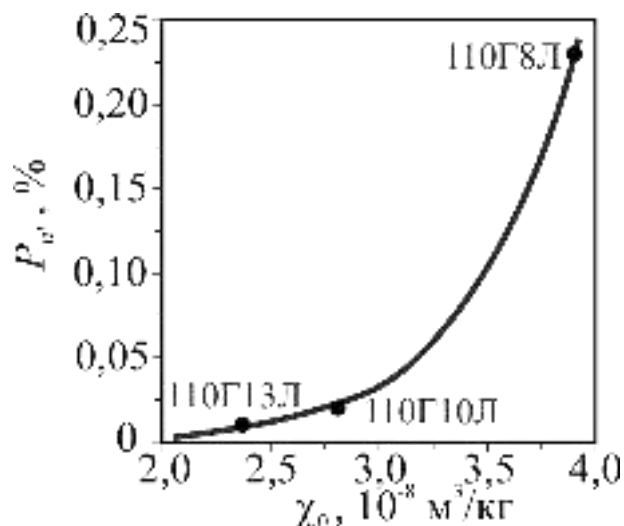


Рисунок 4.55 – Залежність кількості виникаючого  $\alpha'$ -мартенситу деформації  $P_{\alpha'}$  (деформація  $D=10\%$ ) в високомарганцевих сталях від питомої магнітної сприйнятливості  $\chi_0$  аустеніту в початковому стані (до деформації)

З'ясуємо вплив Mn на  $\chi_0$ , тобто яка стабільність досліджуваних сталей у цьому разі з погляду пластичної деформації. Із даних, наведених на рис. 4.56 а, бачимо, що зі збільшенням вмісту Mn зменшується  $\chi_0$ , тобто збільшується стабільність аустеніту. Таким чином, в високомарганцевих сталях зі збільшенням вмісту Mn від 8,6 % до 13,8 % питома парамагнітна сприйнятливості марганцевого аустеніту  $\chi_0$  зменшується від  $3,90 \cdot 10^{-8}$  до  $2,37 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$  (див. рис. 4.56 а). А якщо взяти до уваги сталь 110Г18Л, то  $\chi_0$  зменшується до  $1,90 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$ .

Слід нагадати, що зі збільшенням вмісту нікелю в хромонікелевих сталях від 11,99 % до 15,76 % (хім. склад див. в табл. 4.6) сприйнятливості  $\chi_0$  нікелевого аустеніту збільшується від  $3,05 \cdot 10^{-8}$  до  $4,00 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$  (рис. 4.56 б), що означає "зростання" магнітного стану аустеніту.

Експериментальні результати, які наведені на рис. 4.56, свідчать про принципово різний (протилежний) вплив марганцю і нікелю на тенденцію до зміни  $\chi_0$  аустеніту: перший з них цю характеристику “зменшує”, а другий – “збільшує” [207]. Проте в обох випадках підвищується стабільність аустеніту щодо утворення мартенситу деформації. В деякій мірі це можна пояснити запропонованою магнітометричною діаграмою (див. рис. 4.46). Із діаграми випливає, що при вмісті нікелю менших екстремального значення 11 % (коли наявний  $\delta$ -ферит) вплив Ni і Mn співпадає, а більших 11 % (коли відсутній  $\delta$ -ферит) маємо протилежний вплив Ni і Mn на парамагнітну сприйнятливість нікелевого і марганцевого аустеніту.

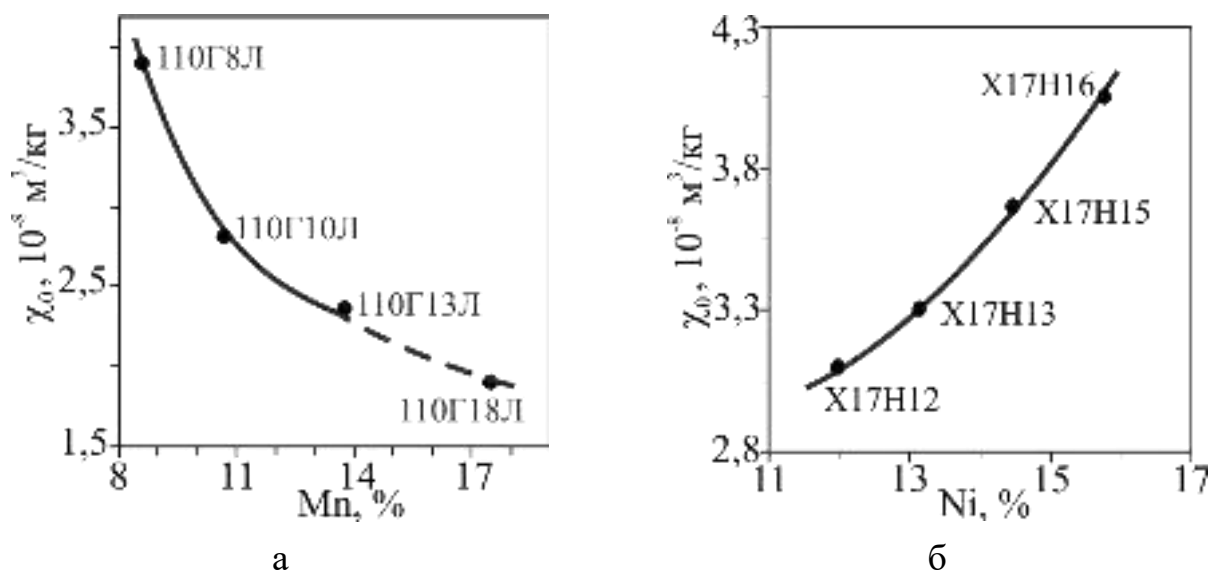


Рисунок 4.56 – Вплив вмісту марганцю (а) на зміну атомно-магнітного стану (параметр  $\chi_0$ ) марганцевого аустеніту і вмісту нікелю (б) на зміну атомно-магнітного стану нікелевого аустеніту

Розглянемо групу зносостійких Fe-C-Mn-Cr сталей з варіацією хрому 0,11...4,39 % мас:

- 140ХГ7 (% мас.: 1,44 C; 0,82 Si; 7,05 Mn; 0,04 P; 0,063 S; 0,11 Cr; 0,057 Ni; 0,007 Al; 0,001 Ti; 0,075 Ta),

- 130X2Г7 (% мас.: 1,32 C; 1,0 Si; 6,87 Mn; 0,026 P; 0,04 S; 2,23 Cr; 0,054 Ni; 0,005 Al; 0,069 Ta),
- 130X4Г7 (% мас.: 1,29 C; 0,56 Si; 7,10 Mn; 0,045 P; 0,017 S; 4,39 Cr; 0,057 Ni; 0,008 Al; 0,016 Ti; 0,078 Ta).

Хімічний склад сталей визначали згідно ГОСТ 27809-95. Досліджувані сталі виплавляли в електропечі і охолоджували в інтервалі температур кристалізації з досить високою однаковою швидкістю, що запобігає перлітному перетворенню. Це забезпечувало переважно аустенітну структуру цих сталей з невеликою кількістю карбідних включень (рис. 4.57).

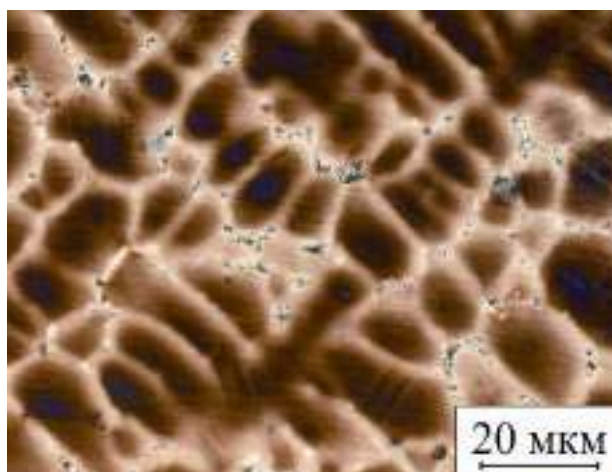


Рисунок 4.57 – Фрагмент мікроструктури аустенітної матриці з явно вираженими включеннями карбідів (сталь 130X4Г7)

Виливки представляли собою циліндри  $\varnothing$  30 мм і висотою 60 мм. Зразки, вирізані з середини виливків (серцевини), були переважно аустенітними, однак містили низьку кількість феромагнітної фази [207], про наявність якої свідчить нахил прямих залежностей питомої магнітної сприйнятливості  $\chi$  від оберненої величини магнітного поля  $H$  (рис. 4.58).

Вміст феромагнітної фази цих зразків сталей 140ХГ7, 130X2Г7 і 130X4Г7 до деформації був  $P_{\alpha}^0 = 0,007\%$ ,  $0,006\%$  і  $0,005\%$ , відповідно. Потім зразки деформували одноосьовим стисненням і після кожного ступеня деформації вимірювали сприйнятливості  $\chi$  зразка і сумарну кількість  $P_{\alpha}$   $\alpha$ -фази.

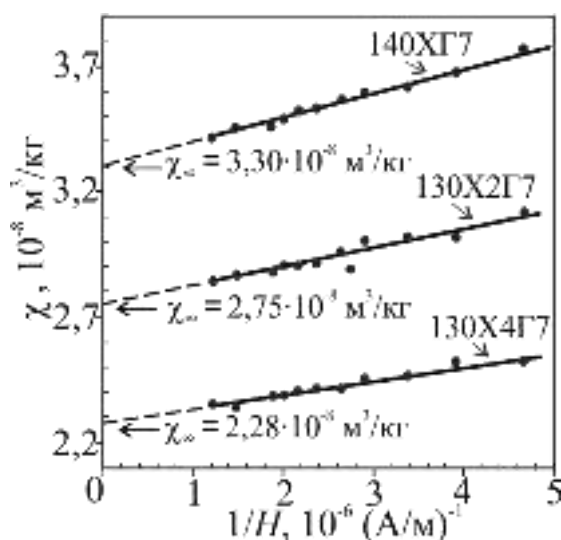
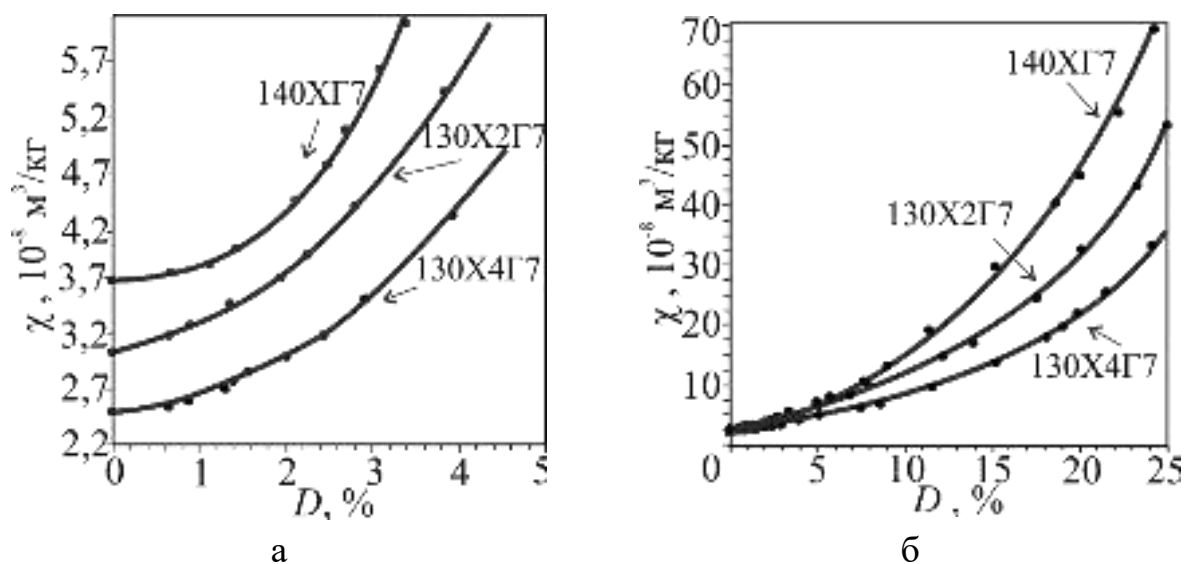


Рисунок 4.58 – Залежність питомої магнітної сприйнятливості  $\chi$  хромомарганцевих сталей оберненої величини магнітного поля  $H$

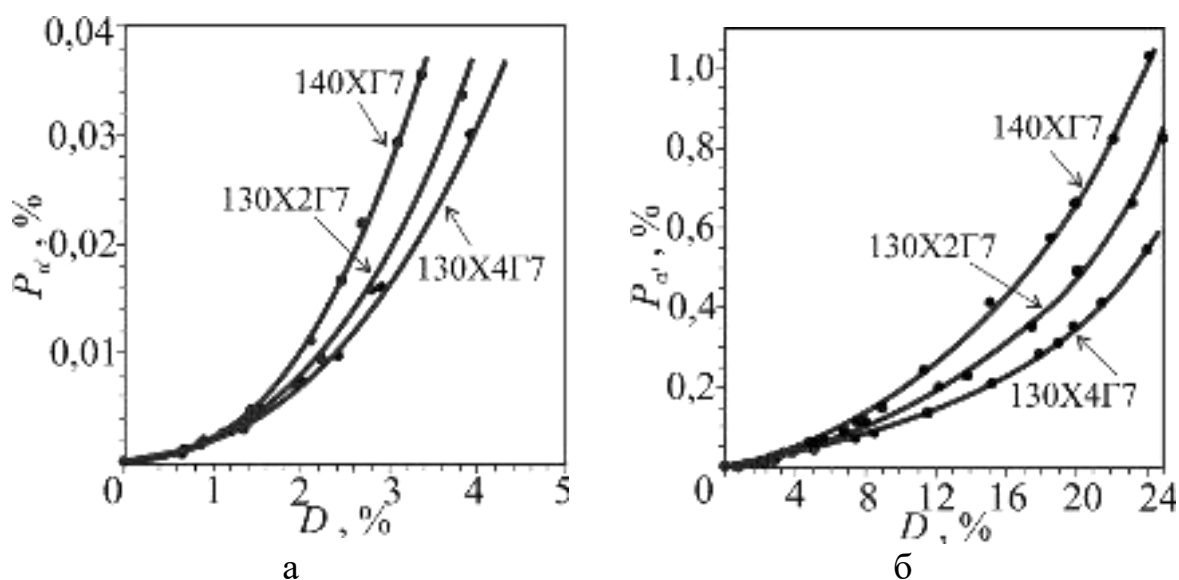
На підставі експериментально знайдених значень  $\chi$  будували графік залежності  $\chi(1/H)$  (рис. 4.59) для різних ступенів холодної пластичної деформації  $D$  [217]. Видно, що зі збільшенням  $D$  зростає сприйнятливість  $\chi$  досліджуваних сталей.



а – малі, б – великі значення ступеня деформації  $D$ .

Рисунок 4.59 – Залежність питомої магнітної сприйнятливості  $\chi$  ( $H=2,55 \cdot 10^5$  А/м) зразків хромомарганцевих сталей від ступеня пластичної деформації  $D$  стисненням

Вміст  $\alpha'$ -мартенситу деформації  $P_{\alpha'}$  в об'ємних відсотках після кожного ступеня стиснення визначали за формулою:  $P_{\alpha'} = P_{\alpha} - P_{\alpha}^0$ , де  $P_{\alpha}$  – сумарна кількість феромагнітної фази, яка визначалась після кожного ступеня стиснення,  $P_{\alpha}^0$  – вміст ферофази до деформації. В досліджуваних сталях не виявлено ефект збільшення магнітної сприйнятливості аустеніту зі збільшенням деформації, а відразу при перших малих ступенях стиснення зароджується мартенсит деформації (рис. 4.60). Інтенсивність утворення  $\alpha'$ -мартенситу в сталі 130X4Г7 менша, ніж в 140XГ7 і 130X2Г7. Так, при  $D = 24\%$  у 130X4Г7 утворюється 0,55 % мартенситу, а в 140XГ7 і 130X2Г7 – 0,75 % і 1,0 % [217].



а – малі, б – великі значення деформації  $D$ .

Рисунок 4.60 – Залежність кількості  $P_{\alpha'}$  виникаючого  $\alpha'$ -мартенситу деформації в хромомарганцевих сталях від ступеня пластичної деформації  $D$  стисненням

З графіка  $\chi_{\infty}(P_{\alpha'})$  (рис. 4.61) методом екстраполяції, визначаємо для сталей 140XГ7, 130X2Г7, 130X4Г7 значення питомої парамагнітної сприйнятливості  $\chi_0$  аустеніту  $3,50 \cdot 10^{-8}$ ;  $2,90 \cdot 10^{-8}$ ;  $2,33 \cdot 10^{-8}$  м<sup>3</sup>/кг, відповідно.

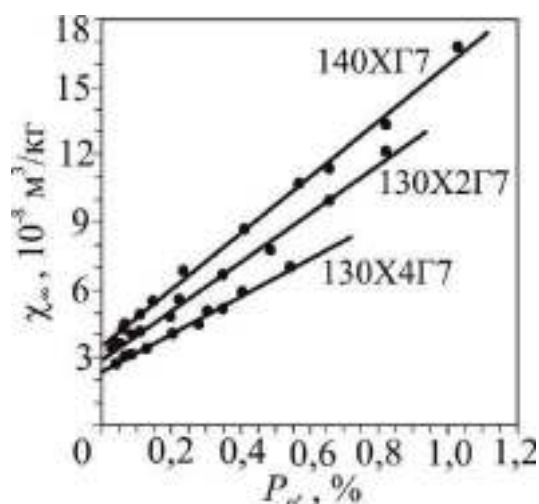


Рисунок 4.61 – Залежність результуючої питомої магнітної сприйнятливості  $\chi_{\infty}$  від кількості  $P_{\alpha'}$   $\alpha'$ -мартенситу в досліджуваних сталях

Щоб виявити зв'язок між магнітним станом аустеніту і кількістю виникаючого  $\alpha'$ -мартенситу, побудуємо залежності  $P_{\alpha'}(\chi_0)$  (рис. 4.62). Як видно, кількість виникаючого  $\alpha'$ -мартенситу залежить від початкового магнітного стану аустеніту і корелює з питомою парамагнітною сприйнятливістю  $\chi_0$ . Чим менша кількість  $\alpha'$ -мартенситу утворюється, тим нижче значення параметра  $\chi_0$ , і такий аустеніт є більш стабільним, тобто структура 130X4Г7 є більш стабільною до МП в порівнянні з 140XГ7 і 130X2Г7 [217].

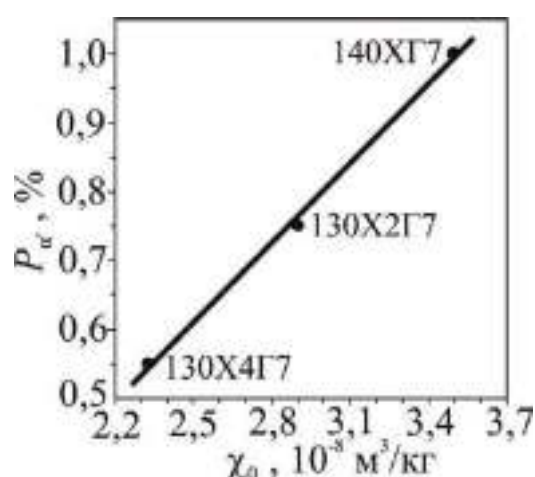


Рисунок 4.62 – Залежність кількості виникаючого  $\alpha'$ -мартенситу деформації  $P_{\alpha'}$  ( $D = 24\%$ ) від питомої парамагнітної сприйнятливості  $\chi_0$  аустеніту в сталях системи Fe-C-Mn-Cr (при однаковому вмісті Mn  $\approx 7\%$  мас.)

Вплив вмісту хрому на магнітний стан аустеніту наведено на рис. 4.63: зі збільшення вмісту хрому питома магнітна сприйнятливність  $\chi_0$  зменшується, а стабільність (до МП) збільшується [217]. Експериментальні результати, свідчать про подібний вплив хрому і марганцю на магнітний стан аустеніту на відміну від нікелю (при вмісті Ni > 11 %) (див. рис. 4.56 б).

Встановлена залежність між кількістю виникаючого мартенситу деформації і магнітним станом парамагнітного аустеніту дозволяє стверджувати, що чим менше величина  $\chi_0$ , тим аустеніт стабільніший до мартенситного перетворення, та уможлиблює розглядати  $\chi_0$  як міру (індикатор) стабільності досліджуваних сталей.

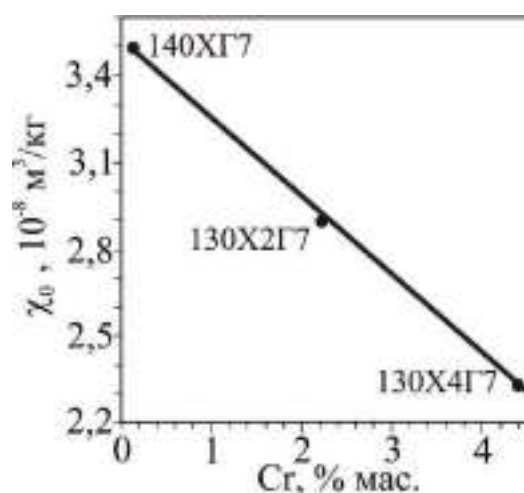


Рисунок 4.63 – Залежність питомої парамагнітної сприйнятливості  $\chi_0$  аустеніту від вмісту Cr в досліджуваних сталях

## 4.9 Висновки

1. Запропоновано термодинамічний підхід до оцінки дійсної деформаційної мартенситної точки в сталях аустенітного класу під впливом пластичної деформації. Наведено схему зміни питомих енергій аустеніту,  $\epsilon$ - і  $\alpha'$ - мартенситних фаз залежно від величини зовнішнього тиску.



2. Експериментально визначено верхню деформаційну границю інтервалу стабільності аустеніту досліджуваних сталей, яка і відповідає значенню дійсної деформаційної мартенситної точки  $D_S$ .

3. Атомно-магнітний стан аустеніту при пластичній деформації може бути представлений у вигляді двох областей. Перша ( $0 \leq D < D_S$ ) – характеризується зміною парамагнітного стану аустеніту ( $\gamma \rightarrow \gamma'$ ), тобто збільшенням питомої парамагнітної сприйнятливості  $\chi_0$  аустеніту до максимального значення  $\chi_0^{\max}$  ( $\gamma' \rightarrow \gamma'_{\max}$ ); друга ( $D > D_S$ ) – постійністю магнітного стану аустеніту ( $\chi_0^{\max} = \text{const}$ ), в якій утворюється і накопичується мартенсит деформації.

3. Побудовано магнітометричну діаграму, що дозволяє встановити області нестабільного і відносно стабільного аустеніту Fe-Cr-Ni сталей від вмісту нікелю. Деформаційна нестабільність (стосовно МП) аустеніту відповідає сталям, що містять  $\delta$ -ферит, а відносна стабільність – не містять чи містять наднизьку кількість  $\delta$ -фериту. Встановлена границя вмісту нікелю ( $11,0 \pm 0,5$  % мас.) переходу від нестабільних до стабільних аустенітних Fe-Cr-Ni сталей.

4. Обґрунтовано і запропонована схема зародження перших порцій  $\varepsilon$ - і  $\alpha'$ - мартенситів деформації в аустенітних хромонікелевих сталях з помірно нестабільним аустенітом. Так, для сталі 12X15H16: в 1-й області деформацій  $D = 0 \dots 26$  % змінюється атомно-магнітний стан аустеніту ( $\gamma \rightarrow \gamma'_{\max}$ ); в 2-й області (при збільшенні деформації  $D = 26,5 \dots 44,0$  %) в отриманій аустенітній матриці зароджуються перші порції парамагнітного  $\varepsilon$ - і феромагнітного  $\alpha'$ - мартенситів ( $\gamma'_{\max} \rightarrow \varepsilon + \alpha'$ ,  $\varepsilon \rightarrow \alpha'$ ); 3-я область – при подальшій деформації (49...70 %) зникає  $\varepsilon$ -фаза і відбувається  $\gamma'_{\max} \rightarrow \alpha'$  перетворення.

5. Експериментально встановлено, що для зносостійких марганцевих сталей 110Г(8...10)Л вже при маленьких ступенях пластичної деформації стисненням ( $D = 0 \dots 5$  %) відразу зароджується  $\alpha'$ -мартенсит деформації, а в

сталях 110Г(13...18)Л виявлено ефект збільшення парамагнітної сприйнятливості аустеніту перед появою перших порцій  $\alpha'$ -мартенситу деформації (аналогічно хромонікелевим сталям 12Х18Н10Т).

6. Експериментально встановлено, що з підвищенням вмісту Mn у високомарганцевих сталях (110Г13Л, 110Г18Л) зростає здатність аустеніту до виникнення  $\varepsilon$ -мартенситу, при цьому точка початку  $\gamma \rightarrow \alpha'$  перетворення зміщується в область підвищених деформацій.

7. Експериментально встановлено, що в марганцевих сталях 110Г(8...18)Л зі збільшенням вмісту Mn зменшується питома парамагнітна сприйнятливість  $\chi_0$  аустеніту, тобто збільшується стабільність “марганцевого” аустеніту. Ця тенденція є протилежною впливу нікелю в аустенітних хромонікелевих сталях ( $Ni \sim 12...16$  % мас.), в яких зі збільшенням Ni зростає  $\chi_0$  і також підвищується стабільність “нікелевого” аустеніту.

8. Виявлено, що в зносостійких Fe-C-Mn-Cr сталях з варіацією Cr (0,11 ... 4,39 %) зі збільшенням вмісту Cr зменшується питома парамагнітна сприйнятливість  $\chi_0$  аустеніту від  $3,50 \cdot 10^{-8}$  до  $2,33 \cdot 10^{-8}$  м<sup>3</sup>/кг і кількість  $P_{\alpha'}$  виникаючого  $\alpha'$ -мартенситу при пластичній деформації зменшується (наприклад при деформації  $D = 24$  % – від  $\sim 1,0$  % до  $\sim 0,5$  %). Встановлена залежність між кількістю виникаючого мартенситу деформації і початковим парамагнітним станом аустеніту (параметром  $\chi_0$ ): чим менше величина  $\chi_0$ , тим аустеніт більш стабільний до мартенситного перетворення.

9. Пропонується розглядати парамагнітну сприйнятливість  $\chi_0$  аустеніту, як міру (індикатор, критерій) стабільності аустенітних сталей. При цьому параметр  $\chi_0$  (сумарний магнітний момент одиниці маси аустеніту при одиничному значенні магнітного поля) є інтегральною характеристикою сформованого аустеніту, який характеризується своєрідною електронною будовою внаслідок різноманітних факторів (хімічний склад, умови виплавлення, деформація, термообробка та ін.).

## РОЗДІЛ 5

# КОРЕЛЯЦІЙНИЙ ЗВ'ЯЗОК МІЖ МЕХАНІЧНИМИ ВЛАСТИВОСТЯМИ І МАГНІТНИМ СТАНОМ АУСТЕНІТУ ХРОМОНІКЕЛЕВИХ, ВИСОКОМАРГАНЦЕВИХ ТА ХРОМОМАРГАНЦЕВИХ СТАЛЕЙ АУСТЕНІТНОГО КЛАСУ

### 5.1 Вплив магнітного стану аустенітної матриці на механічні властивості хромонікелевих сталей AISI 321

Відомо, що найбільш переважною властивістю аустенітних хромонікелевих сталей є їх корозійна стійкість в різних середовищах. При цьому механічні властивості визначають місце їх практичного застосування. Сталь AISI 321 застосовуються в різних сферах виробництва: у будівельній, автомобільній і авіаційній галузях для виготовлення збірних і зварних конструкцій (наприклад в авіабудуванні при виготовленні колекторів скидання для авіаційних моторів). Проте, при виробництві різноманітного обладнання ця сталь може піддаватися деформації, яка приводить до фазового  $\gamma \rightarrow \alpha'$  перетворення і звідси змінювати механічні властивості. Вивченню залежності механічних властивостей досліджуваних сталей від хімічного складу, температури, деформації, фазового складу присвячено багато робіт, наприклад [84, 178]. Порівняно мало робіт [218, 216], присвячених дослідженню кореляції між механічними й магнітними властивостями, особливо, коли сталь містить низьку кількість феромагнітної  $\alpha$ -фази або повністю є парамагнітною. Низький вміст  $\delta$ -фериту або  $\alpha'$ -мартенситу ( $\sim 0,005\% \dots 0,5\%$ ) по суті не може істотно впливати на властивості сталей аустенітного класу. Припускається, що основна причина зміни механічних властивостей криється не в наявності такою низької кількості  $\alpha$ -фази, а в попередньо сформованій атомно-магнітній природі аустенітної матриці, яка характеризується інтегрованим параметром – питомою парамагнітною сприйнятливістю  $\chi_0$  аустеніту [123, 219].

Для встановлення кореляційної залежності механічних властивостей аустенітної хромонікелевої сталі AISI 321 від парамагнітного стану аустенітної матриці (параметр  $\chi_0$ ) і виявлення впливу низького вмісту  $\delta$ -фериту було обрано п'ять плавок сталі AISI 321 (хімічний склад див. в табл. 2.2), які містили  $P_\delta$  в межах від 0,002 % до 0,3 %. Оскільки низький вміст  $\delta$ -фериту нерівномірно розподілений за шириною холоднокатаного листа товщиною 1 мм [137], то з метою подальшого усереднення отриманих результатів вирізали 7...10 зразків у вигляді паралелепіпедів розміром  $\sim 7 \times 3 \times 1$  мм<sup>3</sup> з різних місць кожної плавки. Визначали питому магнітну сприйнятливості  $\chi_0$  аустеніту та кількість фериту зразків кожної плавки. Потім обчислювали середній вміст  $P_\delta$   $\delta$ -фериту в кожній плавці.

Значення показників механічних властивостей (тимчасового опору розриву  $\sigma_b$ , умовної границі текучості  $\sigma_{0,2}$ , відносного видовження  $\delta$ , показника пластичності  $\Pi$ , показника опору деформації Мартена-Воlessa  $\Pi_1$ ) для тих самих плавок сталі AISI 321 залучені з опублікованої іншими авторами роботи [220] і наведені в таблиці 5.1.

Щоб наочно уявити картину зв'язку механічних властивостей від магнітного стану аустеніту, побудуємо залежності  $\sigma_b$ ,  $\sigma_{0,2}$ ,  $\delta$ ,  $\Pi$ ,  $\Pi_1$  від питомої парамагнітної сприйнятливості  $\chi_0$  аустеніту (не плутати з  $\chi$  сталі, яка містить  $\delta$ -ферит) та вмісту  $P_\delta$  досліджуваних плавок сталей [221].

Таблиця 5.1 – Значення  $\sigma_b$ ,  $\sigma_{0,2}$ ,  $\delta$ ,  $\Pi = \sigma_{0,2} / \sigma_b$ ,  $\Pi_1 = (\sigma_b / \sigma_{0,2}) \cdot \delta$  (залучені з [220]),  $\chi_0$  аустеніту та  $P_\alpha$  фериту досліджуваних плавок сталі AISI 321

№	$\sigma_b$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\delta$ , %	$\Pi$	$\Pi_1$ , %	$\chi_0$ , $10^{-8}$ м <sup>3</sup> /кг	$P_\delta$ , %
пл.1	615	304	69	0,494	139,6	2,55	0,045
пл.2	654	332	65	0,508	128,0	2,56	0,16
пл.3	569	239	48	0,420	114,3	2,59	0,292
пл.4	582	245	55	0,421	130,7	2,68	0,176
пл.5	586	291	70	0,497	141,0	2,54	0,036

Зауважимо, що  $\chi_0$  і  $P_\delta$  відповідають початковому стану зразків сталі до механічних випробувань. Аналіз одержаних кривих показує, що тимчасовий опір розриву  $\sigma_b$ , умовна границя текучості  $\sigma_{0.2}$ , відносне видовження  $\delta$ , показник пластичності  $\Pi$ , показник опору деформації Мартена-Воlessа  $\Pi_1$  зменшуються зі збільшенням  $\chi_0$  (рис. 5.1, 5.2, 5.3) [221].

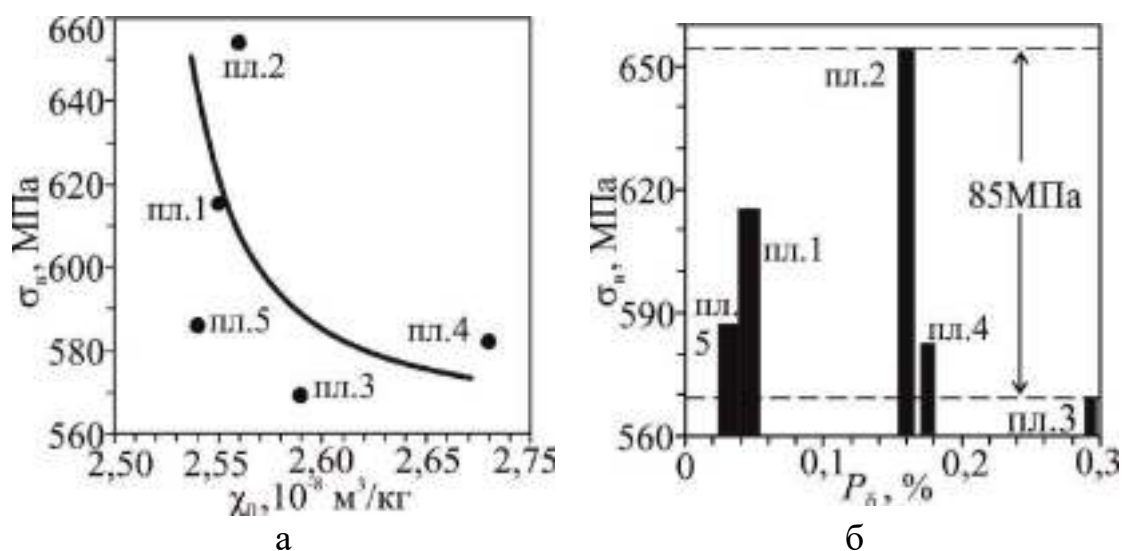


Рисунок 5.1 – Тенденція зміни величини тимчасового опору розриву  $\sigma_b$  (залучені з [220]) від питомої парамагнітної сприйнятливості  $\chi_0$  аустеніту (а) в початковому стані і вмісту  $P_\delta$   $\delta$ -фериту (б) для плавок сталі AISI 321

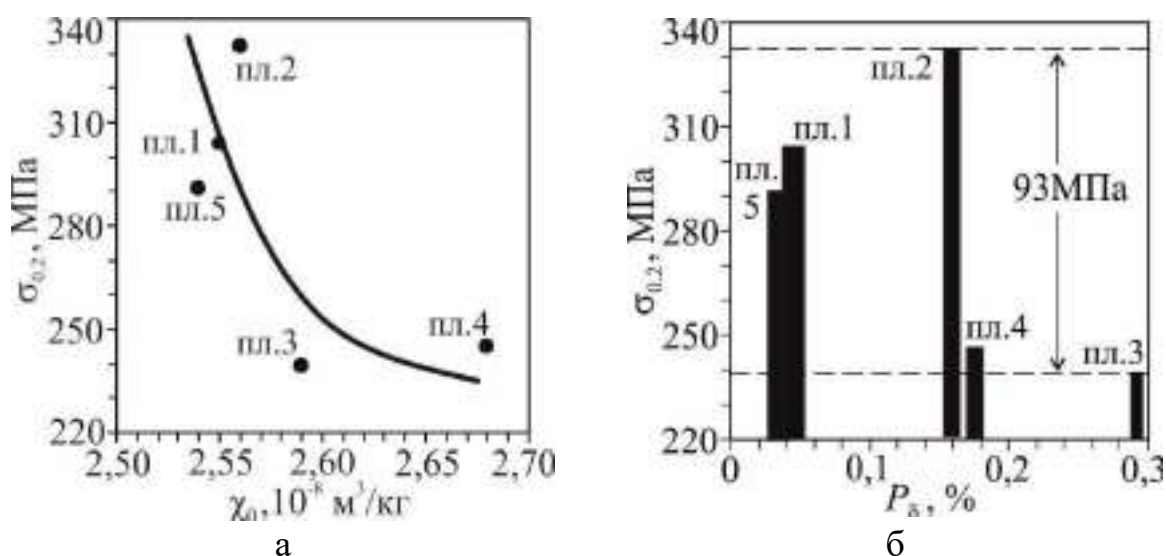


Рисунок 5.2 – Тенденція зміни величини умовної границі текучості  $\sigma_{0.2}$  (залучені з [220]) від питомої магнітної сприйнятливості  $\chi_0$  аустеніту (а) в початковому стані і вмісту  $P_\delta$   $\delta$ -фериту (б) для плавок сталі AISI 321

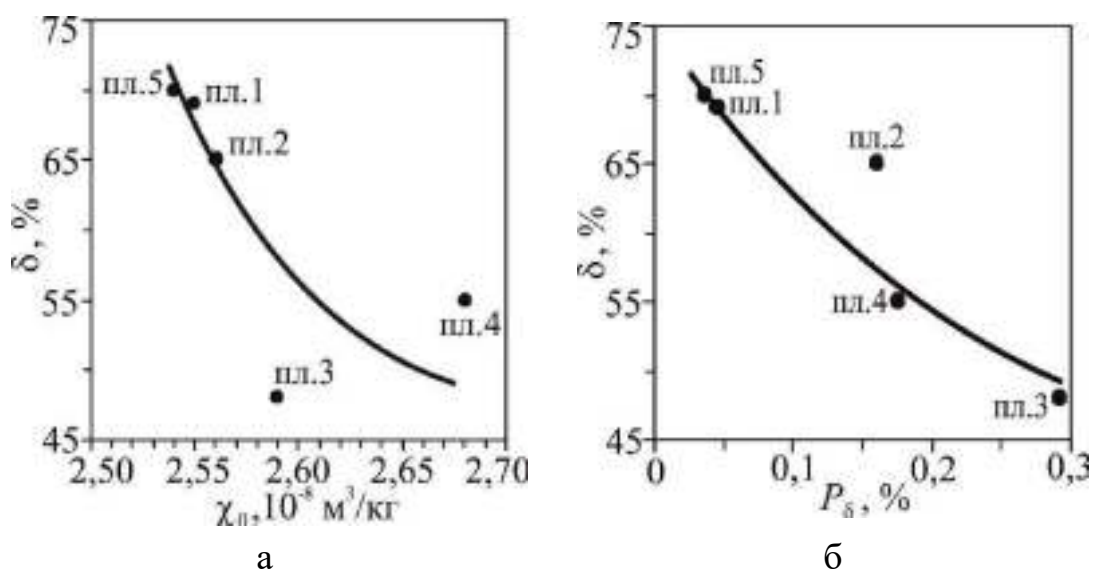


Рисунок 5.3 – Тенденція зміни величини відносного видовження  $\delta$  (залучені з [220]) від питомої парамагнітної сприйнятливості  $\chi_0$  аустеніту (а) і вмісту  $P_{\delta}$   $\delta$ -фериту (б) для плавок сталі AISI 321

Як вже згадувалося раніше, аустеніт за магнітним станом є парамагнетиком і  $\chi_0$  представляє суму орбітальних і спінових моментів атомів в одиниці маси за умови одиничного значення магнітного поля. Нагадаємо, що для парамагнетиків має місце орієнтаційний ефект – зовнішнє магнітне поле намагається повернути всі вектори магнітних моментів атомів вдовж напрямку магнітного поля. Для його існування необхідно, щоб електронні оболонки атомів мали некомпенсовані (або скомпенсовані) магнітні моменти залежно від теплової енергії. На підставі цього, можливо припустити, що механічні властивості сталі залежать від результуючого орбітального і спінового моменту одиниці маси аустеніту. Це означає, що чим більший цей сумарний магнітний момент, тим більша  $\chi_0$ , отже менші значення механічних властивостей.

Для з'ясування ролі впливу  $\delta$ -фериту на механічні властивості побудовані експериментальні залежності  $\sigma_b$ ,  $\sigma_{0,2}$ ,  $\delta$ ,  $\Pi$ ,  $\Pi_1$  (залучені з джерела [220]) від кількості  $P_{\delta}$   $\delta$ -фериту (див. рис. 5.1 б, 5.2 б, 5.3 б та рис. 5.4 б, 5.5 б). Значний вплив на механічні властивості такого низького вмісту  $\delta$ -фериту ( $\sim 0,005 \dots 0,3$  %) у сталі AISI 321 є сумнівним через малу її кількість [221].

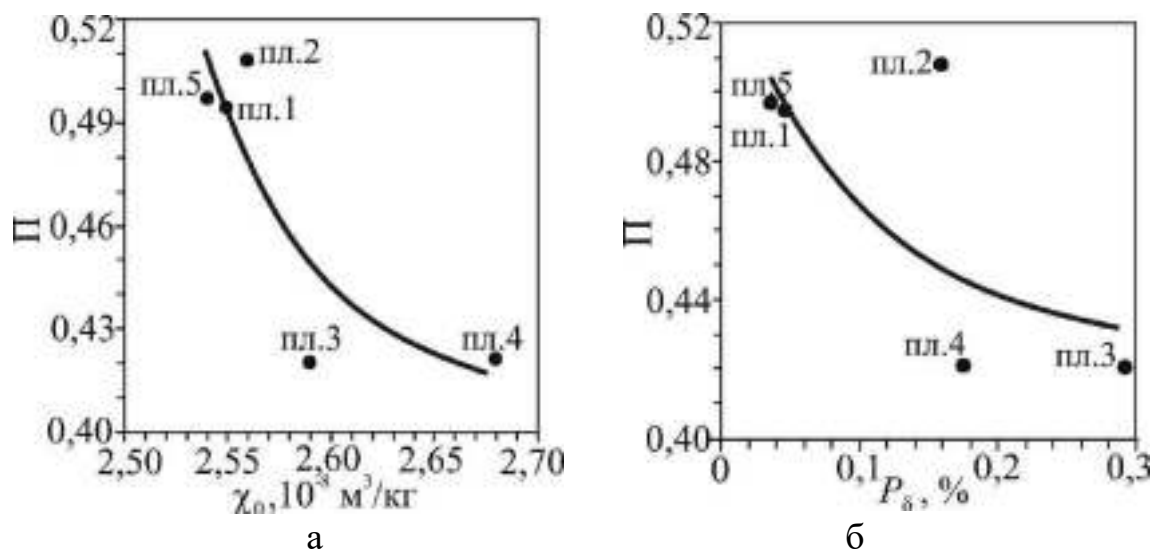


Рисунок 5.4 – Тенденція зміни величини показника пластичності  $\Pi = \sigma_{0.2}/\sigma_b$  (залучені з [220]) від питомої парамагнітної сприйнятливості  $\chi_0$  аустеніту (а) і вмісту  $P_\delta$   $\delta$ -фериту (б) для плавки сталі AISI 321

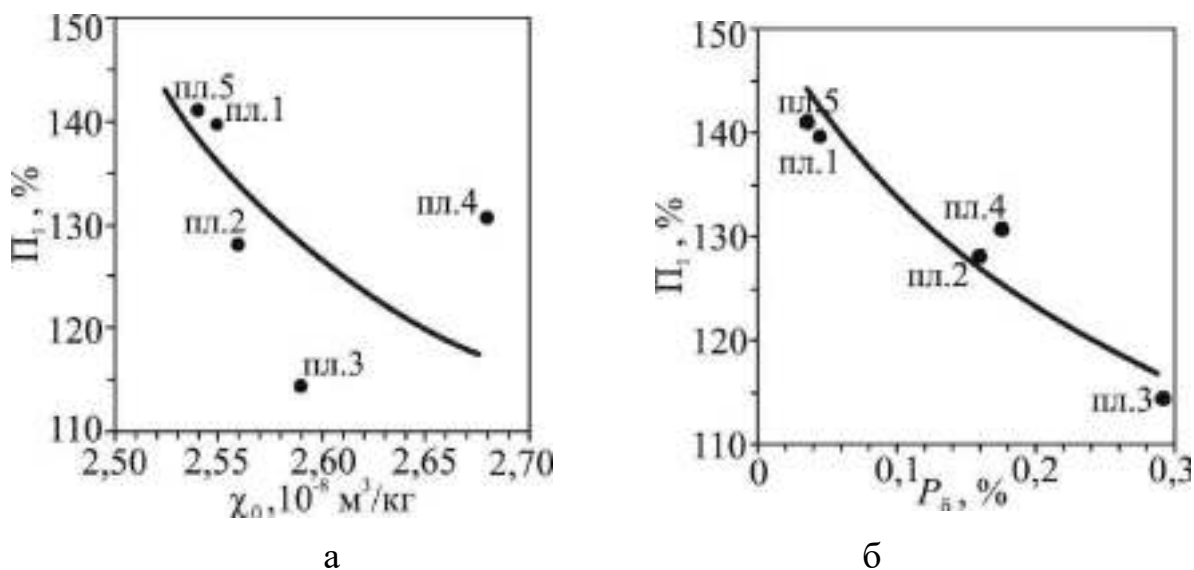


Рисунок 5.5 Тенденція зміни величини показника опіру деформації Мартена-Воlessa  $\Pi_1 = (\sigma_b/\sigma_{0.2}) \cdot \delta$  (залучені з [220]) від парамагнітної сприйнятливості  $\chi_0$  аустеніту (а) і вмісту  $P_\delta$   $\delta$ -фериту (б) для плавки сталі AISI 321

Із рис. 5.6 випливає, що кількість  $\delta$ -фериту корелює з питомою парамагнітною сприйнятливістю  $\chi_0$  аустеніту, отже залежить від атомно-магнітного стану аустеніту. Кількість  $\delta$ -фериту перебуває в термодинамічній

рівновазі з станом аустеніту, який характеризується параметром  $\chi_0$ . Найменше порушення такого рівноважного стану приводить до зміни кількості  $\delta$ -фериту в аустенітній матриці [221]. Тому виникає побічна залежність механічних властивостей ( $\sigma_b$ ,  $\sigma_{0.2}$ ,  $\delta$ ,  $\Pi$ ,  $\Pi_1$ ) від вмісту  $P_\delta$   $\delta$ -фериту, який, в свою чергу, залежить від атомно-магнітного стану аустеніту, тобто від параметру  $\chi_0$ . Тому можна припустити, що низький вміст  $\delta$ -фериту побічно впливає на механічні властивості, тобто є мірою (індикатором) зміни механічних властивостей. Отже зміна механічних властивостей досліджуваної сталі може визначатися атомно-магнітним станом аустенітної матриці, який визначається питомою парамагнітною сприйнятливістю аустеніту. З іншого боку, зміна значень механічних властивостей може побічно визначатися наявністю низького вмісту  $\delta$ -фериту в аустенітній матриці: чим більше  $\delta$ -фериту, тим менші значення механічних властивостей і навпаки. Таким чином припускається, що наявність низького вмісту  $P_\delta$   $\delta$ -фериту ( $\sim 0,005 \dots 0,3$  %) побічно визначає зміну механічних властивостей через те, що  $P_\delta$  залежить від питомої парамагнітної сприйнятливості  $\chi_0$  аустеніту (із збільшенням  $\chi_0$  зростає  $P_\delta$ ). Низький вміст  $\delta$ -фериту може бути мірою (індикатором) зміни механічних властивостей аустенітних сталей.

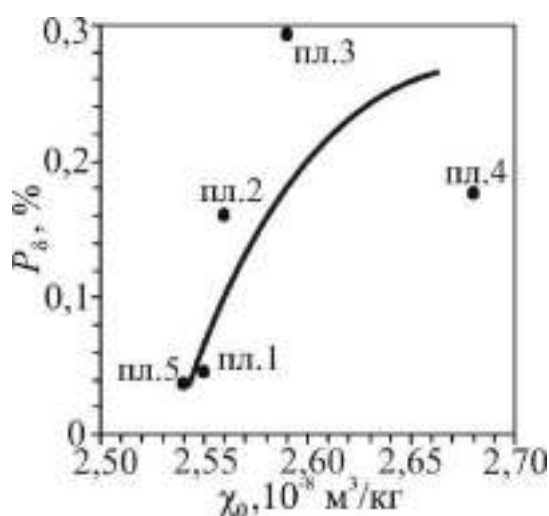


Рисунок 5.6 – Тенденція зміни кількості  $P_\delta$   $\delta$ -фериту від питомої парамагнітної сприйнятливості  $\chi_0$  аустеніту для плавок сталі AISI 321



## 5.2 Залежність мікротвердості аустеніту від вмісту Ні в хромонікелевих сталях X17H(8...16)T

Мікротвердість структурних складових отриманих сталей визначали за допомогою твердоміра ПМТ-3 (ГОСТ 9450-76) при навантаженні на індентор 0,49 Н. Фіксацію проводили в цифровому режимі, що дозволило підвищити точність вимірювань, а також отримувати загальне збільшення мікроструктури до  $\times 900$ . Дослідження проводили на растровому електронному мікроскопі РЕМ-1061, який був обладнаний системою енергодисперсійного мікроаналізу.

Хромонікелеві сталі отримували відкритою плавкою в ливарній лабораторії ЗНТУ в 10 кг індукційній тигельній печі з кислотою футеровкою. Шихта складалася з брухту сталі 08кп за ГОСТ 10501-88, феросплавів (феросиліцій ФС65 за ГОСТ 1415-93, ферохром ФХ001А за ГОСТ 4757-91), марганцю електролітичного лускатого Мп 99,7 і порошку нікелевого електролітичного ПНЕ-2 (ГОСТ 9722-97). Плавки проводили з використанням методу порційного розливання (заливали стержні  $\varnothing 16$  мм). 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 Mo; 0,01 Nb; 0,45 Ti; 0,02 Co; 0,005 Al. При цьому, внаслідок використання однієї початкової плавки, виключалося вплив небажаних варіацій технологічних параметрів, та дозволило визначити вплив зростаючого вмісту нікелю в сталі на досліджувані фактори. Після відбору кожної порції металу додавали порошок нікелю і хрому (для підтримки заданої концентрації), причому, вміст нікелю в отриманих плавках склало: 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 піддавали гартуванню у воді від 1050°C (витримка 30 хв).

Фрагменти візуального спостереження при вимірюванні мікротвердості наведені на рис. 5.7 [207]. Залежність мікротвердості приграничної області аустенітного зерна і самого зерна від концентрації нікелю наведено на рис. 5.8.

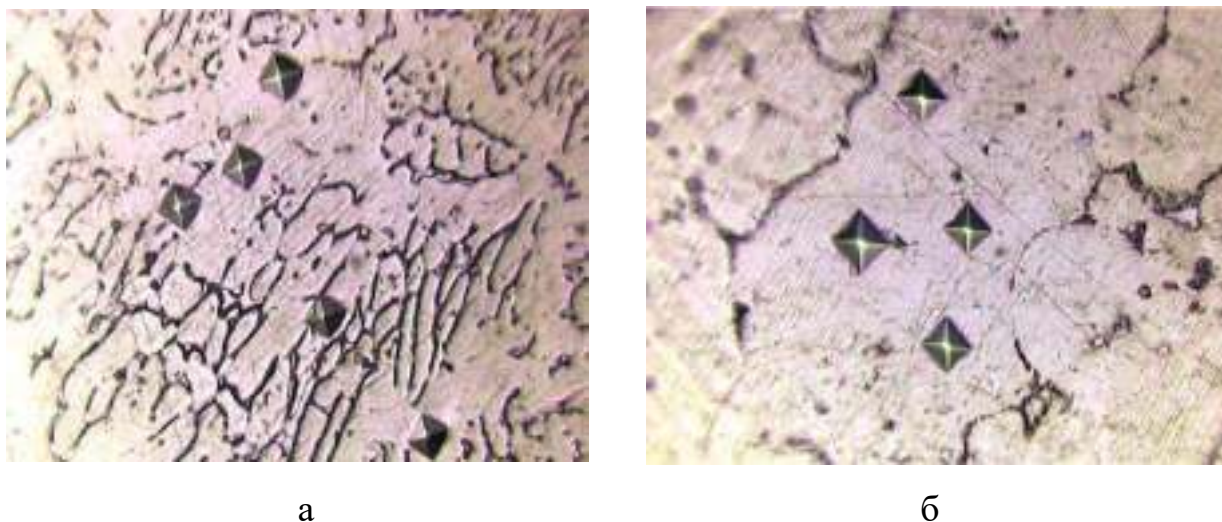


Рисунок. 5.7 – Мікроструктура при визначенні мікротвердості всередині і приграничної області аустенітного зерна хромонікелевих сталей X17H8T (а) і X17H16T (б);  $\times 200$

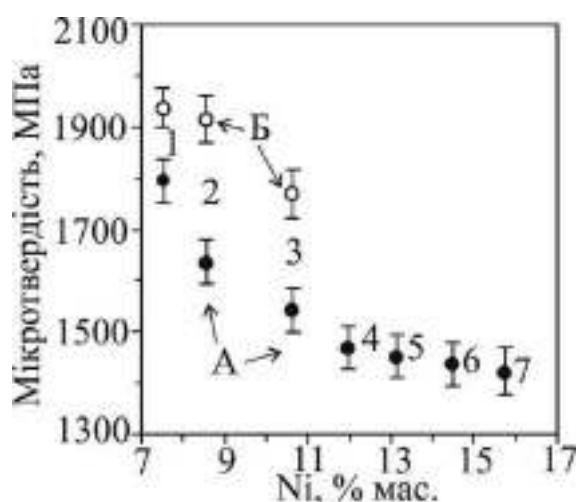


Рисунок 5.8 – Залежність мікротвердості аустенітного зерна (А) і приграничної області аустенітного зерна (Б) від вмісту нікелю у хромонікелевих сталях (цифри біля точок – номери плавки сталей з різним вмістом нікелю)

Для пояснення цієї залежності розглянемо структуру сталей пл.1 (X17H8T) та пл.7 (X17H16T) (рис. 5.9) [207]. Метод енергодисперсійного аналізу виявив рівномірний розподіл усіх елементів усередині зерна й локалізований розподіл елементів Cr і Ni на границях зерен. Встановлено (див. рис. 5.9 а, лінія 2), що границя зерна, порівняно із зерном, перенасичена

хромом на 20...23 % при зменшеному (на 20...26 %) вмісту нікелю (рис. 5.10) [207].

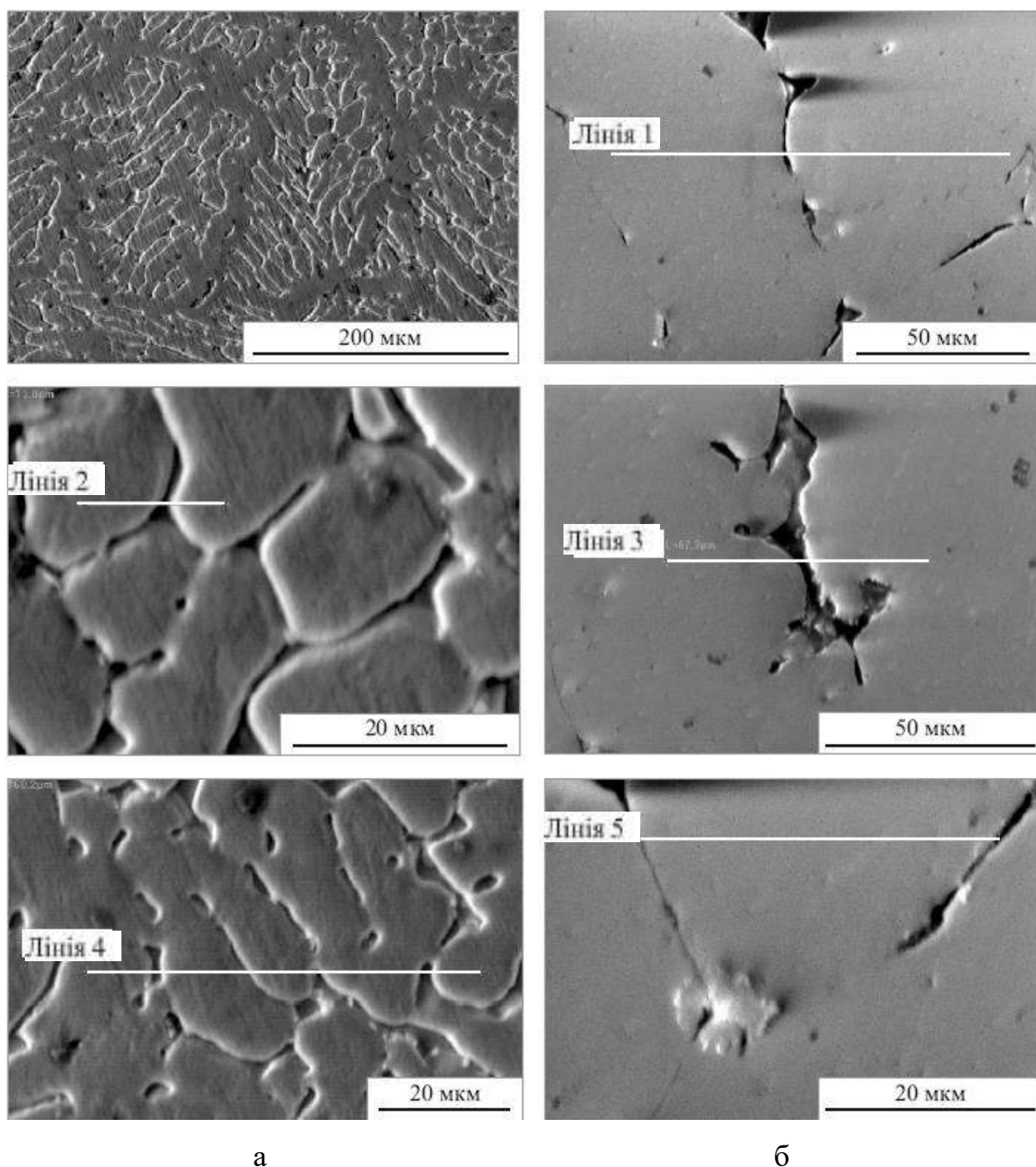


Рисунок 5.9 – Мікроструктура хромонікелевих сталей X17H8T (а) і X17H16T (б) при різному збільшенні (на знімках наведені лінії, уздовж яких досліджувалося розподіл хрому і нікелю; чисельні значення для лінії 2 представлені на рис. 5.10)

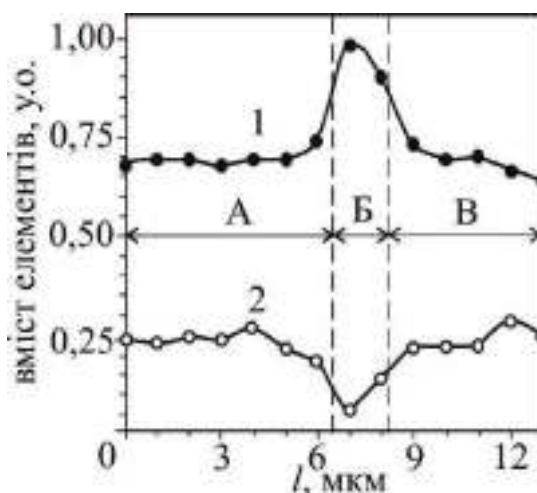


Рисунок 5.10 – Локалізований розподіл елементів Cr (крива 1) і Ni (крива 2) на границі зерен (інтервал Б) і всередині зерна (інтервал А і В) в сталі X17H8T (наведено розподіл елементів уздовж лінії 2 на рис. 5.9 а)

Слід зазначити, що товщина приграничних зон зерен зменшується з кожною наступною плавкою (тобто зі збільшенням вмісту нікелю). Виявлені значні розбіжності концентрацій елементів на границях зерен разом з потовщенням приграничних зон свідчить про наявність іншої, відмінної від аустеніту, фази. Це підтверджено результатами магнітометричних досліджень [207]. Встановлено, що зразки сталей X17H8T, X17H9T, X17H11T містили феромагнітну фазу в кількості 2,99 %; 0,34 % і 0,03 %, відповідно (рис. 5.11).

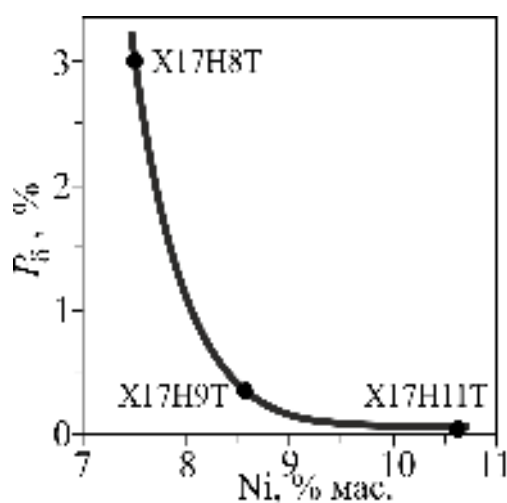


Рисунок 5.11 – Залежність кількості  $P_{\delta}$   $\delta$ -фериту від вмісту нікелю в хромонікелевих сталях

На відміну від цього структура сталей X17H12T, X17H13T, X17H15T, X17H16T була повністю аустенітна і питома парамагнітна сприйнятливість аустеніту  $\chi_0 = (3,05; 3,25; 3,61; 4,00) \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$ , відповідно. Таким чином, зі збільшенням вмісту Ni від 11,99 % до 15,76 % парамагнітна сприйнятливість аустеніту даних плавок збільшується від  $3,05 \cdot 10^{-8}$  до  $4,00 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$ .

Мікротвердість аустенітного зерна і приграничної області визначається в основному впливом двох елементів – нікелю і хрому. У приграничної області змінюється співвідношення цих елементів – спостерігається локалізоване збільшення вмісту хрому і зменшення нікелю в порівнянні з їх концентрацією в обсязі зерна. Оскільки хром збільшує, а нікель зменшує твердість, то твердість приграничних феромагнітних прошарків вища від твердості самих зерен. Ці дані дозволяють припустити про наявність феромагнітної фази в приграничних областях.

### **5.3 Магнітний стан аустенітної матриці і механічні властивості (ударна в'язкість, границя міцності, відносні видовження і звуження, мікротвердість) високомарганцевих сталей**

Вимоги споживачів до якості металопродукції постійно підвищуються і викликають необхідність пошуку причин, що впливають на механічні властивості високомарганцевих сталей, широко вживаних для виготовлення деталей, що працюють в умовах інтенсивних динамічних навантажень.

На механічні властивості високомарганцевих сталей впливають температура розливання, хімічний склад, вміст вуглецю, марганцю, карбідів, шкідливих домішок [60, 222]. Усі ці чинники спричинюють спотворення у кристалічній і зміни у магнітній структурах парамагнітної аустенітної матриці. Тому при розгляді питання про механічні властивості мають враховуватися дані про магнітний стан аустеніту, який характеризується питомою магнітною

сприйнятливостю, тобто сумою магнітних моментів атомів, що припадають на одиницю маси. При цьому залишається не вивченим вплив атомно-магнітного стану аустенітної матриці на міцнісні ( $\sigma_B$ ), пластичні ( $\delta$ ,  $\Psi$ ), в'язкісні властивості (КСУ) і характеристики зносостійкості ( $K_3$ ) високомарганцевих сталей. Високоточним індикатором структурних змін і механічних властивостей є питома парамагнітна сприйнятливість  $\chi_0$  аустеніту, яка як високочутлива характеристика здатна відображати особливості сумарного впливу температури, тиску і хімічного складу (в першу чергу Mn, C, Si) і інших чинників на загальний стан і властивості аустенітної матриці [190].

Звідси виникає необхідність дослідити кореляцію між  $\chi_0$  аустеніту і механічними властивостями високомарганцевих сталей, що дозволить запропонувати новий метод контролю механічних властивостей сталей із аустенітною структурою.

Високомарганцеві сталі були отримані в індукційних тигельних електропечах методом сплавлення у вигляді злиwkів 100×100×200 мм і піддані гартуванню у воду від 1050°C (витримка 3 год.). Хімічний склад досліджуваних сталей: № 1 – 110Г8Л (8,6 % Mn); № 2 – 110Г10Л (10,7 % Mn); № 3 – 110Г13Л (13,8 % Mn), наведено у табл. 2.3 за №№ 10, 17, 27.

Оскільки марганець і вуглець є сильними аустенізаторами, то при варіюванні вмісту марганцю і оцінки його впливу на парамагнітну сприйнятливість, було визнано доцільним підібрати аустенітні матеріали з приблизно однаковим вмістом вуглецю. При цьому припускалось однаковим сумарний вплив на властивості аустеніту таких домішок, як Cr, Al, P і S, оскільки їх вміст у вибраних матеріалах був приблизно однаковим.

Зносостійкість  $K_3$  після ударно-абразивного зношування визначали в кульовому млині за втратою ваги відповідно еталонного ( $\Delta P_{\text{ет.}}$ ) і досліджуваного ( $\Delta P_{\text{досл.}}$ ) зразків. Як еталон використовувалася сталь 20 (деформований пруток перетином 10×10 мм<sup>2</sup>) з хімічним складом (% мас.): 0,19 C; 0,56 Mn; 0,26 Si; 0,25 Cr і твердістю НВ 126.

Як було зазначено раніше (див. рис. 4.56), із збільшенням вмісту марганцю величина парамагнітної сприйнятливості  $\chi_0$  аустеніту зменшується. Таким чином, при зниженні вмісту марганцю стабільність марганцевого аустеніту зменшується і з'являється здатність до виникнення інших проміжних фаз, що безпосередньо впливає на механічні властивості. Механічні властивості досліджуваних сталей представлені в таблицях 5.2 і 5.3 [216].

Таблиця 5.2 – Властивості високомарганцевих сталей під час випробування на розтягнення при 20°C

№	Марка сталі	Межа міцності $\sigma_b$ , МПа	Видовження $\delta$ , %	Звуження $\Psi$ , %
1	110Г8Л	437	8,8	13,1
2	110Г10Л	723	26,2	24,1
3	110Г13Л	828	42,0	29,4

Таблиця 5.3 – Ударна в'язкість, зносостійкість і мікротвердість (HV 0,05) високомарганцевих сталей

№	Марка сталі	Ударна в'язкість КСУ, Дж/см <sup>2</sup>	Зносостійкість $K_z$ , від. од.	Мікротвердість, МПа
1	110Г8Л	84	2,81	5982
2	110Г10Л	190	2,27	3432
3	110Г13Л	223	2,14	3089

На рис. 5.12 наочно представлено зв'язок між атомно-магнітним станом аустеніту (в початковому стані, тобто до механічних випробувань) і механічними властивостями високомарганцевих сталей [166]: зі зниженням  $\chi_0$  показники пластичності (відносне видовження  $\delta$  і звуження  $\Psi$ ) зростають. Цю особливість у поведінці вказаних механічних характеристик можливо пояснити наступним чином. За літературними даними марганець ефективно знижує

енергію дефектів упаковки (у вказаному інтервалі вмісту Mn). У результаті елементарні ґратчасті дислокації активно розщеплюються на часткові, сполучені дефектами упаковки з відмінною від аустеніту кристалографічною структурою, що полегшує процес пластичної деформації через збільшення можливості легкого ковзання, оскільки в разі розщеплювання окремих елементарних дислокацій існує можливість переходу розтягнутих дислокацій в перетинаючій площині ковзання того ж типу.

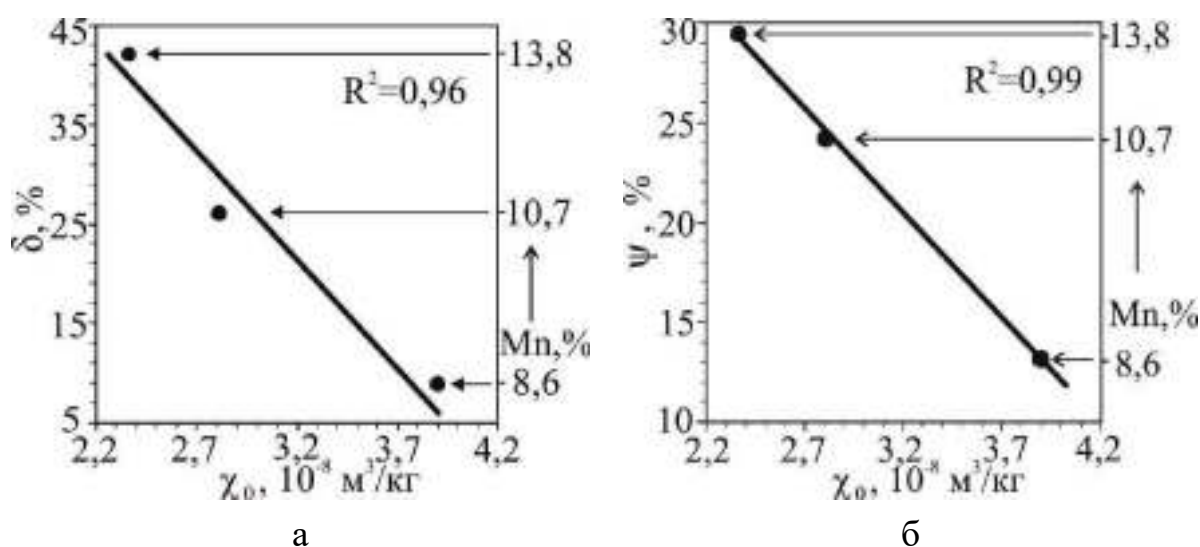


Рисунок 5.12 – Кореляційний зв'язок відносного видовження  $\delta$  (а), звуження  $\Psi$  (б) і питомої парамагнітної сприйнятливості  $\chi_0$  аустеніту (до механічних випробувань) сталей 110Г8Л, 110Г10Л, 110Г13Л

Для досягнення високої ударної в'язкості марганцевих сталей необхідно отримувати для них мінімальне значення питомої парамагнітної сприйнятливості аустеніту  $\chi_0$  (рис. 5.13 а). Цікаво відзначити, що границя міцності (рис. 5.13 б) і відносне видовження (див. рис. 5.12 а) мають однакову тенденцію до зміни від парамагнітної сприйнятливості  $\chi_0$  аустеніту.

Ударно-абразивна зносостійкість  $K_3$  аустенітної фази, навпаки, змінюється в протилежну сторону відносно характеру зміни вмісту марганцю (рис. 5.14). Тобто при вмісті Mn 8,6 % цей показник  $K_3$  виявляється вищим, ніж при вмісті 13,8 % [166].



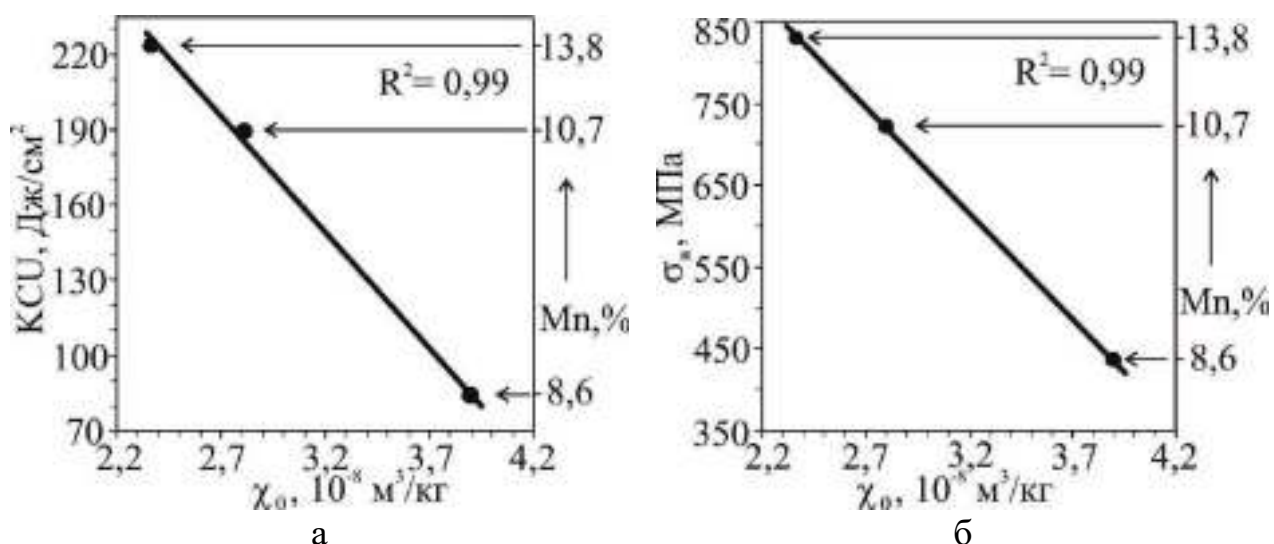


Рисунок 5.13 – Кореляційний зв'язок ударної в'язкості  $K_{CU}$  (а), границі міцності  $\sigma_v$  (б) і питомої парамагнітної сприйнятливості  $\chi_0$  аустеніту (до механічних випробувань) сталей 110Г8Л, 110Г10Л, 110Г13Л

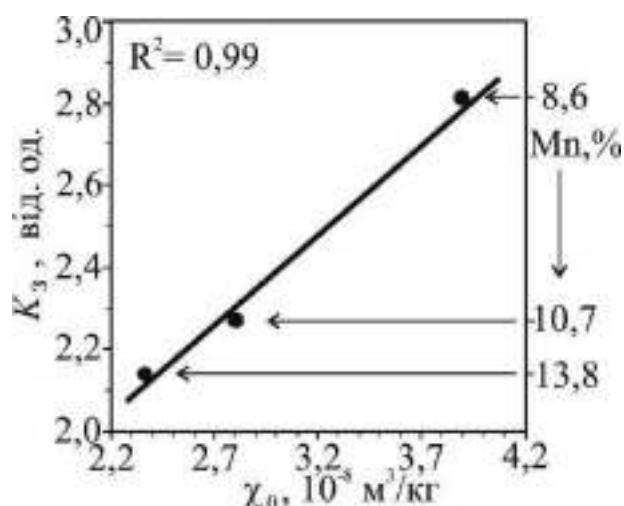


Рисунок 5.14 – Кореляційний зв'язок ударно-абразивної зносостійкості  $K_3$  і питомої парамагнітної сприйнятливості  $\chi_0$  аустеніту (до механічних випробувань) високомарганцевих сталей 110Г8Л, 110Г10Л, 110Г13Л

Таку поведінку даної механічної характеристики можна спробувати пояснити таким чином. Оскільки, як вже наголошувалося вище, марганець зменшує енергію дефектів упаковки і тим самим сприяє розщеплюванню великого числа повних (елементарних) дислокацій, то це стимулює процес перекидання ковзання з однієї площини в іншу. Крім того, сталь 110Г13Л при

пластичній деформації аж до 30 % переважно зберігає аустенітну структуру, хоча не повністю:  $P_{\alpha'} \approx 0,05 \%$  (див. рис. 4.53). Тому у вказаній сталі, при ударно-абразивному зношуванні практично не утворюється  $\alpha'$ -мартенсит деформації, що також зменшує міру наклепу поверхневого шару. При вмісті ж марганцю порядку 8,6 %, мабуть, ефект розщеплювання повних дислокацій виражений слабкіше, що сприяє накопиченню елементарних дислокацій у перешкод з утворенням дислокаційних клубків і сплетень. Це різко збільшує твердість поверхневого шару аустеніту і до того ж в даному випадку ще утворюються помітні кількості дуже твердих зносостійких ділянок мартенситу деформації. Структура цього поверхневого (білого) шару, видно, стає (при подальшому подрібненні зерна в процесі деформації) аморфно-кристалічною або, можливо, навіть аморфною. Отже, висока зносостійкість не пов'язана з виникненням в її структурі незначної кількості мартенситу деформації, а фізична природа криється швидше за все в атомно-магнітному стані майже 100%-ї аустенітної матриці. При цьому такий низькооб'ємний вміст мартенситу, що виникає, сам по собі не може впливати на зносостійкість, але побічно може бути індикатором, мірою зносостійкості. Таким чином, можна припустити, що першопричиною зміни механічних властивостей аустенітних сталей є атомно-магнітна структура аустенітної матриці, яка формується під дією різних чинників. Атомно-магнітний стан аустеніту визначає властивості сталі, так зі збільшенням  $\chi_0$  збільшується ударно-абразивна зносостійкість (див. рис. 5.14).

Залежність мікротвердості від магнітного стану аустеніту, тобто від  $\chi_0$ , представлена на рис. 5.15 [166]. Як видно, збільшення мікротвердості в цьому випадку корелює з підвищенням параметра  $\chi_0$ . Спробуємо пояснити вказаний вище зв'язок таким чином. Оскільки при вимірі мікротвердості використовуються навантаження, які приводять до виключно малої локальної деформації (при втискуванні індентора), то через дуже низьку енергію дефектів упаковки повинне відбуватися активне розщеплювання повних дислокацій, що полегшує їх легке ковзання і підвищує тим самим значну глибину проникнення індентора навіть при малих навантаженнях. При цьому, не дивлячись на

існуючі довжини вільного пробігу дислокацій при таких малих локальних деформаціях, розтягнуті дислокації не встигають створити окремі скупчення, які здатні помітно вплинути на збільшення мікротвердості.

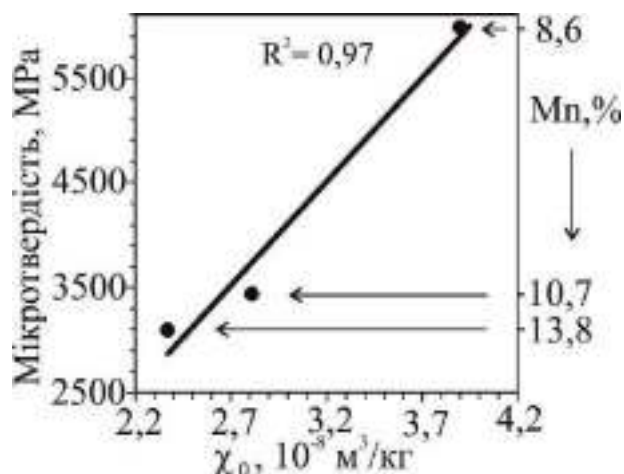


Рисунок 5.15 – Кореляційний зв'язок мікротвердості і питомої парамагнітної сприйнятливості  $\chi_0$  аустеніту (до механічних випробувань) досліджуваних високомарганцевих сталей 110Г8Л, 110Г10Л, 110Г13Л

Виходячи з приведених графіків, можна відзначити наявність доброго кореляційного зв'язку між механічними властивостями і парамагнітною сприйнятливістю аустеніту, що дає можливість її використовувати як ефективний чинник прогнозування механічних властивостей аустенітного матеріалу залежно від вмісту в ньому марганцю (за умови постійного вмісту вуглецю і ін. елементів-аустенізаторів). Вибір як критерій оцінки властивостей саме парамагнітної сприйнятливості аустеніту (при варіюванні в сталі вмісту марганцю) обумовлений ще і тим, що безпосереднє експериментальне визначення механічних властивостей аустенітних матеріалів часто є виключно трудомістким, а вказаний критерій може бути легко встановлений з використанням спеціального високочутливого устаткування [128].

З метою підтвердження знайденої кореляції між магнітним станом аустеніту (параметр  $\chi_0$ ) та механічними властивостями високомарганцевих сталей були виконані аналогічні дослідження на 6-ти додаткових плавках

сталей 110Г8Л, 110Г10Л і 110Г13Л, але з меншим інтервалом між вмістом Mn (№ 4 – 110Г8Л (8,43 % Mn), № 5 – 110Г10Л (9,75 % Mn), № 6 – 110Г10Л (10,42 % Mn), № 7 – 110Г10Л (10,47 % Mn), № 8 – 110Г10Л (10,57 % Mn), № 9 – 110Г13Л (12,91 % Mn)), які наведено у табл. 2.3 за №№ 9, 13, 14, 15, 16, 26. Таким чином було досліджено 9 сталей, при цьому в сталях № 6 і № 7 кількість Mn практично співпадало (10,42 % і 10,47 %). Механічні властивості вищевказаних сталей наведені у табл. 5.4 [224-226].

Таблиця 5.4 – Значення питомої сприйнятливості  $\chi_0$  аустеніту, відносного видовження  $\delta$ , ударної в'язкості КСУ і мікротвердості (HV 0,05) високомарганцевих сталей залежно від вмісту Mn

№ сталі*	Марка сталі	Mn, % мас.	$\chi_0, 10^{-8}$ м <sup>3</sup> /кг	$\delta, \%$	КСУ, Дж/см <sup>2</sup>	Мікротвердість, МПа
4	110Г8Л	8,43	3,95	8,3	79	6247
5	110Г10Л	9,75	3,28	15,4	–	4197
6	110Г10Л	10,42	2,88	–	176	–
7	110Г10Л	10,47	3,19	16,6	–	4138
8	110Г10Л	10,57	3,02	18,3	–	3795
9	110Г13Л	12,91	2,58	30,7	204	3315

\* № сталі є продовженням таблиці 5.3

Технічне рішення досліджень задовольняє критерію «Промислове застосування» і полягає у можливості визначення відносного видовження (рис. 5.16 а) [224], ударної в'язкості КСУ (рис. 5.16 б) [225], мікротвердості (рис. 5.17) [226] високомарганцевих сталей аустенітного класу завдяки використанню парамагнітної питомої сприйнятливості аустеніту. Слід зазначити, що вибір  $\chi_0$  як критерій (індикатор) механічних властивостей дозволяє врахувати при прогнозуванні механічних властивостей не тільки вплив вмісту марганцю (який є основним аустенізатором), але і вміст деяких інших елементів, які входять до складу сталі (насамперед вуглець).

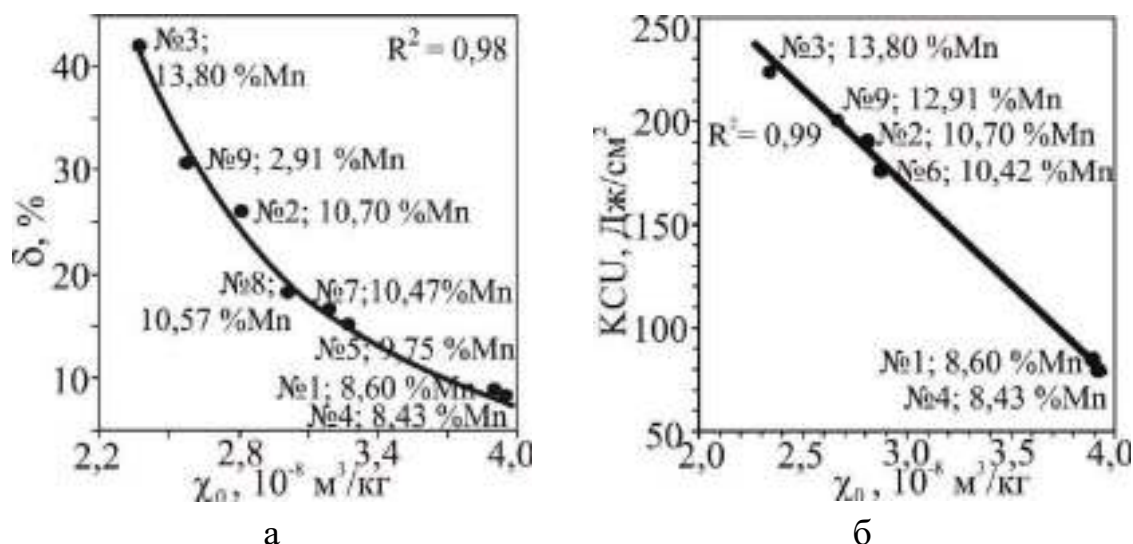


Рисунок 5.16 – Залежність відносного видовження  $\delta$  (а), ударної в'язкості КСУ (б) від питомої парамагнітної сприйнятливості  $\chi_0$  аустеніту (до механічних випробувань) високомарганцевих сталей (№ сталі відповідає табл. 5.3 і 5.4)

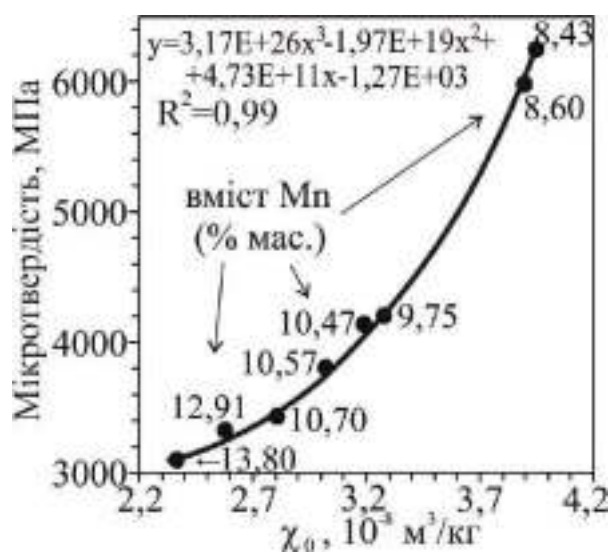


Рисунок 5.17 – Зв'язок між мікротвердістю і питомою парамагнітною сприйнятливістю  $\chi_0$  аустеніту високомарганцевих сталей

Для побудови номограм, на підставі яких можна прогнозувати механічні властивості, виходячи з величини питомої парамагнітної сприйнятливості  $\chi_0$  аустеніту, використані значення показників границі міцності ( $\sigma_B$ ), відносного видовження ( $\delta$ ) і звуження ( $\psi$ ), ударно-абразивної зносостійкості ( $K_3$ ) і

мікротвердості (HV 0,05). Після систематизації результатів експериментальних досліджень побудовано номограми, на підставі яких можна прогнозувати механічні властивості високомарганцевих сталей.

У лівій частині першої номограми (рис. 5.18) представлені значення основного параметру (вміст Mn) і критерію  $\chi_0$  [227]. У правій її частині містяться прогнозовані механічні властивості: границя міцності  $\sigma_b$ , відносне видовження  $\delta$  і звуження  $\psi$ . На номограмі вказано чотири сектори (маркування від I до IV), кожен з яких обмежений експериментально знайденими значеннями. Наприклад, якщо питома парамагнітна сприйнятливість  $\chi_0$  аустеніту досліджуваної високомарганцевої сталі лежить в межах інтервалу I, тобто від  $2,37 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$  до  $2,81 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$ , то прогнозована величина границі міцності знаходитиметься в інтервалі від 723 МПа до 828 МПа.

Аналогічні міркування справедливі і для відносного видовження ( $\delta$ ) та звуження ( $\psi$ ). Запропонована номограма [227] може бути використана у виробничих умовах для прогнозування механічних властивостей високомарганцевих сталей, зокрема показників міцності і пластичності.

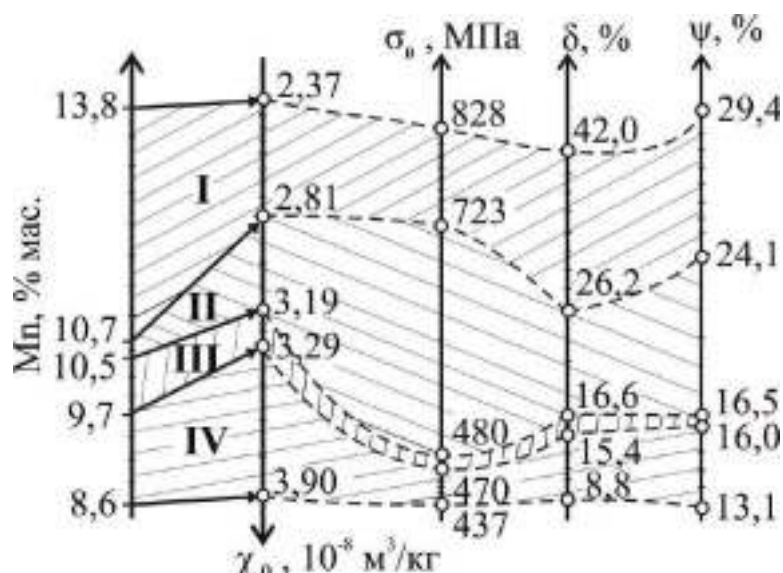


Рисунок 5.18 – Номограма №1 для прогнозування пластичних властивостей високомарганцевих сталей за критерієм  $\chi_0$  і вмістом Mn (цифри I...IV відповідають концентраційним інтервалам Mn)

Із номограми на рисунку 5.18 видно, що із збільшенням вмісту марганцю параметр  $\chi_0$  зменшується, а показники пластичності зростають. Цю особливість у поведінці зазначених механічних характеристик можна пояснити так. За літературними даними, марганець ефективно знижує енергію дефектів пакування, і тим самим полегшує утворення і ковзання розтягнутих дислокацій з одночасним збільшенням міцності (завдяки явищу твердорозчинного зміцнення аустеніту легувальною добавкою марганцю). Розщеплення елементарних ґраткових дислокацій дозволяє забезпечити можливість легкого ковзання при переході розтягнутих дислокацій в аналогічні площини, які перетинають початкові.

Слід зазначити, що ударно-абразивна зносостійкість  $K_3$  змінюється в протилежну сторону щодо характеру зміни вмісту марганцю (номограма №2 на рис. 5.19). Тобто при вмісті Mn 8,6 % цей показник  $K_3$  виявляється більш високим, ніж при вмісті 13,8 % того ж елемента.

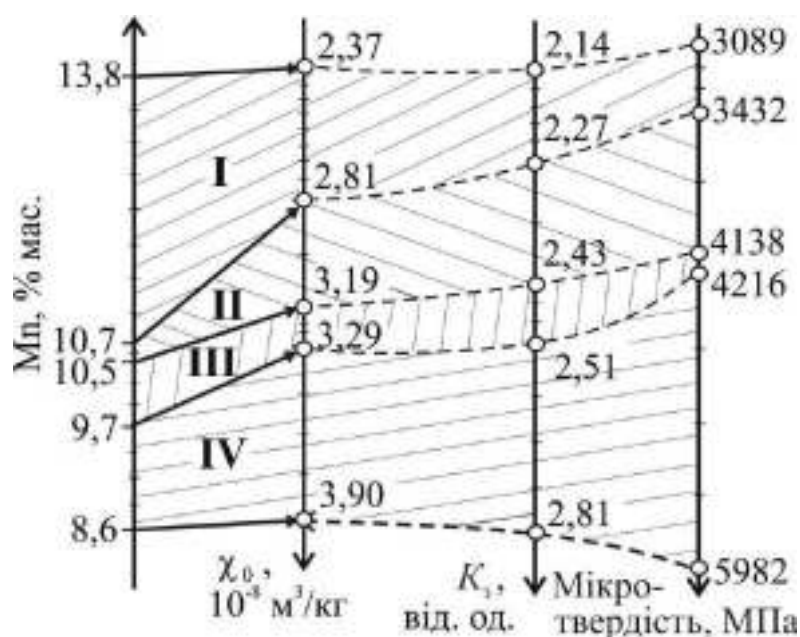


Рисунок 5.19 – Номограма №2 для прогнозування ударно-абразивних властивостей високомарганцевих сталей за  $\chi_0$  і вмістом Mn (цифри I...IV відповідають концентраційним інтервалам Mn)

Пояснимо цей факт у поведінці розглянутої механічної характеристики. Оскільки, як уже зазначалося вище, марганець зменшує енергію дефектів пакування і тим самим сприяє розщепленню великої кількості повних (елементарних) дислокацій, це стимулює процес перекидання ковзання з однієї площини в іншу. Крім того, в зазначеній сталі (13,8 % Mn) при ударно-абразивному зношуванні практично не утворюється мартенсит деформації, що також зменшує ступінь наклепу поверхневого шару. При вмісті ж марганцю близько 8,6 % ефект розщеплення повних дислокацій виражений слабше, що сприяє накопиченню нерозщеплених елементарних дислокацій поблизу перешкод з утворенням дислокаційних клубків і сплетінь. Це має значно збільшити твердість поверхневого шару аустеніту, і, до того ж, в цьому разі слід очікувати активне утворення помітної кількості дуже твердих зносостійких ділянок мартенситу деформації.

Значний інтерес представляє залежність мікротвердості від магнітного стану аустеніту, яка також представлена на номограмі (див. рис. 5.19). Як бачимо, зменшення мікротвердості відповідає зниженню параметра  $\chi_0$ . Спробуємо пояснити зменшення мікротвердості так. Оскільки при вимірюванні мікротвердості використовувалися навантаження, що призводять до виключно малої локальної деформації (при вдавненні індентора), то через дуже низьку енергію дефектів пакування мають активно розщеплюватись повні дислокації, що полегшує їх легке ковзання і підвищує тим самим велику глибину проникнення індентора. При цьому, незважаючи на помітні довжини вільного пробігу дислокацій при малих локальних деформаціях, розтягнуті дислокації не встигають створити окремі скупчення, які були б здатні помітно вплинути на мікротвердість в напрямку її збільшення.

Отже, можна відзначити наявність задовільного зв'язку між механічними властивостями і сприйнятливістю  $\chi_0$  аустеніту, що дає можливість використовувати цю характеристику як ефективний критерій прогнозування механічних властивостей аустенітних матеріалів.



#### 5.4 Кореляційна залежність між механічними й магнітними властивостями сталей Г13Л з різним вмістом вуглецю

Високомарганцеві сталі вважаються дуже привабливим матеріалом завдяки доброму співвідношенню міцності і пластичних характеристик [60, 61]. На механічні властивості сталей впливають хімічний склад, вміст карбідів, наявність шкідливих домішок і ін. Різний вміст хімічних елементів навіть в межах величин, зазначених в марочному складі сталей, може істотно впливати на фізико-механічні та експлуатаційні властивості металовиробів [228-231]. Існує думка, що головною причиною зміцнення сталі Гадфільда є утворення мартенситу деформації в площинах ковзання [71, 232]. Однак в деяких літературних джерелах [78, 80] показано, що на деформаційне зміцнення цієї сталі не впливає утворення мартенситних фаз. Тому актуальним є пошук нових підходів з'ясування причин поліпшення властивостей даних сталей.

Досліджували вплив зростаючих концентрацій вуглецю на фізико-механічні та магнітні властивості високомарганцевих сталей при постійних концентраціях інших основних елементів. Плавки проводили в ливарній лабораторії ЗНТУ. Для виключення впливу металургійних і технологічних факторів на властивості сталі застосовували метод порціонного розливання, використовуючи одну плавку. Початкова плавка містила (% мас.): 0,43 C; 0,3 Si; 0,064 P; 0,009 S; 0,88 Cr; 0,38 Ni; 14,9 Mn. Після відбору кожної порції металу розплав навуглецьовували електродним боєм. Вміст вуглецю в отриманих плавках становив (% мас.): 0,43; 0,58; 0,85; 1,04; 1,27; 1,46; 1,56, відповідно

Фізико-механічні властивості досліджуваних сталей ( $\sigma_b$  – границя міцності,  $\sigma_{0.2}$  – умовна границя текучості,  $\delta$  і  $\Psi$  – відносне видовження і звуження, KCU – ударна в'язкість) наведені в таблиці 5.5 [233]. Як видно з рис. 5.20 і рис. 5.21 характеристики міцності ( $\sigma_b$  и  $\sigma_{0.2}$ ) зі збільшенням концентрації вуглецю монотонно зростали, а пластичні ( $\delta$ ,  $\Psi$ , KCU) мали залежність з точкою екстремуму в межах вуглецю 1,25...1,30 % [233].

Таблиця 5.5 – Механічні властивості сталей Г13Л залежно від вмісту вуглецю

№ пл.	C, %	$\sigma_b$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\delta$ , %	$\Psi$ , %	КСУ, Дж/см <sup>2</sup>
1	0,43	527	251	7,5	10,6	158
2	0,58	543	264	21,7	19,2	231
3	0,85	553	297	25,4	23,8	256
4	1,04	659	443	38,9	27,0	356
5	1,27	701	425	45,4	34,0	340
6	1,46	737	439	49,3	37,2	347
7	1,56	740	420	33,4	29,0	228

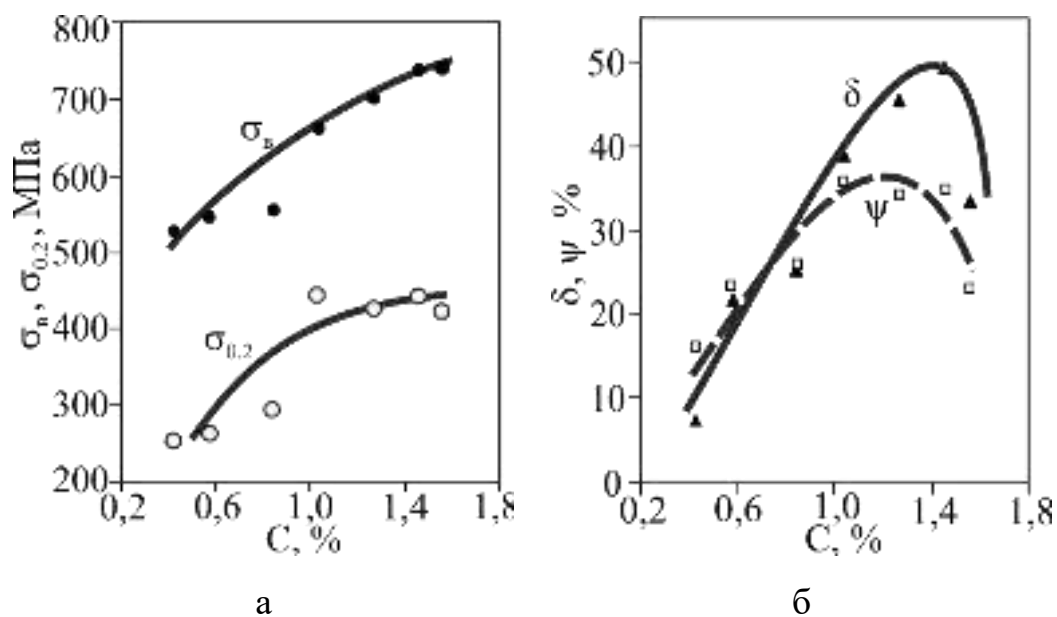


Рисунок 5.20 – Зв'язок границі міцності  $\sigma_b$  і умовної границі текучості  $\sigma_{0,2}$  (а), відносного видовження  $\delta$  і відносного звуження  $\Psi$  (б) та вмісту вуглецю в сталях Г13Л

Отримані тенденції корелюють з результатами інших авторів [234] для сталі з дещо більшим вмістом Mn, а саме, що при збільшенні вмісту вуглецю від 0 до 0,6 % в сплавах Fe-22 Mn-C механічні властивості (границя міцності, видовження і звуження) поліпшуються.

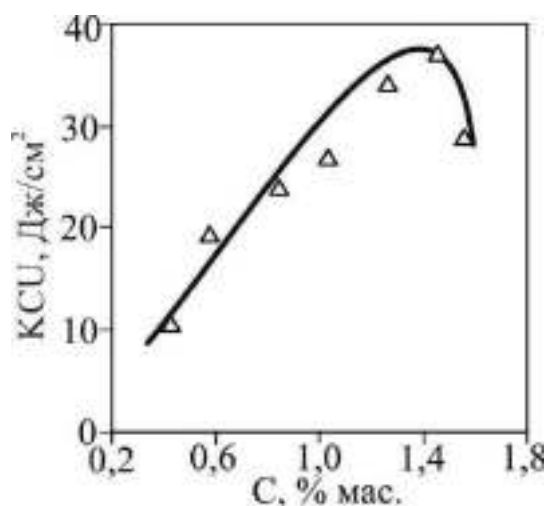


Рисунок 5.21 – Зв'язок ударної в'язкості і вмісту вуглецю в сталях Г13Л

Деякі автори, наприклад [74], підвищення міцності пояснюють утворенням мартенситу, а також насиченням марганцевого аустеніту вуглецем, що створює перешкоди для переміщення дислокацій при зовнішньому впливі [235]. Однак, кількість  $P_{\alpha'}$  виникаючого в результаті деформації  $\alpha'$ -мартенситу (табл. 5.6 [233]) в досліджуваних сталях незначна (в межах сотих часток відсотка), що не може бути основною причиною зміцнення сталі.

Таблиця 5.6 – Вміст  $P_{\alpha}$  ферофази в плавках сталей Г13Л після гартування,  $P_{\alpha'}$  виникаючого  $\alpha'$ -мартенситу деформації (після розриву) і значення парамагнітної питомої магнітної сприйнятливості  $\chi_0$  аустеніту

№ плавки	C, %	$P_{\alpha}$ , %	$P_{\alpha'}$ , %	$\chi_0$ , $10^{-8}$ м <sup>3</sup> /кг
2	0,58	0,03	0,08	2,21
3	0,85	0,00	0,01	2,08
4	1,04	0,00	0,03	2,00
5	1,27	0,00	0,02	1,98
7	1,56	0,00	0,01	1,95

Екстремальна зміна пластичних характеристик також пов'язано з особливостями марганцевистого аустеніту. В літературі вважається, що спочатку, зі зміною концентрації вуглецю від 0,6 % до 1,25 %...1,30 % їх підвищення пояснюється збільшенням стабільності аустеніту [60]. Інші автори

показали, що надалі, при перевищенні цього рівня, зниження пластичних характеристик пояснюється поведінкою карбідів [61]. Це означає, що концентрація вуглецю 1,3 % близько підходить до границі його розчинності в марганцевому аустеніті, внаслідок чого при підвищенні концентрації вуглецю до 1,3 % в структурі литої сталі збільшується кількість великих карбідів на границях і всередині аустенітних зерен, а також дисперсних пластинчастих карбідів уздовж кристалографічних площин. При проведенні термічної обробки розчинення великих карбідів сприяє виникненню в металі мікропорожнеч, а ймовірність отримання остаточних карбідів після термічної обробки стає тим більше, чим більше вміст вуглецю. Обидва ці фактори і призводять до зниження пластичних властивостей металу.

Дослідження були виконані на зразках сталі Г13Л з вмістом вуглецю 0,58 %; 0,85 %; 1,04 %; 1,27 % і 1,56 %. При цьому в зразках сталі з 0,58 % вуглецю після гартування спостерігається аустенітна структура з невеликою кількістю  $P_{\alpha}$  ферофази, а в сталі з вмістом вуглецю 0,85 %; 1,04 %; 1,27 % і 1,56 % – ферофаза не виявлена (див. табл. 5.6). Припускається, що основною фазою, що визначає механічні властивості досліджуваних сталей, є аустеніт. Для зразків вирізаних з шийки після пластичного розриву визначали вміст  $P_{\alpha'}$  виникаючого в результаті деформації  $\alpha'$ -мартенситу (див. табл. 5.6). З рис. 5.22 видно, що зі збільшенням вмісту вуглецю зменшується  $\chi_0$ , тобто збільшується стабільність аустеніту і поліпшуються механічні властивості [233].

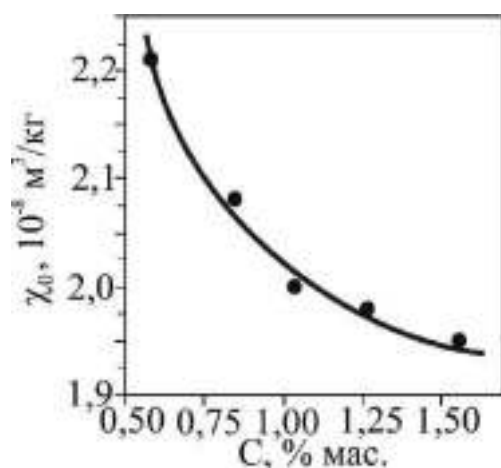


Рисунок 5.22 – Вплив вмісту вуглецю (при однаковому вмісту інших легувальних елементів) на атомно-магнітний стан аустеніту (параметр  $\chi_0$ ) досліджуваних сталей Г13Л

Щоб наочно уявити картину впливу магнітного стану (структурно-чутливої величини  $\chi_0$ ) аустеніту на механічні властивості, побудуємо залежності  $\sigma_B$ ,  $\sigma_{0.2}$ ,  $\delta$ ,  $\Psi$  і  $a_n$  від  $\chi_0$  [233].

Магнітний стан аустеніту, який характеризується  $\chi_0$ , корелює з властивостями сталі: зі зниженням  $\chi_0$  зростають параметри міцності  $\sigma_B$  і  $\sigma_{0.2}$  (рис. 5.23 а). Залежності відносного видовження  $\delta$  і звуження  $\Psi$  від питомої парамагнітної магнітної сприйнятливості  $\chi_0$  аустеніту мають вигляд, представлений на рис. 5.23 б. Як бачимо, і в цьому випадку підтверджується тенденція: зі зниженням  $\chi_0$  зростають показники пластичності з екстремумом.

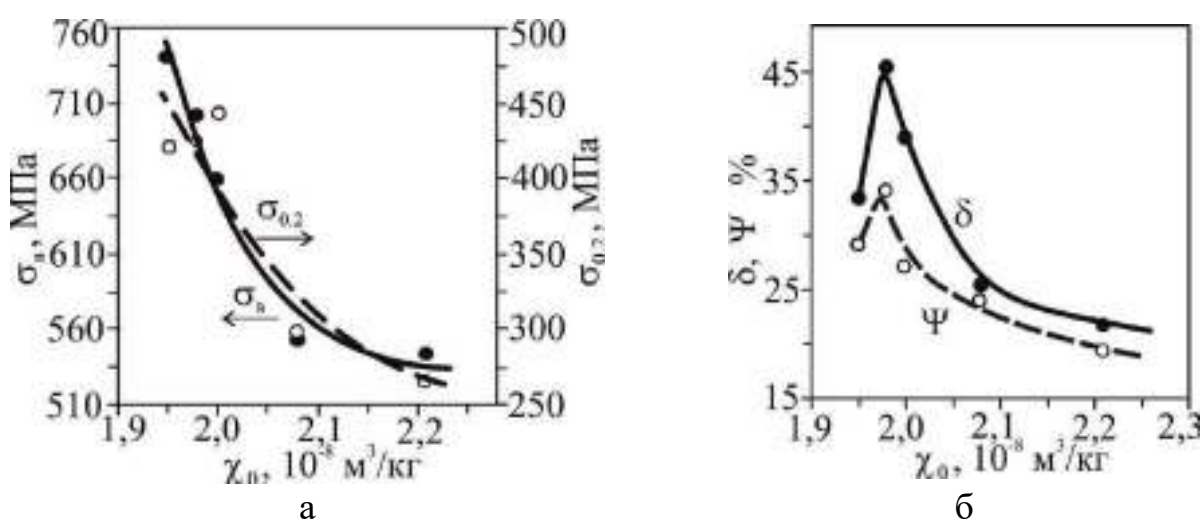


Рисунок 5.23 – Зв'язок границі міцності  $\sigma_B$  і умовної границі текучості  $\sigma_{0.2}$  (а), відносних видовження  $\delta$  і звуження  $\Psi$  (б) і парамагнітної сприйнятливості  $\chi_0$  аустеніту досліджуваних плавок сталей Г13Л з різним вмістом вуглецю

Залежність ударної в'язкості КСУ від зміни магнітного стану аустеніту ( $\chi_0$ ), яка представлена на рис. 5.24, характеризується екстремумом [233]. Така поведінка відповідає сталям з концентрацією вуглецю близьким до 1,3 %, що і пояснює таку залежність.

Проведені дослідження показали, що використовуючи магнітометричний метод, можна прогнозувати можливість узагальненого методу контролю якості

виливків з високомарганцевої сталі одночасно за кількома негативними параметрами: підвищеному вмісту вуглецю, неякісній термічній обробці та ін.

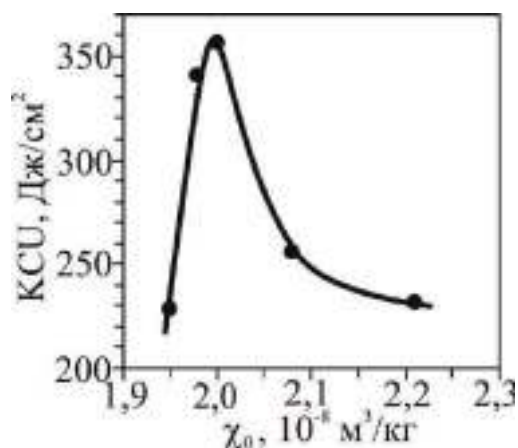


Рисунок 5.24 – Зв'язок ударної в'язкості КСУ і питомої магнітної сприйнятливості  $\chi_0$  аустеніту досліджуваних плавок сталей Г13Л з різним вмістом вуглецю

Експериментально встановлено, що фізико-механічні властивості високомарганцевих сталей корелюють з початковим (до механічних випробувань) парамагнітним станом аустеніту: зі зниженням  $\chi_0$  аустеніту зростають показники міцності (границя міцності  $\sigma_B$  і умовна границя текучості  $\sigma_{0,2}$ ), а пластичні (відносне видовження  $\delta$  і звуження  $\Psi$ ) і ударна в'язкість КСУ характеризуються екстремумами.

### 5.5 Взаємозв'язок між зносостійкістю, ступенем гарячої деформації, твердістю і початковим атомно-магнітним станом аустеніту Fe-C-Mn-Cr сталей

Зносостійкі хромомарганцеві сталі знайшли широке застосування в металургії і машинобудуванні для виробництва прокатних валків, броніфутерівочних плит, зносостійких матеріалів і ін. Підвищення якості виробів можливо шляхом формування необхідної структури цих сталей [199]. Встановлено, що перспективними зносостійкими матеріалами можуть бути аустенітні сталі на базі системи Fe-C-Mn-Cr зі зниженим вмістом вуглецю

(менш 2,0 %) [158, 165, 236]. Причини зміцнення цих сталей недостатньо вивчені, а корисність наявності в матеріалі метастабільного аустеніту є суперечливою [236]. В процесі обробки метастабільний аустеніт зазнає фазові перетворення з утворенням  $\alpha'$ -мартенситу. Вважається,  $\gamma \rightarrow \alpha'$  перетворення забезпечує зміцнення поверхневого шару сталі в процесі зношування [165, 237]. В [238] показано, що в процесі тертя на поверхні зношування формуються нанокристалічні структури, які мають високу ефективну міцність і зносостійкість. Як кристалічна, так і магнітна структури аустеніту впливають на зміцнення і зносостійкість сталей. Для досліджень обрано хромомарганцеві сталі: №1 – 140ХГ7 (0,11 % Cr; 7,05 % Mn); №2 – 130Х2Г7 (2,23 % Cr; 6,87 % Mn); №3 – 130Х4Г7 (4,39 % Cr; 7,10 % Mn) з хімічним складом наведеним раніше в таблиці 2.3 за №№ 6, 3, 7.

Інтенсивність ударно-абразивного зношування  $I_{\text{знош.}}$  (% мас./год.) сталей визначали за зміною маси зразків у кульовому млині за 10 годин роботи. Для порівняння зносостійкості використано сталь 110Г13Х2. Ступінь гарячої деформації зразків при куванні визначали за формулою  $K_d = (D - d)/D$ , де  $D$  – діаметр зразка до деформації,  $d$  – після деформації. Залежність інтенсивності зношування  $I_{\text{знош.}}$  (табл. 5.7 [217, 239]) від магнітного стану аустеніту (див. рис. 4.62,  $\chi_0 = 3,50 \cdot 10^{-8}$ ;  $2,90 \cdot 10^{-8}$ ;  $2,33 \cdot 10^{-8}$  м<sup>3</sup>/кг для 140ХГ7, 130Х2Г7, 130Х4Г7) наведено на рис. 5.25 [217].

Таблиця 5.7 – Значення інтенсивності зношування  $I_{\text{знош.}}$  та відносної зносостійкості  $I_\varepsilon$  досліджуваних сталей

№ сталі	Марка сталі	$I_{\text{знош.}}$ , % мас./год.	$I_\varepsilon$ , відн. од.
1	140ХГ7	0,0443	0,84
2	130Х2Г7	0,0229	1,63
3	130Х4Г7	0,0207	1,81
4	110Г13Х2 (еталон)	0,0374	1,00

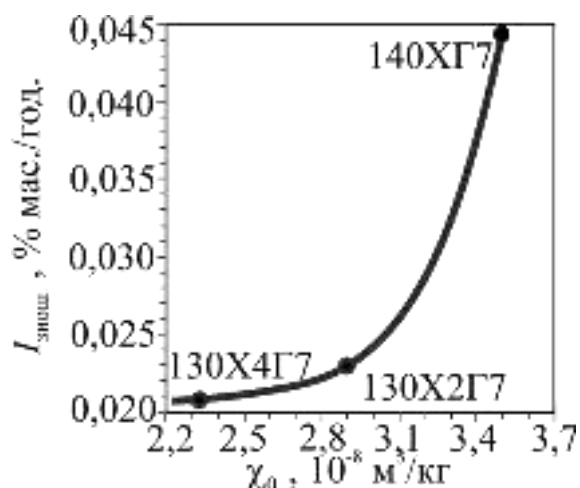
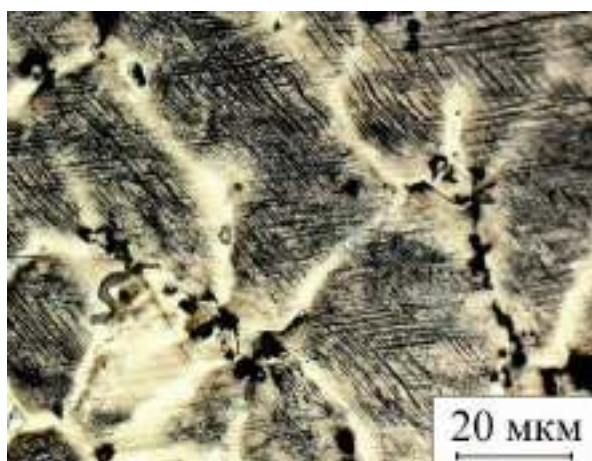


Рисунок 5.25 – Зв'язок між інтенсивністю зношування  $I_{\text{знош.}}$  і питомою парамагнітною сприйнятливістю аустеніту  $\chi_0$  в досліджуваних сталях

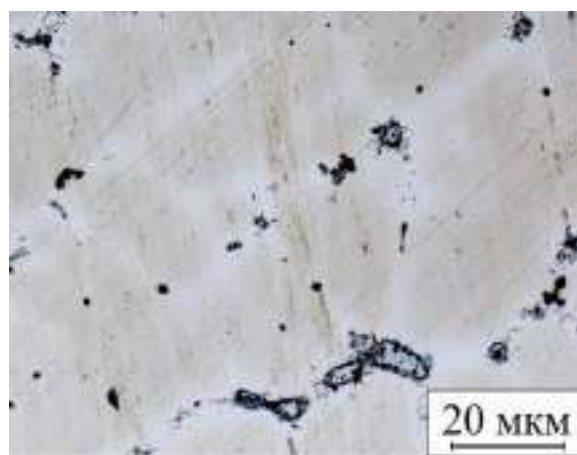
Кореляція між інтенсивністю зношування  $I_{\text{знош.}}$  і  $\chi_0$  для сталей №1...3 (див. табл. 5.7) свідчить, що в умовах ударно-абразивного зношування більша зносостійкість відповідає сталі №3 з найбільш стабільним аустенітом (залежність кількості  $P_{\alpha'}$  виникаючого мартенситу деформації від  $\chi_0$  наведено на рис. 4.63).

Крім інтенсивності зношування досліджували також здатність сталей до деформації при температурі 900...1100 °С та її твердість після охолодження. Сталь №1 (140ХГ7), яка містить хром в мінімальній кількості, кувалася до  $K_d = 61,6\%$ , після чого руйнувалася. Структура цієї деформованої сталі характеризується наявністю значної кількості мікропор і дислокаційно-деформаційних двійників в аустенітній матриці зразка (рис. 5.26 а) [217]. Структура сталі №2 (130Х2Г7) після гарячої деформації представлена аустенітною матрицею з рівномірно розподіленими карбідними включеннями і мікропорами (рис. 5.26 б). Найбільш високу щільність структури після гарячого деформування характеризується сталь №3 (130Х4Г7) з аустенітної матрицею і рівномірно розподіленими карбідними включеннями (рис. 5.26 в). Найкращу здатність до деформування характеризується сталь №3, яка має найбільш стабільну аустенітну матрицю (найменше  $\chi_0$ ).

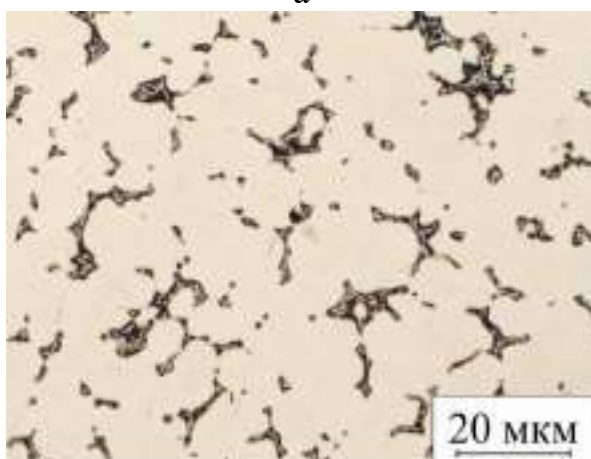




а



б



в

а – сталь №1 (140XГ7);

б – сталь №2 (130X2Г7);

в – сталь №3 (130X4Г7).

Рисунок 5.26 – Мікроструктура досліджуваних сталей після гарячої деформації

Зв'язок між ступенем гарячої деформації ( $K_d$ ), твердістю (НВ) і  $\chi_0$  має вигляд, наведений на рис. 5.27 [217]. Меншим значенням  $\chi_0$  відповідають більші величини твердості і ступеня гарячої деформації до руйнування. Таким чином, при гарячому деформаційному обробленні найкращу здатність до деформування без руйнування проявляє сталь №3 (130X4Г7) з більш стабільним аустенітом.

Зносостійкість сталей залежить від можливості поєднання альтернативних властивостей серцевини і поверхневого шару, який утворився внаслідок зовнішнього впливу [236]. Введення легувальних елементів дозволяє отримувати структури з різним співвідношенням аустенітної, мартенситної і карбідної фаз, які визначають зносостійкість сталі [237]. Модифікування сплаву

[270] танталом (0,01...0,1 % мас.) дозволяє збільшити в'язкість аустеніту в структурі сплаву, підвищуючи рівень деформаційної здатності та зносостійкості.

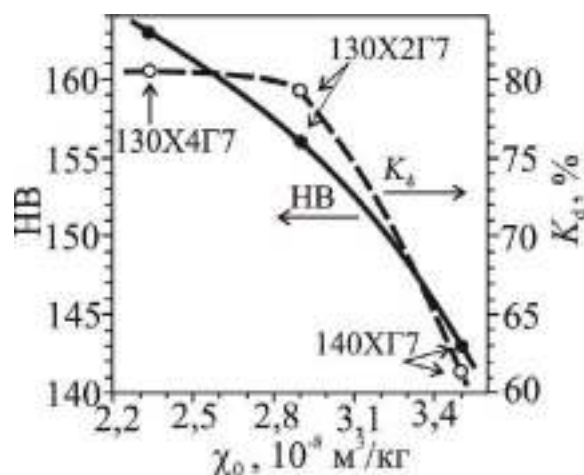


Рисунок 5.27 – Зв'язок ступеня горячої деформації  $K_d$ , твердості НВ від  $\chi_0$  аустеніту в початковому стані досліджуваних сталей

З кореляції між інтенсивністю зношування  $I_{\text{знош.}}$ , ступенем горячої деформації  $K_d$  і сприйнятливостю  $\chi_0$  аустеніту випливає висновок, що чим стабільніший аустеніт, тим вище зносостійкість і ступінь горячої деформації сталі. Найбільшу зносостійкість має сталь №3 (130Х4Г7), яка легована хромом у кількості 4,39 %. Для практичного застосування знайденого зв'язку між магнітним станом аустеніту та механічними властивостями одержано патент на корисну модель [239]. Результат полягає у можливості визначення відносної зносостійкості  $I_\varepsilon$  (рис. 5.28) за магнітною сприйнятливостю  $\chi_0$  аустеніту.

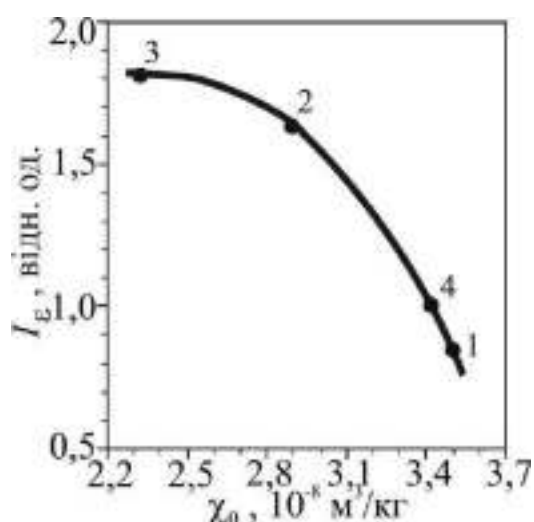


Рисунок 5.28 – Зв'язок між відносною зносостійкістю  $I_\varepsilon$  і  $\chi_0$  аустеніту в сталях: 1 – 140ХГ7, 2 – 130Х2Г7, 3 – 130Х4Г7, 4 – 110Г13Х2 (еталон)

Зауважимо, що запропонований підхід до оцінки механічних властивостей за магнітним станом аустеніту (параметр  $\chi_0$ ) відповідає структурам, де основною фазою є аустеніт (майже 97...100 %).

## 5.6 Висновки

1. Низький вміст  $\alpha$ -фази в інтервалі ( $\sim 0,005...0,5$  %) не може істотно впливати на механічні властивості хромонікелевих сталей аустенітного класу (майже 100 % аустеніту). Припускається, що одна з причин зміни механічних властивостей криється не в наявності низької кількості  $P_\delta$   $\delta$ -фериту, а в попередньо сформованій атомно-магнітній природі аустенітної матриці, яка характеризується питомою парамагнітною сприйнятливістю  $\chi_0$  аустеніту.

2. Виявлено, що механічні властивості  $\sigma_b$ ,  $\sigma_{0,2}$ ,  $\delta$ ,  $\Pi$ ,  $\Pi_1$  досліджуваних хромонікелевих сталей залежать від питомої парамагнітної сприйнятливості  $\chi_0$  аустеніту, а саме; із збільшенням  $\chi_0$  зменшуються значення механічних властивостей. Кількість  $P_\delta$   $\delta$ -фериту знаходиться в узгодженні з  $\chi_0$  аустеніту: зі збільшенням  $\chi_0$  зростає  $P_\delta$ . Звідси низький вміст  $\delta$ -фериту може бути мірою (індикатором) поведінки механічних властивостей аустенітних сталей.

3. Механічні властивості (межа міцності  $\sigma_b$ , видовження  $\delta$ , звуження  $\Psi$ ) і ударні властивості (ударна в'язкість КСУ, ударно-абразивна зносостійкість  $K$ ), мікротвердість високомарганцевих сталей 110Г(8...13)Л як і для аустенітних хромонікелевих сталей також корелює з  $\chi_0$ , тобто визначаються атомно-магнітним станом аустеніту. При цьому механічні властивості  $\sigma_b$ ,  $\delta$ ,  $\Psi$ , КСУ зростають при зменшенні  $\chi_0$ . Проте ударно-абразивна зносостійкість  $K$  і мікротвердість проявляють протилежний характер до зміни сприйнятливості  $\chi_0$  аустеніту: чим більше  $\chi_0$ , тим більше  $K$  і мікротвердість.

4. Побудовано номограми для прогнозування механічних властивостей  $\sigma_B$ ,  $\delta$ ,  $\Psi$ , КСУ, мікротвердості високомарганцевих сталей залежно від парамагнітного критерію  $\chi_0$  і вмісту Mn.

5. Для сталей Г13Л зі збільшенням вмісту вуглецю (0,58...1,56 % мас.) при однаковому вмісті Mn і інших елементів зі зниженням  $\chi_0$  аустеніту зростають показники міцності (границя міцності  $\sigma_B$  і умовна границя текучості  $\sigma_{0.2}$ ), а пластичні (відносне видовження  $\delta$  і звуження  $\Psi$ ) і ударна в'язкість КСУ характеризуються екстремумами.

6. Для сталей системи Fe-C-Mn-Cr встановлено зв'язок між інтенсивністю зношування  $I_{\text{знош.}}$ , зносостійкістю  $I_\varepsilon$ , ступенем гарячої деформації і початковою питомою парамагнітною сприйнятливістю  $\chi_0$  аустеніту: чим стабільніший аустеніт (менша  $\chi_0$ ), тим вище зносостійкість і ступінь гарячої деформації. Виявлено, що найбільшу зносостійкість має сталь 130X4Г7 з найбільш стабільним аустенітом ( $\chi_0$  менша), яка легована хромом у кількості 4,39 % мас.

7. Пропонується використовувати парамагнітну сприйнятливість  $\chi_0$  аустеніту, як параметр експрес-методу для визначення й прогнозування механічних властивостей аустенітних сталей (Додатки Б і В). Впровадження зазначеного методу сприяє очікуваному річному економічному ефекту 105600 грн. (акт впровадження ТОВ «Прогрес Машбуд»; Додаток Д).

## РОЗДІЛ 6

### ЗВ'ЯЗОК МІЖ КОРОЗІЙНОЮ СТІЙКІСТЮ АУСТЕНІТНИХ ХРОМОНІКЕЛЕВИХ СТАЛЕЙ І ПАРАМАГНІТНИМ СТАНОМ АУСТЕНІТУ

#### 6.1 Зв'язок між корозійною стійкістю аустенітних хромонікелевих сталей AISI 304, 08X18H10, AISI 321, 08X18H10T (містять низьку кількість $\delta$ -фериту) і парамагнітним станом аустеніту

Незважаючи на численні дослідження процесів корозії різних матеріалів [53, 90, 91, 92, 99, 240], проблеми, які виникають, вимагають всебічного вивчення механізмів корозійної поведінки для забезпечення надійної і безпечної експлуатації сучасних конструкційних матеріалів. Слід зазначити, що навіть в одній плавці промислової сталі  $\delta$ -ферит розподіляється нерівномірно, наприклад для сталі 08X18H10T – за шириною листа перпендикулярно прокатки кількість  $\delta$ -фериту змінювалась від 0,01 % до 0,4 % [240]. Хромонікелеві аустенітні сталі містять мало  $\delta$ -фериту, який через малу поверхню дотику не може істотно впливати на корозійну поведінку сталей аустенітного класу [240].

Можна припустити, що на корозію впливає попередньо сформований атомно-магнітний стан всієї аустенітної матриці (аустеніту), який характеризується сумою магнітних моментів атомів, що припадають на одиницю маси (питома намагніченість) і описуються зовнішнім параметром – питомою парамагнітною сприйнятливістю  $\chi_0$  аустеніту. В [141] відзначено, що наявність низького вмісту  $\delta$ -фази ( $P_\delta < 2\%$ ) в сталі 12X18H10T рентгенографією не виявляється, металографічні методи показують її наявність, а вміст фази визначався за величиною намагніченості.

Для дослідження залежності корозійної стійкості від парамагнітного стану аустенітної матриці (параметр  $\chi_0$ ) і оцінювання впливу низького вмісту  $\delta$ -фериту на корозійну поведінку обрали дві групи найбільш розповсюджених

сталей: AISI 304, AISI 321 та їх аналогів 08X18H10, 08X18H10T, відповідно, склад яких наведено в табл. 6.1.

Таблиця 6.1 – Хімічний склад досліджуваних сталей, % мас.

Сталь	№ плавки	C	N	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Ti
AISI 304	1	0,071	0,048	1,23	0,22	0,001	0,027	17,96	9,34	–
		Σ0,119								
	2	0,067	0,046	1,74	0,50	0,001	0,028	18,22	8,09	–
		Σ0,113								
	3	0,075	0,055	1,65	0,43	0,004	0,024	18,25	8,09	–
		Σ0,130								
	4	0,050	0,044	1,70	0,41	0,002	0,028	18,30	8,10	–
		Σ0,094								
	5	0,030	0,039	1,81	0,39	0,001	0,034	18,10	8,20	–
		Σ0,069								
08X18H10	6	0,060	–	1,34	0,32	0,006	0,035	17,44	9,77	0,03
AISI 321	1	0,035	0,012	1,66	0,54	0,001	0,026	17,10	9,10	0,32
		Σ0,047								
	2	0,060	0,011	1,59	0,66	0,002	0,027	16,43	9,14	0,34
		Σ0,071								
	3	0,064	0,012	1,22	0,52	0,001	0,026	17,43	9,70	0,41
		Σ0,076								
	4	0,030	0,013	1,62	0,41	0,002	0,028	17,41	9,24	0,31
		Σ0,043								
	5	0,040	0,013	1,70	0,49	0,001	0,026	17,70	9,10	0,35
		Σ0,053								
08X18H10T	6	0,070	–	1,70	0,49	0,007	0,027	17,97	10,46	0,46

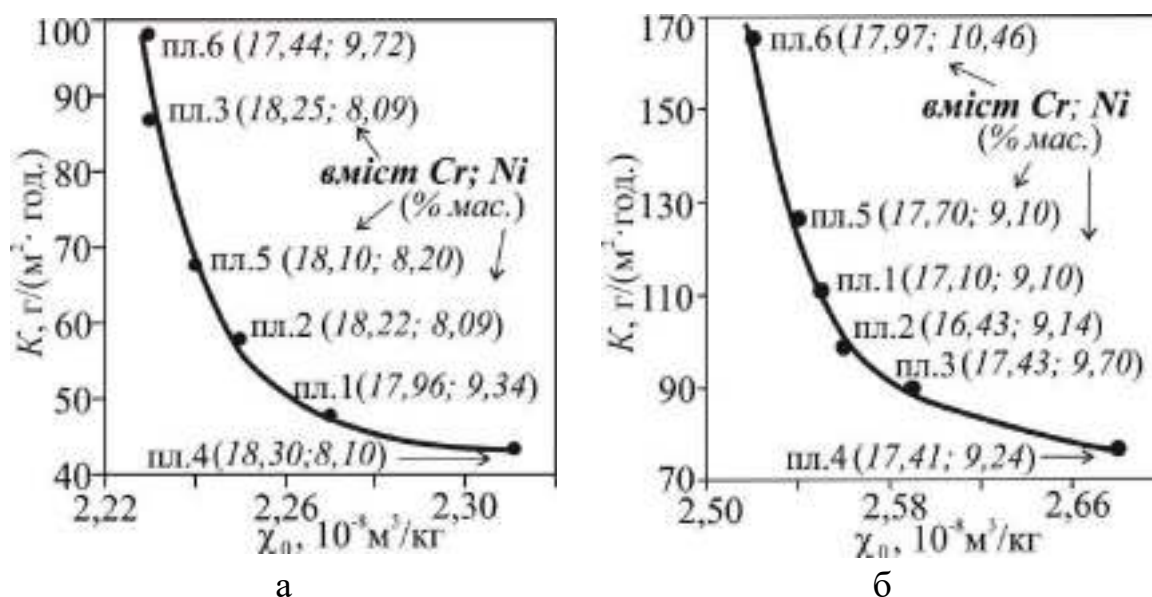
Зразки виготовляли з листового прокату товщиною 1 мм промислових плавок зазначених сталей. З урахуванням, що нерівномірного розподілу δ-фериту по ширині холоднокатаного листа [240] та для подальшого усереднення отриманих результатів, з різних місць листа кожної плавки вирізали 7...10 плоских зразків розмірами  $\sim 7 \times 3 \times 1$  мм<sup>3</sup>. Визначали вміст δ-фериту і питому магнітну сприйнятливість  $\chi_0$  аустеніту цих зразків. Обчислювали середній вміст δ-фериту  $P_\delta$  і  $\chi_0$  для кожній плавці. Отримані

результати ( $P_\delta$  та  $\chi_0$ ) [219] і корозійні втрати  $K$  (залучені з джерела [94]) у хлоридвмісному розчині (ГОСТ 9.912-89) наведено в табл. 6.2.

Таблиця 6.2 – Усереднені значення  $P_\delta$ ,  $\chi_0$  аустеніту кожної досліджуваної плавки сталей та швидкості корозії  $K$

Сталь	№ плавки	$P_\delta$ , %	$\chi_0$ , $10^{-8}$ м <sup>3</sup> /кг	$K$ , г/(м <sup>2</sup> ·год.) [94]
AISI 304	1	0,0335	2,27	47,65
	2	0,0448	2,25	57,76
	3	0,0138	2,23	86,64
	4	0,1130	2,31	43,37
	5	0,0329	2,24	67,87
08X18H10	6	0,0054	2,23	98,19
AISI 321	1	0,0453	2,55	113,0
	2	0,160	2,56	98,6
	3	0,2920	2,59	89,9
	4	0,1760	2,68	76,8
	5	0,036	2,54	126,1
08X18H10T	6	0,0142	2,52	165,2

Аналіз експериментальних гіперболічних залежностей швидкості корозії  $K$  від питомої парамагнітної сприйнятливості  $\chi_0$  аустеніту сталей AISI 304, 08X18H10 і AISI321, 08X18H10T показує (рис. 6.1) [219]: що чим більша величина  $\chi_0$ , тим вища корозійна стійкість (менша швидкість корозії  $K$ ) сталі. Оскільки  $\chi_0$  визначає атомно-магнітну структуру аустеніту, то можна припустити, що корозійна поведінка аустенітних хромонікелевих сталей залежить від атомно-магнітного (парамагнітного) стану аустеніту, попередньо сформованого до взаємодії з хлоридвмісним середовищем.



а – AISI 304 (пл. 1-5) і 08X18H10 (пл. 6); б – AISI 321(пл. 1-5) і 08X18H10Т (пл. 6).

Рисунок 6.1 – Зв'язок між швидкістю корозії  $K$  (залучені з [94]) і питомою парамагнітною сприйнятливістю  $\chi_0$  аустеніту досліджуваних сталей

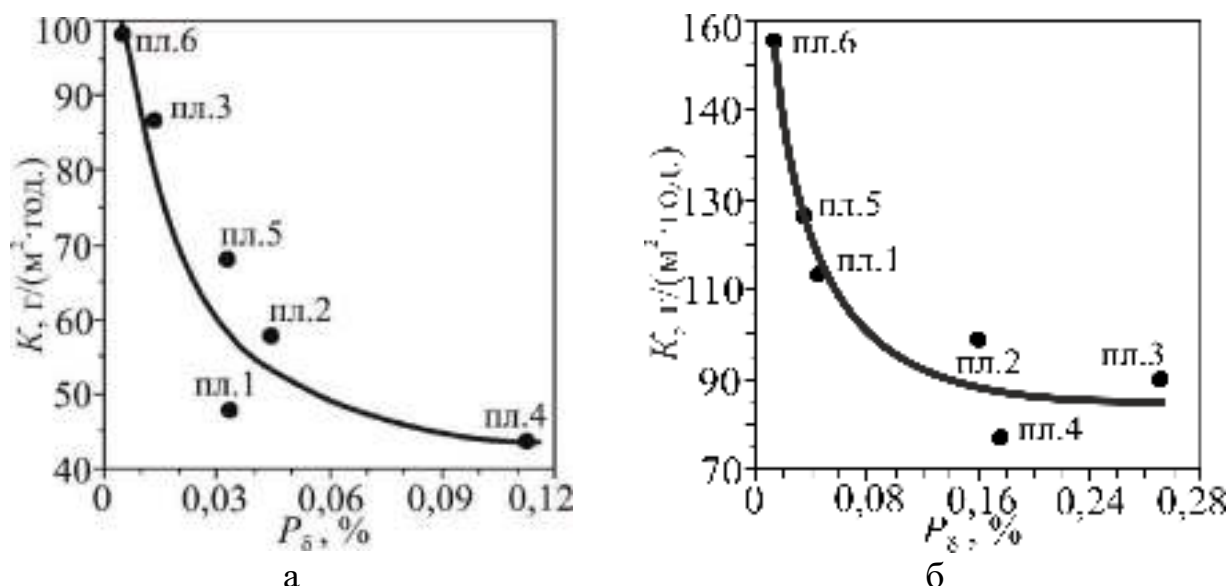
В [53] проведено електронно-зондовий аналіз розподілу хімічних елементів для двох локальних областей (без корозії і з корозією) сталі 12X18H10T (теплообмінна трубка). За результатами мікроаналізу в околі корозійних виразок хімічний склад основних елементів виявився таким (% мас.): 72,4 Fe; 15,2 Cr; 10,8 Ni; 1,1 Ti, що практично відповідає складу сталі 12X18H10T, за винятком тенденції до зниження концентрації хрому. Однак, як показали автори [53], хімічний склад сталі докорінно змінився в самій виразці, де локально разом з підвищенням концентрації вуглецю істотно зросла концентрація хрому. Надлишковий вміст вуглецю спричинює утворення карбідів хрому і збіднення навколишнього аустеніту хромом з концентрацією нижче 12 %, за якої вже не забезпечується корозійна стійкість сталі.

Інші автори [86] показали, що рівень концентраційних флуктуацій хімічних елементів від межі вглиб зерна аустенізованої сталі 12X18H10T зменшується: по нікелю – в ~1,5 рази від його середнього вмісту в сталі, по хрому – на 20 % від середнього вмісту, по сірці і фосфору – в десятки разів. Тому слід очікувати, що в промислових аустенітних хромонікелевих сталях



корозія є локальною і залежить від атомно-магнітної структури аустеніту, вміст якого в досліджуваних сталях  $\sim 99,5\%$  ( $\delta$ -фериту не більше  $0,5\%$ ). Багато робіт присвячено неоднозначному (інколи протилежному) впливу  $\alpha$ -фази ( $\delta$ -ферит,  $\alpha'$ -мартенсит) на корозійну стійкість аустенітних хромонікелевих сталей [103, 104, 112, 113]. За вмісту  $0,06\ldots 0,08\%$   $\delta$ -фериту в аустенітній парамагнітній матриці магнітні моменти  $\delta$ -фериту і аустеніту рівні [49]. Тому для точнішого визначення кількості  $\delta$ -фериту у зразку магнітометричним методом враховувалася намагніченість аустенітної матриці [49].

На рис. 6.2 показано залежність між швидкістю корозії  $K$  і вмістом  $P_\delta$   $\delta$ -фериту в сталях AISI 304 і AISI 321. Як бачимо, за кількістю  $\delta$ -фериту можливо визначати швидкість корозії. Однак, суттєве вплив такої кількості  $P_\delta$   $\delta$ -фериту ( $0,005\ldots 0,12\%$  у сталях AISI 304, 08X18H10 і  $0,01\ldots 0,30\%$  у сталях AISI 321, 08X18H10T) є малоймовірним через незначну (порівняно з аустенітом) поверхню дотику  $\delta$ -фериту з агресивним середовищем.



а – AISI 304 (пл. 1-5) і 08X18H10 (пл. 6); б – AISI 321 (пл. 1-5) і 08X18H10T (пл. 6).

Рисунок 6.2 – Залежність між швидкістю корозії  $K$  (залучені з [94]) і вмістом  $P_\delta$   $\delta$ -фериту в досліджуваних сталях

Для подальшого з'ясування ролі низького вмісту  $\delta$ -фериту на корозійний процес було побудовано експериментальні залежності  $P_\delta$  від  $\chi_0$  (рис. 6.3, 6.4).

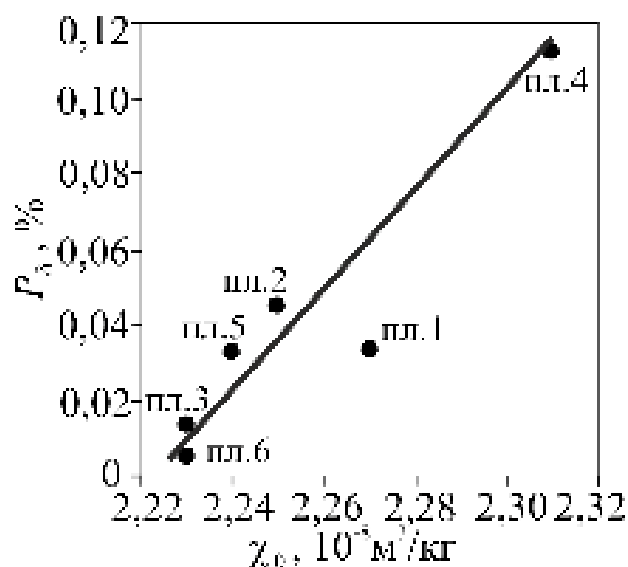


Рисунок 6.3 – Тенденція зміни низькою кількістю  $P_\delta$   $\delta$ -фериту від атомно-магнітного стану аустенітної матриці (параметр  $\chi_0$ ) у сталях AISI 304 (пл. 1-5) і 08X18Н10 (пл. 6)

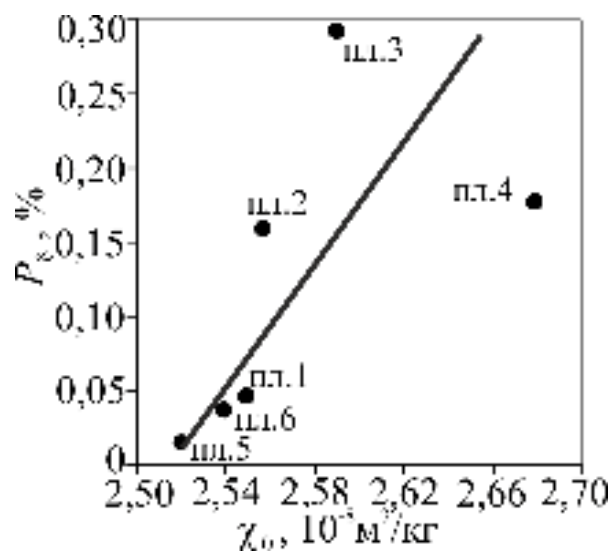


Рисунок 6.4 – Тенденція зміни низькою кількістю  $P_\delta$   $\delta$ -фериту від атомно-магнітного стану аустенітної матриці (параметр  $\chi_0$ ) у сталях AISI 321 (пл. 1-5) і 08X18Н10Т (пл. 6)

Низька кількість  $P_\delta$   $\delta$ -фериту корелює з питомою парамагнітною сприйнятливістю  $\chi_0$  аустеніту (кількість якого  $\sim 99,7\%$ ), а значить і з атомно-

магнітним (парамагнітним) станом аустеніту ( $\chi_0$ ). У досліджуваних сталях кількість  $\delta$ -фериту перебуває в термодинамічній рівновазі з парамагнітним станом аустеніту, найменше порушення якого спричиняє зміну кількості  $\delta$ -фериту в аустенітній матриці. Звідси виникає непряма залежність швидкості корозії  $K$  від вмісту  $P_\delta$   $\delta$ -фериту, який, в свою чергу, відповідає атомно-магнітному стану аустеніту (параметра  $\chi_0$ ). Тому припускається, що низький вміст  $\delta$ -фериту побічно (не прямим шляхом) впливає на корозію, тобто є мірою (індикатором) швидкості корозії  $K$ .

Експериментально встановлено, що корозійна стійкість аустенітних хромонікелевих сталей залежить від атомно-магнітного стану майже 100 %-го аустеніту – парамагнетика, який характеризується питомою магнітною сприйнятливістю  $\chi_0$ : чим більша  $\chi_0$ , тим вища корозійна стійкість (менша швидкість корозії  $K$ ), і навпаки. Припускається, що низький вміст  $P_\delta$   $\delta$ -фериту (0,005...0,5 %) є індикатором інтенсивності корозії, оскільки  $P_\delta$  залежить від  $\chi_0$  (зі збільшенням  $\chi_0$  аустеніту зростає  $P_\delta$ ), а  $K$  залежить від  $\chi_0$  (з підвищенням  $\chi_0$  зменшується  $K$ ). Необхідно звернути увагу на те, що з підвищенням кількості  $P_\delta$   $\delta$ -фериту зростає магнітна сприйнятливість  $\chi$  сталі (а не  $\chi_0$  аустеніту), яка містить одночасно аустеніт і  $\delta$ -ферит. Показано, що зі збільшенням  $P_\delta$  (при низькому вмісті  $\delta$ -фериту) зменшується швидкість  $K$  корозії (і навпаки), тобто низький вміст  $\delta$ -фериту також може бути мірою (індикатором) корозійного процесу в аустенітних хромонікелевих сталях.

Практичне застосування знайденого зв'язку між магнітним станом аустеніту (параметр  $\chi_0$ ) та швидкістю корозії хромонікелевих аустенітних сталей в агресивних середовищах відображено в патенті на корисну модель [242]. Впровадження у промислових умовах ТОВ «Укрспецмаш» методу визначення швидкості корозії сталей за величиною магнітної сприйнятливості аустеніту сприяє очікуваному річному економічному ефекту 258000 грн. (Додаток Г).

## 6.2 Вплив сумарного вмісту вуглецю і азоту на корозійну стійкість сталей AISI304 і AISI321

Широке застосування аустенітних хромонікелевих сталей в промисловості, атомній та тепловій енергетиці вимагає подальшого вивчення корозійної стійкості та її прогнозування, необхідної для експлуатації обладнання. Дослідження [248] впливу вуглецю (0,01...0,03 %) і азоту (0,004...0,3 %) на структуру і корозійну стійкість сталей 03X18N11, 03X17N14M3 і 02X22N5AM2 виявили гранично допустимий роздільний і сумісний вміст зазначених елементів, при якому забезпечується висока стійкість зазначених сталей проти МКК у високоагресивних сильно-окислювальних, а також у слабоокислювальних середовищах. В [92, 96] показано, що для забезпечення високої гарантованої стійкості проти МКК при випробуванні в слабо окислювальних середовищах зразків труб зі сталей 03X18N11 і 03X17N14M3, після їх провокуючого нагріву при 650°C протягом 1 години, вміст вуглецю в сталі не повинно перевищувати 0,03 %. В [92, 97] зазначено, що азот в кількості до 0,2 % не робить негативного впливу на стійкість проти МКК особливо низьковуглецевих аустенітних хромонікелевих і хромомолібденових сталей і підвищує стійкість проти виразкової (пітингової) корозії внаслідок стабілізації аустенітної структури сталі і зменшення структурної неоднорідності. Підвищення корозійної стійкості сталей методом легування є важливим, але не єдиним способом. Наприклад, поліпшення корозійної стійкості можливо регулюванням складу сталей за допомогою домішок, з яких одна частина домішок може залишитися в твердому розчині, а друга частина утворюється в металі як окрема фаза, наприклад, карбіди і оксиди [245]. Відзначимо, що в процесі виплавлення, гарячої і холодної деформації, різних режимів термообробки, зміни хімічного складу і ін. причин, відбувається утворення структури з відповідним магнітним станом [219, 240, 243, 244].

Для виявлення впливу сумарного вмісту вуглецю і азоту (C+N) на корозійну поведінку була обрана сталь AISI 321 (п'ять плавів). Досліджували промислові листові сталі товщиною 1 мм (хімічний склад див. табл. 6.1). Числові значення швидкості корозії  $K$  (ГОСТ 9.91289) цих же сталей у хлоридвмісному середовищі залучені з роботи [94]. Наведені тенденції зміни питомої магнітної сприйнятливості  $\chi_0$  аустеніту, швидкості корозії  $K$  від вмісту (C+N) свідчать, що  $\chi_0$  і  $K$  не є однозначними функціями від (C+N) (рис. 6.5).

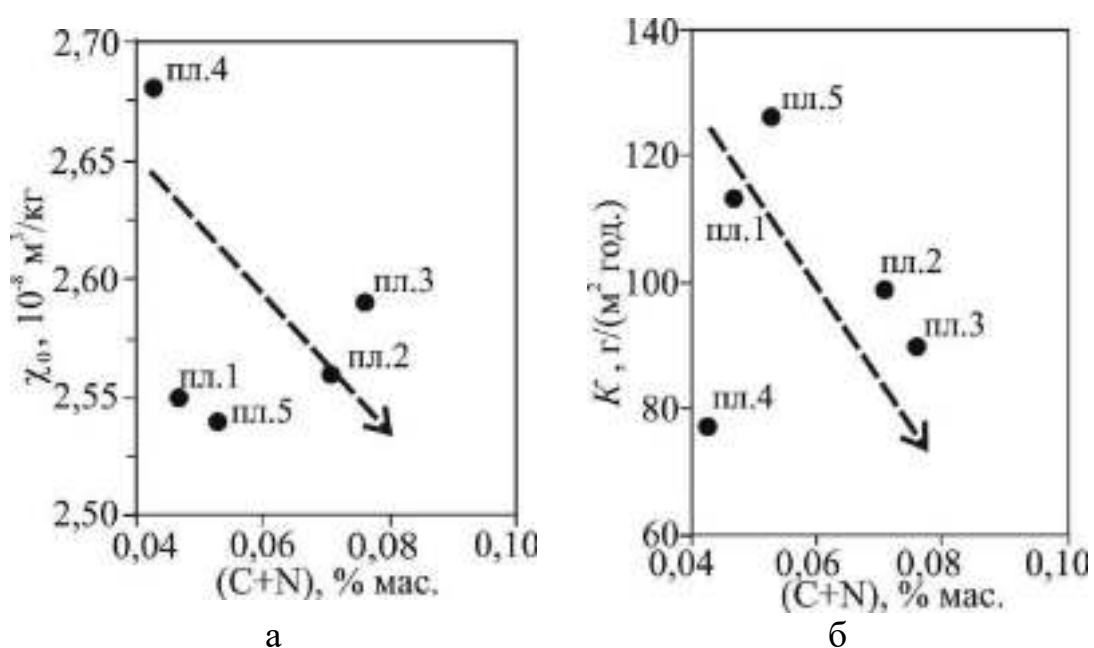


Рисунок 6.5 – Тенденції зміни питомої парамагнітної сприйнятливості  $\chi_0$  аустеніту (а) і швидкості корозії  $K$  (залучені з [94]) від сумарного вмісту вуглецю і азоту сталі AISI 321 (цифри – номери плавів)

Корозійні властивості хромонікелевих сталей аустенітного класу залежать від сформованої структури сталі (хімічний склад, термічна обробка, деформація, домішки та ін.), яка складається з 97...100 % аустеніту. Доданок (C+N) є лише деяким чинником, який разом з іншими факторами (хімічні елементи, термообробка та ін.) формує структуру з відповідним магнітним станом. Отже, швидкість корозії  $K$  не є однозначною функцією від доданка (C+N), але за концентраційним інтервалам (C+N) можна прогнозувати корозійну стійкість.

### 6.3 Дослідження корозійної стійкості різних плавок однієї марки аустенітних Fe-Cr-Ni сплавів, які не містять $\delta$ -фериту

Дослідженню впливу різних чинників на процес корозії аустенітних хромонікелевих сталей приділено значну увагу [91, 92, 94, 245, 248, 249]. У попередньому розділі встановлена залежність швидкості корозії  $K$  сталей AISI 304, 08X18H10, AISI 321, 08X18H10T, що містять  $\delta$ -ферит, від атомно-магнітного стану аустеніту, тобто від питомої парамагнітної сприйнятливості  $\chi_0$  аустеніту, яка є інтегральною величиною і тому оцінює сумарний вплив багатьох факторів на корозійну поведінку. У зв'язку з цим виникає необхідність дослідити корозію аустенітних Fe-Cr-Ni сплавів, які не містять  $\alpha$ -фазу. Було обрано п'ять плавок сплаву 06ХН28МДТ (ЭИ943), який не містить  $\delta$ -фериту. Хімічний склад плавок цього сплаву наведено в табл. 6.3.

Таблиця 6.3 – Хімічний склад плавок сплаву 06ХН28МДТ (ЭИ943)

Плавка	Елемент, % мас.									
	C	Mn	Si	Cr	Ni	Ti	S	P	Mo	Cu
№1	0,050	0,34	0,49	24,29	27,40	0,80	0,006	0,028	2,88	2,73
№2	0,067	0,43	0,56	22,69	27,62	0,60	0,005	0,029	2,77	2,68
№3	0,068	0,50	0,55	21,82	27,47	0,57	0,004	0,032	2,56	2,62
№4	0,048	0,55	0,71	22,69	27,70	0,67	0,006	0,028	2,56	2,54
№5	0,050	0,29	0,57	23,44	27,48	0,90	0,004	0,032	2,53	2,76

Зразки підбиралися з листових (товщина 1 мм) промислових поставок сплаву 06ХН28МДТ. Так як числові значення питомої магнітної сприйнятливості по ширині холоднокатаного листа були локально нерівномірно розподілені, то з метою усереднення з різних місць в шаховому порядку з кожної плавки вирізали по 10 зразків у вигляді паралелепіпедів ( $\sim 6 \times 4 \times 1$  мм<sup>3</sup>). Отримані значення питомої парамагнітної сприйнятливості до корозійних

випробувань наведені в табл. 6.4. Для плавок 1...5 сплаву 06ХН28МДТ отримані середні значення питомої парамагнітної сприйнятливості  $\chi_0$  аустеніту:  $2,95 \cdot 10^{-8}$ ;  $2,86 \cdot 10^{-8}$ ;  $3,58 \cdot 10^{-8}$ ;  $3,09 \cdot 10^{-8}$ ;  $2,96 \cdot 10^{-8}$  м<sup>3</sup>/кг, відповідно [244].

Таблиця 6.4 – Значення питомої парамагнітної сприйнятливості аустеніту вирізаних зразків зі плавки №№ 1...5 сплаву 06ХН28МДТ

№ зразка	$\chi_0, 10^{-8}$ м <sup>3</sup> /кг				
	Плавка				
	№1	№2	№3	№4	№5
1	2,99	2,85	3,37	3,05	2,94
2	2,94	2,83	3,42	3,05	2,92
3	3,06	2,86	3,32	2,92	3,03
4	3,01	2,88	3,33	3,11	2,96
5	2,96	2,85	3,44	3,12	2,93
6	2,95	2,89	3,35	3,09	2,95
7	2,91	2,88	3,40	3,10	3,00
8	2,89	2,81	3,38	3,13	3,04
9	2,92	2,90	3,41	3,16	2,91
10	2,90	2,87	3,43	3,12	2,94
<b>Середнє</b>	<b>2,95</b>	<b>2,86</b>	<b>3,38</b>	<b>3,09</b>	<b>2,96</b>
$\pm\Delta_{\text{абс.}}$	0,04	0,02	0,04	0,05	0,04
$\pm\Delta_{\text{відн.,\%}}$	1,41	0,77	1,03	1,52	1,24

З метою прискорення хімічної корозії використано модельне агресивне середовище: суміш концентрованих кислот – хлоридної та нітратної (HCl:HNO<sub>3</sub> 3:1) і витримували зразки безперервно протягом 0,5 години при  $t = 30$  °С. Швидкість корозії  $K$  визначали за формулою  $K = \Delta m / (S \cdot \tau)$ , де  $\Delta m$  – втрата мас до і після корозії,  $S$  – площа поверхні зразка,  $\tau$  – час витримки в агресивному середовищі. У таблиці 6.5 наведені отримані середні значення

швидкості корозії: 1381, 1397, 1519, 1540, 1470 г/(м<sup>2</sup>·год.), відповідно для плавок 1...5 [244].

Таблиця 6.5 – Значення  $K$  вирізаних зразків сплаву 06ХН28МДТ

№ зразка	$K$ , г/(м <sup>2</sup> ·год.)				
	Плавка				
	№1	№2	№3	№4	№5
1	1385	1385	1541	1545	1486
2	1420	1439	1508	1510	1467
3	1355	1366	1510	1555	1451
4	1388	1365	1498	1560	1485
5	1313	1359	1494	1570	1464
6	1398	1466	1528	1569	1447
7	1385	1432	1507	1525	1485
8	1378	1388	1527	1505	1453
9	1402	1369	1529	1549	1485
10	1388	1399	1546	1510	1479
<b>Середнє</b>	<b>1381</b>	<b>1397</b>	<b>1519</b>	<b>1540</b>	<b>1470</b>
$\pm\Delta_{\text{абс.}}$	19,5	29,7	15,4	21,8	13,8
$\pm\Delta_{\text{відн.}, \%}$	1,41	2,13	1,01	1,41	0,93

Аналіз експериментальних залежностей швидкості корозії  $K$  від парамагнітної сприйнятливості  $\chi_0$  аустеніту (до корозійних випробувань) різних плавок, але однієї марки сплаву 06ХН28МДТ, який не містить  $\delta$ -ферит (рис. 6.6) показує: чим більше  $\chi_0$ , тим більша швидкість корозії  $K$  [244], тобто виникає протилежна залежність порівняно з аустенітними хромонікелевими сталями, які містять  $\delta$ -ферит (див. рис. 6.1).

Отже, обраний чутливий параметр  $\chi_0$ , здатний розрізняти швидкість корозії близьких за хімічним складом різних плавок однієї марки сплаву



06ХН28МДТ. Для існування парамагнітного ефекту необхідно, щоб електронні оболонки речовини мали некомпенсовані орбітальні та спінові магнітні моменти, які і орієнтуються в магнітному полі  $H$  [122]. Звідси, шляхом вивчення магнітних властивостей аустеніту можна отримати інформацію про поведінку аустеніту під впливом зовнішніх чинників, наприклад про його корозійну стійкість.

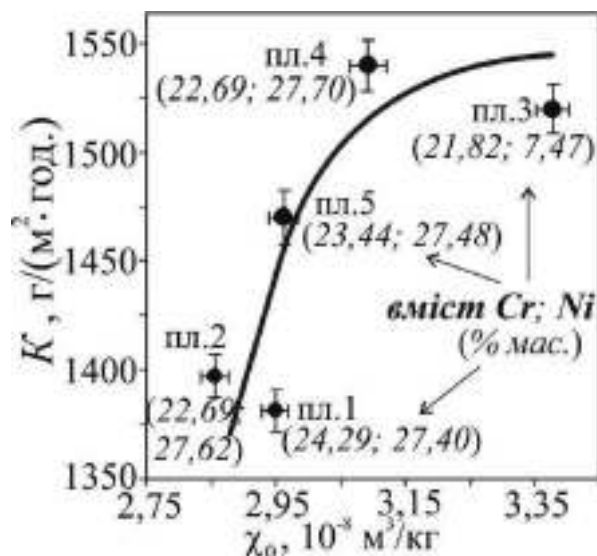


Рисунок 6.6 – Тенденції зміни швидкості корозії  $K$  у суміш концентрованих кислот – хлоридної та нітратної ( $\text{HCl}:\text{HNO}_3$  3:1) і питомої парамагнітної сприйнятливості  $\chi_0$  аустеніту різних плавків сплаву 06ХН28МДТ, які не містять  $\delta$ -фериту

Одержані результати не суперечать залученим з наукового джерела [94] значенням швидкості корозії  $K$  для цих 1...5 плавків сплаву 06ХН28МДТ (відповідно: 0,095; 0,095; 0,143; 0,190 і 0,143  $\text{г}/(\text{м}^2 \cdot \text{год.})$ ) у середовищі, що містить хлор (рис. 6.7).

Порівняємо графіки рис. 6.6 і 6.7. З рис. 6.7 випливає, що швидкість корозії для двох пар плавків 1, 2 і 3, 5 однакові (0,095 і 0,143  $\text{г}/(\text{м}^2 \cdot \text{год.})$  [94]), а згідно з нашими дослідженнями швидкості корозії всіх цих же п'яти плавків різні (що відповідає різним  $\chi_0$  [244]), тобто роздільна здатність дещо краще, проте співпадає якісно загальний характер кривих (див. рис. 6.6, 6.7).

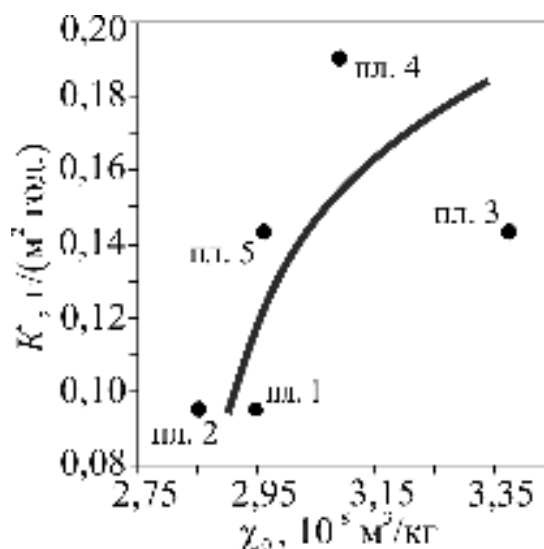


Рисунок 6.7 – Зв'язок запозичених значень швидкості корозії  $K$  (залучені з [94]) у хлоридвмісному середовищі і знайденої питомою парамагнітною сприйнятливістю  $\chi_0$  аустеніту цих самих плавки сплаву 06ХН28МДТ, які не містять  $\delta$ -ферит

Експериментально встановлено, що корозійна стійкість аустенітного сплаву 06ХН28МДТ (ЭИ943) корелює з атомно-магнітним станом аустеніту, який визначається сприйнятливістю  $\chi_0$ : чим менше  $\chi_0$ , тим вище корозійна стійкість (менша швидкість корозії), на відміну від аустенітних хромонікелевих сталей, які містять  $\delta$ -ферит. Отримані результати можуть бути використані для прогнозування локальної корозійної стійкості аустенітних сплавів, які не містять  $\delta$ -ферит.

#### **6.4 Магнітометрична оцінка корозійної стійкості аустенітних хромонікелевих сталей залежно від фазового складу ( $A$ , $\Phi$ , $M$ ) після деформацій стисненням і згинанням**

Незважаючи на численні дослідження корозійних процесів нержавіючих аустенітних сталей, які широко застосовуються в авіаційній та ядерній

енергетиці, до сих пір залишаються нез'ясованими питання, що стосуються природи корозії. Багато робіт присвячено впливу  $\alpha$ -фази ( $\delta$ -фериту,  $\alpha'$ -мартенситу деформації) на корозійну стійкість сталей [53, 92, 112, 240, 243, 246]. Проте недостатньо вивчена корозійна стійкість окремо аустеніту ( $A$ ),  $\delta$ -фериту ( $\Phi$ ) і  $\alpha'$ -мартенситу деформації ( $M$ ) і разом присутніх фаз  $A+\Phi$ ,  $A+M$ ,  $A+\Phi+M$ . В [243] встановлено, що істотною причиною корозійної стійкості аустенітних сталей є не низький вміст  $\alpha$ -фази, а атомно-магнітний стан аустенітної матриці, який визначається питомою магнітною сприйнятливістю.

Для з'ясування ролі парамагнітного аустеніту ( $A$ ),  $\delta$ -фериту ( $\Phi$ ),  $\alpha'$ -мартенситу деформації ( $M$ ) в окремо і сумарному впливі фаз  $A+M$ ,  $A+\Phi$ ,  $A+\Phi+M$  на корозійну стійкість хромонікелевих сталей аустенітного класу були обрані дві промислові нержавіючі сталі (№1 і №2) однією марки 08X18H10T (листи товщиною 1 мм) з незначним розходженням вмісту Ni і інших елементів.

Хімічний склад сталей (% мас.): №1 – 0,08 C; 17,74 Cr; 10,56 Ni; 0,259 Ti; 0,982 Mn; 0,23 Si; 0,04 S і №2 – 0,09 C; 18,2 Cr; 10,1 Ni; 0,56 Ti; 0,75 Mn; 0,7 Si; 0,01 S; 0,026 P; 0,14 Cu; 0,05 Co; 0,04 V; 0,04 W; 0,06 Mo.

Зразки вирізалися холодним механічним способом у вигляді прямокутних паралелепіпедів приблизно однакових розмірів  $7 \times 3 \times 1$  мм<sup>3</sup>. Ступінь залишкової деформації  $D$  розраховувалася за відношенням товщини до і після деформації ( $D=(d_0-d)/d_0$ ). Після деформації стисненням зразки випробовували на корозію. З метою прискорення хімічної корозії досліджувані зразки поміщали в суміш концентрованих кислот – хлоридної та нітратної (HCl:HNO<sub>3</sub> 3:1) і витримували 1 годину. Для наочного виявлення зміни швидкості корозії використовували коефіцієнт інтенсивної корозії  $K$ , який визначали як відносну втрату маси  $K=(\Delta m/(m \cdot \tau)) \cdot 100\%$  [112].

Аустенізацію сталі №1 проводили стандартним способом (відпал при 1050°C, витримка 30 хв. з подальшим гарту у воду). Після такої термообробки сталь №1 у початковому стані була парамагнітною, тобто однофазною ( $A$ ) з питомою магнітною сприйнятливістю аустеніту  $\chi_0 = 2,81 \cdot 10^{-8}$  м<sup>3</sup>/кг.

Зразки сталі №2, що містили в початковому стані  $\delta$ -ферит, не піддавалися аустенізації, тобто у початковому стані була двофазною ( $A+\Phi$ ), які випробовувалися після згину на кут  $180^\circ$ . Після випробувань зразків довжиною 7 мм на згин кількість мартенситу деформації розподілялося нерівномірно від торців до ребра. Тому, наближено приймалося середнє значення кількості  $\alpha'$ -мартенситу для всього зразка. У зв'язку з тим, що низький вміст  $\delta$ -фериту нерівномірно розподілений за шириною холоднокатаного листа в сталі №2 [240] і з метою подальшого усереднення отриманих результатів з різних місць вирізалися по три, поруч розташованих зразків, яким після усереднення привласнювали номери 1...6.

Сталь №1 випробовувалася при одноосьовому стисненні, а сталь №2 – при деформації згинанням.

#### **6.4.1 Корозійна стійкість аустеніту однофазної (A) сталі 08X18H10T (№1) при одноосьовому стисненні до зародження мартенситу деформації**

Встановлено ефект “зростання” парамагнітного стану, тобто збільшення питомої магнітної сприйнятливості аустеніту  $\chi_0(A)$  від  $2,81 \cdot 10^{-8}$  м<sup>3</sup>/кг до максимального значення  $3,2 \cdot 10^{-8}$  м<sup>3</sup>/кг сталі №1 при одноосьовому стисненні  $D$  від 0 до 4,85 % [180]. З подальшим збільшенням деформації (накопиченням  $\alpha'$ -мартенситу) від  $D_s = 4,85$  % (дійсна мартенситна точка) питома магнітна сприйнятливість аустеніту не змінювалася і залишалася рівною  $\chi_0^{\max} = 3,2 \cdot 10^{-8}$  м<sup>3</sup>/кг = const. У таблиці 6.6 наведені результати експериментальних досліджень сталі №1 (при 20°C) [250].

Таблиця 6.6 – Значення кількості ферофази  $P_{\alpha'}$ , питомої магнітної сприйнятливості  $\chi_0(A)$ , результуючої магнітної сприйнятливості  $\chi_{\infty}$  зразка і швидкості корозії  $K$  після деформації стисненням зразків сталі №1, 08X18H10T

№ зразка	$D, \%$	$\chi_0(A), 10^{-8}$ м <sup>3</sup> /кг	$\chi_{\infty}, 10^{-8}$ м <sup>3</sup> /кг	$P_{\alpha'}$ , %	$K(A)$ , %/год.	$K(A+M)$ , %/ год.	$K(M)$ , %/ год.
1	0	2,81	2,81	0	16,80	16,80	0
2	0,90	2,82	2,82	0	17,30	17,30	0
3	1,30	2,83	2,83	0	18,10	18,10	0
4	1,41	2,84	2,84	0	18,20	18,20	0
5	1,52	2,91	2,91	0	20,42	20,42	0
6	2,70	3,01	3,01	0	22,14	22,14	0
7	4,73	3,09	3,09	0	24,03	24,03	0
8	6,51	3,20	3,15	0,02	24,1	24,45	0,35
9	7,35	3,20	3,81	0,05	24,1	24,95	0,85
10	8,15	3,20	3,99	0,14	24,1	25,02	0,92
11	9,95	3,20	4,27	0,19	24,1	25,71	1,61
12	12,43	3,20	6,72	0,45	24,1	27,40	3,30
13	19,13	3,20	10,52	0,79	24,1	29,91	5,81
14	26,17	3,20	18,11	2,18	24,1	33,35	9,25
15	36,0	3,20	27,9	3,14	24,1	36,50	12,40

На рис. 6.8 (цифрами вказані номери зразків з табл. 6.6) представлено зміну швидкості корозії  $K(A)$  аустеніту зразків однофазної ( $A$ ) сталі №1, деформованих до зародження мартенситу, від зміни атомно-магнітного стану, який характеризується питомою магнітною сприйнятливістю  $\chi_0(A)$  аустеніту.

При одноосьовому стисненні аустенітних зразків швидкість корозії  $K(A)$  зростає зі “зростанням” атомно-магнітного стану ( $\chi_0(A)$ ), тобто зі збільшенням питомої магнітної сприйнятливості  $\chi_0(A)$  аустеніту швидкість корозії  $K(A)$  збільшується (корозійна стійкість зменшується) [250].

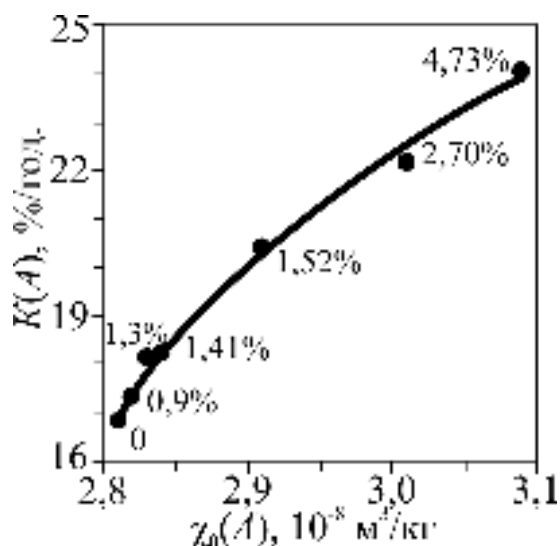
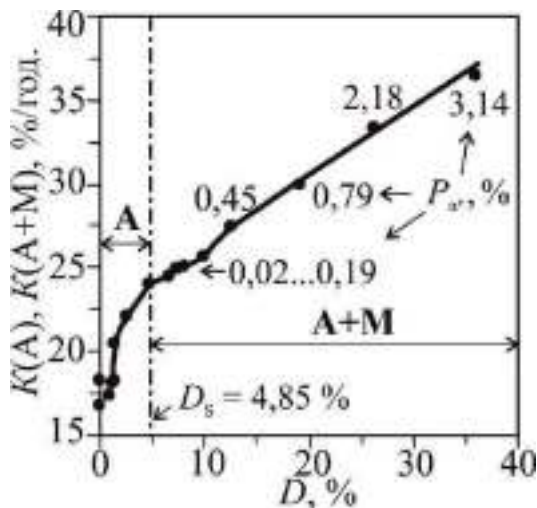


Рисунок 6.8 – Зміна швидкості корозії  $K(A)$  аустеніту зразків сталі 08X18H10T (№1), деформованих стисненням (ступень деформації – числа біля точок) до зародження  $\alpha'$ -мартенситу деформації ( $\gamma \rightarrow \gamma'$ ), від зміни магнітного стану аустеніту ( $\chi_0$ )

#### 6.4.2 Корозійна стійкість двофазної (A+M) сталі 08X18H10T (№1) при одноосьовому стисненні (виникнення $\alpha'$ -мартенситу)

З підвищенням ступеня пластичної деформації стисненням після дійсної деформаційної точки  $D_S = 4,85\%$  виникає й накопичується  $\alpha'$ -мартенсит деформації, тобто продовженням кривої (див. рис. 6.8) є крива після  $D_S$ , яка представлена на рис. 6.9. Звідси маємо, що швидкість корозії двофазної (A+M) сталі №1 збільшується зі збільшенням пластичної деформації. Як було вказано, після деформації  $D_S = 4,85\%$  і вище, величина  $\chi_0^{\max}(A) = 3.2 \cdot 10^{-8}$  м<sup>3</sup>/кг залишається постійною, тобто  $\chi_0^{\max}(A) = \text{const}$ . Тому і корозія аустеніту після цієї точки ( $D_S$ ) є постійною. Отже швидкість корозії сталі 08X18H10T (№1) на ділянці  $D = 0 \dots 4,85\%$  зростає за рахунок деформації аустеніту, а на ділянці  $D \geq 4,85\%$  збільшується за рахунок корозії  $\alpha'$ -мартенситу деформації, що накопичується, при постійному значенні швидкості корозії аустеніту [250].



$D_s$  – дійсна деформаційна мартенситна точка (початок  $\gamma \rightarrow \alpha'$  перетворення).

Рисунок 6.9 – Зміна швидкості корозії зразків сталі 08X18H10T (№1) при переході з однофазного стану  $K(A)$  в двухфазний стан  $K(A+M)$  (кількість  $\alpha'$ -мартенситу деформації – числа біля точок)

Залежність швидкості корозії  $K(A+M)$  від кількості виникаючого  $\alpha'$ -мартенситу деформації  $P_{\alpha'}$  при стисненні сталі №1 показано на рис. 6.10. Як бачимо, зі збільшенням кількості  $\alpha'$ -мартенситу  $P_{\alpha'}$  зростає швидкість корозії.

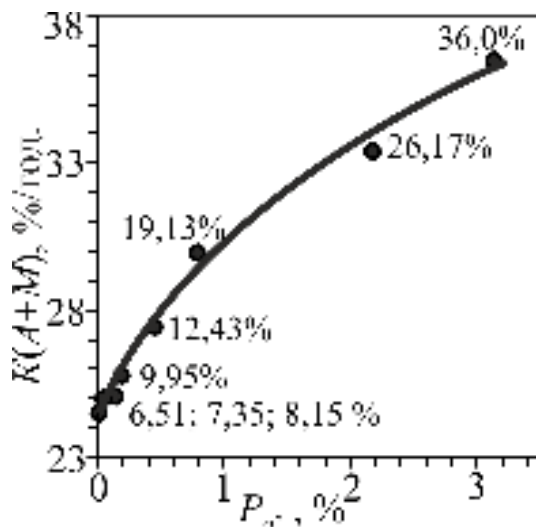


Рисунок 6.10 – Зміна швидкості корозії  $K(A+M)$  від вмісту  $\alpha'$ -мартенситу деформації при одноосьовому стисненні (ступінь деформації – числа біля точок) зразків сталі 08X18H10T (№1)

#### 6.4.3 Корозійна стійкість мартенситу деформації ( $M$ ), який виникає при одноосьовому стисненні сталі 08X18H10T (№1)

Максимальному значення питомої парамагнітної сприйнятливості аустеніту  $\chi_0^{\max}(A) = 3,2 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг} = \text{const}$  відповідає  $K(A) \approx 24 \text{ \%/год.}$  (див. рис. 6.9). Якщо відняти це значення швидкості корозії аустеніту  $K(A)$  з підсумкової швидкості корозії  $K(A+M)$  (див. рис. 6.10), то отримаємо значення швидкості

корозії  $K(M)$  від кількості  $\alpha'$ -мартенситу (рис. 6.11). Звідси маємо, що швидкість корозії  $K(M)$  зростає зі збільшенням кількості  $P_{\alpha'}$   $\alpha'$ -мартенситу деформації [250].

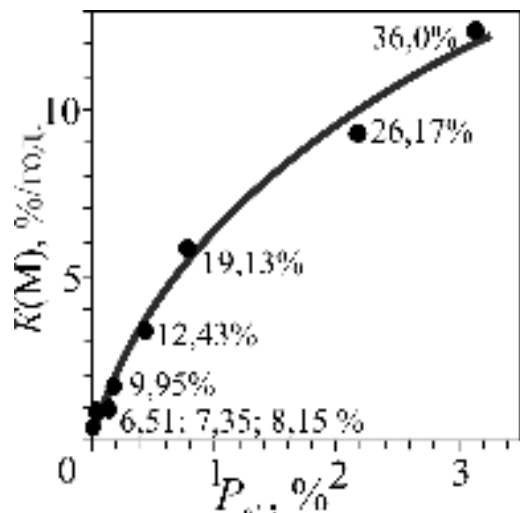
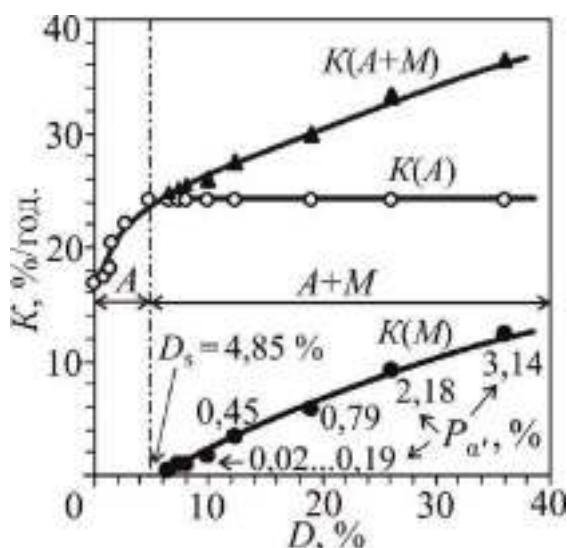


Рисунок 6.11 – Зміна швидкості корозії  $K(M)$  від вмісту  $\alpha'$ -мартенситу деформації  $P_{\alpha'}$  при одноосьовому стисненні (ступінь деформації – числа біля точок) зразків сталі 08X18H10T (№1)

На рис. 6.12 представлена модель корозійних процесів для однофазних (окремо аустеніту ( $A$ ) і мартенситу деформації ( $M$ )) і двофазних ( $A+M$ ) станів сталі 08X18H10T (№1) [250].



$D_s$  – дійсна деформаційна мартенситна точка (початок  $\gamma \rightarrow \alpha'$  перетворення);

$P_{\alpha'}$  – кількість  $\alpha'$ -мартенситу деформації (числа біля точок кривої  $K(M)$ ).

Рисунок 6.12 – Зміна швидкості корозії  $K(A+M)$ ,  $K(M)$ ,  $K(A)$  від ступеню деформації  $D$  стисненням зразків сталі 08X18H10T (№1)



**6.4.4 Корозійна стійкість трифазної ( $A+\Phi+M$ ) сталі 08X18H10T (№ 2) після згину зразків на кут  $180^\circ$  від початкового атомно-магнітного стану ( $\chi_0(\Phi+M)$ ) аустенітної матриці, яка містить  $\delta$ -ферит і  $\alpha'$ -мартенсит деформації**

Із промислового листа сталі №2 вирізали з різних міст по 3 поруч розташованих зразків з подальшим усередненням вимірюваних величин (кількість  $\delta$ -фериту,  $\alpha'$ -мартенситу, швидкість корозії  $K$ , питома магнітна сприйнятливості  $\chi_0$  аустеніту). Всього було вирізано 18 зразків, з яких було згруповано 6 усереднених зразків, тобто 6 “точок”. Вимірювали до деформації згинанням усереднені значення кількості  $\delta$ -фериту і питомої магнітної сприйнятливості  $\chi_0(\Phi)$  аустеніту в наявності  $\delta$ -фериту, а після деформації згинанням ( $180^\circ$ ) – кількість сумарного  $\delta$ -фериту і  $\alpha'$ -мартенситу.

Було отримано шість зразків з усередненими значеннями  $P_\delta$  до деформації і  $P_{\delta+\alpha'}(180)$  після згину на кут  $180^\circ$ . Для кожних трьох сусідніх зразків за методикою [124] визначали  $\chi_\infty(\Phi)$  і з графічної залежності  $\chi_\infty(\Phi)=f(P_\delta)$  методом екстраполяції ( $P_\delta \rightarrow 0$ ) знаходили питому парамагнітну сприйнятливості аустенітної матриці  $\chi_0(\Phi)$ , яка містить  $\delta$ -ферит. Отримані результати наведені в табл. 6.7 [250]. Згідно літературних даних, кількість  $\delta$ -фериту  $P_\delta$  при деформації не змінюється [88] і віднімаючи її з експериментально знайдених значень  $P_{\delta+\alpha'}(180)$ , знаходили кількість утвореного  $\alpha'$ -мартенситу деформації  $P_{\alpha'}(180)$  (табл. 6.7).

Із графічної залежності  $\chi_\infty(\Phi+M)$  від  $P_{\delta+\alpha'}$  (по аналогії зі сталлю №1) методом екстраполяції, коли  $P_{\delta+\alpha'} \rightarrow 0$  (відсутні обидві ферофази) знаходили значення питомої магнітної сприйнятливості аустеніту  $\chi_0^{\max}(A) = 2,2 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг} = \text{const}$  (для аустенітної матриці сталі №2, яка містила  $\delta$ -ферит ( $\Phi$ ) і  $\alpha'$ -мартенсит ( $M$ )).

Таблиця 6.7 – Значення кількості ферофаз, питомої магнітної сприйнятливості  $\chi_0(\Phi)$  вихідних зразків і швидкості корозії  $K(A+\Phi+M)$  після деформації згинанням на кут  $180^\circ$  зразків сталі №2

№ зразка	$P_\delta$ , %	$P_{\delta+\alpha'}$ (180), %	$P_{\alpha'}$ (180), %	$\chi_0(\Phi)$ , $10^{-8}$ м <sup>3</sup> /кг	$K(A+\Phi+M)$ , %/год.
1	0,04	0,87	0,83	1,9	12,2
2	0,27	1,47	1,20	3,6	18,0
3	0,12	1,07	0,95	2,9	19,5
4	0,09	1,35	1,26	2,5	17,0
5	0,07	0,90	0,83	2,35	15,5
6	0,26	1,29	1,03	3,5	18,3

На рис. 6.13 [250] представлено зміну швидкості корозії  $K(A+\Phi+M)$  трифазної ( $A+\Phi+M$ ) сталі №2 після згину зразків на кут  $180^\circ$  від магнітного стану ( $\chi_0(\Phi+M)$ ) аустенітної матриці, яка містить  $\delta$ -ферит і  $\alpha'$ -мартенсит.

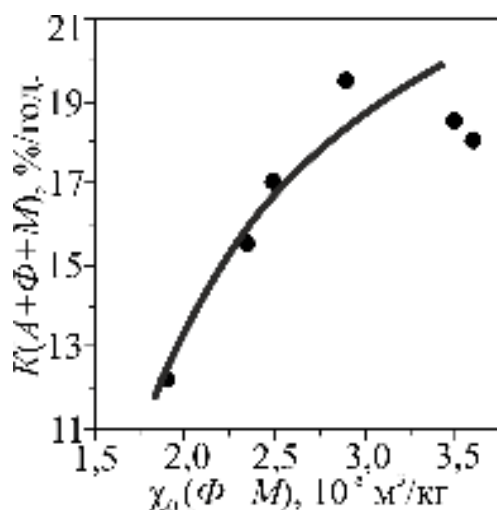


Рисунок 6.13 – Зв'язок швидкості корозії  $K(A+\Phi+M)$  трифазної ( $A+\Phi+M$ ) сталі 08X18H10T (№2) після згину двохфазних ( $A+\Phi$ ) зразків на кут  $180^\circ$  і атомно-магнітного стану ( $\chi_0(\Phi+M)$ ) аустенітної матриці зразків, які містять  $\delta$ -ферит ( $\Phi$ ) і  $\alpha'$ -мартенсит деформації ( $M$ )

З рис. 6.13 маємо, що швидкість корозії трифазної ( $A+\Phi+M$ ) сталі №2 після згину двохфазних ( $A+\Phi$ ) зразків на кут  $180^\circ$  зростає зі збільшенням питомої магнітної сприйнятливості  $\chi_0(\Phi+M)$  вихідних зразків з  $\delta$ -феритом. Таким чином, вміст фаз ( $A+\Phi+M$ ) збільшує швидкість корозії. Аналогічна залежність  $K(A+\Phi+M)$  від  $P_{\delta+\alpha'}$  показано на рис. 6.14.

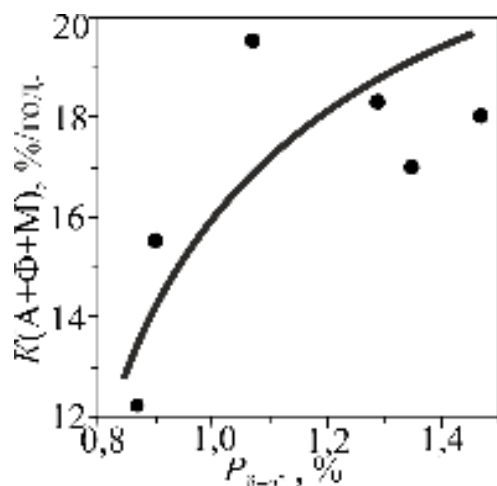


Рисунок 6.14 – Зв'язок швидкості корозії  $K(A+\Phi+M)$  трифазної  $(A+\Phi+M)$  сталі 08X18H10T (№2) після згину двохфазних  $(A+\Phi)$  зразків на кут  $180^\circ$  і сумарної кількості  $P_{\delta+\alpha'}$  зразків, які містять  $\delta$ -ферит ( $\Phi$ ) і  $\alpha'$ -мартенсит деформації ( $M$ )

#### 6.4.5 Корозійна стійкість двохфазної $(A+\Phi)$ сталі 08X18H10T (№2) до деформації згинанням залежно від початкового атомно-магнітного стану ( $\chi_0(\Phi)$ ) аустенітної матриці, яка містить $\delta$ -ферит

Для систематизації магнітометричної оцінки корозійної стійкості всіх типів фаз скористаємося двома графічними залежностями  $K(A+\Phi)$  від  $\chi_0(\Phi)$  і  $K(A+\Phi)$  від  $P_\delta$  наведених на рис. 6.15 [243].

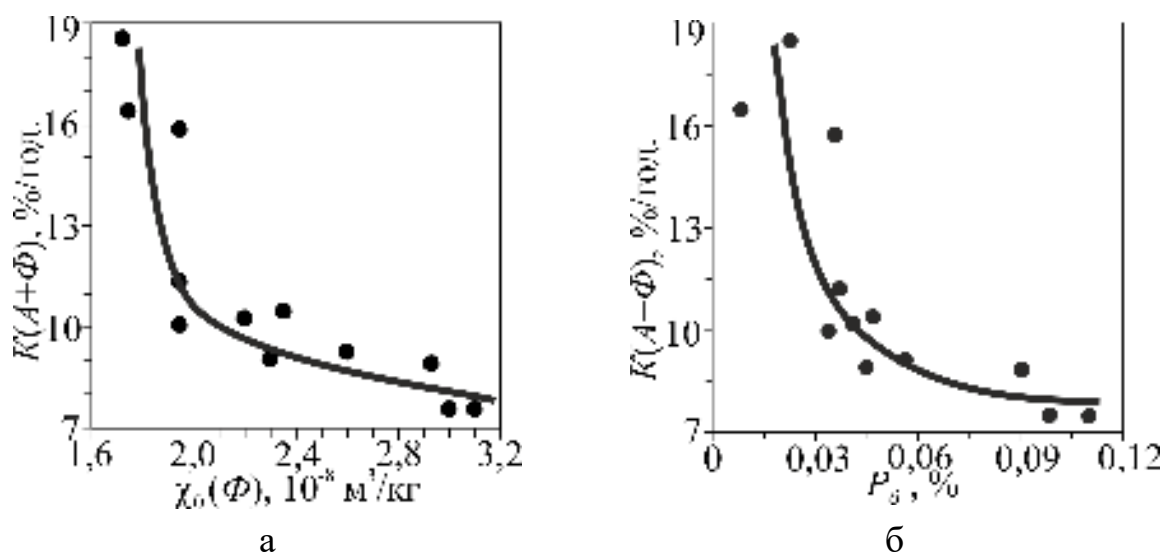


Рисунок 6.15 – Зміна швидкості корозії  $K(A+\Phi)$  від питомої магнітної сприйнятливості  $\chi_0(\Phi)$  (а) аустенітної матриці зразків (які містять  $\delta$ -ферит) і вмісту  $P_\delta$  фериту (б) сталі 08X18H10T (№2)

З рис. 6.15 а випливає, що зазначена залежність має такий характер: зі “збільшенням” атомно-магнітного стану аустенітної матриці ( $\chi_0(\Phi)$ ) зменшується швидкість корозії. Аналогічно і для залежності  $K(A+\Phi)$  від  $P_\delta$  (рис. 6.15 б): зі збільшенням кількості  $\delta$ -фериту зменшується швидкість корозії (зростає корозійна стійкість).

#### 6.4.6 Корозійна стійкість мартенситу деформації після згину зразків сталі 08X18H10T (№2) на кут $180^\circ$ від початкового атомно-магнітного стану ( $\chi_0(\Phi)$ ) аустенітної матриці, яка містить $\delta$ -ферит

Якщо відняти значення швидкості корозії  $K(A+\Phi)$  (див. рис. 6.15 а) від підсумкової швидкості корозії  $K(A+\Phi+M)$  (див. рис. 6.13) то отримаємо зміну швидкості корозії  $K(M)$  мартенситу від атомно-магнітного стану ( $\chi_0(\Phi)$ ) аустенітної матриці, яка містить  $\delta$ -ферит (рис. 6.16) [250]. На рис. 6.17 представлена модель корозійних процесів для трифазного ( $A+\Phi+M$ ), двофазного ( $A+\Phi$ ) і однофазного ( $M$ ) станів сталі 08X18H10T (№2) [250].

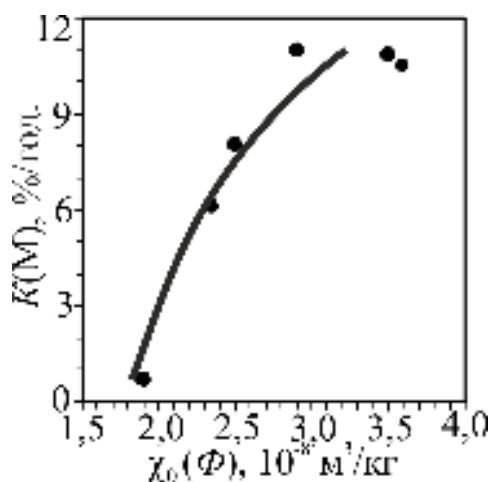


Рисунок 6.16 – Зміна швидкості корозії  $K(M)$  від питомої магнітної сприйнятливості  $\chi_0(\Phi)$  аустенітної матриці, яка містить  $\delta$ -ферит, сталі 08X18H10T (№2)

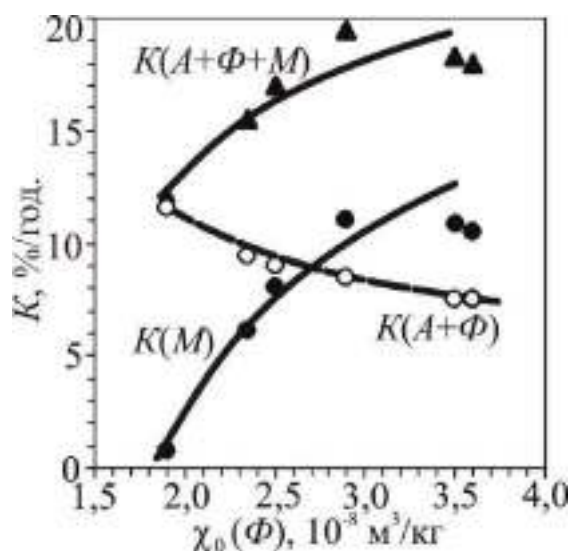


Рисунок 6.17 – Зміна швидкості корозії  $K(A+\Phi+M)$ ,  $K(A+\Phi)$  і  $K(M)$  від питомої магнітної сприйнятливості  $\chi_0(\Phi)$  аустенітної матриці, яка містить  $\delta$ -ферит, сталі 08X18H10T (№2)

#### 6.4.7 Залежність корозійної стійкості $\delta$ -фериту сталі 08X18H10T (№2) від початкового атомно-магнітного стану ( $\chi_0(\Phi)$ ) аустенітної матриці, яка містить $\delta$ -ферит

З урахуванням тенденції зміни швидкостей корозії  $K(A)$  і  $K(A+\Phi)$  (див. рис. 6.8, 6.15 а) можна запропонувати залежність  $K(\Phi)$  від  $\chi_0(\Phi)$ , яка представлена на рис. 6.18. Як бачимо, швидкість корозії  $K(\Phi)$   $\delta$ -фериту знижується (корозійна стійкість підвищується) [250].

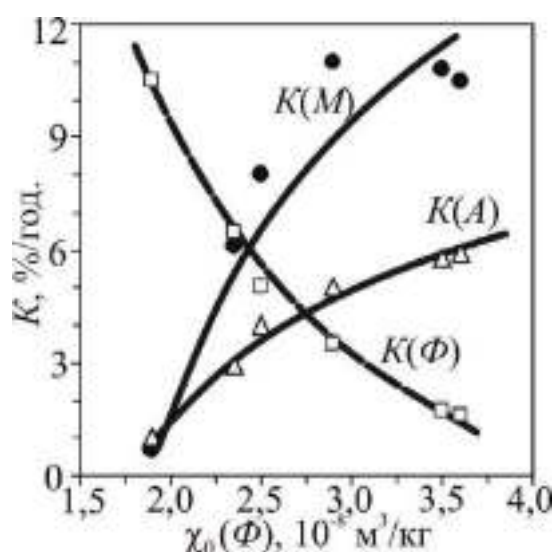


Рисунок 6.18 – Зміна швидкості корозії окремих фаз:  $K(A)$  аустеніту,  $K(\Phi)$   $\delta$ -фериту і  $K(M)$  мартенситу після деформації згинанням від початкового атомно-магнітного стану аустенітної матриці (параметр  $\chi_0(\Phi)$ ), яка містить  $\delta$ -ферит, зразків сталі 08X18H10T (№2)

На підставі експериментів встановлено, що аустеніт сталей 08X18H10T (однофазний стан  $A$  після аустенізації), деформованих стисненням до дійсної деформаційної мартенситної точки  $D_S$ , набуває підвищеної швидкості корозії  $K(A)$ . При деформаціях  $D_S$  і вище, швидкість корозії  $K(A)$  аустеніту залишається постійною, а швидкість корозії  $K(M)$   $\alpha'$ -мартенситу зростає.

Швидкості корозії  $K(\Phi)$   $\delta$ -фериту і  $K(M)$   $\alpha'$ -мартенситу досліджуваних сталей протилежні:  $K(\Phi)$  знижується, а  $K(M)$  підвищується зі збільшенням деформації, тобто з підвищенням атомно-магнітного стану аустеніту ( $\chi_0(\Phi)$ ).

Швидкості корозії  $K(A+\Phi)$  і  $K(A+M)$  досліджуваних сталей відповідно з двохфазними станами  $A+\Phi$  і  $A+M$  мають протилежну тенденцію:  $K(A+\Phi)$  із збільшенням  $\chi_0(\Phi)$  знижується (корозійна стійкість підвищується), а  $K(A+M)$  навпаки – підвищується.

Швидкість корозії  $K(A+\Phi+M)$  трифазної сталі підвищується з деформацією, тобто зі збільшенням атомно-магнітного стану ( $\chi_0(\Phi+M)$ ) аустенітної матриці, яка містить  $\delta$ -ферит і  $\alpha'$ -мартенсит деформації.

### **6.5 Залежність швидкості пітингової корозії від вмісту $\delta$ -фериту і питомої парамагнітної сприйнятливості $\chi_0$ аустеніту зразків трубної заготовки та промислового листа сталі 08X18H10T**

Вироби і конструкції з хромонікелевих сталей під час експлуатації зазнають впливу агресивних середовищ, перепадів температур і механічних впливів, що зумовлює здатність до корозії. Більшість опублікованих останнім часом робіт, присвячені вивченню впливу вуглецю, шкідливих домішок, хімічного складу на корозійну стійкість аустенітних хромонікелевих сталей [53, 112, 249, 251, 252]. Значною кількістю проведених досліджень встановлена роль структурної неоднорідності [91, 245, 253, 257], карбідних фаз в процесі міжкристалітної корозії [53, 90, 92, 112], впливу  $\alpha$ -фази на корозійні

властивості сталі [53, 86, 92, 103, 104, 112, 246]. Та все ж питання впливу  $\alpha$ -фази ( $\delta$ -ферит або  $\alpha'$ -мартенсит) на корозійну стійкість сталі вивчені недостатньо і мають розбіжності, що відмічено в деяких роботах, наприклад [112]. Так автори роботи [103] стверджують, що процес міжкристалітної корозії в сталі 10X18H9T прискорюється і переходить в автокаталітичний режим при появі  $\alpha'$ -фази. У роботі [104] – відсутність  $\alpha'$ -фази в аустенітній сталі після деформації співпадає з втратою здатності до корозійного розтріскування. Результатами роботи [103] встановлено, що із збільшенням міри витягу зразків аустенітної сталі, отже із збільшенням кількості  $\alpha'$ -фази, стійкість проти корозійного розтріскування зростає. Таким чином, поведінка в агресивних середовищах аустенітних сталей вивчена недостатньо, не встановлена причина впливу малої кількості  $\alpha$ -фази на корозійну стійкість.

В процесі деформації, термообробки і інших технологічних факторів, відбуваються викривлення кристалічної структури і, відповідно, зміни магнітних властивостей хромонікелевих сталей аустенітного класу. У свою чергу, стабільність атомно-магнітної структури забезпечує рівномірність показників механічних властивостей. Отже, корозійна поведінка аустенітних сталей може визначатися стабільністю і величиною атомно-магнітних властивостей сталі, які узагальнюють складові, отримані від різних технологічних факторів. Передбачається, що вплив різних технологічних факторів на корозійну стійкість можна оцінити одним зовнішнім магнітним параметром  $\chi_0$ , що характеризує стан аустеніту сталі.

Зазвичай, в аустенітних Fe-Cr-Ni сталях міститься низька кількість  $\alpha$ -фази ( $\delta$ -ферит або  $\alpha'$ -мартенсит деформації) в межах 0...0,5 %. Магнітний момент  $\alpha$ -фази в кількості  $P_\alpha = 0,06...0,08$  % дорівнює магнітному моменту аустенітної матриці досліджуваного зразка [124]. Від такої двофазної пари – багато парамагнітного аустеніту і мало феромагнітної  $\alpha$ -фази і має залежати корозійна поведінка. Оскільки намагніченість  $\alpha$ -фази значно більша намагніченості аустеніту, то при дослідженнях, зазвичай, зручніше вимірювати кількість

$\alpha$ -фази і по ній оцінювати корозію. Так в [112] зазначено розбіжність про втрату здатності до корозії зі збільшенням або зменшенням вмісту  $\alpha$ -фази.

Для дослідження розподілу низького (0...0,5 %) вмісту  $\alpha$ -фази уздовж радіуса перетину трубної заготовки і за шириною перетину холоднокатаного листа в постачанні та визначення можливості за атомно-магнітним станом аустеніту оцінювати здатність сталі до корозії, яку побічно можливо передбачати кількісним вмістом  $\alpha$ -фази, були обрані сталі марки 08X18H10T промислового виробництва у вигляді трубної заготовки  $\varnothing$  105 мм і листа постачання розміром  $1 \times 1000 \times 2000$  мм<sup>3</sup>, ПАТ “Дніпроспецсталь” і ПАТ “Запоріжсталь”. Хімічний склад сталей (% мас.): 08X18H10T (трубна заготівка): 0,08 С; 18,24 Cr; 10,35 Ni; 0,53 Ti; 1,10 Mn; 0,31 Si; 0,005 S; 0,03 P; 0,24 Cu; 0,06 Co; 0,04 V; 0,06 W; 0,26 Mo та 08X18H10T (лист): 0,09 С; 18,2 Cr; 10,1 Ni; 0,56 Ti; 0,75 Mn; 0,7 Si; 0,010 S; 0,026 P; 0,14 Cu; 0,05 Co; 0,04 V; 0,04 W; 0,06 Mo.

З трубної заготовки уздовж радіуса ( $R = 52,5$  мм) вирізали 14 зразків розміром  $\sim 3,5 \times 3,2 \times 2,8$  мм<sup>3</sup>. З листа сталі (ширина 1000 мм) перпендикулярно напрямку холодного вальцювання було вирізано 36 зразків у вигляді прямокутних паралелепіпедів за розміром  $\sim 7 \times 3 \times 1$  мм<sup>3</sup>. З метою усереднення формували групи з трьох розташованих поруч зразків, отримали 12 досліджуваних точок за шириною листа сталі. З метою прискорення хімічної корозії досліджувані зразки поміщали в агресивний розчин (суміш конц. кислот HCl:HNO<sub>3</sub> 3:1) і витримували їх безперервно протягом 2-х годин для трубної заготовки і 1 годину для листової сталі. Для наочності виявлення зміни швидкості корозії уздовж перетину заготовок з часом, використовували коефіцієнт інтенсивності корозії  $K$  [112], який визначали як відношення відносної втрати маси ( $\Delta m/m \cdot 100\%$ ) зразка до часу  $\tau$  його корозії ( $K = \Delta m / (m \cdot \tau) \cdot 100\%$ ).

Дослідженнями встановлений нерівномірний розподіл кількості  $P_{\delta}$   $\delta$ -фериту і швидкості корозії  $K$  за радіусом трубної заготівки сталі 08X18H10T.



Кількість  $P_{\delta}$  відрізнялася в різних точках трубної заготовки від 0 до 0,5 %. При цьому можна виділити такі інтервали  $P_{\delta}$   $\delta$ -фериту:  $P_{\delta}^1 = 0,1 \dots 0,5$  % і  $P_{\delta}^2 = 0 \dots 0,01$  %. Швидкість корозії  $K$  в різних точках радіусу трубної заготовки мінялася в межах 7,02...12,76 %/год. (рис. 6.19).

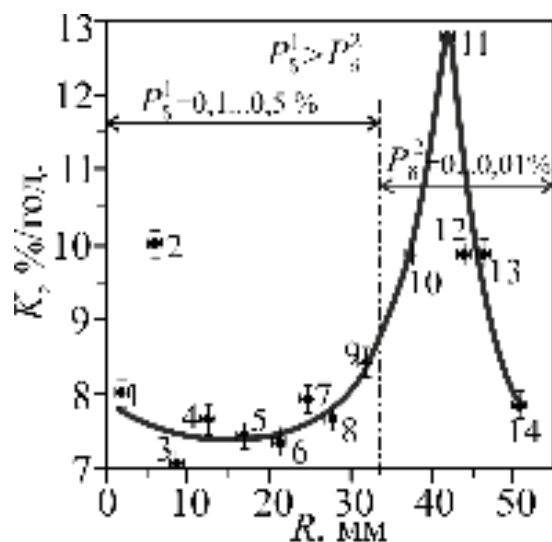
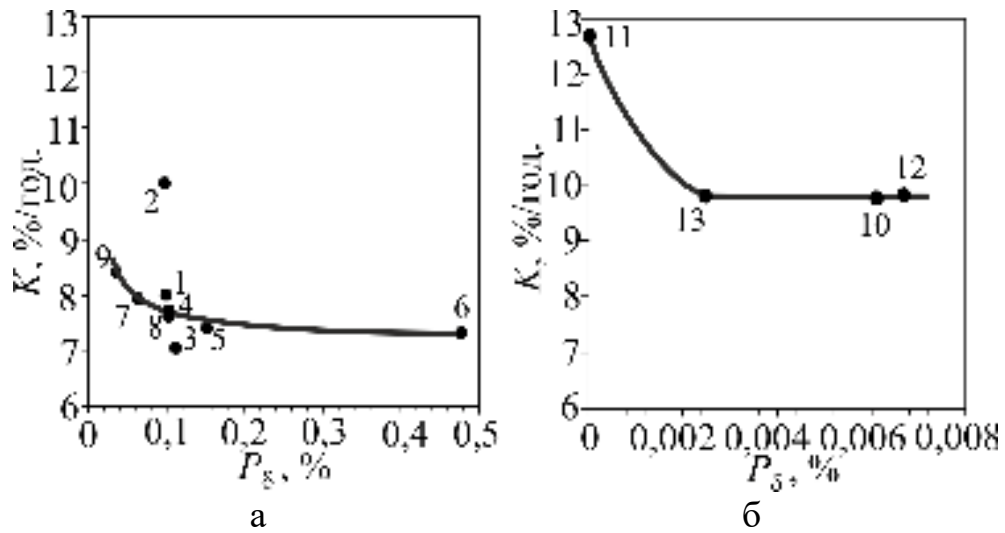


Рисунок 6.19 – Розподіл швидкості корозії  $K$  за радіусом трубної заготовки сталі 08X18H10T (1...14 – номери зразків)

Умовно розділимо радіус трубної заготовки на дві частини (центральну і зовнішню) і побудуємо залежності  $K$  від вмісту  $P_{\delta}$   $\delta$ -фериту). Найменша швидкість корозії виявляється в центральній частині трубної заготовки (рис. 6.20 а), найбільша – на зовнішній частині (рис. 6.20 б).

Збільшення вмісту  $\delta$ -фериту до 0,15 % супроводжується зниженням швидкості корозії. А найбільше зниження швидкості корозії при незначній зміні кількості  $\delta$ -фериту (від 0,0 до 0,002 %) виявляється на зовнішній частині радіусу трубної заготовки. У зразку №11 повністю відсутній  $\delta$ -ферит ( $P_{\delta} = 0$ ), даний зразок парамагнітний і для нього швидкість корозії виявилася найбільшою  $K = 12,76$  %/год. (понижений вміст Cr). А із збільшенням кількості  $P_{\delta}$  феромагнітної фази  $\delta$ -фериту (для низьких вмістів) зростає опір корозії.



а – центральна частина, б – зовнішня частина трубної заготовки.

Рисунок 6.20 – Залежність швидкості корозії  $K$  від вмісту  $P_{\delta}$   $\delta$ -фериту в різних частинах радіуса трубної заготовки сталі 08X18H10T (цифри біля точок – номери зразків)

Аналогічні експериментальні залежності  $K(l)$  і  $P_{\delta}(l)$  отримані на зразках, які вирізані уздовж ширини ( $l = 1000$  мм) холоднокатаної листової сталі 08X18H10T. Кількість  $\delta$ -фериту уздовж листа нерівномірно змінювалася в межах ( $\sim 0,003 \dots 0,119$  %) тобто в  $\sim 30$  разів від min до max. При цьому можна виділити такі інтервали:  $P_{\delta}^1 = 0,02 \dots 0,06$  %,  $P_{\delta}^2 = 0,07 \dots 0,11$  %,  $P_{\delta}^3 = 0,01 \dots 0,02$  %. Швидкість корозії  $K$  (рис. 6.21) за шириною листа також розподілена нерівномірно, в центральній частині менша, ніж на краях.

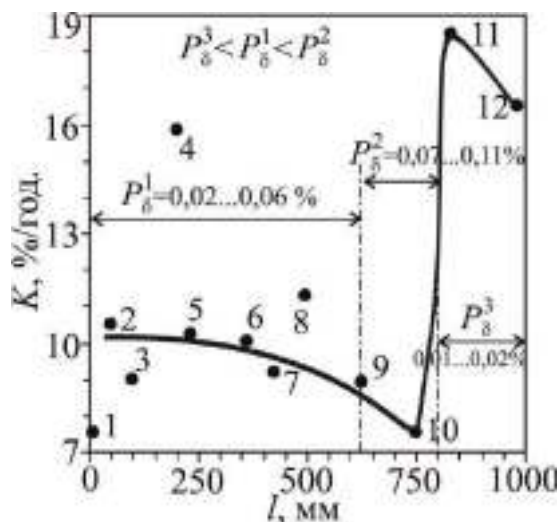


Рисунок 6.21 – Розподіл швидкості корозії  $K$  і кількості  $P_{\delta}$   $\delta$ -фериту уздовж ширини (перпендикулярно напрямку прокатки) листа сталі 08X18H10T (1...12 – номери зразків)

При цьому в листі максимальна кількість  $\delta$ -фериту виявилася в 5 разів менше, ніж максимальна кількість  $\delta$ -фериту в гарячекатаній трубній заготовці (хімічний склад приблизно однаковий). Таким чином, корозія розвивається в листовій холоднокатаній сталі в локальних місцях з пониженим вмістом ( $P_{\delta} \leq 0,035\%$ )  $\delta$ -фериту (рис. 6.22).

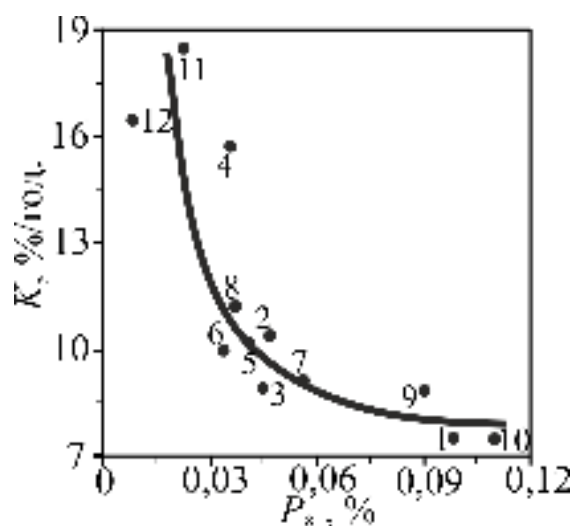


Рисунок 6.22 – Залежність швидкості корозії  $K$  від вмісту  $P_{\delta}$   $\delta$ -фериту в листі сталі 08X18H10T (1...12 – номери зразків)

На рис. 6.23 представлено експериментально знайдені значення питомої парамагнітної сприйнятливості  $\chi_0$  аустеніту досліджуваних зразків уздовж ширини  $l$  листової сталі 08X18H10T. Питома парамагнітна сприйнятливість  $\chi_0$  аустеніту локально розподіляються нерівномірно в межах  $(1,75 \dots 3,10) \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$ .

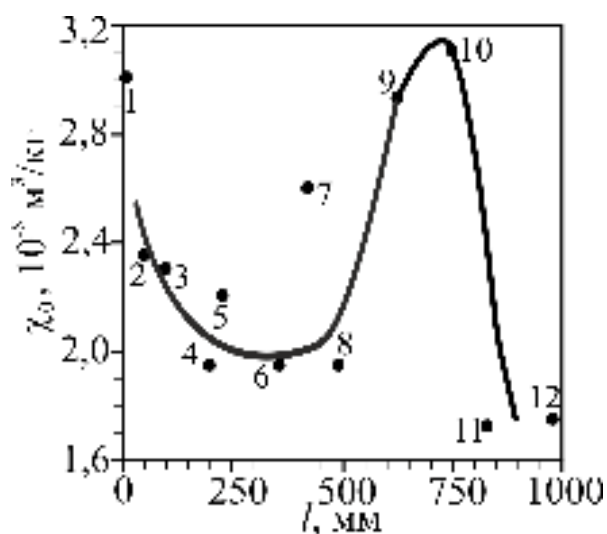


Рисунок 6.23 – Значення сприйнятливості  $\chi_0$  аустеніту досліджуваних зразків уздовж ширини  $l$  листової сталі 08X18H10T (1...12 – номери зразків)

При цьому спостерігається пропорційність: більшим значенням  $\chi_0$  відповідає більше значення  $P_\delta$  (рис. 6.24 а). З залежності швидкості корозії  $K$  від  $\chi_0$  аустеніту (рис. 6.24 б) маємо, що інтенсивність корозії корелює з атомно-магнітним станом аустеніту, який визначається  $\chi_0$ . Таким чином, чим менше величина питомої парамагнітної сприйнятливості аустеніту  $\chi_0$ , тим менше корозійна стійкість (більша швидкість корозії  $K$ ) сталі.

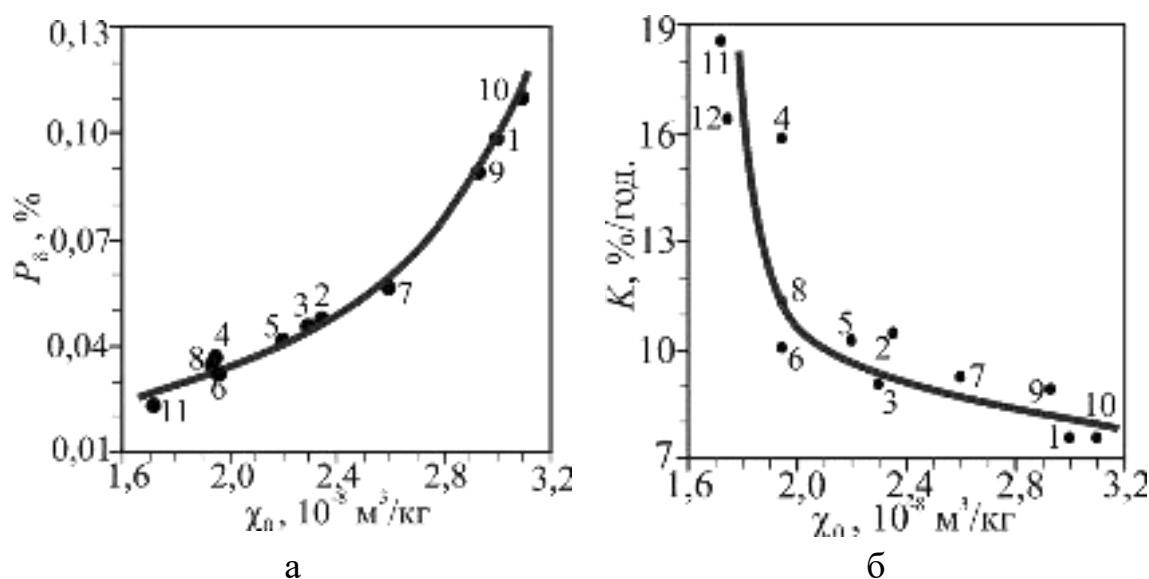


Рисунок 6.24 – Залежність кількості  $P_\delta$   $\delta$ -фериту і локальної швидкості корозії  $K$  від питомої парамагнітної сприйнятливості  $\chi_0$  аустеніту зразків, вирізаних перпендикулярно прокатці листа сталі 08X18H10T (1...12 – номери зразків)

Залежність  $K$  від  $P_\delta$  (див. рис. 6.22) підтверджує кількісну залежність швидкості корозії від низького вмісту  $\delta$ -фериту. Але низька кількість  $\delta$ -фериту не може істотно впливати на процес корозії через малу поверхню дотику з агресивним середовищем. Ймовірно, одна з причин розвитку корозії «криється» в аустенітній матриці (параметр  $\chi_0$ ), стан якої сформований після впливу різних чинників (хімічний склад, деформація, термообробка і ін.) ще до експлуатації. Проте, поява  $\delta$ -фериту (рис. 6.25) може служити побічним індикатором корозії [240]. Отже, за атомно-магнітним станом аустеніту ( $\chi_0$ ), який різний не лише в

різних марках аустенітних хромонікелевих сталей, але і в плавках однієї марки сталі, можна оцінювати корозійну стійкість сталей.

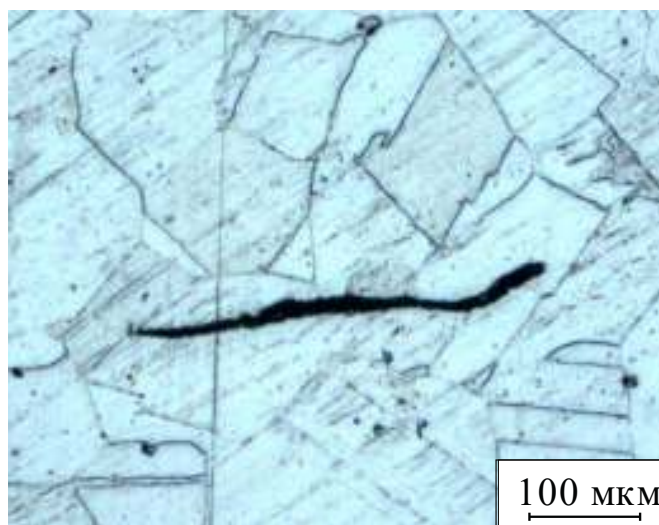


Рисунок 6.25 – Мікроструктура сталі 08X18N10T (трубна заготовка),  $P_{\delta} = 0,15 \%$

У роботі [53] розглянута спроба в'яснення природи спостережуваної корозії в сталі 12X18N10T і виявлення причини різних значень магнітної сприйнятливості  $\chi$ . Авторами [53] з цією метою був проведений електронно-зондовий мікроаналіз, згідно якому в околиці корозійної виразки було відмічено занижена концентрація Cr (15,2 %), а в самій виразці корінним чином зменшується концентрація Cr (нижче 12 %), при якій вже не забезпечується корозійна стійкість сталі. Автори [86], використовуючи метод емісійної Оже-спектроскопії, отримали рівень концентраційних флуктуацій від границь углиб тіла зерна аустенізованої сталі 12X18N10T: за нікелем – більше приблизно в півтора рази від його середнього вмісту в сталі, за хромом – більше на двадцять відсотків від середнього вмісту, за сіркою і фосфором – менше в десятки разів. Тому в промислових аустенітних хромонікелевих сталях, процес корозії є локальним і залежить від стану аустенітної структури.

Підвищення вмісту  $\delta$ -фериту ( $P_{\delta} > \sim 0,5 \%$ ) свідчить про збільшення нестабільності аустеніту, який може зазнавати розпаду на мартенсит (рис. 6.26)

[240] і, отже, знижувати корозійну стійкість сталі в результаті підвищення гетерогенності її структури [246].

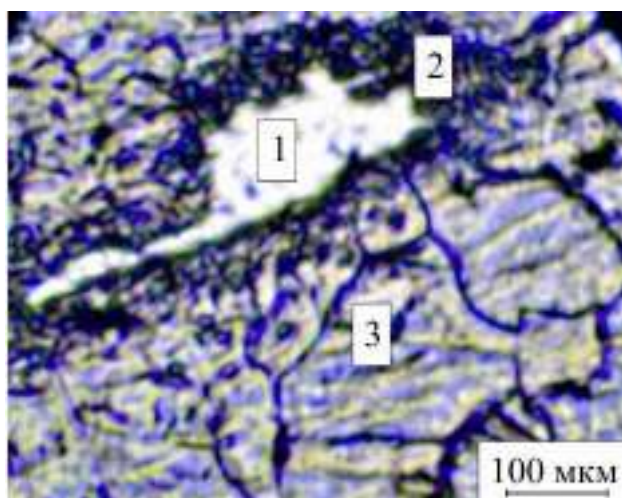


Рисунок 6.26 – Мікроструктура сталі 08X18H10T після часткового розпаду нестійкого аустеніту (1 –  $\delta$ -ферит, 2 – мартенсит, 3 – аустеніт)

За аналогією з результатами робіт [53, 86], можна стверджувати, що основною причиною підвищення (пониження) корозійної стійкості в локальних місцях досліджуваної сталі є ліквіація хімічного складу, яка впливає на стан аустеніту, і відповідно зумовлює нерівномірну корозійну поведінку металу. Нагадуємо, що з нашого погляду корозійну стійкість аустенітної хромонікелевої сталі можливо оцінити за атомно-магнітним станом аустенітної матриці, який характеризується питомою парамагнітною сприйнятливістю аустеніту  $\chi_0$  [219]. Експериментально встановлений нерівномірний розподіл вельми низького вмісту  $\delta$ -фериту (0,000...0,417 %) за радіусом трубної заготовки і шириною листа сталі 08X18H10T (0,009 %...0,119 %), за допомогою якого можна оцінювати корозійну стійкість. Наявність вельми низького вмісту феромагнітної  $\alpha$ -фази дозволяє прогнозувати потенційно активні (небезпечні) до корозії ділянки в сталі ще до взаємодії з активним середовищем, тобто до виникнення корозійних дефектів. Встановлена межа вмісту  $\delta$ -фериту 0,03 %...0,15 % в листовій сталі 08X18H10T, яка забезпечує найбільш високі показники корозійної стійкості.

## 6.6 Магнітометричний аналіз розвитку гетерогенності структури корозійностійких Fe-Cr-Ni сталей реакторів після експлуатації

Для виготовлення реторт (реакторів), які застосовуються в магнійтермічному виробництві титанової губки, широко використовується аустенітна хромонікелева корозійностійка сталь 05X18H10T. Їй притаманна недостатньо висока жароміцність, внаслідок чого реторти після 25-30 циклів експлуатації переважно сильно деформується і передчасно вилучаються із виробничого процесу. Крім того, сталі, які містять  $\geq 10\%$  Ni, не стійкі до дії розплавленого магнію [254]. Хромонікелеві сталі втрачають корозійну стійкість у контакті з відновленими хлоридами за відсутності кисню. Реторта витримує у середньому 35 циклів, що становить приблизно два місяця безперервної роботи. За цей період товщина стінки реторти зменшується на 5...8 мм, що становить 30...50 мм/рік. Зовнішня поверхня реторти піддається окисленню розжареним повітрям з домішками хлоридів, а потім впливу води при охолодженні. Внаслідок цього на поверхні утворюється окалина, яка стає крихкою з низькою адгезією до металевої поверхні. Вона легко відшаровується під час термоциклювання, осипається під дією води і знову утворюється при наступному нагріванні. Все це приводить до руйнування її зовнішньої поверхні. Внутрішня поверхня реторти перебуває в контакті з титановою губкою, розплавом  $MgCl_2$ , рідким Mg, рідким та пароподібним  $TiCl_4$  і нижчими хлоридами титану у різних агрегатних станах при температурах до  $1000^\circ C$ .

Дослідниками [255] встановлено, що за період експлуатації внутрішня поверхня реторти руйнується на глибину до 5 мм. Це не можливо пояснити наявністю нікелю в сталі та впливом розплавленого магнію, оскільки основою сталі є залізо, а залізо досить стійке до дії рідкого магнію [256]. Ось чому окремою проблемою є вивчення зміни структурного стану і властивостей корозійностійких сталей реакторів з метою збільшення терміну їх служби. Відомо, що між структурою сплавів та їхніми магнітними властивостями існує

безпосередній зв'язок. Магнітометричний метод дозволяє встановити кількісні залежності зміни магнітних властивостей сплавів від їх атомних перегрупувань.

Основні труднощі при вивченні перебігу фазових перетворень в аустенітних сталях виникають в період їхньої експлуатації і обумовлені утворенням нових фаз. Під час дослідження аустенітних сталей значна увага приділяється вивченню природи аустеніту та  $\alpha$ -фази, яка навіть при незначній її кількості “знижує” жароміцність сталей. Коли в процесі експлуатації утворюється сигма-фаза, показники технологічної пластичності зменшуються та настає крихкість.

Досліди проводилися на зразках відпрацьованих реторт, виготовлених із сталей 10X23H18 і 05X18H10T, хімічний склад яких наведений в таблиці 6.8.

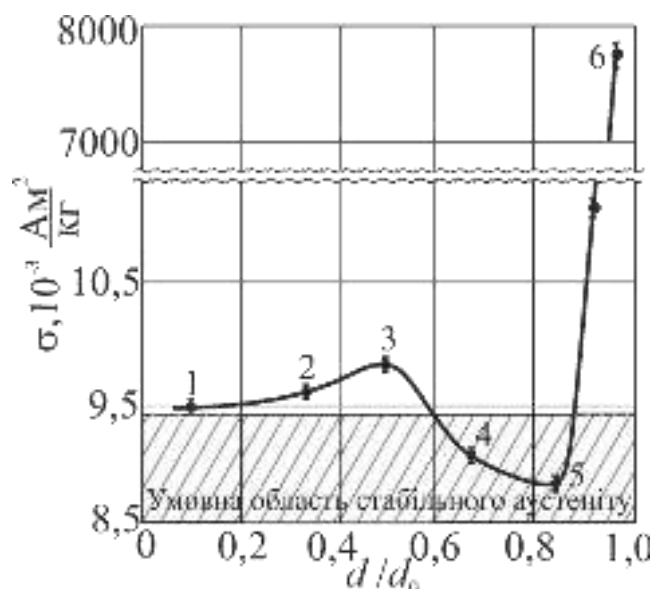
Таблиця 6.8 – Хімічний склад досліджуваних сталей

Марка сталі	Вміст легувальних елементів, % мас.							
	C	Cr	Ni	Mn	Si	S	P	Ti
10X23H18	0,10	22,6	18,70	0,94	0,44	0,01	0,022	–
05X18H10T ГОСТ5632-83, аналог AISI321	0,05	17,2	9,03	1,75	0,52	0,02	0,025	0,3

З кожної відпрацьованої реторти вирізали три картки 200×200 мм на різній висоті від фланцю. З карток вирізали зразки розміром  $\sim 2 \times 2 \times 2$  мм<sup>3</sup>. Товщина відпрацьованої реторти зі сталі 10X23H18 становила  $d_0 = 14$  мм, а зі сталі 05X18H10T –  $d_0 = 10$  мм. Питому намагніченість  $\sigma$  зразків знаходили з виразу  $\sigma = \chi \cdot H$ . В точках 1...5 (рис. 6.27) питома магнітна сприйнятливність сталі 10X23H18 відповідно дорівнювала (3,23; 3,24; 3,33; 3,11; 3,40)  $\cdot 10^{-8}$  м<sup>3</sup>/кг [258]. В точці 6 зафіксовано значна кількість феромагнітної фази  $P_\alpha = 27$  %, що призвело до збільшення  $\chi = 2,6 \cdot 10^{-5}$  м<sup>3</sup>/кг.

Зовнішній шар поверхні відпрацьованої реторти зі сталі 10X23H18, товщиною 1,0 мм мав мікротріщини глибиною до 0,6 мм (рис. 6.28).





$d$  – поточний розмір зони вимірювання (мм);  $d_0 = 14$  мм – товщина відпрацьованої реторти.

Рисунок 6.27 – Зміна питомої намагніченості  $\sigma$  ( $H = 2,95 \cdot 10^5$  А/м) сталі 10Х23Н18 у напрямку від зовнішньої до внутрішньої поверхні відпрацьованої реторти в зоні реакції

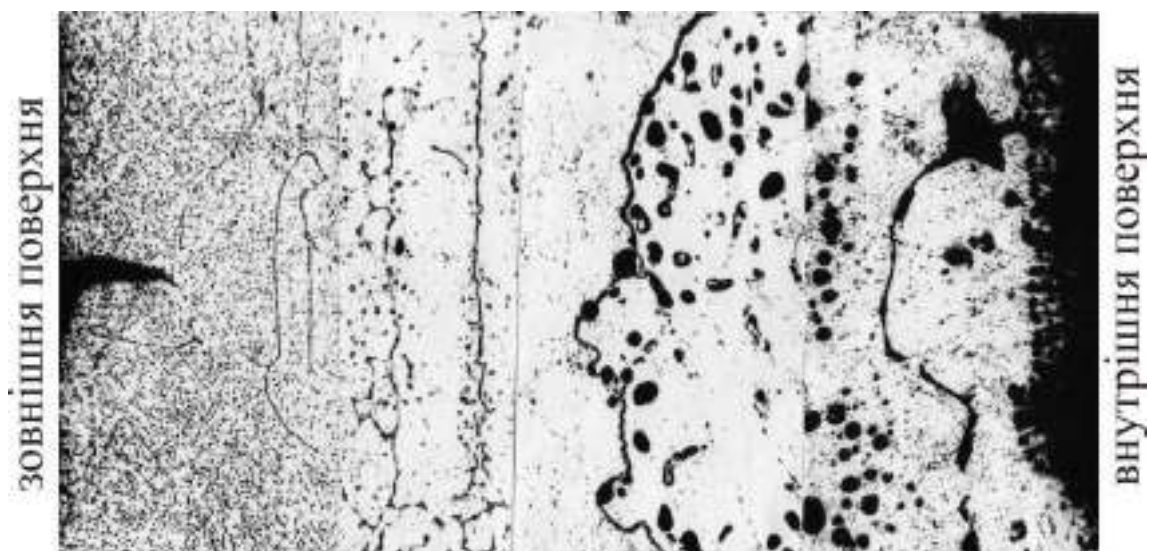
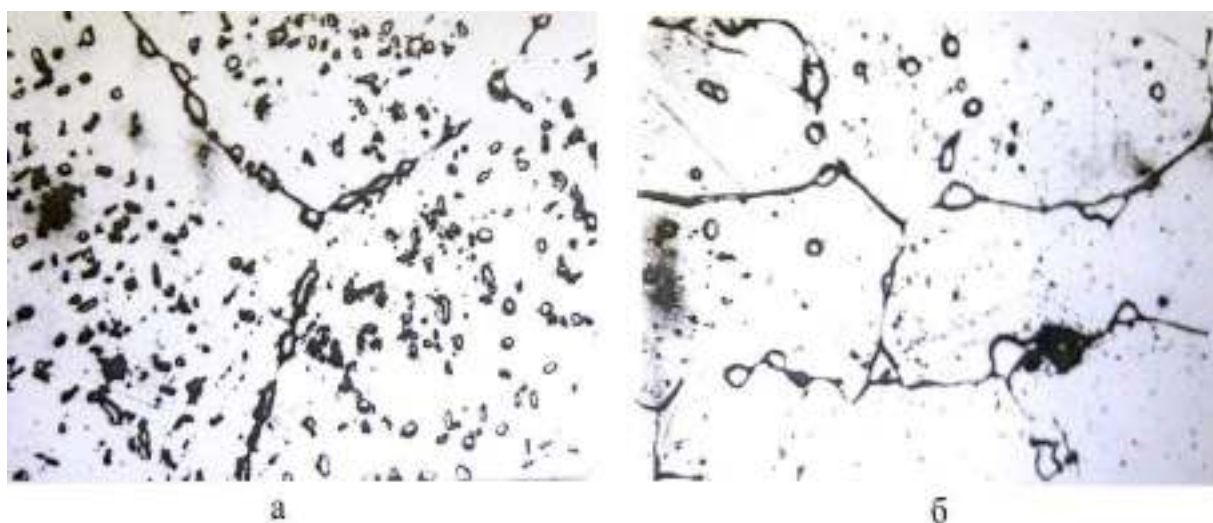


Рисунок 6.28 – Мікроструктура ділянок відпрацьованої реторти із сталі 10Х23Н18 (x200)

Поява мікротріщин є результатом газової корозії в атмосфері із хлоридами магнію. Мікроструктура цієї ділянки – аустеніт з частинками сигма-фази, яка виділилась на межах зерен, а більші її частинки нерівномірно

розташовані в площині зерен, орієнтовані за окремими кристалографічними площинами (рис. 6.29 а).



а – зовнішня поверхня; б – центр реторти.

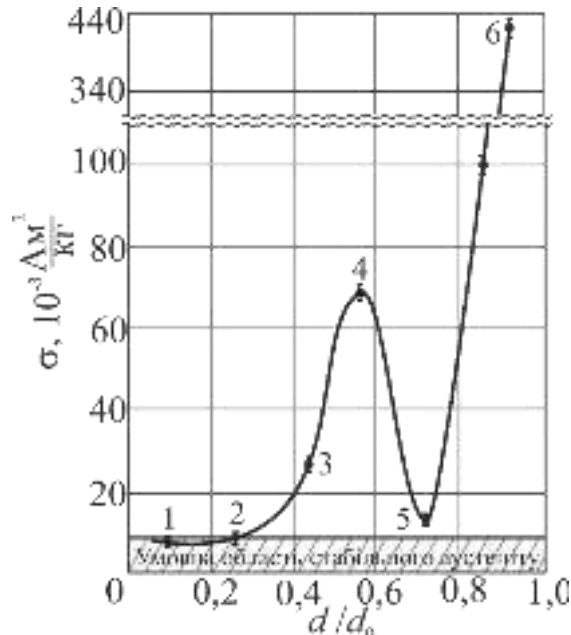
Рисунок 6.29 – Мікроструктура сталі 10X23N18 після 35 циклів магнітермічного виробництва титанової губки ( $\times 800$ )

Питома намагніченість цієї ж ділянки більша за відповідні показники сталі у початковому стані (умовна область стабільного аустеніту) (див. рис. 6.27). Це можна пояснити дифузійним перерозподілом хрому. Дифузія атомів хрому у напрямку до зовнішньої поверхні реторти обумовлена градієнтом концентрації хрому, який в поверхневому шарі реторти розташовується ближче до електричних нагрівників печі і більш значний проміжок часу знаходиться в умовах підвищеної температури. Це сприяє утворенню значної кількості дрібних частинок сигма-фази, об'ємна доля якої сягає 9,5 %. Наступні ділянки зразку від 0,4 до 0,6  $d/d_0$  характеризуються підвищеною питомою намагніченістю, що може пояснюватися збільшенням кількості сигма-фази до 12,3 % (див. рис. 6.27, 6.29 б).

У розмірному інтервалі від 0,6 до 0,8  $d/d_0$  питома намагніченість різко знижується в область стабільного аустеніту, що підтверджується мікроструктурою цієї ділянки реторти (див. рис. 6.27, 6.28). В інтервалі 0,8...1,0

$d/d_0$  відбувається феритизація внутрішньої поверхні реторти і характеризується дуже різким збільшенням питомої намагніченості ділянки внутрішньої поверхні реторти. Така зміна фазового стану внутрішньої поверхні реторти обумовлена перебігом процесу сигма-утворення, наступним зміцненням металу та появою пор в результаті високотемпературної повзучості. Наступне екстрагування рідким магнієм нікелю, атоми якого за вакансійним механізмом стікають у пори, приводить до різкого зменшення його концентрації і, відповідно, феритизації твердого розчину. Відбувається збагачення аустеніту вуглецем, що знижує вільну енергію та збільшує його усталений стан (стабільність).

Аналогічна картина відбувається і в сталі 05X18H10T (рис. 6.30), але з дещо більшою інтенсивністю підвищення питомої намагніченості  $\sigma$  внаслідок переходу спочатку від парамагнітного стану (точка 1 –  $\chi = 3,08 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$  і точка 2 –  $\chi = 3,37 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$ ) до виникнення ферофази в т. 3 –  $P_\alpha = 0,112 \%$  та її збільшення в т. 4 –  $P_\alpha = 0,318 \%$  і подальшого зменшення в т. 5 –  $P_\alpha = 0,032 \%$ .



$d$  – поточний розмір зони вимірювання (мм);  $d_0 = 10$  мм – товщина відпрацьованої реторти.

Рисунок 6.30 – Зміна питомої намагніченості  $\sigma$  ( $H = 2,95 \cdot 10^5 \text{ А/м}$ ) сталі 05X18H10T в напрямку від зовнішньої до внутрішньої поверхні відпрацьованої реторти в зоні реакції

Отже для сталі 05X18H10T інтервал  $0...0,2 d/d_0$  відповідає парамагнітному стану (на цій ділянці ферит відсутній). На ділянці  $0,2...0,4 d/d_0$  і  $0,4...0,6 d/d_0$  більш інтенсивно зростає питома намагніченість  $\sigma$  в порівнянні для сталі 10X23H18, тобто виникає ферит і його кількість збільшується до 0,318 % (max). На ділянці  $0,6...0,8 d/d_0$  різко зменшується кількість фериту до 0,0321 % (min) і знову зростає на ділянці  $0,8...1,0 d/d_0$  до 2,54 %. Розвиток гетерогенізації структурного стану матеріалу реакторів приводить до передчасної їх деформації та руйнування. Для реакторів магнійтермічного виробництва губчатого титану необхідно застосовувати сталі з більш стабільною структурою.

З метою фіксування початкової стадії утворення і подальшого накопичення феромагнітної  $\alpha$ -фази досліджувалися хромонікельмарганцеві корозійностійкі сталі 03X15Г8ФД і 03X17НЗГ9МБДЮч [259], які використовуються для виготовлення реторт в магнійтермічному виробничому процесі. Ці сталі згідно з діаграмою Потака-Сагалевица можуть мати фазовий склад: сталь 03X15Г8ФД – ~11 % фериту, ~89 % аустеніту, а для сталі 03X17НЗГ9МБДЮч – ~8 % фериту, ~92 % аустеніту. Аналіз кривих  $\chi(T)$  [259] показує, що в цих сталях при температурах 500 °С і 450 °С спостерігається різка зміна з досить різними за величиною значеннями питомих магнітних сприйнятливостей. Це вказує на те, що в 03X15Г8ФД вже на початковій стадії більше утворюється фериту, ніж в 03X17НЗГ9МБДЮч. Таким чином, сталь 03X17НЗГ9МБДЮч містить більшу кількість аустеніту, що забезпечує збереження високих показників жароміцності, отже збільшує термін експлуатації реторт.

Корозійностійка сталь 03X17НЗГ9МБДЮч (0,029 С; 9,09 Мн; 0,89 Si; 0,0219 Р; 0,0097 S; 16,6 Cr; 2,3 Ni; 0,018 W; 0,262 Мо; 0,042 Ti; 0,14 Al; 0,325 Nb; 0,05 Со; 0,413 Cu; 0,256 V; 0,02 N) при використанні у магнійтермічному виробництві губчатого титану дозволяє подовжити термін експлуатації реторт на 15...20 % [260]. Сталь аустенітна-феритна, тому вимірювання виконували при охолодженні від 950 °С до кімнатної

температури. Це дозволило зафіксувати початок виникнення ( $T_s \approx 525^\circ\text{C}$ ) і подальше накопичення феромагнітної фази (рис. 6.31). Відповідно, при температурах вище  $T_s$  має місце збільшення парамагнітної аустенітної складової.

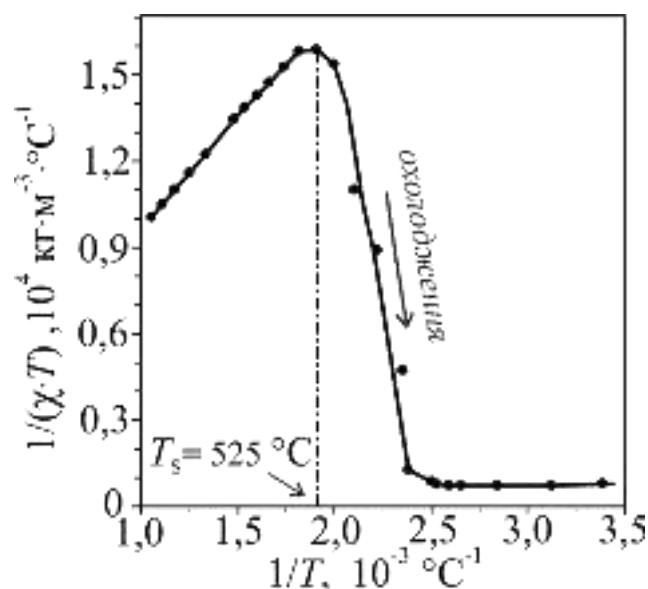


Рисунок 6.31 – Залежність  $1/(\chi \cdot T)$  ( $H = 0,75 \cdot 10^5$  А/м) від величини оберненої температури  $T$  при охолодженні сталі 03X17N3Г9МБДЮч в аргоні зі швидкістю  $15^\circ\text{C}/\text{хв}$ .

## 6.7 Висновки

1. Експериментально встановлено, що швидкість корозії  $K$  корелює з питомою парамагнітною сприйнятливістю  $\chi_0$  аустеніту сталей AISI 304, 08X18N10, AISI 321, 08X18N10T, що містять низький вміст  $\delta$ -фериту ( $\sim 0,005 \dots 0,5\%$ ): чим більша  $\chi_0$ , тим вища корозійна стійкість (менша швидкість корозії  $K$ ) сталі. Швидкість корозії  $K$  не може бути однозначною функцією від сумарного вмісту вуглецю і азоту (C+N), але за отриманими

експериментальними концентраційними інтервалами (C+N) можна прогнозувати корозійну стійкість досліджуваних сталей.

2. Виявлено, що корозійна швидкість  $K$  аустенітних сплавів 06ХН28МДТ (ЭИ943), які не містять  $\delta$ -фериту, на відміну від аустенітних хромонікелевих сталей з низьким вмістом  $\delta$ -фериту, має протилежний характер: чим більше  $\chi_0$ , тим менша корозійна стійкість (більше швидкість корозії  $K$ ) сплаву.

3. Оскільки  $\chi_0$  визначає атомно-магнітну структуру аустеніту, припускається, що корозійна поведінка аустенітних хромонікелевих сталей залежить від атомно-магнітного (парамагнітного) стану аустеніту, попередньо сформованого ще до взаємодії з агресивним середовищем (Додаток Б).

4. Безпосередньо вплив низького вмісту  $\delta$ -фериту ( $\sim 0,005 \dots 0,5\%$ ) в аустенітних хромонікелевих сталях є сумнівним через малу (порівняно з аустенітом) поверхню дотику з агресивним середовищем. Встановлена непряма залежність швидкості корозії  $K$  від низького вмісту  $P_\delta$   $\delta$ -фериту, який, в свою чергу, залежить від атомно-магнітного (парамагнітного) стану аустеніту, тобто від параметра  $\chi_0$ . Тому припускається, що низький вміст  $\delta$ -фериту побічно впливає на корозію, тобто є мірою (індикатором) швидкості корозії  $K$ . Запропоновано за параметрами  $\chi_0$  і  $P_\alpha$  прогнозувати інтенсивність корозії.

5. Для аустенітних хромонікелевих сталей встановлена корозійна швидкість окремих фаз: аустеніту ( $A$ ), фериту ( $\Phi$ ),  $\alpha'$ -мартенситу деформації ( $M$ ) і сумарних фаз  $A+\Phi$ ,  $A+M$  і  $A+\Phi+M$ . Так швидкості корозії  $K(A)$  і  $K(M)$  зростають зі збільшенням  $\chi_0(\Phi)$  аустенітної матриці, яка містить  $\delta$ -ферит. Для двохфазних сталей  $A+\Phi$  і  $A+M$  відповідно швидкості корозії  $K(A+\Phi)$  і  $K(A+M)$  мають протилежний характер, а саме  $K(A+\Phi)$  зі збільшенням  $\chi_0(\Phi)$  знижується, а  $K(A+M)$  навпаки підвищуються. Для трифазної сталі  $A+\Phi+M$  корозійна швидкість  $K(A+\Phi+M)$  зростає після пластичної деформації зі збільшенням  $\chi_0(\Phi+M)$  аустенітної матриці, яка містить  $\delta$ -ферит і  $\alpha'$ -мартенсит деформації.

6. Виявлено, що питома парамагнітна сприйнятливність  $\chi_0$  аустеніту за шириною промислового листа, або вздовж радіуса трубної заготовки сталей

типу 18-10 приймає різні значення, що приводить до локальної корозійної стійкості, тобто швидкість корозії в різних топографічних точках різна.

Експериментально встановлений нерівномірний розподіл низького вмісту  $\delta$ -фериту в трубних заготовках і промислових листах аустенітних хромонікелевих сталей може бути мірою прояви корозії, яка за своєю природою залежить від магнітного стану аустенітної матриці тобто від  $\chi_0$ , що дозволяє прогнозувати потенційно активні (небезпечні) до корозії ділянки в сталі ще до взаємодії з активним середовищем, тобто до виникнення корозійних дефектів.

7. Здійснена спроба розкрити механізм гетерогенізації структури корозійностійких сталей 10X23H18, 05X18H10T реакторів магнійтермічного виробництва губчастого титану, який обумовлено активізацією дифузійних процесів легувальних елементів в період експлуатації цих сталей. Розвиток гетерогенізації структурного стану матеріалу реакторів приводить до передчасної їх деформації та руйнування. Для реакторів магнійтермічного виробництва губчатого титану необхідно застосовувати сталі з більш стабільною структурою.

8. Впровадження методу визначення швидкості корозії аустенітних сталей за величиною питомої парамагнітної сприйнятливості аустеніту сприяє очікуваному річному економічному ефекту 258000 грн. (акт впровадження ТОВ «Укрспецмаш»; Додаток Г).

9. Методика визначення швидкості корозії аустенітних сталей і сплавів за допомогою питомої парамагнітної сприйнятливості аустеніту впроваджено в навчальний процес в ЗНТУ (Додаток Е).

## 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  $G_\gamma$  і мартенситних ( $\epsilon$ ,  $\alpha'$ ) фаз  $G_\epsilon$ ,  $G_{\alpha'}$  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  $\chi_0$  аустеніту до максимального значення  $\chi_0^{\max}$ , друга, деформація після мартенситної точки  $D_s$  ( $D > D_s$ ), – “постійністю” максимального парамагнітного стану аустеніту (а саме  $\chi_0^{\max} = const$ ), в якому утворюється й накопичується  $\alpha'$ -мартенсит



деформації. Визначена дійсна деформаційна мартенситна точка  $D_s$  для аустенітних хромонікелевих і високомарганцевих сталей.

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

У високомарганцевих сталях зі збільшенням вмісту Mn зменшується питома парамагнітна сприйнятливність  $\chi_0$  аустеніту, тобто збільшується деформаційна стабільність аустеніту, на відміну від протилежної тенденції впливу Ni у стабільних хромонікелевих сталях X17H(12...16) (відсутній  $\delta$ -ферит), в яких зі збільшенням Ni збільшується  $\chi_0$  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 сприйнятливністю  $\chi_0$  аустеніту і низьким вмістом ( $\sim 0,002 \dots 0,015$  %) феромагнітної карбідної фази цементитного типу ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ), 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 сприйнятливністю  $\chi_0$  аустеніту (чим менші значення  $\chi_0$ , тим більші  $\sigma_B$ ,  $\sigma_{0,2}$ ,  $\delta$ ). Низький вміст  $\delta$ -фериту ( $P_\delta = 0,005 \dots 0,5$  %) може бути прогнозуючим критерієм (індикатором) поведінки механічних властивостей аустенітних хромонікелевих сталей, тому що кількість  $P_\delta$   $\delta$ -фериту корелює з  $\chi_0$  аустеніту (зі збільшенням  $\chi_0$  зростає  $P_\delta$ ).

6. Експериментально встановлено зв'язок між границею міцності  $\sigma_B$ , відносним видовженням  $\delta$  і звуженням  $\Psi$ , ударною в'язкістю КСУ високомарганцевих сталей 110Г(8...13)Л і зміною атомно-магнітного стану аустеніту (параметр  $\chi_0$ ), а саме: при зменшенні  $\chi_0$  аустеніту спостерігається збільшення значень цих характеристик. Виявлено протилежний характер зв'язку ударно-абразивної зносостійкості  $K_z$ , мікротвердості та зміною питомої парамагнітної сприйнятливості  $\chi_0$  аустеніту (чим більше  $\chi_0$ , тим більші  $K_z$  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  $\chi_0$  і вмісту Mn.

7. Експериментально виявлено зв'язок між механічними властивостями високомарганцевих сталей Г13Л з варіацією вмісту вуглецю (0,58...1,56 % мас.) і парамагнітним станом аустеніту (параметр  $\chi_0$ ). Зі зниженням величини  $\chi_0$  аустеніту зростають показники міцності ( $\sigma_B$ ,  $\sigma_{0,2}$ ), а пластичні характеристики ( $\delta$ ,  $\Psi$ ) і КСУ мають екстремум, який пояснюється насиченням марганцевистого аустеніту вуглецем, внаслідок чого збільшується кількість карбідів  $Fe_3C$ .

Показано зв'язок між інтенсивністю зношування  $I_{знош.}$  і питомою магнітною сприйнятливістю  $\chi_0$  аустеніту сталей системи Fe-C-Mn-Cr, тобто чим більш стабільний аустеніт (менше величина  $\chi_0$  аустеніту), тим менша інтенсивність зношування. Найбільшу зносостійкість має сталь 130X4Г7 з більш стабільним аустенітом, яка легована хромом у кількості 4,39 % мас.

8. Розглянуто новий підхід впливу низького вмісту  $\delta$ -фериту (~0,005...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  $\chi_0$  аустеніту: чим більша величина  $\chi_0$  аустеніту, тим вища корозійна стійкість (менша швидкість корозії  $K$ ). Припускається, що низький вміст  $P_\alpha$   $\alpha$ -фази ( $\delta$ -ферит,  $\alpha'$ -мартенсит деформації)

є критерієм (індикатором) корозійної стійкості. Запропоновано метод прогнозування швидкості корозії  $K$  за параметрами  $\chi_0$  і  $P_\alpha$ .

Експериментально встановлено, що швидкість корозії  $K$  аустенітного парамагнітного сплаву 06ХН28МДТ (ЭИ943), який не містить  $\delta$ -ферит, має протилежний характер, а саме: чим більше значення  $\chi_0$  аустеніту, тим менша корозійна стійкість (більша швидкість корозії  $K$ ) і навпаки.

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

9. Визначено кількість низького вмісту ( $\sim 0,005 \dots 0,5$  %)  $\delta$ -фериту і  $\alpha'$ -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  $\delta$ -фериту і  $\alpha'$ -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 "Дніпроспецсталь" 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 ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. Personalia Памяти академика Г. В. Курдюмова (1902-1996 гг.). *Физика твердого тела*. 1997. Т. 39. № 6. С. 1135–1138.
2. Штейнберг С. С. О мартенситном превращении аустенита. Москва: Металлургия, 1937. № 12. 58 с.
3. Гуляев А. П. *Металловедение*. Учебник для вузов. 6-е изд., перераб. и доп. Москва: Металлургия, 1986. 544 с.
4. Gorkunov E. S. Magnetic structural-phase analysis as applied to diagnosing and evaluating the lifetime of products and structural components. Part 1. *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*. 2015. No. 1. P. 6–40.
5. Лысак Л. И., Николин Б. И. *Физические основы термической обработки стали*. Киев: Техника, 1975. 304 с.
6. Das A. Magnetic properties of cyclically deformed austenite. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*. 2014. Vol. 361. P. 232–242.
7. Tian Y., Gorbatov O. I., Borgenstam A., Ruban A. V., Hedstro P. Deformation microstructure and deformation-induced martensite in austenitic Fe-Cr-Ni alloys depending on stacking fault energy. *Metallurgical and materials transactions A*. 2017. Vol. 48A. No. 1. P. 1–7.
8. Ullrich C., Eckner R., Krüger L., Martin S., Klemm V., Rafaja D. Interplay of microstructure defects in austenitic steel with medium stacking fault energy. *Materials Science & Engineering A*. 2016. Vol. 649. P. 390–399.
9. Менделеева О. Л., Иваницкий И. И. Конструкционные TRIP/TWIP-стали. *Литье и металлургия*. 2009. № 4(53). С. 179–183.
10. Ma B., Li C., Han Y., Wang J.  $\gamma \rightarrow \alpha'$  Martensitic transformation and magnetic property of cold rolled Fe-20Mn-4Al-0.3C steel *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*. 2016. Vol. 419. P. 249–254.

11. Штейнберг М. М., Мирзаев Д. А., Журавлев Л. Г. Особенности мартенситного превращения в железе и его сплавах. *MuTOM*. 1972. № 9. С. 21–29.
12. Морозов О. П., Мирзаев Д. А., Штейнберг М. М. Полиморфное гамма-альфа превращение в железе высокой степени чистоты. *ФММ*. 1972. Т. 34. № 4. С. 795–800.
13. Седов В. Л. Антиферромагнетизм гамма-железа. Проблема инвара. Москва: Наука., 1987. 288 с.
14. Kondorski E. I., Sedov V. L. Antiferromagnetism of iron in face-centered crystalline lattice and the causes of anomalies in invar physical properties. *J. Appl. Phys.* 1960. Vol. 31. P. 331S.
15. Меньшиков А. З., Казанцев В. А., Сидоров С. К., Теплых Е. А. Об антиферромагнетизме ГЦК железа и его сплавов. *ФТТ*. 1978. Т. 20. № 1. С. 301–303.
16. Меньшиков А. З., Сидоров С. К., Архипов В. Е. Магнитная структура ГЦК железоникелевых сплавов. *ЖЭТФ*. 1971. Т. 61. № 7. С. 311–319.
17. Гоманьков В. И., Мохов Б. Н., Ногин Н. И. Концентрационные ферро-антиферромагнитные фазовые переходы и диаграммы магнитных состояний сплавов на основе Fe-Ni. *Изв. АН СССР (металлы)*. 1979. № 4. С. 107–115.
18. Лободюк В. А. Изотермическое мартенситное превращение. *Фазовые превращения*. Киев: Наукова думка, 1993. С. 140–178.
19. Лободюк В. А., Эстрин Э. И. Изотермическое мартенситное превращение. *Успехи физических наук*. 2005. Т. 175. № 7. С. 745–765.
20. Лободюк В. А., Коваль Ю. Н., Пушин В. Г. Кристаллоструктурные особенности предпереходных явлений и термоупругих мартенситных превращений в сплавах цветных металлов. *ФММ*. 2011. Т. 111. № 2. С. 169–194.
21. Георгиева Н. Я., Максимова О. П. О взаимосвязи между кинетикой и структурой при мартенситных превращениях. *ФММ*. 1971. Т. 32. № 2. С. 364–376.

22. Георгиева Н. Я., Никитина Н. И. Изотермическое и атермическое мартенситные превращения. *МиТОМ*. 1972. Т. 5. С. 68–72.
23. Немировский В. В. Исследование мартенситного превращения в Fe-Ni сплавах вблизи составов, отвечающих смене механизмов превращения. *ФММ*. 1968. Т. 25. № 5. С. 900–910.
24. Гуляев А. П., Алфимов А. Н. Исследование мартенситного превращения в стали. *Журнал технической физики*. 1955. Т. 25. № 4. С. 680–686.
25. Курдюмов Г. В., Утевский Л. М., Энтин Р. И. Превращения в железе и стали. Москва: Наука, 1977. 238 с.
26. Смирнов М. А., Счастливец В. М., Журавлев Л. Г. Основы термической обработки. Екатеринбург: УрОРАН, 1999. 496 с.
27. Варлимонт Х., Дилей Л. Мартенситные превращения в сплавах на основе меди, серебра и золота. Москва: Наука, 1980. 205 с.
28. Арский В. Н. Микрокинетика мартенситного превращения. *ФММ*. 1958. Т. VI. № 3. С. 496–504.
29. Снежной В. Л., Мирошниченко Ф. Д., Каниболоцкий В. Г., Малинен П. А. О физической природе мартенситной точки. *ФММ*. 1971. Т. 31. № 1. С. 158–161.
30. Ольшанецкий В. Е., Снежной В. Л. О физической трактовке мартенситной точки. *ФММ*. 1973. Т. 36. № 4. С. 894–896.
31. Снежной В. Л., Тоцкий В. И. Скачкообразное зарождение мартенсита вблизи мартенситной точки. *ФММ*. 1974. Т. 38. № 4. С. 864–867.
32. Мирошниченко Ф. Д., Снежной В. Л., Каниболоцкий В. Г., Малинен П. А. О характере зарождения мартенситной фазы при  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращении. *ФММ*. 1969. Т. 27. № 6. С. 1134–1136.
33. Кауфман Л., Коен М. Термодинамика и кинетика мартенситных превращений. *Успехи физики металлов*. 1961. Т. 4. С. 192–289.
34. Курдюмов Г. В. Явление закалки и отпуска стали. Москва: Metallurgizdat, 1960. 64 с.

35. Новиков И. И. Теория термической обработки металлов. Москва: Металлургия, 1986. 456 с.
36. Ройтбурд А. Л. К теории мартенситных превращений. *ФММ*. 1964. Т. 18. № 3. С. 401–408.
37. He B. B., Xu W., Huang M. X. Increase of martensite start temperature after small deformation of austenite. *Materials Science & Engineering A*. 2014. Vol. 609. P. 141–146.
38. Белов К. П. Магнитные превращения. Москва: Гос. изд. физ.-мат. литературы, 1959. 259 с.
39. Daniellan A. On interpreting high temperature magnetic susceptibility data. *Proc. Phys. Soc.* 1962. V. 8. P. 981–985.
40. Ромашов Л. Н., Ворончихин Л. Д., Фахидов И. Г. Изменение магнитных свойств стали вблизи мартенситной точки. *ФММ*. 1973. Т. 36. № 2. С. 291–294.
41. Kohlhoas R., Raible A. A., Rocher W. Zum Antiferromagnetismus austenitischer eisenwerkstoffe (Antiferromagnetic behavior of some austenitic steels). *Z. Angew. Phys.* 1970. Vol. 30. № 2/3. P. 254–259.
42. Энтин С. Д. Изучение влияния пластической деформации на фазовые превращения в аустенитных сталях по парамагнитным свойствам. *Физико-химические исследования металлов. Книга 59.* / ред. Н. И. Еремин. ЦНИИТМАШ, Москва: Машгиз, 1953. С. 16–28.
43. Сиголаев С. Я. Термопарамагнитный анализ фазовых превращений в аустенитных сталях. *Физико-химические исследования металлов. Книга 59.* / ред. Н. И. Еремин. ЦНИИТМАШ, Москва: Машгиз, 1953. С. 5–15.
44. Энтин С. Д., Сиголаев С. Я. Некоторые вопросы применения термомагнитного анализа к исследованию фазового состава аустенитных сталей. *Научное совещание, проходившее в Свердловске в октябре 1956. Труды ИФМАН СССР.* Свердловск. 1959. вып. 21. С. 273.
45. Физико-химические свойства элементов. *Справочник.* / ред. Г. В. Самсонов. Киев: Наукова думка, 1965. 808 с.

46. Ерёмин Н. И., Лашко И. Ф., Лебединская Н. И. Фазовые превращения в аустенитных сталях, происходящие при холодной пластической деформации. *Новые методы контроля и дефектоскопи*. Киев: Гостехиздат. 1958. С. 91–105.

47. Kurc A., Stoklosa Z. The effect of ( $\gamma \rightarrow \alpha'$ ) phase transformation on microstructure and properties of austenitic Cr-Ni steels. *Archives of materials science and engineering*. 2010. Vol. 41. № 2. P. 85–94.

48. Максимкин О. П., Цай К. В., Садвакасов Д. Х. Особенности кинетики образования  $\alpha'$ -мартенсита при деформации нержавеющей стали 12X18H10T, облученной нейтронами. *Вестник НЯЦ РК*. 2007. № 1. С. 4–13.

49. Снежной В. Л. Определение низких содержаний альфа-фазы в аустенитных хромоникелевых сталях и влияние магнитного поля на  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращение: дис. ... кандидата физ.-матем. наук: 046 / Днепр. гос. универ. Днепропетровск, 1968. 130 с.

50. Максимкин О. П., Гусев Н. Н., Осипов И. С. Параметры образования мартенситной  $\alpha'$ -фазы при деформации нержавеющей стали, облученных в реакторах АХ ВВРр-К и БН-350. *Вестник НЯЦ РК*. 2007. № 3. С. 12–17.

51. Максимкин О. П., Налтаев А., Бердалиев Д. Т., Рахашев Б. К. Мартенситные превращения в стали 12X18H10T, облученной в реакторе ВВР-К. *Вестник НЯЦ РК*. 2007. № 3. С. 53–57.

52. Максимкин О. П., Осипов И. С., Айтхожин Э. С., Бердалиев Д. Т., Рахашев Б. К., Налтаев А. Мартенситные превращения в нержавеющей аустенитной стали 12X18H9, облученной альфа частицами. *Вестник НЯЦ РК*. 2006. № 4. С. 23–26.

53. Ажажа В. М., Десненко В. А., Ожигов Л. С., Ажажа Ж. С., Свечкарев И. В., Федорченко А. В. Применение магнитных методов для исследования эволюции структуры в аустенитных нержавеющей сталях после длительной эксплуатации энергоблоков на АЭС. *Вопросы атомной науки и техники. Сер.: Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение (94)*. 2009. № 4(2). С. 241–246.



54. Русакова А. В., Максимкин О. П., Гусев М. Н. EBSD-излучение мартенситного превращения в реакторной стали 12X18H10T, холоднодеформированной и облученной ионами криптона с энергией 1.56 МэВ/нуклон. *Вестник НЯЦ РК*. 2011. № 2. С. 144–149.

55. Seetharaman V., Krishnan R. Influence of the martensitic-transformation on the deformation-behavior of an AISI-316 stainless-steel at low-temperatures. *Journal of materials science*. 1981. Vol. 16. No 2. P. 523–530.

56. Roa J. J., Fargas G., Jiménez-Piqué E., Mateo A. Deformation mechanisms induced under high cycle fatigue tests in a metastable austenitic stainless steel. *Materials Science & Engineering A*. 2014. Vol. 597. P. 232–236.

57. Das A., Tarafder S., Chakraborti P. Estimation of deformation induced martensite in austenitic stainless steels. *Materials Science & Engineering A*. 2011. Vol. 529. P. 9–20.

58. Tavares S. S. M., Pardal J. M., Silvab M. J. G., Abreub H. F. G., Silvac M. R. Deformation induced martensitic transformation in a 201 modified austenitic stainless steel. *Materials characterization*. 2009. Vol. 60. P. 907–911.

59. Headley T. J., Brooks J. A. A new bcc-fcc orientation relationship observed between ferrite and austenite in solidification structures of steels. *Metallurgical and materials transactions A*. 2002. Vol. 33, No. 1. P. 5–15.

60. Богачев И. Н., Еголаев В. Ф. Структура и свойства железомарганцевых сплавов. Москва: Металлургия, 1973. 296 с.

61. Давыдов Н. Г. Высокомарганцевая сталь. Москва: Металлургия, 1979. 163 с.

62. Соколов О. Г., Кацов К. Б. Железомарганцевые сплавы. Киев: Наукова думка, 1982. 212 с.

63. Малинов Л. С. Фазовые превращения в Fe-Mn сплавах при нагружении. *Мартенситные превращения в металлах и сплавах*. Киев: Наукова думка, 1979. С. 104–108.

64. Schumann H. Über martensitische Umlandlungen in Kohlenstoffarmen Manganstählen. *Neue Hütte*. 1974. No. 3. P. 166–170.

65. Чейлях А. П. Возможности создания метастабильных состояний аустенита в сплавах на основе железа. *Новые материалы и технологии в металлургии и машиностроении*. 2002. № 2. С. 31–34.

66. Малинов Л. С. Роль метастабильного аустенита в повышении свойств сталей. *Новые материалы и технологии в металлургии и машиностроении*. 2014. № 2. С. 79–86.

67. Сажнев В. Н. Разработка и внедрение износостойких аустенитных сталей для деталей горнообогатительного оборудования: дис. ... кандидата техн. наук: 05.02.01 / Запорожский маш. инст. Запорожье, 1985. 176 с.

68. Жилкашинова А.М. Исследование структурно-фазового состояния стали Гадфильда и механизмов ее деформационного упрочнения: автореферат дис. ... кандидата физ.-матем. наук: 01.04.07 / Казах. гос. универ. Алматы, 2010. 20 с.

69. Seo E. J., Kim J. K., Cho L., Mola J., Oh S. Y., De Cooma B. C. Microplasticity of medium Mn austenitic steel: Perfect dislocation plasticity and deformation twinning. *Acta Materialia*. 2017. Vol. 135. P. 112–123.

70. Брыков М. Н., Прокопченко А. А., Ефременко В. Г. Влияние режимов закалки и изотермической обработки на структуру и износостойкость высокоуглеродистой низколегированной стали. *Проблеми трибології*. 2016. № 3. С. 44–51.

71. Малинов Л. С., Харланова Е. Я., Голубович Л. А. Фазовые превращения при деформации в высокомарганцевом сплаве. *МиТОМ*. 1976. № 2. С.13–16.

72. Филиппов М. А., Разиков Н. М. Применение сталей и сплавов со структурой метастабильного аустенита в условиях высоких контактных нагрузок. *Новые направления в развитии оборудования непрерывной разливки металлов*: материалы междунар. научно-практ. семинара (Екатеринбург, 15 сентября 2009). Екатеринбург: ГОУ ВПО УГТУ, 2009. С. 72–85.

73. Armağana O., Sarıb U., Yücela Ç., Kırındı T. Effects of thermal and deformation on martensitic transformation and magnetic properties in Fe-17%Mn-4.5%X (X = Co and Mo) alloys. *Micron*. 2017. Vol. 103. P. 34–44.

74. Seol J. B., Jung J. E., Jang Y. W., Park C. G. Influence of carbon content on the microstructure, martensitic transformation and mechanical properties in austenite/ε-martensite dual-phase Fe-Mn-C steels. *Acta materialia*. 2013. No. 61. P. 558–578.

75. Богачёв И. Н. Кавитационное разрушение и кавитационно-стойкие стали. Москва: Металлургия, 1972. 189 с.

76. Казанцева В. В. Структурные и фазовые превращения, протекающие в областях локализации деформации стали 110Г13Л при динамических нагрузках: автореферат дис. ... кандидата тех.наук: 05.16.09 / Сиб. федер. универ. Барнаул, 2010. 18 с.

77. Булгаков В. П., Уксусов С. С., Цапко Л. А. Повышение долговечности узла крепления черпаков дноуглубительного земснаряда. *Вестн. Астрахан. ГТУ. Сер.: Морская техника и технология*. 2010. № 2. С. 7–8.

78. Колубаев А. В., Иванов Ю. Ф., Сизова О. В., Колубаев Е. А., Алешина Е. А., Громов В. Е. Влияние упругих возбуждений на формирование структуры поверхностного слоя стали Гадфильда при трении. *ЖТФ*. 2008. Т. 78. №. 2. С. 811–814.

79. Коршунов Л. Г. Структурные превращения при трении и износостойкость аустенитных сталей. *ФММ*. 1992. №8. С. 3–21.

80. Сильман, Г. И. Диаграмма состояния сплавов системы Fe-C-Mn и некоторые структурные эффекты в этой системе. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2006. № 1. С. 3–7.

81. Виноградов В. Н., Сорокин Г. М., Албагачиев А. Ю. Изнашивание при ударе. Москва: Машиностроение, 1982. 192 с.

82. Коршунов Л. Г., Сагарадзе В. В., Старченко Е. И. Влияние магнитных превращений на параметры трения и изнашивания аустенитных сплавов. *ФММ*. 1984. Т. 58. № 3. С. 585–588.

83. Дехтяр И. Я., Лысак Л. И., Николин Б. И., Федченко Р. Г. Исследование магнитной восприимчивости мартенситных  $\varepsilon'$ - и  $\varepsilon$ - фаз в марганцевых сталях. *ФММ*. 1967. Т. 24. № 1. С. 9–83.

84. Химушин Ф. Ф. Нержавеющие стали. Москва: Металлургия, 1967. 798 с.

85. Ермаков Б. С. Теоретический и экспериментальный анализ магнитных, фазовых превращений и свойств аустенитностабильных криогенных сталей: дис. ... доктора тех. наук: 05.16.01 / *СПбГУНиПТ*. Санкт-Петербург, 2000. 352 с.

86. Ермаков Б. С., Маликов С. О., Солнцев Ю. П. Роль остаточных сварочных деформаций в снижении работоспособности трубопроводов, эксплуатируемых в условиях низких температур. Сообщение 5. Влияние магнитной структуры и свойств хромоникелевых сталей на работоспособность материала криогенного трубопровода. *Известия СПбГУНиПТ*. 2007. № 1. С. 28–33.

87. Гудремон Э. Специальные стали: в 2 т. Москва: Металлургия, 1959. 1638 с.

88. Ригмант М. Б., Ничипурук А. П., Корх М. К., Миховски М. Магнитный контроль фазового состава трехфазных хромо-никелевых сталей. *Дни на безразрушителния контрол 2012*: сб. доклады. (България, юни 2012.). България: Научни известия на НТСМ, год. XX, бр.1(133), 2012. С. 31–37.

89. Gorkunov E. S. Magnetic structural-phase analysis. Part 2 // *Diagnostics, resource and mechanics of materials and structures*. 2015. №. 3. P. 6–50.

90. Княжева В. М. Коррозионно-электрохимические свойства металлоподобных соединений переходных металлов. *Чтения в память о Я.М.Колотыркине.*: сб. докл. 3-й юбилейной научной сессии. (Москва, 2000). Москва: НИФХИ им. Л.Я.Карпова, 2000. С. 144–160.

91. Реформатская И. И. Влияние структурообразующих факторов на коррозионно-электрохимическое поведение железа и нержавеющей сталей.

*Рос. хим. ж. (Ж. Рос. Хим. об-ва им. Д.И.Менделеева)*. 2008. Т. LII. № 5. С. 16–24.

92. Вахрушева В. С., Дергач Т. А., Сухомлин Г.Д. О современных требованиях к коррозионной стойкости труб из особо низкоуглеродистых нержавеющей сталей для атомной энергетики. *Вопросы атомной науки и техники. Сер.: «Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение» (92)*. 2008. № 2. С. 73–77.

93. Pokhmurs'kyi V. I., Khoma M. S., Antoshchak I. M., Vorobel V. I. Influence of the parameters of feed water of the WWER-1000 reactors on the corrosion-electrochemical behavior of 08KH18N10T steel. *Materials science*. – 2015. Vol. 50. No. 6 P. 897–902.

94. Нарівський О. Е. Корозійно-електрохімічна поведінка конструкційних матеріалів для пластинчатих теплообмінників у модельних оборотних водах: дис. ... кандидата техн. наук: 05.17.14. Львів, 2009. 200 с.

95. Нарівський О. Е. Закономірності і механізми локальної корозії корозійностійких сталей і сплаву аустенітного класу для ємнісної та теплообмінної апаратури: дис. ... доктора тех. наук: 05.17.14. Львів, 2015. 361 с.

96. Дергач Т. А., Дейнеко Л. Н. Влияние технологических факторов на структуру и стойкость против МКК труб из низкоуглеродистой аустенитной стали. *Металлургическая и горнорудная промышленность*. 2003. № 6. С. 57–61.

97. Рабинович А. В., Заславский Ю. Б., Дергач Т. А. и др. Стойкость против МКК тонкостенных труб из особонизкоуглеродистой стали X17H14M3, легированной азотом. *Защита металлов*. 1991. Т. 27. С. 275–277.

98. Красноруцкий В. С., Петельгузов И. А., Грицина В. М., Третьяков М. В., Слабоспицкая Е. А., Зуёк В. А., Архипенко А. В., Кузнецов В. И., Соколов Д. А., Гладышев В. Н. Исследование влияния ВХР на коррозионные процессы на материалах активной зоны реакторов ВВЭР. *Вопросы атомной науки и техники. Сер.: «Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение» (96)*. 2010. № 5. С. 58–66.

99. Красноручкий В. С., Петельгузов И. А., Грицина В. М., Зуёк В. А., Третьяков М. В., Рудь Р. А., Свичкарь Н. В., Слабоспицкая Е. А., Ищенко Н. И. Коррозия нержавеющей стали в условиях, имитирующих теплоноситель первого контура реакторов ВВЭР-1000. Коррозионное поведение смешанных загрузок топлива. *Вопросы атомной науки и техники. Сер.: «Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение»* (97). 2011. № 2. С. 80–87.

100. Torkar M. Corrosion of AISI 316 Ti in 50% KOH due to deformation induced martensite. *Engineering failure analysis*. 2006. Vol. 13. P. 624–628.

101. Peguet B., Malki B., Baroux S. Effect of austenite stability on the pitting corrosion resistance of cold worked stainless steels. *Corrosion Science*. 2009. Vol. 51. P. 493–498.

102. Abreu H. F., Carvalho S., Lima P., Santos R., Freire V. N., Oliveira P., Tavares S. Deformation induced martensite in an AISI 301LN stainless steel: characterization and influence on pitting corrosion resistance. *Materials Research*. 2007. Vol. 10. P. 359–366.

103. Алькозин П. А., Герасимов В. В. Коррозия конструкционных материалов ядерных и тепловых энергетических установок. Москва: Высшая школа. 1963. 374 с.

104. Рябченков А. В., Никифорова В. М., Решеткина Н. А. Влияние коррозионных сред на прочность стали. Москва: Машгиз, 1955. С. 58–79.

105. Gomes de Abreu H.F., Carvalho Sh. S. Deformation induced martensite in an AISI 301LN stainless steel: characterization and influence on pitting corrosion resistance. *Materials Reseach*. 2007. – Vol. 10. No. 4. P. 359–366.

106. Fukuya K., Shina S., Kayano H., Naruj M. Stress corrosion cracking and intergranular corrosion of neutron irradiated austenitic stainless steels. *IFRM. 5-th Int. Conf. Fusion react.: mater.* (Clearwater. Fla. Nov. 17-22, 1991). Clearwater. Fla, 1991. P. 276.

107. Barbucci A., Dellucchi M., Sacco M., Cerisola G. Electrochemical and corrosion behaviour of cold rood AISI301 in 1M $H_2SO_4$ . *Journal of alloys and compounds*. 2001. Vol. 317–318. P. 607–611.

108. Elayaperumal K., De P. K., Balachandra J. Passivity of type 304 stainless steel – Effect of Plastic Deformation. *Corrosion nace*. 1972. Vol. 28. No. 7. P. 269–273.

109. Rondelli G., Mazza B., Pastore T., Vicentini B. Study on the intergranular corrosion of cold worked austenitic stainless steels. Electrochemical methods in corrosion research-edited by M. Materials Science. 1986. Vol. 8. P. 593–604.

110. Butler E. P., Burke M. G. Chromium depletion and martensite formation at grain boundaries in sensitized austenitic stainless steel. *Acta metall*. 1986. Vol. 34. No. 3. P. 557–570.

111. Khatak H. S., Muraleedharan P., Gnanamoorthy J. B., Rodriguez P., Padmanabhan K. A. Evaluation of stress corrosion resistance of cold rolled AISI type 316 stainless using constant load and slow strain rate tests. *J. Nuclear Mater*. 1989. Vol. 168. No. 1–2. P. 157–161.

112. Яровчук А. В., Доронина Т. А., Тиванова О. В. Влияние мартенсита деформации на стойкость к питтинговой коррозии нержавеющей стали 12X18H10T. *Ползуновский альманах*. 2007. № 1–2. С. 190–96.

113. Яровчук А. В., Максимкин О. П., Цай К. В., Рубан С. В. Питтинговая коррозия холоднодеформированной нержавеющей стали 12X18H10T. *Вестник НЯЦ РК*. 2014. № 1. С. 38–44.

114. Hamdy A. S., El-Shenawy E., El-Bitar T. The corrosion behavior of niobium bearing cold deformed austenitic stainless steels in 3.5% NaCl solution. *Materials Letters*. 2007. Vol. 61. P. 2827–2832.

115. Biehler J., Hoche H., Oechsner M. Nitriding behavior and corrosion properties of AISI 304L and 316L austenitic stainless steel with deformation-induced martensite. *Surface & Coatings Technology*. 2017. Vol. 324. P. 121–128.

116. Ромашев Л. Н. Магнитные свойства аустенита хромоникелевых сталей и мартенситное превращение под влиянием импульсного магнитного

поля: автореферат дис. ... кандидата физ.-матем. наук: 01.04.11 / АН СССР. Урал. науч. центр. Ин-т физики металлов. Свердловск, 1977. 22 с.

117. Чечерников В. И. Магнитные измерения. Москва: Московский университет, 1969. 387 с.

118. Кондорский Е. И., Седов В. Л. Об антиферромагнетизме  $\gamma$ -фазы железа. *ЖЭТФ*. 1958. Т. 35. С. 1579–1580.

119. Ригмант М. Б., Ничипурук А. П., Корх М. К. Возможность отдельного измерения количества феррита и мартенсита деформации в трехфазных сталях аустенитного класса магнитным методом. *Дефектоскопия*. 2012. № 9. С. 10–23.

120. Talonen J., Aspegren P., Hanninen H. Comparison of different methods for measuring strain induced  $\alpha'$ -martensite content in austenitic steels. *Materials Science and Technology*. 2004. Vol. 20. P. 1506–1512.

121. Ригмант М. Б., Корх М. К., Давыдов Д. И., Шишкин Д. А., Корх Ю. В., Ничипурук А. П., Казанцева Н. В. Методы выявления мартенсита деформации в аустенитно-ферритных сталях. *Дефектоскопия*. 2015. № 11. С. 28–42.

122. Вонсовский С. В. Природа магнетизма. Москва: Знание, 1964. 40 с.

123. Вонсовский С. В. Магнетизм. Москва: Наука, 1971. 1032 с.

124. Снежной В. Л., Мирошниченко Ф. Д., Каниболоцкий В. Г., Охромий Г. А. Влияние магнитного момента парамагнитной матрицы на определение низких содержаний  $\alpha$ -фазы в аустенитных сталях. *ФММ*. 1970. Т. 30. № 2. С. 363–366.

125. Золотаревский И. В., Снежной В. Л. О возможности определения магнитной восприимчивости парамагнитной матрицы содержащей ферромагнитные включения. *Заводская лаборатория*. 1978. №7. С. 822–824.

126. Снежной В. Л., Мирошниченко Ф. Д., Каниболоцкий В. Г., Столяренко А. И. К методике определения малых содержаний альфа-фазы в аустенитных сталях. *Заводская лаборатория*. 1970. № 9. С. 1083–1086.



127. Мирошниченко Ф. Д., Снежной В. Л. Магнитометрические весы с униполярно-астигматической системой и механико-магнитным зацеплением призмы. *Приборостроение*. 1966. № 2. С. 48–52.

128. 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.

129. 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.

130. 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.

131. Сніжної Г. В., Жавжаров Є. Л. Автоматизована установка для визначення магнетної сприйнятливості криць та стопів. *Тиждень науки-2012: зб. тез доповідей щорічної наук.-практ. конф. серед викладачів, науковців, молодих учених ЗНТУ (м. Запоріжжя, 9–13 квітня 2012 р.)*. Запоріжжя: ЗНТУ, 2012. Т. 1. С. 225–226.

132. Энтин С.Д. Новые методы химического и фазового анализа металлов. *Труды ЦНИИТМАШ*. 1964. № 41. С.49.

133. Гуляев А. П., Черненко И. В. Влияние деформации при низких температурах на фазовые превращения и свойства аустенитной стали 1X18H9T. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 1957. № 6. С. 11–14.

134. Сніжної Г. В., Сніжної В. Л. Інформаційна система визначення низького вмісту феромагнітної альфа-фази в аустенітних сталях. *Сучасні проблеми і досягнення в галузі радіотехніки, телекомунікацій та*

*інформаційних технологій*: тези доповідей VIII міжнар. наук.-практ. конф. (м. Запоріжжя, 21–23 вересня 2016 р.). Запоріжжя: ЗНТУ, 2016. С. 266–268.

135. Ригмант М. Б., Ничипурук А. П., Худяков Б. А., Пономарев В. С., Терещенко Н. А., Корх М. К. Приборы для магнитного фазового анализа изделий из аустенитных коррозионностойких сталей. *Дефектоскопия*. 2005. Т. 41. № 11. С. 3–14.

136. Корх М. К. Магнитный контроль фазового состава коррозионностойких сталей аустенитно-ферритного класса: дис. ... кандидата техн. наук: 05.11.13 / Екатеринбург, 2017. 146 с.

137. Журавлёв Л. Г., Филатов В. И. Физические методы исследования металлов и сплавов. Челябинск: Изд-во ЮУрГУ, 2004. 157 с.

138. 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.

139. 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.

140. Ольшанецкий В. Е. О физических подходах к математическому моделированию функциональных связей. *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. 2003. № 1. С. 80–86.

141. Dobromyslov A. V., Taluts N. I. An electron-microscopic study of the deformation structure of the 12Kh18N10T steel after explosive loading in spherical systems. *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*. 2015. No. 5. P. 109–117.

142. 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.

143. Ромашев Л. Н., Ворончихин Л. Д., Факиров И. Г. Изменение магнитных свойств стали вблизи мартенситной точки. *ФММ*. 1973. Т. 36. С. 291–294.

144. Энтин С. Д., Бариленко А. В. Анализ фазовых превращений по магнитной восприимчивости. *Труды ЦНИИТМАШ*. 1964. № 41. С. 67–72.

145. Снежной Г. В., Мищенко В. Г., Снежной В. Л. Фазовые превращения в хромоникелевых сталях 18-10 со стабильным и нестабильным аустенитом. *Збірник наукових праць «Будівництво, матеріалознавство, машинобудування»*. Серія: «Стародубовські читання 2011». Дніпропетровськ, 2011. Вип. 58. С. 641–647.

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

147. Коняева М. А., Медведева Н. И. Электронная структура, магнитные свойства и стабильность бинарных и тройных карбидов  $(Fe, Cr)_3$  и  $(Fe, Cr)_7C_3$ . *ФТТ*. 2009. Т. 51. № 10. С. 1965–1969.

148. Туманов А. Т. Физические методы исследования металлов. Москва: Машиностроение. 1971. 554с.

149. Снежной Г. В., Мищенко В. Г., Снежной В. Л. Кинетика выделения карбидной фазы в хромоникелевой коррозионностойкой стали 10X13H16B. *Збірник наукових праць «Будівництво, матеріалознавство, машинобудування»*. Серія: «Стародубовські читання 2013». Дніпропетровськ, 2013. Вип. 67. С. 155–158.

150. Baldissera P., Delprete C. Deep cryogenic treatment of AISI 302 stainless steel: Part II - Fatigue and corrosion. *Materials & Design*. 2010. Vol. 31. No. 10. P. 4731–4737.

151. Сніжною 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.

152. 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.

153. Дерягин А. И., Завалишин В. А., Сагарадзе В. В., Кузнецов А. Р., Ивченко В. А., Вильданова Н. Ф., Эфрос Б. М. Влияние состава и температуры на перераспределение легирующих элементов в процессе холодной деформации Fe–Cr–Ni сплавов. *ФММ*. 2008. Т. 106. № 3. С. 301–311.

154. 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.

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

156. Малинов Л. С., Солидор Н. А. Влияние термической обработки на структурные изменения и износостойкость высокоуглеродистых сталей, содержащих 7–10 % Mn. *Збірник наукових праць «Будівництво, матеріалознавство, машинобудування»*. Серія: «Стародубовські читання 2006». Дніпропетровськ, 2006. Вип. 36, ч. 2. С. 26–32.

157. Левченко Г. В., Бобырь С. В., Евсюков М. Ф. Особенности фазовых превращений в железомарганцевых сплавах при охлаждении. Теория и практика металлургии. 2009. № 1–2. С. 56–61.

158. Бобырь С. В., Левченко Г. В., Нестеренко А. М., Веселова С. И. Особенности структурообразования экономно-легированного марганцовистого сплава. *Збірник наукових праць «Будівництво, матеріалознавство, машинобудування»*. Серія: «Стародубовські читання 2007». Дніпропетровськ, 2007. Вип. 41., ч. 2. С. 65–72.

159. Федорова С. А., Сидоренко О. Г., Гольдштейн Т. И. и др. Превращение аустенита в ковких высокомарганцевых чугунах. *МиТОМ*. 1972. № 3. С. 50–51.

160. 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.

161. Счастливец В. М., Яковлева И. Л., Харькина Л. Е. и др. Ориентационные соотношения между аустенитом, видманштеттовыми карбидами и мартенситом в высокоуглеродистой стали 150Г4. *МиТОМ*. 2007. № 5. С. 7–12.

162. 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.

163. Сильман Г. И. Диаграмма состояния Fe–C–Mn и некоторые структурные эффекты в этой системе. Часть 3. Политермические разрезы и проекции диаграммы. *МиТОМ*. 2005. № 9. С.3–7.

164. Сильман Г. И. Сплавы системы Fe-C-Mn. Часть 4. Особенности структурообразования в марганцевых и высокомарганцевых сталях. *МиТОМ*. 2006. № 91. С. 3–8.

165. Бобирь С. В., Веселова С. И., Синицина Ю. П. Фазово-структурные превращения в марганцовистом чугуне при ударно-абразивном воздействии. *Теория и практика металлургии*. 2008. № 5–6. С. 67–72.

166. Снежной Г. В., Ольшанецкий В. Е. О связи механических свойств высокомарганцевых сталей с парамагнитной удельной восприимчивостью аустенита. *Новые материалы и технологии в металлургии и машиностроении*. 2012. № 2. С. 25–29.

167. Снежной Г. В., Ольшанецкий В. Е., Бобирь 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.

168. Нетесов В. М., Березняк П. А., Ожигов Л. С., Хандак В. В. Влияние микролегирования на мартенситное превращение и свойства реакторных сталей. *Вопросы атомной науки и техники. Сер.: Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение (84)*. 2003. № 6. С. 24–27.

169. Банных О. А. Развитие исследований нержавеющей сталей. *МИТОМ* 1977. № 10. С. 41.

170. Толмасов В. А. Изменение фазового свойства нержавеющей стали 1X18H9T под влияние пластической деформации. *ФММ*. 1958. Т. VI. № 5. С. 838–842.

171. Кайбышев О.А. Пластичность и сверхпластичность металлов. Москва: Металлургия. 1975. 279 с.

172. Ибрагимов Ш. Ш., Максимкин О. П., Садвакасов Д. Х. Мартенситное превращение и механические свойства нержавеющей стали 12X18H10T, облученной нейтронами. *ФММ*. 1990. № 7. С. 3–5.

173. Меньшиков А. З. О влиянии магнитного состояния аустенита на характер мартенситного превращения в железоникелевых сплавах. *ФММ*. 1975. Т. 40. № 4. С. 853–856.

174. Ромашов Л. Н., Фахидов И. Г. Роль магнитного состояния  $\gamma$ -фазы сплавов Fe-Cr-Ni в структурном  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращении под влиянием магнитного поля. *ФТТ*. 1974. Т. 16. С. 2793–2797.

175. Золотаревский И. В., Лоскутов С. В., Манько В. К., Сайдаметов С. В. Влияние магнитного поля на обратное и прямое мартенситное превращение в сплаве Fe–33%Ni. *ФММ*. 2009. Т. 108. № 2. С. 147–154.

176. 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.

177. Норченко П. А. Повышение эффективности процесса резания нержавеющей сталей аустенитного класса с опережающим пластическим

деформированием: автореферат дис. ... канд. техн. наук: 05.02.07. / Волг. гос. техн. универ. Волгоград, 2010. 19 с.

178. Hans-Jocnen V. Mechanische eigenschaften austenitischer, kohlenstoffarmer Cr-Ni-stahl. *Neue Hutte*. 1970. Vol. 15. – No. 4. P. 234–237.

179. Гольдштейн М. И., Грачев С. В., Векслер Ю. Г. Специальные стали. Учебник для вузов. Москва: Металлургия, 1985. 408 с.

180. 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.

181. 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.

182. Kadyrzhanov K. K., Maksimkin O. P. Martensitic transformation in neutron irradiated and helium implanted stainless steels. *Journal of ASTM*. 2004. Vol. 1. – No. 4. P. 105–118.

183. Fournalaris G., Gladman T. Microscopical characterisation of martensite formation in a metastable austenitic stainless steel. *Journal de physique IV*. 1997. – Vol. 7. No. C5. P. 423–428.

184. 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.

185. Weiß A., Gutte H., Mola J. Contributions of  $\epsilon$  and  $\alpha'$  TRIP effects to the strength and ductility of AISI 304 (X5CrNi18-10) austenitic stainless steel. *Metallurgical and materials transactions A*. 2016. Vol. 47. No. 1 P. 112–122.

186. Galindo-Nava E. I., Rivera-Díaz-del-Castillo P. E. J. Understanding martensite and twin formation in austenitic steels: A model describing TRIP and TWIP effects. *Acta Materialia*. 2017. Vol. 128. P. 120–134.

187. Базаров И. П. Термодинамика. Москва: Высшая школа, 1991. 376 с.

188. Снежной Г. В., Снежной В. Л. Об одной модели зарождения, развития и исчезновения  $\epsilon$ -мартенсита при пластической деформации аустенитных Fe-Cr-Ni сталей. *Авиационно-космическая техника и технология*. 2017. № 8(143). С. 68–74.

189. Снежной Г. В., Мищенко В. Г., Снежной В. Л. Зарождение первых порций  $\epsilon$ - и  $\alpha'$ - мартенситов деформации в аустенитных хромоникелевых сталях. *Збірник наукових праць «Будівництво, матеріалознавство, машинобудування»*. Серія: «Стародубовські читання 2015». Дніпропетровськ, 2015. Вип. 80. С. 307–313.

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

191. Снежной Г. В. Трансформация зарождающегося  $\epsilon$ -мартенсита в аустенитных Fe-Cr-Ni сталях при температурно-силовых воздействиях. *Збірник наукових праць «Будівництво, матеріалознавство, машинобудування»*. Серія: «Стародубовські читання 2017». Дніпро, 2017. Вип. 95. С. 123–128.

192. 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.

193. Кабанова И. Г., Сагарадзе В. В., Катаева Н. В. О превращении  $\alpha \rightarrow \epsilon \rightarrow \gamma$  и упорядочении аустенита в сплаве Fe-32%Ni. *Письма о материалах*. 2011. Т. 1. С. 110–116.

194. Allain S., Chateau J. P., Bouaziz O., Migot S., Guelton N. Correlation between the calculated stacking fault energy and the plasticity mechanisms in Fe-Mn-C alloys. *Materials Science and Engineering A*. 2004. Vol. 387–389. P. 158–162.

195. Mazancova E., Mazanec K. Stacking fault energy in high manganese alloys. *Materials Engineering*. 2009. Vol. 16. No. 2. P. 26–31.



196. Маклин Д. Границы зерен в металлах / пер. с англ. М. А. Штремель. Москва: Гос. науч.-тех. изд. лит. по чер. и цв. металлургии, 1960. 322с.

197. Liang X., McDermid J. R., Bouaziz O., Wang X., Embury J. D., Zurob H. S. Microstructural evolution and strain hardening of Fe–24Mn and Fe–30Mn alloys during tensile deformation. *Acta Materialia*. 2009. Vol. 57. No. 13. P. 3978–3988.

198. Kohlhaas R., Raible A. A., Rucker W., Weiss W. D. Magnetische untersuchungen ciber den antiferromagnetism austenitischer eisen-chrom-nickel-legierungen. *Z. Naturforsch., A:Phys. Sci.* 1968. Vol. 23a. No. 4. P. 611–616.

199. Чейлях Я. А., Чейлях А. П. Особенности процесса формирования состава, структуры и свойств послойно наплавленного метастабильного Fe-Cr-Mn металла. *Металлофизика и новейшие технологии*. 2016. Т. 38. № 8. С.1117–1134.

200. 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.

201. Сніжно́й Г. В., Томашевський О. В., Василенко О. В. Інтегрована автоматизована система управління «Якість» для металургійного виробництва. *Комп'ютерне моделювання та оптимізація складних систем: матеріали III міжнар. наук.-техн. конф. (м. Дніпро, 1–3 листопада 2017 р.)*. Дніпро: УДХТУ, 2017. С. 317–318.

202. Русин П. И., Пустовойт В. Н., Домбровский Ю. М., Блиновский В. А. Об одной модели образования зародышей мартенсита в магнитном поле. *Вестник Северо-Кавказского научного центра высшей школы. Технические науки*. 1975. № 7. С. 56–58.

203. 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.

204. Малинов Л. С., Малинов В. Л. Ресурсосбережение за счет применения экономно-легированных сплавов и упрочняющих технологий, обеспечивающих получения многофазных метастабильных структур и управление структурными и фазовыми превращениями. *Новые материалы и технологии в металлургии и машиностроении*. 2011. №1. С. 93–105.
205. Каховский Н. И. Сварка нержавеющей сталей. Киев: Техніка, 1968, 312 с.
206. Гуляев А. П., Медведев Ю. С. Нержавеющие хромо-маргацево-никель-азотистые стали с титаном, ниобием и молибденом. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 1962. №2. С. 21–25.
207. 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.
208. Снежной Г. В., Мищенко В. Г., Снежной В. Л. Интегральный физический метод идентификации  $\alpha$ -фазы в аустенитных хромоникелевых сталях. *Литье и металлургия*. 2009. № 3(52). С. 241–244.
209. 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.
210. Снежной Г. В., Ольшанецкий В. Е., Сажнев В. Н. О структурной и магнитной стабильности аустенита. *Новые материалы и технологии в металлургии и машиностроении*. 2014. № 1. С. 36–40.
211. 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.
212. Gholizadeh H., Draxl C., Puschnig P. The influence of interstitial carbon on the  $\gamma$ -surface in austenite. *Acta Materialia*. 2013. Vol. 61. С. 341–349.
213. Лякишев Н. П. Новые направления в технологии получения материалов с заданными свойствами. *Металлы*. 1992. № 2. С. 5–8.

214. Иванова В. С., Баланкин В. С., Банных О. А. Синергизм механических свойств и экстремальных технологий управления структурой металла. *Металлы*. 1992. № 2. С. 11–20.

215. Прусаков Б. А. Проблемы материалов в XXI веке. *МиТОМ*. 2001. № 1. С. 3–18.

216. 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.

217. 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.

218. Putatunda S., Unni S., Lawes G. Mechanical and magnetic properties of a new austenitic structural steel. *Materials Science and Engineering A*. 2005. Vol. 406. P. 254–260.

219. 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.

220. Беліков С. Б., Нарівський О. Е. Кінетика корозійних процесів сталей AISI 321 та 12X18H10T у нейтральних хлоридвмісних розчинах та швидкість їх корозії. *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. 2011. № 1. С. 36–43.

221. Сніжной Г. В. Вплив магнітного стану аустенітної матриці на механічні властивості сталі AISI321. *Авиационно-космическая техника и технология*. 2014. № 7(114). С. 105–109.

222. Мирзаев Д. А., Корягин Н. Д., Окишев К. Ю. Влияние металлургических факторов на механические свойства и износостойкость литых марганцевых сталей. *Известия Челябинского научного центра*. 1999. № 3. С. 18–22.

223. Mazur A. V., Mazur V. I., Gasik M. M. Gibbs phase rule for thermodynamic system with microheterogeneous phase. *Materials for use in extreme conditions: report on international scientific-methodological conference* (Kyiv, 2016). Kyiv, Vol. 1. P. 329 – 333.

224. 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.

225 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.

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

227. Ольшанецкий, В.Е. Снежной Г.В. Метод оценки влияния марганца на механические свойства аустенитных сталей с помощью парамагнитного критерия  $\chi_0$ . *Збірник наукових праць “Вісник СевНТУ”. Серія: Механіка, енергетика, екологія*. Севастополь, 2013. № 137. С. 270–273.

228. Большаков В. И., Юшкевич О. П., Носенко О. П. Влияние химических компонентов на механические свойства стали 110Г13Л. *Збірник наукових праць «Будівництво, матеріалознавство, машинобудування». Серія: «Стародубовські читання 2015»*. Дніпропетровськ, 2015. Вип. 80. С. 98–104.

229. Волков В.Н., Дибров А. Б., Андронов П. П. Влияние структуры высокомарганцевой стали 110Г13Л на магнетизм и механические свойства оливок. *Вестник ВКГТУ*. Усть-Краматорск, 2005. № 1. С. 8–14.

230. Ефременко В. Г., Ткаченко Ф. К., Еременко Т. А. Влияние фазового и структурного состояния сплавов на основе железа на износостойкость в условиях помола высокоабразивного материала. *Вісник Приазов. держ. техн. ун-ту: зб. наук. праць*. Маріуполь, 2003. Вип. 13. С. 113–117.

231. Колокольцев В. М., Лимарев П. С. Влияние соотношения компонентов на структуру и свойства марганцовистых сталей. *Ползуновский альманах*. 2005. № 2 (ч.2). С. 139–141.

232. Schumann H. Über Die Ursache der hohen Verfestigung Von Hartmanganstahl. *Neue Hütte*. 1974. No. 4. P. 220–226.

233. 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.

234. Ghasri-Khouzani M., McDermid J. R. Effect of carbon content on the mechanical properties and microstructural evolution of Fe-22Mn-C steels. *Materials Science & Engineering A*. 2015. No. 621. P. 118–127.

235. Власов В. В., Комолова Е. Ф. Литая высокомарганцовистая сталь Г13Л: свойство и производство. Москва: Машгиз, 1963. 195 с.

236. Чейлях Я. А., Чигарев В. В., Олейник И. М. Влияние марганца и температуры закалки на структуру, степень метастабильности аустенита и свойства науглероженных слоев хромомарганцовистых сталей. *Вестник ПГТУ. Сборник науч. тр.* Мариуполь, 2010. № 12. С. 297–300.

237. Чейлях А. П., Олейник И. М. Экономнолегированные износостойкие марганцовистые чугуны. *Вестник ПГТУ. Сборник науч. тр.* Мариуполь, 2008. № 10. С. 196–201.

238. Коршунов Л. Г., Косицына И. И., Сагарадзе В. В., Черненко Н. Л. Влияние карбидной фазы на трибологические свойства высокомарганцовистых антиферромагнитных аустенитных сталей, легированных ванадием и молибденом. *ФММ*. 2011. Т. 112. № 1. С. 94–104.

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

240. Снежной Г. В., Мищенко В. Г., Снежной В. Л. Прогнозирование локальной коррозионной стойкости по содержанию  $\alpha$ -фазы в хромоникелевых сталях аустенитного класса. *Збірник наукових праць «Будівництво, матеріалознавство, машинобудування»*. Серія: «Стародубовські читання 2012». Дніпропетровськ, 2012. Вип. 64. С. 409–416.

241. Мазур В. І., Лобода П. І. Локальні фазові рівноваги та кінетика екстектичного перетворення в бінарних сплавах. *Металознавство та обробка металів*. 2014. № 4. С. 18–24.

242. 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.

243. 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.

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

245. Колотыркин Я. М. Металл и коррозия. Москва: Металлургия, 1985. 88 с.

246. Mishchenko V. G., Snizhnoi G. V., Narivs'kyu O. Eh. Magnetometric investigations of corrosion behaviour of AISI 304 steel in chloride-containing environment. *Metallofizika i noveishie tekhnologii*. 2011. Vol. 33. No. 6. P. 769–774.

247. 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.

248. Дергач Т. О. Теоретичні та технологічні основи керування структурою для підвищення корозійної стійкості труб з низьколегованих і

високолегованих сталей: дис. ... доктора тех. наук: 05.02.01 / ПДАБтаА. Дніпро, 2017. 392 с.

249. Вахрушева В. С., Буряк Т.Н., Лезинская Е. Я. О повышении надежности трубопроводов АЭС диаметром 325 мм из стали 08X18H10T. *Вопросы атомной науки и техники. Сер.: "Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение"*. 2005. № 3. С. 104–107.

250. 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.

251. Свистунова Т. В. Коррозионно-стойкие сплавы на основе никеля для сред особо высокой агрессивности. *Национальная металлургия*. 2003. № 1–2. С. 98–104.

252. Кикичев Р. Н. Коррозионное растрескивание аустенитных хромоникелевых сталей и сплавов. *Металлы*. 2003. № 2. С. 61–66.

253. Теория металлургических процессов / ред. Д. И. Рыжонкова. Москва: Металлургия. 1989. 391 с.

254. Міщенко В. Г. Лазечний І. М., Капітан О. В. Структурна стабільність та механізм руйнування матеріалів реторт магнійтермічного виробництва титанової губки. *Нові конструкційні сталі та стопи і методи їх обробки для підвищення надійності та довговічності виробів: Зб. наук. праць. – Запоріжжя: ЗНТУ*. 2003. С. 89–91.

255. Путина О. А., Путин А. А. Повышение герметичности и надежности аппаратов в магнийтермическом производстве губчатого титана. *I науч.-техн. конф. по титану стран СНГ: Доклады* (Москва, 1994). Москва, 1994. С. 176–189.

256. Диаграммы состояний двойных металлических систем. *Справочник* / ред. Н. П. Ляпишев. Москва: Машиностроение. 1996. Т. 1. 992 с.

257. Дейнеко Л. Н., Мясоед Р. В., Перчун Г. И., Сони А. Разработка технологии и оборудования для термического упрочнения соединительных деталей магистральных трубопроводов. *Збірник наукових праць «Будівництво,*

*матеріалознавство, машинобудування*. Серія: «Стародубовські читання 2014». Дніпропетровськ, 2014. Вип. 73. С. 231–234.

258. 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.

259. Мищенко В. Г., Евсеева Н. А., Снежной Г. В. Формирование фазового состава хромоникельмарганцевых коррозионностойких сталей при нагреве и охлаждении. *Збірник наукових праць «Будівництво, матеріалознавство, машинобудування*. Серія: «Стародубовські читання 2013». Дніпропетровськ, 2013. Вип. 67. С. 192–202.

260. Евсеева Н.А. Підвищення механічних та експлуатаційних властивостей хромонікельмарганцевої сталі спеціального призначення: автореферат дис. ... канд. техн. наук: 05.02.01 / ЗНТУ.Запоріжжя, 2015. 20 с.

261. Ольшанецкий В. Ю., Сніжной Г. В., Сніжной В. Л. Про формування двофазних мартенситних сумішей ( $\epsilon$ - і  $\alpha'$ - 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.

262. Kaoumi D., Liu J. Deformation induced martensitic transformation in 304 austenitic stainless steel: in-situ vs. ex-situ transmission electron microscopy characterization. *Materials Science and Engineering A*. 2018. Vol. 715. P. 73–82.

263. Міщенко В. Г., Сніжной Г. В., Сніжной В. Л. Розвиток гетерогенності структури корозійностійких сталей реакторів після експлуатації. *Збірник наукових праць «Будівництво, матеріалознавство, машинобудування*. Серія: «Стародубовські читання 2009». Дніпропетровськ, 2009. Вип. 48. С. 152–156.

264. 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.



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

266. Мищенко В. Г., Снежной Г. В., Снежной В. Л., Меняйло В. И. Фазовый состав и физико-механические свойства хромистой коррозионностойкой стали. *Збірник наукових праць «Будівництво, матеріалознавство, машинобудування». Серія: «Стародубовські читання 2010»*. Дніпропетровськ, 2010. Вип. 53. С. 107–112.

267. Снежной Г. В. Определение деформационной мартенситной точки  $\epsilon_s$  в хромоникелевых сталях аустенитного класса. *Вестник двигателестроения*. 2011. № 1. С. 158–162.

268. Диференційний 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) / Міщенко В. Г., Лазечний І. М., Сніжної Г. В., Меняйло О. І. – № а201007916; заявл. 24.06.2010; опубл. 10.06.2011, Бюл. № 11. 5 с.

269. Лазечний І. М., Лисиця О. В., Міщенко В. Г., Сніжної В. Л., Сніжної Г. В. Перетворення аустеніту в цементованій сталі 13Х3НВМ2Ф. *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. 2011. № 2. С. 47–52.

270. 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.

271. Сніжної Г. В., Сніжної В. Л. Про можливість існування магнітних нанокластерів у залізо-нікелевих сплавах поблизу мартенситної точки. *Сучасні проблеми і досягнення в галузі радіотехніки, телекомунікацій та інформаційних технологій: тези доповідей IV міжнар. наук.-практ. конф. (м. Запоріжжя, 24–26 вересня 2008 р.)*. Запоріжжя: ЗНТУ, 2008. С. 149–150.

272. Сніжної Г. В., Бобирь С. В. Дослідження фазових перетворень вуглецевих неочищених нанотрубок магнетометричним методом. *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. 321–322.

273. Савкин Д. В., Мищенко В. Г., Снежной Г. В., Снежной В. Л. Развитие гетерогенности структуры коррозионностойких сталей реакторов после эксплуатации. *Ti-2009 в СНГ*: программа междунар. конф. (г. Одесса, 17–20 мая 2009 г.). Одесса, 2009. С. 4.

274. Мищенко В. Г., Сніжної Г. В., Сніжної В. Л. Розвиток гетерогенності структури корозійностійких сталей реакторів після експлуатації. *Стародубовські читання 2009*: програма міжнар. конф. (м. Дніпропетровськ, 21–22 квітня 2009 р.). Дніпропетровськ: ПДАБіА, 2009. С. 11.

275. Мищенко В. Г., Снежной Г. В., Снежной В. Л., Меньяло В. И. Фазовый состав и физико-механические свойства хромистой коррозионностойкой стали. *Стародубовські читання 2010*: програма міжнар. конф. (м. Дніпропетровськ, 21–22 квітня 2010). Дніпропетровськ: ПДАБіА, 2010. С. 11.

276. Снежной Г. В., Мищенко В. Г., Снежной В. Л. Фазовые превращения в хромоникелевых сталях 18-10 со стабильным и нестабильным аустенитом. *Стародубовські читання 2011*: програма міжнар. конф. (м. Дніпропетровськ, 19–20 квітня 2011 р.). Дніпропетровськ: ПДАБіА, 2011. С. 13.

277. Снежной Г. В., Мищенко В. Г., Снежной В. Л. Прогнозирование локальной коррозионной стойкости по содержанию  $\alpha$ -фазы в хромоникелевых сталях аустенитного класса. *Стародубовські читання 2012*: реферати міжнар. конф. (м. Дніпропетровськ, 19–20 квітня 2012 р.). Дніпропетровськ: ПДАБіА, 2012. С. 502.

278. Снежной Г. В., Мищенко В. Г., Снежной В. Л. Кинетика выделения карбидной фазы в хромоникелевой коррозионностойкой стали 10X13N16B.

*Стародубовські читання 2013*: програма міжнар. конф. (м. Дніпропетровськ, 19–20 квітня 2013 р.). Дніпропетровськ: ПДАБіА, 2013. С. 10.

279. Мищенко В. Г., Евсеева Н. А., Снежной Г.В. Формирование фазового состава хромоникельмарганцевых коррозионностойких сталей при нагреве и охлаждении. *Стародубовські читання 2013*: програма міжнар. конф. (м. Дніпропетровськ, 19–20 квітня 2013 р.). Дніпропетровськ: ПДАБіА, 2013. С. 11.

280. Снежной Г. В., Мищенко В. Г., Снежной В. Л. О возможности классификации по магнитному состоянию степени стабильности аустенитных Fe-Cr-Ni сталей. *Стародубовські читання 2014*: реферати міжнар. конф. (м. Дніпропетровськ, 17–18 квітня 2014 р.). Дніпропетровськ: ПДАБіА, 2014. С. 257–258.

281. Снежной Г. В., Мищенко В. Г., Снежной В. Л. Зарождение первых порций  $\epsilon$ - и  $\alpha'$ -мартенситов деформации в аустенитных хромоникелевых сталях. *Стародубовські читання 2015*: програма міжнар. конф. (м. Дніпропетровськ, 20–21 квітня 2015 р.). Дніпропетровськ: ПДАБіА, 2015. С. 10.

282. Снежной Г. В., Снежной В. Л. Идентификация коррозионной стойкости разных плавок, но одной марки аустенитных Fe-Cr-Ni сплавов. *Стародубовські читання 2016*: програма міжнар. конф. (м. Дніпропетровськ, 19–20 квітня 2016 р.). Дніпропетровськ: ПДАБіА, 2016. С. 8.

283. Снежной Г. В., Мищенко В. Г., Снежной В. Л. Интегральный физический метод идентификации  $\alpha$ -фазы в аустенитных хромоникелевых сталях. «Литейное производство и металлургия 2009, Беларусь» и выставка, посвященные 55-летию кафедры «Машины и технология литейного производства»: програма междунар. науч.-техн. конф. (г. Минск, 8–9 октября 2009 г.). Минск: БНТУ, 2009. С. 8.

284. 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.

285. 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.

286. 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.

287. Снежной Г. В., Сажнев В. Н. Магнитное состояние аустенитной матрицы и механические свойства высокомарганцевых сталей. Тези доповідей XVII міжнародного конгресу двигунобудівників (м. Харків, 14–19 вересня 2012 р.). Харків: ХАІ, 2012. С. 50–51.

288. 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.

289. Сніжно́й 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.

290. 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.

291. Снежной Г. В. Определение деформационной мартенситной точки  $\epsilon_s$  в хромоникелевых сталях аустенитного класса. *Прогресивні технології життєвого циклу авіаційних двигунів та енергетичних установок*: програма

VII міжнар. наук.-техн. конф. (Запоріжжя-Алушта, 20–25 вересня 2010 р.). Запоріжжя: АТ «Мотор Січ», 2010. С. 9.

292. Снежной Г. В., Бобырь С. В. Особенности инкубационного периода деформационного мартенситного превращения в износостойких сталях системы Fe-C-Mn-Cr. *Прогресивні технології життєвого циклу авіаційних двигунів та енергетичних установок*: програма VIII міжнар. наук.-техн. конф. (Запоріжжя-Алушта, 20–25 вересня 2011 р.). Запоріжжя: АТ «Мотор Січ», 2011. С. 8.

293. 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.

294. Снежной Г. В. Ольшанецкий В. Е., Сажнев В. Н. О возможности образования промежуточного  $\epsilon$  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.

295. Снежной Г. В., Мищенко В. Г., Снежной В. Л. Оценка локальной коррозионной стойкости по содержанию  $\alpha$ -фазы сталей аустенитного класса. *Сучасні технології композитів і склопластиків в промисловості України*: тези доповідей конференції (м. Запоріжжя, 22–25 травня 2012 р.). Запоріжжя: ЗТПШ, 2012. С. 229–230.

296. 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, 6–8 червня 2012 р.). Маріуполь: ПДТУ, 2012. С. 69–71.

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

298. Мищенко В. Г., Снежной В. Л., Снежной Г. В. Формирование карбидной фазы в стали 10X13N16B со структурно стабильным аустенитом. *Композити та склопластики: тези доповідей VI міжнародної спеціалізованої виставки-конференції* (м. Запоріжжя, 24–25 квітня 2013 р.). Запоріжжя: ЗТПП, 2013. С. 68.

299. 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.

300. Мищенко В. Г., Снежной В. Л., Снежной Г. В. Классификация степени стабильности аустенита по магнитной восприимчивости аустенитных Fe-Cr-Ni сталей. *Композити та склопластики: тези доповідей VII міжнародної спеціалізованої виставки-конференції* (м. Запоріжжя, 27–29 травня 2014 р.). Запоріжжя: ЗТПП, 2014. С. 32–33.

301. Снежной Г. В. Метод оценки влияния марганца на механические свойства аустенитных сталей с помощью парамагнитного критерия  $\chi_0$ . *Динамика, надежность и долговечность механических и биомеханических систем: програма міжнар. наук.-техн. конф.* (м. Севастополь, 9–13 вересня 2013 р.). Севастополь, 2013. С. 13.

302. Снежной Г. В., Бобырь С. В. Магнитное состояние аустенита стали 08X20N9Г2Б 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.

303. Снежной Г. В. Мищенко В. Г., Снежной В. Л. Эволюция магнитного состояния аустенита при холодной пластической деформации аустенитных хромоникелевых сталей. *Нові конструкційні сталі та стопи і методи їх оброблення для підвищення надійності та довговічності виробів*: зб. матеріалів XIII міжнар. наук.-техн. конф. (м. Запоріжжя, 7–9 жовтня 2014 р.). Запоріжжя: ЗНТУ. С. 120–122.

304 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.

305. 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.

306. Сажнев В. Н., Снежной Г. В. Исследование влияния углерода и фосфора на физико-механические и магнитные свойства высокомарганцевой стали. *Неметалеві вкrapлення 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.

307. 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.

308. Снежной Г. В. Трансформация зарождающегося  $\epsilon$ -мартенсита в аустенитных Fe- Cr-Ni сталях при температурно-силовых воздействиях. *Стародубовські читання 2017*: програма міжнар. конф. (м. Дніпр, 19–20 квітня 2017 р.). Дніпро: ПДАБіА, 2017. С. 7.

309. Снежной Г. В., Снежной В. Л. Об особенностях формирования  $\epsilon$ -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.

310. Сніжної Г. В. Кластерный характер зарождения мартенсита деформации в аустенитных сталях. *Тиждень науки-2010*: тези доповідей щорічної наук.-практ. конф. серед викладачів, науковців, молодих учених ЗНТУ (м. Запоріжжя, 13–17 квітня 2010 р.). Запоріжжя: ЗНТУ, 2010. Т. 1. С. 237–240.

311. Сніжної Г. В. Аналіз фазових перетворень у корозійностійких крицях аустенітного класу з низьким вмістом  $\alpha$ -фази при нагріванні і охолодженні. *Тиждень науки-2011*: тези доповідей щорічної наук.-практ. конф. серед викладачів, науковців, молодих учених ЗНТУ (м. Запоріжжя, 11–15 квітня 2011 р.). Запоріжжя: ЗНТУ, 2011. Т. 1. С. 347–348.

312. Сніжної Г. В., Набока О. В. Програмний засіб для аналізу металографічних структур. *Тиждень науки-2012*: тези доповідей щорічної наук.-практ. конф. серед викладачів, науковців, молодих учених ЗНТУ (м. Запоріжжя, 9–13 квітня 2012 р.). Запоріжжя: ЗНТУ, 2012. Т. 1. С. 227–228.

313. Снежной Г. В. Магнитометрические исследования аустенитных сталей и сплавов с целью контроля качества их служебных свойств. *Тиждень науки-2013*: тези доповідей щорічної наук.-практ. конф. серед викладачів, науковців, молодих учених ЗНТУ (м. Запоріжжя, 15–19 квітня 2013 р.). Запоріжжя: ЗНТУ, 2013. Т. 1. С. 149–150.

314. Сніжної Г. В., Сажнев В. М. Залежність намагніченості аустеніту від концентрації нікелю в литих хромонікелевих сталях. *Тиждень науки-2014*: тези доповідей щорічної наук.-практ. конф. серед викладачів, науковців, молодих учених ЗНТУ (м. Запоріжжя, 14–18 квітня 2014 р.). Запоріжжя: ЗНТУ, 2014. Т. 1. С. 304.

315. Снежной Г. В., Сажнев В. Н. Влияние углерода на механические и магнитные свойства высокомарганцевых сталей. *Тиждень науки-2015*: тези



доповідей щорічної наук.-практ. конф. серед викладачів, науковців, молодих учених ЗНТУ (м. Запоріжжя, 13–17 квітня 2015 р.). Запоріжжя: ЗНТУ, 2011. Т. 1. С. 335.

316. Сніжної Г. В. Identification of corrosion resistance by the magnetometric methods of austenitic Fe-Cr-Ni alloys. *Тиждень науки-2016*: тези доповідей щорічної наук.-практ. конф. серед викладачів, науковців, молодих учених ЗНТУ (м. Запоріжжя, 18–22 квітня 2016 р.). Запоріжжя: ЗНТУ, 2016. Т. 1. С. 271.

317. Snizhnoi G. V., Ol'shanetskii V. U., Snizhnoi V.L. On the influence of magnetic field on formation of martensite phases at deformation of austenitic steels. *Тиждень науки-2017*: тези доповідей щорічної наук.-практ. конф. серед викладачів, науковців, молодих учених ЗНТУ (м. Запоріжжя, 18–21 квітня 2017 р.). Запоріжжя: ЗНТУ, 2017. С. 566–568.

318. Vasylenko O. V., Snizhnoi G. V. Macromodel of magnetic susceptibility measurement system. *Тиждень науки-2018*: тези доповідей щорічної наук.-практ. конф. серед викладачів, науковців, молодих учених ЗНТУ (м. Запоріжжя, 16–20 квітня 2018 р.). Запоріжжя: ЗНТУ, 2018. С. 858–859.

319. 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.

320. Дурягіна З.А., Голяка Р.Л., Борисюк А.К. Автоматизований широкодіапазонний магнетометер для магнетної фазової аналізи стопів: розробка та застосування. *Успіхи фізики металів*. 2013. Т. 14. № 1. С. 33–67.

321. Апаев Б. А. Фазовый магнитный анализ сплавов. М: Металлургия, 1973. 280 с.

## ДОДАТОК А

ВАТ "Дніпроспецсталь"  
 Центральна  
 заводська лабораторія  
 Звіт № 25-12 3/3.10

 ДНЕПРОСПЕЦСТАЛЬ

ОАО «Электрометаллургический завод  
 «Днепроспецсталь» им. А.Н. Кузьменко  
 ул. Южное шоссе, 81, г. Запорожье, 69008 Украина  
 тел.: +38 061283-43-09, факс: +38 0612 13-17-99  
 Web-site: <http://www.dss.com.ua>

69063, Украина, г. Запорожье,  
 ул. Жуковского, 64,  
 Телефон (0612) 64-25-06  
 Телефакс (0612) 64-21-41

Проректору по научной работе  
 Запорожского национального  
 технического университета  
 Внукову Ю.П.

“О проведении совместных исследований  
 магнитных свойств стали”

С целью обеспечения требований зарубежных партнеров по остаточной магнитных свойств (остаточной намагниченности) поставляемого проката и поковок из коррозионностойких сталей, прошу Вас в рамках научно-технического сотрудничества выполнить на бесплатной основе исследования и разработать методики измерения магнитных свойств для различных марок стали аустенитного класса.

Образцы металла различных плавок, их химический состав, особенности деформационного передела, охлаждения и термообработки будут предоставлены.

С уважением,  
 Зам. технического директора  
 (по технологии)



И.Н. Логозинский

Исп. Тумко А.Н.  
 Тел. 222-34-79

*Зам. техн.  
 дир. Логозинский И.Н.*



## ДОДАТОК Б

ЗАТВЕРДЖУЮ

Проректор з наукової роботи ЗНТУ

проф. дир. техн. наук Ю.М. Внуков

ЗАТВЕРДЖУЮ

Заступник технічного директора

(по технології)

ПАТ "Дніпроспецсталь"

І.М. Догозінскій

## Акт оцінки

результатів науково-практичних спільних досліджень (ЗНТУ і ДСС)  
магнітних властивостей аустенітних хромонікелевих сталей

Цим актом підтверджуємо, що аналіз результатів роботи, згідно домовленості «Про проведення спільних досліджень магнітних властивостей сталей» ЗНТУ та ДСС, які були проведені у ЗНТУ за тематичним планом №04322 "Магнітометричні дослідження аустенітних сталей та сплавів з метою контролю якості їх фізичних та службових властивостей", № держреєстрації 0112U005942 (керівник роботи Сніжної Г.В.) дозволили зробити наступні висновки:

1. Запропоновано напрямок вивчення фізичних, механічних, службових характеристик за допомогою атомно-магнітного стану аустенітних сталей і сплавів на основі заліза.

2. Запропоновано методику контролю кількості низького вмісту  $\alpha$ -фази в аустенітних сталях, який враховує намагніченість аустеніту.

3. Експериментально встановлено, що істотною причиною корозійної тривкості аустенітної хромонікелевої сталі є магнітний стан аустенітної матриці, який визначається парамагнітною питомою магнітною сприйнятливістю  $\chi_0$  аустеніту. Чим менше парамагнітна питома магнітна сприйнятливість аустеніту, тим більше швидкість корозії і навілки. Показано, що мірою (індикатором) оцінки корозії є низький вміст  $\delta$ -фериту, який залежить від магнітного стану аустеніту. Чим більше  $\delta$ -фериту, тим менше швидкість корозії і навілки.



Експериментально встановлений нерівномірний розподіл вельми низького вмісту  $\delta$ -фериту (0,000...0,417%) за радіусом промислової трубної заготовки і шириною холодновальцьованого листа сталі 08X18H10T (0,009...0,119%), за допомогою якого можна побічно оцінювати корозійну тривкість сталі.

4. Виявлено кореляцію між механічними властивостями високомарганцевих сталей і  $\chi_0$  аустеніту: із зниженням  $\chi_0$  підвищується границя міцності, ударна в'язкість, відносні подовження і звуження, а ударно-абразивна зносостійкість зменшується.

### ВИСНОВОК

Дослідження магнітних властивостей аустенітних хромонікелевих сталей є перспективним науковим напрямком і мають реальне практичне значення для підприємства, а саме управління і контролю механічних та корозійних властивостей виробів із аустенітних хромонікелевих та високомарганцевих сталей.

Технічний результат полягає в можливості використання магнітометричного методу для визначення зносостійкості, ударної в'язкості, відносного подовження та інших механічних та службових властивостей аустенітних сталей і сплавів, та в підвищенні достовірності та точності визначення згаданих властивостей завдяки знаходженню питомої магнітної сприйнятливості  $\chi_0$  аустеніту і за отриманою раніше залежністю для еталонних зразків за графіком "магнітна сприйнятливість – механічний (службовий) параметр".

Використання запропонованого способу сприяє економії матеріалу. Так, наприклад, для визначення ударної в'язкості потрібні зразки розміром 10x10x55 мм, а для магнітометричних дослідження  $\square$  3x3x3 мм, тобто економія матеріалу більш в 200 разів. Також використання  $\chi_0$  в якості інтегрованого параметра атомно-магнітного стану дозволяє значно скоротити часові інтервали випробувань. Наприклад, корозійні випробування зразків у модельних оборотних водах потребують певних умов безпеки при роботі з агресивними середовищами та тривають певний час (в деяких випадках до 240 годин), а визначення  $\chi_0$  п'яти зразків - до 1 години.

Начальник ЦЗЛ

ПАТ «Дніпроспецсталь», к.т.н.



А.С. Сальніков

Керівник теми № 04322,

доц., к.ф.-м.н.



Г.В. Сніжної

## ДОДАТОК В

Систем Кепітал Менеджмент

МЕТІНВЕСТ-Маріупольський ремонтно-механічний завод

ТОВ «МЕТІНВЕСТ-МРМЗ»  
 проспект Карпова, д. 80,  
 м. Маріуполь, 87535, Україна  
 тел. + 38-0629-41-69-37  
 факс + 38-0629-40-27-70

## Акт оцінки

результатів науково-технічних досліджень, які були проведені у Запорізькому національному технічному університеті за тематичними планами №04322 "Магнетометричні дослідження аустенітних криць та стопів з метою контролю якості їх фізичних та службових властивостей", №04325 "Магнітно-фазові перетворення в аустенітних сталях і сплавах при температурно-силових впливах" (керівник Сніжної Г.В.)

Встановлення кореляційних зв'язків між атомно-магнітним станом аустеніту і механічними, корозійними характеристиками аустенітних хромонікелевих, високомарганцевих, хромонікелевих сталей має відповідне наукове-практичне значення. Запропоновані в роботі нові способи контролю механічних та службових властивостей аустенітних сталей за допомогою питомої магнітної сприйнятливості  $\chi_D$  аустеніту (патенти України на корисну модель №68116 (спосіб визначення зносостійкості аустенітних сталей і сплавів), №73517 (спосіб визначення ударної в'язкості аустенітних манганових сталей), №78117 (спосіб визначення швидкості корозії аустенітних сталей і сплавів), №78157 (спосіб визначення мікротвердості аустенітних манганових сталей), №88670 (спосіб визначення відносного подовження аустенітних манганових сталей)) обумовлюють можливість проведення експрес-прогнозування механічних (тимчасовий опір розриву  $\sigma_n$ , умова границя текучості  $\sigma_{0.2}$ , відносне подовження  $\delta$ , мікротвердість, ударна в'язкість) та корозійних властивостей (швидкість корозії) аустенітних сталей. Отримані результати можуть бути використані під час виробництва сталей, а також при створенні і вдосконаленні технологій температурної і деформаційної обробки.

*Заст. директора-директор  
 по технічній і бюджетній  
 частині ТОВ «МЕТІНВЕСТ-МРМЗ»*

*Начальник технічного  
 відділу ОТК МРМЗ*

Керівник тем №04322, 04325

доц., к.ф.-м.н.



*Г.В. Сніжної*

*С.О. Козуб*

*Г.В. Сніжної*



## ДОДАТОК Г

ЗАТВЕРДЖУЮ

Директор

ТОВ «Укрспецмаш»



С.В. Гершиков

12.11.2018 р.

## АКТ ВПРОВАДЖЕННЯ

методу визначення швидкості корозії корозійностійких сталей

AISI 321, 08X18H10T і сплавів типу 06XN28MDT (ЭИ943)

до пітінгової корозії у хлоридовмісних розчинах


Цей акт складено представниками ТОВ «Укрспецмаш»: головний конструктор Лущіц П.Н.; виконавчий директор-головний інженер Вознюк О.А.; директор з якості Бережної С.С. і представниками Запорізького національного технічного університету (ЗНТУ): ректор, професор, д.т.н. Беліков С.Б.; зав. кафедри фізичного матеріалознавства, професор, д.т.н. Ольшанецький В.Ю.; с.н.с., д.т.н. Нарівський О.Е.; доцент, к.ф.-м.н. Сніжної Г.В. у тому що у відповідності до патенту України № 78117 від 11.03.2013 р. («Спосіб визначення швидкості корозії аустенітних сталей і сплавів», винахідник – Сніжної Геннадій Валентинович, власник – ЗНТУ) у промислових умовах ТОВ «Укрспецмаш» були випробувані експериментальні технології з використанням розробок ЗНТУ «Корозійні та магнітометричні дослідження сталей AISI 321, 08X18H10T і сплавів типу 06XN28MDT (ЭИ943)», у яких встановлено залежність між швидкістю корозії  $K$  і атомно-магнітним станом аустеніту (сформованого до взаємодії з агресивним середовищем), який характеризується величиною чутливого параметру – питомою магнітною сприйнятливістю  $\chi_0$  аустеніту, який для сталей AISI 321, 08X18H10T має збільшенні значення при підвищенні

корозійної стійкості (менше швидкість корозії  $K$ ). Що до сплаву 06ХН28МДТ (ЭИ943) – виявлено протилежний характер зміни корозійної стійкості від  $\chi_0$ .

Впровадження методу визначення швидкості корозії  $K$  сталей AISI 321, 08Х18Н10Т і сплавів типу 06ХН28МДТ (ЭИ943) у хлоридовмісних розчинах (пітінгова корозія) за величиною питомої магнітної сприйнятливості  $\chi_0$  аустеніт сприятиме очікуваний економічний ефект 258000 грн на рік. Економічний ефект досягається завдяки використанню тарувальних залежностей  $K(\chi_0)$  (патент України № 78117) і стандартного методу (ГОСТ 9.908-85), як контролюючий засіб (вбіркові випробування). Також використання запропонованого методу дозволяє значно скоротити час випробувань та сприятиме економії металу стосовно досліджуваних зразків.

Представники ТОВ «Укрспецмаш»:

Головний конструктор

 П.Н. Луцін

Виконавчий директор-головний інженер

 О.А. Вознюк

Директор з якості


 С.Є. Березной

Представники ЗНТУ:

Ректор, професор, д.т.н.

 С.Б. Беліков

Зав. кафедри фізичного матеріалознавства,  
професор, д.т.н.

 В.Ю. Ольшанецький

С.н.с., д.т.н.

 О.Е. Нарівський

Доцент, к.ф.-м.н.

 Г.В. Сніжной



## ДОДАТОК Д

ЗАТВЕРДЖУЮ



Директор

ТОВ «Прогрес Машбуд»

Горбачев А.В.

08. 11. 2018 р.

## АКТ ВПРОВАДЖЕННЯ

методу визначення механічних властивостей аустенітних  
хромонікелевих сталей типу AISI 321, X17H(8...16)T;  
високо марганцевих сталей 110Г(8...13)Л;  
хромомарганцевих сталей 140ХГ7, 130Х2Г7, 130Х4Г7

Цей акт складено представниками ТОВ «Прогрес Машбуд» – головним технологом Камінським С.В., головним бухгалтером Письмак О. і представником Запорізького національного технічного університету – доц., к.ф.-м.н. Сніжним Г.В. у тому, що у відповідності до патентів України на корисну модель: № 68116 (Спосіб визначення зносостійкості аустенітних сталей і сплавів, автори: Сніжної Г.В., Бобирь С.В.), № 73517 (Спосіб визначення ударної в'язкості аустенітних марганцевих сталей, автори: Сніжної Г.В., Сажнев В.М.), № 78157 (Спосіб визначення мікротвердості аустенітних марганцевих сталей, автори: Сніжної Г.В., Сажнев В.М.), № 88670 (Спосіб визначення відносного видовження аустенітних марганцевих сталей, автори: Сніжної Г.В., Сажнев В.М.) у промислових умовах ТОВ «Прогрес Машбуд» були апробовані експериментальні технології з використанням розробок «Магнітометричні дослідження аустенітних сталей і сплавів» (автор Сніжної Г.В.), у яких встановлено залежність між механічними властивостями (тимчасового опору розриву  $\sigma_s$ , умовної границі текучості  $\sigma_{0.2}$ , відносного видовження  $\delta$ , мікротвердості, ударної в'язкості



КСУ, ударно-абразивної зносостійкості  $K$ ) і атомно-магнітним станом аустеніту (сформованого до механічних іспитів), який характеризується величиною чутливого параметру – питомою магнітною сприйнятливістю  $\chi_0$  аустеніту аустенітних сталей.

Впровадження методу визначення механічних властивостей (для експрес-прогнозування та контролю міцності і пластичності конструкцій, які виготовляються з аустенітних сталей) за величиною питомої магнітної сприйнятливості  $\chi_0$  аустеніту обумовлює очікуваний економічний ефект 105 600 грн. Економічний ефект досягається завдяки використанню тарувальних залежностей (патенти України № 68116, № 73517, № 78157, № 88670) і стандартних методів (ГОСТ 9454-78, ГОСТ 9450-76, ГОСТ 9454-78, ГОСТ 1497-84, ГОСТ 9.912-89), як контролюючих засобів (вибіркові випробування). При цьому суттєво зменшується час та трудомісткість випробувань.

Представники ТОВ “Прогрес Машбуд”:

Головний технолог



Каміньський С.В.

Головний бухгалтер



Письмак О.

Представник ЗНТУ:

Доцент, к.ф.-м.н.



Сніжної Г.В.

## ДОДАТОК Е



Форма 3

ЗАТВЕРДЖУЮ

Директор ІНР ЗНТУ

підпис (прізвище) члена організації (статус/посада)

Ю. М. Бигуков

ПІБ

23.11.16

р.

М.П.

## АКТ

впровадження результатів НДР

5 23.11.16 р.

м. Запоріжжя

Складено комісією у складі:

Голови зав. каф. «Мікро - та наноелектроніки», проф В.В. Погосов

посада, ПП

члени комісії доц. каф. «Мікро - та наноелектроніки», А.В. Коротун

посада, ПІБ

доц. каф. «Мікро - та наноелектроніки», С.Л. ЖавжаровКомісія провела роботу по визначенню фактичного впровадження науково-дослідної роботи «Магнітно-фазові перетворення в аустенітних сталях і сплавах при температурно-силових впливах та нормативне забезпеченняорганізацій-розробників авіаційної техніки», № 04325виконаної у ЗНТУ згідно (назва тематичного плану) тематичного плану кафедральної НДР ЗНТУ 2015-2018 рр.та установила, що результати вказаної роботи впровадженіЗНТУ, кафедра Мікро - та наноелектроніки

Назва організації (підприємств), структурного підрозділу

Вид та об'єм впровадження Методика визначення швидкості корозії аустенітних сталей і сплавів за допомогою парамагнітної питомої сприйнятливості матеріалу. Впроваджено у лабораторні та лекційні курси з дисциплін «Електронна техніка. Матеріали», «Електронна техніка. Контроль якості» для студентів напрямів підготовки 7(8).05080101 «Мікро - та наноелектроніка», лекційний курс і практикум з дисципліни «Менеджмент якості та сертифікації» за напрямом підготовки 7(8).18010010 «Якість, стандартизація та сертифікація»

Досягнені технічні результати, їх рівень підвищення якості підготовки фахівців за спеціальністю 7(8).05080101 «Мікро - та наноелектронні прилади і пристрої» і 7(8).18010010 «Якість, стандартизація та сертифікація».

Річний економічний ефект від впровадження складає (тис. грн.)

Складено в 2 прим.: 1-й прим. В НДЧ ЗНТУ 2- прим. на каф. МІНЕ ЗНТУ,

Голова комісії

Члени комісії

В. В. Погосов  
А. В. Коротун  
С. Л. Жавжаров



## ДОДАТОК Ж

ЗАТВЕРДЖУЮ  
Проректор з НРЮ.М.Внуков  
17.12 2015 р.

АКТ

впровадження результатів НДР

« 17 » грудня 2015 р.

м. Запоріжжя

Складено комісією у складі:

Голови зав.кафедри МіНЕ, проф. Погосов В.В.члени комісії доц. каф. МіНЕ Коротун А.В.доц. каф. МіНЕ, Жавжаров Є.Л.доц. каф. МіНЕ, Бабіч А.В.

Комісія провела роботу із визначення фактичного впровадження науково-дослідної роботи 04325 «Магнітно-фазові перетворення в аустенітних сталях і сплавах при температурно-силових впливах та нормативне забезпечення організацій-розробників авіаційної техніки», виконаної в ЗНТУ згідно науково-дослідної роботи та установила, що результати вказаної роботи впроваджені в ЗНТУ на кафедрі мікро- та наноелектроніки у навчальний процес підготовки фахівців за напрямом підготовки 6.050801 «Мікро- та наноелектроніка», 7(8).18010010 «Якість, стандартизація та сертифікація».

Вид та об'єм впровадження: впроваджено автоматизовану установку для визначення магнітної сприйнятливості аустенітних сталей і сплавів у:

- лекційний курс і лабораторний практикум з дисциплін «Електронна техніка. Матеріали», «Електронна техніка. Контроль якості» за напрямом підготовки 6.050801 «Мікро- та наноелектроніка»;
- лекційний курс і практикум з дисципліни «Менеджмент якості та сертифікації» за напрямом підготовки 7(8).18010010 «Якість, стандартизація та сертифікація».

Досягнені технічні результати, їх рівень: підвищено якість підготовки фахівців.

Річний економічний ефект від впровадження складає (тис. грн.) –

Складено в 3 прим.: 1-й прим. в НДЧ ЗНТУ, 2-й прим. на каф. МіНЕ, 3-й прим. виконавцю Сніжному Г.В.

Голова комісії

Члени комісії

В.В. Погосов

А.В. Коротун

Є.Л. Жавжаров

А.В. Бабіч

**ДОДАТОК И**  
**ПЕРЕЛІК ОПУБЛІКОВАНИХ ПРАЦЬ ЗА ТЕМОЮ ДИСЕРТАЦІЇ**

**Статті у 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  $\alpha$ -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, 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. Лазечний І. М., Лисиця О. В., Міщенко В. Г., Сніжної В. Л., Сніжної Г. В. Перетворення аустеніту в цементованій сталі 13Х3НВМ2Ф. *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  $\epsilon$ -мартенсита при пластической деформации аустенитных хромоникелевых сталей. *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. 2016. № 2. С. 43–49.

30. Ольшанецкий В. Ю., Сніжною Г. В., Сніжною В. Л. Про формування двофазних мартенситних сумішей ( $\epsilon$ - і  $\alpha'$ - 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  $\varepsilon_s$  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. Развитие гетерогенности структуры коррозионностойких сталей реакторов після експлуатації. *Зб. наук. праць «Будівництво, матеріалознавство, 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  $\alpha$ -фазы в хромоникелевых сталях аустенитного класса. *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  $\chi_0$ . *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 10X13H16B. *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  $\epsilon$ - и  $\alpha'$ - 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  $\epsilon$ -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. Диференційний 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) С22С 37/10 (2006.01) С22С 37/00 С22С 38/12 (2006.01) С22С 38/26 (2006.01) С22С 38/38 (2006.01) С22С 38/48 (2006.01) С22С 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  $\epsilon$ -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: СМУЯЕтаП, 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 ІХ 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  $\epsilon$  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 вкравлення 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.