

УДК 669.017.15:620.18

Мовчан О.В., Чорноіваненко К.О.

Дослідження закономірностей зростання аустенітно-карбідних колоній в дифузійній парі

Movchan O.V., Chornoivanenko K.O.

Research of austenite-carbide colonies growth in a diffusion pair

Анотація. Мета. Визначення закономірностей формування та зростання аустенітно-карбідних колоній, що являють собою *in situ* композиційний матеріал, в дифузійній парі в процесі хіміко-термічної обробки. Дослідження морфології композитних структур в залежності від температури та тривалості хіміко-термічної обробки. Методика. Матеріалом для досліджень послужили сплави U12 та Fe-20%Cr. Формування та зростання аустенітно-карбідних колоній при хіміко-термічній обробці спостерігали за допомогою високотемпературного мікроскопа Union HM-488. Застосовували контактне науглецювання. Металографічні дослідження проводили на мікроскопах «Neophot-21» і Carl Zeiss Axiovert 40 MAT. Дослідження структури дифузійних шарів дослідних сплавів здійснювали на растровому електронному мікроскопі РЕМ-106І. Результати. Встановлені закономірності структурних перетворень в дифузійній парі в процесі хіміко-термічної обробки. Встановлена залежність міжпластинкової (міжстрижневої) відстані від швидкості зростання аустенітно-карбідних колоній. За допомогою методу високотемпературної металографії показано, що збільшення міжпластинкової відстані може відбуватися як шляхом злиття карбідних волокон, що зростають, так і шляхом відриву від фронту і припинення росту окремих. Зменшення міжпластинкової відстані може відбуватися як шляхом розщеплення волокон, так і шляхом зародження нових на міжфазній поверхні аустеніту з феритом. Наукова новизна. Показана можливість одночасного перебігу карбідоутворення та перекристалізації фериту в аустеніт при науглецюванні дифузійної пари сплавів U12 – Fe-20%Cr. В результаті формуються та зростають колоніальні аустенітно-карбідні структури, що являють собою *in situ* композит. Практична значущість. Використання отриманих даних дозволить більш гнучко управляти кінцевої структурою конкретних виробів, а, отже, успішно вирішувати практичні завдання поліпшення технологічних і експлуатаційних характеристик обробного інструменту.

Ключові слова: дифузійна пара, *in situ* композит, перекристалізація, карбідоутворення, фронт, високотемпературна металографія, науглецювання

Abstract. Purpose. Determination of formation and growth regularities of austenite-carbide colonies in the diffusion pair in the process of chemical-thermal treatment. Austenite-carbide colonies are *in situ* composite material. Study of the morphology of composite structures depending on the temperature and duration of chemical and thermal treatment. Methodology. The materials for the research were U12 and Fe-20%Cr alloys. The formation and growth of austenite-carbide colonies during chemical-thermal treatment was observed using a high-temperature microscope Union HM-488. Contact carburization was used. Metallographic studies were carried out on Neophot-21 and Carl Zeiss Axiovert 40 MAT microscopes. The study of the structure of the diffusion layers of the experimental alloys was carried out on a SEM-106I scanning electron microscope. Findings. The regularities of structural transformations in the diffusion pair in the process of chemical and thermal treatment have been established. The dependence of the inter-plate (inter-bar) distance on the growth rate of austenite-carbide colonies was established. The increase in the interplate distance can occur both by the fusion of growing carbide fibers and by detachment from the front and the cessation of individual growth was shown by the method of high-temperature metallography. A decrease in the interplate distance can occur both by the splitting of fibers and by the nucleation of new ones on the interphase surface of austenite with ferrite. Originality. The possibility of simultaneous carbide formation and recrystallization of ferrite into austenite during carburization of a diffusion pair of U12 – Fe-20%Cr alloys is shown. As a result, colonial austenite-carbide structures are formed and grow, representing a *in situ* composite. Practical value. The using of the obtained results will allow more flexible control over the final structure of specific products, and, consequently, successfully solve practical problems of improving the technological and operational characteristics of the cutting tools.

Key words: diffusion pair, *in situ* composite, recrystallization, carbide formation, front, high-temperature metallography, carburization

Вступ. В теперішній час технологічному обладнанню, і допоміжному виробничому обладнанню доводиться часто працювати у більш складних умовах. В результаті чого, металообробні вироби повинні володіти високими міцністю і твердістю, а також мати високу пластичність, ударну в'язкість і відмінну зносостійкість [1...3]. Створення матеріалів із задалегідь заданими властивостями – тренд сучасного матеріалознавства. Можна відзначити значний інтерес до розробки структурностабільних матеріалів, що мають чудовий комплекс механічних властивостей, включаючи високу міцність,

твердість і зносостійкість у поєднанні з відмінною пластичністю та ударною в'язкістю [4...6]. Усьому широкому спектру підвищених вимог відповідають композиційні матеріали, які отримали умовний математичний вираз: $1+1>2$. Цей математичний вираз вказує на поєднання позитивних властивостей вихідних компонентів для отримання матеріалу із синергетичним ефектом, що перевищує сумарний ефект. Цей факт зумовив дедалі більший інтерес до композиційних матеріалів [7].

Композитний матеріал *in situ* виготовляється одноетапно з вихідного сплаву, що дозволяє уник-

Мовчан О.В.,	
Чорноіваненко К.О.	

нути труднощів, пов'язаних з об'єднанням окремих компонентів, як за традиційного способу отримання композитів. Керована односпрямована кристалізація евтектичного сплаву є класичним прикладом композиту *in situ*. Евтектики є багатофазними композитами, що утворюються в процесі рідкофазного затвердіння [8 ... 11]. Перевага синтезу евтектичних композитів *in situ* під час кристалізації розплаву полягає в тому, що одержувані структури не залежать від властивостей вихідних матеріалів, таких як розмір або форма частинок, а пов'язані з умовами кристалізації. Односпрямована кристалізація евтектичного сплаву може призвести до розподілу однієї фази в іншій у вигляді волокон або стрічок.

Навуглецювання сплавів заліза з карбідоутворюючими, стабілізуючими ферит компонентами (W, Mo, V, Cr) призводить до карбідоутворення та

перекристалізації фериту в аустеніт. Показано можливість сумісного перебігу карбідоутворення та перекристалізації, при цьому формуються колоніальні аустенітно-карбідні (А-К) структури евтектичного типу [12...14]. Сталі з колоніальною структурою у науглецьованому шарі характеризуються високим рівнем механічних властивостей, мають зносостійкість і теплостійкість. Дані перетворення відрізняються від класичних евтектичних тим, що викликаються хімічним, а не термічним стимулом.

У публікації [15] наведено огляд робіт у галузі вивчення технологій отримання, закономірностей формування структури та властивостей природних (*in situ*) композитів.

Матеріал і методи досліджень. Матеріалом досліджень послужили сплави У12 і Fe-20% Cr, хімічний склад яких наведено в таблиці 1.

Таблиця 1 – Хімічний склад дослідних сплавів

Сплав	C, %	Si, %	Mn, %	P, %	S, %	Cr, %	Fe, %
У12	1,19	0,21	0,23	0,02	0,01	-	98,34
Fe-20% Cr	0,04	0,07	0,06	0,01	0,02	20,02	79,78

Сплав Fe-20%Cr виплавляли в індукційній печі на базі армо-заліза та ферохрому марки ФХ003А, розливали у сталеві виливниці. З отриманих злитків $d=85$ мм та довжиною 330...340 мм виготовляли зразки для досліджень. У литому стані мікроструктура сплаву складалася з великих зерен фериту з незначною кількістю приграничних виділень аустеніту пластинкової форми (рис. 1). У середині зерен спостерігаються численні тонкодисперсні виділення карбідної фази.

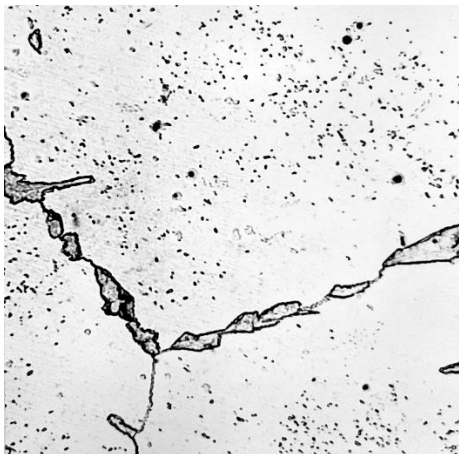


Рис. 1 – Мікроструктура сплаву Fe-20% Cr у вихідному литому стані, $\times 400$

Безпосередньо зростання А-К колоній при дифузійному науглецюванні фериту спостерігали за допомогою високотемпературного мікроскопа Union HM-488. Застосовували контактне науглецювання. Джерелом вуглецю служила ампула зі сталі У12, в яку запресовувався конічний зразок (конусність 1:20) зі сплаву Fe-20%Cr. Спостерігали структурні зміни у сплаві поблизу високовуглеце-

вої ампули. Схема дифузійної пари наведено на рис. 2. Навуглецювання проводили ізотермічно при температурі 1000 °С. Точність підтримання температури становила ± 1 °С. Час нагрівання до заданої температури 30 хвилин. Середовище – очищений аргон із вмістом домішок менше 0,001%, що дозволяло уникнути випаровування окремих компонентів (особливо хрому) з поверхні зразка. У процесі спостереження послідовно фотографували окремі ділянки шліфу у дифузійній зоні. Як слідує зі схеми зразка, зростання А-К колоній очікувалося вздовж поверхні шліфу.

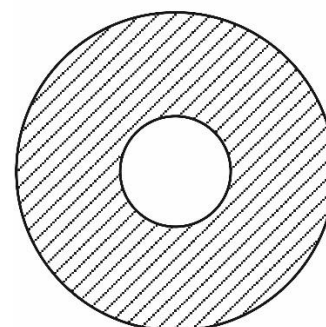
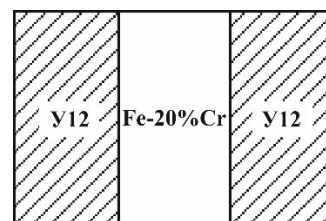


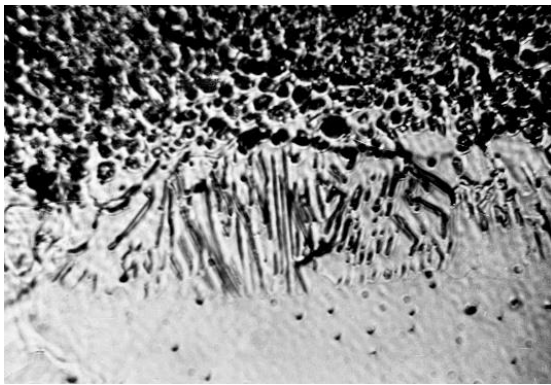
Рис. 2 – Схема дифузійної пари для дослідження зростання аустенітно-карбідних колоній

Металографічні дослідження проводили на мікроскопах «Neophot-21» і Carl Zeiss Axiovert 40

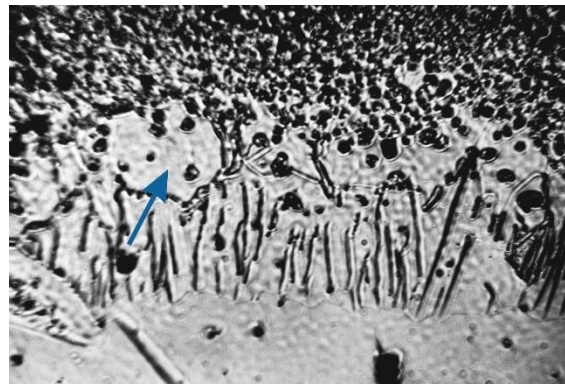
МАТ. Дослідження структури дифузійних шарів дослідних сплавів здійснювали на растровому електронному мікроскопі РЕМ-106І.

Результати досліджень та їх обговорення. Дифузія вуглецю в зразок з ампули починається в процесі нагрівання до досягнення робочої температури ізотермічної витримки і призводить до множинного зародження і зростання карбідів переважно глобулярної форми з рівномірним розподілом в об'ємі матриці. Карбідні виділення виглядають на фотографіях у вигляді темних включень (рис. 3). Це пояснюється тим, що їхня поверхня, в основному, не паралельна поверхні шліфу і розсіює світло. Одночасно з виділенням карбідів відбувається перекристалізація збідненої хромом і збагаченої вуглецем феритної матриці в аустенітну. Окремі зерна аустеніту, які відрізняються від феритних меншими розмірами, можна спостерігати при наближенні температури до робочої (рис. 3 б, вказано стрілкою). Зростання А-К колоній починається з появи глобулярних карбідів на міжфазній

поверхні аустеніт-ферит (можна бачити на тому ж зерні, рис. 3 б). Так зароджується двофазний фронт зростання, що переміщується вздовж напрямку науглецювання, що призводить до утворення стовпчастих А-К зерен, в яких аустенітна матриця пронизана волокнами карбідів переважно у формі пластин, ширина яких відповідає поперечнику А-К зерна. Уважний розгляд послідовних фотографій однієї й тієї самої ділянки (рис. 4) показує, що формування структури А-К зерен локалізується у двофазного фронту зростання. Подальша витримка не призводить до якісних змін у структурі сформованих зерен. Форма фронту перетворення злегка звивиста, що пов'язано з нерівномірним постачанням вуглецю, проте процес саморегульований, так що у випереджуючих ділянках фронту надлишок вуглецю призводить до появи нових карбідних кристалів, що споживають в процесі зростання вуглець і ця ділянка стає відстаючою (рис. 4).



а



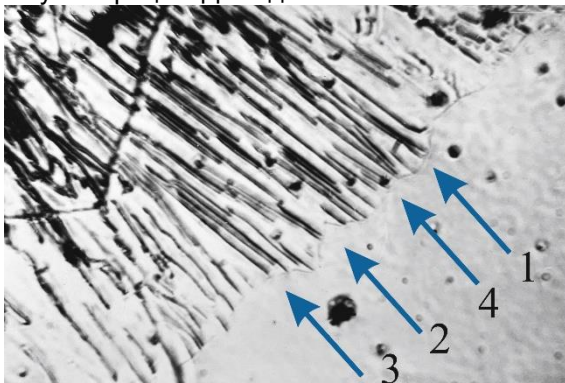
б

Рис. 3 – Високотемпературна металографія зростання аустенітно-карбідних колоній. Початкова стадія процесу. Зразок 1: а – місце 1, $t = 12$ хв.;

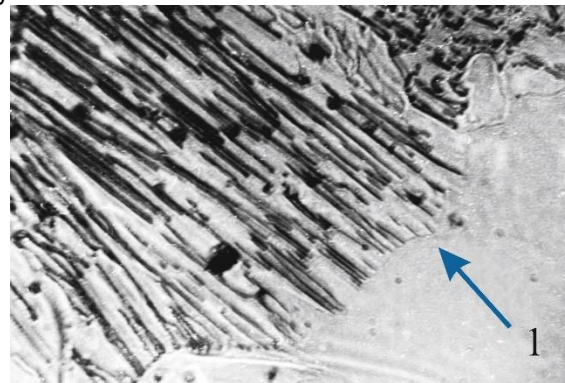
б – місце 2, $t = 16$ хв.

Форма поверхні розділу аустеніт-ферит між сусідніми пластинами зазвичай увігнута, хоча іноді спостерігається і зворотне, так що карбідні волокна дещо випереджають у процесі зростання аустенітну матрицю. Дослідники евтектик бачать у

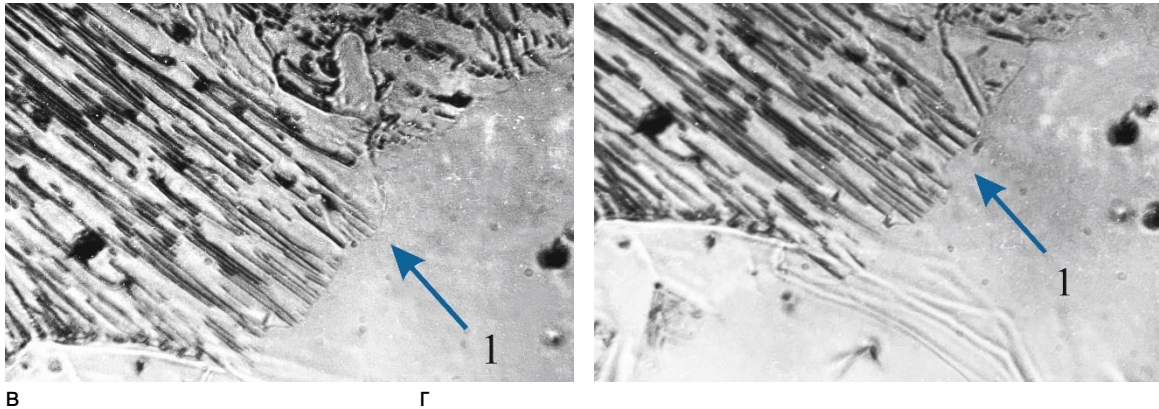
цьому факті основу твердження, що з фаз (у даному випадку карбідна) виступає у ролі провідної, хоча це можна пояснити і співвідношенням сил поверхневого натягу в місці трифазного стику.



а



б



В Г

Рис. 4 – Перетворення на фронті зростання аустенітно-карбідних колоній. Зразок 1, місце 4: а – $t = 24$ хв.; б – $t = 31$ хв.; в – $t = 35$ хв.; г – $t = 39$ хв.

Границі феритних зерен долаються колоніями без значних збурень в структурі та змін швидкості, хоча при цьому багато волокон, що ростуть, відмирають, так що міжпластинкова відстань збільшується стрибкоподібно. Однак картина змінюється, якщо проходження А-К колоній через границю передусе виділення аустеніту. У цьому випадку А-К зерна дійшовши до приграничного прошарку припиняють зростання (рис. 5). Потім зростання відновлюється, при цьому морфологія А-К зерен може істотно змінитися. Наприклад, замість пластинкових колоній будуть зростати стрижневі (рис. 6), так що при подоланні приграничного прошарку аустеніту відбувається зародження і зростання нових А-К зерен. Морфологія цих зерен значною мірою визначається кристалографічними параметрами аустеніту по відношенню до напрямку зростання А-К колоній і, отже, енергетичними параметрами поверхонь розділу аустеніту-карбіду. Надалі, після подолання наступного прикордонного прошарку аустеніту, може спостерігатися знову якісна зміна морфології А-К зерен – стрижневі перетворюються на пластинчасті (рис. 5).

Досліджували вплив коливань температури при зростанні А-К колоній при контактному науглецюванні залізо-хромистого сплаву. Сплав зручний тим, що порівняно зі сплавами заліза з молібденом, ванадієм, вольфрамом, титаном, в залізо-хромистих сплавах формування А-К колоній відбувається в широкому інтервалі температур, зокрема в досліджуваному сплаві, що містить 20% Сг, в інтервалі температур 85 ...1000 °С. Як базова була обрана температура 900 °С, при якій спостерігалось стійке зростання А-К колоній з порівняно рівним фронтом (рис. 7 а). Температуру знижували спочатку до 890 °С, а потім (через 5 хвилин) до 880 °С. Зниження температури лише на 10 °С викликає появу безлічі нових карбідних частинок на фронті перетворення, переважно в місцях початково грубого диференціювання, внаслідок чого диференціювання А-К колоній стає більш тонким (рис. 7 б).

Подальше зниження температури ще на 10 °С викликає подальше витончення диференціювання, при цьому помітно, що поява нових карбідних частинок на двофазному фронті відбувається шляхом розгалуження (розщеплення) волокон, що ростуть (рис. 7 в). Підвищення температури до базової (900 °С) викликає появу аустенітного прошарку (рис. 7 г), а потім на фронті перетворення з'являються карбідні частинки і відновлюється зростання А-К колоній з характерним для базової температури диференціюванням (рис. 8 а, б, в). Потім температуру значно знижували, до 850 °С. При цьому диференціювання колоній різко потоншується, у фронті перетворення спостерігається множинне розщеплення карбідних волокон (рис. 8 г).

В роботі [16] встановлено, що трансформація фронту перетворення здійснюється під впливом концентраційних градієнтів, викликаних перерозподілом основних легуючих елементів попереду фронту перекристалізації.

Основні перетворення на фронті зростання А-К колоній, що призводять до формування певної структури А-К колоній – це поява нових та відмирання старих карбідних волокон. Зазвичай нові волокна з'являються між пластинами, що розходяться в процесі росту (рис. 4, стрілки 2, 3), відмирання відбувається в місці сходження пластин (рис. 4, стрілка 4). Таким чином, встановлюється певна середня міжпластинкова відстань. У процесі зростання А-К колоній відбувається як зародження, так і відмирання карбідних волокон, так що говорити про співвідношення між швидкістю переміщення фронту та величиною міжпластинкової відстані можна тільки маючи на увазі середню міжпластинкову відстань, яка в міру зростання та зменшення швидкості переміщення фронту має тенденцію до збільшення. Аналіз математичної моделі перетворення дозволив отримати кількісне співвідношення між швидкістю просування фронту та міжпластинковою відстанню [17].

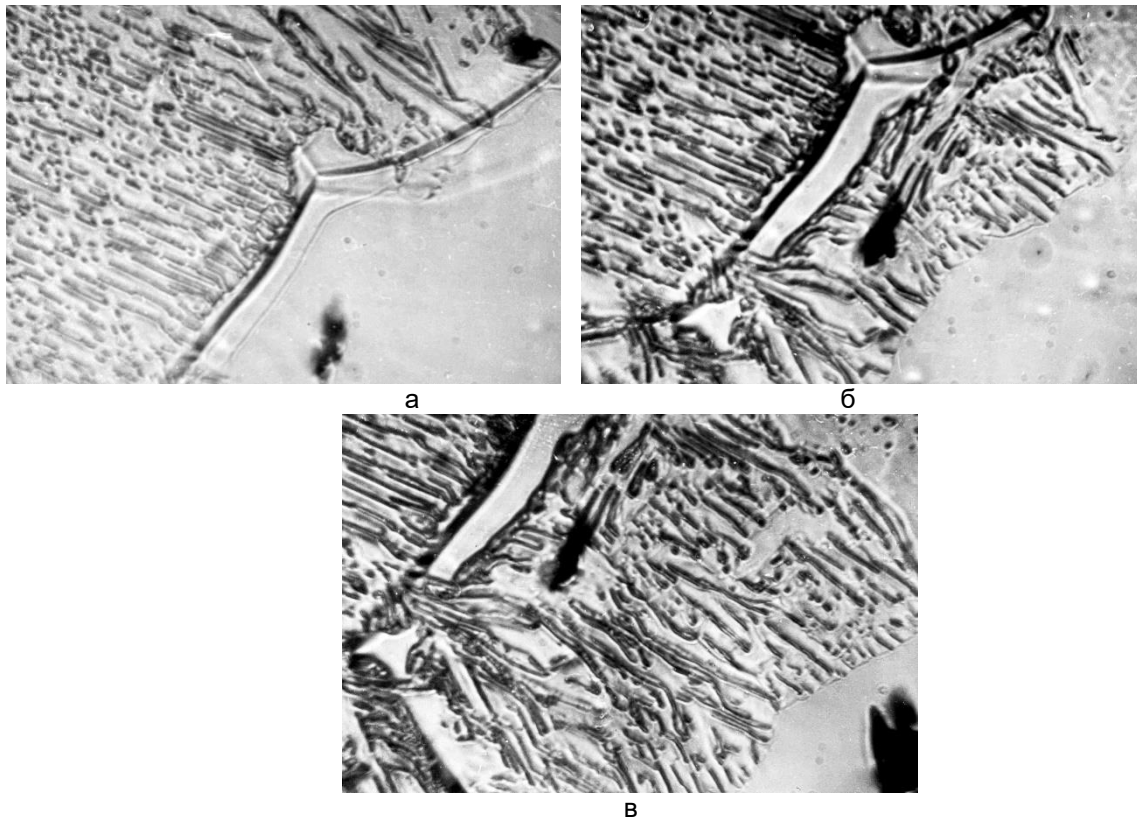


Рис. 5 – Подолання аустенітно-карбідними колоніями границі феритного зерна з аустенітним прошарком. Зразок 1, місце 5: а – $t = 78$ хв.; б – $t = 99$ хв.; в – $t = 110$ хв.

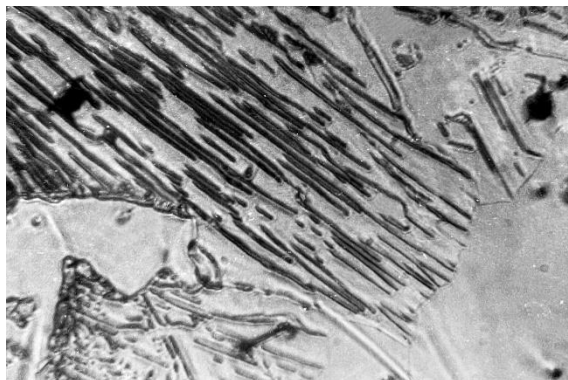


Рис. 6 – Трансформація пластинкових аустенітно-карбідних колоній у стрижневі при подоланні аустенітного прошарку. Зразок 1, місце 5, $t = 48$ хв.

Після охолодження зразка на високотемпературному мікроскопі (швидкість охолодження в області високих температур близько $30\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{хв}$) провели ретельний металографічний аналіз дифузійного шару, що дозволило отримати додаткову інформацію про закономірності формування А-К колоній. Під час підйому температури у контактної

поверхні науглецювання призводить до множинного (рис. 9) виділення диспергованих карбідів, оскільки при низьких температурах, як було показано вище, карбідоутворення передусє перекристалізації.

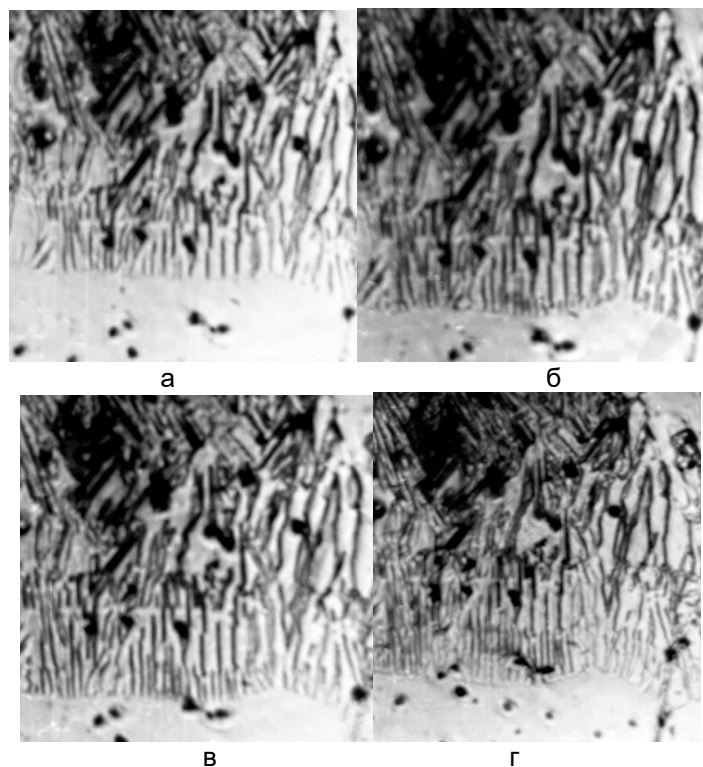


Рис. 7 – Перетворення на фронті зростання аустенітно-карбідних колоній при зниженні температури в процесі науглецювання. Зразок 2, місце 2: а – $t = 900 \dots 890 \text{ }^\circ\text{C}$, $\tau = 78 \text{ хв.}$; б – $t = 890 \text{ }^\circ\text{C}$, $\tau = 81,5 \text{ хв.}$; в – $t = 880 \text{ }^\circ\text{C}$, $\tau = 86,5 \text{ хв.}$; г – $t = 900 \text{ }^\circ\text{C}$, $\tau = 107 \text{ хв.}$

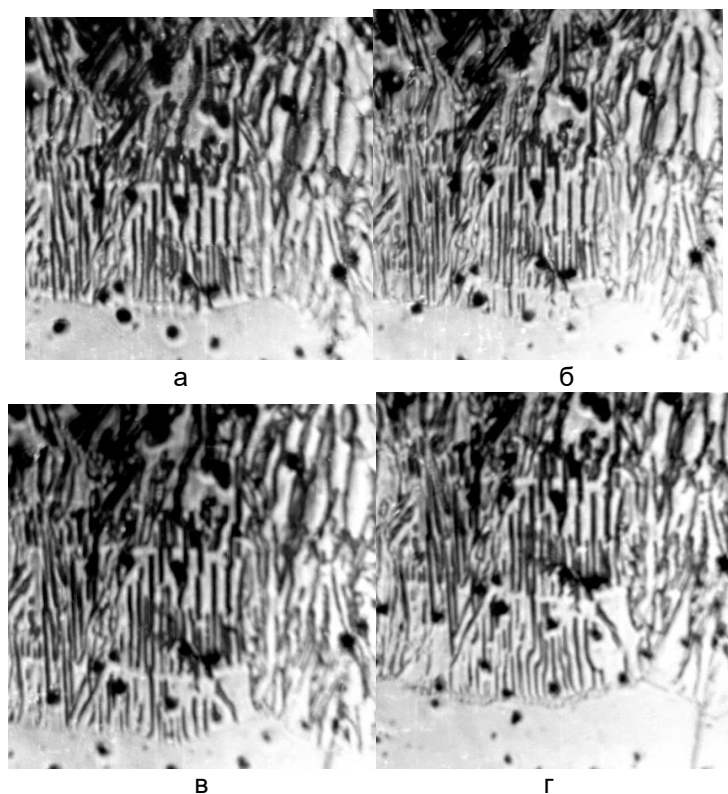


Рис. 8 – Трансформація фронту при зростанні аустенітно-карбідних колоній. Зразок 2, місце 2: а – $t = 900 \text{ }^\circ\text{C}$, $\tau = 108,5 \text{ хв.}$; б – $t = 900 \text{ }^\circ\text{C}$, $\tau = 114 \text{ хв.}$; в – $t = 900 \text{ }^\circ\text{C}$, $\tau = 126 \text{ хв.}$; г – $t = 850 \text{ }^\circ\text{C}$, $\tau = 140 \text{ хв.}$

Однак, при досягненні робочої температури ізоермічної витримки, перш ніж почнеться кооперативне перетворення з утворенням А-К колоній, переважне виділення карбідів змінюється пере-

ристалізацією, внаслідок чого формується однофазна аустенітна зона і лише потім слідує двофазні аустенітно-карбідні колоніальні структури (рис. 10). Така послідовність чергування структур характерна поверхні зразка в умовах науглецювання. Якщо перетворення відбувається в об'ємі, при дослідженні поздовжніх перерізів науглецьованих шарів, колоніальні структури слідує безпосередньо за диспергованими без аустенітного прошарку (рис. 11). Це можна пояснити прискороною ди-

фузією домішки (в даному випадку хрому) по верхній шліфу до збіднених, внаслідок множинного виділення карбідів, ділянок твердого розчину. Науглецювання ж збідненого хромом сплаву, у разі підвищення температури, призводить до перекристалізації фериту в аустеніт без утворення карбідів. Більш ймовірно, що аустенітний прошарок з'являється внаслідок швидкого нагріву попередньо науглецьованого при нижчих температурах хромистого фериту.

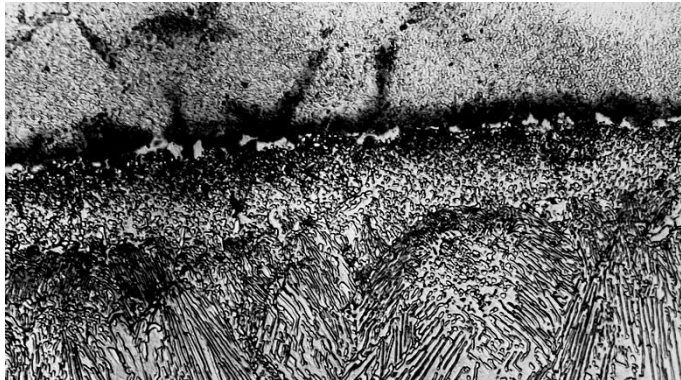


Рис. 9 – Мікроструктура зразка після дослідів з високотемпературної металографії у зоні контакту. Зразок 2; $\times 400$.

Привертають увагу окремі епізоди початкової стадії формування А-К колоній. На рис. 12 можна бачити, як карбідна складова формується шляхом дендритного розгалуження центрального стовбура, при цьому карбідні волокна спочатку ростуть безвідносно до напрямку дифузії вуглецю (вказано стрілкою), але поступово витягуються в напрямку дифузії, диференціювання колоній при цьому зна-

чно грубіє. На окремих ділянках шліфу (рис. 13) добре видно, як розщеплюються карбідні волокна при зниженні температури після ізотермічної витримки, що призводить до витончення диференціювання (стрілка 1), і як потім підвищення температури огрублює диференціювання, оскільки багато волокон припиняють ріст (стрілка 2).



Рис. 10 – Мікроструктура науглецьованого шару зразка після дослідів з високотемпературної металографії. Зразок 2; $\times 200$.

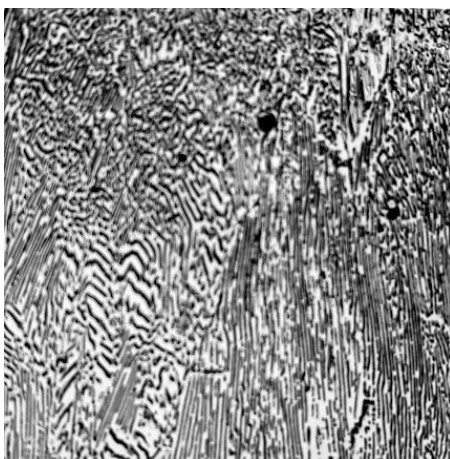


Рис. 11 – Мікроструктура науглецьованого при 1000 °С протягом 6 годин у твердому карбюризаторі зразка сталі X20. Травлення електролітичне в 10%-ному водному розчині щавлевої кислоти, ×200.

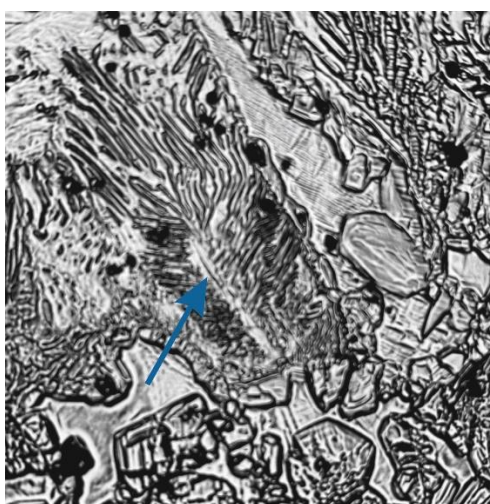


Рис. 12 – Мікроструктура науглецьованого шару зразка після дослідів з високотемпературної металографії. Зразок 2; ×400.

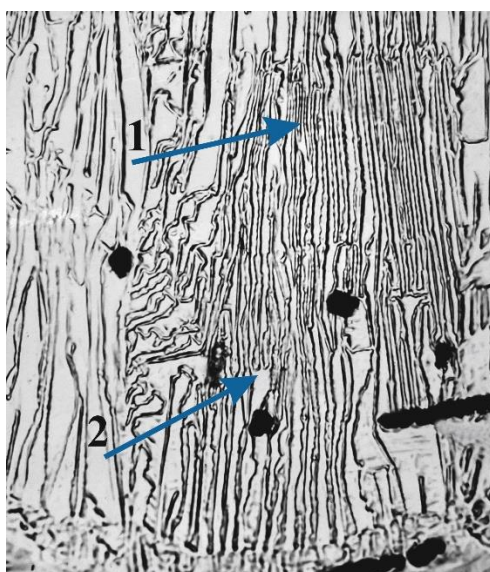


Рис. 13 – Мікроструктура науглецьованого шару зразка після дослідів з високотемпературної металографії. Зразок 2; ×630.

Наведені прямі спостереження зростання А-К колоній дозволяють пояснити особливості будови колоніальних структур, зокрема утворення аустенітних прошарків при коливаннях температури (рис.14), зміна диференціювання.



Рис. 14 – Структурні зміни на фронті зростання аустенітно-карбідних колоній під час термоциклювання. Зразок 3. Травлення електrolітичне; $\times 630$

Збільшення амплітуди термоциклювання призводить на стадії охолодження спочатку до витончення диференціювання А-К колоній, а потім до розростання карбідів вздовж фронту зростання та припинення його просування. На стадії нагрівання слідом за утворенням аустенітного прошарку відбувається відновлення зростання А-К колоній, причому, як і на початковій стадії їх формування, спочатку карбідна складова зростає безладно і лише через деякий час встановлюється регулярне зростання колоній.

Об'ємне уявлення про будову А-К колоній дає дослідження на растровому електронному мікроскопі.

Можна бачити, що витончення диференціювання при охолодженні відбувається як шляхом розщеплення карбідних волокон (рис. 15 а, вказано стрілками), так і зародження нових карбідних частинок (рис. 15 б). Відновлення зростання А-К колоній після аустенітного прошарку відбувається шляхом зародження нових і проростання старих карбідних частинок, які в процесі росту трансформуються шляхом розщеплення, зрощення, згинання, повороту та ін., що призводить до формування регулярних колоній (рис. 15 г).

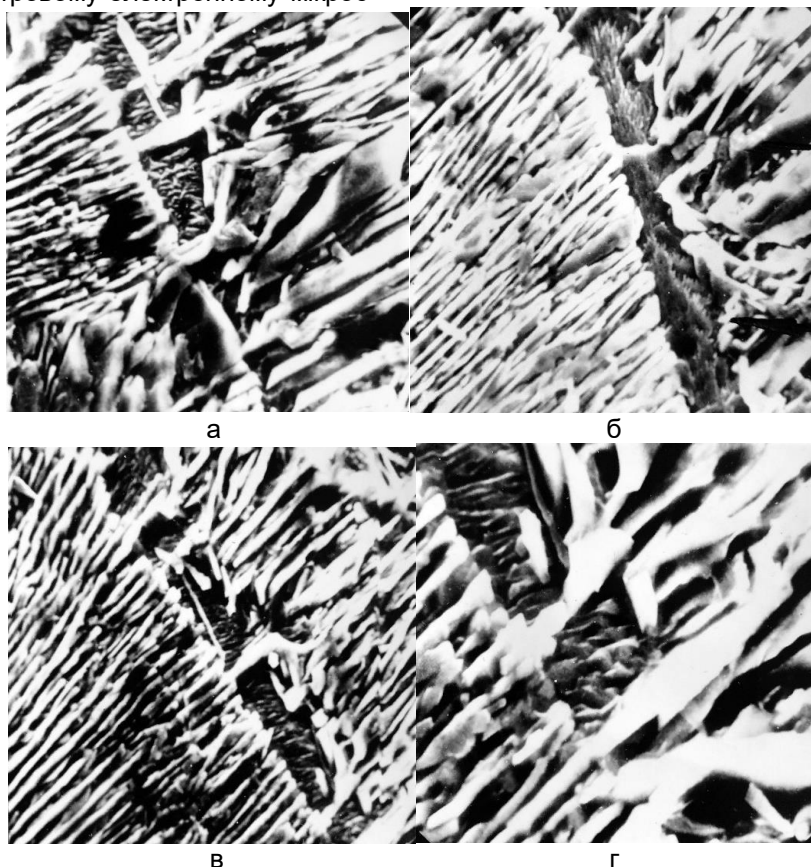


Рис. 15 – Скануюча електронна мікроскопія дифузійного шару зразка сталі X20, науглецьованого в режимі термоциклювання (1100...1000 °С): а, б, в – $\times 1500$, г – $\times 4000$

Спостерігається хороший збіг знайденої теоретичної залежності міжпластинкової (міжстрижневої) відстані від швидкості зростання А-К колоній [17] з експериментальними даними. Результати прямого спостереження зростання колоній під високотемпературним мікроскопом, растрова електронна металографія дозволила встановити основні закономірності формування колоніальних структур. Можна вважати справедливим покладене в основу теоретичного аналізу твердження, що міжпластинкова (міжстрижнева) відстань у колоніях встановлюється такою, що забезпечує в цих умовах (при цьому пересиченні фериту вуглецем попереду фронту перетворення) максимальну швидкість переміщення двофазного фронту. Швидкість переміщення фронту визначається швидкістю доставки вуглецю, яка тим вище, чим більше значення вуглецевого потенціалу в навколишньому середовищі і зменшується в міру зростання дифузійного шару.

Якщо міжпластинкова (міжстрижнева) відстань більша, ніж та, що забезпечує максимальну швидкість зростання, то дана ділянка відстає і поступово потрапляє в умови кращого постачання вуглецю, ніж висунуті вперед ділянки фронту, що переміщуються швидше. Відставання відбувається тому, що за великої міжпластинкової (міжстрижневої) відстані не встигає відбуватися необхідний перерозподіл домішки (в даному випадку хрому). Материнська фаза (ферит) попереду аустеніту збагачується хромом, попереду карбіду – збіднюється. Необхідна для перетворення концентрація вуглецю у фериті підвищується біля фронту перетворення, оскільки труднощі з перерозподілом домішки стабілізує материнську фазу. В цьому випадку, оскільки дифузійна рухливість хрому в порівнянні з вуглецем мала і збіднення (збагачення) хромом фериту відбувається у вузькому прошарку, термодинамічна нестійкість фериту при віддаленні від фронту перетворення зростає. Тобто виникає ситуація подібна до концентраційного переохолодження, коли попереду двофазного фронту (на деякому видаленні) ферит сильніше пересичений вуглецем, ніж безпосередньо на фронті перетворення. Безпосередньо ж на фронті перетворення попереду аустенітної ділянки збагачення домішкою стимулює карбідоутворення, а попереду карбідної ділянки збіднення домішкою стимулюється перекристалізація фериту в аустеніт.

У цих умовах відбувається поява та зростання нових карбідних волокон і, отже, зменшення міжпластинкової (міжстрижневої) відстані. Як слідує з прямих спостережень, поява нових волокон відбувається шляхом розгалуження старих, і шляхом зародження нових карбідних кристалів. Процес чітко проявляється, якщо збільшення пересичення фериту вуглецем досягається зниженням температури при науглецюванні.

Інша ситуація складається, якщо швидкість переміщення менша за найбільшу можливу у зв'язку

з малою міжпластинковою (міжстрижневою) відстанню. У цьому випадку зменшення швидкості зростання обумовлено дією капілярних сил на міжфазній поверхні карбіду з аустенітом, які підвищують рівноважну концентрацію вуглецю у фериті, так що фронт перетворення може зупинитися. У цьому випадку, під дією сусідніх ділянок, що переміщуються і висуваються вперед, можливо, що шляхом випадкових процесів і взаємодії капілярних сил, окремі карбідні волокна припиняють зростання. Карбідо-феритна частина фронту змінюється аустенітно-феритною, що в результаті призводить до збільшення міжпластинкової (міжстрижневої) відстані і, отже, збільшення швидкості зростання.

Процес чітко проявляється, якщо зменшення перенасичення фериту вуглецем попереду фронту перетворення викликається підвищенням температури при науглецюванні.

Як слідує з наведених теоретичних та експериментальних даних, формування колоніальних аустенітно-карбідних структур відбувається при одночасному та спільному перетворенні пересиченого вуглецем фериту в аустеніт та виділенні карбідної фази. При цьому процес іде ізотермічно і вимагає доставки вуглецю ззовні. Перетворення нагадує евтектичне або евтектоїдне як по морфології продуктів перетворення, так і за механізмом розпаду материнської фази, коли необхідний перерозподіл компонентів відбувається шляхом дифузії вздовж двофазного фронту, що переміщається між сусідніми елементами зростаючих фаз.

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

Висновки. Навуглецювання сплавів заліза з карбідоутворюючими компонентами призводить до карбідоутворення та перекристалізації фериту в аустеніт.

Розпад фериту на аустеніт та карбід, викликаний науглецюванням, відноситься до фазових перетворень, які можна використовувати для отримання природних (in situ) композитів у залізних сплавах з карбідним зміцненням.

На прикладі дифузійної пари сплавів У12 – Fe-20%Сг показана можливість одночасного перебігу карбідоутворення та перекристалізації фериту в аустеніт при дифузійній зміні складу. При цьому формуються колоніальні аустенітно-карбідні структури, що являють собою природний композит.

Безпосереднє спостереження перетворення методом високотемпературної металографії пока-

зало, що збільшення міжпластинкової відстані може відбуватися як шляхом злиття карбідних волокон, що зростають, так і шляхом відриву від фронту і припинення росту окремих. Зменшення міжпластинкової відстані може відбуватися як шляхом розщеплення волокон, так і шляхом зародження нових на міжфазній поверхні аустеніту з феритом.

Показано необхідність суворого дотримання ізотермічних умов для стабілізації процесу, оскільки незначні коливання температури призводять до збурення на фронті перетворення – утворення аустенітного прошарку при підвищенні та карбідного – при зниженні температури, та порушення правильності та безперервності аустенітно-карбідних зерен.

Бібліографічний опис

1. Ghadi A., Soltanieh M., Saghafian H., Yang Z. Surf. Investigation of chromium and vanadium carbide composite coatings on CK45 steel by Thermal Reactive Diffusion. *Surface and Coatings Technology*. 2016. Vol. 289. P. 1-10. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2016.01.048>
2. Miracle D. Metal matrix composites – From science to technological significance. *Compos. Sci. Technol.* 2005. Vol. 65. P. 2526-2540. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.compscitech.2005.05.027>
3. Cao H., Donga X., Pan Z., Wu X., Huang Q., Pei Y. Surface alloying of high-vanadium high-speed steel on ductile iron using plasma transferred arc technique: Microstructure and wear properties. *Materials & Design*. 2016. Vol. 100. P. 223-234. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2016.03.114>
4. Das K., Bandyopadhyay T.K., Das S. A Review on the various synthesis routes of TiC reinforced ferrous based composites. *Journal of Materials Science*. 2002. Vol. 37. P. 3881-3892. DOI: <https://doi.org/10.1023/A:1019699205003>
5. Panchal J.M., Vela T., Rabissch T. Fabrication of Particulate Reinforced Composites (ASM INTERNATIONAL, Materials Park, OH). 1990. p. 245.
6. Parashivamurthy K.I., Kumar R.K., Seetharamu S., Chandrasekharaiah M.N. Review of TiC Reinforced Steel Composites. *Journal of Materials Science*. 2001. Vol. 36. P. 4519–4530.
7. Минаев А.А., Алимova О.Т., Гришанова М.С. Материалы 77 Международной научно-технической конференции «Автомобилестроение и тракторостроение: приоритеты развития и подготовка кадров». Секция 6 «Машины и технологии заготовительного производства». 2012. С. 28.
8. Elliott R., Eutectic Solidification Processing: Crystalline and Glassy Alloys. London: Butterworth-Heinemann, 1983. 378 p.
9. Kennard F.L., Bradt R.C., Stubican V.S. Mechanical Properties of the Directionally Solidified MgO-MgAl₂O₄ Eutectic. *J. Am. Ceram. Soc.* 1976. Vol. 59. P. 160-163. DOI: <https://doi.org/10.1111/j.1151-2916.1976.tb09457.x>
10. Bogomol I., Nishimura T., Vasylyk O., Sakka Y., Loboda P. The bending strength temperature dependence of the directionally solidified eutectic LaB₆-ZrB₂ composite. *Journal of Alloys and Compounds*. 2011. Vol. 509. P. 6123-6129. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2011.02.176>
11. Demirskyi D., Sakka Y. In Situ Fabrication of B₄C-NbB₂ Eutectic Composites by Spark-Plasma Sintering. *J. Am. Ceram. Soc.* 2014. Vol. 97. P. 2376-2378. DOI: <https://doi.org/10.1111/jace.13083>
12. Movchan O.V., Chernoivanenko K.O. Phase and Structural Transformations of High-Carbon Alloy of the Fe-V-C System During Chemical-Thermal Processing and Deformation. *Metallophysics and Advanced Technologies*. 2019, Vol. 41, No. 2. P. 251–261. DOI: <https://doi.org/10.15407/mfint.41.02.0251>
13. Мовчан В.И., Педан Л.Г., Герасименко В.П. Рост карбидных волокон при диффузионном науглероживании железных сплавов. *Металлург*. 1983. №9. С. 19-21.
14. Бунин К.П., Мовчан В.И., Педан Л.Г. Структурообразование при изотермическом науглероживании железных сплавов легированных молибденом и вольфрамом. *Изв. АН СССР. Металлы*. 1975. № 8. С. 164-168.
15. O.V. Movchan, K.O. Chornoivanenko, In situ composites: a review. *Progress in Physics of Metals*. 2021. Vol. 22, No. 1. P. 58-77. DOI: <https://doi.org/10.15407/ufm.22.01.058>
16. Movchan O.V., Chernoivanenko K.O. The Analysis of Morphological Stability of a Recrystallization Front. *Progress in Physics of Metals*. 2018. Vol. 19, No. 2. P. 185-194. DOI: <https://doi.org/10.15407/ufm.19.02.185>

17. Черноиваненко Е.А. Количественный анализ формирования аустенитно-карбидных колоний в высоколегированных железных сплавах при науглероживании. *Теория и практика металлургии*. 2013. №5-6. С. 149-152.

References

1. Ghadi A., Soltanieh M., Saghafian H., Yang Z. Surf. Investigation of chromium and vanadium carbide composite coatings on CK45 steel by Thermal Reactive Diffusion. *Surface and Coatings Technology*. 2016. Vol. 289. P. 1-10. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2016.01.048>
2. Miracle D. Metal matrix composites – From science to technological significance. *Compos. Sci. Technol.* 2005. Vol. 65. P. 2526-2540. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.compscitech.2005.05.027>
3. Cao H., Donga X., Pan Z., Wu X., Huang Q., Pei Y. Surface alloying of high-vanadium high-speed steel on ductile iron using plasma transferred arc technique: Microstructure and wear properties. *Materials & Design*. 2016. Vol. 100. P. 223-234. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2016.03.114>
4. Das K., Bandyopadhyay T.K., Das S. A Review on the various synthesis routes of TiC reinforced ferrous based composites. *Journal of Materials Science*. 2002. Vol. 37. P. 3881-3892. DOI: <https://doi.org/10.1023/A:1019699205003>
5. Panchal J.M., Vela T., Rabissch T. Fabrication of Particulate Reinforced Composites (ASM INTERNATIONAL, Materials Park, OH). 1990. p. 245.
6. Parashivamurthy K.I., Kumar R.K., Seetharamu S., Chandrasekharaiah M.N. Review of TiC Reinforced Steel Composites. *Journal of Materials Science*. 2001. Vol. 36. P. 4519–4530.
7. Minaev A.A., Alimova O.T., Grishanova M.S., Materialy 77 Mezhdunarodnoy Nauchno-tekhnicheskoy Konferentsii AAI "Avtomobilestroenie I Traktorostroenie: Prioritety Razvitiya I Podgotovka Kadrov". Sektsiya 6 «Mashiny I Tekhnologii Zagotovitel'nogo Proizvodstva». 2012. P. 28 (in Russian).
8. Elliott R., Eutectic Solidification Processing: Crystalline and Glassy Alloys. London: Butterworth-Heinemann, 1983. 378 p.
9. Kennard F.L., Bradt R.C., Stubican V.S. Mechanical Properties of the Directionally Solidified MgO-MgAl₂O₄ Eutectic. *J. Am. Ceram. Soc.* 1976. Vol. 59. P. 160-163. DOI: <https://doi.org/10.1111/j.1151-2916.1976.tb09457.x>
10. Bogomol I., Nishimura T., Vasykiv O., Sakka Y., Loboda P. The bending strength temperature dependence of the directionally solidified eutectic LaB₆-ZrB₂ composite. *Journal of Alloys and Compounds*. 2011. Vol. 509. P. 6123-6129. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2011.02.176>
11. Demirskyi D., Sakka Y. In Situ Fabrication of B₄C-NbB₂ Eutectic Composites by Spark-Plasma Sintering. *J. Am. Ceram. Soc.* 2014. Vol. 97. P. 2376-2378. DOI: <https://doi.org/10.1111/jace.13083>
12. Movchan O.V., Chernoiivanenko K.O. Phase and Structural Transformations of High-Carbon Alloy of the Fe-V-C System During Chemical-Thermal Processing and Deformation. *Metallophysics and Advanced Technologies*. 2019, Vol. 41, No. 2. P. 251–261. DOI: <https://doi.org/10.15407/mfint.41.02.0251>
13. Movchan V.Y., Pedan L.H., Herasymenko V.P. Rost karbydnykh volokon pry dyffuzyonnom nauherozhyvanyy zheleznykh splavov. *MyTOM*. 1983. №9. S. 19-21 (in Russian).
14. Bunyn K.P., Movchan V.Y., Pedan L.H. Strukturnoobrazovanye pry yzotermicheskom nauherozhyvanyy zheleznykh splavov lehyrovannikh molybdenom y volframom. *Yzv. AN SSSR. Metalli*. 1975. № 8. S. 164-168 (in Russian).
15. O.V. Movchan, K.O. Chornoivanenko, In situ composites: a review. *Progress in Physics of Metals*. 2021. Vol. 22, No. 1. P. 58-77. DOI: <https://doi.org/10.15407/ufm.22.01.058>
16. Movchan O.V., Chernoiivanenko K.O. The Analysis of Morphological Stability of a Recrystallization Front. *Progress in Physics of Metals*. 2018. Vol. 19, No. 2. P. 185-194. DOI: <https://doi.org/10.15407/ufm.19.02.185>
17. Chernoiivanenko E.A. Kolychestvennii analiz formyrovaniya austyntno-karbydnykh kolonyi v visokolehyrovannykh zheleznykh splavakh pry nauherozhyvanyy. *Teoriya y praktyka metallurhyy*. 2013. №5-6. С. 149-152 (in Russian).