

УДК 621.785:669.14.08.29

*А.В. Ионина¹, Ю.Ф. Иванов², С.В. Райков¹,
Е.А. Будовских¹, В.Е. Громов¹*

¹ Сибирский государственный индустриальный университет

² Институт сильноточной электроники СО РАН (г. Томск)

СТРУКТУРА И МИКРОТВЕРДОСТЬ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ СРЕДНЕУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ И ТЕХНИЧЕСКИ ЧИСТОГО ТИТАНА ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО БОРОАЛИТИРОВАНИЯ И ПОСЛЕДУЮЩЕЙ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ*

Аннотация. Методами сканирующей и просвечивающей дифракционной электронной микроскопии тонких фольг и измерения микротвердости изучены особенности структурно-фазового состояния поверхностных слоев углеродистой стали 45 и технически чистого титана VT1-0 после комбинированной обработки, включающей электровзрывное бороалитирование и последующую электронно-пучковую обработку. Показано, что электронно-пучковая обработка приводит к выравниванию поверхности электровзрывного бороалитирования. Установлено, что комбинированная обработка приводит к формированию многофазной градиентной структуры, упрочненной нано- и микрокристаллическими частицами интерметаллидов и боридов.

Ключевые слова: среднеуглеродистая сталь, технически чистый титан, электровзрывное бороалитирование, электронно-пучковая обработка, структура, фазовый состав, микротвердость.

STRUCTURE AND MICROHARDNESS OF THE SURFACE LAYERS OF MEDIUM CARBON STEEL AND COMMERCIALY PURE TITANIUM AFTER ELECTROEXPLOSIVE BORON-ALUMINIZING AND SUBSEQUENT ELECTRON-BEAM TREATMENT

Abstract. By scanning, transmission electron diffraction microscopy of thin foils and measurements of microhardness were studied structural features of the phase state of the surface layers of carbon steel 45 and commercially pure titanium VT1-0 after the combined treatment including electroexplosive boron-aluminizing and subsequent electron-beam processing. It is shown that the subsequent electron-beam treatment leads to leveling of the surface of electroexplosive boron-aluminizing. In addition, the combined treatment leads to the formation of a multiphase gradient structure, reinforced by nano- and microcrystalline particles of intermetallic borides.

Keywords: medium carbon steel, commercially pure titanium, electroexplosive boron-aluminizing, electron-beam treatment, structure, phase composition, microhardness.

Одним из наиболее эффективных способов упрочнения и защиты поверхности материалов является ее легирование. В ряде случаев применение легирования позволяет отказаться от разработки и использования новых высокопрочных материалов. Способы поверхностного легирования, использующие концентрированные потоки энергии (такие как лазерное излучение, мощные электронные и ионные пучки, плазменные потоки и струи) являются экономичными, позволяют проводить обработку локально, только в тех местах, которые непосредственно испытывают разрушение в процессе эксплуатации детали.

В последние десятилетия получил развитие новый метод такой обработки – электровзрывное легирование (ЭВЛ) [1], который заключается в модификации структуры и свойств поверхностных слоев материалов путем

формирования при электрическом взрыве проводников импульсных многофазных плазменных струй, оплавления ими поверхности и насыщении расплава продуктами взрыва с последующей самозакалкой и образованием новых упрочняющих фаз. Исследования последних лет показали [2 – 4], что возможности ЭВЛ могут быть усилены путем дополнительного использования электронно-пучковой обработки (ЭПО), осуществляемой с оплавлением поверхности низкоэнергетическими сильноточными электронными пучками. Такая комбинированная обработка приводит к выравниванию поверхности, увеличению глубины и повышению функциональных свойств зоны упрочнения.

Цель настоящей работы – сравнительный анализ структуры и профиля микротвердости поверхностных слоев образцов стали 45 и технически чистого титана VT1-0, подвергнутых комбинированной обработке, сочетающей электровзрывное бороалитирование и последующую электронно-пучковую обработку.

В качестве материала основы использованы углеродистая сталь 45 с феррито-перлитной структурой и

* Работа выполнена при поддержке ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009 – 2013 гг. (гос. контракт № 14.740.11.0813), грантами РФФИ (проекты № 11-02-91150-ГФЕН-а, № 11-02-12091-офи-м-2011) и госзадания Минобрнауки № 2.4807.2011.

технически чистый титан ВТ1-0. Исследовали образцы в форме шайб толщиной 5 и диам. 20 мм. Электровзрывное легирование осуществляли на установке ЭВУ 60/10 [1]. Последующую ЭПО проводили на установке «Соло» [5] в среде аргона при остаточном давлении газа в рабочей камере 0,02 Па. Режимы обработки ЭПО варьировали изменением поверхностной плотности энергии (E_s), длительности импульса (τ) и количества импульсов (N). Оптимальные режимы ЭПО обработки стали 45 следующие: режим 1 – $E_s = 20$ Дж/см², $\tau = 50$ мкс, $N = 10$ имп.; режим 2 – $E_s = 20$ Дж/см², $\tau = 200$ мкс, $N = 10$ имп. Режимы ЭПО для титана ВТ1-0: режим 3 – $E_s = 25$ Дж/см², $\tau = 50$ мкс, $N = 2$ имп.; режим 4 – $E_s = 25$ Дж/см², $\tau = 200$ мкс, $N = 5$ имп.

Исследование структуры поверхностных слоев образцов после ЭПО осуществляли на шлифах с использованием сканирующей электронной микроскопии на приборе «LEO EVO 50». Анализ дефектной субструктуры и фазового состава стали 45 и титана ВТ1-0, подвергнутых комбинированной обработке, осуществляли методами просвечивающей дифракционной электронной микроскопии путем анализа фольг, изготовленных из пластинок, вырезанных на различном расстоянии от поверхности обработки на приборе ЭМ-125. Методами просвечивающей электронной микроскопии анализировали объемы материала, располагающиеся на расстоянии 10 – 15 мкм (поверхностный слой), 20 – 25 мкм (переходный слой) и 35 – 40 мкм (слой термического влияния). Микротвердость определяли с использованием прибора HVS-1000A с точностью $\pm 10\%$.

Сканирующая электронная микроскопия показала, что электровзрывное бороалитирование как стали, так и титана сопровождается формированием на поверхности существенно неоднородной структуры, характери-

зующейся большим количеством пор, микротрещин, деформированных крупноразмерных капель алюминия после растекания и кристаллизации, мелких недеформированных частиц бора из тыла струи (рис. 1, а, в).

Последующая ЭПО приводит к значительному выравниванию поверхности образцов и существенному снижению количества капельной фракции (рис. 1, б, г).

Детальный анализ структуры поверхности обработки стали 45 выявил элементы тонкой структуры, формирующейся в результате ЭПО, а именно: декорирование границ зерен частицами вторых фаз (рис. 2, а). Размеры таких частиц изменяются в пределах 250 – 500 нм. Включения второй фазы обнаруживаются и в объеме зерен. В этом случае размеры частиц изменяются в пределах 150 – 170 нм.

Увеличение длительности импульса воздействия сопровождается более значительным изменением поверхностного слоя: во-первых, снижаются количество и размеры островков капельной фракции; во-вторых, формируется структура дендритной кристаллизации (рис. 2, б).

Следует отметить, что толщина упрочненных слоев по сечению образцов различна. Очевидно, что данный эффект обусловлен неоднородностью толщины формирующегося слоя на поверхности образцов при ЭВЛ (присутствие капель распыленного материала различной дисперсности), и следовательно, различной степенью модификации структуры при последующей ЭПО.

Электронно-пучковая обработка сопровождается высокоскоростными плавлением и кристаллизацией поверхностного слоя. В результате этого на поверхно-

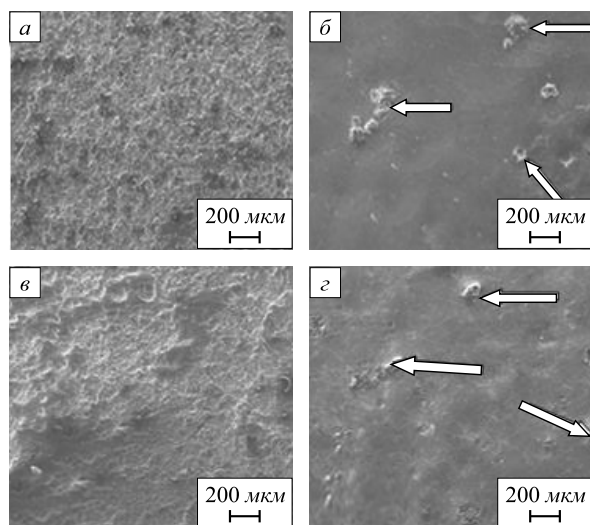


Рис. 1. Сканирующая электронная микроскопия структуры поверхности стали 45 (а, б) и титана ВТ1-0 (в, з) после электровзрывного бороалитирования (а, в) и последующей электронно-пучковой обработки (б, з). Стрелками показаны высокопористые области

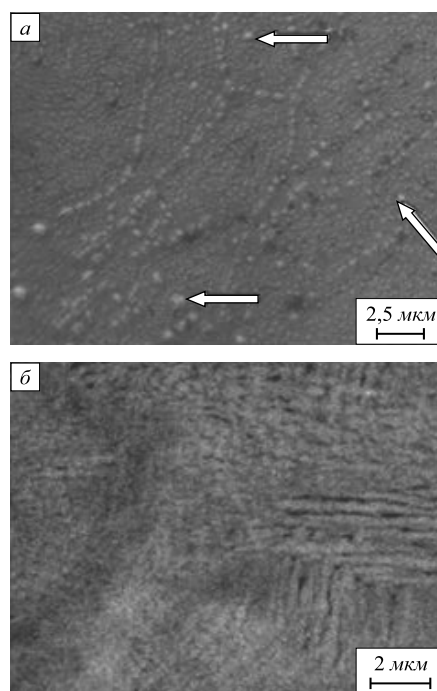


Рис. 2. Сканирующая электронная микроскопия структуры поверхности стали 45 после электровзрывного бороалитирования и последующей электронно-пучковой обработки

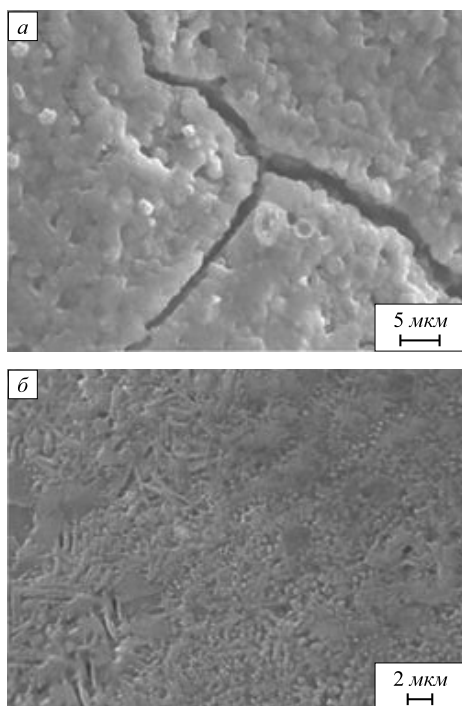


Рис. 3. Сканирующая электронная микроскопия структуры поверхности титана VT1-0 после электровзрывного бороалитирования и последующей электронно-пучковой обработки

сти образца титана VT1-0 формируется структура кристаллизации (рис. 3). Размеры зерен кристаллизации, имеющих равноосную форму, изменяются в пределах 0,5 – 2,0 мкм (рис. 3, а).

Наиболее существенное отличие поверхностей образцов, обработанных при одинаковой величине плотности энергии пучка электронов, но разной длительности импульса воздействия, заключается в том, что при $\tau = 200$ мкс формируется более морфологически однородная структура, а именно, отсутствуют области с ярко выраженной пластинчатой структурой. В этом случае характерной является структура смешанного типа: на поверхности присутствуют области с пластинчатой и равноосной морфологией (рис. 3, б).

Просвечивающая электронная микроскопия слоя стали 45, расположенного на глубине 10 – 15 мкм, выя-

вила многофазную структуру, представленную кристаллами мартенсита пакетной и пластинчатой морфологии, прослойками остаточного аустенита, зернами и субзернами феррита и выделениями второй фазы. Индицирование микроэлектроннограмм, полученных с различных участков фольги, позволило выявить частицы алюминидов бора состава AlB_{12} (рис. 4).

Индицирование микроэлектроннограмм титана VT1-0 позволило выявить в слое на глубине 10 – 15 мкм следующие фазы: $\gamma-AlB_{12}$; AlB_{10} ; TiB_2 ; Ti_3B_4 ; TiB . На границе раздела поверхностного и переходного слоев выявлен α -титан, формирующий зеренную структуру. Включения фазы $\gamma-AlB_{12}$ имеют округлую форму, средние размеры порядка 100 нм. Включения фазы TiB_2 также имеют округлую форму, однако их размеры гораздо меньше и изменяются в пределах 10 – 25 нм. Включения фазы Ti_3B_4 имеют форму игл или пластин: средние поперечные и продольные размеры игл 20 и 250 нм; средние поперечные и продольные размеры пластин составляют 100 и 300 нм. Включения фазы TiB имеют форму равноосных пластин, размеры которых изменяются в пределах 100 – 300 нм.

Просвечивающая электронная микроскопия слоя стали 45, расположенного на глубине 20 – 25 мкм, выявила структуру, представленную кристаллами мартенсита пакетной и пластинчатой морфологии, прослойками остаточного аустенита, зернами и субзернами феррита и выделениями второй фазы составов Al_3Fe_4 и AlB_{12} .

Исследования фазового состава и внутриверной структуры слоя на глубине 20 – 25 мкм титана VT1-0 выявили многофазную структуру, состоящую из α - и β -титана, боридов титана (TiB), алюминидов бора (AlB_{12}) и алюминидов титана ($TiAl_2$ и $TiAl_3$). В слое на глубине 20 – 25 мкм α -титан имеет преимущественно структуру ячеек кристаллизации (рис. 5), размер которых изменяется в пределах 80 – 150 нм. В объеме ячеек наблюдаются выделения пластинчатой формы (рис. 5, б). Индицирование микроэлектроннограммы, полученной с этих выделений, дает основание сказать, что эти выделения образованы алюминидом бора состава AlB_{12} (рис. 5, в). В этом слое β -титан имеет зеренную структуру, в объеме зерен присутствует ячеис-

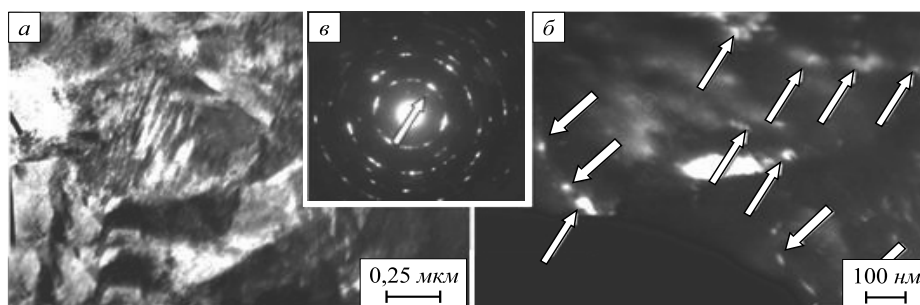


Рис. 4. Электронно-микроскопическое изображение структуры стали 45 после комбинированной обработки по режиму 1 (слой на глубине 10 – 15 мкм):

а – светлое поле; б – темное поле в рефлексе $[320]AlB_{12}$; в – микроэлектроннограмма. На поз. б стрелками показаны частицы второй фазы, на поз. в – рефлекс, в котором получено темное поле

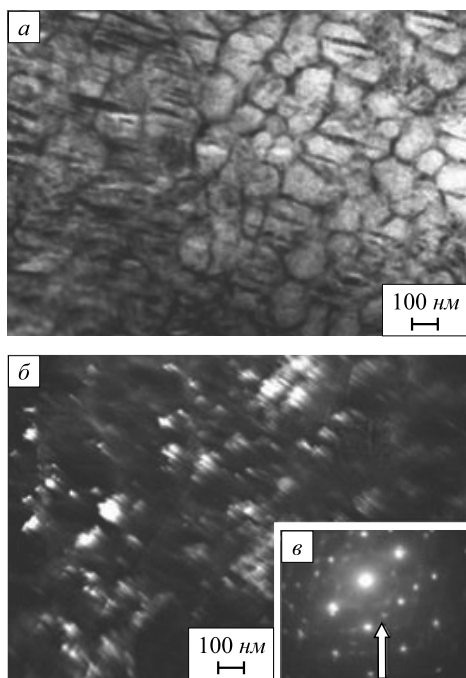


Рис. 5. Структура ячеистой кристаллизации α -титана, формирующаяся в сплаве ВТ1-0, подвергнутом электровзрывному бороалитированию и последующей электронно-пучковой обработке (слой на глубине 20 – 25 мкм):

a – светлое поле; *б* – темное поле в рефлексе $[335]AlB_{12}$; *в* – микроэлектронграмма. Стрелкой показан рефлекс, в котором получено темное поле

то-сетчатая дислокационная субструктура. Методом темного поля в зернах β -титана выявлены частицы борида титана состава TiB : частицы имеют округлую форму, размеры частиц изменяются в пределах 10 – 50 нм. Следует отметить факт присутствия на микроэлектронграммах, полученных с зерен β -титана, высокосимметричной картины диффузного рассеяния, которая может указывать на расслоение твердого раствора и предраспадные явления.

В слое стали 45, расположенном на глубине 35 – 40 мкм, выявлена структура, представленная зернами мартенсита пакетной и пластинчатой морфологии и зернами феррита. В объеме зерен с мартенситной структурой (преимущественно структурой пластинчатого мартенсита) обнаружен остаточный аустенит. Зерна феррита фрагментированы, размеры фрагментов изменяются в пределах 150 – 500 нм. Выделений частиц вторых фаз в этом объеме материала не обнаружено.

Слой титана ВТ1-0, расположенный на глубине 35 – 40 мкм, сформирован α - и β -титаном, частицами алюминидов титана состава Al_3Ti . В этом слое α -титан имеет структуру зеренного и пластинчатого типа. Частицы Al_3Ti расположены преимущественно в объеме пластин α -титана, размеры их изменяются в пределах 10 – 30 нм; частицы имеют округлую или пластинчатую форму. На большем (на глубине 55 – 60 мкм) удалении от поверхности обработки α -титан имеет преимущественно пластинчатую морфологию. Пластинки

сформированы в пачки, поперечные размеры пластин изменяются от десятков до сотен нанометров. Частицы алюминидов и боридов не выявляются.

Распределение микротвердости по глубине упрочненных слоев стали 45 показало, что после бороалитирования микротвердость на поверхности достигает 1450 НВ при глубине зоны легирования 26 мкм и зоны термического влияния 17 мкм. Последующая ЭПО сопровождается формированием зоны упрочнения, микротвердость поверхности которой превосходит микротвердость в объеме стали примерно в семь раз (рис. 6). Увеличение длительности импульса ЭПО с 50 мкс (кривая 1) до 200 мкс (кривая 2) при сохранении поверхностной плотности энергии приводит к увеличению толщины упрочненного слоя примерно в три раза при сопоставимых значениях микротвердости.

Зависимости изменения микротвердости от количества импульсов ЭПО технически чистого титана ВТ1-0 после электровзрывного бороалитирования и последующей электронно-пучковой обработки (рис. 7)

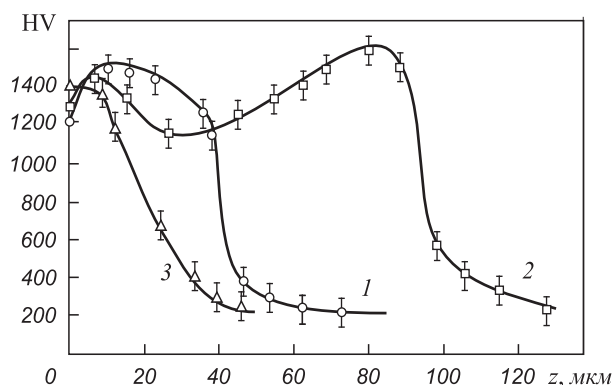


Рис. 6. Распределение микротвердости по глубине зоны электровзрывного бороалитирования и последующей ЭПО стали 45 при обработке в различных режимах: 1 – режим 3 ЭПО; 2 – режим 4 ЭПО; 3 – электровзрывное бороалитирование без ЭПО

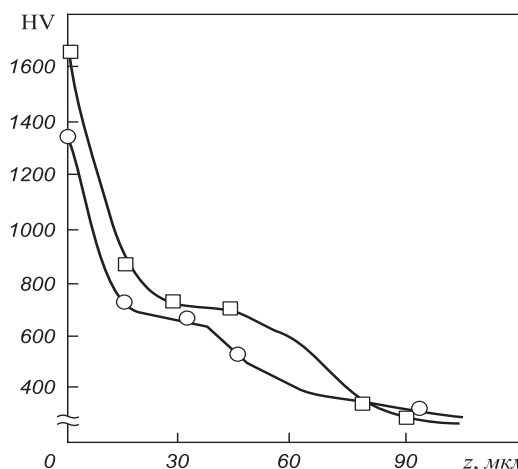


Рис. 7. Распределение микротвердости технически чистого титана ВТ1-0, подвергнутого электровзрывному бороалитированию и последующей электронно-пучковой обработке при $E_s = 25$ Дж/см² и $N = 2$ имп. (○) и $N = 5$ имп. (□)

показывают, что увеличение количества импульсов воздействия с двух до пяти при $E_S = 25$ Дж/см² сопровождается ростом микротвердости поверхности обработки с 1350 до 1680 HV; при этом глубина упрочненного слоя практически не изменяется.

При одинаковой микротвердости толщина упрочненного слоя может изменяться от 20 – 25 до 50 – 60 мкм. Таким образом, увеличение числа импульсов обработки приводит к созданию более однородного упрочненного слоя.

Выводы. Методами сканирующей, просвечивающей дифракционной электронной микроскопии тонких фольг и измерения микротвердости изучены особенности структуры и фазового состава поверхностных слоев углеродистой стали 45 и технически чистого титана VT1-0 после комбинированной обработки, включающей электровзрывное бороалитирование и последующую электронно-пучковую обработку. Показано, что электронно-пучковая обработка приводит к выравниванию поверхности электровзрывного бороалитирования. Кроме того, комбинированная обработка приводит

к формированию многофазной градиентной структуры, упрочненной нано- и микрокристаллическими частицами интерметаллидов и боридов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Багаутдинов А.Я., Будовских Е.А., Иванов Ю.Ф., Громов В.Е. Физические основы электровзрывного легирования металлов и сплавов. – Новокузнецк: изд. СибГИУ, 2007. – 301 с.
2. Вострецова А.В., Иванов Ю.Ф., Филимонов С.Ю. и др. // Изв. вуз. Физика. 2009. № 11/2. С. 161 – 165.
3. Иванов Ю.Ф., Колубаева Ю.А., Филимонов С.Ю. и др. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2008. № 12. С. 43 – 48.
4. Иванов Ю.Ф., Колубаева Ю.А., Филимонов С.Ю. и др. // Упрочняющие технологии и покрытия. 2009. № 2. С. 17 – 22.
5. Иванов Ю.Ф., Филимонов С.Ю., Колубаева Ю.А. и др. // Фундам. проблемы современного материаловедения. 2009. № 2. С. 119 – 123.

© 2013 г. А.В. Ионина, Ю.Ф. Иванов,
С.В. Райков, Е.А. Будовских, В.Е. Громов
Поступила 31 июля 2012 г.

УДК 621.785:669.14.08.29

Б.Б. Хаимзон¹, В.Д. Сарычев², Н.А. Соскова², В.Е. Громов²

¹ Кузбасская государственная педагогическая академия
² Сибирский государственный индустриальный университет

МОДЕЛИРОВАНИЕ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ТЕМПЕРАТУРЫ ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ ИМПУЛЬСНЫХ ПОТОКОВ ЭНЕРГИИ С УЧЕТОМ ИСПАРЕНИЯ*

Аннотация. Предложен механизм тепловых процессов при воздействии импульсных потоков энергии. В модели учитывается испарение и плавление материала мишени. Поставлена математическая задача со сменой типа граничных условий, разработана численная модель и программа расчетов без привлечения подгоночного параметра. Выведено уравнение для расчета времени разлета испарившегося материала. Получены численные значения для глубины проплавления в зависимости от удельной энергии. Указываются возможности модели по параметризации экспериментальных данных.

Ключевые слова: распределение температуры, импульсные потоки энергии, модель.

SIMULATION OF THE TEMPERATURE DISTRIBUTION UNDER THE INFLUENCE OF PULSE ENERGY FLOWS SUBJECT TO EVAPORATION

Abstract. In this paper we propose a mechanism of thermal processes under the influence of the flows of energy. The model takes into account the evaporation and melting of the target material. A mathematical problem with a change in the type of boundary conditions is put, a numerical model and calculation program without using the fitting parameter is developed. The equation to calculate the time of expansion of vaporized material is established. The numerical values for the penetration depth depending on the specific energy are obtained. Indicates a possibility for the parameterization of the experimental data.

Keywords: temperature distribution, pulse energy flows, model.

Использование импульсных концентрированных потоков энергии для повышения эксплуатационных

свойств материалов является очень актуальным и привлекает в последние годы внимание исследователей и специалистов-производственников. Низкоэнергетические сильнооточные пучки и плазменные потоки с удельной энергией $E_S = 10 \div 100$ Дж/см² широко используются в технологии упрочнения [1, 2]. Для установления оптимальных режимов упрочнения необходимо знание

* Работа выполнена при поддержке ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009 – 2013 гг. (гос. контракт № 14.740.11.0813), грантами РФФИ (проекты № 11-02-91150-ГФЕН-а, № 11-02-12091-офи-м-2011) и госзадания Минобрнауки № 2.4807.2011).