

**О. В. Мовчан**<sup>1</sup>, к.т.н., ст.н.с., ORCID 0000-0003-1543-7160

**К. О. Черноіваненко**<sup>1</sup>, к.т.н., доцент, ORCID 0000-0003-1613-7784

<sup>1</sup> *Український державний університет науки і технологій*

## ЗАКОНОМІРНОСТІ ФАЗОВИХ І СТРУКТУРНИХ ПЕРЕТВОРЕНЬ В СИСТЕМІ Fe-Cr-Ti-C ПРИ НАВУГЛЕЦЮВАННІ

**Анотація.** Дифузійне науглецювання фериту, легованого карбідоутворюючими стабілізуючими ферит компонентами в певних умовах призводить до кооперативного розпаду фериту на аустеніт і спеціальний карбід з утворенням евтектоїдоподібних пластинково-стрижневих колоній. Вивчення умов формування аустенітно-карбідних колоній, показано, що рушійною силою зростання колоній є приплив вуглецю. При цьому необхідно, щоб науглецювання фериту одночасно призводило до аустенітизації та карбідоутворення. Аналіз діаграм складу дослідних систем Fe-Cr-C і Fe-Ti-C при різному вмісті карбідоутворюючих елементів показав, що при певній концентрації та температурі можливий кооперативний розпад фериту на аустеніт та карбіди. Визначено закономірності структуроутворення та фазових перетворень в поверхневому шарі при науглецюванні в залежності від параметрів обробки. Встановлено температурний інтервал формування аустенітно-карбідних колоніальних структур, подібних евтектоїдним, що являють собою природний композиційний матеріал, при науглецюванні високолегованих залізних сплавів системи Fe-Cr-Ti-C внаслідок спільного й одночасного карбідоутворення та перекристалізації. Комплексними методами дослідження встановлено закономірності трансформації фронту  $\alpha \rightarrow \gamma$  перетворення. Показано, що формування коміркового фронту перекристалізації здійснюється під дією концентраційних градієнтів, викликаних перерозподілом основного легуючого елементу попереду фронту перетворення. Було проведено електронімікроскопічні дослідження тонкої структури аустенітно-карбідних колоній, які показали, що аустенітно-карбідна колонія є єдиним бікристалом. Мартенситні пластини переважно орієнтовані паралельно карбідним стрижням, які мають кубічне огранювання. Спільні електронограми карбіду та аустеніту показали наявність орієнтаційного співвідношення між цими фазами.

**Ключові слова:** науглецювання, дифузія, фазове перетворення, карбідоутворення, колонії, діаграма стану

**Посилання для цитування:** Мовчан О. В., Черноіваненко К. О. Закономірності фазових і структурних перетворень в системі Fe-Cr-Ti-C при науглецюванні.

© Видавець Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України, 2024



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

*Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії. 2024. Вип. 38. С. 632-643. <https://doi.org/10.52150/2522-9117-2024-38-632-643>.*

**Вступ.** У раніше виконаних дослідженнях [1-7] показано, що науглецювання сплавів заліза з карбідоутворюючими елементами, що стабілізують ферит (вольфрам, молібден, хром, ванадій, титан), призводить до аустенізації вихідної феритної матриці та зростання спеціальних карбідів. Якщо ці процеси йдуть спільно, то можливе кооперативне зростання аустеніту та карбідів шляхом переміщення у ферит двофазного тонкодиференційованого фронту внаслідок чого утворюються зерна (колонії), подібні до евтектичних або евтектоїдних.

Формування колоніальних аустенітно-карбідних структур відбувається при одночасному і спільному перетворенні пересиченого вуглецем фериту в аустеніт і виділення карбідної фази. При цьому процес іде ізотермічно і вимагає доставки вуглецю ззовні. Перетворення нагадує евтектичне або евтектоїдне як за морфологією продуктів перетворення, так і за механізмом розпаду материнської фази, коли необхідний перерозподіл компонентів відбувається шляхом дифузії вздовж двофазного фронту, що переміщується.

Проте, перетворення, що викликані науглецюванням, мають деякі принципові особливості. Якщо евтектоїдне і евтектичне перетворення, що здійснюється внаслідок охолодження, відбуваються і в двох і багатоконцентних сплавах, то подібні перетворення, що викликані дифузійною зміною складу, можуть йти, як мінімум, в трьох-компонентних системах, наприклад, при науглецюванні не чистого заліза, а твердого розчину у фериті деяких компонентів. Необхідність дотримання матеріального балансу при розпаді фериту вимагає, щоб концентрація цього компонента була в карбіді вище, а в аустеніті нижче, ніж у фериті, тобто компонент повинен бути карбідоутворюючим і стабілізуючим ферит (альфа-стабілізатором). Причому склад фериту повинен бути таким, щоб науглецювання призводило одночасно до карбідоутворення та аустенізації, тобто відповідати трифазній рівновазі фериту з аустенітом і карбідом. На діаграмах рівноваги трикомпонентних сплавів це визначає лінія, а на ізотермічних перерізах – точка у вершині конодного трикутника трифазної рівноваги аустеніт ( $\gamma$ ) + карбід (К) + ферит ( $\alpha$ ). Для здійснення кооперативного розпаду фериту, що призводить до утворення аустенітно-карбідних колоній, необхідно щоб склад залізного сплаву при температурі науглецювання відповідав трифазній рівновазі.

Так, розгляд різних перерізів діаграм стану Fe-Cr-C [8] показало, що положення точки потрійної рівноваги  $\alpha+\gamma+K$  залежить від вмісту легуючого компонента (в даному випадку хрому), від вмісту вуглецю та

від температури науглецювання. Чим більше хрому в сплаві, тим за більш високої температури відбувається кооперативний розпад фериту на аустеніт та карбіди.

Оскільки титан утворює один із найтвердіших карбідів, проаналізуємо вплив вмісту титану в сплаві та температури науглецювання на структуру дифузійної зони.

За видом діаграми стану Fe-C сплавів з різним вмістом титану [9] можна робити висновки про можливості колоніального розпаду  $\alpha + \gamma + \text{TiC}$ . На рисунку 1 а представлена діаграма Fe-C-Ti сплавів з 0,01 %Ti. Область  $\gamma + \text{TiC}$  проявляється як частина  $\gamma$ -області діаграми в інтервалі температур 750...900 °С. При цьому вихідний стан низьковуглецевого сплаву ( $\alpha + \gamma$ ) двофазний, що ускладнює формування колоній в  $\gamma$ -області і створює неоднорідність структури. При підвищенні вмісту титану до 0,1 % (рис. 1 б) інтервал температур, де можливе колоніальне зростання  $\gamma + \text{TiC}$  з  $\alpha$ -фази, розширюється (750...1200 °С). При цьому при температурі до 910 °С перетворення йде шляхом  $\alpha \rightarrow \alpha + \gamma + \text{TiC} \rightarrow \gamma + \text{TiC}$ , тобто спочатку ферит розпадається з утворенням двох нових фаз  $\gamma + \text{TiC}$ , а потім карбід титану може продовжувати зростати вже безпосередньо з  $\gamma$ -фази. Очевидно, при малій кількості вуглецю будуть утворюватися ділянки колоній (пластинково-стрижневі), при вищому вмісті вуглецю – дисперсні глобулярні карбіди TiC в  $\gamma$ -фазі і тільки при вмісті вуглецю вище ~0,8 % з  $\gamma$ -фази можуть зростати відразу два типи карбідів TiC і Fe<sub>3</sub>C, які за своєю морфологією можуть бути і колоніальними і глобулярними.

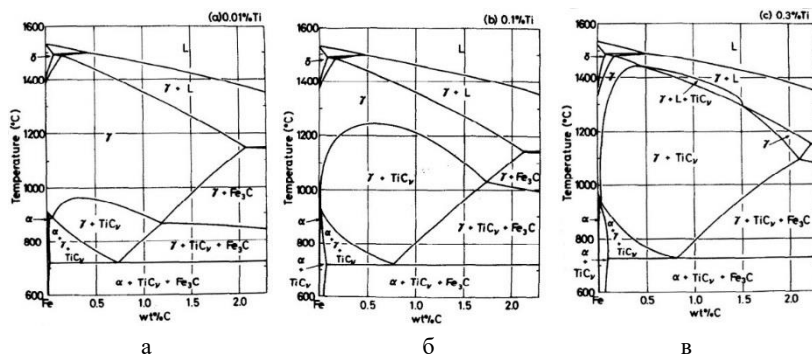


Рисунок 1 – Фрагмент політермічного перерізу діаграми стану системи Fe-Ti-C при температурі 900 °С (а), 1000 °С (б), 1100 °С (в) [9]

Подальше підвищення вмісту Ti в сплаві до 0,3 % розширює температурний інтервал  $\gamma + \text{TiC}$  (750...1450 °С), але в цьому випадку, вже при вмісті вуглецю на поверхні 0,5 % і більше можливе оплавлення, що

обмежує температурний режим науглецювання. З точки зору морфології карбідів, колонії  $\alpha+\gamma+\text{TiC}$  можна отримати до температури  $\sim 950$  °С, а підвищення температури науглецювання призведе до виділення  $\text{TiC}$  з  $\gamma$ -фази, при цьому від 1100 до 1300 °С підвищення вмісту вуглецю призведе до виділення карбідів титану та підвищення вмісту вуглецю в  $\gamma$ -фазі (рис. 1 в). При більш високих температурах можливе оплавлення, а за більш низьких – зростатимуть цементитні включення ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ), які значно відрізняються за твердістю від карбідів титану  $\text{TiC}$ .

Таким чином, збільшення вмісту титану в сплаві розширює область можливого колоніального розпаду вихідного низьковуглецевого фериту при науглецюванні. Розширення температурної області існування  $\text{TiC}+\gamma$ , з одного боку, обмежується можливістю оплавлення поверхні, з другого – виділенням і зростанням з  $\gamma$ -фази наряду із  $\text{TiC}$  і цементиту  $\text{Fe}_3\text{C}$ .

Якщо звернутися до ізотермічних перерізів діаграми стану  $\text{Fe-Ti-C}$  сплавів при найбільш сприятливих температурах від 900 °С до 1100 °С, видно, що кут конодного трикутника лежить навпроти вмісту титану 0,04 % (рис. 1 а). При насиченні такого сплаву вуглецем колонії зростатимуть при вмісті вуглецю до 0,3 %, а за більш високому вмісті – із  $\gamma$ -фази виділятиметься карбід титану. Такий низький рівень вихідного вмісту вуглецю в сплаві малоімовірний, а при вищому вмісті колонії не формуються.

При температурі 1000 °С необхідний для формування колоніальних структур вміст титану – 0,8 %. У цьому випадку з фериту виділяється одночасно  $\gamma+\text{TiC}$ , формуючи колоніальний шар потрібної товщини. Конода  $\alpha\text{-TiC}$  майже паралельна лінії зміни вмісту вуглецю (рис. 1 б). Але в цьому випадку кут конодного трикутника майже зливається з межею  $\alpha+\gamma$  області, що може призвести до попередньої  $\alpha\rightarrow\gamma$  перекристалізації з подальшим формуванням колоній і створення карбідної неоднорідності.

Аналіз перерізу діаграми стану сплавів  $\text{Fe-Ti-C}$  при 1100 °С, показав, що необхідний рівень вмісту титану буде 1,4 %. При цьому лінія, що обмежує  $\alpha+\gamma$  область (рис. 1 в) нахилена під кутом до лінії зміни вмісту вуглецю (осі вуглецю), а значить фазова перекристалізація почнеться і йтиме паралельно коноді  $\alpha\text{-TiC}$ , тобто на всьому протязі конодного трикутника, а, отже, при будь-якому підвищенні вмісту вуглецю на поверхні. Це найбільш сприятливе поєднання вмісту титану і температури науглецювання для отримання однорідного зміцнення робочого шару карбідами титану.

Виходячи з вищевикладеного, метою даної роботи було дослідження фазових і структурних перетворень на сплавах, що містять титан і хром

в процесі науглецювання. Титан вводили в сплави для отримання карбідного зміцнення, а хром – для легування матриці.

**Матеріали і методики досліджень.** Хімічний склад дослідних сплавів обирали з урахуванням даних [8, 9] згідно встановлених термодинамічних рівноваг в системах Fe-Cr-C і Fe-Ti-C. Хімічний склад обраних сплавів наведено в таблиці 1.

Науглецювання здійснювали в газовому середовищі типу «інертний газ + пропан» з різним вмістом газових складових. Експериментально встановлено, що науглецювання сплавів 3-5, що містять 2,87...9,74 %Cr відповідно, вимагає особливої підготовки поверхні, що полягає в гальванічному нікелюванні. В іншому випадку, утруднюється адсорбція вуглецю поверхнею, причиною чого є утворення складних з'єднань титану і хрому в результаті взаємодії з атмосферою.

Таблиця 1 - Хімічний склад дослідних сплавів

Зразок	Вміст елементів, % ваг.		
	C	Ti	Cr
1	0,04-0,06	1,70	-
2		1,39	1,84
3		1,04	2,87
4		1,45	4,85
5		1,48	9,74

Науглецювання здійснювали при різних температурах з метою визначення раціональної температури обробки і загартовувалися у воді від цієї температури.

Електронномікроскопічні дослідження проводили на мікроскопі EM-125 при прискорюючій напрузі 160 і 125 В. Дифракційна постійна приладу 18,3...20 Å·мм, діаметр селекторної діафрагми 1,0 мкм. Дослідження проводили «на провіт» методом тонких фольг. Зразки вирізали з дифузійного шару на глибині 0,3 мм від поверхні. Площина фольг була орієнтована перпендикулярно напрямку науглецювання. Заготовки стоншували механічно до товщини ~0,1 мм, потім стоншували електролітичним поліруванням. Остаточне стоншення проводили електролітично.

**Результати дослідження та їх обговорення.** Мікроструктура дифузійного шару зразків 1-4 (див. табл. 1) після науглецювання при температурі 1100 °С представляє собою аустенітно-карбідні колонії, переважно орієнтовані в напрямку дифузії вуглецю.

Морфологія карбідної складової (TiC) стрижнева, що пояснюється з позицій, опублікованих у роботі [10], малою об'ємною та поверхневою часткою карбіду (близько 10%). У такому випадку, виходячи з чисто

геометричного співвідношення об'ємної та поверхневої енергій, термодинамічно вигідніше зростання фази, що займає менший обсяг, у вигляді стрижня.

Мікроструктура науглецьованого шару сплавів 1-4 мало відрізняється між собою (рис. 2). Фронт кооперативного перетворення залиється плоским. Перед фронтом виділяється невелика кількість надлишкових карбідів. Це пояснюється сильними карбідоутворюючими властивостями титану.

Згідно з [9] область гомогенного фериту при температурі 1100 °С не простягається далі 0,001 %С і отримання чисто феритного сплаву є дуже важким завданням. Тому в нашому випадку наявні у вихідному фериті дисперсні включення карбіду (або карбонітриду) титану є підложкою, на якій відбувається виділення карбіду титану при науглецьованні. Виділення карбіду на підложці передусім  $\alpha \rightarrow \gamma + \text{TiC}$  кооперативному перетворенню або відбувається одночасно з ним. Ферит навколо включень збіднюється титаном і не зазнає  $\alpha \rightarrow \gamma + \text{TiC}$  перетворення. Тому включення надлишкових карбідів у колоніях обрамлені ділянками гомогенного аустеніту.

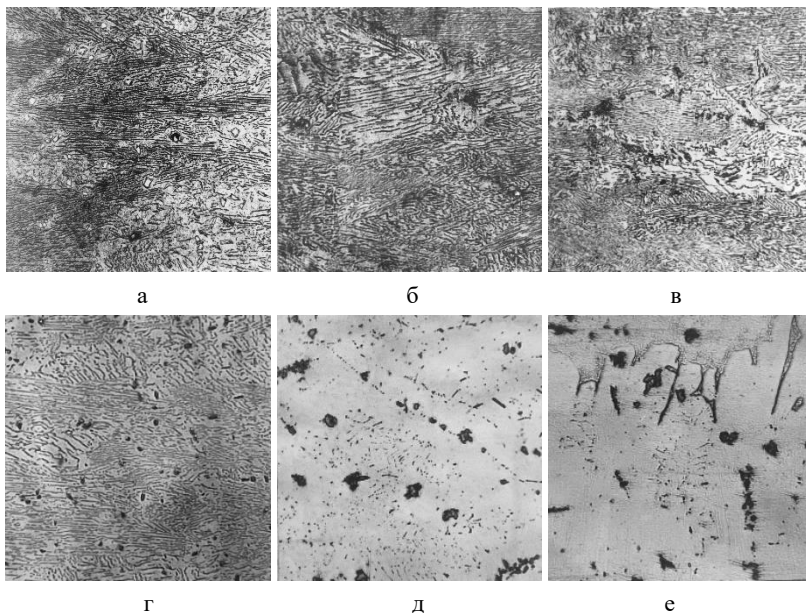


Рисунок 2 – Мікроструктура науглецьованого шару дослідних сплавів:  
а – сплав 1, б – сплав 2, в – сплав 3, г – сплав 4, д – сплав 5, е – фронт перетворення в сплаві 5;  $\times 250$

Структура науглецьованого при температурі 1100 °С сплаву 5 (див. табл. 1) різко відрізняється від структури сплавів 1-4. Через високий вміст хрому підвищується стабільність фериту, отже, виділення карбіду титану передре  $\alpha \rightarrow \gamma$  перекристалізації і перед фронтом перетворення виникає широка зона надлишкових карбідів. Внаслідок цього зменшується частка карбідної фази при  $\alpha \rightarrow \gamma + \text{TiC}$  перетворенні, і колоніальна структура не утворюється.

Структура дифузійного шару сплаву 5 після науглецьовання при температурі 1200 °С представлена на рис. 2 д. Видно, що підвищенням температури обробки до 1200 °С не вдається повністю подавити виділення надлишкових карбідів і вони присутні в структурі поряд з колоніальними. Об'ємна частка колоніальних карбідів значно менше, ніж у сплавах 1-4, по-перше, тому, що частина титану зв'язується у вигляді надлишкових карбідів і, по-друге, хром, знижуючи термодинамічну активність титану в твердому розчині, збільшує його розчинність.

Структура фронту перетворення представлена на рисунку 2 е. Фронт нерівний, на ньому спостерігаються глибокі западини та виступи. Це пов'язано з неоднаковою розчинністю хрому у фериті, аустеніті та карбіді. При перекристалізації фериту в аустеніт і карбід відбувається перерозподіл хрому між фазами. Встановлюється квазістаціонарний процес, при якому ростуть аустеніт і карбід із середнім для сплаву вмістом хрому, а перед фронтом перетворення рухається його надлишок, витіснений у ферит на самому початку перекристалізації. Градієнт концентрації хрому перед фронтом створює градієнт рівноважної концентрації вуглецю при  $\alpha \rightarrow \gamma + \text{TiC}$  перетворенні. Оскільки коефіцієнт дифузії хрому у фериті приблизно на порядок менше, ніж вуглецю, то рівноважна концентрація вуглецю у фериті характеризується набагато більшим градієнтом, ніж істинна. Внаслідок цього виникає ефект, аналогічний ефекту концентраційного переохолодження при кристалізації сплаву. Ферит на деякому віддаленні від фронту перетворення пересичується вуглецем. У переважних умовах зростання виявляються випадкові виступи на фронті, фронт стає нестійким. Виступи проростають у ферит, западини, що утворюються між ними, збагачуються хромом і ферит у них стабілізується. Формується характерна коміркова структура фронту. При цьому виникають умови для тангенціального зростання колоніальних карбідів і вони набувають вилоподібної морфології.

Науглецьовання сплавів 1 при температурі 1000 °С показало, що за даної температури обробки збільшується кількість надлишкових карбідів.

Крім досліджень мікроструктури дифузійного шару з використанням

світлової мікроскопії, було проведено електрономікроскопічні дослідження тонкої структури аустенітно-карбідних колоній.

Тонка структура загартованих зразків сплавів 1-4 між собою не відрізняється і складалася з частково двійникового мартенситу і волокон карбіду  $TiC$  (рис. 3 а). Мартенситні пластини переважно орієнтовані паралельно карбідним стрижням. Стрижні мають кубічне огранювання (рис. 3 б). Іноді спостерігали рядкові виділення карбіду по границях зерен (рис. 3 в). Мартенсит сплаву 5 відрізняється більш інтенсивним двійнукуванням (рис. 3 г). Після відпуску при температурі  $550\text{ }^{\circ}C$  двійники у структурі зберігаються (рис. 3 д).

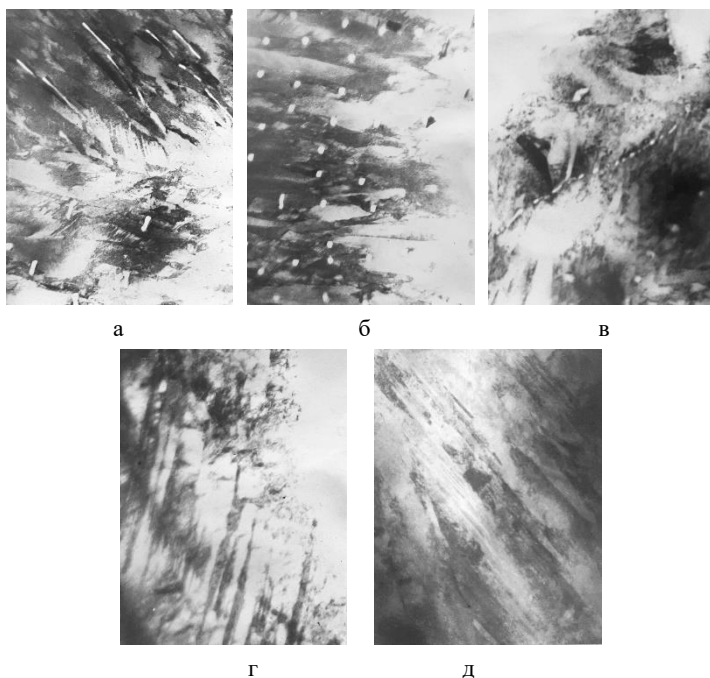


Рисунок 3 – Тонка структура науглецьованого шару дослідних сплавів: а, б –  $\times 15000$ , в –  $\times 20000$ , г, д –  $\times 30000$

Вивчення ділянок залишкового аустеніту показало, що аустенітна матриця колонії монокристалічна. Спостерігаються поодинокі дислокації на карбідних включеннях, що виникли, ймовірно, в результаті фазового наклепу (рис. 4 а). У той самий час зустрічаються зерна, вільні від дислокацій, попри близьке сусідство мартенситного пакета (рис. 4 б). Спостерігаються також дефекти пакування в аустенітній матриці (рис. 4 в). Спільні електронограми карбіду та



аустеніту показали наявність орієнтаційного співвідношення між цими фазами, що характеризується паралельністю кристалографічних площин та напрямків (решітки обох фаз ізоморфні – ГЦК) (рис. 5).

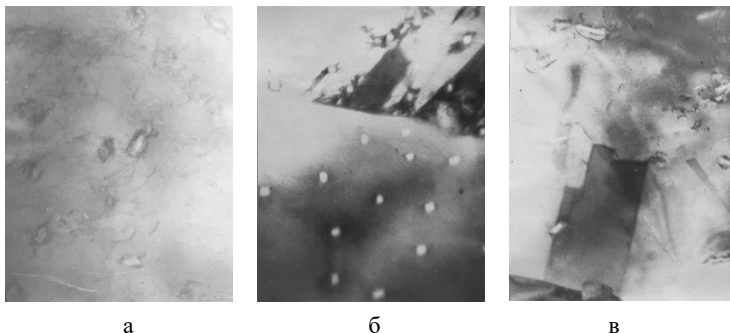


Рисунок 4 – Тонка структура залишкового аустеніту;  $\times 30000$



Рисунок 5 – Спільна електронограма карбіда та аустеніту в аустенітно-карбідній колонії

Таким чином, проведені дослідження показали, що аустенітно-карбідна колонія є єдиним бікристалом.

### **Висновки**

Теоретично обґрунтовано принцип вибору хімічного складу досліджуваних високолегованих залізних сплавів системи Fe-Cr-Ti-C, який дозволяє отримати визначене співвідношення фазових і структурних складових.

Здійснено аналіз фазових і структурних перетворень в процесі науглецювання сплавів різного хімічного складу при різних температурах. Встановлена раціональна температура для здійснення науглецювання, яка становить 1100 °С, при якій в дифузійному шарі зростають аустенітно-карбідні колонії на базі карбіду TiC, що направлені уздовж потоку вуглецю та перпендикулярно поверхні зразка.

Аналіз фронту  $\alpha \rightarrow \gamma$  перетворення показав, що формування коміркової структури фронту викликано перерозподілом легуючих

елементів перед фронтом перетворення.

Електронімікроскопічні дослідження тонкої структури аустенітно-карбідних колоній показали, що аустенітно-карбідна колонія є єдиним бікристалом. Мартенситні пластини переважно орієнтовані паралельно карбідним стрижням, які мають кубічне огранювання. Виявлено наявність орієнтаційного співвідношення між цими фазами, що характеризується паралельністю кристалографічних площин та напрямків.

#### Перелік посилань

1. Бунин К. П., Мовчан В. И., Педан Л. Г. Формирование пластинчато-стержневых карбидо-аустенитных колоний при насыщении сплава Fe-W-Cr-V-Mo углеродом. Изв. ВУЗов. Черная металлургия. 1973. №2. С. 123-126.

2. Бунин К. П., Мовчан В. И., Педан Л. Г. Структурообразование при изотермическом науглероживании железных сплавов легированных молибденом и вольфрамом. Изв. АН СССР. Металлы. 1975. №3. С. 164-168.

3. Мовчан В. И., Педан Л. Г., Иваница В. И. Формирование направленных аустенито-карбидных структур при науглероживании сложнoleгированных сталей. МиТОМ. 1990. №8. с. 12-14.

4. Movchan O.V., Chornoivanenko K.O. In situ Composites: A Review. Progress in Physics of Metals. 2021. Vol. 22. No. 1. P. 58-77. <https://doi.org/10.15407/ufm.22.01.058>

5. Мовчан О. В., Черноіваненко К. О. Утворення in situ композитів при науглецюванні хромистої сталі. Міжнародна наукова конференція «Матеріали для роботи в екстремальних умовах-10». Київ, 2020. С. 48-51.

6. Бачурін А. П., Мовчан О. В., Педан Л. Г. Чотирифазна реакція  $\alpha \rightarrow \gamma + M_6C + M_{23}C_6$  при науглецюванні сплавів Fe-Mo-Cr і Fe-W-Cr. Металознавство та обробка металів. 2001. №1-2. С. 18-21.

7. Мовчан О. В., Черноіваненко К. О. Закономірності формування трифазного композиту при науглецюванні сплавів системи Fe-W-V-C. Металургійна та гірничорудна промисловість. 2019. №5-6. С. 76-83. <https://doi.org/10.34185/0543-5749.2019-5-6-76-83>

8. Khvan A. V., Hallstedt B., Broeckmann C. A thermodynamic evaluation of the Fe-Cr-C system. Calphad. 2014. Vol. 46. P. 24-33. <https://doi.org/10.1016/j.calphad.2014.01.002>

9. Ohtani H., Tanaka T., Hasebe M., Nishizawa T. Calculation of the Fe-C-Ti ternary phase diagram. Calphad. 1988. Vol. 12. Iss. 3. P. 225-246. [https://doi.org/10.1016/0364-5916\(88\)90003-X](https://doi.org/10.1016/0364-5916(88)90003-X)

10. F van der Ham, G.J Witkamp, J de Graauw, G.M van Rosmalen. Eutectic freeze crystallization simultaneous formation and separation of two solid phases // Journal of Crystal Growth. 1999. Vol. 198-199. Part 1. P. 744-748. [https://doi.org/10.1016/S0022-0248\(98\)01003-3](https://doi.org/10.1016/S0022-0248(98)01003-3)

#### References

1. Bunyn, K. P., Movchan, V. Y., & Pedan, L. H. (1973). Formyrovanye plastynchato-sterzhnevyykh karbydo-austenytnyykh kolonyi pry nasyshchenyy splava

Fe-W-Cr-V-Mo uhljerodom. *Yzv. VUZov. Chernaia metallurhiya*, (2), 123-126

2. Bunyn, K. P., Movchan, V. Y., & Pedan, L. H. (1975). Strukuroobrazovanye pry yzotermicheskom nauhlerozhyvanyy zheleznykh splavov lehyrovannykh molybdenom y volframom. *Yzv. AN SSSR. Metally*, (3), 164-168

3. Movchan, V. Y., Pedan, L. H., Yvanytsa, V. Y. (1990). Formyrovanye napravlenykh austenito-karbydnykh struktur pry nauhlerozhyvanyy slozhnolehyrovannykh stali. *MyTOM*, (8), 12-14

4. 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>

5. Movchan, O. V., & Chornoivanenko, K. O. (2020). Utvorennia in situ kompozitiv pry navuhletsivanni khromystoi stali. *Mizhnarodna naukova konferentsiia "Materialy dlia roboty v ekstremalnykh umovakh-10"*. Kyiv. P. 48-51

6. Bachurin, A. P., Movchan, O. V., & Pedan, L. H. (2001). Chotyryfazna reaktsiia  $\alpha \rightarrow \gamma + M_6C + M_{23}C_6$  pry navuhletsivanni splaviv Fe-Mo-Cr i Fe-W-Cr // *Metaloznavstvo ta obrobka metaliv*, (1-2), 18-21

7. Movchan, O. V., & Chornoivanenko, K. O. (2019). Zakonomirnosti formuvannia tryfaznoho kompozytu pry navuhletsivanni splaviv systemy Fe-W-V-C. *Metallurhiina ta hirmychorudna promyslovisht*, (5-6), 76-83. <https://doi.org/10.34185/0543-5749.2019-5-6-76-83>

8. Khvan, A. V., Hallstedt, B., & Broeckmann, C. (2014). A thermodynamic evaluation of the Fe-Cr-C system. *Calphad*, 46, 24-33. <https://doi.org/10.1016/j.calphad.2014.01.002>

9. Ohtani, H., Tanaka, T., Hasebe, M., & Nishizawa, T. (1988). Calculation of the Fe-C-Ti ternary phase diagram. *Calphad*, 12(3), 225-246. [https://doi.org/10.1016/0364-5916\(88\)90003-X](https://doi.org/10.1016/0364-5916(88)90003-X)

10. F van der Ham, G. J Witkamp, J de Graauw, & G. M van Rosmalen (1999). Eutectic freeze crystallization simultaneous formation and separation of two solid phases. *Journal of Crystal Growth*, 198-199, Part 1, 744-748. [https://doi.org/10.1016/S0022-0248\(98\)01003-3](https://doi.org/10.1016/S0022-0248(98)01003-3)

**O. V. Movchan**<sup>1</sup>, Ph. D. (Tech.), Senior Researcher, ORCID 0000-0003-1543-7160

**K. O. Chornoivanenko**<sup>1</sup>, Ph. D. (Tech.), Associate Professor, ORCID 0000-0003-1613-7784

<sup>1</sup> *Ukrainian State University of Science and Technology*

## REGULARITIES OF PHASE AND STRUCTURAL TRANSFORMATIONS IN THE Fe-Cr-Ti-C SYSTEM DURING CARBURINATION

**Abstract.** Diffusion carburization of ferrite alloyed with carbide-forming stabilizing ferrite components under certain conditions leads to the cooperative disintegration of ferrite into austenite and special carbide with the formation of eutectoid-like plate-rod colonies. Studying the conditions for the formation of austenite-carbide colonies shows that the driving force behind the growth of colonies is the influx of carbon. At the same time, it is necessary that carburization of ferrite simultaneously leads to austenitization and carbide formation. The analysis of the diagrams of the composition

of the Fe-Cr-C and Fe-Ti-C experimental systems with different contents of carbide-forming elements showed that at a certain concentration and temperature, cooperative disintegration of ferrite into austenite and carbides is possible. The regularities of structure formation and phase transformations in the surface layer during carburization were determined depending on the processing parameters. The temperature interval for the formation of austenite-carbide colonial structures, similar to eutectoid ones, which are a natural composite material, during carburization of highly alloyed iron alloys of the Fe-Cr-Ti-C system as a result of joint and simultaneous carbide formation and recrystallization has been established. Complex research methods established the transformation patterns of the  $\alpha \rightarrow \gamma$  transformation front. It is shown that the formation of the cellular recrystallization front is carried out under the influence of concentration gradients caused by the redistribution of the main alloying element in front of the transformation front. Electron microscopic studies of the austenite-carbide colonies were conducted, which showed that the austenite-carbide colony is a single bicrystal. Martensitic plates are mainly oriented parallel to the carbide rods, which have a cubic facet. Joint electronograms of carbide and austenite showed the presence of an orientational relationship between these phases.

**Keywords:** carburization, diffusion, phase transformation, carbide formation, colonies, state diagram

**For citation:** Movchan, O. V., & Chornoivanenko, K. O. (2024). Regularities of phase and structural transformation in the Fe-Cr-Ti-C system during carburization. *Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy*, 38, 632-643. <https://doi.org/10.52150/2522-9117-2024-38-632-643>

Стаття надійшла до редакції збірника 01.10.2024 р.  
Рекомендовано до друку редколегією збірника (Протокол № 12 від 19.12.2024 р.)