

PACS numbers: 61.72.Qq, 62.20.Qp, 81.15.Jj, 81.30.Mh, 81.40.Cd, 81.40.Gh, 87.64.Ee

Особенности формирования микроструктуры, элементного и фазового составов и свойств стали 170X14ГЗСЗН1ФР1 в условиях литья и импульсно-плазменного напыления

Ю. Г. Чабак, Т. В. Пастухова, В. Г. Ефременко, К. Шимидзу*,
А. П. Чейлях, В. И. Зурнаджи

*Государственное высшее учебное заведение
«Приазовский государственный технический университет»,
ул. Университетская, 7,
87500 Мариуполь, Украина
*Muroran Institute of Technology,
27 Mizumoto-cho,
050-8585, Muroran, Hokkaido, Japan*

В статье описаны микроструктура, микротвёрдость и фазовый химический состав ледебуритной стали 170X14ГЗСЗН1ФР1, полученной импульсно-плазменным напылением, в сравнении с традиционным способом отливки в песчаную форму. В качестве источника плазмы при напылении использован электротермический аксиальный плазменный ускоритель. Параметры обработки: напряжение — 4,0 кВ, амплитуда тока разряда — до 18 кА, рабочая среда — воздух, давление — атмосферное, катод — литая сталь 170X14ГЗСЗН1ФР1. В работе использованы оптическая и электронная микроскопии, энергодисперсионная спектроскопия, рентгеновская дифрактометрия, измерение микротвёрдости. Установлено, что после литья в песчаную форму в структуре стали присутствуют крупные

Corresponding author: Yuliia Gennadievna Chabak
E-mail: julia.chabak25@gmail.com

*Pryazovskyi State Technical University,
7 Universytets'ka Str., 87500 Mariupol, Ukraine
*Muroran Institute of Technology,
27 Mizumoto-cho, 050-8585, Muroran, Hokkaido, Japan*

Please cite this article as: Yu. G. Chabak, T. V. Pastukhova, V. G. Efremenko, K. Shimizu, A. P. Cheiliakh, and V. I. Zurnadzhi, Features of Formation of Microstructure, Elemental and Phase Compositions, and Properties of the 1.7% C–14% Cr–3% Mn–3% Si–1% Ni–0.6% V–1.2% B Steel under Casting and Pulsed Plasma Deposition, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, 39, No. 4: 491–505 (2017) (in Russian), DOI: 10.15407/mfint.39.04.0491.

(10–40 мкм в сечении) первичные карбид ($(\text{Fe}_{3,8}\text{Cr}_{2,9}\text{Mn}_{0,3})_7\text{C}_3$) и карбобориды ($(\text{Fe}_{1,4}\text{Cr}_{0,6}\text{Mn}_{0,1})_2(\text{C},\text{B})$) и ($(\text{Fe}_{3,3}\text{Cr}_{1,5}\text{Mn}_{0,2})_5(\text{C},\text{B}_2)_3$), а также эвтектики «аустенит + M_7C_3 » и «аустенит + $\text{M}_7\text{C}_3 + \text{M}_x(\text{C},\text{B})_y$ ». Объемная доля карбидной и карбоборидной фаз составляет 44,4%. Импульсно-плазменное напыление стали на чугунную подложку приводит к формированию покрытия, состоящего из пересыщенного твердого раствора с микротвердостью 643–932 *HV*. Постплазменная термическая обработка (закалка от 900°C) обеспечивает протекание твердофазной реакции выделения карбидной (M_7C_3) и карбоборидных ($\text{M}_2(\text{C},\text{B})$) и $\text{M}_5(\text{C},\text{B})_3$) фаз из пересыщенного твердого раствора в виде дисперсных включений средним размером 0,7 мкм, что в десятки раз меньше включений в литой стали. Плазменное напыление сопровождается насыщением стали углеродом за счёт разложения диэлектрических стенок разрядной камеры (бакелито-бумажный композит) при высокотоковом разряде. Это приводит к росту объёмной доли карбидов и карбоборидов на 10,5% относительно равновесного литого состояния. Микротвердость плазменно-напылённой стали после закалки составляет 885–1100 *HV*.

Ключевые слова: импульсно-плазменное напыление, микроструктура, карбиды, карбобориды, микротвердость.

У статті описано мікроструктуру, мікротвердість і фазовий хемічний склад ледебуритної сталі 170X14ГЗСЗН1ФР1, одержаної імпульсно-плазмовим напорошенням, у порівнянні з традиційним способом виливання у піщану форму. Як джерело плазми при напорошенні використано електротермічний аксіальний плазмовий пришвидшувач. Параметри оброблення: напруга — 4,0 кВ, амплітуда струму розряду — до 18 кА, робоче середовище — повітря, тиск — атмосферний, катода — лита сталь 170X14ГЗСЗН1ФР1. У роботі використано оптичну й електронну мікроскопію, енергодисперсійну спектроскопію, рентгенівську дифрактометрію, міряння мікротвердості. Встановлено, що після лиття у піщану форму в структурі сталі присутні великі (10–40 мкм у перерізі) первинні карбід ($(\text{Fe}_{3,8}\text{Cr}_{2,9}\text{Mn}_{0,3})_7\text{C}_3$) і карбобориди ($(\text{Fe}_{1,4}\text{Cr}_{0,6}\text{Mn}_{0,1})_2(\text{C},\text{B})$) й ($(\text{Fe}_{3,3}\text{Cr}_{1,5}\text{Mn}_{0,2})_5(\text{C},\text{B}_2)_3$), а також евтектики «аустеніт + M_7C_3 » і «аустеніт + $\text{M}_7\text{C}_3 + \text{M}_x(\text{C},\text{B})_y$ ». Об'ємна частка карбидної та карбоборидної фаз становить 44,4%. Імпульсно-плазмове напорошення сталі приводить до формування покриття, що складається з пересиченого твердого розчину із микротвердістю у 643–932 *HV*. Постплазмове термічне оброблення (гартування від 900°C) забезпечує перебіг твердофазної реакції виділення карбидної (M_7C_3) та карбоборидних ($\text{M}_2(\text{C},\text{B})$) і $\text{M}_5(\text{C},\text{B})_3$) фаз з пересиченого твердого розчину у вигляді дисперсних включень середнім розміром у 0,7 мкм, що в десятки разів менше включень у литій сталі. Плазмове напорошення супроводжується насиченням сталі вуглецем за рахунок розкладення діелектричних стінок розрядної камери (бакеліто-паперовий композит) при високострумовому розряді. Це приводить до зростання об'ємної долі карбідів і карбоборидів на 10,5% відносно литого стану. Микротвердість плазмово-напорошеної сталі після гартування складає 885–1100 *HV*.

Ключові слова: імпульсно-плазмове напорошення, микроструктура, карбіди, карбобориди, микротвердість.

This article describes the microstructure features, microhardness, and elemental phase distribution in ledeburitic 1.7% C–14% Cr–3% Mn–3% Si–1% Ni–0.6% V–1.2% B steel fabricated by pulsed plasma deposition in comparison with conventional sand casting. An electrothermal axial plasma accelerator is used as plasma source with following processing parameters: voltage is of 4.0 kV, the discharge current amplitude is up to 18 kA, the working environment is air, the working pressure is atmospheric, the cathode is the 1.7% C–14% Cr–3% Mn–3% Si–1% Ni–0.6% V–1.2% B steel. The work is carried out using the optical and scanning microscopies, EDS, XRD, and microhardness measurements. As found after sand casting, the steel contains in the structure large (10–40 μm) primary $(\text{Fe}_{3.8}\text{Cr}_{2.9}\text{Mn}_{0.3})_7\text{C}_3$ carbide, $(\text{Fe}_{1.4}\text{Cr}_{0.6}\text{Mn}_{0.1})_2(\text{C},\text{B})$ and $(\text{Fe}_{3.3}\text{Cr}_{1.5}\text{Mn}_{0.2})_5(\text{C},\text{B}_2)_3$ carboborides as well as ‘austenite + M_7C_3 ’ and ‘austenite + M_7C_3 + $\text{M}_x(\text{C},\text{B})_y$ ’ eutectics. The volume fraction of carbides and carboborides is of 44%. Pulsed plasma treatment leads to formation of steel coating of oversaturated solid solution with the microhardness of 643–932 *HV*. Post-plasma heat treatment (quenching from 900°C) results in solid-state reaction of the (M_7C_3) carbide and $(\text{M}_2(\text{C},\text{B}), \text{M}_5(\text{C},\text{B})_3)$ carboborides’ precipitation from the solid solution. This one leads to formation of large amount of dispersed precipitates of mean size of 0.7 μm reflecting substantial (ten folds) refinement of carbide and carboborides in comparison with the sand cast steel. Pulsed plasma deposition is accompanied with the saturation of steel by carbon due to the erosion of dielectric chamber walls (bakelite–paper composite) under high-current discharge. This one causes the increase of the carbides and carboborides volume fraction by 10.5% relative to convention casting. Post-plasma heat treatment provides the increase of microhardness up to 885–1100 *HV*.

Key words: pulsed plasma deposition, microstructure, carbides, carboborides, microhardness.

(Получено 22 марта 2017 г.)

1. ВВЕДЕНИЕ

Высокоуглеродистые легированные сплавы на основе Fe–C (белые чугуны, стали ледебуритного класса) находят применение в качестве материала для изготовления инструмента и деталей, подвергающихся интенсивному износу [1]. Отличительной особенностью структуры этих сплавов является наличие значительного количества карбидов [2], которые повышают износостойкость и твёрдость, однако при этом снижают сопротивление хрупкому разрушению. Эксплуатационная стойкость износостойких отливок в условиях ударных или циклических нагрузжений во многом зависит от размеров и распределения карбидных фаз в объёме изделия [1, 3]. Известно измельчение карбидной фазы за счёт введения легирующих добавок и модификаторов (Ti, V, Nb, Al, B, PЗМ) [4–6], пластической деформации [7, 8], а также за счёт применения вибрации и

наложения импульсов тока и ультразвуковых колебаний на кристаллизующийся слиток [1, 5, 9]. Эффективным средством диспергирования карбидов также является ускорение кристаллизации. Высокие скорости кристаллизации могут быть получены в случае применения обработок концентрированными источниками нагрева. В работах [10–12] показано, что в высокохромистых чугунах, полученных газопламенным напылением, происходит значительное измельчение карбидов, что положительно отражается на ударной вязкости, трещиностойкости, износостойкости сплава. Ещё более высокие скорости кристаллизации (10^4 – 10^8 К/с) обеспечиваются при лазерном (плазменном) оплавлении поверхности, а также при импульсно-плазменном нанесении покрытий. Физические принципы и механизмы импульсно-плазменного формирования покрытий подробно описаны в пионерских работах Тюрина, Погребняка и др. [13–15]. Для импульсно-плазменной обработки (ИПО) используют различные генераторы плазмы [14, 16–18], в том числе электротермический аксиальный плазменный ускоритель (ЭАПУ) с газодинамическим режимом работы [19, 20]. Это устройство позволяет осуществлять модифицирование металлической поверхности при одновременном нанесении защитных покрытий. Покрытие формируется за счёт переноса материала электродов в виде потока плазмы и микрокапель с последующей сверхбыстрой кристаллизацией на обрабатываемой поверхности [21]. Особенности микроструктуры и свойства сталей и чугунов, полученных с помощью ИПО, остаются недостаточно изученными.

Целью данной работы являлось исследование микроструктуры высокохромистой ледебуритной стали, произведённой импульсно-плазменным напылением, в сопоставлении со стандартной литейной технологией.

2. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ МЕТОДИКА

В качестве материала исследований служила сталь ледебуритного класса 170X14ГЗСЗН1ФР1, содержащая 1,70% С, 3,29% Мп, 13,77% Cr, 3,16% Si, 0,99% Ni, 0,62% V, 1,22% В. Сталь была выплавлена в лабораторной индукционной печи и разлита в песчаные формы с получением стержней длиной 150–200 мм квадратного (25×25 мм) и круглого (5 мм) сечения. Из первых были изготовлены образцы для исследований структуры в литом состоянии, вторые применяли в качестве катода для получения импульсно-плазменного покрытия.

ИПО производили с помощью ЭАПУ, конструкция и принцип работы которого детально описаны в статьях [19, 20, 22]. В качестве разрядной камеры использовали трубчатый разрядник РТФ-6-0,5/10У1. Обработку проводили при следующих параметрах:

напряжение, подаваемое на электроды, — 4,0 кВ, амплитуда тока — до 18 кА, расстояние между электродами — 50 мм, расстояние от торца ЭАПУ до поверхности образца — 30 мм, рабочая среда — воздух, рабочее давление — атмосферное, количество импульсов — десять. Центральным электродом (катодом) служил стержень диаметром 5 мм из стали 170X14ГЗСЗН1ФР1. В качестве подложки использовали образцы размером $10 \times 10 \times 25$ мм³ из чугуна состава: 2,60% С, 14,50% Cr, 3,96% Mn, 1,38% Si, 0,10% Ti, 0,10% V, 0,21% Ni.

Образцы с полученным покрытием подвергали постплазменной термической обработке по режиму: нагрев при 900°C в течение 2 часов с закалкой в масле. Нагрев проводили в лабораторной электрической печи в засыпке из отработанного карбюризатора для защиты образцов от окисления и обезуглероживания.

Образцы стали 170X14ГЗСЗН1ФР1 обозначили как С-1 (литье в песчаную форму) и С-2 (ИПО). Микроструктуру образцов исследовали с применением оптической (Nikon Eclipse M200) и электронной (JEOL JSM-6510, Carl Zeiss Ultima-55) микроскопии после травления микрошлифов 4%-м раствором азотной кислоты в спирте. Объёмную долю карбидных включений подсчитывали линейным методом секущих в 10–15 полях зрения, используя фотографии микроструктуры. Фазовый химический состав определяли энергодисперсионным анализом с помощью детектора X-Act (Oxford Instruments). Качественный фазовый состав исследовали рентгеноструктурным методом, используя дифрактометр Rigaku Pro-IV с CuK_α -излучением. Идентификацию фаз проводили с использованием баз данных, приведённых в [23].

Твёрдость чугуна определяли на твердомере Роквелла по шкале «С». Микротвёрдость измеряли с помощью микротвёрдомера FM-300 ('Future-Tech. Corp.') при нагрузке 0,025 кг.

3. РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Микроструктура стали 170X14ГЗСЗН1ФР1, отлитой по стандартной технологии (вариант С-1), показана на рис. 1. Как видно, сталь имеет заэвтектическую структуру, состоящую из эвтектики и крупных первичных включений двух типов. Первые представляют собой вытянутые гексагональные призмы длиной до 170 мкм с размером в поперечном сечении от 10 до 40 мкм (рис. 1, а). В центре этих включений располагается центральная полость, характерная для карбидов $(\text{Cr,Fe})_7\text{C}_3$ [24]. Вторые включения прямоугольной формы со стороной от 8 до 30 мкм также имеют полость в центре. Крупные включения окружены эвтектикой. Эвтектические включения имеют вид вытянутых изолированных частиц толщиной 2–5 мкм и длиной до 30 мкм. Изолированное расположение включе-

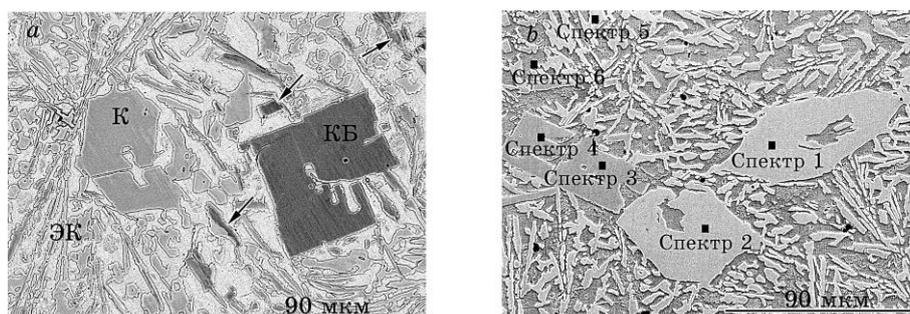


Рис. 1. Микроструктура стали 170X14ГЗСЗН1ФР1 в литом состоянии: BSE-изображение (а), места локального микроанализа (б). К — первичный карбид, КБ — первичный карбоборид, ЭК — эвтектические карбиды.

Fig. 1. Microstructure of the 1.7% C–14% Cr–3% Mn–3% Si–1% Ni–0.6% V–1.2% B steel in the cast state: BSE image (a), local microanalysis sites (б). К—primary carbide, КБ—primary carboboride, ЭК—eutectic carbides.

ний в матрице указывает на инвертированный характер эвтектических колоний, характерный для карбидной эвтектики «аустенит + M_7C_3 » [1]. Средняя объёмная доля включений в стали С-1 составляет: крупных гексагональных — 8,3%, крупных прямоугольных — 2,4%, эвтектических — 33,7%.

Рентгеноструктурная идентификация фаз в стали С-1 показала наличие рефлексов, относящихся к ромбоэдрическому карбиду Cr_7C_3 и тетрагональному бориду Cr_5B_3 (рис. 2). Были также выявлены пики, которые могут характеризовать борид Cr_2B , однако ввиду близости значений его межплоскостных расстояний с карбидом $(Cr,Fe)_7C_3$, однозначно идентифицировать эту боридную фазу не удалось. Судя по интенсивности рентгеновских максимумов, в общем объёме включений преобладают карбиды $(Cr,Fe)_7C_3$. Металлическая матрица состоит из α -Fe и γ -Fe.

Первичные включения имеют различный химический состав; это следует из анализа микроструктуры в BSE (back scattered electron)-режиме, который позволяет качественно идентифицировать фазы в зависимости от атомного номера растворённых в них элементов. Как видно из рис. 1, а, крупное гексагональное включение имеет более светлую окраску, т.е. оно обогащено элементами с большим атомным номером (хромом), в то время как прямоугольное включение окрашено в тёмный цвет, т.е. в нём присутствует более лёгкий элемент (бор). Сопоставление представленных данных позволяет заключить, что гексагональные включения являются первичными карбидами, в то время как включения прямоугольной формы — первичными боридами. Кроме того, из рис. 1, а следует, что эвтектические включения, залегающие в пределах одних и тех же эвтек-

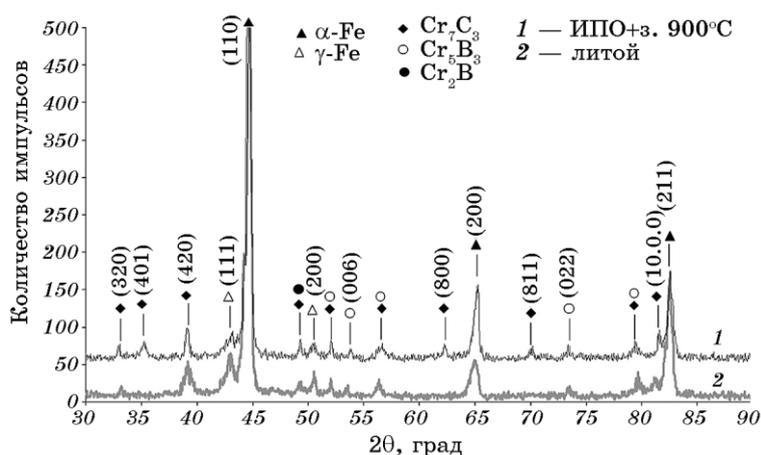


Рис. 2. Диффрактограмма стали 170X14ГЗСЗН1ФР1.

Fig. 2. Diffractogram of the 1.7% C–14% Cr–3% Mn–3% Si–1% Ni–0.6% V–1.2% B steel.

тических колоний, неоднородны по составу, и часть из них имеет более тёмный цвет в связи с обогащением бором (показаны стрелками на рис. 1, а). Это указывает на то, что в структуре стали С-1 наряду с эвтектикой «аустенит + $(\text{Cr,Fe})_7\text{C}_3$ » присутствует двойная эвтектика «аустенит + $(\text{Cr,Fe})_7\text{C}_3 + \text{Cr}_x\text{B}_y$ ».

Более точные данные о химическом составе фаз в стали С-1 были получены с помощью локального EDS-анализа. Как следует из табл. 1, первичные карбиды содержат около 3% марганца, 35% хрома и 50% железа, что с учётом средних значений концентраций элементов соответствует стехиометрическому составу карбида $(\text{Fe}_{3,8}\text{Cr}_{2,9}\text{Mn}_{0,3})_7\text{C}_3$.

Первичные бориды оказались неоднородными по составу; их можно разделить на две группы. Первые содержат в среднем 6,5% бора и имеют более низкую, чем в карбидах, концентрацию хрома и марганца (в среднем 28,0% и 2,9% соответственно); также они содержат 7,4% углерода.

Вторые в большей степени обогащены бором (9,7%) и обеднены углеродом (4,5%) при таком же содержании других элементов. С учётом различий в концентрации бора можно предположить, что включения первой группы являются боридами Cr_2B , а вторые — более богатыми бором боридами Cr_5B_3 . Поскольку во включениях обеих групп выявлен углерод, то и те, и другие фактически являются карбоборидами. С учётом средних значений концентраций элементов их можно представить как $(\text{Fe}_{1,4}\text{Cr}_{0,6}\text{Mn}_{0,1})_2(\text{C,B})$ и $(\text{Fe}_{3,3}\text{Cr}_{1,5}\text{Mn}_{0,2})_5(\text{C,B}_2)_3$ соответственно.

ТАБЛИЦА 1. Фазовый химический состав стали 170X14ГЗСЗН1ФР1 в литом состоянии (в числителе — интервал значений, в знаменателе — среднее значение).**TABLE 1.** Phase chemical composition of the 1.7% C–14% Cr–3% Mn–3% Si–1% Ni–0.6% V–1.2% B steel in the cast state (in the numerator, the range of values; in the denominator, the average value).

Фаза	Содержание, масс. %						
	B	C	Si	Cr	Mn	Fe	Ni
Первичный карбид	–	<u>9,7–14,0</u> 11,9	–	<u>29,8–39,9</u> 35,3	<u>2,9–3,7</u> 3,3	<u>45,4–55,6</u> 49,3	–
Первичный карбоборид 1	<u>5,3–7,1</u> 6,5	<u>6,6–8,4</u> 7,4	–	<u>27,8–28,3</u> 28,0	<u>2,7–2,9</u> 2,8	<u>54,4–55,6</u> 55,2	–
Первичный карбоборид 2	<u>9,0–10,4</u> 9,7	<u>4,2–4,9</u> 4,5	–	<u>23,4–29,0</u> 27,0	<u>2,7–3,6</u> 3,1	<u>53,0–63,5</u> 57,1	–
Матрица	–	<u>3,4–8,2</u> 6,4	<u>5,6–7,1</u> 6,3	<u>3,4–4,8</u> 3,9	<u>2,4–3,2</u> 2,8	<u>78,3–80,5</u> 79,3	<u>1,5–2,1</u> 1,7

Металлическая матрица стали обеднена хромом (3,9%), но обогащена кремнием (6,3%) и никелем (1,7%), что вдвое превышает их среднее содержание в стали. Это связано с тем, что кремний и никель практически не растворены в карбидах и карбоборидах, будучи полностью сконцентрированными в матрице.

Твёрдость стали в литом состоянии составляет 55 HRC. Микротвёрдость первичных карбидов хрома варьируется от 1245 до 1662 HV (среднее значение — 1469 HV), первичных карбоборидов — от 1500 до 1930 HV (среднее значение — 1777 HV), а микротвёрдость эвтектики — от 398 до 687 HV (среднее значение — 540 HV).

В результате ИПО было получено покрытие из стали 170X14ГЗСЗН1ФР1 (вариант С-2) толщиной до 50 мкм. Покрытие отличалось однородностью распределения химических элементов, о чём свидетельствует BSE-изображение, представленное на рис. 3, а. Какие-либо элементы микроструктуры в покрытии не выявлялись, само покрытие отличалось слабой травимостью. Это позволяет говорить о том, что при ИПО сформировался однородный твёрдый раствор без карбидных или карбоборидных фаз. Микротвёрдость образцов С-2 варьировалась по всему сечению в достаточно широких пределах: 643–932 HV (среднее значение — 867 HV). Проведение термической обработки привело к резкому изменению микроструктуры напылённого слоя. В ходе выдержки при 900°C при нагреве под закалку в пределах слоя сформировалась гетерогенная структура с наличием большого количества дисперсных равноосных включений, хорошо выявляемых на фоне более темной матри-

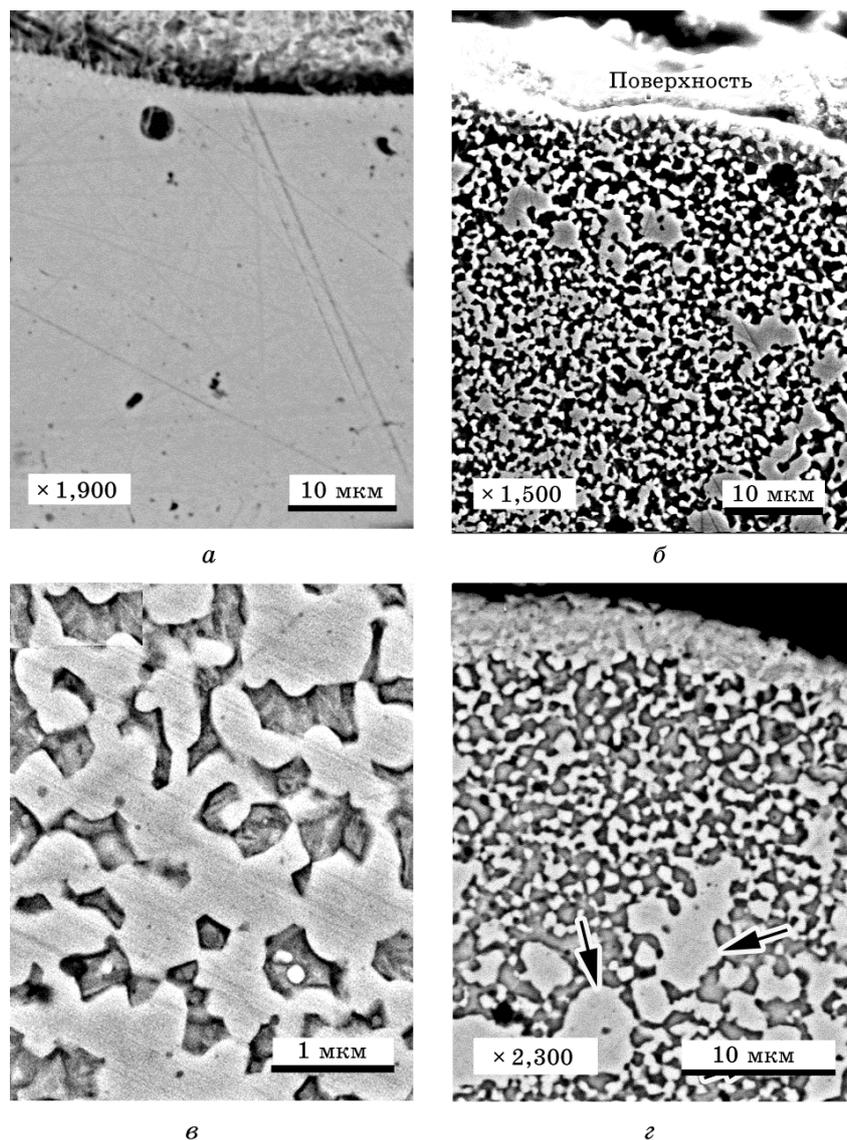


Рис. 3. Микроструктура стали 170X14ГЗСЗН1ФР1 в напылённом состоянии: после ИПО (*а*), после закалки от 900°C (*б-г*), BSE-изображения (*а, г*).

Fig. 3. Microstructure of the 1.7% C–14% Cr–3% Mn–3% Si–1% Ni–0.6% V–1.2% B steel in the sputtered state: after pulsed plasma treatment (PPT) (*a*), after quenching from 900°C (*б-г*), BSE-images (*а, г*).

цы (рис. 3, б, в).

Включения формируют конгломераты в виде сетки по границам

зёрен диаметром 0,2–0,6 мкм (среднее значение — 0,48 мкм). Толщина сетки составляет 0,2–1,7 мкм (среднее значение — 0,72 мкм), характеризуя собой средний размер включения (рис. 3, в). Наблюдаются отдельные крупные образования неправильной формы средним диаметром 2,0–5,0 мкм, показанные стрелками на рис. 3, г. Несмотря на их присутствие, основная часть включений находится в дисперсном виде.

Как следует из BSE-изображения, включения обогащены элементами с более высоким атомным номером (очевидно, хромом и железом; $Z_{Cr} = 24$, $Z_{Fe} = 26$), в то время как матрица — с более низким атомным номером (кремнием и бором; $Z_{Si} = 14$, $Z_B = 5$). Слой покрытия толщиной ~ 3 мкм, располагающийся у самой поверхности, имеет светлую окраску матрицы, что очевидно связано с обеднением кремнием вследствие его диффузии на поверхность при образовании оксидной плёнки.

Объёмная доля включений варьируется от 45% до 66% (среднее значение — 54,9%), что превышает суммарную долю включений в литой стали С-1 (44,4%). Микротвёрдость сплава С-2 после закалки от 900°C возросла относительно ИПО-состояния и составила 885–1100 HV (среднее значение — 994 HV). Это можно объяснить упрочняющим действием образующихся твёрдых фаз — карбидов и карбоборидов.

Рентгеноструктурный анализ показал, что после ИПО с термической обработкой сталь имеет практически такой же фазовый состав, как и в литом состоянии; на рентгенограмме появились несколько новых слабых рефлексов, относящихся к карбиду M_7C_3 .

Представленные данные показывают, что изменение условий кристаллизации приводит к кардинальным изменениям в структуре ледебуритной стали 170X14Г3СЗН1ФР1. Сверхбыстрая кристаллизация микрокапель сопровождается полным подавлением процесса выделения карбидов из жидкости, что приводит к эффекту ‘solute trapping’, описанному в работах [25, 26]. Формируется пересыщенный твёрдый раствор, содержащий углерод и все легирующие компоненты вещества катода.

В наибольшей степени пересыщение происходит по бору, поскольку данный элемент обладает крайне низкой растворимостью в железе (менее 0,0004% при температуре ниже 700°C [27]). Это приводит к повышенной химической свободной энергии системы. При последующем нагреве, активизирующем диффузионную подвижность атомов хрома и марганца, металл покрытия возвращается в термодинамически более стабильное состояние за счёт твердофазной реакции выделения карбидов и карбоборидов из матрицы [28]. Включения зарождаются на дефектах кристаллического строения в большом количестве, что приводит к сохранению их высокой дисперсности по завершении термической обработки. В результате

размеры карбидов и карбоборидов значительно уменьшаются по сравнению с обычной технологией литья: в 3–7 раз относительно эвтектических включений и в 11–57 раз — относительно первичных частиц. При этом упрочняющая фаза становится более однородной по размеру, поскольку в структуре отсутствуют крупные первичные включения.

Обращает на себя внимание тот факт, что объёмная доля карбидов и карбоборидов в плазменно-напылённом сплаве на 10,5% превышает таковую для сплава, полученного традиционным литьём. Подобный факт был отмечен в работах [21, 29], описывающих структуру плазменно-напылённых стали P18 и 28% Cr-чугуна. Можно полагать, что в процессе ИПО на стадии плазменного переноса микрокапель катода происходит насыщение сплава углеродом — одним из главных компонентов карбидных и карбоборидных фаз. Основным источником углерода мог быть материал стенок в диэлектрической камере разрядника (бакелито-бумажный композит), который эродирует при возникновении сильноточкового разряда и участвует в формировании плазменного потока. Об эрозии стенок свидетельствует увеличение внутреннего диаметра разрядной камеры в среднем на 0,05 мм/импульс. Косвенным подтверждением факта переноса углерода служит сажистый налёт, возникающий по периферии образца после ИПО. Насыщение углеродом переносимого плазмой материала катода следует учитывать при управлении микроструктурой и свойствами покрытия в случае ИПО с применением электротермического плазменного ускорителя.

Проведённые исследования показали, что технология импульсно-плазменного напыления в сочетании с постплазменной термической обработкой обеспечивает существенное измельчение фазово-структурных составляющих в ледебуритной 170X14ГЗСЗН1ФР1-стали. Это связано с изменением характера кристаллизации карбидных и карбоборидных фаз, в результате чего устраняется резко выраженные микроструктурная и химическая неоднородности, связанные с выделением из жидкости крупных первичных карбидов и карбоборидов.

Таким образом, формируемая при обычном литье гетерогенная заэвтектическая структура может быть заменена на более гомогенную структуру композиционного типа. Повышение однородности в размерах упрочняющих фаз и их распределении в объёме материала перспективно с точки зрения повышения трибологических свойств и трещиностойкости стали, что требует проверки в ходе дополнительных исследований.

4. ВЫВОДЫ

1. Сталь 170X14ГЗСЗН1ФР1 после отливки по традиционной техноло-

гии имеет заэвтектическую структуру и содержит 44,4% включений, в том числе 8,3% первичных карбида $(\text{Fe}_{3,8}\text{Cr}_{2,9}\text{Mn}_{0,3})_7\text{C}_3$, 2,4% первичных карбоборидов $(\text{Fe}_{1,4}\text{Cr}_{0,6}\text{Mn}_{0,1})_2(\text{C},\text{B})$ и $(\text{Fe}_{3,3}\text{Cr}_{1,5}\text{Mn}_{0,2})_5(\text{C},\text{B}_2)_3$, а также 33,7% эвтектических включений, входящих в состав эвтектики «аустенит + M_7C_3 » и двойной эвтектики «аустенит + M_7C_3 + $\text{M}_x(\text{C},\text{B})_y$ ».

2. Импульсно-плазменная обработка высокохромистого чугуна с использованием электрода из стали 170X14ГЗСЗН1ФР1 приводит к формированию покрытия толщиной до 50 мкм, состоящего из пересыщенного твёрдого раствора повышенной микротвёрдости (643–932 HV). Постплазменная закалка от 900°C сопровождается твердофазной реакцией выделения из матрицы включений M_7C_3 , $\text{M}_2(\text{C},\text{B})$ и $\text{M}_5(\text{C},\text{B})_3$, объёмная доля которых составляет в среднем 55%, превышая таковую для литого состояния на 10,5%. В результате происходит рост микротвёрдости структуры до 885–1100 HV.

3. ИПО в сочетании с постплазменной термической обработкой позволяет существенно диспергировать структуру нанесённого покрытия — в десятки раз уменьшить размеры карбидных включений в стали при повышении однородности их размеров относительно обычной технологии литья. Плазменное напыление приводит к увеличению объёмной доли карбидов и карбоборидов в покрытии относительно исходного (литого) состояния, что может быть связано с насыщением металла углеродом в процессе ИПО.

Публикация содержит результаты исследований, проведённых по гранту Президента Украины по конкурсному проекту Государственного фонда фундаментальных исследований.

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. И. И. Цыпин, *Белые износостойкие чугуны* (Москва: Металлургия: 1983).
2. V. G. Efremenko, K. Shimizu, A. P. Cheiliakh, T. V. Pastukhova, Yu. G. Chabak, and K. Kusumoto, *Int. J. Miner. Metall. Mater.*, **23**, Iss. 6: 645 (2016).
3. D. Kopyciński, E. Guzik, and A. Szczęsny, *Arch. Metall. Mater.*, **59**, Iss. 2: 723 (2014).
4. M. Youping, L. Xiulan, L. Yugao, Z. Shuyi, and D. Xiaoming, *China Foundry*, **9**, Iss. 2: 148 (2012).
5. R. Reda, A. Nofal, Kh. Ibrahim, and A. Hussien, *China Foundry*, **7**, Iss. 4: 438 (2010).
6. A. Bedolla-Jacuinde, F. V. Guerra, I. Mejía, J. Zuno-Silva, and C. Maldonado, *Int. J. Cast Met. Res.*, **29**, Iss. 1–2: 55 (2016).
7. V. V. Kukhar and O. V. Vasylevskyi, *Metallurgical & Mining Industry*, **3**: 71 (2014).
8. J. Xu, X. Gao, Zh. Jiang, and D. Wei, *Steel Res. Int.*, **87**, No. 6: 780 (2016).

9. H. Chen, Z. Ling, and W. S. Ming, *Adv. Mater. Res.*, **690–693**: 147 (2013).
10. A. H. Kasama, R. D. Cava, A. Mourisco, C. S. Kiminami, and C. Bolfarini, *Mater. Sci. Forum*, **416–418**: 419 (2003).
11. T. T. Matsuo, C. S. Kiminami, W. J. Botta Fo, and C. Bolfarini, *Wear*, **259**, Iss. 1–6: 445 (2005).
12. M. L. Ted Guo, C.-H. Chiang, and C. Y. A. Tsao, *J. Mater. Sci. Eng. A*, **326**, Iss. 1: 1 (2002).
13. Yu. N. Tyurin and A. D. Pogrebnjak, *Surf. Coat. Tech.*, **111**, Iss. 2–3: 269 (1999).
14. A. D. Pogrebnjak and Yu. N. Tyurin, *Physics Uspekhi*, **48**, No. 5: 487 (2005).
15. O. M. Ivasishin, A. D. Pogrebnjak, and S. N. Bratushka, *Nanostructured Layers, and Coatings Formed by Ion-Plasma Fluxes in Titanium Alloys and Steels* (Kyiv: Akadempriodyka: 2011).
16. Y. P. Lei, H. Murakawa, Y. W. Shi, and X. Y. Li, *Comput. Mater. Sci.*, **21**, Iss. 3: 276 (2001).
17. K. Nowakowska-Langer, R. Chodun, and K. Zdunek, *Mater. Sci.-Pol.*, **33**, No. 4: 841 (2015).
18. N. Espallargas and S. Mischler, *Wear*, **270**, Iss. 7–8: 464 (2011).
19. Yu. E. Kolyada and V. I. Fedun, *Probl. Atomic Science and Technol.*, **4** (98): 325 (2015).
20. Yu. E. Kolyada, A. A. Bizyukov, O. N. Bulanchuk, and V. I. Fedun, *Probl. Atomic Science and Technol.*, **4** (98): 319 (2015).
21. V. G. Efremenko, Yu. G. Chabak, A. Lekatou, A. E. Karantzalis, K. Shimizu, V. I. Fedun, A. Yu. Azarkhov, and A. V. Efremenko, *Surf. Coat. Technol.*, **304**: 293 (2016).
22. Ю. Е. Коляда, В. И. Федун, *Вопросы атомной науки и техники*, **4** (98): 260 (2008).
23. С. С. Горелик, Л. Н. Расторгуев, Ю. А. Скаков, *Рентгенографический и электроннооптический анализ* (Москва: МИСиС: 1994).
24. V. Kumar, *J. Mater. Eng. Perform.*, **12**, Iss. 1: 14 (2003).
25. M. Fenech, B. Mallia, M. Grech, and J. C. Betts, *J. Mater. Sci.*, **48**, Iss. 5: 2224 (2013).
26. I. Hemmati, V. Ocelik, and J. Th. M. De Hosson, *J. Mater. Sci.*, **46**, Iss. 10: 3405 (2011).
27. *ASM Handbook: Alloy Phase Diagram* (Eds. H. Okamoto, M. E. Schlesinger, and E. M. Mueller) (Materials Park, Ohio: 2016), vol. 3.
28. Ю. Г. Чабак, В. Г. Ефременко, *Металлофиз. новейшие технол.*, **34**, № 9: 1205 (2012).
29. Yu. G. Chabak, V. I. Fedun, K. Shimizu, V. I. Zurnadgy, and V. G. Efremenko, *Probl. Atomic Science and Technol.*, **104**, No. 4: 100 (2016).

REFERENCES

1. I. I. Tsy-pin, *Belye Iznosostoykie Chuguny* (Moscow: Metallurgiya: 1983) (in Russian).

2. V. G. Efremenko, K. Shimizu, A. P. Cheiliakh, T. V. Pastukhova, Yu. G. Chabak, and K. Kusumoto, *Int. J. Miner. Metall. Mater.*, **23**, Iss. 6: 645 (2016).
3. D. Kopyciński, E. Guzik, and A. Szczęsny, *Arch. Metall. Mater.*, **59**, Iss. 2: 723 (2014).
4. M. Youping, L. Xiulan, L. Yugao, Z. Shuyi, and D. Xiaoming, *China Foundry*, **9**, Iss. 2: 148 (2012).
5. R. Reda, A. Nofal, Kh. Ibrahim, and A. Hussien, *China Foundry*, **7**, Iss. 4: 438 (2010).
6. A. Bedolla-Jacuinde, F. V. Guerra, I. Mejia, J. Zuno-Silva, and C. Maldonado, *Int. J. Cast Met. Res.*, **29**, Iss. 1–2: 55 (2016).
7. V. V. Kukhar and O. V. Vasylevskyi, *Metallurgical & Mining Industry*, **3**: 71 (2014).
8. J. Xu, X. Gao, Zh. Jiang, and D. Wei, *Steel Res. Int.*, **87**, No. 6: 780 (2016).
9. H. Chen, Z. Ling, and W. S. Ming, *Adv. Mater. Res.*, **690–693**: 147 (2013).
10. A. H. Kasama, R. D. Cava, A. Mourisco, C. S. Kiminami, and C. Bolfarini, *Mater. Sci. Forum*, **416–418**: 419 (2003).
11. T. T. Matsuo, C. S. Kiminami, W. J. Botta Fo, and C. Bolfarini, *Wear*, **259**, Iss. 1–6: 445 (2005).
12. M. L. Ted Guo, C.-H. Chiang, and C. Y. A. Tsao, *J. Mater. Sci. Eng. A*, **326**, Iss. 1: 1 (2002).
13. Yu. N. Tyurin and A. D. Pogrebnyak, *Surf. Coat. Tech.*, **111**, Iss. 2–3: 269 (1999).
14. A. D. Pogrebnyak and Yu. N. Tyurin, *Physics Uspekhi*, **48**, No. 5: 487 (2005).
15. O. M. Ivasishin, A. D. Pogrebnyak, and S. N. Bratushka, *Nanostructured Layers, and Coatings Formed by Ion-Plasma Fluxes in Titanium Alloys and Steels* (Kyiv: Akadempriodyka: 2011).
16. Y. P. Lei, H. Murakawa, Y. W. Shi, and X. Y. Li, *Comput. Mater. Sci.*, **21**, Iss. 3: 276 (2001).
17. K. Nowakowska-Langer, R. Chodun, and K. Zdunek, *Mater. Sci.-Pol.*, **33**, No. 4: 841 (2015).
18. N. Espallargas and S. Mischler, *Wear*, **270**, Iss. 7–8: 464 (2011).
19. Yu. E. Kolyada and V. I. Fedun, *Probl. Atomic Science and Technol.*, **4** (98): 325 (2015).
20. Yu. E. Kolyada, A. A. Bizyukov, O. N. Bulanchuk, and V. I. Fedun, *Probl. Atomic Science and Technol.*, **4** (98): 319 (2015).
21. V. G. Efremenko, Yu. G. Chabak, A. Lekatou, A. E. Karantzalis, K. Shimizu, V. I. Fedun, A. Yu. Azarkhov, and A. V. Efremenko, *Surf. Coat. Technol.*, **304**: 293 (2016).
22. Yu. E. Kolyada and V. I. Fedun, *Voprosy Atomnoy Nauki i Tekhniki*, **4** (98): 260 (2008) (in Russian).
23. S. S. Gorelik, L. N. Rastorguiev, and Yu. A. Skakov, *Rentgenograficheskiy I Electronnoopticheskiy Analiz [X-Ray and Electron-Optical Analysis]* (Moscow: MISiS: 1994) (in Russian).
24. V. Kumar, *J. Mater. Eng. Perform.*, **12**, Iss. 1: 14 (2003).
25. M. Fenech, B. Mallia, M. Grech, and J. C. Betts, *J. Mater. Sci.*, **48**, Iss. 5: 2224 (2013).

26. I. Hemmati, V. Ocelik, and J. Th. M. De Hosson, *J. Mater. Sci.*, **46**, Iss. 10: 3405 (2011).
27. *ASM Handbook: Alloy Phase Diagram* (Eds. H. Okamoto, M. E. Schlesinger, and E. M. Mueller) (Materials Park, Ohio: 2016), vol. 3.
28. Yu. G. Chabak and V. G. Efremenko, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **34**, No. 9: 1205 (2012) (in Russian).
29. Yu. G. Chabak, V. I. Fedun, K. Shimizu, V. I. Zurnadgy, and V. G. Efremenko, *Probl. Atomic Science and Technol.*, **104**, No. 4: 100 (2016).