

20. Efremenko V.G., Chabak Yu.G., Brykov M.N. Kinetic parameters of secondary carbide precipitation in high-Cr white iron alloyed by Mn-Ni-Mo-V complex. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2012, vol. 22, no. 5, pp. 1378-1385.

Рецензент: В.А. Маслов
д-р техн. наук, проф., ГВУЗ «ПГТУ»

Статья поступила 28.10.2016

УДК 621.785:669.15-194.2

© Ткаченко І.Ф.¹, Ткаченко Ф.К.², Ткаченко К.І.³,
Мірошніченко В.І.⁴

ВПЛИВ РІВНОВАЖНОЇ ДИСЛОКАЦІЙНОЇ СУБСТРУКТУРИ НА МОРФОЛОГІЮ СТРУКТУРНИХ СКЛАДОВИХ ПРИ ГЕТЕРОГЕННИХ ФАЗОВИХ ПЕРЕТВОРЕННЯХ У ПОЛІКРИСТАЛІЧНИХ МЕТАЛЕВИХ СПЛАВАХ

Виконано теоретичний аналіз впливу дислокаційних субмеж (ДС) в полікристалічних сплавах на формування їх мікроструктури під час рівноважних гетерогенних поліморфних фазових перетворень. Розглянуто еволюцію внутрішньої будови головних різновидів ДС та відповідних полів пружних деформацій. З урахуванням викривлень кристалічної ґратки навколо розчинених атомів, а також їхньої взаємодії з межами зерен (МЗ), показано утворення аналогічних розподілів концентрацій хімічних елементів на ДС та МЗ з подальшим формуванням складових мікроструктури характерної морфології. Зроблено висновок про можливість досягнення однорідних просторових розподілів як атомів розчинених елементів, так і дисперсних структурних складових за оптимальних режимів термічної обробки. Головні висновки теоретичного аналізу підтверджено результатами металографічних досліджень.

Ключові слова: дислокаційні субмежі, поля пружних деформацій, просторовий розподіл хімічних елементів, мікроструктура.

Ткаченко И.Ф., Ткаченко Ф.К., Ткаченко К.И., Мирошниченко В.И. Влияние равновесной дислокационной субструктуры на морфологию структурных составляющих при гетерогенных фазовых превращениях в поликристаллических металлических сплавах. Выполнен теоретический анализ влияния дислокационных субграниц (ДС) в поликристаллических металлических сплавах на формирование их микроструктуры в процессе равновесных гетерогенных полиморфных фазовых превращений. Рассмотрена эволюция внутреннего строения основных типов ДС и соответствующих полей упругих деформаций в кристалле. Показано образование аналогичных распределений концентраций химических элементов на ДС и границах зерен с дальнейшим формированием составляющих микроструктуры характерной морфологии. Сделан вывод о возможности достижения однородных пространственных распределений как атомов растворенных элементов, так и дисперсных структурных составляющих при оптимальных режимах термической обработки. Основные выводы теоретического анализа подтверждаются результатами металлографических исследований.

Ключевые слова: дислокационные субграницы, поля упругих деформаций, пространственное распределение химических элементов, микроструктура.

¹ д-р техн. наук, професор, ДВНЗ «Приазовський державний технічний університет», м. Маріуполь, ift955@gmail.com

² д-р техн. наук, м. Маріуполь

³ канд. техн. наук, м. Київ, kostyantyn@gmail.com

⁴ асистент, ДВНЗ «Приазовський державний технічний університет», м. Маріуполь, yimasktp@ramber.ru

I.F. Tkachenko, F.K. Tkachenko, K.I. Tkachenko, V.I. Miroshnichenko. Influence of the equilibrium dislocation substructure on the structure component morphology in the heterogeneous phase transformations in polycrystalline metallic alloys. Theoretical analysis of the dislocation subgrain boundary (DSB) influence on the microstructure formation at the equilibrium heterogeneous polymorphic phase transformations in polycrystalline alloys has been carried out. Based on the dislocation structure of the DSB and its tendency of reaching equilibrium, evolution of the internal state for the various types of DSB (twisting and tilting) and corresponding elastic strain fields has been considered. Redistribution is shown to develop during the transformation of the crystal elastic energy from the twist to the tilt DSB formed, respectively, by screw and edge dislocations. Localization of the elastic energy on the tilt DSB in the equilibrium crystal state is shown due to the dislocation reactions development between screw dislocations within the corresponding mutually crossing arrays. Taking into account the crystalline lattice elastic distortions around solute atoms and interaction of the atoms with grain boundaries (GB), the analogous chemical element space distributions are shown to appear on DSB and GB. Forming of structure components of specific morphology resulting from the distributions is shown. The possibility to form homogeneous space distributions of atoms as well as dispersed structural constituents under optimal thermal treatment has been stated. Metallographic investigations were conducted using alloy steels of various chemical compositions. Main conclusions of the theoretical analysis have been confirmed by the experimental results.

Keywords: equilibrium dislocation substructure, elastic strain fields, space distribution of atoms, microstructure.

Постановка проблеми. Дислокаційні субмежі є невід’ємною складовою внутрішньої будови будь яких кристалів навіть у стані термодинамічної рівноваги [1]. Як відомо [1, 2], може існувати два різновиди ДС: межі нахилу та межі кручення, що утворюються впорядковано розташованими масивами, відповідно, крайових та гвинтових дислокацій. У випадку меж нахилу такий масив у стабільному стані являє собою дислокаційну «стінку», що складається з паралельно орієнтованих в одній площині крайових дислокацій. Характерною ознакою такої «стінки» є наявність далекодіючого поля значних пружних деформацій, потенціал якого є сумою відповідних потенціалів окремих дислокацій [2]. Що стосується меж кручення, відповідний дислокаційний масив складається з двох наборів паралельних між собою гвинтових дислокацій, що перетинають один одного. Максимальна стабільність вказаної сукупності дислокацій досягається тільки за умови утворення ними гексагональної мережі внаслідок дислокаційних реакцій між окремими дислокаціями обох масивів. Характерною ознакою такої мережі є відсутність далекодіючого поля пружних деформацій в оточуючих об’ємах кристалу.

З урахуванням невідворотних пружних викривлень кристалічної ґратки навколо атомів розчинених елементів з викладеного вище випливає можливість одночасного розвитку двох процесів: утворення сегрегацій легуючих чи домішкових елементів на ДС певних різновидів, а також – змін внутрішньої будови ДС, що впливає на їх здатність до утворення сегрегацій хімічних елементів. Вочевидь, в залежності від співвідношення швидкостей вказаних процесів змінюється термодинамічна стабільність окремих фаз в металевих сплавах, що має суттєвий вплив на формування їх мікроструктури. Крім того, важливою є роль ДС, як одного з різновидів дефектів кристалічної будови, у процесі зародження нових фаз в реальних кристалах [3]. Проте одночасний внесок ДС та сегрегацій хімічних елементів, що на них утворюються, у формування мікроструктури металевих сплавів не було досліджено ні теоретично, ні експериментально.

Аналіз останніх досліджень і публікацій. В роботі [4] виконано аналіз процесу взаємодії елементів впровадження з ДС нахилу в сталях та розраховано тривалість процесу формування відповідних сегрегацій. Вплив сегрегацій хімічних елементів на процеси структуроутворення досліджували [5] на прикладі дисперсійно зміцнених металевих сплавів. Виходячи з загальних положень теорій дефектів кристалічної будови та твердих розчинів впровадження, було визначено умови утворення різних варіантів просторового розподілення частинок зміцнюючих фаз та зон, вільних від виділень.

Мета роботи – виявити особливості процесів зародження нової фази у полікристалічних

металевих сплавах на ДС в умовах утворення там сегрегації елементів заміщення та експериментально перевірити результати теоретичного аналізу.

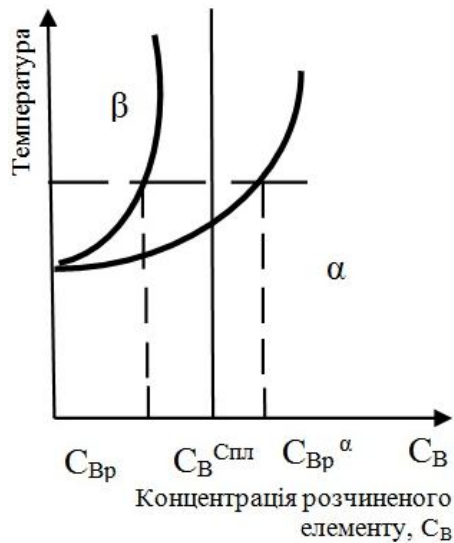


Рис. 1 – Ділянка діаграми рівноваги сплаву АВ що розглядається

Викладення основного матеріалу. Теоретичний аналіз в роботі виконували стосовно подвійних полікристалічних сплавів АВ, де А є елементом розчинником, що має поліморфне фазове перетворення $\alpha \leftrightarrow \beta$, В – розчинений елемент, що обмежує область існування високотемпературної β -фази, згідно з діаграмою рівноваги, ділянка якої схематично показана на рис. 1. Відповідно до мети роботи, розглянемо процеси, що відбуваються у полікристалі, який складається з α - та β -фаз під час рівноважного гетерогенного фазового перетворення: $\alpha A(B) \leftrightarrow \beta A(B)$ при $T = \text{const}$ за незмінних зовнішніх параметрах. Рівноважні концентрації розчиненого компоненту В: $C_{B\alpha}^{\text{р}}$ та $C_{B\beta}^{\text{р}}$ в α - та β -фазах, відповідно, можуть бути визначені, виходячи з діаграми рівноваги (рис. 1).

Обов'язковими процесами, що відбуваються при зародженні та зростанні кристалів нової фази, є формування та еволюція їх дислокаційної субструктури. Як відомо [1, 2], вказані процеси здійснюються шляхом обмеженого множинного ковзання та анігіляції окремих рухомих дислокацій під впливом сил їх далеко-

кодуючої пружної взаємодії, в результаті чого в окремих площинах утворюються групи («стінки») паралельних між собою прямих дислокацій одного знаку. За таких умов слід очікувати, в першу чергу, утворення груп паралельних гвинтових дислокацій, які мають найвищу рухливість за вказаним механізмом внаслідок відсутності в них суворо визначених площин ковзання. Суттєво меншу швидкість вказаний процес має у випадку крайових дислокацій внаслідок необхідності обмеженого розвитку процесу переповзання. Головними особливостями окремої групи, що складається з паралельних гвинтових дислокацій, є високий рівень пружних деформацій в оточуючих об'ємах кристалу та її вкрай висока механічна нестабільність [2]. У зв'язку з цим, на певному етапі еволюції дислокаційної субструктури утворюються дислокаційні мережі, які включають в себе два набори прямих, паралельних між собою гвинтових дислокацій, розташованих в одній площині, але розорієнтованих на певний кут, що призводить до взаємного повороту двох частин одного кристалу. Характерними ознаками такої дислокаційної межі кручення є наявність значного поля пружних деформацій в оточуючих об'ємах кристалу, а також підвищена енергія, що призводить до механічної нестабільності розглянутої мережі. Повна стабілізація меж кручення відбувається тільки в результаті утворення складовими дислокаціями гексагональних конфігурацій внаслідок дислокаційних реакцій, що потребує значної термічної активності.

Враховуючи той факт, що швидкість ковзання дислокацій в кристалах під впливом виключно далекодіючих пружних полів набагато перевищує швидкості їх термічно-активованого переміщення (ковзання та переповзання) і наближується до швидкості звуку, можна запропонувати наступну послідовність розвитку процесів еволюції дислокаційної субструктури, в залежності від їх швидкості, при формуванні структури сплаву в результаті рівноважного гетерогенного фазового перетворення:

- утворення в результаті множинного ковзання, під впливом сил далекодіючої взаємодії окремих дислокацій, ізольованих груп паралельно орієнтованих в одній площині гвинтових дислокацій із значними далекодіючими полями пружних деформацій;

- формування дислокаційних «мереж» із підвищеними полями пружних деформацій (нестабільних меж кручення) з таких, що попарно перетинаються, раніше утворених груп паралельних гвинтових дислокацій під впливом далекодіючої взаємодії між ними;

- утворення повністю стабільних меж кручення (без полів пружних деформацій) внаслідок близькодуючої взаємодії (термічно-активованих дислокаційних реакцій) гвинтових дислокацій різних груп;

- формування дислокаційних меж нахилу із значними оточуючими полями пружних деформацій шляхом утворення «стінок» з паралельних крайових дислокацій за участі термічно-активованих процесів їх переповзання.

Враховуючи рівноважний характер фазового перетворення, що розглядається, та відсутність змін зовнішніх параметрів сплаву (механічної роботи над полікристалом), слід вважати незмінною загальною щільністю дислокацій у будь-якому кристалі такого сплаву. Враховуючи те, що енергія дислокацій зосереджена, переважно, у вигляді поля пружних деформацій в межах всього кристалу, можна зробити висновок про збереження постійного рівня пружної енергії в кристалі в процесі формування його рівноважної мікроструктури. В той же час, під впливом розглянутих вище процесів взаємодії дислокацій можливим є перерозподіл пружної енергії в межах кожного окремого кристалу.

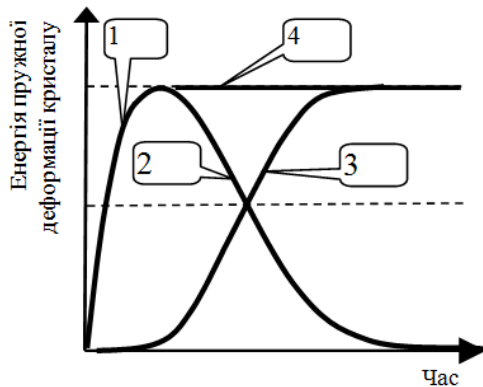


Рис. 2 – Схема перерозподілу енергії пружної деформації між складовими дислокаційної субструктури в процесі її формування в кристалі: (1) – «стінки» та «мережі» з масивів паралельних гвинтових дислокацій (нестабільні ДС кручення), (2) – стабільні ДС кручення, (3) – ДС нахилу, (4) – загальний рівень пружної енергії кристалу

Виходячи з викладеного, розглянута вище послідовність перебудови дислокаційної субструктури кристалу може бути ілюстрована за допомогою схеми, наведеної на рис. 2. На схемі показано часові залежності енергії полів пружних деформацій, що утворюються навколо окремих груп дислокацій та дислокаційних субмеж (залежності 1, 2, 3), а також – загальна енергія пружного поля в кристалі (залежність 4). Зі схеми зокрема випливає, що на початкових етапах (залежність 1) формування рівноважної дислокаційної субструктури пружна енергія кристалу є пов'язаною переважно з полями, які виникають навколо «стінок» чи «мереж», що утворюються, відповідно, окремими чи такими, що попарно перетинаються, масивами паралельних гвинтових дислокацій (нестабільні ДС кручення). Такі нестабільні ДС формуються, як відомо, шляхом переміщення цих дислокацій, яке відбувається практично без участі термічних флуктуацій, тобто, з високою швидкістю, внаслідок далекодіючої вза-

ємодії окремих гвинтових дислокацій. В подальшому, під дією термічних флуктуацій і тому з близькими середніми швидкостями (залежності 2, 3), відбувається одночасне формування стабільних ДС кручення з гексагональною конфігурацією складових дислокацій, а також – ДС нахилу, що складаються з груп паралельних крайових дислокацій. Вказані процеси супроводжуються альтернативними змінами, тобто перерозподілом, енергій власних полів далекодіючих напружень навколо цих ДС, що забезпечує збереження незмінного рівня загальної пружної енергії кристалу (залежність 4). Таким чином, на завершальному етапі еволюції мікроструктури визначальну роль у забезпеченні незмінного рівня пружної енергії кристалу відіграють ДС нахилу з високими енергіями власних полів пружних деформацій, що входять до складу дислокаційної субструктури разом зі стабільними ДС кручення, які не мають відповідних далекодіючих полів.

Виходячи з відомих даних щодо взаємодії ДС, які створюють далекодіючі поля пружних деформацій в кристалі, з атомами розчинених елементів, розподіл їх концентрацій поблизу таких ДС можна змоделювати за допомогою схеми, наведеної на рис. 3. Зі схеми випливає, зокрема, що в загальному випадку, безпосередньо на ДС, внаслідок відповідної пружної взаємодії, з часом відбувається значне підвищення концентрацій C_B^{α} та C_B^{β} : $C_B^{\alpha} \geq C_{Bp}^{\alpha}$, $C_B^{\beta} \geq C_{Bp}^{\beta}$. Зокрема, можливою є ситуація, коли $C_B^{\beta(\omega)} > C_{Bp}^{\alpha}$, що згідно діаграми рівноваги (рис. 1) призведе до утворення нових кристалів α -фази. В той же час, поблизу ДС виникатимуть ділянки, збіднені елементом В: $C_B^{\alpha} < C_{Bp}^{\alpha}$, $C_B^{\beta} < C_{Bp}^{\beta}$. З часом, при $T = \text{const}$, з наближенням до насичення ДС компонентом В його концентрація у збіднених зонах α -фази може досягти значень: $C_B^{\alpha} \leq C_{Bp}^{\beta}$. За таких умов, згідно з діаграмою рівноваги (рис. 1), виникатимуть нові кристали β -фази. Роз-

міри всіх вказаних нових кристалів, вочевидь, поступово зростатимуть з наближенням ДС до стану насичення. Схеми мікроструктур, що утворюються внаслідок розвитку розглянутих процесів, наведено на рис. 4.

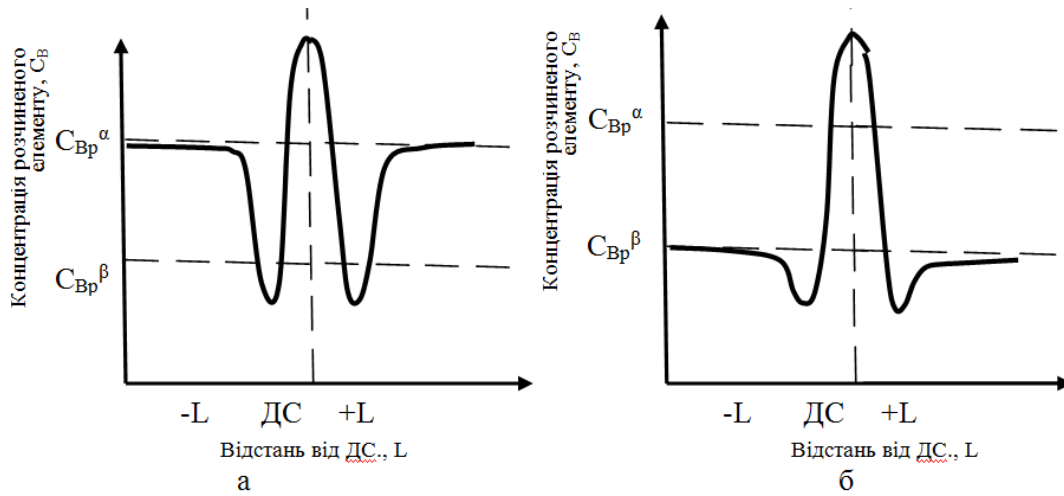


Рис. 3 – Схеми розподілів концентрацій розчиненого елементу В навколо ДС в кристалах: а – α -фази; б – β -фази

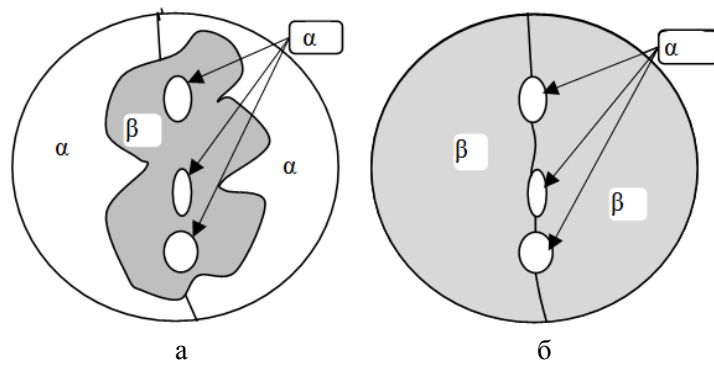


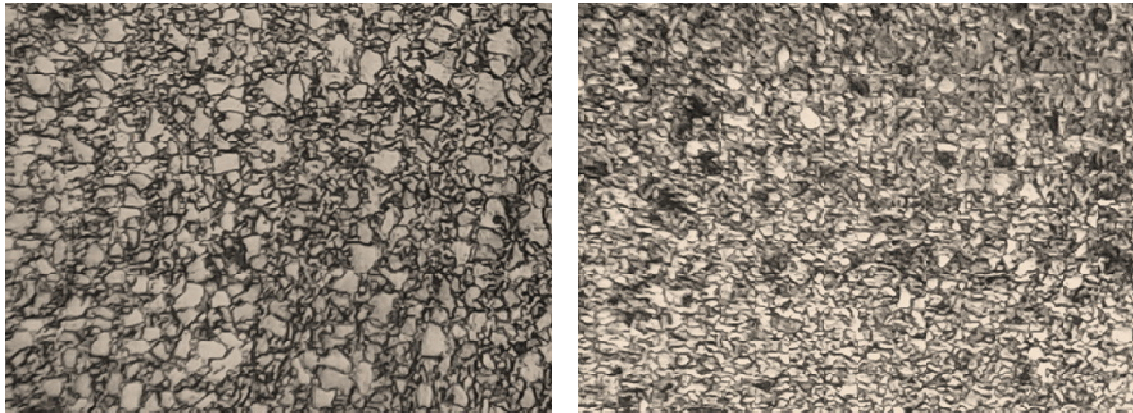
Рис. 4 – Схеми мікроструктур, що утворюються поблизу ДС або МЗ в сплаві АВ внаслідок розподілу розчиненого елементу В відповідно до схем, показаних на рис. 3

Враховуючи схильність більшості хімічних елементів, що розчиняються в металевих сплавах, до утворення сегрегацій по межах зерен (МЗ), слід очікувати розвитку аналогічних процесів з утворенням відповідних розподілів концентрацій розчинених елементів та в подальшому – кристалів α - та β -фаз поблизу МЗ [5]. Згідно з [3], важливим додатковим фактором, що визначає розподіл зародків нової фази за потенційними місцями їх утворення – МЗ чи ДС, є температура. Звідси впливає можливість подрібнення та однорідного розподілення кристалів нової фази в мікроструктурі полікристалів шляхом створення під час термообробки умов для формування сегрегацій розчинених елементів на ДС в об’ємі зерен початкової фази з подальшим утворенням зародків нової фази як на МЗ, так і на ДС, в об’ємі зерен старої фази відповідно до схем, наведених на рис. 4. Окремий та сумісний вплив МЗ та ДС на формування мікроструктури мало-перлітової низьколегованої сталі ілюструють рис. 5а та 5б.

Розглядаючи разом щойно визначені особливості розвитку фазових перетворень поблизу та безпосередньо на ДС, які мають далекодіючі поля пружних деформацій (див. рис. 3), а також процеси еволюції самої дислокаційної субструктури (див. рис. 2), можна зробити наступні висновки щодо етапів формування рівноважної мікроструктури полікристалічних сплавів з дислокаційною субструктурою:

- на початковому етапі утворення кристалів нової фази слід очікувати в локальних об’ємах поблизу ізольованих груп паралельних гвинтових дислокацій та нестабільних меж кручення;

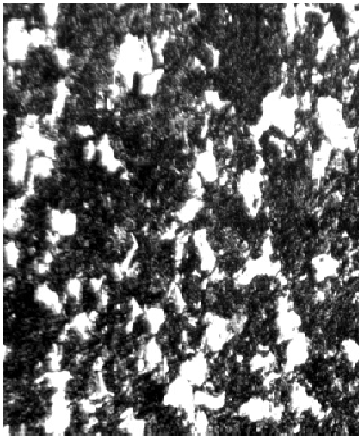
- перехідний етап відповідає одночасному утворенню нових кристалів на ДС всіх існуючих різновидів
- на завершальному етапі нові кристали утворюються переважно поблизу ДС нахилу.



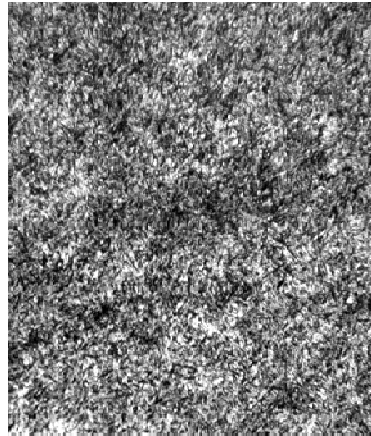
а

б

x500

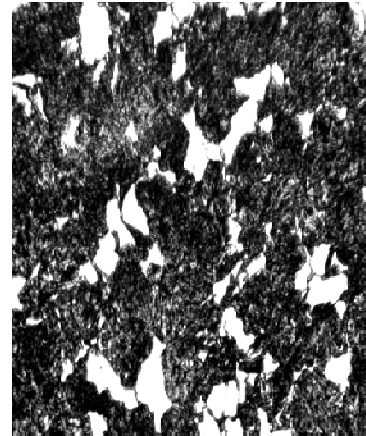


в

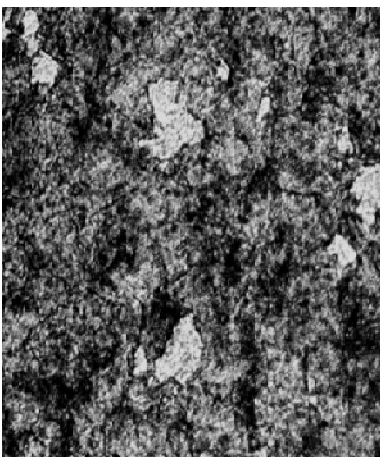


г

x250



д

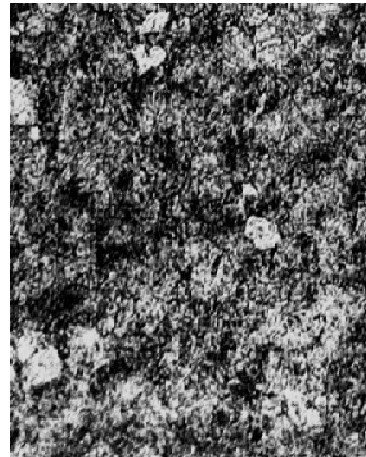


е



ж

x250



з

Рис. 5 – Етапи еволюції мікроструктур, що спостерігаються в легованих сталях різного хімічного складу: а, б – низько вуглецевих; в-д – середньо вуглецевих; е-з – заевтектоїдних; а, в, е – початковий етап; б, г, ж – проміжний етап; д, з – завершальний етап

Експериментальна перевірка висновків зробленого аналізу виконувалась шляхом металографічних досліджень зразків доэвтектоїдних та эвтектоїдних сталей після термічної обробки за режимами, що забезпечують різні умови для зародження нової фази на ДС [3]. На рис. 5 наведено характерні ділянки мікроструктур на різних етапах їх формування для деяких сталей. Звертає на себе увагу наявність у складі мікроструктур, що експериментально спостерігаються, таких компонентів, які відповідають схемам, показаним на рис. 4, що підтверджує висновки проведеного теоретичного аналізу.

Висновки

1. Виходячи з особливостей внутрішньої будови полів пружних деформацій навколо ДС та їх еволюції при гетерогенних дифузійних фазових перетвореннях, проаналізовано одночасний внесок ДС, МЗ та сегрегацій хімічних елементів, що на них утворюються, у формування мікроструктури металевих полікристалічних сплавів.

2. Базуючись на відомих закономірностях переміщення та взаємодії гвинтових та крайових дислокацій, показано, що в процесі еволюції дислокаційної субструктури під час рівноважного поліморфного фазового перетворення при $T = \text{const}$, відбувається перерозподіл енергії пружної деформації кристалу від ДС кручення до ДС нахилу.

3. З урахуванням взаємодії атомів, розчинених в кристалі елементів з ДС, які створюють поля пружних деформацій, а також – з високо-кутовими МЗ, проаналізовано розподіл їх концентрацій поблизу таких тривимірних дефектів кристалічної будови і теоретично показано можливості формування певних складових мікроструктури характерної морфології та однорідного їх просторового розподілу.

4. Металографічні дослідження засвідчили наявність у складі мікроструктур, які експериментально спостерігаються у сталях різного хімічного складу, таких складових, які відповідають результатам виконаного теоретичного аналізу.

Перелік використаних джерел:

1. Christian J.W. The theory of transformations in metals and alloys. Part 1. / J.W. Christian. – London, Pergamon Press, 1975. – 786 p.
2. Subgrain formation during deformation: physical origin and consequences / R. Sedlasek, W. Blum, J. Kratochvil, S. Forest // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2001. – Vol. 32A, no. 1. – P. 21-30.
3. Scientific work. Some features of the heterogeneous diffusive nucleation and their use to form new type microstructures and eliminate chemical nonuniformities in bulk industrial product made of alloy structural steels / I.F.Tkachenko, K.I. Tkachenko, V.I. Miroshnichenko. – Свідоцтво № 68323 від 25.10.2016.
4. Ткаченко І.Ф. Розвиток наукових і методологічних основ прогнозування і оптимізації складів і технологій термічного зміцнення комплексно-легованих сталей : автореф. дис. ...д-ра техн. наук : 05.16.01 / І.Ф. Ткаченко; Призов. держ. техн. ун-т. – Маріуполь, 2007. – 40 с.
5. Martin J. Micromechanisms in particle hardened alloys / J. Martin. – Cambridge, Cambridge Univ. Press, 1980. – 167 p.

References:

1. Christian J.W. The theory of transformations in metals and alloys. Part 1. London, Pergamon Press Publ., 1975. 786 p.
2. Sedlasek R., Blum W., Kratochvil J., Forest S. Subgrain formation during deformation: physical origin and consequences. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2001, vol. 32A, no. 1, pp. 21-30.
3. Tkachenko I.F., Tkachenko K.I., Miroshnichenko V.I. Scientific work «Some features of the heterogeneous diffusive nucleation and their use to form new type microstructures and eliminate chemical nonuniformities in bulk industrial product made of alloy structural steels». Certificate about registration no. 68903, 2016. (Ukr.)
4. Tkachenko I.F. *Rozvitok naukovikh i metodologichnikh osnov prognozuvannia i optimizatsii skladiv i tekhnologii termichnogo zmitsnennia kompleksno-legovanikh stalei*. Avtoref. diss. dokt. techn. nauk [Development of scientific and methodological bases of forecasting and optimization

for compositions and heat treatment technologies of multi-component alloy steels. Thesis of doct. tech. sci. diss.]. Mariupol, 2007. 40 p.

5. Martin J. Micromechanisms in particle hardened alloys. Cambridge, Cambridge Univ. Press Publ., 1980. 167 p.

Рецензент: Л.С. Малінов
д-р техн. наук, проф., ДВНЗ «ПДТУ»

Стаття надійшла 28.10.2016

УДК 669.14.018.28:621.642.2

© Белосточный А.В.¹, Солошенко П.В.²,
Григорьева М.А.³, Савенков С.В.⁴

ДЕГРАДАЦИЯ СВОЙСТВ МЕТАЛЛА ЦЕЛЬНОМЕТАЛЛИЧЕСКИХ СОСУДОВ, РАБОТАЮЩИХ ПОД ДАВЛЕНИЕМ, ПРИ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ

Исследованы механические свойства и структура металла цельнометаллических газовых баллонов из среднеуглеродистой стали после различной продолжительности их эксплуатации. Показано, что продолжительность эксплуатации не оказывает существенного влияния на уровень прочностных характеристик металла сосудов, но приводит к некоторому снижению пластических свойств и значительному снижению ударной вязкости. Установлено, что проявление деградации ударной вязкости наблюдается после эксплуатации сосудов в течение 25-30 лет. Выявлено различие характера температурной зависимости ударной вязкости металла баллонов от продолжительности их эксплуатации при испытании образцов типов Менаже и Шарпи.

Ключевые слова: баллон, продолжительность эксплуатации, деградация свойств, ударная вязкость металла.

Білосточний А.В., Солошенко П.В., Григор'єва М.О., Савенков С.В. Деградація властивостей металу суцільнометалевих посудин, що працюють під тиском, при тривалій експлуатації. Досліджені механічні властивості та структура металу суцільнометалевих газових балонів із середньовуглецевої сталі після експлуатації різної тривалості. Показано, що тривалість експлуатації не надає суттєвого впливу на рівень міцності металу посудин, але призводить до деякого зниження пластичних властивостей і значному зниженню ударної в'язкості. Встановлено, що прояв деградації ударної в'язкості спостерігається після тривалості експлуатації посудин на протязі 25-30 років. Виявлена відмінність характеру температурної залежності ударної в'язкості металу балонів від тривалості їх експлуатації при випробуванні зразків типу Менаже та Шарпі.

Ключові слова: балон, тривалість експлуатації, деградація властивостей, ударна в'язкість металу.

A.V. Belostochnyy, P.V. Soloshenko, M.O. Grigorieva, S.V. Savenkov. The degradation of metal vessels properties working under pressure during a long term use. Mechanical properties and metal structure of all-metal gas tanks made of medium-carbon steel after

¹ техн. експерт, вед. інженер, ЧАО «Мариупольский металлургический комбинат им. Ильича», г. Мариуполь, andrey.belostochnyy@ilyichsteel.com

² канд. техн. наук, доцент, ГВУЗ «Приазовский государственный технический университет», г. Мариуполь

³ канд. техн. наук, доцент, ГВУЗ «Приазовский государственный технический университет», г. Мариуполь

⁴ ст. научн. сотр., ГП «Научно-исследовательский трубный институт», г. Днепр