

УДК 669.017.15:620.18

РОЗРАХУНОК ПАРАМЕТРІВ ВТОРИННОГО ТВЕРДІННЯ ВИСОКОЛЕГОВАНИХ ЗАЛІЗНИХ СПЛАВІВ ПІСЛЯ КОМПЛЕКСНОЇ ХІМІКО-ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ

МОВЧАН О. В.¹, *к. т. н.*,
ГУБЕНКО С. І.^{2*}, *д. т. н., проф.*,
ЧОРНОІВАНЕНКО К. О.³, *к. т. н.*

¹ Кафедра матеріалознавства, Національна металургійна академія України, пр. Гагаріна, 4, Дніпро, 49600, Україна, тел. +38 (056) 3748 357

^{2*} Кафедра матеріалознавства, Національна металургійна академія України, пр. Гагаріна, 4, Дніпро, 49600, Україна, тел. +38 (056) 3748 357, e-mail: sigubenko@gmail.com, ORCID ID: 0000-0001-5427-1154

³ Кафедра матеріалознавства, Національна металургійна академія України, пр. Гагаріна, 4, Дніпро, 49600, Україна, тел. +38 (056) 3748 357

Анотація. Постановка проблеми. Цікаво дослідити залежність між вторинним твердінням і мікронапругами в кристалічній решітці від температури відпуску залізних сплавів, легованих за принципом швидкорізальних сталей, після комплексної хіміко-термічної обробки. Електронномікроскопічними дослідженнями необхідно виявити структурні перетворення в комплексно обробленому сплаві типу 20P18 після остаточної термічної обробки (гартування і відпуск). Становить інтерес вивчення закономірностей утворення зон передвиділення типу Гін'є–Престона у високолегованих залізних сплавах після остаточної термічної обробки. Матеріалом для досліджень був литий сплав типу 20P18, виготовлений на основі стандартної сталі P18 з додаванням вуглецю до ~ 2 %. Ступінь досконалості кристалічної решітки сплаву 20P18 оцінювали після здійснення комплексної хіміко-термічної обробки (зневуглецювання + навуглецювання) і відпусків за різних параметрів. **Методи дослідження** – електронна та оптична мікроскопія. **Результати.** Встановлено, що максимальна напруженість кристалічної решітки і найвищі показники мікротвердості для сплаву типу 20P18 відповідають відпуску за температур 550...560 °С. Показано, що у дифузійному шарі після відпуску виділяються дрібнодисперсні карбіди типу М₃С, характерні і для стандартної швидкорізальної сталі, але в більшій кількості. Встановлено, що максимуму вторинної твердості високолегованих залізних сплавів відповідає стадія утворення зон передвиділення типу Гін'є–Престона, що відповідає відпуску за температури 550...560 °С. **Наукова новизна.** Встановлено, що в процесі відпуску на вторинну твердість відбувається формування зон передвиділення типу Гін'є-Престона, які спричинюють викривлення кристалічної решітки твердого розчину. **Практична значимість.** Використання отриманих даних дозволить більш гнучко управляти кінцевою структурою конкретних виробів, а, отже, успішно виконувати практичні завдання поліпшення технологічних і експлуатаційних характеристик різального інструменту.

Ключові слова: вторинне твердіння; хіміко-термічна обробка; зони передвиділення; високолеговані залізні сплави

РАСЧЕТ ПАРАМЕТРОВ ВТОРИЧНОГО ТВЕРДЕНИЯ ВИСОКОЛЕГИРОВАННЫХ ЖЕЛЕЗНЫХ СПЛАВОВ ПОСЛЕ КОМПЛЕКСНОЙ ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

МОВЧАН А. В.¹, *к. т. н.*,
ГУБЕНКО С. И.^{2*}, *д. т. н., проф.*,
ЧЕРНОИВАНЕНКО Е. А.³, *к. т. н.*

¹ Кафедра материаловедения, Национальная металлургическая академия Украины, пр. Гагарина, 4, Днепр, 49600, Украина, тел. +38 (056) 3748 357

^{2*} Кафедра материаловедения, Национальная металлургическая академия Украины, пр. Гагарина, 4, Днепр, 49600, Украина, тел. +38 (056) 3748 357, e-mail: sigubenko@gmail.com, ORCID ID: 0000-0001-5427-1154

³ Кафедра материаловедения, Национальная металлургическая академия Украины, пр. Гагарина, 4, Днепр, 49600, Украина, тел. +38 (056) 3748 357

Аннотация. Постановка проблемы. Возникла необходимость исследовать зависимость между вторичным твердением и микронапряжениями в кристаллической решетке от температуры отпуска железных сплавов, легированных по принципу быстрорежущих сталей, после комплексной химико-термической обработки. Электронномикроскопическими исследованиями необходимо выявить структурные превращения в комплексно обработанном сплаве типа 20P18 после окончательной термической обработки (закалка и отпуск). Представляет интерес изучение закономерностей образования зон предвыделения типа Гинье–Престона в высоколегированных железных сплавах после окончательной термической обработки. Материалом для исследований послужил литой сплав типа 20P18, изготовленный на основе стандартной стали

P18 с добавлением углерода до ~2 %. Степень совершенства кристаллической решетки сплава 20P18 оценивали после комплексной химико-термической обработки (обезуглероживание + науглероживание) и отпусков при различных параметрах. **Методы исследования** – электронная и оптическая микроскопия. **Результаты.** Установлено, что максимальная напряженность кристаллической решетки и высокие показатели микротвердости для сплава типа 20P18 соответствуют отпуску при температурах 550...560 °С. Показано, что в диффузионном слое после отпуска выделяются мелкодисперсные карбиды типа M_3C , характерные и для стандартной быстрорежущей стали, но в большем количестве. Установлено, что максимуму вторичной твердости высоколегированных железных сплавов соответствует стадия образования зон предвыделения типа Гинье–Престона, что соответствует отпуску при температурах 550...560 °С. **Научная новизна.** Установлено, что в процессе отпуска на вторичную твердость происходит формирование зон предвыделения типа Гинье–Престона, которые способствуют искажению кристаллической решетки твердого раствора. **Практическая значимость.** Использование полученных данных позволит более гибко управлять конечной структурой конкретных изделий, а, следовательно, успешно решать практические задачи улучшения технологических и эксплуатационных характеристик режущего инструмента.

Ключевые слова: вторичное твердение; химико-термическая обработка; зоны предвыделения; высоколегированные железные сплавы

CALCULATION OF SECONDARY HARDENING PARAMETERS OF HIGH-ALLOYED IRON ALLOYS AFTER INTEGRATED CHEMICAL-THERMAL PROCESSING

MOVCHAN A.V.¹, *Cand. Sc. (Tech.)*,
GUBENKO S.I.^{2*}, *Dr. Sc. (Tech.), Prof.*,
CHERNOIVANENKO E.A.³, *Cand. Sc. (Tech.)*

¹ Material Science Department, National Metallurgical Academy of Ukraine, Gagarin av., 4, Dnipro, 49600, Ukraine, tel. +38 (056) 374-83-57

^{2*} Material Science Department, National Metallurgical Academy of Ukraine, Gagarin av., 4, Dnipro, 49600, Ukraine, tel. +38 (056) 374-83-57, e-mail: sigubenko@gmail.com, ORCID ID: 0000-0001-5427-1154

³ Material Science Department, National Metallurgical Academy of Ukraine, Gagarin av., 4, Dnipro, 49600, Ukraine, tel. +38 (056) 374-83-57

Abstract. Purpose. It is of interest to investigate the relationship between secondary hardening and microstresses in the crystal lattice on the tempering temperature of iron alloys doped by the principle of high-speed steels after complex chemical-thermal treatment. It is necessary to identify structural transformations in a complex treated alloy of type 20P18 after the final heat treatment (quenching and tempering) by electron microscopic. It is of interest to study the regularities of the formation of preallocation zones of the Guinier–Preston type in high-alloyed iron alloys after the final thermal treatment. **Methodology.** The materials for investigation was the cast alloy of type 20P18 made on the basis of standard P18 steel with the addition of carbon to ~2 %. The degree of perfection of the crystal lattice of the 20P18 alloy was evaluated after the implementation of complex chemical-thermal treatment (decarburization + carburization) and tempering at various parameters. **Methods of research** – electron microscopy and optical microscopy. **Results.** It was found that the maximum lattice tension and high microhardness for the type 20P18 alloy correspond to tempering at temperatures of 550...560 °С. It is shown that fine-dispersed carbides of the M_3C type are distinguished in the diffusion layer after tempering, which are also characteristic of standard high-speed steel, but in a larger quantity. The maximum of the secondary hardness of high-alloyed iron alloys corresponds to the stage of formation of the Guinier–Preston preallocation zones, which corresponds to tempering at temperatures of 550...560 °С was established. **Originality.** It is established that formation zones of the Guinier–Preston in the process of tempering to secondary hardness contribute to the distortion of the crystal lattice of the solid solution. **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.

Keywords: secondary hardening; chemical heat treatment; preallocation zones; high-alloyed iron alloys

Вступ

Литий інструмент зі сплавів, легованих за принципом швидкорізальних сталей, отриманий за технологією комплексної хіміко-термічної обробки [1–3], для забезпечення необхідного рівня якісних показників, як і інструмент зі стандартної швидкорізальної сталі, повинен бути підданий остаточній термічній обробці. Традиційно остаточна термічна обробка інструменту включає в себе

гартування і триразовий відпуск, необхідний для переведення залишкового аустеніту загартованого сплаву в мартенсит і підвищення напруженості кристалічної решітки, що викликає розвиток процесів вторинного твердіння.

Вибір режиму остаточної термічної обробки багато в чому визначається вихідною структурою комплексно обробленого сплаву, а також фазовими і структурними перетвореннями, що відбуваються в

процесі остаточної обробки, які формують рівень мікронапруг у кристалічній решітці.

Мета роботи

Метою роботи – виявити залежність між вторинним твердінням і мікронапругами в кристалічній решітці від температури відпуску залізних сплавів, легованих за принципом швидкорізальних сталей після комплексної хіміко-термічної обробки.

Матеріал і методики досліджень

Закономірності вторинного твердіння високолегованих залізних сплавів вивчали на литому сплаві типу 20P18, виготовленому на основі стандартної сталі P18 з додаванням вуглецю до ~ 2 %.

Дослідження мікронапруг проводили після відпусків за температур 400, 500, 550, 590, 640 °C протягом 1 години. Як еталон використовували сплав типу 20P18, відпалений за температури 1 200 °C протягом 10 годин. Ступінь досконалості кристалічної решітки α-фази оцінювали за показником істинного фізичного розширення (β) дифракційного максимуму (211)α, визначеним за методикою, викладеною в [4; 5].

Мікротвердість поверхневого шару вивчали після відпуску за температур 400 ... 640 °C з інтервалом 20 °C, тривалість відпуску за кожної температури складала 1 годину.

Електронномікроскопічні дослідження проводили на мікроскопі EM-125 за прискорювальної напруги 125 В. Дифракційна постійна приладу складає 18,3...20 Å•мм, діаметр селекторної діафрагми – 1,0 мкм.

Результати досліджень та їх обговорення

Якісна картина зміни профілю інтерференційного максимуму (211) α-фази залежно від обробки наведена на рисунку 1. Як видно з дифрактограм, ширина лінії (211) α-фази зменшується з підвищенням температури відпуску, що пов'язано зі зниженням внутрішніх напружень.

Максимальне розширення інтерференційного максимуму спостерігається в сплаві типу 20P18, загартованому від температури 1 230 °C, що пояснюється високим напруженим станом кристалічної решітки, яка утворюється за рахунок гартівних дефектів.

Найбільш вузький і інтенсивний максимум характерний для відпаленого стану (еталон) внаслідок анігіляції і релаксації гартівних дефектів у процесі тривалої (10 годин) витримки за підвищених температур.

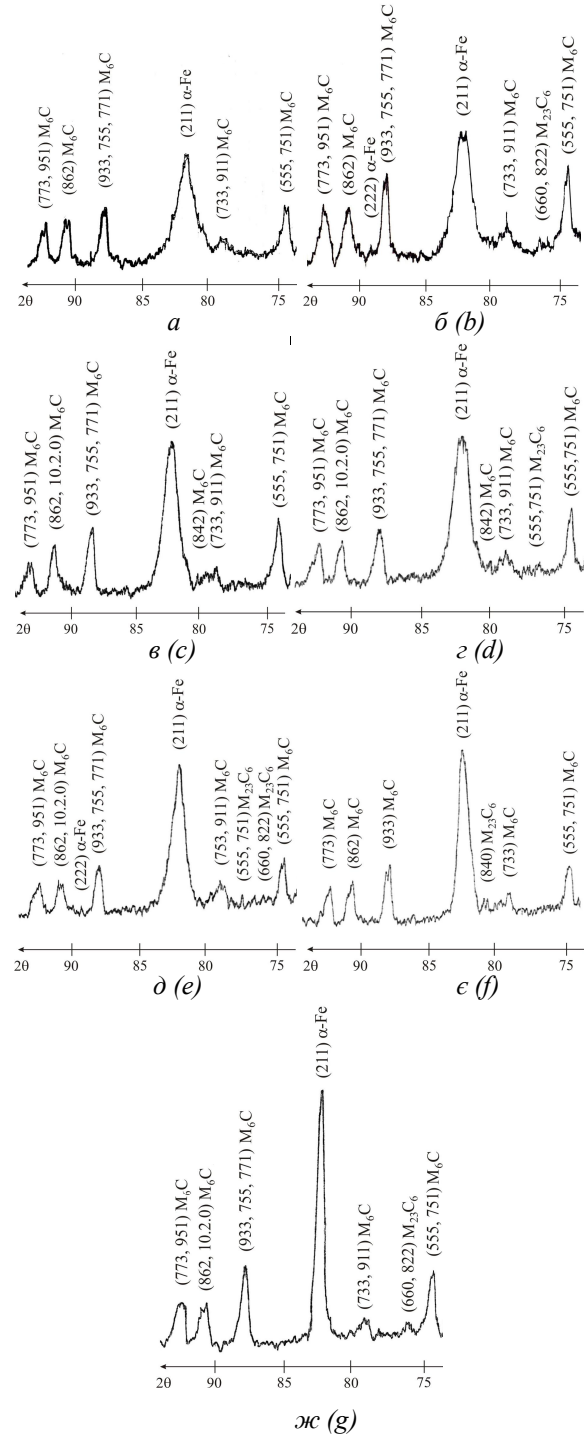


Рис. 1. Зміна профілю інтерференційної лінії (211) α-фази залежно від температури відпуску на ділянці дифрактограми сплаву типу 20P18; а – загартований зразок, б–є – відпуск за температури 400, 500, 550, 590, 640 °C відповідно, ж – відпалений зразок (еталон) / Fig. 1. The change of the interference line's profile (211) of the α-phase depending on the temperature of release on the diffractogram area of the alloy type 20P18; а – a tempered sample, б–f – a release at a temperature of 400, 500, 550, 590, 640 °C respectively, g – annealed sample (standard)

Розраховані дані параметрів кристалічної решітки за отриманими дифрактограмами наведені в таблиці 1. Аналіз даних показав, що в процесі відпуску за температури 400 °С спостерігається високе значення параметра напружень II роду за рахунок збереження великої кількості дефектів кристалічної будови, отриманих під час попереднього гартування. З підвищенням температури відпуску до 500 °С напруженість решітки падає внаслідок зниження дефектності структури. Однак, як видно з наведених даних,

відпуск за температури 550 °С викликає підвищення значень мікронапруг у композиційному поверхневому шарі. Такий ефект можна пояснити формуванням, за даної температури відпуску, зон передвиділення, подібних до зон Гін'є-Престона, які спричинюють викривлення кристалічної решітки твердого розчину [6; 7]. Підвищення температури відпуску від 550 до 590 °С і вище викликає істотне (~ 30 %) зменшення мікронапруг за рахунок їх релаксації під час виділення спеціальних карбідів.

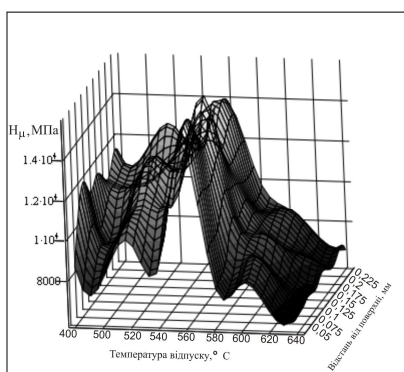
Таблиця 1

Параметри кристалічної решітки і тонкої структури α -фази після відпуску за різних температур / Parameters of a crystal lattice and a thin structure of the α -phase after release at different temperatures

Режим обробки	Θ , °	β , рад	$\Delta a/a$, $\times 10^{-3}$	ρ , $\times 10^{11}$ см ⁻²
Відпуск за t = 400 °С	41,060	0,0168	4,82	56,5
Відпуск за t = 500 °С	41,060	0,0154	4,42	47,4
Відпуск за t = 550 °С	41,015	0,0161	4,63	51,8
Відпуск за t = 590 °С	41,007	0,0139	3,99	38,6
Відпуск за t = 640 °С	41,100	0,0107	3,07	22,9

Проводилися дослідження показників мікротвердості поверхневого шару сплаву типу 20P18 після комплексної хіміко-термічної обробки, гартування і відпуску за різних температур (рис. 2). Пік вторинного твердіння, згідно з отриманими даними, відповідає відпуску за температур 550...560 °С і становить ~14 000 МПа, після чого слідує зменшення внаслідок розвитку процесів виділення і коагуляції карбідних частина.

Відповідність між вторинним твердінням досліджуваного сплаву після комплексної хіміко-термічної обробки і величиною напруги кристалічної решітки підтверджується кореляцією показників напружень II роду і мікротвердості за відпуску, наведених у таблиці 1 і на рисунку 2.



В

Рис. 2. Залежність мікротвердості по глибині дифузійного шару дослідного сплаву від температури відпуску / Fig. 2. Dependence of microhardness on the depth of the diffusion layer of the experimental alloy from the temperature of release

Таким чином, встановлено, що максимуму вторинної твердості відповідає максимальна напруженість кристалічної решітки ($\Delta a/a$). Аналіз отриманих даних показав, що вибір режиму заключного відпуску литого сплаву типу 20P18, підданого комплексній хіміко-термічній обробці, повинен проводитись з урахуванням впливу на властивості процесу виділення спеціальних карбідів. Для зазначеного сплаву рекомендується проводити заключний відпуск за температур 550...560 °С на стадії утворення зон передвиділення. Для обґрунтування запропонованого режиму відпуску провели дослідження тонкої структури, а також виявили особливості формування зон передвиділення в досліджуваному сплаві.

Вивчення тонкої структури поверхневого шару сплаву типу 20P18 після комплексної хіміко-термічної обробки і гартування виявило, що структура являє собою частково двійникований мартеніт із великою щільністю дислокацій, залишковий аустеніт, а також включення карбідів.

Дослідження тонкої структури комплексно обробленого сплаву типу 20P18 після гартування і відпуску за температури 550 °С дозволило з'ясувати деякі особливості. Виявлено ділянки мартенситу з різним рівнем структурних змін у процесі відпуску: поряд із мартенситом, що зазнав у процесі відпуску структурних змін, присутні ділянки, характерні для щойно загартованої сталі або для більш низьких температур відпуску. Фрагмент тонкої структури, показаний на рисунку 3а, характерний для загартованої сталі. Усередині мартенситних рейок спостерігається підвищена щільність дислокацій, між рейками зберігаються прошарки залишкового аустеніту, що не розпався. Досить ймовірно, що аустеніт перешкоджає розсіпанню малокутових границь. Примітно і те, що на електронограмах із

подібних ділянок відсутні сліди карбідної дифракції. Отже, розміри карбідів, які виділилися, настільки малі, що вони не розділяються електронографічно, оскільки малоймовірно, щоб вони не виділялися зовсім.

На рисунку 3б наведено мікродифрактограму, на якій одночасно присутні дві системи рефлексів у площині {110}* матриці і двійника. Слід площини двійникування паралельний напрямку <111>*, загальному для матриці і двійника.

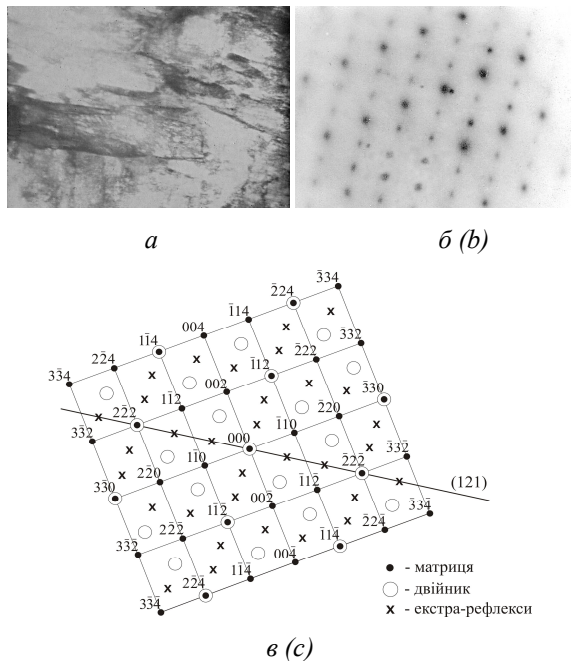


Рис. 3. Ділянка тонкої структури комплексно обробленого сплаву типу 20P18, який не зазнав значних змін після відпуску за 550 °С: а – мікродифракційне зображення; б, в – електронограма та її розшифрування, вісь зони [110] α || [011] дв; а – × 30 000 / Fig. 3. The plot of fine structure of a complexly processed alloy of type 20P18, which has not undergone significant changes after release at 550 °C: a – a microdiffraction image; b, c – electronogram and its decoding, zone axis [110] α || [011] two; a – × 30 000

Аналіз електронограм карбідних виділень показав, що єдина карбідна фаза, яка виділяється під час відпуску і виявляється електронографічно, – це цементит М₃С. Дисперсійні частки цементиту утворюються в місцях скупчення дислокацій, що потім проявляється в їх стабілізаційному впливі на дислокаційну субструктуру, оскільки включення, що утворюються, гальмують рух і перерозподіл дислокацій. Підвищена кількість вуглецю в дифузійному шарі досліджуваного сплаву сприяє утворенню в процесі відпуску великої кількості зон передвиділення. Примітно, що аналізом мікродифракційних зображень не виявлено слідів виділення спеціальних карбідів. Аналіз електронограм, що містять цементитні рефлекси, показав, що у всіх випадках між матрицею і

цементитом реалізується орієнтацій не співвідношення Багаряцького (рис. 4), що типowo для цементиту, який виділився з мартенситу під час його відпуску. Орієнтаційних співвідношень Пітша між аустенітом і карбідом, характерних для цементиту, що виділився в процесі охолодження, не виявлено.

На рисунку 4а наведено мікroeлектронограму, де карбідною фазою в сплавi типу 20P18 є цементит із віссю зони [1̄ 11]ц. Кут разорієнтування між цією зоною і зоною мартенситної матриці [131]α становить 3,6°.

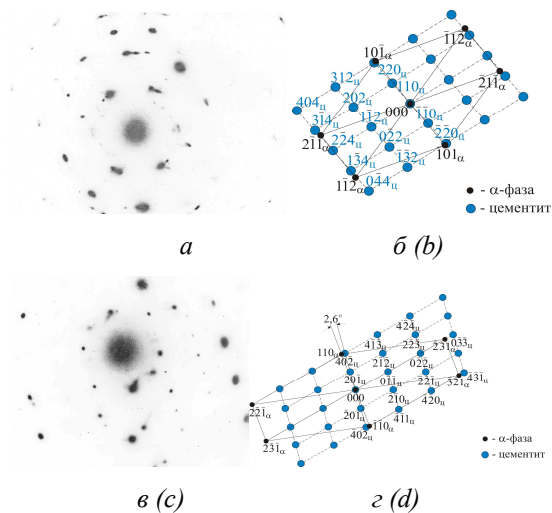


Рис. 4. Мікродифракційне зображення від цементиту у відпущеному мартенситі (а, в) сплаву типу 20P18 і їх розшифрування (б, г); а, б – вісь зони [131] α || [1̄ 11]ц; в, г – вісь зони [1̄ 5]α || [1̄ 2 2]ц / Fig. 4. Microdiffraction image of cementite in dissolved martensite (a, c) alloy of type 20P18 and their decoding (b, d); a, b – the zone axis [131] α || [1̄ 11] ts; c, d – the zone axis [1̄ 5]α || [1̄ 2 2] ts

Мікroeлектронограма від включень цементиту в відпущеному мартенситі у сплавi типу 20P18 і її схема (рис. 4 в, г) показують, що в даному випадку електронному пучку паралельні осі зон [1̄ 5]α || [1̄ 2 2]ц, кут разорієнтування між напрямками становить 3,6°, як впливає з орієнтаційного співвідношення Багаряцького. Площини зворотних решіток (110)α* і (40̄ 2̄)ц* поєднані між собою з розворотом на кут 2,6°. Цей невеликий взаємний розворот зворотних решіток викликає збіг на електронограмі рефлексів по (3̄ 21)α і (4̄ 3̄ 1̄)ц.

У стандартній сталі P18 карбідне перетворення під час відпуску відбувається ідентично, тобто єдиною карбідною фазою, що спостерігається, є цементит, при цьому з матрицею реалізується орієнтаційне співвідношення Багаряцького.

Висновки

1. Проведено оцінку мікронапруг кристалічної решітки твердого розчину залежно від температури відпуску. Встановлено, що максимальна напруженість кристалічної решітки і найвищі показники мікротвердості для сплаву типу 20P18 відповідають відпуску за температур 550...560 °С.

2. Електронномікроскопічними дослідженнями встановлено, що в комплексно обробленому сплаві типу 20P18 після остаточної термічної обробки (гартування і відпуск) відбуваються процеси, аналогічні тим, що відбуваються в стандартній швидкорізальній сталі P18. У дифузійному шарі після відпуску виділяються дрібнодисперсні карбіди типу

M_3C , характерні і для стандартної швидкорізальної сталі, але в більшій кількості. Оскільки виділення карбіду M_3C з мартенситу за відпуску відбувається в інтервалі температур 250...300 °С, утворення цементиту M_3C не може бути причиною вторинного твердіння досліджуваного сплаву.

3. Відсутність рефлексів від спеціальних карбідів на мікроелектронограмах від відпущеного комплексно обробленого сплаву типу 20P18 дозволило встановити, що максимуму вторинної твердості високолегованих залізних сплавів відповідає стадія утворення зон передвиділення типу Гін'є-Престона, що відповідає відпуску за температур 550...560 °С.

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. Пат. 71705 Україна, МПК C21D 9/22. Спосіб комплексної обробки литого металорізального інструменту / Ю. С. Проїдак (UA), О. В. Мовчан (UA), С. І. Губенко (UA), А. П. Бачурін (UA), К. О. Черноіваненко (UA). – № u2011 15570; Заявл. 29.12.2011; Опубл. 25.07.2012; Бюл. №14. – 4 с.
2. Черноіваненко Е. А. Получение композитной структуры в приповерхностном слое инструмента на базе литой быстрорежущей стали P6M5 / Е. А. Черноіваненко, С. И. Губенко, А. В. Мовчан, А. П. Бачурин // Вісник Дніпропетровського університету. – 2011. – № 4. – Т. 19. – С. 188–192.
3. Губенко С. И. Применение химико-термической обработки с целью повышения стойкости литого режущего инструмента / С. И. Губенко, А. П. Бачурин, Е. А. Мовчан // Вісник Дніпропетровського університету. – № 14. – Т. 2. – 2010. – С. 36–40.
4. Миркин Л. И. Рентгеноструктурный анализ : индцирование рентгенограмм (справ. руков.) / Л. И. Миркин. – Москва : Наука, 1981. – 796 с.
5. Горелик С. С. Рентгенографический и электронографический анализ металлов : монография / [С. С. Горелик, А. Н. Расторгуев, Ю. А. Скаков]. – Москва : Metallurgija, 1963. – 218 с.
6. Chinh N.Q. Characterization of plastic instability steps occurring in depth-sensing indentation tests / N. QChinh, Gy. Horváth, Zs. Kovács, J. Lendvai // Materials Science and Engineering : A. – 2002. – Vol. 324. – Issue 1–2. – Pp. 219–224.
7. Kirkaldy J. S. Statistical self-similarity in Rhines' concept of unique multiphase diffusion paths on the ternary gibbs' isotherm / J. S. Kirkaldy, P. Maugis // Metallurgical and Materials Transactions : A. – 2002. – Vol. 33. – Issue 11. – Pp. 3357–3365.

REFERENCES

1. Yu.S. Proydak (UA), O.V. Movchan (UA), S.I. Gubenko (UA), A.P. Bachurin (UA) and K.O. Chornoivanenko (UA). Pat. 71705 Ukraine, MPK C21D 9/22. *Sposib kompleksnoyi obrobki litogo metalorizal'nogo instrumentu* [The process of a complex treatment of a cast cutting tools]. Publ. 25.07.2012; bull. no. 14, 4 p. (in Ukrainian).
2. Chernoiivanenko E.A. Gubenko S.I., Movchan A.V. and Bachurin A.P. *Poluchenie kompozitnoj struktury v pripoverhnostnom sloe instrumenta na baze litoy bystrorezhushhej stali R6M5* [Receiving of a composite structure in the near-surface layer of a tool based on cast high-speed steel P6M5]. *Visnik Dnipropetrovs'kogo universitetu*. [Bulletin of Dnipropetrovsk University]. 2011, no. 4, vol. 19, pp. 188–192. (in Russian).
3. Gubenko S.I. Bachurin A.P. and Movchan E.A. *Primenenie himiko-termicheskoy obrabotki s cel'ju povyshenija stojkosti litogo rezhushhego instrumenta* [Application of chemical-thermal treatment in order to increase the durability of cast cutting tools]. *Visnik Dnipropetrovs'kogo universitetu*. [Bulletin of Dnipropetrovsk University. Series]. 2010, no. 14, vol. 2, pp. 36–40. (in Russian).
4. Mirkin L.I. *Rentgenostrukturnyj analiz: indicirovanie rentgenogramm: (spravochnoe rukovodstvo)* [X-ray diffraction analysis: X-ray imaging]. Moscow : Nauka Publ., 1981, 796 p. (in Russian).
5. Gorelik S.S., Rastorguev A.N. and Skakov Ju.A. *Rentgenograficheskij i jelektronograficheskij analiz metallov* [X-ray and electron diffraction analysis of metals]. Moscow : Metallurgija Publ., 1963, 218 p. (in Russian).
6. Chinh N.Q., Horváth Gy., Kovács Zs. and Lendvai J. Characterization of plastic instability steps occurring in depth-sensing indentation tests. *Materials Science and Engineering : A*. 2002, vol. 324, iss. 1–2, pp. 219–224.
7. Kirkaldy J.S. and Maugis P. Statistical self-similarity in Rhines' concept of unique multiphase diffusion paths on the ternary gibbs' isotherm. *Metallurgical and Materials Transactions : A*. 2002, vol. 33, iss. 1, pp. 3357–3365.

Стаття рекомендована до публікації д-ром техн. наук, проф. В. С. Вахрушевою (Україна), д-ром техн. наук, проф. Г. Д. Сухомлиним (Україна).

Надійшла до редколегії 05.12.2017

Прийнята до друку 09.12.2017