

УДК 669.017.15:620.18

К. О. Черноіваненко^{1,*}, к.т.н., доцент, ORCID 0000-0003-1613-7784**К. І. Узлов**¹, д.т.н., професор, ORCID 0000-0003-0744-9890**Є. Л. Повзло**¹, ORCID 0009-0008-1432-8003¹ Український державний університет науки і технологій* Автор для листування: k.o.chornoivanenko@ust.edu.ua

ВПЛИВ ДЕФОРМАЦІЇ НА ФОРМУВАННЯ КОМПОЗИТНОЇ СТРУКТУРИ ПРИ НАВУГЛЕЦЮВАННІ ХРОМИСТОЇ СТАЛІ

Анотація. Вихідний стан феритної матриці хромистої сталі Fe-20% Cr значно впливає на механізми кооперативного розпаду фериту на аустеніт і карбіди під час науглецювання. У результаті фазового $\alpha \rightarrow \gamma + K$ перетворення формується аустенітно-карбідна композитна структура, подібна до евтектоїдної. Дослідження показали, що деформація зразків перед науглецюванням призводить до помітного зменшення диференціації в аустенітно-карбідних колоніях. При науглецюванні сплаву, попередньо деформованого зі ступенем обтиснення 5%, зерна науглецюваного шару дрібніші порівняно із литим станом та витягнуті в напрямку дифузії вуглецю. Збільшення ступеня обтиснення до 50% перед науглецюванням підсилює особливості формування аустенітно-карбідного шару, описані для науглецюваного зразка, деформованого зі ступенем обтиснення 5%. Відпал деформованих зразків призводить до утворення вторинних границь, формування великих рівновісних поліедричних зерен незалежно від ступеня попередньої деформації. Досліджено вплив деформації та відпалу на морфологію фронту $\alpha \rightarrow \gamma$ перетворення. Зі збільшенням ступеня деформації викривлення двофазного фронту стає значнішим, рівна поверхня розділу між феритом і аустенітом майже не спостерігається, помітні признаки зародження виступів. Поверхня розділу аустеніт–ферит у зразках, відпалених після деформації зі ступенем обтиснення 5%, здебільшого рівна, однак, після деформації зі ступенем обтиснення 50%, поверхня розділу є нерівною. Показано, при науглецюванні хромистої сталі, відпаленої після значної деформації, спочатку здійснюється виділення у фериті великих і рідкісних включень рівновісних і огранених карбідів, після чого, фазове перетворення $\alpha \rightarrow \gamma + K$ відбувається частково аномально – з утворенням конгломератних структур, і частково нормально – з утворенням композитних структур. Отримані результати дозволяють оптимізувати параметри хіміко-термічної, механічної та термічної обробки для цілеспрямованого керування мікроструктурою та властивостями хромистих сталей, що є важливим для підвищення їх зносостійкості, міцності та довговічності в умовах експлуатації.

© К. О. Черноіваненко, К. І. Узлов, Є. Л. Повзло, 2025

Ця стаття відкритого доступу за ліцензією CC BY-NC-ND 4.0
<https://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/legalcode.uk>

Ключові слова: композитна структура, науглецювання, деформація, дифузія, відпал, хромиста сталь, перекристалізація, фронт перетворення

Посилання для цитування: Черноіваненко К. О., Узлов К. І., Повзло Є. Л. Вплив деформації на формування композитної структури при науглецюванні хромистої сталі. *Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії*. 2025. Вип. 39. С. 296-308. <https://doi.org/10.52150/2522-9117-2025-39-18>

Вступ. Композитні матеріали відіграють ключову роль у розвитку сучасного матеріалознавства завдяки своїм унікальним механічним, термічним та хімічним властивостям. Вони широко застосовуються в авіації, автомобілебудуванні, будівництві, електроніці та біомедицині [1, 2].

Композитні матеріали – це багатофазні системи, які складаються з двох або більше компонентів із чітко вираженим розділенням фаз, де кожен компонент зберігає свої фізико-хімічні властивості [3]. Основна мета створення композитів – поєднання позитивних характеристик кожного з компонентів для отримання матеріалу з заданими властивостями, які не можуть бути досягнуті традиційними матеріалами.

У традиційних композиційних матеріалах армуюча фаза (волокна, частинки, пластини тощо) вводиться в матрицю на стадії формування матеріалу як зовнішній компонент. На відміну від цього, *in situ* композиційні матеріали утворюються шляхом реакційного формування армуючої фази безпосередньо в матриці в процесі синтезу або обробки. Це дозволяє значно покращити мікроструктуру матеріалу, забезпечити кращий зв'язок на границі фаз і досягти стабільних експлуатаційних характеристик [4, 5]. *In situ* композиційні матеріали є потужним інструментом у створенні новітніх матеріалів з покращеними властивостями. При виробництві *in situ* композиту можливо отримати заздалегідь визначені механічні та фізичні властивості [6, 7].

Контрольоване односпрямоване затвердіння евтектичного сплаву є класичним прикладом обробки *in situ*. Односпрямоване затвердіння евтектичного сплаву може призвести до розподілу однієї фази у вигляді волокон або пластин в іншій. Структура таких евтектичних сплавів забезпечує їм властивості природного композиту, в якому металева основа армована кристалами карбідів [8].

Хіміко-термічна обробка за постійної температури сприяє багатофазним перетворенням для залізних сплавів, зумовлених дифузійною зміною концентрації [9]. При цьому механізм кооперативного перетворення під час дифузійної зміни подібний до евтектичних або евтектоїдних перетворень.

Мета даної роботи є дослідження впливу вихідної структури матриці

на формування композитних структур при науглецюванні хромистої сталі.

Матеріал і методи дослідження. Матеріалом дослідження слугував феритний залізо-хромовий сплав, що містить 20,02% хрому, 0,04% вуглецю, решта – залізо. Сплав був отриманий шляхом лабораторного виплавлення на основі армко-заліза та чистого хрому.

Для дослідження впливу вихідної структури матриці даного сплаву на перебіг кооперативного розпаду фериту на аустеніт і карбіди, були взяті зразки після деформації і відпалені після деформації.

Деформація здійснювалась методом кування зі ступенями обтиску 5% і 50%.

Відпал зразків після деформації здійснюється в ампулах на протязі 4 годин при температурі 1240 °С в лабораторній печі.

Насичення вуглецем здійснювалось у лабораторній установці в газовому карбюризаторі. Тигель з зразками поміщали в піч, розігріту до температури 1030 °С, з витримкою 20 хвилин. Після цього температуру знижували до 980 °С, і зразки витримували при цій температурі ще протягом двох годин. Подальше охолодження здійснювалось у воді.

Температурний контроль у печі проводився за допомогою термопар типу ПП і електронного потенціометра, а регулювання — за допомогою автоматичного терморегулятора. Коректність температурних показників періодично перевірялась контрольною термопарою та переносним потенціометром. Коливання температури не перевищували ± 10 °С.

Для виявлення початкової мікроструктури зразки піддавались хімічному травленню у реактиві Марбле (4 г CuSO_4 , 20 г HCl , 20 г H_2O). Структуру науглецюваного шару виявляли електrolітичним травленням у 10%-ному водному розчині щавлевої кислоти.

Для ідентифікації карбідів використовували хімічне та електrolітичне забарвлювальне травлення. Хімічне травлення виконувалося в розчині лужного фероціаніду (10 г $\text{K}_3\text{Fe}(\text{CN})_6$, 10 г KOH , 100 мл H_2O). Електrolітичне травлення здійснювалось при напрузі 5 В у 1%-ному розчині хромової кислоти.

Мікроструктурні дослідження проводилися з використанням металографічного обладнання. Аналіз структури шару насичення проводився у подовжньому шліфі.

Результати досліджень та їх обговорення. Дослідний сплав Fe + 20% Cr належить до феритного класу. Мікроструктура вихідних зразків (литих, деформованих і відпалених) складається з зерен фериту та включень карбідів Cr_7C_3 (рис. 1). У литих зразках зерна фериту крупні, рівновісні, розділені хвилястими границями. Карбіди хрому (Cr_7C_3)

рівномірно розподілені у об'ємі зерна (рис. 1 а).

Деформація зразків зі ступенем обтиснення 5% не призводить до помітної зміни форми зерен, однак змінюється розташування карбідів у зернах. Вони формуються в лінії, витягнуті у напрямку деформації (рис. 1 б).

При деформації зі ступенем обтиснення 50% форма зерен змінюється: зерна витягуються вздовж напрямку деформації. Лінії карбідів орієнтовані в тому ж напрямку (рис. 1 в).

Відпал зразків після деформації спричиняє утворення вторинних меж, формування великих рівновісних поліедричних зерен (рис. 1 г, д). Карбіди хрому рівномірно розподілені в об'ємі зерна. Їх більше у зразках зі ступенем деформації 5%.

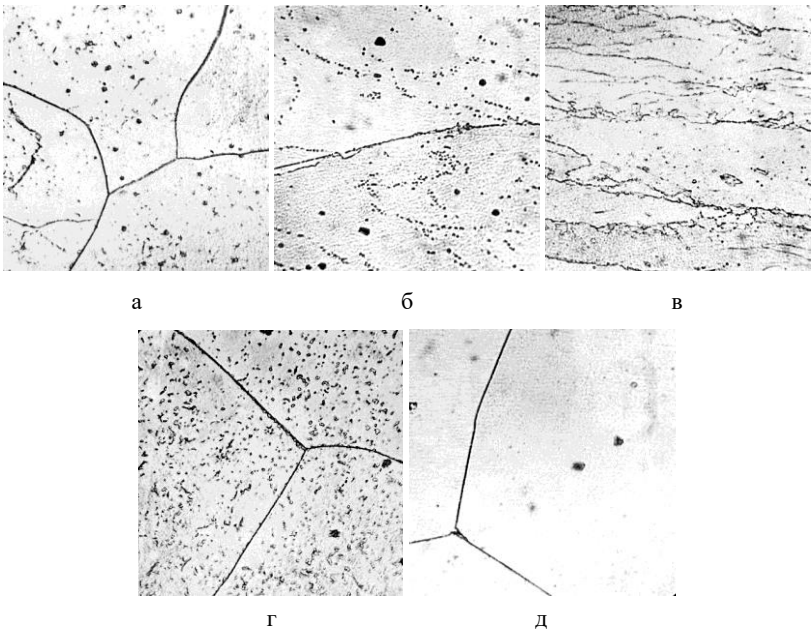


Рисунок 1 – Вихідна мікроструктура сплаву Fe-Cr: а – литий стан, б – деформація зі ступенем обтиску 5%, в – деформація зі ступенем обтиску 50%, г – відпалювання після деформації зі ступенем обтиску 5%, д – відпалювання після деформації зі ступенем обтиску 50%; $\times 400$.

Для дослідження впливу вихідної структури матриці на формування колоніальних структур під час науглецювання були використані зразки залізо-хромового сплаву однакового хімічного складу, але з різним станом матриці, що досягалося шляхом попередньої деформації з

різними ступенями обтиснення та наступного відпалу. Мікроструктурні дослідження деформованих і відпалених зразків після науглецювання проводилися у порівнянні зі структурою науглецьованого шару литих зразків.

Дослідження показали, що науглецювання сплаву Fe + 20% Cr у литому стані призводить до кооперативного розпаду фериту на аустеніт і карбіди. У результаті формується аустенітно-карбідна композитна структура, подібна до евтектоїдної (рис. 2).

У приповерхневій зоні науглецьованого шару структура є дрібнозернистою, карбіди орієнтовані в різних напрямках (рис. 2 а). Зі збільшенням тривалості процесу науглецювання під час кооперативного росту аустеніту і карбідів утворюються стовпчасті аустенітно-карбідні агрегати, витягнуті в напрямку дифузії вуглецю (рис. 2 б).

Агрегати складаються з аустенітної матриці, пронизаної пластинчастими та стрижневими волокнами карбідів. Волокна карбідів ростуть перпендикулярно до міжфазної границі аустеніт–ферит і в межах одного зерна розташовуються паралельно одне до одного (рис. 2 в). Механізм структуроутворення при науглецюванні литої хромистої сталі більш детально описано в роботі [10].

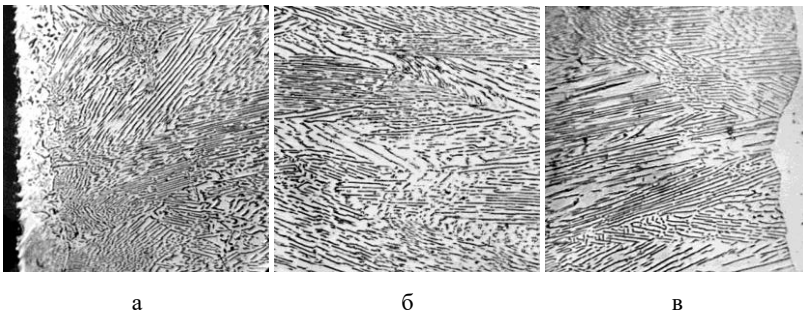


Рисунок 2 - Мікроструктура науглецьованого шару литого сплаву Fe-Cr:

а – початок шару, б – середина шару, в – кінець шару; $\times 400$.

При науглецюванні сплаву, попередньо деформованого зі ступенем обтиснення 5%, при збереженні основних закономірностей утворення аустенітно-карбідної структури, які спостерігались при науглецюванні литого зразка, отримано дещо іншу картину, ніж описану вище.

Аустенітно-карбідний шар починає рости безпосередньо від поверхні зразка (рис. 3 а). Зерна науглецьованого шару дрібніші порівняно із зернами науглецьованого шару литого зразка та витягнуті в напрямку дифузії вуглецю. На певній відстані від поверхні в ділянках

ауспенітно-карбідного шару спостерігається ялинкоподібне розташування пластин карбідів (рис. 3 б). Диференціація колоній вища, ніж у науглецьованому шарі литих зразків (рис. 3 в). Як і в попередньому випадку, карбіди ростуть переважно перпендикулярно до границі розділу ауспеніт–ферит (рис. 3 г).

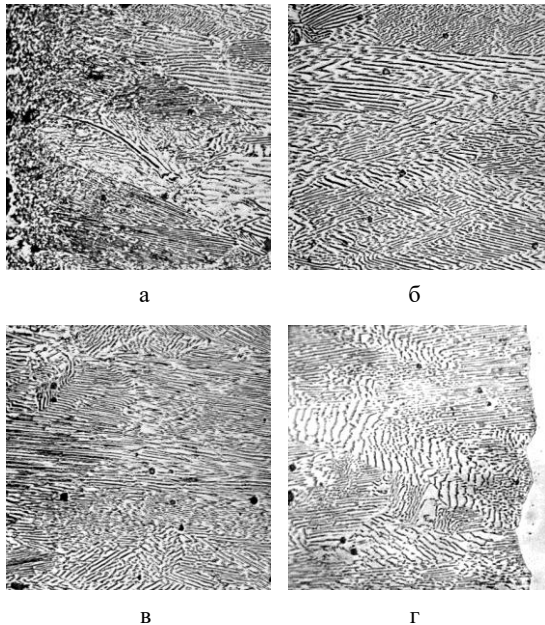


Рисунок 3 – Мікроструктура науглецьованого шару сплаву Fe-Cr, попередньо деформованого зі ступенем обтиску 5%: а – початок шару, б, в – середина шару, г – кінець шару, $\times 400$.

При такій вихідній структурі в зразку після науглецьовання частіше спостерігається викривлена (рис. 4), а не пряма лінія границі двофазного фронту. При цьому пластини, розташовуючись паралельно одна одній у межах одного зерна та залишаючись перпендикулярними до міжфазної поверхні розділу ауспеніт–ферит, ростуть під кутом до напрямку науглецьовання. Виступи, що утворюються при викривленні двофазного фронту росту, можуть розвиватися своєю вершиною як уздовж границі колишнього феритного зерна, так і за її межами – вглиб зерна. І в цьому випадку границі колишніх феритних зерен не перешкоджають росту науглецьованого шару.

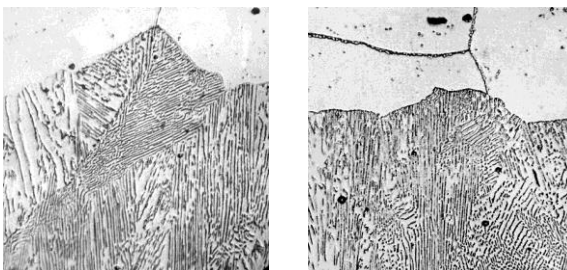


Рисунок 4 – Фрагменти поверхні розділу α - γ в науглецьованому шарі Fe-C сплаву, попередньо деформованого зі ступенем обтиску 5%; $\times 400$.

На відстані від суцільного аустенітно-карбідного шару спостерігаються ділянки з колоніальною структурою, оточені зернами фериту (рис. 5).

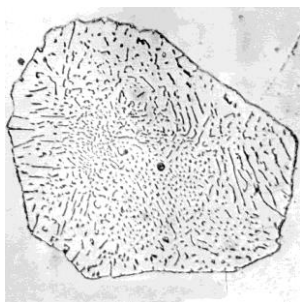


Рисунок 5 – Ділянки з колоніальною структурою в фериті; $\times 400$.

Скупчення надлишкових фаз всередині науглецьованого шару є перешкодою для росту колоній (рис. 6).

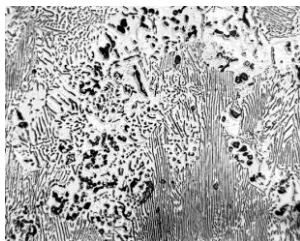


Рисунок 6 – Скупчення надлишкових фаз всередині науглецьованого шару; $\times 400$.

Попередня деформація зразків зі ступенем обтиснення 50% перед науглецюванням лише підсилює всі особливості формування аустенітно-карбідного шару, описані для науглецьованого зразка, деформованого зі ступенем обтиснення 5%.

Аустенітно-карбідний шар починає рости безпосередньо від

поверхні зразка (рис. 7 а). Зерна, в межах яких ростуть аустенітно-карбідні колонії, є дрібнішими (рис. 7 б). Лінія двофазного фронту викривлена: проростання аустенітно-карбідного шару вглиб фериту відбувається у вигляді виступів за рахунок просування їх вершин уздовж границь феритних зерен (рис. 7 в). Рівна поверхня розділу між феритом і аустенітом, паралельна поверхні зразка, спостерігається дуже рідко, і навіть тоді вона має ознаки зароджуваних виступів.

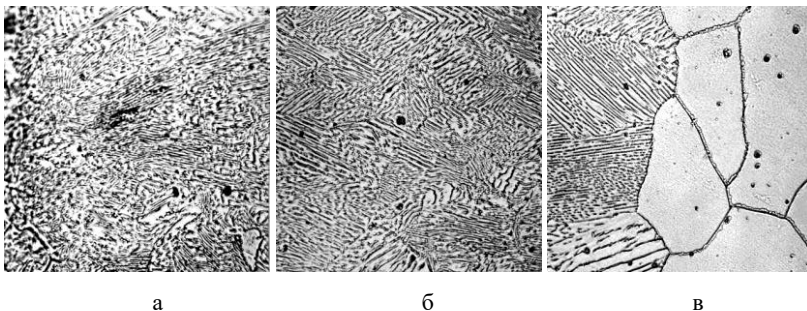


Рисунок 7 – Мікроструктура науглецьованого шару сплаву Fe-Cr, попередньо деформованого зі ступенем обтиску 50%: а – початок шару, б – середина шару, в – кінець шару, $\times 400$

На відстані від суцільного науглецьованого шару також спостерігаються ділянки з аустенітно-карбідною структурою, оточені феритними зернами (рис. 8).

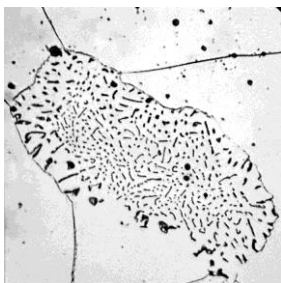


Рисунок 8 – Ділянки з колоніальною структурою в фериті; $\times 400$.

Проводилось також науглецювання зразків, які були відпаленими після деформації. Як зазначалося вище, відпал деформованих зразків призводить до утворення вторинних меж, формування великих рівновісних поліедричних зерен незалежно від ступеня попередньої деформації. Тому структури науглецьованого шару у відпалених зразках є аналогічними.

Аустенітно-карбідні колонії ростуть від поверхні зразка, зерна в

науглецьованому шарі є великими (рис. 9 а, б; рис. 10 а, б). Поверхня розділу аустеніт–ферит у зразках, відпалених після деформації зі ступенем обтиснення 5%, здебільшого рівна (рис. 9 в), хоча в окремих ділянках спостерігаються виступи вздовж границь феритних зерен (рис. 9 г). У зразках, відпалених після деформації зі ступенем обтиснення 50%, поверхня розділу аустеніт–ферит є нерівною (рис. 10 в).

У зразках, відпалених після деформації зі ступенем обтиснення 5% і 50%, спостерігається виділення ділянок аустенітного відманштетта на певній відстані від шару з колоніальною структурою (рис. 11).

У зразку, відпаленому після деформації зі ступенем обтиснення 50%, крім того, спостерігається виділення великих кутових карбідів, які перешкоджають росту колоній (рис. 12).

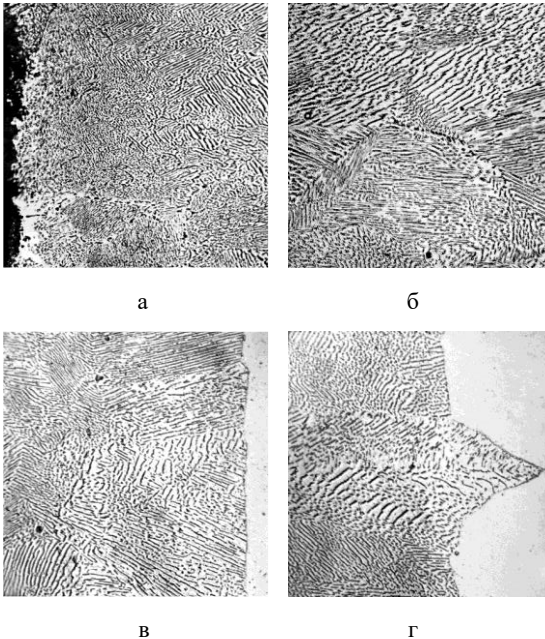
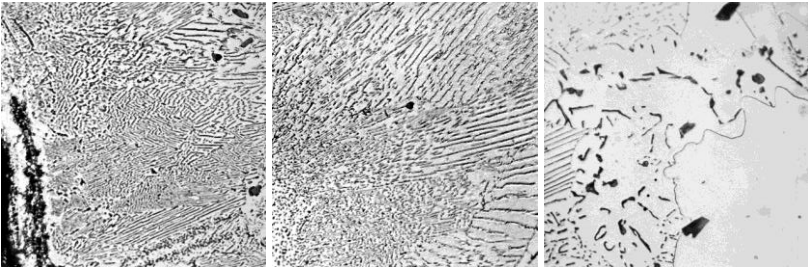


Рисунок 9 – Мікроструктура науглецьованого шару сплаву Fe-Cr, попередньо відпаленого після деформації зі ступенем обтиску 5%: а – початок шару, б – середина шару, в, г – кінець шару, $\times 400$.



а

б

в

Рисунок 10 – Мікроструктура науглецьованого шару сплаву Fe-Cr, попередньо відпаленого після деформації зі ступенем обтиску 50%: а – початок шару, б – середина шару, в – кінець шару; а, б – $\times 400$, в – $\times 600$.

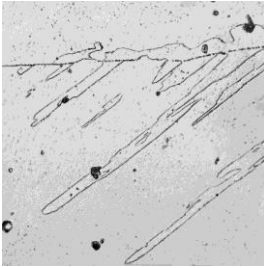


Рисунок 11 – Виділення аустеніту по границях феритних зерен; $\times 400$.

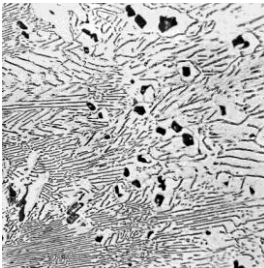


Рисунок 12 – Виділення крупних карбідів в науглецьованому шарі відпаленого зразка; $\times 400$.

Проведене ідентифікаційне травлення карбідів показало, що в науглецьованому шарі досліджуваних зразків відбувається виділення карбіду хрому Cr_7C_3 .

Проведені мікроструктурні дослідження науглецьованого шару сплаву Fe + 20% Cr з різним вихідним станом зразків засвідчили, що під час науглецьовання в дифузійному шарі формується аустенітно-карбідна структура внаслідок кооперативного розпаду фериту на аустеніт і карбіди.

Під час науглецьовання гарячедеформованих (кованих) зразків у

феритній матриці одночасно відбуваються рекристалізаційні процеси та фазові перетворення, спричинені науглецюванням. На початковій стадії науглецювання ферит перебуває в менш стабільному стані, ніж у литих зразках, що призводить до помітного зменшення диференціації в аустенітно-карбідних колоніях.

Вплив ковки та наступного відпалу проявляється через зміну структури феритної матриці. Високі ступені деформації та подальший високотемпературний відпал стабілізують структуру: зерна стають великими рівновісними (0–1 бал), матриця проходить достатню гомогенізацію. Процеси рекристалізації відбуваються настільки повно, що можна очікувати дуже низьку щільність дефектів кристалічної решітки. Такі структурні зміни змінюють термодинамічні властивості фериту: він стабілізується, що призводить до зсуву поверхонь поліморфізму та обмеженої розчинності на діаграмі стану. Ймовірно, поверхня поліморфізму зміщується в бік більшої концентрації вуглецю, а поверхня обмеженої розчинності – навпаки, у бік меншої концентрації. Це призводить до зсуву лінії потрібної рівноваги $\alpha \rightarrow \gamma + K$ у бік нижчих концентрацій легуючого елемента – хрому.

Таким чином, при тих самих температурах науглецювання, за яких у литому сплаві ферит розпадається на аустеніт і карбіди з утворенням композитних структур, науглецювання сплаву, відпаленого після значної деформації, спочатку призводить до виділення у фериті великих і рідкісних включень рівновісних і огранених карбідів, після чого розпад фериту на аустеніт і карбіди відбувається частково аномально – з утворенням конгломератних структур, і частково нормально – з утворенням композитних структур.

Висновки

Досліджено мікроструктуру сплаву Fe – 20% Cr з різним вихідним станом матриці (литий, кований і відпалений) до та після науглецювання. Показано, що під час науглецювання в дифузійному шарі формується аустенітно-карбідна структура внаслідок кооперативного розпаду фериту на аустеніт і карбіди.

Структура аустенітно-карбідних зерен складається з аустенітної матриці, пронизаної пластинами та стрижнями карбідів, витягнутими в напрямку науглецювання.

Дослідження впливу деформації на формування колоніальних структур у науглецьованому шарі сплаву Fe–Cr показало, що деформація призводить до помітного зменшення диференціації в аустенітно-карбідних колоніях.

Вплив ковки та наступного відпалу проявляється через зсув лінії потрібної рівноваги $\alpha \rightarrow \gamma + K$ у бік нижчих концентрацій хрому, що

відображається на мікроструктурі навуглецьованого шару – ферит частково розпадається аномально з утворенням конгломератних структур, а частково – нормально з утворенням колоніальних структур.

Таким чином, стан феритної матриці впливає на розташування та розміри аустенітно-карбідних агрегатів, а також на дисперсність колоній у них.

Перелік посилань / References

1. Gibson, R. F. (2016). *Principles of Composite Material Mechanics*, CRC Press.
2. Chung, D. D. L. (2020). *Composite Materials: Science and Applications*, Springer.
3. Campbell, F. C. (2012). *Structural Composite Materials*, ASM International.
4. Zhang D., et al. (2020). *In-situ fabrication of metal matrix composites: A review*. Journal of Materials Science & Technology, 45, 53–70.
5. Miracle D. B. (2005). *Metal matrix composites – From science to technological significance*. Composites Science and Technology, 65(15–16), 2526–2540.
6. Chawla, N., & Chawla, K. K. (2013). *Metal Matrix Composites*. Springer.
7. Rajan T. P. D., Pillai R. M., & Pai B. C. (2007). *Review: Reinforcement coatings and interfaces in aluminium metal matrix composites*. Journal of Materials Science, 42(9), 2917–2938.
8. Movchan O. V., Chornoivanenko K. O. (2021). *In situ composites: A Review*. Progress in Physics of Metals. 22(1), 58-77. <https://doi.org/10.15407/ufm.22.01.058>
9. Movchan O. V., & Chornoivanenko K. O. (2020). *Utvorennia in situ kompozytiv pry navuhletsyuvanni khromystoi stali, Mizhnarodna naukova konferentsiia Materialy dlia roboty v ekstremalnykh umovakh-10*, Kyiv, 48-51.
10. Chornoivanenko, K. O., & Povzlo, Y. L. (2025). *Formuvannia kompozytnykh struktur pry nasychenni khromovykh stalei vuhletsem, XIX Mizhnarodna konferentsiia Stratehiia yakosti v promyslovosti i osviti*, Dnipro, Zhurfond, 131-138.

K. O. Chornoivanenko^{1,*}, Ph. D. (Tech.), Assoc. Prof., ORCID 0000-0003-1613-7784

K. I. Uzlov¹, D. Sc. (Tech.), Professor, ORCID 0000-0003-0744-9890

Y. L. Povzlo¹, ORCID 0009-0008-1432-8003

¹ Ukrainian State University of Science and Technologies

*Corresponding author: vladimir.antonchik1958@gmail.com

INFLUENCE OF DEFORMATION ON THE FORMATION OF COMPOSITE STRUCTURE DURING CARBURIZING OF CHROMIUM STEEL

Abstract. The initial state of the ferritic matrix in Fe-20% Cr chromium steel significantly affects the mechanisms of cooperative decomposition of ferrite into austenite and carbides during carburizing. As a result of the $\alpha \rightarrow \gamma + C$ phase

transformation, an austenite-carbide composite structure is formed, similar to a eutectoid structure. Studies have shown that deformation of samples prior to carburizing leads to a noticeable reduction in differentiation within austenite-carbide colonies. When carburizing an alloy pre-deformed to a 5% reduction, the grains in the carburized layer are finer compared to the as-cast state and are elongated in the direction of carbon diffusion. Increasing the degree of reduction to 50% before carburizing enhances the features of austenite-carbide layer formation described for the carburized sample deformed to 5%. Annealing of deformed samples results in the formation of secondary boundaries and the development of large equilibrium polyhedral grains, regardless of the degree of prior deformation. The influence of deformation and annealing on the morphology of the $\alpha \rightarrow \gamma$ transformation front was investigated. With increasing deformation, the curvature of the two-phase front becomes more pronounced; a flat interface between ferrite and austenite is almost never observed, and signs of protrusion nucleation are evident. The austenite–ferrite interface in samples annealed after 5% deformation is mostly flat, whereas after 50% deformation, the interface is uneven. It is shown that during carburizing of chromium steel annealed after significant deformation, large and rare equilibrium faceted carbide inclusions are initially precipitated in ferrite, after which the $\alpha \rightarrow \gamma + C$ phase transformation occurs partially abnormally—with the formation of conglomerate structures—and partially normally—with the formation of composite structures. The obtained results enable optimization of chemical-thermal, mechanical, and heat treatment parameters for targeted control of the microstructure and properties of chromium steels, which is important for improving their wear resistance, strength, and durability under operating conditions.

Keywords: composite structure, carburizing, deformation, diffusion, annealing, chromium steel, recrystallization, transformation front.

For citation: Chornoivanenko, K. O., Uzlov, K. I., & Povzlo, Y. L. (2025). Influence of deformation on the formation of composite structure during carburizing of chromium steel. *Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy*, 39, 296-308. <https://doi.org/10.52150/2522-9117-2025-39-18>

Рукопис надійшов до редакції / Received 19.07.2025

Рекомендовано до друку / Accepted 21.10.2025