СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- Капцов Н.А. Электрические явления в газах и вакууме. М.-Л.: Гостехиздат, 1950. – 836 с.
- Райзнер Ю.П. Физика газового разряда. М.: Наука, 1992. 535 с.
- Физический энциклопедический словарь // Гл. ред. А.Н. Прохоров. – М.: Советская энциклопедия, 1983. – 928 с.
- Высоковольтные электротехнологии // Под ред. И.П. Верещагина. – М.: Изд-во МЭИ, 2000. – 204 с.
- Чередниченко В.С., Анышанов В.С., Кузьмин М.Г. Высоковольтные электротехнологии. – Новосибирск: Изд-во НГТУ, 2005. – 508 с.
- Булгаков Ю.Ф., Кавера А.Л., Мазаненко В.П. Исследование влияния электрического поля на пламя // Горноспасательное дело. – 2005. – № 42. – С. 90–96.
- Кавера А.Л. Исследование механизма воздействия электрического поля на пламя // Геотехнологии и управление производством XXI века: Сб. научных трудов II Междунар. научнопрактической конференции в г. Донецке, 2–3 октября 2007 г. – Донецк: ДонНТУ, 2007. – С. 98–108.

- Кожаринов В.В., Зацепин Н.Н., Доморов Н.Е. Электроразрядный метод визуализации. – Минск: Навука и тэхника, 1986. – 134 с.
- Трутнев Р.Н., Газиев Р.Р., Захаров Н.М. Диагностика конструкционных материалов методом газоразрядного фотографирования // Нефтегазовое дело. – 2006: http://www.ogbus.ru.
- Ховатсон А.М. Введение в теорию газового разряда / Пер. И.И. Ивангина. – М.: Атомиздат. 1980. – 182 с.
- 11. Рот А. Вакуумные уплотнения. Пер. с англ. М.: Энергия, 1971. 464 с.
- Воробьев А.А. Техника высоких напряжений. М.: Госэнергоиздат, 1945. – 517 с.
- Лисовский В.А., Яковин С.Д. Модифицированный закон Пашена для зажигания тлеющего разряда в инертных газах // Журнал технической физики. – 2000. – Т. 70. – № 6. – С. 58–62.
- Таблицы физических величин. Справочник. Под ред. акад. И.К. Кикоина. – М.: Атомиздат. 1976. – 1006 с.
- 60 лет кафедре ТЭВН (ТВН). Под ред. проф. В.В. Лопатина. Томск: ТПУ: http://www.tpu.ru/files/event/part2.pdf.

Поступила 07.04.2008 г.

УДК 539.16.04:669.295:539.382

ВЛИЯНИЕ НАСЫЩЕНИЯ ВОДОРОДОМ И ОБЛУЧЕНИЯ ИОНИЗИРУЮЩИМ ИЗЛУЧЕНИЕМ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СПЛАВА Ti-6AI-4V

Н.Н. Никитенков, Е.Н. Кудрявцева, И.П. Чернов, Ю.И. Тюрин, Г.П. Грабовецкая*, Е.Н. Мельникова*

Томский политехнический университет E-mail: nikitenkov@fnsm.tpu.edu.ru *Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск E-mail: grabg@ispms.tsc.ru

На примере титанового сплава Ti-6Al-4V (BT-6) проведены исследования влияния насыщения водородом на деформационное поведение и механические свойства двухфазных титановых сплавов в субмикрокристаллическом состоянии в интервале температур 773...1023 К. Исследовано влияние режимов электронного облучения на выход водорода из субмикрокристаллического сплава Ti-6Al-4V и стабильность его субмикрокристаллической структуры. Показано, что насыщение субмикрокристаллического сплава Ti-6Al-4V и стабильность его субмикрокристаллической структуры. Показано, что насыщение субмикрокристаллического сплава Ti-6Al-4V водородом до 0,24 мас. % при температурах выше 773 К приводит к росту его пределов прочности и текучести в 2...3 раза и снижению величины деформации до разрушения в 1,5...2 раза. Установлено, что при облучении потоком электронов с увеличением плотности тока от 3 до 30 мкА·см⁻² интенсивность выхода водорода сверхлинейно увеличивается до 20 раз, а при плотностях тока 25...30 мкА·см⁻² разогрев образца пучком достигает температур (более 673 К), приводящих к значительной рекристаллизации субмикрокристаллического состояния.

Ключевые слова:

Титановые сплавы, субмикрокристаллическое состояние, выход водорода, ионизирующее излучение.

Введение

Формирование субмикрокристаллических (СМК) структур металлов и сплавов в значительной мере улучшает их эксплуатационные характеристики. Однородную СМК структуру, согласно некоторым данным [1], можно получить методом, сочетающим предварительное насыщение водородом и горячую пластическую деформацию прессованием. Поскольку водород может влиять на хрупкость полученных СМК материалов, его необходимо удалить из сплава, причем желательно это сделать при температурах ниже температуры рекристаллизации. В связи с этим представляет интерес разработка технологий холодного удаления водорода. Одной из таких технологий может быть радиационное воздействие, например, облучение материалов электронами с оптимальными энергией и плотностью тока. В связи со сказанным целью настоящей статьи являлось исследование выхода водорода и изменения структуры СМК сплава Ti-6Al-4V в зависимости от режимов облучения данного сплава.

Методика эксперимента

СМК структура в сплаве Ti-6Al-4V была получена методом, сочетающим обратимое насыщение водородом и горячую пластическую деформацию прессованием [1, 2]. Насыщение СМК сплава Ti-6Al-4V водородом осуществляли путем нагревания в среде осушенного водорода при температуре 923 К. Содержание водорода в образцах измеряли кулонометрическим методом. Исследовались образцы размерами 0,2×5×20 мм с содержанием водорода 0,005; 0,08 и 0,24 мас. %.

Испытания на растяжение образцов были проведены на установке ПВ-3012М с начальной скоростью деформации 6,7·10⁻³ с⁻¹ в интервале температур 293...1023 К. Перед измерениями механической шлифовкой и последующей электролитической полировкой с поверхности образцов удаляли слой толщиной около 100 мкм.

Облучение электронами с энергией $E_{aa}=0,5...40$ кэВ при плотностях тока на образце J=3...30 мкА·см⁻² проводилось при давлении 10^{-4} Па. Установка описана в [3, 4].

Содержание водорода в образцах до и после облучения электронами контролировалось методом термостимулированного газовыделения. Запись интенсивностей выхода водорода при электронном облучении и термостимулированном газовыделении осуществлялась с помощью программно-аппаратного комплекса, позволяющего управлять разверткой масс-спектрометра МХ-7304, проводить линейный нагрев образцов и осуществлять запись в файл значений температуры и интенсивностей выбранных линий масс-спектра (от 1 до 6 а.е.м.), со скоростью от 1 до 10 изм./с. Окончательная обработка результатов измерений проводилась с помощью пакета прикладных программ OriginPro 7.0 (OriginLab Comporation). Более подробно детали эксперимента изложены в [3-5].

Для определения количества водорода, удаленного из образцов в процессе облучения, была разработана следующая методика. Спектры термостимулированного газовыделения до и после облучения интегрировались, и доля удаленного водорода определялась из соотношения $K = (I_1 - I_2)/I_1$, где I_1 и *I*₂ – величины, соответственно, интегралов (площадей под спектрами термостимулированного газовыделения) до и после облучения образцов. Полученные величины К на начальных этапах исследований сравнивались величинами С $K_{\rm M} = (C_{\rm M1} - C_{\rm M2})/C_{\rm M1}$, где $C_{\rm M1}$ и $C_{\rm M2}$ – величины, соответственно, массовых содержаний водорода до и после облучения образцов. Оказалось, что величины Ки К_и совпадают с точностью до 5 %. Это позволило непосредственно определять содержание водорода, оставшегося после облучения электронами в образцах, и отказаться от кулонометрического и весового методов для определения количества водорода, удаленного из образцов в процессе облучения.

Результаты эксперимента

Типичное электронно-микроскопическое изображение микроструктуры сплава Ti-6Al-4V-H (толщина фольги при съемке 100 нм), полученное с помощью просвечивающего электронного микроскопа ЭМ-125К, представлено на рис. 1. Видно, что сплав имеет однородную СМК структуру.



Рис. 1. Микрофотография субмикрокристаллического сплава Ti-6AI-4V

На электронограммах такой структуры, записанной с площади 1,2 мкм², наблюдается большое количество рефлексов, расположенных по окружности. Такой вид электронограмм свидетельствует о наличии большеугловых разориентировок между элементами структуры. На границах отдельных зерен присутствует полосчатый контраст, характерный для равновесного состояния границ зерен. Средний линейный размер элементов зеренноосубзеренной структуры составляет ~0,3 мкм.

Зависимости напряжения от деформации (кривые течения) при растяжении сплавов Ti-6Al-4V-H с различным содержанием водорода при температуре 973 К, полученные в приближении постоянства объема деформируемого материала, представлены на рис. 2.



Рис. 2. Зависимость напряжения от деформации сплава Ti-6Al-4V с различным содержанием водорода при 973 К: 1) 0,005; 2) 0,08; 3) 0,24 мас. %

Видно, что в общем случае на кривых течения сплавов Ti-6Al-4V-Н наблюдаются две стадии упрочнения, стадия разупрочнения и стадия установившейся деформации. На кривых течения сплавов Ti-6Al-4V-0,24H и Ti-6Al-4V-0,08H четко выделяется две стадии деформационного упрочнения: стадия интенсивного упрочнения на начальном участке кривой течения с увеличением степени деформации сменяется стадией с низким коэффициентом деформационного упрочнения, за которой следует стадия резкого разупрочнения.

Как видно из рис. 2 для сплава Ti-6Al-4V-0,005H характерно наличие стадии установившейся деформации, которая следует за стадиями упрочнения и слабого разупрочнения (рис. 2, кривая 1). Появление стадии установившейся деформации сопровождается увеличением пластичности сплава до ~500...600 %. Такой вид зависимости характерен для мелкозернистого (размер зерен 2...5 мкм) сплава Ti-6Al-4V при сверхпластическом течении при температуре 1173 К [6]. Это свидетельствует о том, что формирование CMK структуры приводит к сдвигу температурного интервала проявления сверхпластичных свойств сплава Ti-6Al-4V в область низких температур, по крайней мере, на 200 К.

Известно [7], что насыщение водородом сплава Ti-6Al-4V до содержания 1,0 мас. % снижает температуру $\alpha \rightarrow \beta$ перехода до 973 К. Следовательно, скопление водорода в локальных участках образца может инициировать образование в этих участках обогащенной водородом β -фазы и, как следствие, развитие неоднородной пластической деформации. Результатом этого будет локализация деформации на макроуровне и снижение величины деформации до разрушения.

Температурные зависимости пределов прочности $\sigma_{\rm B}$, текучести $\sigma_{0,2}$ и деформации до разрушения δ для СМК сплавов Ti-6Al-4V-H с различным содержанием водорода представлены на рис. 3.

Полученные зависимости показывают, что для всех исследуемых сплавов значения $\sigma_{\rm B}$ и $\sigma_{0,2}$ с ростом температуры изменяются по кривой с минимумом при температурах 923...973 К. Аналогичная зависимость $\sigma_{\rm B}$ и $\sigma_{0,2}$ от температуры наблюдается и для крупнозернистых титановых сплавов, насыщенных водородом [8]. Однако для титановых сплавов в крупнозернистом состоянии минимум на кривых зависимости $\sigma_{\rm B}$ и $\sigma_{0,2}$ от температуры наблюдается при температурах на 200...250 К выше, чем для сплавов в СМК состоянии.

В работе [8] наличие и положение минимума на кривой зависимости $\sigma_{0,2}$ от температуры в крупнозернистых титановых сплавах, насыщенных водородом, связывают с равной прочностью α - и β -фаз при заданном содержании водорода. Для СМК титановых сплавов увеличение $\sigma_{\rm B}$ и $\sigma_{0,2}$ при температурах 973...1023 К обусловлено, по-видимому, началом роста СМК зерен. В пользу такого предположения свидетельствует тот факт, что после отжига в течение 1 ч при 973 К в сплаве Ti-6Al-4V-0,005H наблюдается частичная рекристаллизация [9].

Из анализа влияния водорода на прочностные характеристики СМК сплавов Ti-6Al-4V-H следует, что при температуре 773 К насыщение водородом в пределах исследуемых содержаний практически не влияет на величины $\sigma_{\rm B}$ и $\sigma_{0,2}$ (наблюдаемое увеличение или уменьшение значений $\sigma_{\rm B}$ и $\sigma_{0,2}$ не более чем 10...20 %). В интервале температур 923...1023 К увеличение содержания водорода в СМК сплаве от 0,005 до 0,24 мас. % приводит к росту значений $\sigma_{\rm B}$ и $\sigma_{0,2}$ в 2...3 раза. Например, при температуре 923 К значение $\sigma_{0,2}$ для сплавов Ti-6Al-4V-0,005H, Ti-6Al-4V-0,08H и Ti-6Al-4V-0,24H составляет соответственно 38, 71 и 111 МПа. Увеличение значений $\sigma_{\rm B}$ и $\sigma_{0,2}$ с повышением содержания водорода в сплаве может быть связано с увеличением прочности β -фазы из-за растворения в ней водорода [8].



Рис. 3. Зависимость: а) пределов прочности; б) текучести; в) деформации до разрушения от температуры испытания сплава Ti-6AI-4V с различным содержанием водорода: 1) 0,005; 2) 0,08; 3) 0,24 мас. %

Температурная зависимость деформации до разрушения δ исследуемых СМК сплавов Ti-6Al-4V-H, как и зависимость $\sigma_{\rm B}$ и $\sigma_{0,2}$ от температуры, имеет немонотонный характер. При повышении температуры испытания от 773 до 1023 К вначале наблюдается резкое возрастание величины δ , а затем – снижение. При этом величина δ в интервале температур 773...1023 К тем выше, чем ниже содержание водорода в сплаве.



Рис. 4. Участки дифрактограмм образцов сплавов Ti-6Al-4V с содержанием водорода 0,24 мас. %: 1) до и 2) после закалки от температуры 973 К

Рентгеноструктурные исследования сплава Ti-6Al-4V-0,24H после закалки при температуре 973 К показали, что при указанной температуре в сплаве по-видимому действительно имеет место увеличение объемной доли β -фазы, о чем свидетельствует увеличение интенсивности рефлексов на дифрактограмме (рис. 4, кривая 2).

О степени развития локализации деформации на макроуровне можно судить по величине коэффициента локализации деформации η , который определяется по формуле [10]:

$$\eta = 1/[(1-\psi)(1+\delta)],$$

где ψ – сужение в шейке (месте последующего разрыва); δ – деформация до разрушения.

Из сравнения значений η исследуемых сплавов видно (табл. 1), что насыщение водородом снижает устойчивость СМК сплава Ti-6Al-4V к локализации деформации на макроуровне при повышенных температурах.



1. Сплав Ті-6АІ-4V в субмикрокристаллическом состоянии до облучения





3. После облучения 1 ч. *Т*=573 К

Рис. 5. Электронно-микроскопическое изображение структуры сплава Ti-6Al-4V до (1) и после (2, 3) облучения: а) светлопольное изображение; б) темнопольное изображение; в) гистограмма распределения относительного числа зерен по размерам

Т, К	Содержание Н₂, мас. %			
	0,005	0,08	0,24	
773	8,4	7,2	8,1	
923	6,8	9,6	13	
973	5,1	10,4	21	

Таблица 1.	Коэффициент Л	покализации	деформации	сплавов
	Ті-6Al-4V-Н пр	и различном	содержании в	юдорода

На рис. 5 показаны результаты электронно-микроскопических исследований тонких фольг, приготовленных из образцов сплава Ti-6Al-4V до и после их облучения электронами. Показаны светло- и и темнопольное изображения, а также гистограммы распределения относительного числа зерен по размерам. Распределение по размерам зерен подчиняется нормально-логарифмическому закону (на гистограмме N/N_0 – доля зерен с данным размером зерна к общему количеству зерен, d – размер зерен, d_{cp} – средний размер зерен). Видно, что для исходного образца содержание водорода – 0,24 мас. %, средний размер зерна – 0,085 мкм (рис. 5.1).

На рис. 5.2 и 5.3 продемонстрировано изменение структуры образцов по сравнению со структурой рис. 5.1 в зависимости от температуры образца при электронном облучении, напрямую зависящее от плотности тока первичного пучка.



Рис. 6. Температурные зависимости газовыделения из образцов Ti-6Al-4V до и после облучения электронами с энергией 40 кэВ с разными плотностями тока в течение 1 ч: 1) исходный образец; 2) J=10 мкА·см⁻², Т_{мах}-523 К, 3) J=15 мкА·см⁻², Т_{мах}=573 К, 4) J=20 мкА·см⁻², Т_{мах}=653 К, 5) J=30 мкА·см⁻², Т_{мах}>800 К

На рис. 6 показаны температурные зависимости (спектры) выделения водорода Н₂ из насыщенных образцов СМК Ті-6АІ-4V до и после их облучения электронами в разных режимах. Зависимость 1 на рис. 6 соответствует исходному (не облученному) образцу, структура которого показана на рис. 5.1. Графики 2 и 3, рис. 6, соответствуют режимам облучения, после которых структура образца изменяется соответственно рис. 5.2 и 5.3. Из сравнения рис. 5.2 и 5.1 видно, что субмикрокристаллическая структура при облучении пучком электронов в течение 1 ч при температуре 523 К сохраняется, но средний размер зерен увеличивается с 0,085 до 0,17 мкм, т. е. в 2 раза. При повышении плотности тока, приводящему к повышению температуры до 573 К, содержание водорода в сплаве после 1 ч облучения уменьшается до 0,13 мас. %. Средний размер зерен СМК структуры увеличивается до 0,21 мкм (рис. 5.3).

Из данных рис. 6 следует, что указанный режим облучения приводит к уменьшению содержания водорода от 0,24 до 0,17 мас. %. Режим облучения, соответствующий кривой 4 (рис. 6), приводит к укрупнению зерен до 0,8...1 мкм, т. е. структура при этом становится уже не СМК. Содержание водорода в образце после этого режима уменьшается всего лишь до 0,1 мас. %. Режим облучения, соответствующий кривой 5 (рис. 6), приводит к полной рекристаллизации (к укрупнению зерен до десятков мкм) и к значительному (до 90 %) обезгаживанию образца (содержание водорода в образце после облучения ~0,002 мас. %).

Таким образом, оптимальными параметрами облучения электронами, при которых возможно максимально эффективное обезгаживание сплава Ti-6Al-4V с сохранением субмикрокристаллической структуры являются: давление в вакуумной камере при облучении образцов – 10⁻² Па и ниже; оптимальная плотность электронного пучка (не требующая мер для охлаждения образца) — 20 мк $A \cdot cm^{-2}$. Вместе с тем, использованные энергии облучения (от 0,5 до 40 кэВ) недостаточны для эффективного обезгаживания данного сплава. При указанных режимах облучения из данного сплава без его рекристаллизации в течении 1 ч удается удалить не более 50 % водорода, тогда как из образцов фольг палладия (не СМК) удаляется до 90 % водорода при более слабых плотностях тока и за меньшее время облучения [11].

Выводы

- Методами механических испытаний и рентгеноструктурного анализа установлено, что насыщение субмикрокристаллического сплава Ti-6Al-4V водородом до 0,24 мас. % при температурах выше 773 К приводит к росту пределов его прочности и текучести в 2...3 раза и снижению величины деформации до разрушения в 1,5...2 раза. Наиболее вероятно это обусловлено образованием в процессе деформации в наиболее напряженных участках образца упрочненной водородом β-фазы и, как следствие, развитием неоднородной пластической деформации.
- 2. Исследования влияния плотности тока электронного пучка при облучении образца на выход водорода и структуру сплава Ti-6Al-4V показали, что с увеличением плотности тока от 3 до 30 мкА·см⁻² интенсивность выхода водорода увеличивается до 20 раз (сверхлинейно). Вместе с тем, при плотностях тока 25...30 мкА·см⁻² разогрев образца пучком достигает температур (более 673 К), приводящих к значительной рекристаллизации субмикрокристаллического состояния.
- Для эффективного обезгаживания данного сплава необходимо увеличить энергию электронного пучка хотя бы до 100 кэВ.

Работа выполнена благодаря поддержке РФФИ, гранты № 07-08-00300 и № 06-08-00662.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- Мазуровский М.И., Мурзинова М.А., Салищев Г.А., Афоничев Д.Д. Использование водородного легирования для формирования субмикрокристаллической структуры в двухфазных титановых сплавах // Металлы. 1995. № 6. С. 83–88.
- Грабовецкая Г.П., Мельникова Е.Н., Колобов Ю.Р. и др. Эволюция структурно-фазового состояния сплава Ti-6Al-4V в процессе формирования субмикрокристаллической структуры с использованием обратимого легирования водородом // Известия вузов. Физика. – 2006. – Т. 49. – № 4. – С. 86–91.
- Тюрин Ю.И., Чернов И.П., Кренинг М., Баумбах Х. Радиационно-стимулированный выход водорода из металлов. – Томск: Изд-во Том. ун-та, 2000. – 263 с.
- Никитенков Н.Н., Тюрин Ю.И., Чернов И.П., Скирневский А.В. Исследования накопления водорода в циркониевом сплаве методом термостимулированного газовыделения // Известия Томского политехнического университета. – 2006. – Т. 309. – № 4. – С. 52–55.
- Skirnevsky A.V., Nikitenkov N.N., Tyurin Yu.I., Chernov I.P., Cherdantsev Yu.P., Leader A.M., Garanin G.V. Research of hydrogen accumulation in zirconium alloy depending on strain by thermodesor-

ption method // Известия вузов. Физика. – 2006. – Т. 49. – № 10. – С. 269–271.

- Кайбышев О.А. Сверхпластичность промышленных сплавов. – М.: Металлургия, 1984. – 264 с.
- Ильин А.А., Мамонов А.М. Температурно-концентрационные диаграммы фазового состава водородсодержащих многокомпонентных сплавов на основе титана // Металлы. – 1994. – № 5. – С. 71–78.
- Колачев Б.А. Водородная хрупкость цветных металлов. М.: Металлургия, 1966. – 266 с.
- Грабовецкая Г.П., Колобов Ю.Р., Гирсова Н.В., Мишин И.П. Эволюция структуры и деформационное поведение сплава ВТ-6 в процессе высокотемпературной ползучести // Физическая мезомеханика. – 2005. – Т. 8. – Спец. вып. – С. 75–78.
- Пресняков А.А. Локализация пластической деформации. М.: Машиностроение, 1983. – 56 с.
- Nikitenkov N.N., Tyurin Yu.I., Chernov I.P., Skirnevsky A.V., Lider A.M. Radiation-enhanced Yield of Hydrogen from Palladium // Известия вузов. Физика. – 2006. – Т. 49. – № 10. – С. 262–264.

Поступила 14.03.2008 г.

УДК 621.785:669.14.08.29

НАНОСТРУКТУРИЗАЦИЯ ПОВЕРХНОСТИ ТВЕРДОГО СПЛАВА TiC-NiCrAl ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКОЙ

Ю.Ф. Иванов, Ю.А. Колубаева, С.В. Григорьев, В.Е. Овчаренко*, Н.Н. Коваль

Институт сильноточной электроники СО РАН, г. Томск *Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск E-mail: yufi55@mail.ru

Проведена импульсная электронно-пучковая обработка и выполнены исследования фазового состава и дефектной субструктуры поверхности металлокерамического сплава состава TiC-NiCrAl. Выявлены закономерности и вскрыты механизмы эволюции фазового состава и дефектной субструктуры кристаллитов карбида титана и связующего материала, контролирующие эксплуатационные характеристики металлокерамики.

Ключевые слова:

Металлокерамика, твердые сплавы, электронно-пучковая обработка, фазовый состав и дефектная субструктура, механизмы упрочнения.

Введение

Улучшение служебных характеристик промышленных материалов путем изменения структурно-фазового состояния поверхностных слоев, недостижимое при традиционных способах термомеханической и химикотермической обработки, является одной из наиболее актуальных задач современного материаловедения [1–3]. Перевод в субмикро- и нанокристаллическое состояние представляется на сегодняшний день наиболее универсальным и высокоэффективным способом качественного изменения механических и физико-химических свойств кристаллических материалов [4–6]. В настоящее время одним из перспективных методов формирования указанных структурных состояний является электронно-пучковая обработка с использованием низкоэнергетических интенсивных электронных пучков субмиллисекундной длительности, позволяющая кардинальным образом модифицировать приповерхностные слои толщиной в десятки микрометров, практически не изменяя структурно-фазового состояния основного объема изделия [7–9].

В настоящей работе анализируются результаты, полученные при исследовании закономерностей эволюции фазового состава и дефектной субструктуры поверхностного слоя металлокерамического материала состава TiC-NiCrAl, обработанного низкоэнергетическим интенсивных электронным пучком субмиллисекундной длительности воздействия.