



Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

Сайт журнала: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



Выбор параметров термической обработки наплавленных высокохромистых покрытий, легированных комплексом боридных соединений

Евгений Еремин ^{a, *}, Александр Лосев ^b, Сергей Бородихин ^c, Иван Пономарев ^d,
 Арина Маталасова ^e

Омский государственный технический университет, пр. Мира, 11, г. Омск, 644050, Россия

^a <http://orcid.org/0000-0001-7357-8194>, weld_techn@mail.ru, ^b <http://orcid.org/0000-0001-7970-4219>, alesha-los@yandex.ru,
^c <http://orcid.org/0000-0001-8038-9551>, sergey.borodihin@gmail.com, ^d <http://orcid.org/0000-0001-8016-3616>, don_13@bk.ru,
^e <http://orcid.org/0000-0002-3019-8113>, matalasova96@mail.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.791.927.5

История статьи:

Поступила: 06 июля 2018
 Рецензирование: 27 июля 2018
 Принята к печати: 24 сентября 2018
 Доступно онлайн: 15 декабря 2018

Ключевые слова:

Порошковая проволока
 Хромистая сталь
 Боридные соединения
 Термообработка покрытия
 Мартенсит
 Твердость металла
 Структура покрытия

Финансирование

Работа выполнена за счет гранта
 Российского научного фонда (проект № 17-19-01224).

АННОТАЦИЯ

Введение. Для поверхностного упрочнения большой номенклатуры деталей машиностроительного назначения применяется наплавка порошковыми проволоками на железо-хромовой основе, обеспечивающими получение металла покрытий с высокой прочностью и коррозионной стойкостью. В то же время при работе в условиях абразивного износа стойкость покрытий на железохромовой основе недостаточна в связи с малым количеством упрочняющих фаз в структуре наплавленного металла. Высокие эксплуатационные свойства наплавленного металла можно получить комбинированием твердорастворного упрочнения и упрочнения частицами второй фазы в матрице на основе железа. Одним из таких эффективных методов упрочнения металла является наплавка порошковой проволокой, легированной соединениями бора. Однако все выполненные исследования относятся только к металлу покрытий в состоянии после наплавки. Твердость металла таких покрытий высока, что затрудняет его механическую обработку режущим инструментом. **Цель работы:** выбор рациональных параметров термической обработки наплавленных покрытий на основе хромистой стали с карбидно-боридно-нитридным легированием. В работе исследовали влияние режимов термической обработки на микротвердость, микроструктуру и фазовый состав металла покрытия, наплавленного высокохромистой порошковой проволокой, легированной комплексом боридных соединений, состава: 15 % Cr + 0,5 % B₄C + 0,5 % BN + 2,5 % + TiB₂ + 1,0 % ZrB₂. **Методами исследования** является металлография, замеры микротвердости, рентгенофазовый анализ и просвечивающая электронная микроскопия. **Результаты и обсуждение.** Показано, что отпуск при температуре 800 °С с выдержкой два часа обеспечивает твердость наплавленного металла в пределах 32...37 HRC, приемлемую для осуществления его механической обработки. В микроструктуре металла покрытия, прошедшего отпуск, отмечается распад структурных составляющих, уменьшение количества боридной эвтектики и упрочняющих фаз и увеличение их размера. Установлено, что для восстановления высокой твердости металла после отпуска с последующей механической обработкой целесообразно проведение закалки с температуры 1020 °С, обеспечивающей твердость в пределах 53...58 HRC. Такая термообработка приводит к стабилизации значений микротвердости на высоком уровне, несколько даже превышающем уровень твердости металла покрытий после наплавки. Показано, что это обусловлено образованием композиционной структуры с мартенситной матрицей, эвтектической составляющей на базе борида хрома и железа Fe_{1,1}Cr_{0,9}B_{0,9}, и дисперсных включений частиц карбонитридов, карбидов и нитридов большей частью Ti₂CN и Cr₇C₃ и интерметаллидов Cr₄TiZr размером от 0,4 до 6,5 мкм. Установленные рациональные параметры термической обработки могут быть использованы в технологии нанесения износостойких покрытий при наплавке порошковыми проволоками, легированными боридными соединениями.

Для цитирования: Выбор параметров термической обработки наплавленных высокохромистых покрытий, легированных комплексом боридных соединений / Е.Н. Еремин, А.С. Лосев, С.А. Бородихин, И.А. Пономарев, А.Е. Маталасова // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2018. – Т. 20, № 4. – С. 72–82. – doi: 10.17212/1994-6309-2018-20.4-72-82.

Введение

Одной из важных задач машиностроительной отрасли является поверхностное упрочнение деталей машин и механизмов, работающих в сложных условиях эксплуатации.

*Адрес для переписки

Еремин Евгений Николаевич, д.т.н., профессор
 Омский государственный технический университет,
 пр. Мира, 11,
 644050, г. Омск, Россия
 Тел.: 8 (3812) 65-27-19, e-mail: weld_techn@mail.ru

Значительное удешевление таких изделий можно осуществить изготовлением их из сравнительно дешевых сталей с последующим поверхностным упрочнением наплавкой рабочих поверхностей износостойкими порошковыми проволоками. С этой целью большая номенклатура деталей машиностроительного назначения наплавляется порошковыми проволоками на железохромовой основе, обеспечивающих получение металла покрытий с высокой прочностью и коррозионной стойкостью [1–5].

В то же время при работе в условиях абразивного износа стойкость покрытий на железохромовой основе недостаточна в связи с малым количеством упрочняющих фаз в структуре наплавленного металла. Высокие эксплуатационные свойства наплавленного металла можно получить путем комбинирования твердорастворного упрочнения и упрочнения частицами второй фазы в матрице на основе железа. Одним из таких эффективных методов упрочнения металла является легирование его бором [6–11]. Для этого при наплавке используют такие соединения бора, как ферробор, карбид бора, диборид хрома, диборид титана [6, 8, 10, 12, 13]. Ранее авторами в работах [12, 14] была показана эффективность применения порошковых проволок, легированных соединениями бора, обеспечивающих получение наплавленного металла, имеющего повышенную износостойкость. Особый интерес представляет использование для этих целей нитрида бора, являющегося вследствие сходства ряда свойств электронным аналогом углерода. Авторами показана перспективность применения наплавочной порошковой проволоки, легированной комплексом, содержащим нитрид бора [15].

Однако все выполненные исследования относятся только к металлу покрытий в состоянии после наплавки. Твердость металла таких покрытий высока, что затрудняет его механическую обработку. Высокий отпуск позволяет снизить твердость такого наплавленного металла и провести его обработку режущим инструментом. После этого для восстановления высокой твердости покрытия необходимо провести закалку. В то же время режимы термической обработки покрытий, наплавленных комплекснолегированными хромистыми порошковыми проволоками, не исследованы.

В связи с этим в настоящей работе поставлена задача выбора рациональных параметров термической обработки наплавленных покрытий на основе хромистой стали с карбидно-боридно-нитридным легированием комплексом.

Методика исследований

В работе исследовали влияние режимов термической обработки на микротвердость, микроструктуру и фазовый состав металла покрытия, наплавленных высокохромистой порошковой проволокой, легированной комплексом боридных соединений, состоящей из 15 % Cr + 0,5 % B_4C + 0,5 % BN + 2,5 % TiB_2 + 1,0 % ZrB_2 .

Наплавку валиков осуществляли на пластины из стали Ст.3 размером 200×50×10 мм опытной порошковой проволокой диаметром 2,4 мм в аргоне в четыре слоя высотой 14 мм. Режим наплавки: сила тока 230 А; напряжение 24 В; скорость наплавки 20 м/ч.

Металлографические исследования наплавленного металла проводили на оптическом микроскопе AXIO Observer A1m (Carl Zeiss). Микроструктура выявлялась химическим травлением в реактиве состава: $CuSO_4$ – 4 г; HCl – 20 мл; H_2O – 20 мл.

ДюрOMETрические исследования проводили на образцах, полученных поперечной резкой металла наплавленных валиков с помощью твердомера ТК-2 по методу Роквелла и микротвердомера Shimadzu HNV-2 по методу Виккерса. Микротвердость измеряли по поперечному сечению наплавленного покрытия, начиная с основного металла с шагом 0,2 мм, начало замера (0) соответствует 2 мм от линии сплавления.

Рентгенофазовый анализ выполняли на многофункциональном рентгеновском дифрактометре Shimadzu XRD-7000. Съемки осуществляли в фильтрованном медном K_α – излучении с режимом работы рентгеновской трубки 40 кВ и 40 мА, скорость сканирования 0,2 °/мин. Средняя величина фиксируемой детектором длины волны излучения $\lambda = 1,5406 \text{ \AA}$. Образцы были сняты при комнатной температуре в интервале брэгговских углов дифракции $2\theta = 30...130^\circ$. Для обработки и анализа дифракционных спектров применили пакет программ Match!

Для просвечивающей электронной микроскопии использовался металл, вырезанный из

средней части наплавленного валика. Электронно-микроскопические исследования осуществляли на фольгах с использованием просвечивающего электронного микроскопа ЭМВ-100Л при ускоряющем напряжении 100 кВ.

Исследовался металл покрытия в состояниях после наплавки, после отпуска и заковки.

Результаты и их обсуждение

ДюрOMETрическими исследованиями металла покрытия после наплавки установлено, что его твердость достигает значений в 58 HRC.

Результаты исследований распределения микротвердости по сечению наплавленного покрытия приведены в табл. 1.

Видно, что в металле такого покрытия после наплавки микротвердость по поперечному сечению изменяется в пределах 615...894 HV.

Наплавленный металл покрытия после наплавки имеет сложную структуру с мартенситной матрицей, с эвтектикой и частицами упрочняющих фаз (рис. 1).

Результаты исследования микротвердости структурных составляющих такого наплавленного металла приведены в табл. 2.

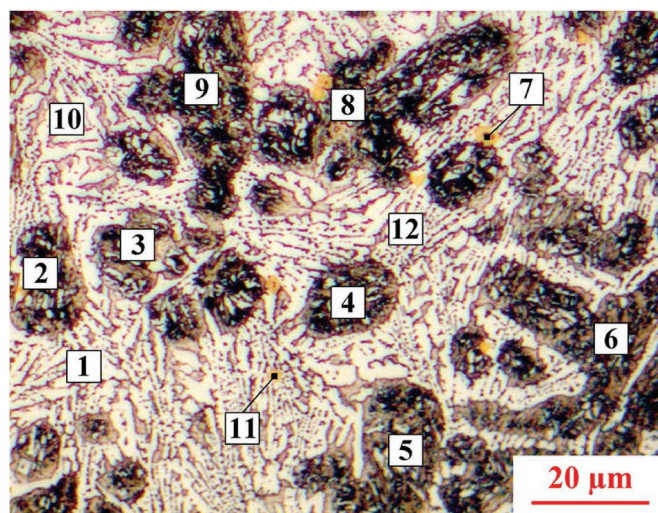


Рис. 1. Микроструктура и области замеров микротвердости структурных составляющих исследуемого металла покрытия после наплавки

Fig 1. Microstructure and measurement range of microhardness of structural components of the investigation coating metal after surfacing

Как видно, микротвердость структурных составляющих металла после наплавки высока и составляет для матрицы 521...593 HV, эвтектики 829...978 HV и упрочняющих фаз 1262...1342 HV. Такая высокая твердость затрудняет прове-

Таблица 1

Table 1

Распределение микротвердости $HV_{0,2}$ по сечению исследуемого металла покрытия после наплавки
The distribution of microhardness $HV_{0,2}$ over the cross-section of the investigation coating metal after surfacing

Шаг, мм Augment, mm	0	0,2	0,4	0,6	0,8	1,0	1,2	1,4	1,6	1,8	2,0	2,2	2,4	2,6	2,8	3,0	3,2	3,4	3,6	3,8	4,0	4,2
HV	615	623	674	651	677	705	693	725	773	629	654	683	705	701	680	692	663	742	740	709	725	685
Шаг, мм Augment, mm	4,4	4,6	4,8	5,0	5,2	5,4	5,6	5,8	6,0	6,2	6,4	6,6	6,8	7,0	7,2	7,4	7,6	7,8	8,0	8,2	8,4	8,6
HV	654	734	753	672	649	777	712	806	894	706	650	698	693	660	674	773	714	750	697	741	745	789

Таблица 2

Table 2

Микротвердость $HV_{0,01}^*$ и $HV_{0,05}$ структурных составляющих исследуемого металла после наплавки

Microhardness $HV_{0,01}^*$ and $HV_{0,05}$ structural components of the investigation coating metal after surfacing

Номер укола Measurement No	1	2	3	4	5	6	7*	8	9	10	11*	12
HV	978	587	540	552	575	546	1342	521	593	874	1262	829

дение механической обработки наплавленного металла.

С целью снижения твердости проводили отпуск на режимах, рекомендуемых для этого класса сталей при температурах 600, 700 и 800 °C с выдержкой в течение 2 ч [16, 17].

Результаты измерения микротвердости по поперечному сечению исследуемого металла покрытия после отпуска на выбранных режимах показаны в табл. 3.

Полученные результаты показывают, что после отпуска как при 600 °C, так и при 700 °C микротвердость имеет довольно высокие значения в пределах 470...850 HV. Отпуск при 800 °C существенно снижает микротвердость до 340...450 HV, хотя в покрытии и наблюдаются

структурные составляющие с высокими значениями микротвердости, достигающими 753 HV.

В микроструктуре металла покрытия после отпуска при температуре 800 °C отмечается распад структурных составляющих (рис. 2). При этом количество боридной эвтектики и упрочняющих фаз уменьшилось, а их размер увеличился.

После отпуска в 800 °C наблюдается существенное изменение микротвердости структурных составляющих наплавленного металла (табл. 4).

Полученные результаты показывают, что микротвердость структурных составляющих металла после отпуска значительно снизилась по сравнению с таковым после наплавки (см. табл. 2). Микротвердость матрицы снизи-

Таблица 3

Table 3

Распределение микротвердости $HV_{0,2}$ по сечению исследуемого металла покрытия после отпуска
The distribution of microhardness $HV_{0,2}$ over the cross-section of the investigation coating metal after tempering

Микротвердость металла покрытия после отпуска при 600 °С																						
Microhardness of the coating metal after tempering at 600 °C																						
Шаг, мм Augment, mm	0	0,2	0,4	0,6	0,8	1,0	1,2	1,4	1,6	1,8	2,0	2,2	2,4	2,6	2,8	3,0	3,2	3,4	3,6	3,8	4,0	4,2
HV	590	537	514	603	585	627	615	636	623	698	580	606	550	596	580	583	565	637	555	648	745	714
Шаг, мм Augment, mm	4,4	4,6	4,8	5,0	5,2	5,4	5,6	5,8	6,0	6,2	6,4	6,6	6,8	7,0	7,2	7,4	7,6	7,8	8,0	8,2	8,4	8,6
HV	598	631	530	561	545	632	590	604	570	649	627	724	594	669	674	615	678	851	702	652	661	680
Микротвердость металла покрытия после отпуска при 700 °С																						
Microhardness of the coating metal after tempering at 700 °C																						
Шаг, мм Augment, mm	0	0,2	0,4	0,6	0,8	1,0	1,2	1,4	1,6	1,8	2,0	2,2	2,4	2,6	2,8	3,0	3,2	3,4	3,6	3,8	4,0	4,2
HV	475	507	490	512	469	486	700	525	470	501	483	513	503	548	530	598	541	569	805	522	550	525
Шаг, мм Augment, mm	4,4	4,6	4,8	5,0	5,2	5,4	5,6	5,8	6,0	6,2	6,4	6,6	6,8	7,0	7,2	7,4	7,6	7,8	8,0	8,2	8,4	8,6
HV	534	541	530	571	793	526	555	503	530	542	574	520	517	569	642	571	536	583	547	796	592	513
Микротвердость металла покрытия после отпуска при 800 °С																						
Microhardness of the coating metal after tempering at 800 °C																						
Шаг, мм Augment, mm	0	0,2	0,4	0,6	0,8	1,0	1,2	1,4	1,6	1,8	2,0	2,2	2,4	2,6	2,8	3,0	3,2	3,4	3,6	3,8	4,0	4,2
HV	340	386	375	419	390	410	406	368	419	387	440	462	753	478	400	347	365	417	395	374	353	411
Шаг, мм Augment, mm	4,4	4,6	4,8	5,0	5,2	5,4	5,6	5,8	6,0	6,2	6,4	6,6	6,8	7,0	7,2	7,4	7,6	7,8	8,0	8,2	8,4	8,6
HV	380	359	405	433	366	395	450	419	380	400	652	378	415	431	418	384	357	386	442	697	391	428

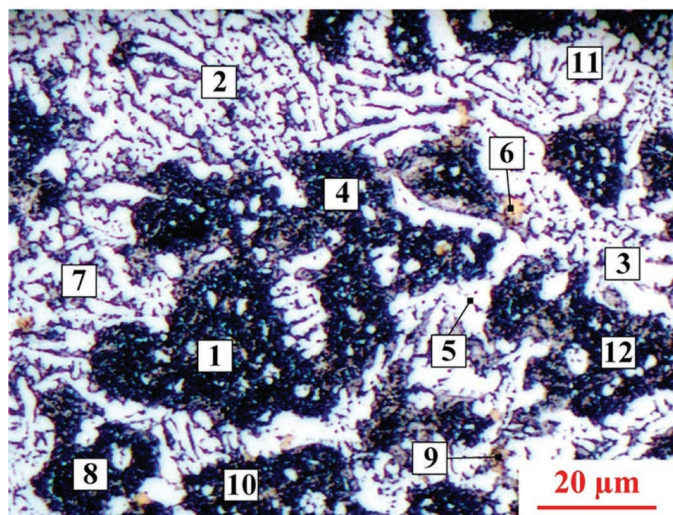


Рис. 2. Микроструктура и области замеров микро-
твердости структурных составляющих исследуемого
металла покрытия после отпуска 800 °С – 2 ч

Fig. 2. Microstructure and measurement range of micro-
hardness of structural components of the investigation
coating metal after tempering 800 °C – 2 h

лась с 521...593 до 358...438 HV , эвтектики – с 829...987 до 548...754 HV , а упрочняющих фаз – с 1262...1342 до 1071...1144 HV . После такого отпуска общая твердость по Роквеллу распределена равномерно по сечению покры-

тия, легированного боридными соединениями в пределах 32...37 HRC .

Механическая обработка металла с такой твердостью не вызывает каких-либо затруднений. Таким образом, для снижения твердости наплавленного металла покрытий с боридами можно рекомендовать температуру отпуска в 800 °С в течение двух часов.

Для обеспечения высокой износостойкости отпущенного металла после механической обработки необходимо повысить его твердость. С этой целью после отпуска наплавленного металла провели его закалку. Были исследованы три режима закалки, рекомендуемые для сталей такого класса: при температурах нагрева 950 °С, 1020 °С, 1100 °С [16]. Результаты измерения твердости по поперечному сечению металла покрытия после закалки представлены в табл. 5.

Анализируя полученные результаты, отметим, что твердость по слоям наплавленного покрытия после закалки с температуры 950 °С находится в пределах 52...54 HRC , после закалки с температуры 1020 °С – 53...58 HRC , а после закалки с температуры 1100 °С – 53...56 HRC . Как видим, наилучшие результаты дает закалка с температуры 1020 °С.

Таблица 4

Table 4

Микротвердость $HV_{0,01}^*$ и $HV_{0,05}$ структурных составляющих исследуемого металла после отпуска 800 °С – 2 ч

Microhardness $HV_{0,01}^*$ and $HV_{0,05}$ structural components of the investigation coating metal after tempering 800 °C – 2 h

Номер укола Measurement No	1	2	3	4	5*	6*	7	8	9*	10*	11	12
HV	358	496	548	420	754	1144	486	358	1071	458	520	387

Таблица 5

Table 5

Распределение твердости по поперечному сечению исследуемого покрытия после закалки

The hardness distribution over the cross section of the investigated coating after quenching

Температура закалки, °С Hardening temperature, °C	Распределение твердости по слоям наплавленного металла, HRC Hardness distribution of the surfaced metal layers, HRC			
	1	2	3	4
950	52	52	53	54
1020	53	54	55	58
1100	53	54	55	56

Наплавленный металл покрытия после такой закалки имеет композиционную структуру с мартенситной матрицей, большим количеством эвтектики каркасного строения и выделений упрочняющих фаз (рис. 3).

Результаты исследований микротвердости структурных составляющих металла после закалки с температуры 1020 °С показаны в табл. 6.

Полученные результаты показывают, что микротвердость матрицы высока и находится в пределах 688...784 *HV*, эвтектики – 814...971 *HV*, частиц – 1052...1105 *HV*. Можно отметить, что твердость матрицы такого металла значительно выше, а упрочняющих фаз – несколько ниже, чем у металла после наплавки.

Рентгеноструктурные исследования (рис. 4) показали, что основу металла покрытия составляет твердый раствор железа и хрома с параметрами решетки, относящимися к α -Fe. Так как в покрытии содержание углерода составляет меньше 0,25 %, можно предполагать, что это фаза является высокохромистым мартенситом

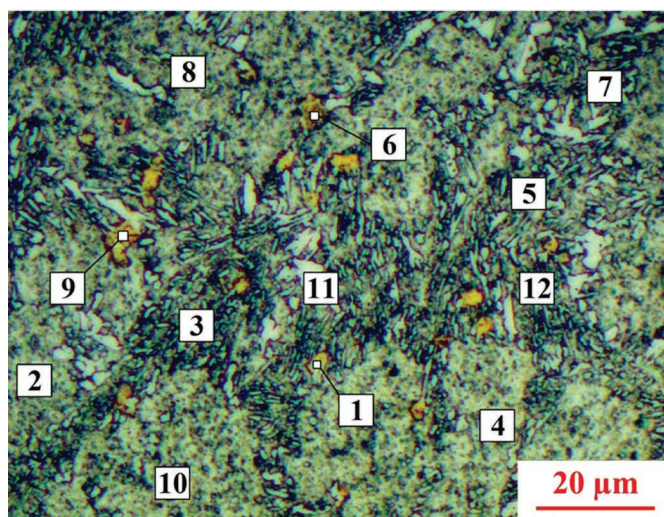


Рис. 3. Микроструктура и области замеров микротвердости структурных составляющих исследуемого металла покрытия после закалки с температуры 1020 °С

Fig. 3. Microstructure and measurement range of microhardness of the structural components of the investigation coating metal after quenching at a temperature of 1020 °C

Таблица 6

Table 6

Микротвердость $HV_{0,01}^*$ и $HV_{0,05}$ структурных составляющих исследуемого металла после закалки

Microhardness $HV_{0,01}^*$ and $HV_{0,05}$ structural components of the investigation coating metal after quenching

Номер укола Measurement No	1*	2	3	4	5	6*	7	8	9*	10	11	12
<i>HV</i>	1073	688	971	711	814	1052	773	723	1105	697	784	771

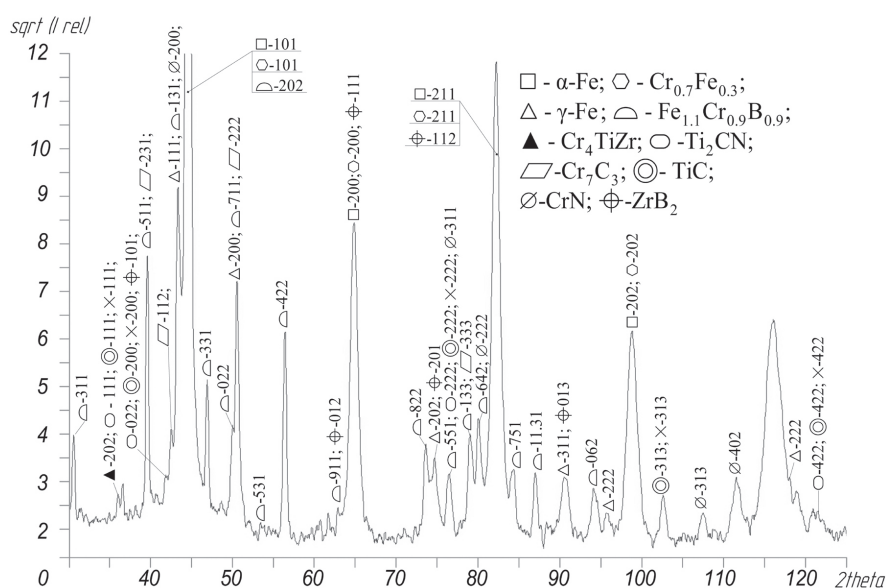


Рис. 4. Рентгенограмма металла покрытия после закалки

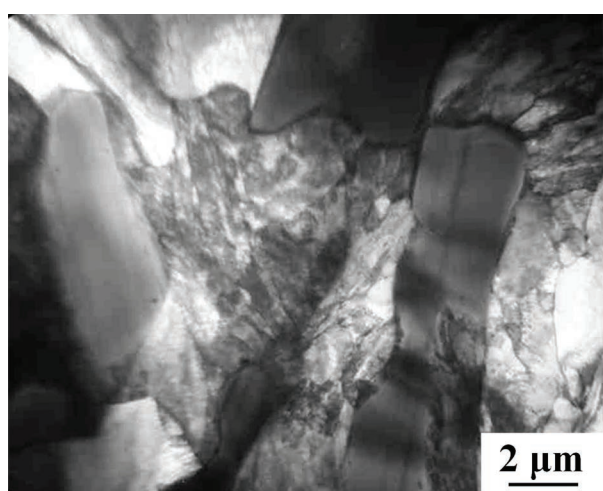
Fig. 4. X-ray pattern of the coating metal after quenching

с низкой степенью тетрагональности. Содержание остаточного аустенита не превышает 6,8 %.

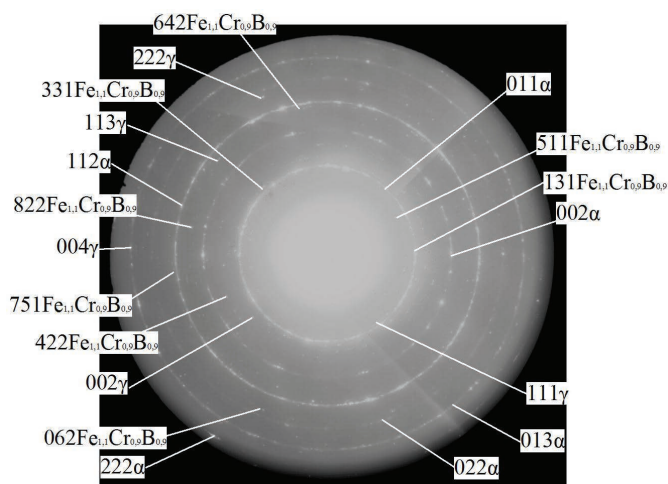
Тонкие исследования (рис. 5) подтверждают наличие в структуре металла покрытия мартенсита с высокой плотностью дислокаций. В структуре содержатся также мартенситоподобные области, происхождение которых связано с распадом аустенита по промежуточному механизму. Основу эвтектических образований в данном покрытии составляет борид хрома и железа $Fe_{1,1}Cr_{0,9}B_{0,9}$.

Наряду с мартенситной матрицей и эвтектикой имеет место значительное количество

упрочняющих фаз, а именно карбонитрид титана Ti_2CN , карбид хрома Cr_7C_3 и интерметаллид Cr_4TiZr . Обнаружено также присутствие нитридов титана TiN и хрома CrN , карбида титана TiC и диборида циркония ZrB_2 . Размер упрочняющих дисперсных фаз варьируется от 0,4 до 6,5 мкм (рис. 6). Аналогичные фазы обнаруживались в исследованиях других авторов [18–22].



a



b

Рис. 5. Микроструктура металла покрытия после закалки, полученная ПЭМ:

a – тонкая структура; *b* – режим электронографа

Fig. 5. Microstructure of the coating metal after quenching, obtained by TEM:

a – fine structure; *b* – electron diffraction mode

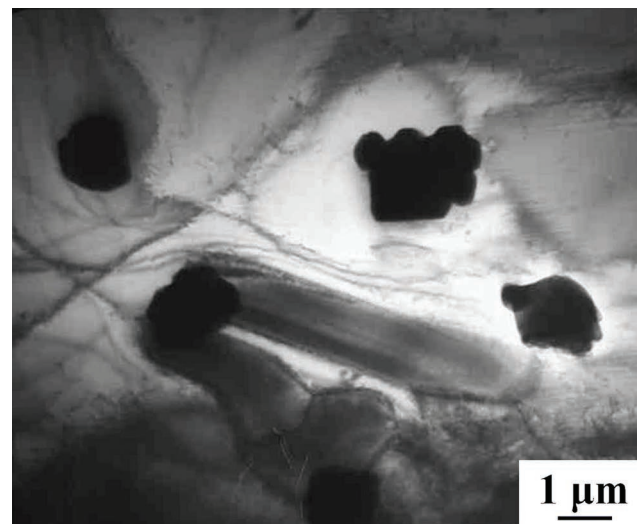


Рис. 6. Упрочняющие фазы в структуре металла покрытия после закалки

Fig. 6. Strengthening phases in the structure of the coating metal after quenching

Таким образом, рациональными режимами термической обработки наплавленных высокохромистых покрытий, легированных комплексом боридных соединений, является отпуск при температуре 800 °С с выдержкой два часа и последующая закалка с температурой 1020 °С.

Результаты распределения микротвердости по сечению металла покрытия после выполненной на предлагаемых режимах термообработки представлены на рис. 7.

Стало быть, такая термообработка приводит к стабилизации значений микротвердости на высоком уровне, несколько даже превышающем уровень микротвердости металла покрытий после наплавки.

Выводы

Рациональной термической обработкой наплавленного металла на основе хромистой стали с карбидно-боридно-нитридным легиру-

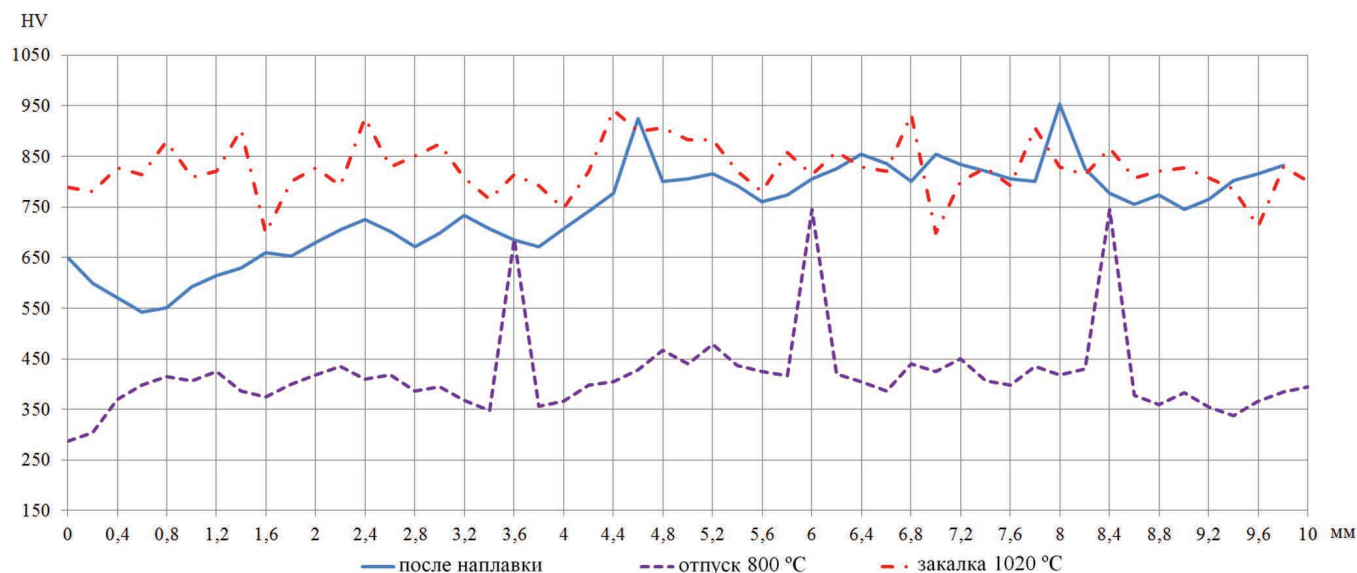


Рис. 7. Распределение микротвердости по сечению металла покрытия после термообработки на предлагаемых режимах

Fig. 7. Distribution of microhardness over the cross-section of the coating metal after heat treatment in the proposed modes

ванием является отпуск при температуре 800 °C с выдержкой два часа, снижающей твердость до приемлемых для механической обработки значений в пределах 32...37 HRC, и последующая закалка с температуры 1020 °C, повышающая твердость до 58 HRC. Упрочнение такого металла обусловлено образованием композиционной структуры с мартенситной матрицей, эвтектической составляющей на базе боридов хрома и железа $Fe_{1,1}Cr_{0,9}B_{0,9}$, и дисперсных включений частиц карбонитридов, карбидов и нитридов большей частью Ti_2CN и Cr_7C_3 и интерметаллидов Cr_4TiZr размером от 0,4 до 6,5 мкм. Установленные рациональные параметры термической обработки могут быть использованы в технологии нанесения износостойких покрытий при наплавке порошковыми проволоками, легированными боридными соединениями.

Список литературы

1. Рябцев И.А. Наплавка деталей машин и механизмов. – Киев: Екотехнологія, 2004. – 159 с.
2. Юзвенко Ю.А., Кирелюк Г.А. Наплавка порошковой проволокой. – М.: Машиностроение, 1975. – 45 с.
3. Коротков В.А. Исследование свойств высоколегированных наплавов // Сварочное производство. – 1997. – № 10. – С. 30–32.

4. Соколов Г.Н. Способы наплавки и плакирования металлов / Волгоградский государственный технический университет. – Волгоград: ВолгГТУ, 2002. – 80 с.

5. Современные наплавочные материалы для уплотнительных поверхностей арматуры АЭС и ТЭС / В.С. Степин, Е.Г. Старченко, Ю.С. Волобуев, М.Ю. Егоров // Арматуростроение. – 2006. – № 2. – С. 55–56.

6. Лякишев Н.П., Плинер Ю.Л., Ланно С.И. Бороодержащие стали и сплавы. – М.: Металлургия, 1986. – 192 с.

7. Влияние бора на структуру и свойства литой аустенитной стали 25X8Г8Т / М.Б. Арнаутова, А.Р. Бекетов, Б.В. Арнаут, В.В. Ожегов // Литейное производство. – 2007. – № 5. – С. 38–42.

8. Raghavan V. B–Cr–Fe–Ti (Boron–Chromium–Iron–Titanium) // Journal of Phase Equilibria. – 2003. – Vol. 24, N 5. – P. 459–460. – doi: 10.1361/105497103770330163.

9. High boron iron-based alloy and its modification / L. Zhong, C. Xiang, L. Yan-xiang, H. Kai-hua // Journal of Iron and Steel Research, International. – 2009. – Vol. 16, N 3. – P. 37–42. – doi: 10.1016/S1006-706X(09)60041-8.

10. Effect of titanium on the ductilization of Fe–B alloys with high boron content / Y. Liu, B. Li, J. Li, L. He, S. Gao, T.G. Nieh // Materials Letters. – 2010. – Vol. 64, iss. 11. – P. 1299–1301. – doi: 10.1016/j.matlet.2010.03.013.

11. Формирование композиционной структуры износостойкого наплавленного металла с боридным упрочнением / А.А. Артемьев, Г.Н. Соколов, Ю.Н. Дубцов, В.И. Лысак // Известия высших учебных заведений. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. – 2011. – № 2. – С. 44–48.
12. Eremin E.N. Using boride compounds in flux-cored wires for depositing maraging steel // Welding International. – 2013. – Vol. 27, N 2. – P. 144–146. – doi: 10.1080/09507116.2012.695546.
13. The performances of TiB_2 -contained iron-based coatings at high temperature / X. Wang, H. Shun, C. Li, X. Wang, D. Sun // Surface and Coatings Technology. – 2006. – Vol. 201, iss. 6. – P. 2500–2504. – doi: 10.1016/j.surfcoat.2006.04.025.
14. Eremin E.N., Losev A.S., Akimov V.V. The properties of chromium steel overlaying used as a hardening coating for stop valve sealing surface // Procedia Engineering. – 2016. – Vol. 152. – P. 582–588. – doi: 10.1016/j.proeng.2016.07.659.
15. Effect of the boride-nitride hardening on the structure and properties of chromium steel deposited with a flux-cored wire / E.N. Eremin, A.S. Losev, S.A. Borodikhin, K.Ye. Ivlev // AIP Conference Proceedings. – 2017. – Vol. 1876. – P. 020071-1–020071-6. – doi: 10.1063/1.4998891.
16. Гольдштейн М.И., Грачев С.В., Векслер Ю.Г. Специальные стали. – М.: МИСИС, 1999. – 408 с.
17. Насосно-компрессорные трубы высокой коррозионной стойкости / А.В. Иоффе, Т.В. Тетюева, М.А. Выбойщик, Е.А. Трифонова, Е.С. Луценко // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2010. – № 1. – С. 24–31.
18. Azimi G., Shamanian M. Microstructure and wear properties of Fe-Cr-C and Fe-Cr-Si-C clads on carbon steel by TIG surfacing process // Advances in Materials and Processing Technologies. – 2009. – Vol. 83–86. – P. 1035–1042. – doi: 10.4028/www.scientific.net/AMR.83-86.1035.
19. Using the Cr-C-B systems for alloying metal by in out-of-vacuum electron beam surfacing / I.M. Poletika, S.A. Makarov, T.A. Krylova, M.G. Golkovskii // Welding International. – 2012. – Vol. 26. – P. 17–22. – doi: 10.1080/09507116.2011.653160.
20. Microstructure and wear resistance of Fe-Cr-C hardfacing alloy reinforced by titanium carbonitride / S.Z. Weia, Y. Liub, G.S. Zhanga, L.J. Xua, J.W. Lia, Y.Y. Rena // Tribology Transactions. – 2015. – Vol. 58. – P. 745–749. – doi: 10.1080/10402004.2014.1003119.
21. Morphology, orientation relationships and formation mechanism of TiN in Fe-17Cr steel during solidification / J. Fu, Q. Nie, W. Qiu, J. Liu, Y. Wu // Materials Characterization. – 2017. – Vol. 133. – P. 176–184. – doi: 10.1016/j.matchar.2017.10.001.
22. Kim K.-S., Kang J.-H., Kiim S.-J. Effects of carbon and nitrogen on precipitation and tensile behavior in 15Cr-15Mn-4Ni austenitic stainless steels // Materials Science and Engineering A. – 2018. – Vol. 712. – P. 114–121. – doi: 10.1016/j.msea.2017.11.099.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2018 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>)



Obrabotka metallov - Metal Working and Material Science




Journal homepage: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



Rationalization of Heat Treatment Parameters of the Surfaced High-Chromium Coatings Alloyed with a Complex of Boride Compounds

Evgenii Eremin^{a,*}, Aleksandr Losev^b, Sergey Borodihin^c, Ivan Ponomarev^d, Arina Matalasova^e

Omsk State Technical University, 11 Mira ave., Omsk, 644050, Russian Federation

^a  <http://orcid.org/0000-0001-7357-8194>,  weld_techn@mail.ru, ^b  <http://orcid.org/0000-0001-7970-4219>,  alesha-los@yandex.ru,
^c  <http://orcid.org/0000-0001-8038-9551>,  sergey.borodihin@gmail.com, ^d  <http://orcid.org/0000-0001-8016-3616>,  don_13@bk.ru,
^e  <http://orcid.org/0000-0002-3019-8113>,  matalasova96@mail.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 06 July 2018

Revised: 27 July 2018

Accepted: 24 September 2018

Available online: 15 December 2018

Keywords:

Flux-cored wire
 Chromium steel
 Boride compounds
 Heat treatment coating
 Martensite
 Hardness of metal
 Coating structure

Funding

This research is done through the Russian Science Foundation grant (project No. 17-19- 01224).

ABSTRACT

Introduction. Surface hardening of a large nomenclature of machine-building parts is performed by surfacing with iron-chromium-based powder wires, which ensures the production of metal coatings with high strength and corrosion resistance. At the same time, the resistance of coatings on an iron-chromium base is insufficient, when operating under abrasive wear, due to the small number of strengthening phases in the structure of the surfaced metal. The high operational properties of the surfaced metal can be obtained by combining solid-solution hardening and hardening by second-phase particles in an iron-based matrix. One of such effective method of hardening the metal is surfacing with a flux-cored wire alloyed with boron compounds. However, all the studies performed refer only to the metal coatings in the state after surfacing. The hardness of such coatings is high, which makes it difficult for machining. **Purpose of the work:** selection of rational parameters for thermal treatment of surfaced coatings based on chromium steel with carbide-boride-nitride alloying. The effect of heat treatment regimes on the microhardness, microstructure and phase composition of the coating metal surfaced by the high-chromium flux cored wire alloyed with complex boride compounds is studied. The composition was the following: 15% Cr + 0.5% B₄C + 0.5% BN + 2.5% + TiB₂ + 1.0% ZrB₂. **The methods** of investigation are metallography; measurements of microhardness; X-ray phase analysis and transmission electron microscopy. **Results and discussion.** It is shown that tempering at 800 °C with a 2-hour equalizing ensures the hardness of the surfaced metal within the range of 32-37 HRC, which is acceptable for machining. The microstructure of the metal coatings after tempering is characterized by the structural components decay; the amount of boride eutectic and strengthening phases decreases and its size increases. It is found that to restore the high hardness of the metal after tempering with subsequent machining, it is advisable to conduct quenching from 1020 °C, providing a hardness within the range of 53-58 HRC. This heat treatment leads to the stabilization of the microhardness values at a high level, even higher than the level of the metal coatings microhardness after surfacing. It is shown that this is due to the formation of a composite structure with a martensitic matrix, an eutectic component based on chromium and iron borides Fe₁₁Cr_{0.9}B_{0.9}, and dispersed inclusions of carbonitride, carbide and nitride particles for the most part Ti₂CN and Cr₇C₃ and intermetallic compounds Cr₂TiZr in the size from 0.4 to 6.5 μm. The established rational parameters of heat treatment can be used in the technology of wear-resistant coatings surfaced with powdered wires alloyed with boride compounds.

For citation: Eremin E.N., Losev A.S., Borodihin S.A., Ponomarev I.A., Matalasova A.E. Rationalization of heat treatment parameters of the surfaced high-chromium coatings alloyed with a complex of boride compounds. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty)* = Metal Working and Material Science, 2018, vol. 20, no. 4, pp. 72–82. doi: 10.17212/1994-6309-2018-20.4-72-82. (In Russian).

References

1. Ryabtsev I.A. *Naplavka detalei mashin i mekhanizmov* [Surfacing of machine parts and mechanisms]. Kiev, Ekotekhnologiya Publ., 2004. 159 p.
2. Yuzvenko Yu.A., Kirelyuk G.A. *Naplavka poroshkovoi provolokoi* [Surfacing by flux cored wire]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1975. 45 p.

* Corresponding author

Eremin Evgenii N., D.Sc. (Engineering), Professor
 Omsk State Technical University,
 11 Mira ave.,
 644050, Omsk, Russian Federation
 Tel.: 8 (3812) 65-27-19, e-mail: weld_techn@mail.ru

3. Korotkov V.A. Issledovanie svoystv vysokolegirovannykh naplavok [Examination of the properties of high-alloy deposits]. *Svarochnoe proizvodstvo = Welding International*, 1997, no. 10, pp. 30–32. (In Russian).
4. Sokolov G.N. *Sposoby naplavki i plakirovaniya metallov* [Methods of surfacing and cladding metals]. Volgograd, VolgGTU Publ., 2002. 80 p.
5. Stepin V.S., Starchenko E.G., Volobuev Yu.S., Egorov M.Yu. Sovremennye naplavochnye materialy dlya uplotnitel'nykh poverkhnostei armatury AES i TES [Modern surfacing materials for sealing surfaces of valves of nuclear power plants and thermal power plants]. *Armaturostroenie = Valve Industry*, 2006, no. 2, pp. 55–56.
6. Lyakishev N.P., Pliner Yu.L., Lappo S.I. *Borosoderzhashchie stali i splavy* [Boron-containing steels and alloys]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1986. 192 p.
7. Arnautova M.B., Beketov A.R., Arnautov B.V., Ozhegov V.V. Vliyanie bora na strukturu i svoystva litoi austenitnoi stali 25Kh8G8T [Effect of boron on the structure and properties of cast austenitic steel 25Kh8G8T]. *Liteinoe proizvodstvo = Foundry. Technologies and Equipment*, 2007, no. 5, pp. 38–42.
8. Raghavan V. B–Cr–Fe–Ti (Boron–Chromium–Iron–Titanium). *Journal of Phase Equilibria*, 2003, vol. 24, no. 5, pp. 459–460. doi: 10.1361/105497103770330163.
9. Zhong L., Xiang C., Yan-xiang L., Kai-hua H. High boron iron-based alloy and its modification. *Journal of Iron and Steel Research, International*, 2009, vol. 16, no. 3, pp. 37–42. doi: 10.1016/S1006-706X(09)60041-8.
10. Liu Y., Li B., Li J., He L., Gao S., Nieh T.G. Effect of titanium on the ductilization of Fe–B alloys with high boron content. *Materials Letters*, 2010, vol. 64, iss. 11, pp. 1299–1301. doi: 10.1016/j.matlet.2010.03.013.
11. Artem'ev A.A., Sokolov G.N., Dubtsov Yu.N., Lysak V.I. Formirovanie kompozitsionnoi struktury iznosostoikogo naplavlennogo metalla s boridnym uprochneniem [Formation of the composite structure of wear-resistant weld metal with boride hardening]. *Izvestiya vysshikh uchebnykh zavedenii. Poroshkovaya metallurgiya i funktsional'nye pokrytiya = Russian Journal of Non-Ferrous Metals*, 2011, no. 2, pp. 44–48. (In Russian).
12. Eremin E.N. Using boride compounds in flux-cored wires for depositing maraging steel. *Welding International*, 2013, vol. 27, no. 2, pp. 144–146. doi: 10.1080/09507116.2012.695546.
13. Wang X., Shun H., Li C., Wang X., Sun D. The performances of TiB₂-contained iron-based coatings at high temperature. *Surface and Coatings Technology*, 2006, vol. 201, iss. 6, pp. 2500–2504. doi: 10.1016/j.surfcoat.2006.04.025.
14. Eremin E.N., Losev A.S., Akimov V.V. The properties of chromium steel overlaying used as a hardening coating for stop valve sealing surface. *Procedia Engineering*, 2016, vol. 152, pp. 582–588. doi: 10.1016/j.proeng.2016.07.659.
15. Eremin E.N., Losev A.S., Borodikhin S.A., Ivlev K.Ye. Effect of the boride-nitride hardening on the structure and properties of chromium steel deposited with a flux-cored wire. *AIP Conference Proceedings*, 2017, vol. 1876, pp. 020071-1–020071-6. doi: 10.1063/1.4998891.
16. Gol'dshteyn M.I., Grachev S.V., Veksler Yu.G. *Spetsial'nye stali* [Special steels]. Moscow, MISIS Publ., 1999. 408 p.
17. Ioffe A.V., Tetyueva T.V., Vyboishchik M.A., Trifonova E.A., Lutsenko E.S. Nasosno-kompressornye trubyy vysokoi korrozionnoi stoikosti [Tubing with high corrosion resistance]. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov = Metal Science and Heat Treatment*, 2010, no. 1, pp. 24–31. (In Russian).
18. Azimi G., Shamanian M. Microstructure and wear properties of Fe–Cr–C and Fe–Cr–Si–C clads on carbon steel by TIG surfacing process. *Advances in Materials and Processing Technologies*, 2009, vol. 83–86, pp. 1035–1042. doi: 10.4028/www.scientific.net/AMR.83-86.1035.
19. Poletika I.M., Makarov S.A., Krylova T.A., Golkovskii M.G. Using the Cr–C–B systems for alloying metal by in out-of-vacuum electron beam surfacing. *Welding International*, 2012, vol. 26, pp. 17–22. doi: 10.1080/09507116.2011.653160.
20. Weia S.Z., Liub Y., Zhanga G.S., Xua L.J., Lia J.W., Rena Y.Y. Microstructure and wear resistance of Fe–Cr–C hardfacing alloy reinforced by titanium carbonitride. *Tribology Transactions*, 2015, vol. 58, pp. 745–749. doi: 10.1080/10402004.2014.1003119.
21. Fu J., Nie Q., Qiu W., Liu J., Wu Y. Morphology, orientation relationships and formation mechanism of TiN in Fe–17Cr steel during solidification. *Materials Characterization*, 2017, vol. 133, pp. 176–184. doi: 10.1016/j.matchar.2017.10.001.
22. Kim K.-S., Kang J.-H., Kiim S.-J. Effects of carbon and nitrogen on precipitation and tensile behavior in 15Cr–15Mn–4Ni austenitic stainless steels. *Materials Science and Engineering A*, 2018, vol. 712, pp. 114–121. doi: 10.1016/j.msea.2017.11.099.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2018 The Authors. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>).