

МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО

УДК 621.658.012.531

© Ефременко В.Г.¹, Чабак Ю.Г.², Пастухова Т.В.³,
Зурнаджи В.И.⁴, Мазур В.А.⁵, Цветкова Е.В.⁶

МИКРОСТРУКТУРА ХРОМО-ВАНАДИСТОГО ЧУГУНА, ФОРМИРУЮЩАЯСЯ ПРИ ПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКЕ ПОВЕРХНОСТИ И ПОСЛЕДУЮЩЕЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ

В статье показано, что плазменный нагрев с частичным оплавлением поверхности приводит к модифицированию микроструктуры Cr-V чугуна со сфероидальными карбидами ванадия. Модифицирование выражается в резком измельчении эвтектических колоний, эвтектических карбидов и аустенитных дендритов. Последующий печной нагрев при 950°C приводит к распаду внутривтектического аустенита с выделением вторичных карбидов зернистой или игольчатой формы, что повышает микротвердость эвтектики.

Ключевые слова: плазма, оплавление, чугун, микротвердость, эвтектика, аустенит.

Єфременко В.Г., Чабак Ю.Г., Пастухова Т.В., Зурнаджи В.І., Мазур В.О., Цветкова О.В. Мікроструктура хромо-ванадієвого чавуну, що формується при плазмовому нагріві поверхні та наступній термічній обробці. У статті показано, що плазмовий нагрів з частковим оплавленням поверхні призводить до модифікації микроструктури Cr-V чавуну зі сфероїдальних карбідами ванадію. Модифікування виражається в різкому подрібненні евтектичних колоній, евтектичних карбідів і аустенітних дендритів. Подальший пічної нагрів при 950°C призводить до розпаду внутривтектичного аустеніту з виділенням вторинних карбідів зернистої або голчастою форми, що підвищує микротвердість евтектики.

Ключові слова: плазма, оплавлення, чавун, микротвердість, евтектика, аустеніт.

V.G. Efremenko, Yu.G. Chabak, T.V. Pastukhova, V.I. Zurnadzy, V.O. Mazur, O.V. Tsvetkova. Microstructure of chrome-vanadium cast iron formed during plasma surfaces treatment and subsequent heat treatment. The article presents the results of the study of Cr-V spheroidal vanadium carbides cast iron subjected to plasma surface heating. The cast iron contains 3,10% C; 1,05% Si; 3,99% Mn; 9,49% V; 9,10% Cr; 1,71% Ni; Fe being the basic metal. In as-cast state its structure consists of austenite, M7C3- and VC-based eutectics, and spheroidized VC carbides. Plasma treatment was conducted using the plasmatron of indirect action with argon being plasma-making gas. Plasma heating resulted in surface temperature increase up to 1500-1550°C which was followed by partial surface melting, the melted layer being of 160 mm depth. The initial eutectic colonies have become the melted areas; the primary austenite dendrites and spheroidal carbides did not melt. New dispersive eutectic carbides and new primary austenite dendrites developed in the melted layer under superfast crystallization after plasma

¹ д-р техн. наук, профессор, ГВУЗ «Приазовский государственный технический университет», г. Мариуполь

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

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

⁴ аспирант, ГВУЗ «Приазовский государственный технический университет», г. Мариуполь, yadim.zurnadzhi@mail.ru

⁵ канд. техн. наук, доцент, ГВУЗ «Приазовский государственный технический университет», г. Мариуполь

⁶ канд. физ.-мат. наук, доцент, ГВУЗ «Приазовский государственный технический университет», г. Мариуполь

heating. Thus it was concluded that plasma treatment resulted in modification effect that is a sharp decrease in the size of eutectic colonies, eutectic carbides and austenite dendrites. Subsequent heating in the furnace at 950°C leads to the decomposition of eutectic austenite with the precipitation of the secondary acicular or granular carbides which increases the microhardness of the eutectics by 60 HV as compared with the melted state.

Keywords: *plasma, melting, cast iron, microhardness, eutectics, austenite.*

Постановка проблемы и анализ известных исследований и публикаций. Хромо-ванадиевые чугуны относятся к материалам, используемым для изготовления отливок, работающих в условиях интенсивного абразивного или ударно-абразивного изнашивания [1-3]. В процессе кристаллизации в песчаных или металлических формах в этих чугунах формируется гетерогенная структура, состоящая из дендритов аустенита или продуктов его превращения, и эвтектической составляющей. В зависимости от соотношения углерода, ванадия и хрома в чугунах возникают две различные эвтектики инвертированного типа – на базе карбида ванадия («аустенит+VC») и на базе карбида хрома («аустенит+Me₇C₃») [1, 4]. По данным А.А. Жукова и Г.И. Сильмана в хромованадиевых белых чугунах, помимо указанных эвтектик, возможно формирование и двойной эвтектики – «аустенит+VC +Me₇C₃» [5]. Эвтектика «аустенит+VC» кристаллизуется в виде сферолита с радиальным расположением волокон карбида ванадия [4]; в сечении эта эвтектика имеет веерообразное строение. В случае модифицирования чугуна магнием или редко-земельными элементами в сочетании с перегревом расплава до 1700-1800°C карбиды ванадия кристаллизуются в виде обособленных глобул, относительно равномерно распространенных в объеме сплава [6, 7]. Такие чугуны носят название «spheroidal carbide cast iron» (SCI); они обладают повышенной износостойкостью в условиях абразивного и эрозионного изнашивания [8, 9].

Как правило, хромо-ванадиевые чугуны используются в состоянии объемной закалки, в процессе которой из аустенита выделяются дисперсные вторичные карбиды хрома и ванадия, в результате чего аустенит превращается в мартенсит, вызывая рост твердости и износостойкости изделий. В ряде случаев закалку проводят от повышенных температур для получения повышенной доли остаточного аустенита, который в условиях эксплуатации испытывает деформационное мартенситное превращение, что также обеспечивает высокое сопротивление изнашиванию [10]. Помимо объемной известны различные методы поверхностной термической обработки с применением высококонцентрированных источников энергии (лазерный и электронный луч, плазма) [11-14]. В ряде случаев эти методы целесообразно сочетать с последующей объемной термической обработкой. Несмотря на перспективность таких комбинированных технологий, они остаются малоизученными применительно к высоколегированным белым чугунам, включая хромо-ванадиевые сплавы.

Цель работы – исследование характера структурообразования в хромо-ванадиевых чугунах со сфероидальными карбидами ванадия при плазменной обработке поверхности с последующим объемным нагревом.

Изложение основного материала. Методика. В качестве материала исследований использовали SCI-чугун, содержащий 3,10% C; 1,05% Si; 3,99% Mn; 9,49% V; 9,10% Cr; 1,71% Ni, Fe – остальное. Методика выплавки чугуна изложена в работе [15]. Плазменную обработку образцов размерами 5x12x25 мм проводили с использованием плазмотрона косвенного действия при следующих параметрах: диаметр сопла генератора – 6 мм, длина дуги – 150 мм, плазмообразующий газ – аргон (расход 2 м³/ч), ток – 230...250 А, напряжение – 55...60 В, скорости обработки – 0,25 м/мин. После плазменной обработки образцы подвергли нагреву при 950°C (выдержка 2 ч) с охлаждением в масле (выдержку проводили в муфельной электропечи в воздушной атмосфере). Микроструктуру чугуна исследовали с помощью оптического микроскопа (ОМ) Nikon Eclipse M200 и электронного сканирующего микроскопа (СЭМ) JSM-6510 LV, оснащенного энергодисперсионным (EDS) микроанализатором INCA PentaFET X3 (Oxford Instruments Ltd). Микротвердость структурных составляющих измеряли на твердомере FM-300 (Future-Tech) при нагрузке 25 и 50 г.

Микроструктура и микротвердость чугуна в литом состоянии. Микроструктура чугуна в исходном (до обработки) состоянии представлена на рис. 1. Она состоит из аустенитных дендритов, 16,8% карбидов ванадия VC и 32,6% эвтектических карбидов на базе хрома Me₇C₃ [15].

Наличие указанных фазово-структурных составляющих подтверждается дифрактограммой, на которой отмечаются дифракционные максимумы, соответствующие кубическому карбиду ванадия VC, гексагональному карбиду M_7C_3 и аустениту (рис. 2). Карбиды ванадия преимущественно имеют сфероидизированную форму (размер глобулей VC составляет от 1 до 20 мкм), однако в отдельных местах они присутствуют в виде сферолитной эвтектики «аустенит+VC». Эвтектика «аустенит+ M_7C_3 » имеет розеточное строение; в поперечном (относительно длинной оси колонии) сечении размер эвтектических колоний составляет 20...60 мкм, а карбидов M_7C_3 – 1...6 мкм. Средний размер аустенитных дендритов – 20...70 мкм.

«Маппирование», проведенное с помощью EDS-анализа, показало высокую концентрацию ванадия в карбидах VC (74,4%) (рис. 1, в). Хром также присутствует в этих карбидах в количестве 6,47% (рис. 1, г), а вот концентрация железа и 1,49% и 0,37%, соответственно (рис. 1, д, е). Карбиды M_7C_3 обогащены (в порядке убывания) хромом (31,74%), железом (37,52%) и ванадием (14,63%). Марганец более равномерно распределен между M_7C_3 и матрицей, хотя в этих карбидах его содержится больше (4,95%), чем в аустените (4,29%). Ванадий присутствует в матрице в небольшом количестве – 1,49%. Содержание хрома в матрице несколько выше, чем ванадия (7,01%); отмечается обеднение хромом матрицы на границе с карбидами M_7C_3 .

Микротвердость структурных компонентов составила: аустенит – 290...360 HV₅₀ (среднее знач. - 326 HV₅₀), эвтектика на базе карбида M_7C_3 – 882...1069 HV₅₀ (среднее знач. - 961 HV₅₀), карбид VC 2420...2550 (среднее знач. - 2423 HV₅₀).

Микроструктура и микротвердость чугуна после плазменного нагрева. Плазменная обработка привела к существенному изменению микроструктуры поверхностного слоя чугуна на глубину до 160 мкм (рис. 3, а). Это изменение выразилось в резкой смене состояния карбидных эвтектик: на месте прежних массивных колоний «аустенит+ M_7C_3 » и «аустенит+VC» с относительно крупными эвтектическими карбидами возникли мелкие колонии сечением 4...10 мкм (рис. 3, б), образованные тонкими (0,1...0,5 мкм) волокнистыми и пластинчатыми карбидами, залегающими в колониях очень близко друг к другу (рис. 3, д). Эти колонии соединены тонкой эвтектической сеткой толщиной 0,3...0,8 мкм, которая окаймляет дендриты сечением 2...5 мкм (рис. 3, г). Между участками с видоизмененной эвтектикой залегают крупные дендриты аустенита с размерами, соответствующими исходному состоянию. Сфероидальные карбиды ванадия сохранились в поверхностном слое в неизменном состоянии.

По сравнению с литым состоянием на дифрактограмме оплавленного образца появились дополнительные линии карбида M_7C_3 (при увеличении их интенсивности), а также линии, относящиеся к карбиду ванадия V_2C и орторомбическому карбиду цементитного типа M_3C .

Установлено, что микротвердость исходных аустенитных дендритов составила (не растворившихся при оплавлении) 245...280 HV₂₅ (среднее знач. – 262,8 HV₂₅); микротвердость «новой» эвтектики, возникшей после оплавления, - 360...408 HV₂₅ (среднее знач. – 389,7 HV₂₅).

Согласно [16], плазменная обработка с выбранными параметрами должна приводить к нагреву поверхности до 1500...1550°C, что соответствует жидкофазному состоянию чугуна. Следовательно, можно полагать, что в процессе обработки произошло оплавление чугуна. Прогрев поверхностного слоя и его полное расплавление требует времени, необходимого для поглощения требуемого количества энергии и растворения тугоплавких фаз (избыточного аустенита и первичных карбидов), поэтому при кратковременном нагреве, очевидно, произошло неполное расплавление поверхностного слоя. Представленные данные о микроструктуре подтверждают это предположение: оплавлению подверглись лишь участки эвтектик «аустенит+ M_7C_3 » и «аустенит+VC» – наиболее легкоплавкие структурные составляющие чугуна (температура плавления – 1250...1280°C [17] и 1350°C [18], соответственно). Более тугоплавкие фазы - избыточный аустенит (расплавление в интервале 1300...1400°C) и сфероидальные карбиды VC (температура плавления – 1500...1600°C [7]) – или не нагрелись до температуры плавления, или не успели раствориться вследствие своих значительных размеров.

Таким образом, при плазменной обработке происходило оплавление междендритных (эвтектических) участков по мере распространения температурного фронта вглубь образца; при этом карбиды M_7C_3 , VC и эвтектический аустенит переходили в жидкость при достижении точки плавления эвтектики. За пределами границы температурного фронта оплавление прекращалось, несмотря на контакт нерастворившихся карбидов с жидкостью (рис. 3, в). Прекращение

плазменного нагріву супроводжалося швидким відводом тепла всередину зразка. По даним [19], швидкість охолодження при плазменній обробці досягає $10^4 \dots 10^5$ К/с, що фактично привело до «замороживання» оплавлених часток.

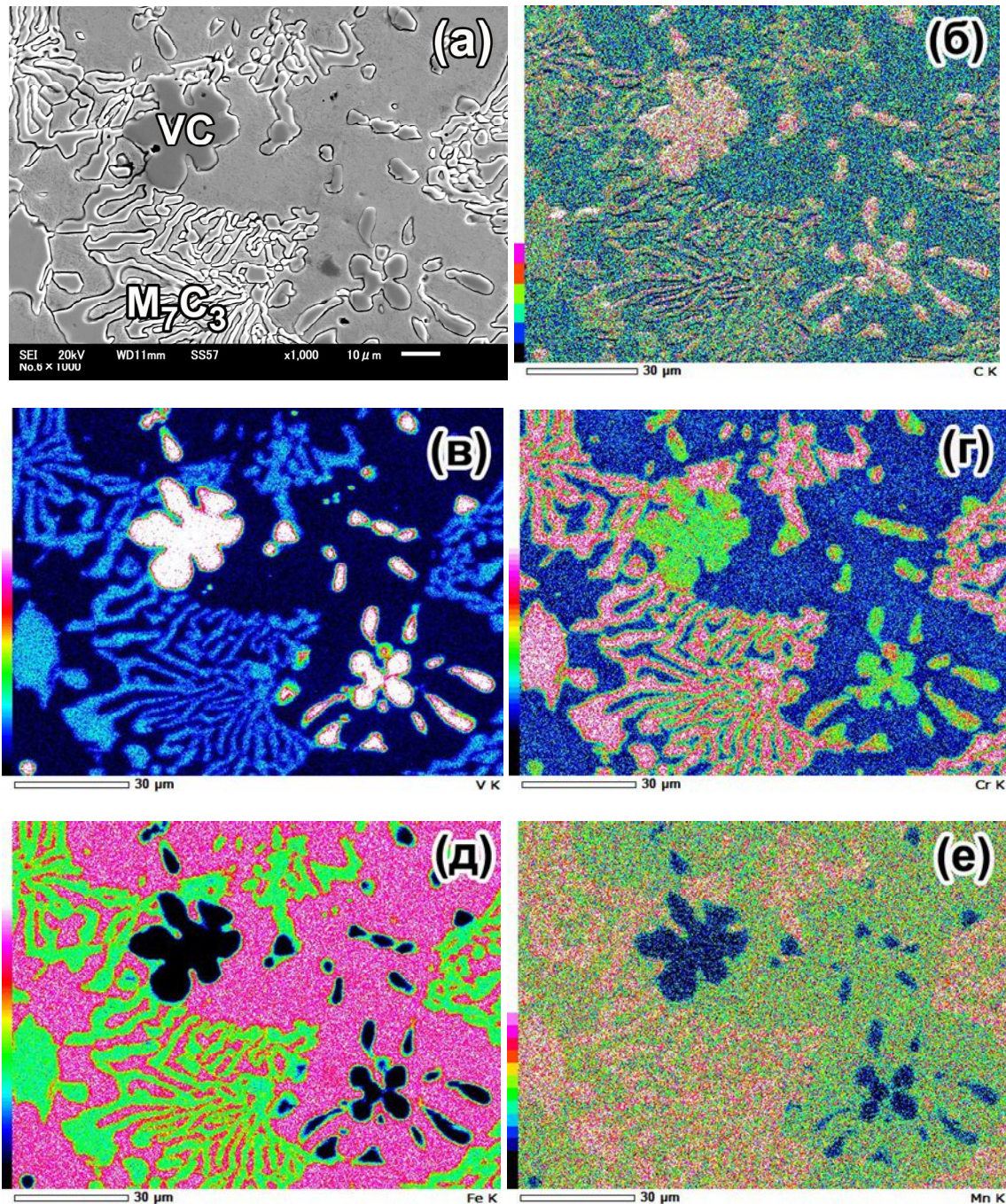


Рис. 1 – Мікроструктура чугуна в литому стані (а) і межфазне розподілення вуглецю (б), ванадію (в), хрому (г), заліза (д), марганцю (е)

Сверхшвидка кристалізація оплавлених часток йде при відсутності дифузії атомів легируючих елементів на великі відстані, тому формування твердих фаз в рідині відбувається *in situ* – «на місцях» – при дефіциті «будівельних матеріалів». Крім того, висока ступінь переохолодження робить термодинамічно вигідним зменшення розміру критичного зародка (карбіда або аустеніта). В комплексі це призводить до різкого (на порядок!) зменшення формуються фазово-структурних елементів – аустенітних дендритів, карбідів, евтектичних колоній. Необхідно відзначити, що сверхшвидка кристалі-

зация усиливает неоднородность в распределении химических элементов. Это выражается в том, что на месте прежних крупных участков эвтектики возникла избыточная фаза – мелкие дендриты аустенита, которые при своем росте отгеснили углерод и карбидообразующие элементы (Cr, V, Mn) в микрообласти, где затем возникли участки новой (дисперсной) эвтектики. Повышенная концентрация указанных элементов могла явиться тем фактором, который обеспечил высокую плотность распределения карбидов в эвтектических колониях, наблюдаемую в таких участках (рис. 3, д).

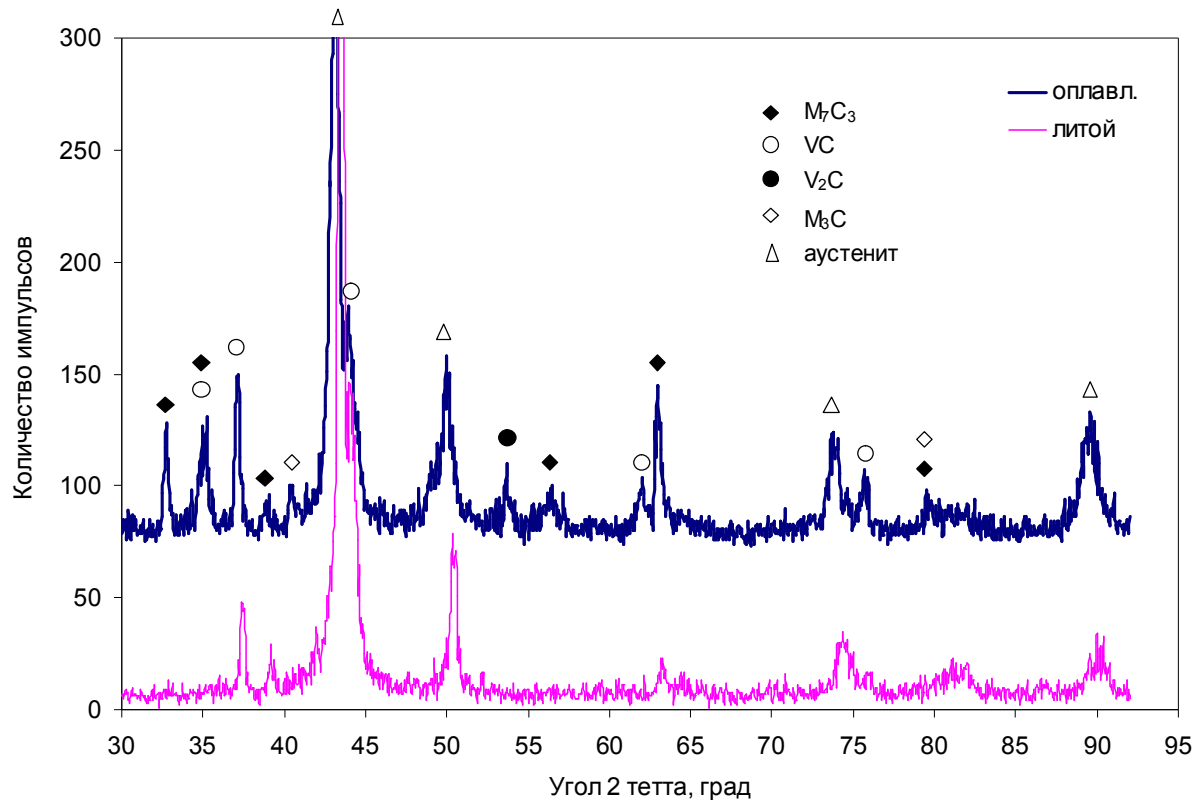


Рис. 2 – Дифрактограммы чугуна в исходном состоянии и после плазменной обработки

Микроструктура и микротвердость чугуна после дополнительного нагрева. Структура чугуна, прошедшего дополнительный объемный нагрев, представлена на рис. 4. Плазменная обработка привела к изменению структурного состояния поверхностного слоя, но не вызвала смены фазового состава: как и до обработки структура состояла из аустенита, карбидов M_7C_3 и VC. Можно полагать, что ускоренное плавление и кристаллизация привели к образованию аустенита, пересыщенного углеродом и карбидообразующими элементами. Такой аустенит является термодинамически неустойчивым и при нагреве распадается (в зависимости от температуры выдержки) по реакциям «аустенит пересыщенный → аустенит обедненный + карбиды» или «аустенит пересыщенный → феррит + карбиды». Первый случай известен как «destabilization» [20], в результате него при охлаждении формируется мартенситная матрица; во втором случае возникает ферритная матрица. Возможность таких изменений в структуре оплавленного слоя исследовали путем нагрева оплавленных образцов до $950^{\circ}C$ с выдержкой 2 ч, что согласно [20] соответствует максимальной скорости выделения вторичных карбидов из первородного аустенита.

Сравнение рис. 1а и 4а показывает, что в центральных слоях чугуна, не затронутых оплавлением, по контуру эвтектических колоний и сфероидальных карбидов возникла темная «оторочка», сформированная большим количеством высокодисперсных вторичных карбидов зернистой (диаметром 1,0...2,5 мкм) или игольчатой (длина – 2...12 мкм, толщина ~ 1 мкм) формы. Вторичные карбиды залегают также и внутри дендритов, хотя и в меньшем количестве. В оплавленной зоне процесс распада аустенита затронул только аустенит, входящий в состав

колоний эвтектики «аустенит + M_7C_3 », сформировавшихся в результате плазменного оплавления (рис. 4,б). Об этом на ОМ-изображениях свидетельствует потемнение внутриэвтектических областей; в то же время выраженной «оторочки» по внешнему контуру эвтектики, как и карбидов внутри вновь сформированных дендритов, не наблюдалось. Анализ, проведенный при больших увеличениях, позволил установить, что внутри эвтектических колоний в оплавленной зоне выделились нанодисперсные игольчатые карбиды (длиной 0,4...0,8 мкм и толщиной 0,05...0,10 мкм) (рис. 4, в) или зернистой (диаметром 0,05...0,10 мкм) (рис.4, г) формы.

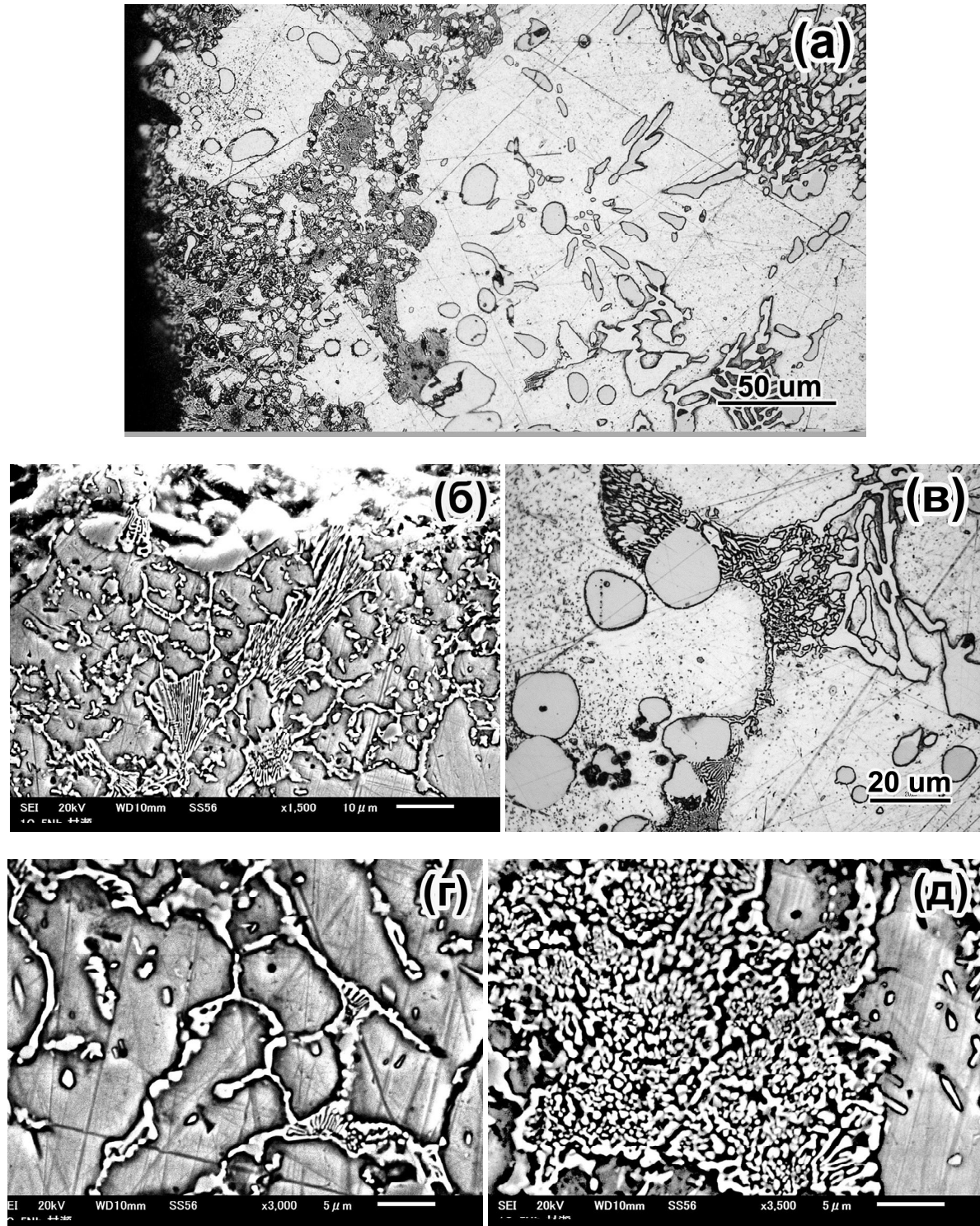


Рис. 3 – Структура поверхностного слоя после плазменного оплавления: общий вид (а), оплавленный слой (б, г, д); граница оплавления (в)

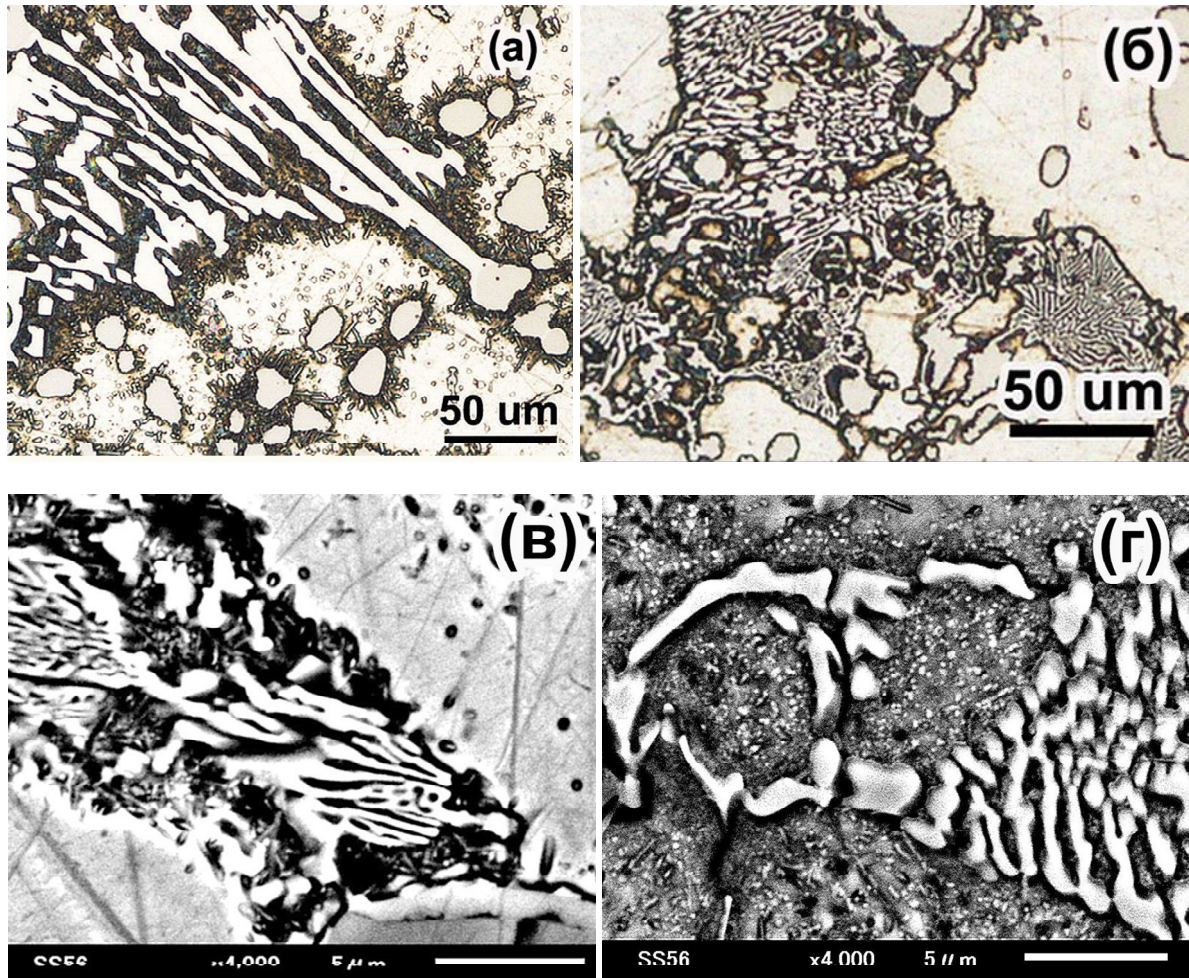


Рис. 4 – Микроструктура чугуна после плазменного оплавления и выдержки при 950°C: внутренние слои (а), оплавленный слой (б-г)

Распад внутриэвтектического аустенита привел к повышению микротвердости «новой» эвтектики до 370...572 HV₅₀ (среднее значение – 450,7±42 HV₂₅). Как видно, наблюдается достаточно большой разброс в значениях микротвердости отдельных эвтектических колоний. Это можно объяснить значительной неравномерностью в распределении углерода и легирующих элементов в отдельных оплавившихся участках в условиях отсутствия выравнивания химического состава.

Выполненные исследования показали, что плазменная обработка с неполным оплавлением приводит к модифицирующему воздействию на поверхностный слой хромо-ванадиевого чугуна со сфероидальными карбидами ванадия. Это воздействие выражается в резком измельчении структурных составляющих – карбидной эвтектики и аустенитных дендритов. Это может повысить эксплуатационную долговечность чугуна в условиях контактных нагрузок или интенсивного изнашивания, что составляет направление дальнейших исследований.

Выводы

1. Исследованный хромо-ванадийстый чугун представляет собой гетерогенный сплав, сочетающий в своей структуре аустенитные дендриты, карбидные эвтектики на базе карбидов M₇C₃ и VC, а также сфероидизированные карбиды VC. Выявлено взаимное замещение хрома и ванадия в указанных карбидах.

2. Обработка плазменной струей при режиме, обеспечивающем нагрев поверхности до 1500-1550°C, приводит к частичному оплавлению поверхности чугуна на глубину до 160 мкм. Расплавлению подвергаются участки карбидных эвтектик; на их месте кристаллизуются дисперсные эвтектические колонии и аустенитные дендриты. Вновь возникшие фазово-

структурные элементы имеют размеры на порядок ниже, чем в исходной структуре.

3. Печной нагрев оплавленной зоны привел к распаду эвтектического аустенита с выделением дисперсных вторичных включений зернистой или игольчатой форм. Это вызвало повышение средней микротвердости карбидной эвтектики на 60 HV₂₅.

Список использованных источников:

1. Sil'man G.I. Alloyed white iron with composite structure / G.I. Sil'man // *Metal Science and Heat Treatment*. – 2005. – Vol. 47. – Pp. 343-348.
2. The Charpy-Bochvar Principle: white and stable-mottled wear resistant iron / A.A. Zhukov, G.I. Silman, L.I. Agapova, B.B. Pani // *Indian Foundry Journal*. – 1996. – Feb. – Pp. 11-27.
3. Filipovic M. Iron-chromium-carbon-vanadium white cast irons: Microstructure and properties / M. Filipovic // *Hemijaska industrija*. – 2014. – Vol. 68 (4). – Pp. 413-427.
4. Kawalec M., Fras E. Structure, mechanical properties and wear resistance of high vanadium cast iron / M. Kawalec, E. Fras // *ISIJ International*. – 2008. – Vol. 48. – P. 518-524.
5. Жуков А.А. Износостойкие отливки из комплекснолегированных белых чугунов / А.А. Жуков, Г.И. Сильман, М.С. Фрольцов. – М. : Машиностроение. – 1984. – 104 с.
6. Kawalec M. The spheroidization of VC carbides in high-vanadium cast iron / M.Kawalec // *Archive of Foundry Engineering*. – 2011. – Vol. 3. – Pp. 111-116.
7. Shigenori N. Influence of melting conditions on morphology of vanadium-carbide in stainless spheroidal carbide cast iron / N. Shigenori, K. Tadashi, M. Hideto // *Journal of Japan Foundry Engineering Society*. – 2007. – Vol. 79. – Pp. 133-138.
8. Xinba Y. Erosive wear characteristics of spheroidal carbides cast iron / Y. Xinba, K. Shimizu, H. Matsumoto // *Wear*. – 2008. – Vol. 264. – Pp. 247-257.
9. Efremenko V.G. Abrasive wear resistance of spheroidal vanadium carbide cast irons / V.G. Efremenko, K. Shimizu, A.P. Cheiliakh // *Journal of Friction and Wear*. – 2013. – Vol. 34. – Pp. 466-474.
10. Abrasive resistance of metastable V–Cr–Mn–Ni spheroidal carbide cast irons using the factorial design method / V.G. Efremenko [et al.] // *International Journal of Minerals, Metallurgy, and Materials*. – 2016. – Vol. 23. – Pp. 645-657.
11. Xiang Y. Effects of thermal plasma jet heat flux characteristics on surface hardening / Yong Xiang, Deping Yu, Qingtao Li // *J. Mater. Process. Technol.* – 2015. – Vol. 226. – Pp. 238-246.
12. Espallargas N. Dry wear and tribocorrosion mechanisms of pulse plasma nitrided Ni–Cr alloy / N. Espallargas, S. Mischler // *Wear*. – 2011. – Vol. 270. – Pp. 464-471.
13. Semboshi S. Surface hardening of age-hardenable Cu–Ti alloy by plasma carburization / S. Semboshi, A. Iwase, T. Takasugi // *Surface and Coatings Technology*. – 2015. – Vol. 283. – Pp. 262-267.
14. Pulsed plasma deposition of Fe-C-Cr-W coating on high-Cr-cast iron: Effect of layered morphology and heat treatment on the microstructure and hardness / V.G. Efremenko [et al.] // *Surface and Coatings Technology*. – 2016. – Vol. 304. – Pp. 293-305.
15. Effect of vanadium and chromium on the microstructural features of V-Cr-Mn-Ni spheroidal carbide cast irons / V.G. Efremenko [et al.] // *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*. – 2014. – Vol. 21. – Pp. 1096-1108.
16. Самотугін С.С. Моделювання теплових процесів при плазмовому поверхневому зміцненні тонколезового ґрунтообробного інструменту / С.С. Самотугін, В.О. Мазур, Д.С. Литвиненко // *Вісник СевНТУ. Серія : Машиноприладобудування та транспорт : Зб. наук. пр.* – 2012. – Вип. 129. – С. 194-198.
17. Li D. Phase diagram calculation of high chromium cast irons and influence of its chemical composition / D. Li, L. Liu, Yu. Zhang // *Materials and Design*. – 2009. – № 30. – P. 340-345.
18. Дмитриева Г.П. Строение и механические свойства сплавов железа с карбидами ванадия / Г.П. Дмитриева, В.К. Шурин, А.Д. Васильев // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 1978. – № 4. – С. 64-66.
19. The influence of plasma surface modification process on the structure and phase composition of cutting-tool hardmetals / S.S. Samotugin, V.I. Lavrinenko, E.V. Kudinova, Yu.S. Samotugina // *Journal of Superhard Materials*. – 2011. – Vol. 33 (3). – Pp. 200-207.
20. Efremenko V.G. Kinetic parameters of secondary carbide precipitation in high-Cr white iron al-

loyed by Mn-Ni-Mo-V complex / V.G. Efremenko, Yu.G. Chabak, M.N. Brykov // Journal of Materials Engineering and Performance. – 2012. – Vol. 22, № 5. – Pp. 1378-1385.

References:

1. Sil'man G.I. Alloyed white iron with composite structure. *Metal Science and Heat Treatment*, 2005, no. 47, pp. 343-348.
2. Zhukov A.A., Silman G.I., Agapova L.I., Panin B.B. The Charpy-Bochvar Principle: white and stable-mottled wear resistant iron. *Indian Foundry Journal*, 1996, Feb, pp. 11-27.
3. Filipovic M. Iron-chromium-carbon-vanadium white cast irons: Microstructure and properties. *Hemjska industrija*, 2014, vol. 68, no. 4, pp. 413-427.
4. Kawalec M., Fras E. Structure, mechanical properties and wear resistance of high vanadium cast iron. *ISIJ International*, 2008, no. 48, pp. 518-524.
5. Zhukov A.A., Sil'man G.I., Froltzov M.S. *Iznosostoikiye otlivki iz kompleksnolegirovannykh belykh chugunov* [Wear resistant castings of complex-alloyed white cast irons]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1984. 104 p. (Rus.)
6. Kawalec M. The spheroidization of VC carbides in high-vanadium cast iron. *Archive of Foundry Engineering*, 2011, no. 3, pp. 111-116.
7. Shigenori N., Tadashi K., Hideto M. Influence of melting conditions on morphology of vanadium-carbide in stainless spheroidal carbide cast iron. *Journal of Japan Foundry Engineering Society*, 2007, no. 79, pp. 133-138.
8. Xinba Y., Shimizu K., Matsumoto H. Erosive wear characteristics of spheroidal carbides cast iron. *Wear*, 2008, no. 264, pp. 247-257.
9. Efremenko V.G., Shimizu K., Cheiliakh A.P. Abrasive wear resistance of spheroidal vanadium carbide cast irons. *Journal of Friction and Wear*, 2013, no. 34, pp. 466-474.
10. Efremenko V.G., Shimizu K., Cheiliakh A.P., Pastukhova T.V., Chabak Yu.G., Kusumoto K. Abrasive resistance of metastable V-Cr-Mn-Ni spheroidal carbide cast irons using the factorial design method. *International Journal of Minerals, Metallurgy, and Materials*, 2016, no. 23, pp. 645-657.
11. Yong X., Deping Y., Qingtao Li. Effects of thermal plasma jet heat flux characteristics on surface hardening. *J. Mater. Process. Technol.*, 2015, no. 226, pp. 238-246.
12. Espallargas N., Mischler S. Dry wear and tribocorrosion mechanisms of pulse plasma nitrided Ni-Cr alloy. *Wear*, 2011, vol. 270, pp. 464-471.
13. Semboshi S., Iwase A., Takasugi T. Surface hardening of age-hardenable Cu-Ti alloy by plasma carburization. *Surface and Coatings Technology*, 2015, no. 283, pp. 262-267.
14. Efremenko V.G., Chabak Yu.G., Lekatou A., Karantzalis A., Efremenko A.V. Pulsed plasma deposition of Fe-C-Cr-W coating on high-Cr-cast iron: Effect of layered morphology and heat treatment on the microstructure and hardness. *Surface and Coatings Technology*, 2016, no. 304, pp. 293-305.
15. Efremenko V.G., Shimizu K., Cheiliakh A.P., Kusumoto K. Effect of vanadium and chromium on the microstructural features of V-Cr-Mn-Ni spheroidal carbide cast irons. *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*, 2014, no. 21, pp. 1096-1108.
16. Samotugin S.S., Mazur V.A., Litvinenko D.S. Modelirovanie termicheskikh processov plazmenogo uprochneniya tonkolezviynogo pochvoobrabatyvayushchego instrumenta [Modeling of thermal processes at the plasma surface hardening of thin blade tillage tool]. *Vestnik SevNTU. Seriya: Mashinopryladobuduvannya ta transport – SevNTU Journal. Mechanical instrumentation and transport*, 2012, no. 129, pp. 194-198. (Ukr.)
17. Li D., Liu L., Zhang Y. Phase diagram calculation of high chromium cast irons and influence of its chemical composition. *Materials and Design*, 2009, no. 30, pp. 340-345.
18. Dmitrieva G.P., Shurin V.K., Vasiliev A.D. *Stroenie i mekhanicheskiye svoystva splavov s karbidami vanadiya* [Structure and mechanical properties of alloys with vanadium carbides]. *Metall-ovedenie i termicheskaya obrabotka metallov – Metal Science and Heat Treatments*, 1978, no. 4, pp. 64-66. (Rus.)
19. Samotugin S.S., Lavrinenko V.I., Kudinova E.V., Samotugina Yu.S. The influence of plasma surface modification process on the structure and phase composition of cutting-tool hardmetals. *Journal of Superhard Materials*, 2011, vol. 33, no. 3, pp. 200-207.

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