

УДК 669.14.08:621.785

ФОРМИРОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТНЫХ СПЛАВОВ ПРИ ПЛАВЛЕНИИ СИСТЕМЫ ПЛЕНКА – ПОДЛОЖКА ВЫСОКОИНТЕНСИВНЫМ ИМПУЛЬСНЫМ ЭЛЕКТРОННЫМ ПУЧКОМ. СООБЩЕНИЕ 2*

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

Денисова Ю.А.^{1,2}, к.ф.-м. н., младший научный сотрудник, научный сотрудник
лаборатории низкотемпературной плазмы

Тересов А.Д.^{1,2}, ведущий электроник, младший научный сотрудник
лаборатории низкотемпературной плазмы

Крысина О.В.^{1,2}, младший научный сотрудник, младший научный сотрудник
лаборатории низкотемпературной плазмы

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

² Национальный исследовательский Томский государственный университет
(634050, Россия, г. Томск, пр. Ленина, 36)

Аннотация. Рассмотрены результаты анализа элементного и фазового составов, дефектной субструктуры поверхностного слоя стали 40X, подвергнутой легированию путем облучения системы пленка (алюминий или титан) – подложка (сталь 40X) высокоинтенсивным импульсным электронным пучком. Показано, что облучение системы пленка (титан) – подложка (сталь 40X) импульсным электронным пучком сопровождается легированием стали на глубину расплавленного слоя (толщиной приблизительно 15 мкм); образованию поликристаллической (с субмикронным размером зерен) структуры на основе α -фазы, упрочненной наноразмерными частицами карбида титана. Облучение системы пленка (алюминий) – подложка (сталь 40X) импульсным электронным пучком приводит к легированию тонкого (толщиной приблизительно 2 мкм) поверхностного слоя стали, что обусловлено испарением алюминия с поверхности стали; формированию мартенситной структуры, упрочненной наноразмерными алюминидными железами.

Ключевые слова: сталь 40X, система пленка – подложка, структура, высокоинтенсивный импульсный электронный пучок.

DOI: 10.17073/0368-0797-2015-10-775-780

В настоящем исследовании, являющимся продолжением работы [1], анализируются результаты, полученные при изучении элементного и фазового составов дефектной субструктуры стали, модификацию которой осуществляли путем формирования поверхностных сплавов при облучении системы пленка (алюминий или титан) – подложка (сталь 40X) высокоинтенсивным импульсным электронным пучком.

В качестве материала исследования использовали сталь 40X [2, 3] в отожженном состоянии. В качестве легирующего элемента выбраны алюминий и титан. Процедура формирования поверхностных сплавов подробно рассмотрена в работе [1].

Исследования элементного и фазового составов, дефектной субструктуры поверхностного слоя осуществляли методами металлографии, сканирующей и просвечивающей дифракционной электронной микроскопии, рентгенофазового анализа [4 – 7].

Плавление системы пленка (алюминий) – подложка (сталь 40X)

Легирование железа алюминием расширяет область существования α -железа [8 – 10]. Область твердых растворов на основе γ -железа является замкнутой и небольшой по протяженности. Максимальная растворимость алюминия в γ -железе при температуре 1150 °C составляет 1,285 % (ат.). В точке, соответствующей максимальному содержанию алюминия, на границе двухфазной области (γ -железо) + (α -железо) со стороны α -железа при той же температуре концентрация алюминия составляет 1,95 % (ат.). Диаграмма состояния системы железо – алюминий характеризуется наличием нескольких металлических соединений (Fe_3Al , ϵ , FeAl_2 , Fe_2Al_3 , FeAl_3) и ограниченных твердых растворов как со стороны железа, так и со стороны алюминия.

Выявленная методами микрорентгеноспектрального анализа [6] концентрация легирующего элемента, (алюминия и титана) в поверхностном слое системы пленка (алюминий) – подложка (сталь 40X) и системы пленка (титан) – подложка (сталь 40X) в исходном сос-

* Исследования выполнены за счет гранта Российского научного фонда (проект № 14-29-00091).

тоянии составляет 86 и 29 % соответственно. Концентрация легирующего элемента в поверхностном слое в системах пленка (алюминий) – подложка (сталь 40Х) и пленка (титан) – подложка (сталь 40Х) после облучения высокоинтенсивным импульсным электронным пучком при $E_s = 10$ Дж/см², $\tau = 50$ мкс, $N = 10$ имп. (где E_s – плотность энергии пучка электронов; τ – длительность импульса; N – количество импульсов) составляет 51 и 20 % (ат.) соответственно; при $E_s = 15$ Дж/см², $\tau = 50$ мкс, $N = 5$ имп. – 19 и 11 % (ат.); при $E_s = 15$ Дж/см², $\tau = 50$ мкс, $N = 10$ имп. – 10 и 10 % (ат.); при $E_s = 20$ Дж/см², $\tau = 50$ мкс, $N = 5$ имп. – 7 и 3 % (ат.); при $E_s = 20$ Дж/см², $\tau = 50$ мкс, $N = 10$ имп. – 5 и 2 % (ат.).

С увеличением плотности энергии пучка электронов концентрация алюминия в поверхностном слое снижается. Последнее может быть обусловлено как увеличением толщины легированного слоя (перемещением атомов алюминия в объем образца), так и испарением алюминия. Микрорентгеноспектральный анализ поперечных шлифов (построено распределение характеристического рентгеновского излучения вдоль линии, проведенной перпендикулярно поверх-

ности облучения) позволил проследить за распределением атомов алюминия по глубине зоны легирования (рис. 1).

Отчетливо видно, что жидкофазное легирование стали алюминием не выявляется. Алюминий наблюдается лишь в тонком (1 – 2 мкм) поверхностном слое. При этом концентрация его быстро снижается с ростом плотности энергии пучка электронов. Следовательно, электронно-пучковое воздействие на систему Al–сталь 40Х приводит к легированию лишь сравнительно тонкого поверхностного слоя стали. Это может быть связано с тем, что, во-первых, в расплавленном состоянии алюминий обладает высоким (840 мН/м) поверхностным натяжением и плохой смачиваемостью железа; во-вторых, температура плавления алюминия 660 °С, что гораздо ниже температуры плавления железа (1560 °С). Именно поэтому при электронно-пучковом нагреве покрытие еще до плавления стали собирается в капли (рис. 2, а – в) и быстро испаряется. Плавление подложки сопровождается формированием ячеисто-дендритной структуры, которая проявляется на участках, не покрытых алюминием (рис. 2, г). Средний размер ячеек кристаллизации составляет $0,43 \pm 0,01$ мкм и

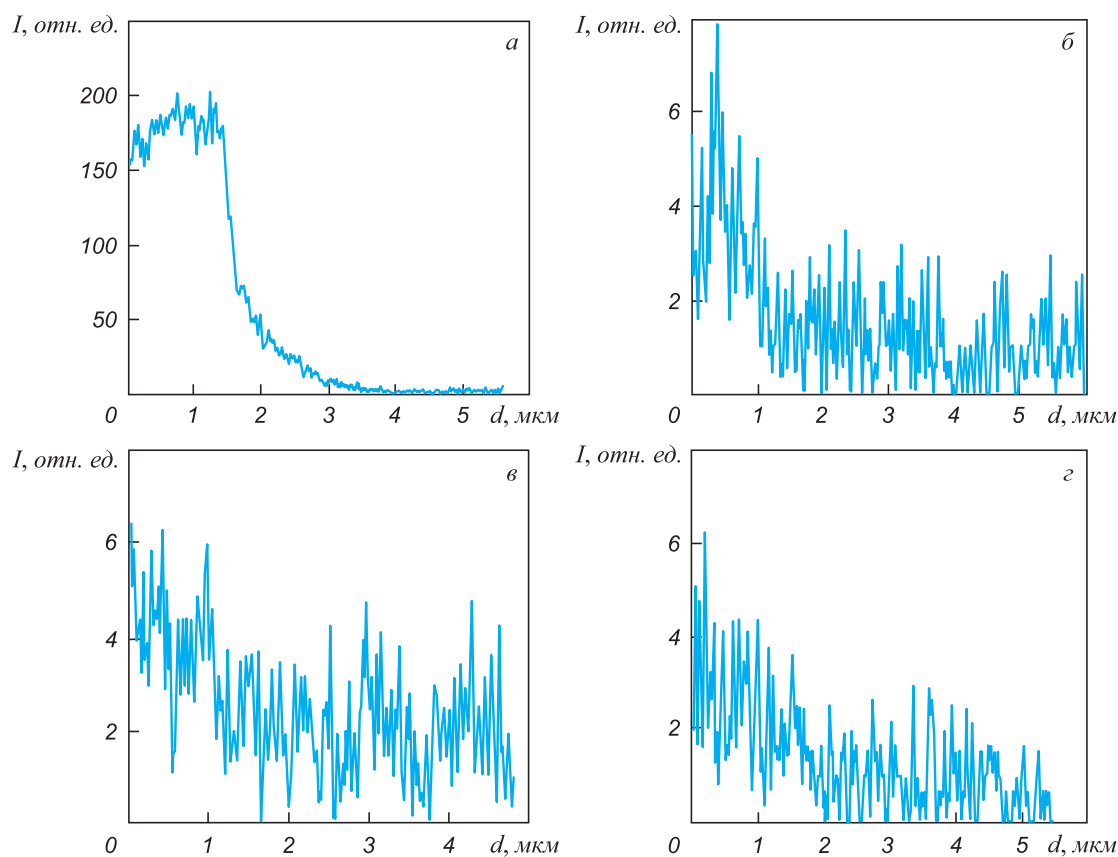


Рис. 1. Распределения характеристического рентгеновского излучения алюминия вдоль линии, перпендикулярной поверхности облучения, в системе Al – сталь 40Х до (а) и после (б – з) облучения электронным пучком ($\tau = 50$ мкс, $N = 10$ имп.):
б – $E_s = 10$ Дж/см²; в – $E_s = 15$ Дж/см²; з – $E_s = 20$ Дж/см²

Fig. 1. Characteristic X-radiation distribution of aluminum along the line perpendicular to the radiation surface in the system of Al – 40Cr steel before (a) and after (б – з) the radiation with electron beam ($\tau = 50$ mks, $N = 10$ imp.):
б – $E_s = 10$ J/cm²; в – $E_s = 15$ J/cm²; з – $E_s = 20$ J/cm²

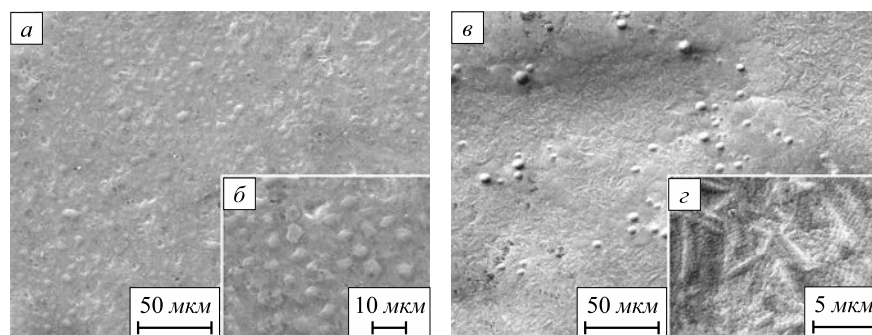


Рис. 2. Морфология поверхности системы Al – сталь 40X после обработки электронным пучком ($\tau = 50$ мкс, $N = 10$ имп.) при плотности энергии 10 Дж/см² (а, б) и 15 Дж/см² (в, г)

Fig. 2. Surface morphology of the system of Al – 40Cr steel after the treatment with electron beam ($\tau = 50$ mks, $N = 10$ imp.) at the energy density of 10 J/cm² (a, б) and 15 J/cm² (в, г)

незначительно увеличивается с ростом плотности энергии пучка электронов. Следует отметить, что формирование структуры ячеистой кристаллизации при облучении материала концентрированными потоками энергии выявлено во многих работах [11 – 14].

Исследования, выполненные методом рентгенофазового анализа, показали, что после облучения системы Al–сталь 40X в поверхностном слое выявляются две основные фазы: α -железо и γ -железо. Рефлексы алюминия обнаруживаются лишь на рентгенограмме образца, облученного при $E_s = 10$ Дж/см², что, очевидно, связано с образованием на поверхности облучения капель алюминия с большей толщиной, чем у исходного покрытия (рис. 2, а, б). Параметр кристаллической решетки α -фазы, сформировавшейся в результате облучения системы Al–сталь 40X, больше параметра решетки α -фазы облученной стали 40X (см. таблицу), что, очевидно, связано с формированием твердого раствора алюминия в железе и обусловлено существенно большим (0,143 нм) атомным радиусом алюминия по сравнению с атомным радиусом железа (0,126 нм). Следует также отметить отсутствие на рентгенограммах дифракционных максимумов алюминидов железа, что может свидетельствовать как о малой их объемной доле, так и о полном их отсутствии.

Детальный структурно-фазовый анализ легированного слоя, выполненный методами электронной дифракционной микроскопии, осуществляли на образцах системы Al–сталь 40X, обработанных высокоинтенсивным электронным пучком при плотности энергии 20 Дж/см² ($\tau = 50$ мкс, $N = 10$ имп.).

Установлено, что закалка слоя стали 40X, подвергнутого жидкофазному легированию алюминием, приводит к формированию преимущественно пластинчатого мартенсита [15] (объемная доля пакетного (реечного) мартенсита примерно 5 %) (рис. 3, а). Остаточный аустенит выявляется в виде тонких прослоек вдоль кристаллов мартенсита. По границам пакетов и кристаллов мартенсита располагаются алюминиды железа состава Al_5Fe_2 (рис. 3, б, в).

Плавнение системы пленка (титан) – подложка (сталь 40X)

Титан является элементом, стабилизирующим α -фазу [8 – 10], поэтому наблюдается как-бы непрерывный переход между δ -железом и α -железом при изменении температуры. Следовательно, область существования δ -железа выделить практически невозможно. Максимальная растворимость титана в α -железе составляет примерно 9 % (ат.) при 1289 °С. При понижении температуры до 500 °С растворимость титана в α -железе снижается до 2,9 % (ат.). Растворимость титана в γ -железе достигает максимума 1,1 % (ат.) при температуре 1100 °С. Максимальная ширина двухфазной

Фазовый состав и параметры кристаллической решетки фаз стали 40X и системы пленка – подложка, обработанных высокоинтенсивным импульсным электронным пучком (результаты рентгенофазового анализа)

The phase composition and parameters of crystal lattice of the 40Cr steel phases and the system film – substrate, treated with high-intensity impulse electron beam (the results of X-ray phase analysis)

Фаза	Параметр решетки, Å, при облучении электронным пучком ($\tau = 50$ мкс, $N = 10$ имп.) при E_s , Дж/см ²			
	Без облучения	10	15	20
Сталь 40X				
α -фаза	2,8698	2,87392	2,87163	2,87023
γ -фаза	–	3,60055	3,59664	3,59307
Система алюминий – сталь 40X				
α -фаза	2,87056	2,87847	2,87901	2,88489
γ -фаза	–	3,59584	–	3,604
алюминий	–	4,04394	–	–
Система титан – сталь 40X				
α -фаза	2,87086	2,87821	2,87696	2,86997

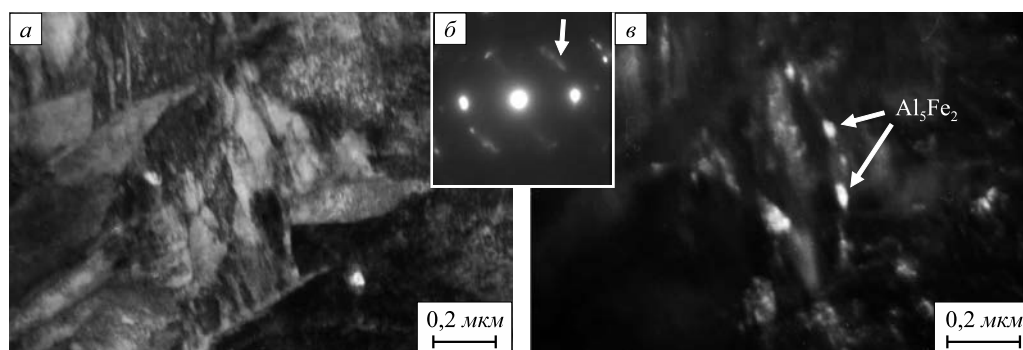


Рис. 3. Электронно-микроскопическое изображение структуры, сформированной в поверхностном слое системы Al – сталь 40X после обработки электронным пучком ($E_s = 20$ Дж/см², $\tau = 50$ мкс, $N = 10$ имп.):

a – изображение в светлом поле; b – микроэлектроннограмма к поз. a ; c – изображение в темном поле, полученное в рефлексах $[110]\alpha\text{-Fe} + [002]\text{Al}_3\text{Fe}_2 + [130]\text{Al}_3\text{Fe}_2$ (на поз. b стрелкой указан рефлекс, в котором получено темное поле)

Fig. 3. Electron microscope image of the structure, formed in a surface layer of the system of Al – 40Cr steel after the treatment with electron beam ($E_s = 20$ J/cm², $\tau = 50$ mks, $N = 10$ imp.):

a – image in a light field; b – micro-electron-diffraction pattern for the position a ; c – image in a dark field received in reflections $[110]\alpha\text{-Fe} + [002]\text{Al}_3\text{Fe}_2 + [130]\text{Al}_3\text{Fe}_2$ (at the position b the pointers show the reflection, in which a dark field is received)

области (α -железо + γ -железо) составляет 0,58 % (ат.). В системе Fe–Ti образуется два соединения: TiFe₂ и TiFe.

Результаты микрорентгеноспектрального анализа поверхностного слоя стали 40X, легированной титаном, приведены выше. Отчетливо видно, что с увеличением плотности энергии пучка электронов концентрация титана в поверхностном слое снижается. Можно предположить, что это обусловлено увеличением толщины легированного слоя, так как температуры плавления (1660 °C) и кипения (3287 °C) титана выше, чем железа (1539 и 2861 °C соответственно) [16].

Действительно, результаты микрорентгеноспектрального анализа показывают, что толщина легированного слоя увеличивается с ростом плотности энергии пучка электронов и при 20 Дж/см² достигает примерно 15 мкм, что соответствует толщине расплавленного слоя. Поскольку концентрация титана в зоне переплава составляет 9 – 10 % (ат.) при плотности энергии пучка электронов 15 Дж/см² и 2 – 3 % (ат.) при 20 Дж/см², что выше концентрации, при которой возможно $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$ -превращение в системе Fe – Ti [8 – 10], то в поверхностном слое не следует ожидать формирования закалочной (мартенситной) структуры.

Действительно, методами рентгенофазового анализа остаточный аустенит в поверхностном слое стали не обнаружен. Основной фазой является α -железо. Растворение атомов титана в кристаллической решетке α -железа (формирование твердого раствора замещения) сопровождается увеличением ее параметра (см. таблицу), что обусловлено большим (0,147 нм) атомным радиусом титана по отношению к атомному радиусу железа (0,126 нм) [16]. С увеличением плотности вводимой энергии параметр решетки твердого раствора на основе α -железа уменьшается, что коррелирует со снижением концентрации титана в поверхностном слое.

Кроме дифракционных максимумов α -фазы на рентгенограммах присутствуют максимумы, принадлежащие соединениям TiC и FeTi. С увеличением плотности энергии электронного пучка интенсивность дифракционных максимумов TiC и FeTi уменьшается, что также коррелирует со снижением концентрации титана в поверхностном слое.

Дефектную субструктуру и фазовый состав поверхностного слоя стали 40X, легированного титаном, изучали методом электронной дифракционной микроскопии образца, облученного электронным пучком по режиму $E_s = 20$ Дж/см², $\tau = 50$ мкс, $N = 10$ имп. В результате выполненных исследований выявлена многофазная структура, состоящая из α -фазы (ОЦК твердый раствор на основе железа), соединения TiFe и карбидной фазы (TiC, Fe₃C). Основной является α -фаза, наблюдающаяся в виде зерен феррита (рис. 4, a). Средние размеры зерен вблизи поверхности облучения 490 ± 95 нм, вблизи дна ванны расплава 360 ± 90 нм. Зерна феррита имеют сетчатую дислокационную субструктуру, скалярная плотность дислокаций которой составляет примерно $3 \cdot 10^{10}$ см⁻². Отметим, что высокоскоростная закалка из жидкого состояния стали 40X без покрытия приводит к формированию структуры преимущественно пакетного мартенсита.

Частицы карбида титана формируются в результате растворения частиц карбида железа. Титан с углеродом имеют большее сродство, чем железо с углеродом, поэтому на стадии охлаждения первым образуется карбид титана. Частицы карбида титана располагаются как по границам, так и внутри зерен феррита (рис. 4, b). Частицы, располагающиеся внутри зерен, имеют специфическую форму в виде кубиков. Размеры частиц, располагающихся вдоль границ зерен феррита, составляют 12 – 20 нм. В объеме зерна частицы имеют средний размер 55 нм. В поверхностном слое в неболь-

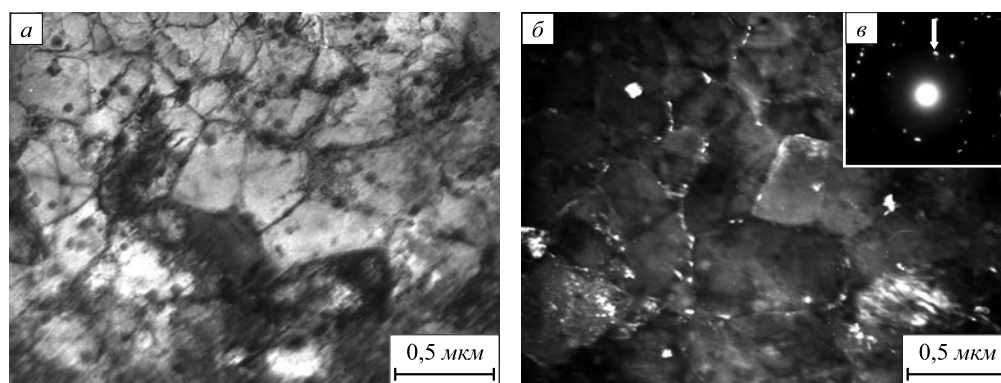


Рис. 4. Электронно-микроскопическое изображение структуры поверхностного слоя системы Ti – сталь 40X после электронно-пучковой обработки ($E_s = 20 \text{ Дж/см}^2$, $\tau = 50 \text{ мкс}$, $N = 10 \text{ имп.}$):
 а – светлое поле; б – темное поле, полученное в рефлексах $[110]\alpha\text{-Fe} + [111]\text{TiC}$; в – микроэлектроннограмма к поз. а (стрелкой указан рефлекс, в котором получено темное поле)

Fig. 4. Electron microscope image of the surface layer structure of Ti – 40Cr steel system after electron-beam treatment ($E_s = 20 \text{ J/cm}^2$, $\tau = 50 \text{ mks}$, $N = 10 \text{ imp.}$):
 а – light field; б – dark field received in the reflections $[110]\alpha\text{-Fe} + [111]\text{TiC}$; в – micro-electron-diffraction pattern for the position а (the pointers show the reflection, in which a dark field is received)

шом количестве также присутствуют частицы карбида железа (цементит), они имеют глобулярную форму и располагаются внутри зерен. В слое, расположенном на глубине 20 – 30 мкм (зона термического влияния), формируется закалочная структура, подобная структуре, формирующейся при традиционной объемной закалке стали 40X, то есть представленная преимущественно пакетным мартенситом.

Выводы. Исследования, проведенные с использованием сканирующей и просвечивающей дифракционной электронной микроскопии, рентгеноспектрального и рентгеноструктурного анализа, показали, что воздействие импульсного электронного пучка на систему Ti – сталь 40X сопровождается жидкофазным легированием поверхностного слоя стали; толщина легированного и расплавленного слоев совпадают. Импульсная электронно-пучковая обработка системы Al – сталь 40X в использованных режимах работы источника электронов сопровождается легированием поверхностного слоя стали толщиной примерно 2 мкм, что обусловлено испарением алюминия с поверхности стали. Высокоскоростная кристаллизация и последующая закалка поверхностного сплава, формирующегося при плавлении электронным пучком системы Al – сталь 40X, сопровождается полиморфным $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращением, протекающим по сдвиговому механизму; образующаяся в поверхностном слое мартенситная структура подобна структуре, формирующейся при электронно-пучковой закалке стали 40X. Высокоскоростная кристаллизация и последующая закалка поверхностного сплава, формирующегося при плавлении электронным пучком системы Ti – сталь 40X, приводит к образованию поликристаллической структуры на основе α -фазы с субмикронным размером зерен. Формирование поверхностных сплавов сопровождается дисперсионным

твердением поверхностного слоя стали. Выявлено образование наноразмерных частиц соединений на основе железо – алюминий и железо – титан.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Иванов Ю.Ф., Денисова Ю.А., Тересов А.Д., Крысина О.В. Формирование поверхностных сплавов при плавлении системы пленка/подложка высокоинтенсивным импульсным электронным пучком. Сообщение 1 // Изв. вуз. Черная металлургия. 2015. Т. 58. № 8. С. 583 – 588.
2. Марочник сталей и сплавов / Под ред. В.Г. Сорокина. – М.: Машиностроение, 1989. – 640 с.
3. Попова Л.Е., Попов А.А. Диаграммы превращения аустенита в сталях и бета-раствора в сплавах титана: Справочник термиста. – М.: Металлургия, 1991. – 503 с.
4. Утевский Л.М. Дифракционная электронная микроскопия в материаловедении. – М.: Металлургия, 1973. – 584 с.
5. Кристаллография, рентгенография и электронная микроскопия // Я.С. Уманский, Ю.А. Скаков, А.Н. Иванов, Л.Н. Расторгуев. – М.: Металлургия, 1982. – 632 с.
6. Сканирующая электронная микроскопия и рентгеноспектральный микроанализ в примерах практического применения // М.М. Криштал, И.С. Ясников, В.И. Полунин, А.М. Филатов, А.Г. Ульянников. – М.: Техносфера, 2008. – 208 с.
7. Эндрус К., Дайсон Д., Кюон С. Электронограммы и их интерпретация. – М.: Мир, 1971. – 256 с.
8. Диаграммы состояния двойных металлических систем / Под ред. Н.П. Лякишева. – М.: Машиностроение, 1996 – 2000. Т. 1 – 3.
9. Вол А.Е. Строение и свойства двойных металлических систем. Т. II. – М.: Гос. издат. физ.-мат. литературы, 1962. – 982 с.
10. Кубашевски О. Диаграммы состояния двойных систем на основе железа. – М.: Металлургия, 1985. – 184 с.
11. Yakushin V.L., Aung T.H., Dzhamayev P.S. Modification of the structural-phase state of ferritic-martensitic steels by high-temperature pulsed plasma flows // Изв. вуз. Физика. 2012. Т. 55. № 12-3. С. 197 – 201.
12. Калинин Б.А., Якушин В.Л., Джумаев П.С. Разработка метода создания металлических материалов с наноструктурированным поверхностным слоем путем обработки потоками высокотемпературной импульсной плазмы // Физика и химия обработки материалов. 2010. № 1. С. 29 – 35.

13. Структура, фазовый состав и свойства титана после электро-взрывного легирования и электронно-пучковой обработки / Ю.Ф. Иванов, С.В. Карпий, М.М. Морозов, Н.Н. Коваль, Е.А. Будовских, В.Е. Громов. – Новокузнецк: Изд-во НПК, 2010. – 173 с.
14. Наноматериалы: структура, свойства, применение / А.М. Глезер, В.Е. Громов, Ю.Ф. Иванов, Ю.П. Шаркеев. – Новокузнецк: Интер-Кузбасс, 2012. – 423 с.

15. Курдюмов В.Г., Утевский Л.М., Энтин Р.И. Превращения в железе и стали. – М.: Наука, 1977. – 236 с.
16. Физические величины: Справочник / А.П. Баби́чев, Н.А. Бабушкина, А.М. Братковский и др. – М.: Энергоатомиздат, 1991. – 1232 с.

Поступила 18 августа 2014 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2015. Vol. 58. No. 10, pp. 775–780.

FORMATION OF SURFACE ALLOYS AT MELTING OF FILM-SUBSTRATE SYSTEM BY HIGH-INTENSITY PULSED ELECTRON BEAM. REPORT 2

Yu.F. Ivanov^{1,2}, *Dr. Sci. (Phys.–Math.), Leading Researcher, Professor* (yuf55@mail.ru)

Yu.A. Denisova^{1,2}, *Cand. Sci. (Phys.-math.), Research Associate of the Laboratory of Low-temperature Plasma*

A.D. Teresov^{1,2}, *Leading Electronic Engineer of the Laboratory of Low-temperature Plasma*

O.V. Krygina^{1,2}, *Junior Researcher of the Laboratory of Low-temperature Plasma*

¹ **Institute of High Current Electronics of SB RAS** (2/3, Akademicheskii ave., Tomsk, 634055, Russia)

² **National Research Tomsk State University** (36, Lenina ave., Tomsk, 634050, Russia)

Abstract. The paper presents the results of the analysis of the elemental and phase composition, defect substructure of the 40Cr steel surface layer, subjected to alloying by irradiation of film (aluminum or titanium) – substrate (40Cr steel) system by high-intensity pulsed electron beam. It is shown that irradiation of film (titanium) – substrate (40Cr steel) system by pulse electron beam is accompanied by steel alloying to a depth of the molten layer (with the thickness of approximately 15 μm); the formation of polycrystalline (with submicron grain size) of the structure on the basis of α-phase, hardened with nanosized particles of titanium carbide. The irradiation of film (aluminum) – substrate (40Cr steel) system with pulse electron beam leads to the alloying of thin (approximately 2 μm) of the steel surface layer, due to the evaporation of the aluminum from the steel surface; the formation of a martensite structure, hardened by nanosized iron aluminides.

Keywords: 40Cr steel, the film/substrate system, structure, high-intensity pulsed electron beam.

DOI: 10.17073/0368-0797-2015-10-775-780

REFERENCES

1. Ivanov Yu.F., Denisova Yu.A., Teresov A.D., Krygina O.V. Formation of surface alloys at melting of film/substrate system by high-intensity pulsed electron beam. Report 1. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2015, Vol. 58, no. 8, pp. 583–588. (In Russ.).
2. *Marochnik stalei i splavov* [Steel and alloy grade guide]. Sorokin V.G. ed. Moscow: Mashinostroenie, 1989. 640 p. (In Russ.).
3. Popova L.E., Popov A.A. *Diagrammy prevrashcheniya austenita v stalyakh i beta-rastvora v splavakh titana: Spravochnik termista* [Diagrams of transformation of austenite in steels and beta-solution in titanium alloys: Handbook of heat-treater]. Moscow: Metallurgiya, 1991. 503 p. (In Russ.).
4. Utevskii L.M. *Difraktsionnaya elektronnaya mikroskopiya v metallovedenii* [Diffraction electron microscopy in physical metallurgy]. Moscow: Metallurgiya, 1973. 584 p. (In Russ.).
5. Umanskii Ya.S., Skakov Yu.A., Ivanov A.N., Rastorguev L.N. *Kristallografiya, rentgenografiya i elektronnaya mikroskopiya*

[Crystallography, X-ray diffraction and electron microscopy]. Moscow: Metallurgiya, 1982. 632 p. (In Russ.).

6. Krishtal M.M., Yasnikov I.S., Polunin V.I., Filatov A.M., Ul'yanenkov A.G. *Skanirovushchaya elektronnaya mikroskopiya i rentgenospektral'nyi mikroanaliz v primerakh prakticheskogo primeneniya* [Scanning electron microscopy and x-ray microanalysis in the examples of practical application]. Moscow: Tekhnosfera, 2008. 208 p. (In Russ.).
7. Andrews K.W., Dyson D.J., Keown S.R. *Interpretation of electron diffraction patterns*. Adam Hilger Ltd., 1971. (Russ.ed.: Andrews K., Dyson D., Keown S. *Elektronogrammy i ikh interpretatsiya*. Moscow: Mir, 1971. 256 p.).
8. *Diagrammy sostoyaniya dvoynykh metallicheskh sistem* [State diagram of double metallic systems]. Lyakishev N.P. ed. Vol. 1–3. Moscow: Mashinostroenie, 1996–2000. (In Russ.).
9. Vol A.E. *Stroenie i svoystva dvoynykh metallicheskh sistem. T. II* [Structure and properties of double metallic systems. Vol. II]. Moscow: Gos. izdat. fiz.-mat. literatury, 1962. 982 p. (In Russ.).
10. Kubaschewski Ortrud. *Iron – binary phase diagrams*. Berlin, 1982. (Russ.ed.: Kubashevski O. *Diagrammy sostoyaniya dvoynykh sistem na osnove zheleza: Sprav.* Moscow: Metallurgiya, 1985. 184 p.).
11. Yakushin V.L., Aung T.H., Dzharmaev P.S. Modification of the structural-phase state of ferritic-martensitic steels by high-temperature pulsed plasma flows. *Inorganic Materials: Applied Research*. 2013. Vol. 4, no. 5, pp. 376–384.
12. Kalin B.A., Yakushin V.L., Dzharmaev P.S., Pol'skii V.I., Golovchanskii I.A., Fedotov V.T., Sevryukov O.N., Suchkov A.N. Development of a method for producing metal materials with a nanostructured surface layer by treatment with high-energy pulsed plasma. *Inorganic Materials: Applied Research*. 2011, Vol. 2, no. 3, pp. 218–223.
13. Ivanov Yu.F., Karpov S.V., Morozov M.M., Koval' N.N., Budovskikh E.A., Gromov V.E. *Struktura, fazovyi sostav i svoystva titana posle elektrovzryvnogo legirovaniya i elektronno-puchkovoi obrabotki* [The structure, phase composition and properties of titanium after the power translingo alloying and electron beam treatment]. Novokuznetsk: Izd-vo NPK, 2010. 173 p. (In Russ.).
14. Glezer A.M., Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Sharkeev Yu.P. *Nanomaterialy: struktura, svoystva, primeneniye* [Nanomaterials: structure, properties and applications]. Novokuznetsk: Inter-Kuzbass, 2012. 423 p. (In Russ.).
15. Kurdyumov V.G., Utevskii L.M., Entin R.I. *Prevrashcheniya v zheleze i stali* [Transformations in iron and steel]. Moscow: Nauka, 1977. 236 p. (In Russ.).
16. Babichev A.P., Babushkina N.A., Bratkovskii A.M. etc. *Fizicheskie velichiny: Spravochnik* [Physical quantities: Reference book]. Moscow: Energoatomizdat, 1991. 1232 p. (In Russ.).

Acknowledgements. The research was financially supported by the grant of Russian science foundation (project no. 14-29-00091).

Received August 18, 2014