

УДК 539.4.015.2:533.9

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ПОВЕРХНОСТИ ВЫСОКОХРОМИСТЫХ СТАЛЕЙ, МОДИФИЦИРОВАННЫХ ИНТЕНСИВНЫМ ИМПУЛЬСНЫМ ЭЛЕКТРОННЫМ ПУЧКОМ*

Иванов Ю.Ф.^{1,2}, д.ф.-м.н., профессор, ведущий научный сотрудник (yuf55@mail.ru)

Клопотов А.А.³, д.ф.-м.н., профессор кафедры прикладной механики
и материаловедения (klopotovaa@tsuab.ru)

Петрикова Е.А.¹, младший научный сотрудник (elizmarkova@yahoo.com)

Абзаев Ю.А.³, д.ф.-м.н., профессор кафедры высшей математики (abzaev2010@yandex.ru)

Иванова О.В.³, к.ф.-м.н., доцент кафедры высшей математики (Ivaov@mail.ru)

¹ Институт сильноточной электроники СО РАН
(634055, Россия, Томск, пр. Академический, 2/3)

² Национальный исследовательский Томский политехнический университет
(634050, Россия, Томск, пр. Ленина, 30)

³ Томский государственный архитектурно-строительный университет
(634003, Россия, Томск, пл. Соляная, 2)

Аннотация. Работа посвящена выявлению и анализу закономерностей формирования наноструктурных, многофазных поверхностных слоев в высокохромистых сталях 12X18H10T и 20X13, подвергнутых облучению интенсивным импульсным электронным пучком на установке «СОЛЮ». Осуществлен термодинамический анализ системы Fe–Cr–C. Показано, что легирование углеродом сплавов Fe–Cr приводит к значительному изменению в них структурно-фазового состояния и оказывает определяющее влияние на области существования карбидов $Me_{23}C_6$, Me_7C_3 , Me_3C_2 и Me_3C с α - и γ -фазами. Проведены численные расчеты температурного поля, формирующегося в поверхностном слое стали при облучении электронным пучком. Показано, что при плотности энергии пучка электронов 10 Дж/см² независимо от длительности импульса пучка электронов (50 – 200 мкс) максимальная температура, достигаемая на поверхности образца к концу действия импульса, ниже температуры плавления стали. При плотности энергии пучка электронов 20 – 30 Дж/см² и длительности импульса 50 мкс на поверхности облучения максимальная температура равна температуре кипения стали; при длительности импульса 200 мкс – достигает или превышает температуру плавления стали. Выполнены исследования структуры, механических и трибологических свойств поверхностного слоя образцов высокохромистых сталей 12X18H10T и 20X13, сформировавшегося при облучении интенсивным импульсным электронным пучком. Установлено, что электронно-пучковая обработка стали в режиме плавления и последующей высокоскоростной кристаллизации сопровождается растворением частиц исходной карбидной фазы состава $Me_{23}C_6$ ((Cr, Fe)₂₃C₆), насыщением кристаллической решетки поверхностного слоя атомами углерода и хрома, формированием ячеек дендритной кристаллизации субмикронных размеров, выделением наноразмерных частиц карбида титана и карбида хрома. В совокупности это позволило улучшить (относительно исходного состояния) прочностные и трибологические свойства исследуемых материалов. Для стали 12X18H10T выявлено увеличение твердости поверхностного слоя в 1,5 раза, износостойкости в 1,5 раза, коэффициент трения снизился в 1,6 раза; для стали 20X13 выявлено увеличение микротвердости в 1,5 раза, износостойкости в 3,2 раза, снижение коэффициента трения в 2,3 раза.

Ключевые слова: высокохромистая нержавеющая сталь, диаграмма состояния, интенсивный импульсный электронный пучок, структура, фазовый состав, микротвердость, износостойкость, коэффициент трения.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-10-839-845

Формирование поверхностного слоя с целенаправленно измененным фазовым и элементным составом, состоянием дефектной субструктуры является одним из наиболее эффективных способов управления служебными характеристиками деталей машин и механизмов. В ряде случаев это позволяет отказаться от разработки и использования новых материалов специального назначения [1, 2]. Вместе с тем методы традиционной

химико-термической обработки в силу высокой энергоемкости и длительности, низкой экологической чистоты экономически оправдывают себя только в условиях массового производства. Существенное снижение затрат на модифицирование поверхности материала оказывается возможным в случае использования с целью модифицирования поверхности концентрированных потоков энергии (КПЭ): лучей лазера, мощных ионных и интенсивных импульсных электронных пучков, потоков низкотемпературной плазмы и т.д.) [3 – 8]. В настоящее время технологии, основанные на использовании КПЭ, являются одними из наиболее эффективных инструментов для поверхностного упрочнения; это

* Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ (проект № 16-43-700659-р_а) и программы Президиума РАН и СО РАН (проект № 0366-2015-0005).

Авторы благодарны А.Д. Тересову за облучение образцов стали интенсивным импульсным электронным пучком.

обусловлено не только возможностями этих методов, но и достигнутым уровнем развития оборудования для их реализации.

Целью настоящей работы является анализ результатов, полученных при исследовании структуры и свойств высокохромистых сталей 12X18H10T и 20X13, подвергнутых облучению интенсивным импульсным электронным пучком.

В качестве материала исследования использовали образцы высокохромистых сталей марки 12X18H10T (ГОСТ 7417 – 75) и 20X13 (ГОСТ 5632 – 72), химический состав которых приведен в работе [9]. Образцы имели форму пластинок толщиной 5 мм размерами 15×15 мм. Плавление поверхностного слоя стали осуществляли на установке «СОЛЮ» [10] (плотность (E_s) энергии пучка электронов 10 – 30 Дж/см²; длительность (τ) импульса 50 и 200 мкс; количество (N) импульсов 3; частота следования импульсов 0,3 с⁻¹). Исследования фазового состава и состояния кристаллической решетки поверхностных сплавов проводили методами рентгеноструктурного анализа на дифрактометре ДРОН-4-07. Съемки проводили на медном излучении (K_α) по схеме Брегга–Брентано с шагом 0,02°, время экспозиции в точке составляло 1 с, угловой диапазон 17 – 130°. Количественный фазовый анализ проводили на основе метода Ритвельда [11]. Элементный и фазовый состав, состояние дефектной субструктуры поверхности облучения анализировали методами сканирующей (прибор SEM-515 «Philips») и просвечивающей (прибор ЭМ-125) электронной микроскопии. Твердость модифицированного слоя определяли при нормальных нагрузках на индентер 100, 200 и 500 мН (микротвердомер ПМТ-3). Определение коэффициента трения и скорости износа модифицированного слоя

проводили в геометрии диск – штифт с помощью трибометра «TRIBOtechnic» (Франция).

Выбранные в качестве материала исследования стали относятся к высоколегированным сплавам, одним из основных легирующих элементов которых является хром. Ниже представлены краткие результаты анализа равновесных диаграмм состояния бинарных (Cr–Fe, Cr–Cu, Fe–C) и тройной (Cr–Fe–C) систем. Данные о кристаллической структуре формирующихся фаз представлены в таблице.

Система Cr–Fe. В системе Cr–Fe имеет место ряд непрерывных твердых растворов в жидком и твердом состояниях. В твердом состоянии в системе выявлены следующие фазы: промежуточная фаза σ -(FeCr), непрерывная область твердых растворов между α -Fe и Cr-(α -Fe, Cr) и ограниченная область твердого раствора на основе γ -Fe [12].

Система Cr–C. В системе Cr–C установлено существование трех стабильных соединений Cr₂₃C₆, Cr₇C₃ и Cr₃C₂ [13]. Два соединения (Cr₂₃C₆ и Cr₃C₂) образуются по перитектическим реакциям. Соединение Cr₇C₃ кристаллизуется конгруэнтно при температуре 1789 °С в области концентраций углерода 28,5 – 31,5 % (ат.). В этой системе также наблюдается две эвтектических реакции [12]: Ж ↔ (Cr) + Cr₂₃C₆ при температуре 1579 °С и концентрации углерода 14 % (ат.); Ж ↔ Cr₇C₃ + Cr₃C₂ при температуре 1742 °С и концентрации углерода 32,6 % (ат.). Метастабильное Cr₃C соединение в системе Cr–C получено в результате сверхбыстрого охлаждения.

Система Fe–C. Система Fe–C характеризуется наличием следующих реакций [14]: перитектической δ -Fe + Ж ↔ γ -Fe, протекающей при температуре 1493 °С; эвтектической Ж ↔ γ -Fe + Fe₃C при 1147 °С;

Составы и кристаллические структуры бинарных (Cr–C, Fe–C, Fe–Cr) соединений

Compositions and crystal structures of binary (Cr–C, Fe–C, Fe–Cr) compounds

Состав, температурная область, °С	Символы Пирсона/ Пространств. группа	Прототип	Параметры элементарной ячейки, нм			Ссылка
			<i>a</i>	<i>b</i>	<i>c</i>	
Cr – Fe						
Σ – CrFe 830 – 440	<i>tP30P4₂/mnm</i>	CrFe	0,87966	–	0,45582	[12]
Cr – C						
Cr ₂₃ C ₆	<i>cF116, Fmbm</i>	Cr ₂₃ C ₆	1,06500	–	0,45250	[13]
Cr ₇ C ₃	<i>P31c</i>	Cr ₇ C ₃	1,40100	–	0,45320	[12]
Cr ₃ C ₂	<i>oP20, Pnma</i>	Cr ₃ C ₂	0,55330	0,28290	1,14700	[13]
Cr ₃ C	<i>oP16, Pnma</i>	Fe ₃ C	0,45800	0,51200	0,68000	[12]
Fe – C						
Fe ₃ C	<i>oP16, Pnma</i>	Fe ₃ C	0,45244	0,50885	0,67431	[14]
Fe ₇ C ₃	<i>P31c</i>	Cr ₇ C ₃	0,68820	–	0,45400	[14]
Fe ₂ C, «карбид Хэгта»	ГПУ	–	0,62700	–	0,21400	[17, 18]
FeC (мета-стабильный)	ГПУ	–	–	–	–	[17, 18]

эвтектоидной $\gamma\text{-Fe} \leftrightarrow \alpha\text{-Fe} + \text{Fe}_3\text{C}$ при 723°C . В системе Fe–C возможно также образование метастабильных карбидов: ε -карбида («карбид Хэгга») с гексагональной структурой примерного состава Fe_2C и карбида FeC [15–18].

Система Cr–Fe–C. На рис. 1 схематически представлены в трехмерном виде поверхности ликвидуса на диаграмме Cr–Fe–C, ограниченной бинарными системами Fe–C и Cr–C [19]. Приведено пять поверхностей ликвидуса, соответствующих образованию пяти фаз в бинарных системах: Fe_3C , Cr_7C_3 , Cr_{23}C_6 , α -феррита и γ -аустенита.

Диаграмма состояния системы Fe–Cr–C по сечению при постоянном значении концентрации углерода 0,1 % (по массе) теоретически получена в работе [20]: карбид Me_{23}C_6 является более стабильным, чем карбиды Me_7C_3 и Me_3C ; имеет место существование более протяженных двухфазных областей.

На рис. 2 представлено изотермическое сечение тройной системы Cr–Fe–C при температуре 700°C [21].

Области существования карбидов Me_3C_2 , Me_{23}C_6 и Me_7C_3 имеют узкие и протяженные области гомогенности. Карбиды Me_3C_2 , Me_{23}C_6 и Me_7C_3 образованы на основе хрома; максимальная растворимость в них же-

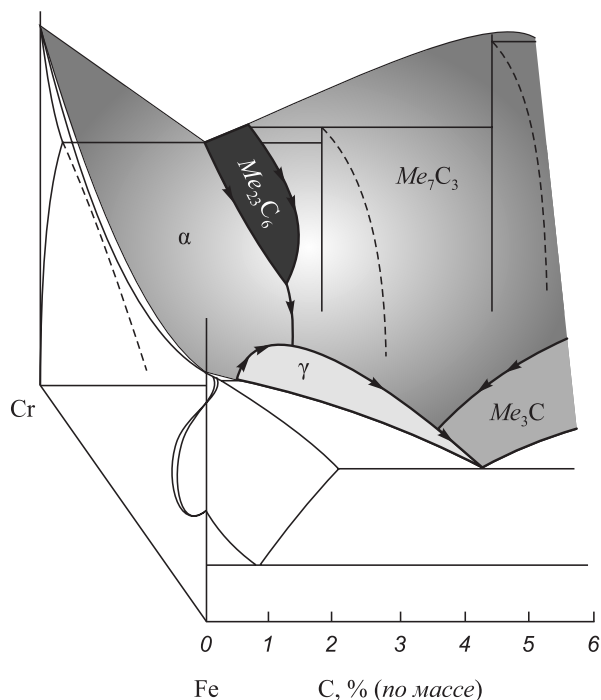


Рис. 1. Фазовая диаграмма метастабильной системы Fe–Cr–C в области концентрации углерода менее 5 % (по массе) (линии разделяют области твердых растворов, стрелка соответствует эвтектическому типу реакции, две стрелки – перитектическому типу реакции, пунктирные линии соответствуют линиям солидуса [19])

Fig. 1. Phase diagram of the metastable Fe–Cr–C system in the area of carbon concentration less than 5 % (by mass) (the lines separate the areas of solid solutions, the arrow corresponds to the eutectic type of the reaction, the two arrows to the peritectic type of the reaction, the dashed lines correspond to the solidus lines [19])

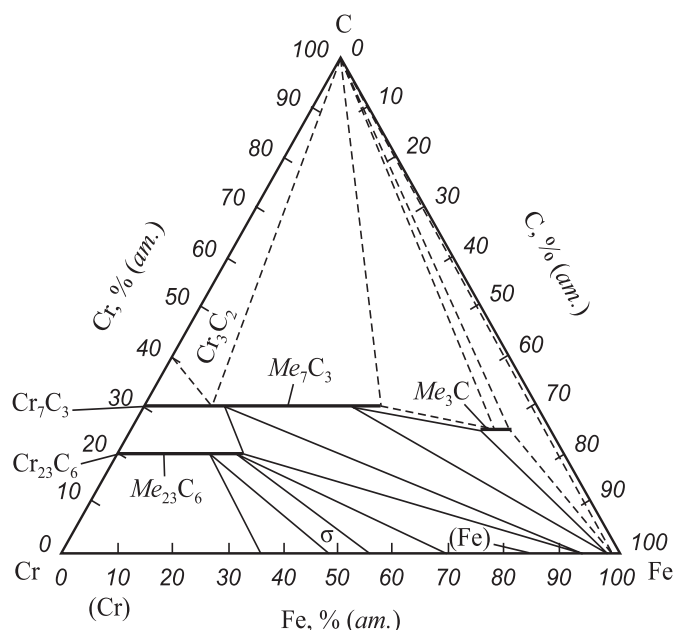


Рис. 2. Изотермическое сечение тройной системы Cr–Fe–C при температуре 700°C [21]

Fig. 2. Isothermal section of the triple Cr–Fe–C system at a temperature of 700°C [21]

леза при температуре 700°C достигает значений 24, 43 и 6 % (ат.) соответственно.

Схематичное объемное представление, приведенное в работе [22] в координатах состав – температура, позволяет наглядно выявить особенности расположения многофазных областей в трехкомпонентной системе C–Cr–Fe в области железного угла (рис. 3).

Поверхности $ABZEA$ и $ZENZ$ – это поверхности ликвидуса δ - и γ -фаз. Линия KO образована в результате пересечения поверхностей солидуса δ -фазы и ограниченной растворимости углерода в δ -фазе и является линией моновариантного перитектического равновесия $L + \delta \leftrightarrow \gamma$. Линия MN образована в результате пересечения поверхностей солидуса γ -фазы и ограниченной растворимости углерода в γ -фазе и также является линией моновариантного перитектического равновесия $L + \delta \leftrightarrow \gamma$. Линия EZ образована пересечением поверхностей ликвидуса δ - и γ -фаз. В равновесии с δ -фазой может находиться карбид Me_{23}C_6 , в равновесии с γ -фазой, помимо карбида Me_{23}C_6 , – карбиды Me_3C и Me_7C_3 .

Таким образом можно констатировать, что легирование углеродом сплавов Fe–Cr приводит к значительному изменению в них структурно-фазового состояния и оказывает определяющее влияние на области существования карбидов Me_{23}C_6 , Me_7C_3 , Me_3C_2 и Me_3C с α -ферритом и γ -аустенитом.

Структурно-фазовые превращения в сталях, облученной интенсивным импульсным электронным пучком. Предваряя экспериментальную часть работы, были проведены численные расчеты температурного поля, формирующегося в поверхностном слое стали,

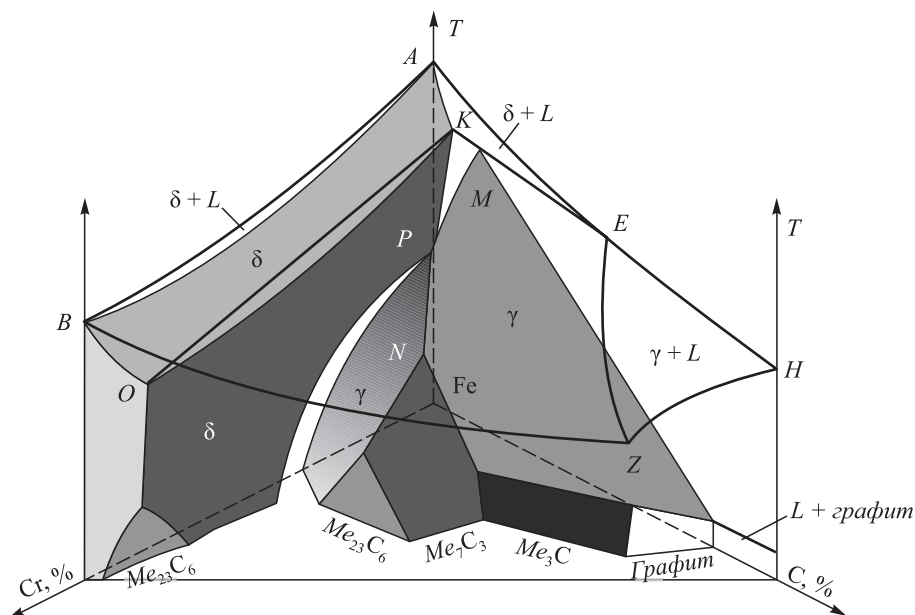


Рис. 3. Схема железного угла системы C–Cr–Fe в координатах состав – температура [22]

Fig. 3. Scheme of the iron angle of the C–Cr–Fe system in the coordinates composition – temperature [22]

подвергнутой облучению интенсивным электронным пучком в одноимпульсном режиме. Задача о нахождении температурного поля в определенном диапазоне плотности энергии пучка электронов сводилась к решению уравнения теплопроводности [23]. Процедура численных расчетов температурного поля подробно рассмотрена в работах [24, 25]. Расчеты проводили для электронного пучка, энергия электронов которого составляла 15 кэВ; плотность энергии пучка электронов изменяли в интервале от 2 до 40 Дж/см² при длительности импульсов пучка 50 и 200 мкс. Теплофизические характеристики стали были взяты при температуре 1000 К [26]. Толщину (*d*) поверхностного слоя для тепловых расчетов принимали $0,5 \cdot 10^{-3}$ м, время наблюдения составляло 600 мкс.

Анализ полученных результатов показывает, что при плотности энергии пучка электронов 10 Дж/см² независимо от длительности импульса пучка электронов максимальная температура, достигаемая на поверхности образца к концу действия импульса, ниже температуры плавления стали. При плотности энергии пучка электронов 20 – 30 Дж/см² и длительности импульса 50 мкс на поверхности облучения максимальная температура равна температуре кипения стали; при длительности импульса 200 мкс – достигает или превышает температуру плавления стали.

Проведена обработка поверхности стали интенсивным импульсным электронным пучком. Установлено, что электронно-пучковая обработка стали в предплавленном режиме ($E_s = 10 \div 20$ Дж/см², $\tau = 200$ мкс) приводит к протеканию в поверхностном слое процесса динамической рекристаллизации. Средний размер (*D*) зерен уменьшается от 19,6 мкм в исходном состоянии

до 4,5 мкм после облучения электронным пучком при плотности энергии пучка электронов 20 Дж/см².

При облучении стали 12X18H10T электронным пучком с длительностью импульса пучка электронов 50 мкс фиксируется плавление поверхностного слоя. При плотности энергии пучка электронов 10 Дж/см² ($\tau = 50$ мкс, $N = 3$ имп.) поверхность стали оплавляется в области формирования микрократеров, вдоль границ и в стыках границ зерен; при плотности энергии 20 Дж/см² ($\tau = 50$ мкс, $N = 3$ имп.) плавление поверхностного слоя наблюдается повсеместно. Высокоскоростное охлаждение приводит к формированию структуры ячеистой кристаллизации (рис. 4, а). Размеры ячеек кристаллизации изменяются в пределах 150 – 500 нм (вставка на рис. 4, а).

Подобные преобразования структуры поверхности фиксируются и при облучении интенсивным импульсным электронным пучком стали 20X13 (рис. 4, б). Отличительной особенностью структуры поверхностного слоя облученных сталей является формирование рельефа (рис. 4, б), однозначно указывающего на протекание в подповерхностном слое стали 20X13 мартенситного превращения.

Поверхностный слой, толщина которого зависит от параметров пучка электронов, характеризуется полным растворением субмикронных частиц карбида типа Me₂₃C₆, присутствующих в стали исходного состояния, и выделением на стадии остывания частиц карбида титана или карбида хрома. Частицы карбидной фазы располагаются на границах ячеек кристаллизации и в объеме ячеек на дислокациях. По результатам рентгенофазового анализа облучение стали электронным пучком приводит к увеличению параметра кристалли-

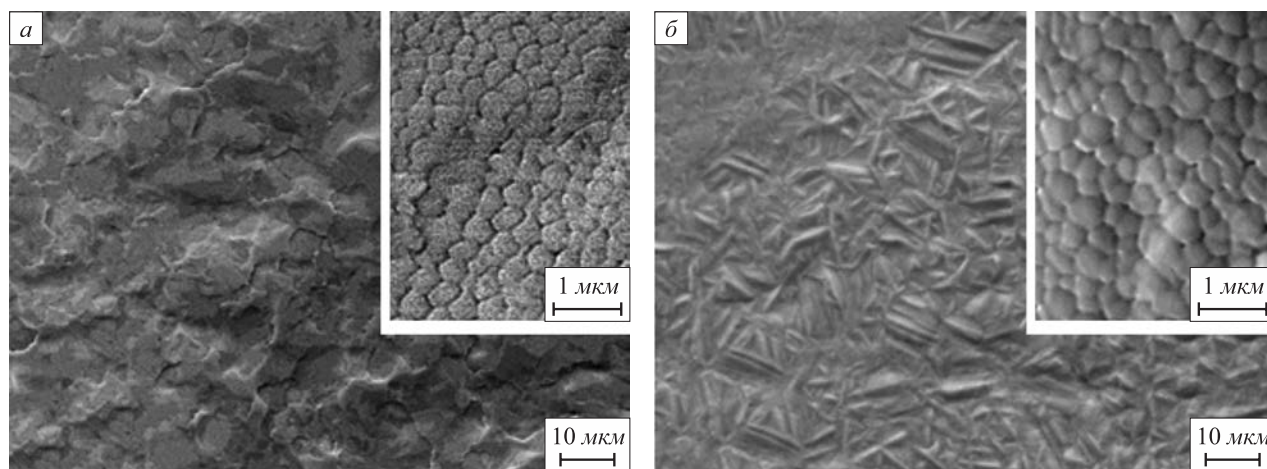


Рис. 4. Структура (сканирующая электронная микроскопия) поверхности образца стали 12Х18Н10Т (а) и стали 20Х13 (б), облученных электронным пучком с параметрами:

$$a - E_s = 20 \text{ Дж/см}^2, \tau = 50 \text{ мкс}, N = 3 \text{ имп.}; \quad b - E_s = 30 \text{ Дж/см}^2, \tau = 200 \text{ мкс}, N = 3 \text{ имп.}$$

Fig. 4. Structure (scanning electron microscopy) of the surface of a steel sample of 12Cr18Ni10T (a) and 20Cr13 (b) steels irradiated with an electron beam with parameters:

$$a - E_s = 20 \text{ J/cm}^2, \tau = 50 \text{ } \mu\text{s}, N = 3 \text{ pulses}; \quad b - E_s = 30 \text{ J/cm}^2, \tau = 200 \text{ } \mu\text{s}, N = 3 \text{ pulses}$$

ческой решетки твердого раствора α -(Fe, Cr) относительно исходного состояния, что связано с насыщением α -железа атомами хрома и углерода. Это подтверждает данные электронно-микроскопического анализа, свидетельствующие о растворении субмикронных частиц карбида типа $Me_{23}C_6$ в результате облучения стали электронным пучком.

Таким образом, в результате выполненных исследований установлено, что электронно-пучковая обработка высокохромистой стали в режиме плавления и последующей высокоскоростной кристаллизации сопровождается существенным преобразованием фазового состава и дефектной субструктуры поверхностного слоя материала, заключающемся, во-первых, в растворении частиц исходной карбидной фазы состава $Me_{23}C_6$ ($(Cr, Fe)_{23}C_6$) и, следовательно, насыщении кристаллической решетки поверхностного слоя стали атомами хрома и углерода; во-вторых, в формировании ячеек дендритной кристаллизации субмикронных размеров; в-третьих, в выделении наноразмерных частиц карбида титана и хрома.

Проведены механические (определена микро- и нанотвердость) и трибологические (коэффициент трения и коэффициент износа) испытания стали в исходном состоянии и в состоянии, сформированном облучением электронным пучком. Показано, что облучение поверхности стали 12Х18Н10Т сопровождается увеличением нанотвердости (нагрузка на индентор 50 мН) примерно в 1,5 раза; снижением коэффициента износа (увеличение износостойкости) примерно в 1,5 раза; снижением коэффициента трения примерно в 1,6 раза. Микротвердость (нагрузка на индентор 500 мН) образцов стали после облучения интенсивным импульсным электронным пучком совпадает с микротвердостью

исходного материала, что может свидетельствовать о малой толщине слоя, упрочненного в результате облучения электронным пучком.

Установлено, что облучение интенсивным импульсным электронным пучком стали 20Х13 сопровождается увеличением микротвердости примерно в 1,5 раза; снижением коэффициента износа (увеличение износостойкости) примерно в 3,2 раза; снижением коэффициента трения примерно в 2,3 раза. Очевидно, что более высокие прочностные и трибологические характеристики поверхностного слоя стали 20Х13 по сравнению с аналогичными характеристиками поверхностного слоя стали 12Х18Н10Т, облученных интенсивным импульсным электронным пучком, обусловлены закалочным эффектом, сопровождающимся формированием в стали 20Х13 мартенситной структуры.

Таким образом, выполненные исследования выявили кратное увеличение механических и трибологических характеристик высокохромистых сталей, подвергнутых обработке интенсивным импульсным электронным пучком, обусловленное формированием многофазной нано- и субмикроструктуры.

Выводы. Выполнен термодинамический анализ фазовых превращений, имеющих место в равновесных условиях в бинарных и многокомпонентной системах на основе Fe–Cr–C. Выявлены возможные фазовые превращения и температурные интервалы их реализации при равновесных условиях. Установлены интервалы изменения основных параметров интенсивного импульсного электронного пучка, в пределах которых в поверхностном слое сталей 12Х18Н10Т и 20Х13 наблюдается формирование структуры, характеризующейся физико-механическими (микротвердость, модуль Юнга) и трибологическими (износостойкость и коэффициент

трения) свойствами, кратно превышающими соответствующие характеристики исходного материала.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Берлин Е.В., Коваль Н.Н., Сейдман Л.А. Плазменная химико-термическая обработка поверхности стальных деталей. – М.: Техносфера, 2012. – 464 с.
2. Интегрированные методы обработки конструкционных и инструментальных материалов с использованием тлеющих и вакуумно-дуговых разрядов / В.В. Будилов, Н.Н. Коваль, Р.М. Киреев, К.Н. Рамазанов; под ред. В.С. Мухина. – М.: Машиностроение, 2013. – 313 с.
3. Poate J.M., Foti G., Jacobson D.C. Surface modification and alloying by laser, ion and electron beams. – New York and London: Plenum Press, 1983. – 424 p.
4. Ion implantation and beam processing / Ed. J.S. Williams and J.M. Poate. – Sydney and New York: Academicpress, 1984. – 358 p.
5. Перспективные радиационно-пучковые технологии обработки металлов / В.А. Грибков, Ф.И. Григорьев, Б.А. Калинин, В.П. Якушин. – М.: Круглый стол, 2001. – 528 с.
6. Модификация материалов компрессионными плазменными потоками / В.В. Углов, Н.Н. Черенда, В.М. Анищик, В.М. Асташинский, Н.Т. Квасов. – Минск: изд. БГУ, 2013. – 248 с.
7. Rotshtein V., Ivanov Yu., Markov A. Surface treatment of materials with low-energy, high-current electron beams. P. 6. In book “Materials surface processing by directed energy techniques” / Ed. Y. Pauleau. – Elsevier, 2006. P. 205 – 240.
8. Белов А.В. и др. Сильноточные импульсные электронные пучки для авиационного двигателестроения / Под общ. ред. В.А. Шулова, А.С. Новикова, В.И. Энгелько. – М.: ДИПАК, 2012. – 292 с.
9. Марочник сталей и сплавов / В.Г. Сорокин, А.В. Волосникова, С.А. Вяткин и др.; под общ. ред. В.Г. Сорокина. – М.: Машиностроение, 1989. – 640 с.
10. Grigoriev S.V., Devjatkov V.N., Koval N.N., Teresov A.D. The Automated Installation for Surface Modification of Metal and Ceramic-Metal Materials and Products by Intensive Pulse Sub-Millisecond Electron Beam. – In Proc. 9th Intern. Conf. on Modification of Materials with Particle Beams and Plasma Flows. – Tomsk, 2008. P. 19 – 22.
11. Абзаев Ю.А., Саркисов Ю.С., Клопотов А.А., Клопотов В.Д., Афанасьев Д.А. Полнопрофильный рентгеноструктурный анализ клинкерного минерала C4AF // Вестник ТГАСУ. 2012. № 4. С. 200 – 209.
12. Лякишев Н.П. Диаграммы состояния двойных металлических систем. В 3-х т. Т. 1 – 3. – М.: Машиностроение, 1996 – 2000.
13. Goldschmidt H.J. Interstitial Alloys. – London: Butterworths, 1967. – 424 p.
14. Kubaschewski O. Iron-Binary Phase Diagrams. – Berlin-Heidelberg-New York: Springer-Verlag, 1982. – 184 p.
15. Ohmori Y., Sugisawa S. The precipitation of carbide during tempering of high carbon martensite // Trans. Jap. Inst. Met. 1971. Vol. 12. No. 3. P. 170 – 178.
16. Jack K.H., Wild S. Nature of c-carbide and its possible occurrence in steels // Nature. 1966. Vol. 212. No. 5059. P. 248 – 250.
17. Барабаш О.М., Коваль Ю.Н. Кристаллическая структура металлов. Справочник. – Киев: Наукова думка, 1986. – 598 с.
18. Белоус М.В., Черепин В.Т., Васильев М.А. Превращения при отпуске стали. – М.: Металлургия, 1973. – 232 с.
19. Lee B.J. Thermodynamic calculations in stainless steels alloy systems // Korean Inst. Met. 1995. Vol. 33. No. 3. P. 766 – 775.
20. Durand-Charre M. Microstructure of steels and cast irons. – Berlin Heidelberg: Springer, 2004. – 404 s.
21. Jellinghaus W., Keller H. On the Iron-Chromium-Carbon System and Distribution of Chromium between Ferrite and Special Carbides.// Arch. Eisenhüttenwesen. 1972. Vol. 43. No. 4. P. 319 – 328. (In Germ.)
22. Kundrat D.M., Chochol M., Elliott J.F. Phase relationships in the Fe–Cr–C system at solidification temperatures // Met. Trans. 1985. Vol. 15B. No. 1-4. S. 663 – 676.
23. Самарский А.А. Введение в численные методы. – М.: Наука, 1997. – 271 с.
24. Эволюция структуры поверхностного слоя стали, подвергнутой электронно-ионно-плазменным методам обработки / Под ред. Н.Н. Ковалья, Ю.Ф. Иванова. – Томск: Изд-во НТЛ, 2016. – 303 с.
25. Ivanov Y., Krysin O., Petrikova E., Ivanova O., Ikonnikova I., Rygina M. Numerical Simulation of Thermal Processes Involved in Surface Alloying of Aluminum with Titanium by an Intense Pulsed Electron Beam // Key Engineering Materials. 2016. Vol. 683. No. 2. P. 569 – 575.
26. Физические величины: Справочник / А.П. Бабичев, Н.А. Бабушкина, А.М. Братковский и др.; под ред. И.С. Григорьева, Е.Э. Мейлихова. – М.: Энергоатомиздат, 1991. – 1232 с.

Поступила 1 апреля 2017 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2017. VOL. 60. NO. 10, PP. 839–845.

STRUCTURE AND PROPERTIES OF THE SURFACE OF HIGH-CHROMIUM STEELS MODIFIED WITH AN INTENSE PULSED ELECTRON BEAM

Yu.F. Ivanov^{1,2}, A.A. Klopotov³, E.A. Petrikova¹, Yu.A. Abzaev³, O.V. Ivanova³

¹Institute of High Current Electronics SB RAS, Tomsk, Russia

²National Research Tomsk Polytechnic University, Tomsk, Russia

³Tomsk State University of Architecture and Building, Tomsk, Russia

Abstract. The work is focused on the identification and the analysis of regularities in formation of nanostructured, multiphase surface layers in high-chromium steels 12Cr18Ni10T and 20Cr13 subjected to irradiation with an intense pulsed electron beam (installation “SOLO”). A thermodynamic analysis of Fe–Cr–C system was carried out. It is shown that carbon-doping of Fe–Cr alloys leads to a significant change in the structural-phase state and has a determining effect on existence regions of carbides $Me_{23}C_6$, Me_7C_3 , Me_3C_2 , and Me_3C with α - and γ -phases. Numerical calculations of the temperature field formed in the surface layer of steel during the irradiation with an electron beam

were carried out. It is shown that at a beam energy density of 10 J/cm², regardless of the pulse duration of the electron beam (50 – 200 ms), the maximum temperature reached at the sample surface by the end of the pulse is below the melting point of steel. At an energy density of the electron beam (20 – 30) J/cm² and pulse duration of 50 μ s the maximum temperature of irradiated surface is equal to the boiling point of steel; at a pulse duration of 200 μ s it reaches or exceeds the melting point of steel. The structure, mechanical and tribological properties of surface layer of the samples of high chromium steels 12Cr18Ni10T and 20Ni13 formed under the irradiation with an intense pulsed electron beam were studied. It is established that the electron-beam treatment of steel in the melting mode and the subsequent high-speed crystallization is accompanied by dissolution of particles of the initial carbide phase of the composition $Me_{23}C_6$ ((Cr, Fe)₂₃C₆), saturation of the crystalline lattice of the surface layer with chromium atoms, formation of cells of the dendritic crystallization of submicron sizes, and release of nanosized particles of titanium carbide and chromium carbide.

Together, this made it possible to increase (relative to the initial state) the strength and tribological properties of the studied materials. For steel 12Cr18Ni10T, an increase in the hardness of the surface layer by 1.5 times, the wear resistance by 1.5 times, and a decrease in the friction coefficient by 1.6 times are revealed. For steel 20Cr13, an increase in the microhardness by 1.5 times, the wear resistance by 3.2 times, and a decrease in the friction coefficient by 2.3 times are revealed.

Keywords: high-chromium stainless steel, state diagram, intense pulsed electron beam, structure, phase composition, microhardness, wear resistance, friction coefficient.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-10-839-845

REFERENCES

- Berlin E.V., Koval' N.N., Seidman L.A. *Plazmennaya khimiko-termicheskaya obrabotka poverkhnosti stal'nykh detalei* [Plasma chemical-thermal treatment of the surface of steel parts]. Moscow: Tekhnosfera, 2012, 464 p. (In Russ.).
- Budilov V.V., Koval' N.N., Kireev R.M., Ramazanov K.N. *Integrirovannye metody obrabotki konstruktsionnykh i instrumental'nykh materialov s ispol'zovaniem tleyushchikh i vakuumno-dugovykh razryadov* [Integrated methods for processing structural and tool materials from glow and vacuum arc discharges]. Mukhin V.S. ed. Moscow: Mashinostroenie, 2013, 313 p. (In Russ.).
- Poate J.M., Foti G., Jacobson D.C. *Surface modification and alloying by laser, ion and electron beams*. New York, London: Plenum Press, 1983, 424 p.
- Ion implantation and beam processing*. Williams J.S., Poate J.M. eds. Sydney, New York: Academicpress, 1984, 358 p.
- Gribkov V.A., Grigor'ev F.I., Kalin B.A., Yakushin V.P. *Perspektivnye radiatsionno-puchkovye tekhnologii obrabotki metallov* [Perspective radiation-beam technologies of metal processing]. Moscow: Kruglyi stol, 2001, 528 p. (In Russ.).
- Uglov V.V., Cherenda N.N., Anishchik V.M., Astashinskii V.M., Kvasov N.T. *Modifikatsiya materialov kompressionnymi plazmennymi potokami* [Modification of materials by compression plasma streams]. Minsk: izd. BGU, 2013, 248 p. (In Russ.).
- Rotshtein V., Ivanov Yu., Markov A. *Surface treatment of materials with low-energy, high-current electron beams. Chapter 6 in Book "Materials surface processing by directed energy techniques"*. Y. Pauleau Ed. Elsevier, 2006, pp. 205–240.
- Shulov V.A., Paikin A.G., Novikov A.S. etc. *Sil'notochnye elektronnyye impul'snye puchki dlya aviatsionnogo dvigatelestroeniya* [High-current pulsed electron beams for aircraft engine building]. Shulov V.A., Novikov A.S., Engel'ko V.I. eds. Moscow: Dipak, 2012, 292 p. (In Russ.).
- Sorokin V.G., Volosnikova A.V., Vyatkin S.A. etc. *Marochnik stalei i splavov* [Grade guide of steels and alloys]. Sorokin V.G. ed. Moscow: Mashinostroenie, 1989, 640 p. (In Russ.).
- Grigoriev S.V., Devjatkov V.N., Koval N.N., Teresov A.D. The automated installation for surface modification of metal and ceramic-metal materials and products by intensive pulse sub-millisecond electron beam. In: *Proc. 9th Intern. Conf. on Modification of Materials with Particle Beams and Plasma Flows*. Tomsk, 2008, pp. 19–22.
- Abzaev Yu.A., Sarkisov Yu.S., Klopotov A.A., Klopotov V.D., Afanas'ev D.A. Full-profile x-ray structural analysis of clinker mineral C4AF. *Vestnik TGASU*. 2012, no. 4, pp. 200–209. (In Russ.).
- Lyakishev N.P. *Diagrammy sostoyaniya dvoynykh metallicheskiykh sistem. V 3-kh t. T. 1 – 3* [Diagrams of the state of double metal systems. In 3 vols., vol. 1 – 3]. Moscow: Mashinostroenie, 1996 – 2000. (In Russ.).
- Goldschmidt H.J. *Interstitial alloys*. London: Butterworths, 1967, 424 p.
- Kubaschewski O. *Iron-binary phase diagrams*. Berlin-Heidelberg-New York: Springer-Verlag, 1982, 184 p.
- Ohmori Y., Sugisawa S. The precipitation of carbide during tempering of high carbon martensite. *Trans. Jap. Inst. Met.* 1971, vol. 12, no. 3, pp. 170–178.
- Jack K.H., Wild S. Nature of χ -carbide and its possible occurrence in steels. *Nature*. 1966, vol. 212, no. 5059, pp. 248–250.
- Barabash O.M., Koval' Yu.N. *Krystallicheskaya struktura metallov. Spravochnik* [Crystalline structure of metals. Directory]. Kiev: Naukova dumka, 1986, 598 p. (In Russ.).
- Belous M.V., Cherepin V.T., Vasil'ev M.A. *Prevrashcheniya pri otpuske stali* [Transformations at tempering of steel]. Moscow: Metallurgiya, 1973, 232 p. (In Russ.).
- Lee B.J. Thermodynamic calculations in stainless steels alloy systems. *Korean Inst. Met.* 1995, vol. 33, no. 3, pp. 766–775.
- Durand-Charre M. *Microstructure of steels and cast irons*. Berlin, Heidelberg: Springer, 2004.
- Jellinghaus W., Keller H. On the iron-chromium-carbon system and distribution of chromium between ferrite and special carbides. *Arch. Eisenhüttenwesen*. 1972, vol. 43, no. 4, pp. 319–328. (In Germ.)
- Kundrat D.M., Chochol M., Elliott J.F. Phase relationships in the Fe–Cr–C system at solidification temperatures. *Met. Trans.* 1985, vol. 15B, no. 1-4, pp. 663–676.
- Samarskii A.A. *Vvedenie v chislennyye metody* [Introduction to numerical methods]. Moscow: Nauka, 1997, 271 p. (In Russ.).
- Evolutsiya struktury poverkhnostnogo sloya stali, podvergnutoi elektronno-ionno-plazmennym metodam obrabotki* [Evolution of the structure of the surface layer of steel subjected to electron-ion-plasma processing methods]. Koval' N.N., Ivanov Yu.F. eds. Tomsk: Izd-vo NTL, 2016, 303 p. (In Russ.).
- Ivanov Y., Krysin O., Petrikova E., Ikonnikova I., Rygina M. Numerical simulation of thermal processes involved in surface alloying of aluminum with titanium by an intense pulsed electron beam. *Key Engineering Materials*. 2016, vol. 683, no. 2, pp. 569–575.
- Babichev A.P., Babushkina N.A., Bratkovskii A.M. etc. *Fizicheskie velichiny: Spravochnik* [Physical Values: Handbook]. Grigor'ev E.E., Meilikhov I.S. eds. Moscow: Energoatomizdat, 1991, 1232 p. (In Russ.).

Acknowledgements. The work was financially supported by the RFBR grant (project no. 16-43-700659-p_a) and the program of the Presidium of the RAS and SB RAS (project No. 0366-2015-0005). The authors are grateful to A.D. Teresov for irradiating the steel samples by an intense pulsed electron beam.

Information about the authors:

Yu.F. Ivanov, Dr. Sci. (Phys.-math.), Professor, Chief Researcher (yuf55@mail.ru)

A.A. Klopotov, Dr. Sci. (Phys.-math.), Professor of the Chair "Applied Mechanics and Material Science" (klopotovaa@tsuab.ru)

E.A. Petrikova, Junior Researcher (elizmarkova@yahoo.com)

Yu.A. Abzaev, Dr. Sci. (Phys.-math.), Professor of the Chair of Advanced Mathematics (abzaev2010@yandex.ru)

O.V. Ivanova, Cand. Sci. (Phys.-math.), Assist. Professor of the Chair of Advanced Mathematics (Ivaov@mail.ru)

Received April 1, 2017