

УДК 669.14.08:621.785

ФОРМИРОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТНОГО СПЛАВА ПРИ ПЛАВЛЕНИИ СИСТЕМЫ ПЛЕНКА–ПОДЛОЖКА ВЫСОКОИНТЕНСИВНЫМ ИМПУЛЬСНЫМ ЭЛЕКТРОННЫМ ПУЧКОМ. СООБЩЕНИЕ 1*

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 сравнительного анализа элементного и фазового составов, дефектной субструктуры поверхностного слоя стали 40X, подвергнутой, во-первых, облучению высокоинтенсивным импульсным электронным пучком и, во-вторых, легированию путем плавления системы пленка (медь) – подложка (сталь 40X) при облучении высокоинтенсивным импульсным электронным пучком. Выявлены закономерности эволюции структуры поверхностного слоя стали в зависимости от плотности энергии пучка электронов. Показано, что высокоскоростная кристаллизация и последующая закалка стали 40X приводят к формированию модифицированного слоя толщиной до 30 мкм. Выявлено формирование в поверхностном слое ячеистой структуры, средние размеры ячеек увеличиваются от 240 до 500 нм при росте плотности энергии пучка электронов от 10 до 20 Дж/см² ($N = 10$ имп.). Облучение высокоинтенсивным импульсным электронным пучком системы пленка (медь) – подложка (сталь 40X) сопровождается формированием поверхностного сплава с закалочной структурой, упрочненной наноразмерными выделениями частиц меди.

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

DOI: 10.17073/0368-0797-2015-8-583-588

В условиях дефицита и дороговизны легирующих добавок, существенно повышающих стоимость высоколегированных сплавов, оказывается экономически и технически целесообразным развить принципиально новый подход к созданию материалов, при котором механические и трибологические характеристики детали обеспечиваются применением экономичных низколегированных сплавов, а специальные свойства поверхности – сплошным или локальным формированием на ней тонких легированных слоев [1, 2].

Основным преимуществом подхода, основанного на формировании поверхностных сплавов и реализованного в ряде методов (наплавка порошков с помощью непрерывных лазеров [3] и компрессионными плазменными потоками [4], высокодозная имплантация [5], диффузионное насыщение из плазмы газового разряда [6] и многие другие), является возможность синтеза в поверхностном слое обрабатываемого материала наноразмерных метастабильных фаз,

обладающих уникальными физико-химическими и эксплуатационными характеристиками. Наряду с явными достоинствами указанные методы обладают и недостатками. К примеру, метод наплавки приводит к формированию неоднородной микроструктуры, большому размеру зерен и высокой пористости, что связано с высокой размерной неоднородностью исходного порошкового покрытия и сравнительно небольшими скоростями закалки из расплава [7]. Недостатком методов ионной имплантации является неоднородность микроструктуры по глубине и малая (до 0,5 мкм) толщина легированного слоя, а также малая объемная доля частиц упрочняющей фазы [5].

В настоящей работе анализируются результаты, полученные при исследовании элементного и фазового составов, дефектной субструктуры стали, модификацию которой осуществляли путем формирования поверхностных сплавов, облучая систему пленка–подложка высокоинтенсивным импульсным электронным пучком.

В качестве материала исследования использовали сталь 40X [8] в отожженном состоянии, то есть

* Исследование выполнено при финансовой поддержке гранта Российского научного фонда (проект № 14-29-00091).

имеющую поликристаллическую структуру, представленную зернами феррита и перлита. В качестве легирующего элемента была выбрана медь. Процесс поверхностного легирования заключался в следующем: на поверхность стали наносили тонкую (1,5 – 2,0 мкм) пленку меди вакуумно-дуговым методом с плазменным ассистированием и фильтрацией плазменного потока от микрокапель [9]. Сформированную таким образом систему пленка (медь) – подложка (сталь 40Х) обрабатывали высокоинтенсивным импульсным электронным пучком на установке СОЛЮ [10] с энергией электронов 18 кэВ, плотностью энергии пучка электронов (E_s) 10, 15 и 20 Дж/см², длительностью (τ) 50 мкс и количеством (N) импульсов воздействия пучка электронов 5 и 10. Предварительно выполненные численные расчеты температурного поля в поверхностной зоне прогрева стали в процессе облучения ее поверхности высокоэнергетическим импульсным электронным пучком, осуществленные в рамках одномерного приближения, показали, что при $E_s = 10$ Дж/см² наблюдается начальная стадия плавления железа (толщина расплавленного слоя не превышает 1 мкм). При дальнейшем увеличении плотности энергии пучка электронов толщина расплавленного слоя линейно растет и при $E_s = 20$ Дж/см² достигает приблизительно 10 мкм. Максимальная температура достигается на поверхности облучения и при $E_s = 20$ Дж/см² составляет 2900 К, средняя скорость охлаждения расплавленного слоя – приблизительно 10⁸ К/с.

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

Структура стали 40Х, обработанной электронным пучком

Обработка стали 40Х импульсным электронным пучком в указанных выше режимах сопровождается существенным изменением структуры поверхностного слоя. Во-первых, формируется многослойная структура, представленная поверхностным слоем, кристаллизующимся из расплава, слоем термического влияния и разделяющим два эти слоя тонким переходным слоем. Общая толщина модифицированного слоя при увеличении плотности энергии пучка электронов от 10 до 20 Дж/см² изменяется в интервале 9 – 32 мкм. При этом толщина слоя, сформировавшегося в результате кристаллизации расплава, увеличивается от 1 – 2 до 13 – 14 мкм, что вполне соответствует результатам тепловых расчетов.

Во-вторых, высокоскоростная кристаллизация расплава приводит к формированию в поверхностном слое ячеистой структуры (рис. 1, а); средние размеры ячеек увеличиваются от 240 до 500 нм при росте плотности энергии пучка электронов от 10 до 20 Дж/см² ($N = 10$ имп.).

В-третьих, изменяется фазовый состав модифицированного слоя стали; наряду с α -фазой и цементитом после электронно-пучковой обработки выявляется γ -фаза (остаточный аустенит, объемная доля которого составляет 5 – 6 %).

В-четвертых, в поверхностном слое формируется закалочная (мартенситная) структура (рис. 1, б), средние поперечные размеры кристаллов пакетного и пластинчатого мартенсита которой близки к средним поперечным размерам мартенсита стали, закаленной с печного нагрева [11]. Высокоскоростная закалка поверхностного слоя стали привела к увеличению параметра кристаллической решетки α -фазы модифицированного

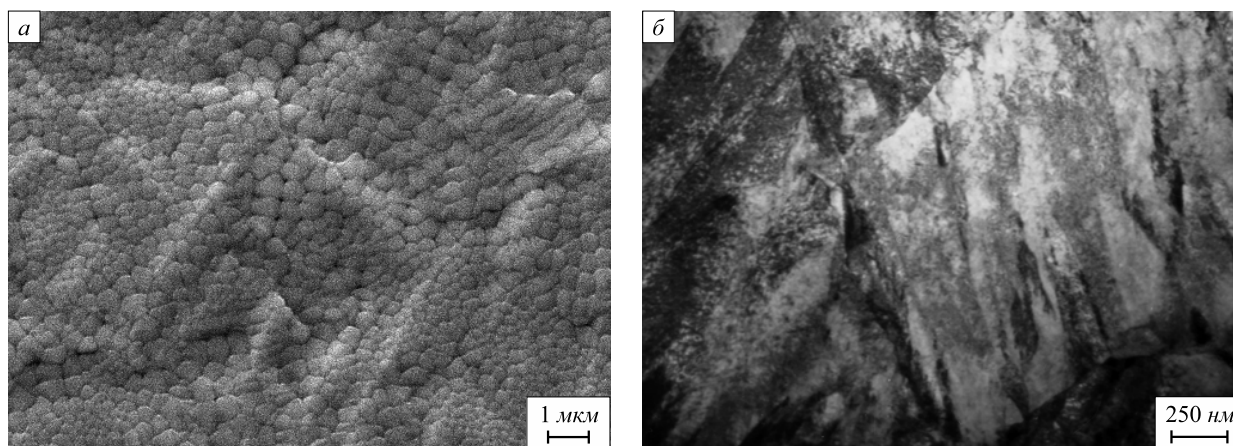


Рис. 1. Электронно-микроскопические изображения структуры, формирующейся на поверхности облучения (а) и в поверхностном слое (б) стали 40Х, обработанной электронным пучком ($E_s = 20$ Дж/см², $\tau = 50$ мкс, $N = 10$ имп.): а – сканирующая электронная микроскопия; б – просвечивающая электронная микроскопия

Fig. 1. Electron microscope images of the structure, formed on the irradiation surface (a) and in surface layer (b) of 40Cr steel, treated with electron beam ($E_s = 20$ J/cm², $\tau = 50$ mks, $N = 10$ imp.): а – scanning electron microscopy; б – transmission electron microscopy

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

**Phase composition and the parameters of the crystal lattice
of 40Cr steel phases and film – substrate system, treated with
high-intensity pulsed electron beam
(the results of the X-ray diffraction 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 Cu – сталь 40X				
α -фаза	2,87086	2,8706	2,8706	2,87175
γ -фаза	–	–	–	3,5976
Cu	3,6156	3,61461	3,6158	–

слоя (см. таблицу), что может быть обусловлено формированием твердого раствора внедрения [12].

**Плавление системы
пленка (медь) – подложка (сталь 40X)**

Согласно справочным данным [13], легирование железа медью расширяет область существования γ -железа, при этом медь имеет ограниченную растворимость как в α -железе, так и в γ -железе. Максимальная (12 % (ат.)) концентрация меди в γ -железе достигается при температуре 1370 °С, а в α -железе при 850 °С составляет 1,4 % (ат.). Интерметаллиды в системе Fe–Cu не образуются.

Степень легирования поверхностного слоя стали медью выявляли методами микрорентгеноспектрального анализа. Концентрацию атомов легирующего элемента определяли на поверхности легирования (анализировали поверхностный слой толщиной приблизительно 5 мкм).

Концентрация легирующего элемента в поверхностном слое системы пленка (медь) – подложка (сталь 40X) в исходном состоянии составляет 85 %, а после облучения высокоинтенсивным импульсным электронным пучком по режиму $E_S = 10$ Дж/см², $\tau = 50$ мкс, $N = 10$ имп. концентрация легирующего элемента составляет 80 %, по режиму $E_S = 15$ Дж/см², $\tau = 50$ мкс, $N = 5$ имп. – 30 %, по режиму $E_S = 15$ Дж/см², $\tau = 50$ мкс, $N = 10$ имп. – 35 %, по режиму $E_S = 20$ Дж/см², $\tau = 50$ мкс, $N = 5$ имп. – 10 %, по режиму $E_S = 20$ Дж/см², $\tau = 50$ мкс, $N = 10$ имп. – 8 % (ат.).

С увеличением плотности энергии пучка электронов концентрация меди в поверхностном слое снижается.

Последнее может быть обусловлено как увеличением толщины легированного слоя (уходом атомов меди в объем образца), так и испарением меди.

Микрорентгеноспектральный анализ поперечных шлифов (построено распределение характеристического рентгеновского излучения вдоль линии, проведенной перпендикулярно поверхности облучения) позволил выявить распределение атомов меди по глубине зоны легирования (рис. 2).

Толщина легированного слоя соответствует толщине зоны расплава, то есть при импульсной электронно-пучковой обработке реализуется преимущественно жидкофазное легирование стали. Полное перемешивание системы пленка (медь) – подложка (сталь 40X) достигается при обработке последовательно 10 имп. при плотности энергии пучка электронов 20 Дж/см². В этом случае на поверхности облучения выявляется структура ячеистой кристаллизации расплава, подобная структуре поверхности стали 40X, обработанной электронным пучком по тем же режимам (рис. 1, а). Одновременно с ячейками проявляется рельеф, характерный для мартенситного превращения. Средний размер ячеек кристаллизации составляет $0,49 \pm 0,01$ мкм.

Легирование поверхностного слоя стали медью не приводит к увеличению параметра кристаллической решетки α -железа (см. таблицу). Можно предположить, что высокоскоростная закалка не привела к формированию твердого раствора атомов меди в α -железе. Следовательно, легирование стали атомами меди должно привести к дисперсионному твердению поверхностного слоя стали, то есть к упрочнению частицами меди.

Морфологию, фазовый состав и дефектную субструктуру легированного слоя стали анализировали методами дифракционной электронной микроскопии. Для исследований был выбран образец, обработанный электронным пучком по режиму: $E_S = 20$ Дж/см², $\tau = 50$ мкс, $N = 10$ имп. Установлено, что в слое, легированном медью, сформировалась закалочная структура, подобная структуре, полученной при электронно-пучковой закалке стали 40X без покрытия. Выявляются и различия: присутствие в легированном медью слое зерен феррита со средним размером 0,8 мкм и плотностью дислокаций приблизительно $4 \cdot 10^{10}$ см⁻² (рис. 3, а).

Анализ по методике темного поля и последующее индицирование микроэлектроннограмм позволили выявить в поверхностном слое присутствие остаточного аустенита и частиц меди. Заметим, что γ -железо (остаточный аустенит) и медь имеют один тип и практически совпадающие параметры кристаллической решетки [13]. Следовательно, разделить присутствие в поверхностном слое этих фаз можно только по морфологии выделений. Как правило, γ -фаза закаленной низкоуглеродистой стали имеет вид тонких прослоек, расположенных вдоль кристаллов пакетного мартенсита. Медь, как показали выполненные исследования, обнаруживается в виде частиц округлой формы, рас-

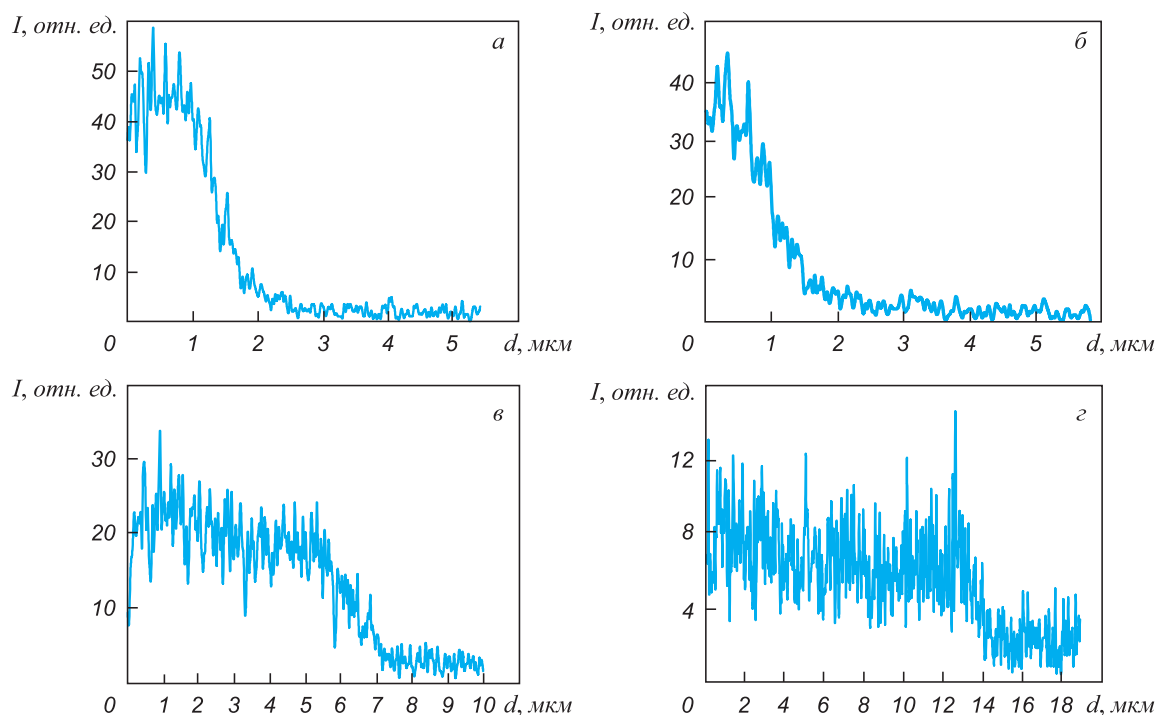


Рис. 2. Распределения характеристического рентгеновского излучения меди (интенсивность I) вдоль линии, перпендикулярной поверхности облучения, в системе Cu – сталь 40X до (а) и после (б – г) облучения электронным пучком ($\tau = 50$ мкс, $N = 10$ имп.): б – $E_S = 10$ Дж/см²; в – $E_S = 15$ Дж/см²; г – $E_S = 20$ Дж/см²

Fig. 2. Distribution of characteristic X-rays of Cu (intensity I) along the line, which is perpendicular to the irradiation surface, in the system of Cu – 40Cr steel before (a) and after (б – г) the irradiation with electron beam ($\tau = 50$ mks, $N = 10$ imp.): б – $E_S = 10$ J/cm²; в – $E_S = 15$ J/cm²; г – $E_S = 20$ J/cm²

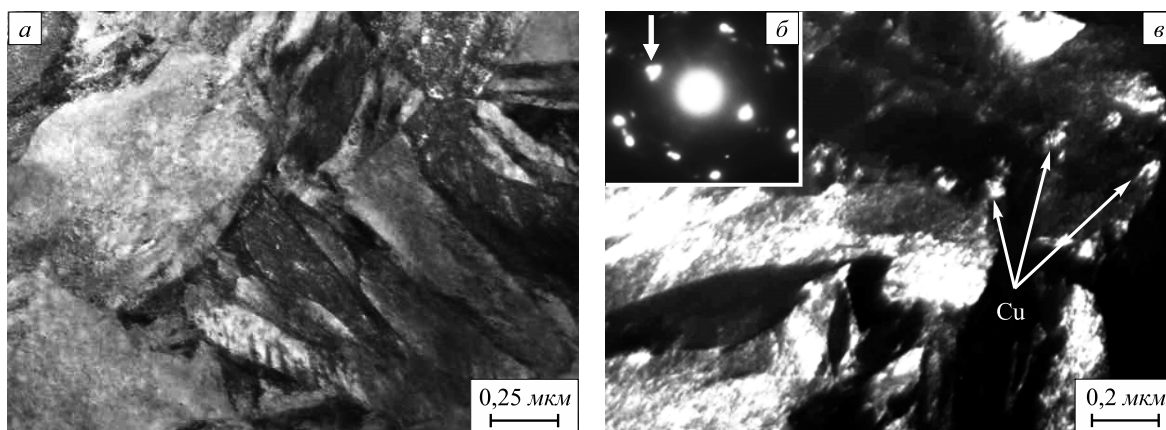


Рис. 3. Электронно-микроскопические изображения структуры, сформированной в поверхностном слое системы Cu – сталь 40X после обработки электронным пучком ($E_S = 20$ Дж/см², $\tau = 50$ мкс, $N = 10$ имп.):

а – изображение в светлом поле; б – микроэлектроннограмма к поз. в; в – изображение в темном поле, полученное в рефлексах $[110]\alpha\text{-Fe} + [111]\text{Cu}$ (на поз. б стрелкой указан рефлекс, в котором получено темное поле)

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

а – image in a light field; б – micro-electron-diffraction pattern to the position в; в – image in a dark field, obtained in the reflections $[110]\alpha\text{-Fe} + [111]\text{Cu}$ (on position б the arrow points out the reflection, in which the dark field is received)

положенных вдоль границ пакетов и зерен (рис. 3, в). Средний размер частиц меди составляет 170 ± 20 нм. Частота появления остаточного аустенита на изображениях структуры стали после электронно-пучкового легирования выше, чем на изображениях структуры

стали, обработанной электронным пучком. Это может свидетельствовать о том, что объемная доля остаточного аустенита в легированном слое выше. Данные результаты согласуются с отмеченными выше фактами стабилизации γ -фазы медью.

Выводы. Исследования, проведенные с использованием сканирующей и просвечивающей дифракционной электронной микроскопии, рентгеноспектрального и рентгеноструктурного анализов показали, что: воздействие высокоинтенсивного импульсного электронного пучка на систему Cu – сталь 40X сопровождается жидкофазным легированием поверхностного слоя стали медью; высокоскоростная кристаллизация и последующая закалка поверхностного сплава, формирующегося при плавлении электронным пучком систем Cu – 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; формирование поверхностного сплава сопровождается дисперсионным твердением поверхностного слоя стали; выявлено выделение наноразмерных частиц меди.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Перспективные радиационно-пучковые технологии обработки металлов / В.А. Грибков, Ф.И. Григорьев, Б.А. Калинин и др. – М.: Круглый стол, 2001. – 528 с.
2. Модификация структуры и свойств эвтектического силумина электронно-ионно-плазменной обработкой / А.П. Ласковнев, Ю.Ф. Иванов, Е.А. Петрикова и др. – Минск: Беларус. Навука, 2013. – 287 с.
3. Qu H.P., Wang H.M. Microstructure and mechanical properties of laser melting deposited gamma-TiAl intermetallic alloys // *Materials Science and Engineering A*. 2007. Vol. 466. P. 187 – 194.
4. Модификация материалов компрессионными плазменными потоками / В.В. Углов, Н.Н. Черенда, В.М. Анищик и др. – Минск: изд. БГУ, 2013. – 248 с.
5. Нанокристаллические интерметаллидные и нитридные структуры, формирующиеся при ионно-лучевом воздействии / И.А. Курзина, Э.В. Козлов, Ю.П. Шаркеев и др. – Томск: Изд-во НТЛ, 2008. – 324 с.
6. Гончаренко И.М., Иванов Ю.Ф., Григорьев С.В. и др. // *Физическая мезомеханика*. 2004. Т. 7 (Спец. выпуск). Ч. 2. С. 201 – 204.
7. Теплофизика плазменного напыления и смежных технологий / О.П. Солоненко, В.В. Кудинов, А.В. Смирнов и др.; отв. ред. В.М. Фомин, О.П. Солоненко. – Новосибирск: Наука, 2004. – 401 с.
8. Марочник сталей и сплавов / Под ред. В.Г. Сорокина. – М.: Машиностроение, 1989. – 640 с.
9. Винтизенко Л.Г., Григорьев С.В., Коваль Н.Н. и др. // *Изв. вуз. Физика*. 2001. Т. 44. № 9. С. 28 – 35.
10. Коваль Н.Н., Иванов Ю.Ф. // *Изв. вуз. Физика*. 2008. № 5. С. 60 – 70.
11. Закаленная конструкционная сталь: структура и механизмы упрочнения / Ю.Ф. Иванов, Е.В. Корнет, Э.В. Козлов, В.Е. Громов. – Новокузнецк: изд. СибГИУ, 2010. – 174 с.
12. Курдюмов В.Г., Утевский Л.М., Энтин Р.И. Превращения в железе и стали. – М.: Наука, 1977. – 236 с.
13. Диаграммы состояния двойных металлических систем / Под ред. Н.П. Лякишева. – М.: Машиностроение, 1996-2000. Т. 1 – 3.

Поступила 18 августа 2014 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2015. Vol. 58. No. 8, pp. 583–588.

FORMATION OF SURFACE ALLOYS AT MELTING OF FILM-SUBSTRATE SYSTEM BY HIGH-INTENSITY PULSED ELECTRON BEAM. REPORT 1

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

Denisova Yu.A.^{1,2}, *Cand. Sci. (Phys.-math.), Junior Researcher of the Laboratory of Plasma Emission Electronics*

Teresov A.D.^{1,2}, *Leading Electronic Engineer of the Laboratory Plasma Emission Electronics*

Krysinina O.V.^{1,2}, *Junior Researcher of the Laboratory Plasma Emission Electronics*

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 examines the results of the comparative analysis of the elemental and phase composition, defective substructure of a surface layer of 40Cr steel, subjected, firstly, to the irradiation with high-intensity pulsed electron beam and, secondly, to the alloying by means of melting of film (Cu) – substrate (40Cr steel) system, when irradiating with high-intensity pulsed electron beam. Evolution regularities of the structure of steel surface layer have been revealed in dependence on electron beam energy density. It has been shown that high-speed crystallization and the subsequent hardening of 40Cr steel leads to the formation of the modified layer with the thickness up to 30 μm . The formation of cell structure in a surface layer has been revealed, average cell sizes increase from 240 nm to 500 nm at the growth of electron beam energy density from 10 J/cm² to 20 J/cm² ($N = 10$ imp.). The ir-

radiation with high-intensity pulsed electron beam of film (Cu) – substrate (40Cr steel) system is accompanied by the formation of a surface alloy with a hardening structure, hardened with nanodimensional copper particle extractions.

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

DOI: 10.17073/0368-0797-2015-8-583-588

REFERENCES

1. Gribkov V.A., Grigor'ev F.I., Kalin B.A. etc. *Perspektivnye radiatsionno-puchkovye tekhnologii obrabotki metallov* [Perspective radiation-beam technologies of metal treatment]. Moscow: Kruglyi stol, 2001. 528 p. (In Russ.).
2. Laskovnev A.P., Ivanov Yu.F., Petrikova E.A., Koval' N.N., Uglov V.V., Cherenda N.N., Bibik N.V., Astashinskii V.M. *Modifikatsiya struktury i svoystv evtekticheskogo silumina elektronno-ionno-plazmennoi obrabotkoi* [Structure and property modification of eutectic silumin with electron-ion-plasma treatment]. Minsk: Belarus. Navuka, 2013. 287 p. (In Russ.).
3. Qu H.P., Wang H.M. Microstructure and mechanical properties of laser melting deposited gamma-TiAl intermetallic alloys. *Materials Science and Engineering A*. 2007, Vol. 466, pp. 187 – 194.
4. Uglov V.V., Cherenda N.N., Anishchik V.M., Astashinskii V.M., Kvasov N.T. *Modifikatsiya materialov kompressionnymi plazmennymi potokami* [Material modification with compressive plasma flows]. Minsk: izd. BGU, 2013. 248 p. (In Russ.).

5. Kurzina I.A., Kozlov E.V., Sharkeev Yu.P., Fortuna S.V., Koneva N.A., Bozhko I.A., Kalashnikov M.P. *Nanokristallicheskie intermetallidnye i nitridnye struktury, formiruyushchiesya pri ionno-luchevom vozdeistvii* [Nanocrystalline intermetallic compounds and nitride structures, formed at the ion-beam influence]. Tomsk: Izd-vo NTL, 2008. 324 p. (In Russ.).
 6. Goncharenko I.M., Ivanov Yu.F., Grigor'ev S.V., Koval' N.N., Shchanin P.M., Yang Si-Ze. Formation regularities of the diffusive saturation zone at steel nitriding in plasma of gas discharge. *Fizicheskaya mezomekhanika*. 2004, Vol. 7 (Spec. Issue), Part 2, pp. 201–204. (In Russ.).
 7. Solonenko O.P., Kudinov V.V., Smirnov A.V. etc. *Teplofizika plazmennogo napyleniya i smezhnykh tekhnologii* [Thermal physics of plasma coating and combined technologies]. Fomin V.M., Solonenko O.P. eds. Novosibirsk: Nauka, 2004. 401 p. (In Russ.).
 8. *Marochnik stali i splavov* [Steels and alloys grade guide]. Sorokin V.G. ed. Moscow: Mashinostroenie, 1989. 640 p. (In Russ.).
 9. Vintizenko L.G., Grigor'ev S.V., Koval' N.N., Tolkachev V.S., Lopatin I.V., Shchanin P.M. Hollow-cathode low-pressure arc discharges and their application in plasma generators and charged-particle sources. *Russian Physics Journal*. 2001, Vol. 44, no. 9, pp. 927–936.
 10. Koval' N.N., Ivanov Yu.F. Nanostructuring of surfaces of metallo-ceramic and ceramic materials by electron-beams. *Russian Physics Journal*. 2008, Vol. 51, no. 5, pp. 505–516.
 11. Ivanov Yu.F., Kornet E.V., Kozlov E.V., Gromov V.E. *Zakalennaya konstruksionnaya stal': struktura i mekhanizmy uprochneniya* [Hardened constructional steel: structure and hardening mechanisms]. Novokuznetsk: izd. SibGIU, 2010. 174 p. (In Russ.).
 12. 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.).
 13. *Diagrammy sostoyaniya dvoynykh metallicheskih sistem* [State diagram of double metallic systems]. Vols. 1–3. Lyakishev N.P. ed. Moscow: Mashinostroenie, 1996–2000. (In Russ.).
- Acknowledgements.** The research was performed at the expense of the grant of Russian Science Foundation (project no. 14-29-00091).

Received August 18, 2014