

**EVOLUTION OF STRUCTURE, PHASE COMPOSITION AND MICROHARDNESS
OF THE NEAR-SURFACE LAYER OF Ni₃Al – 30 VOL.% TiC COMPOSITE
UNDER THE ACTION OF LOW-ENERGY HIGH-CURRENT ELECTRON BEAM**

*Konstantin Veniaminovich Ivanov^a, Kirill Olegovich Akimov,
Marina Grigorievna Figurko*

Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian branch of the Russian Academy of Sciences,
prosp. Akademichesky 2/4, 634055, Tomsk, Russia

^a ikv@ispms.ru

ABSTRACT

Using scanning and transmission electron microscopy, X-ray diffraction and indentation tests, we studied the evolution of microstructure, phase composition and microhardness of Ni₃Al – 30 vol.% TiC composite fabricated by self-propagating high-temperature synthesis under pressure induced by low-energy high-current pulsed electron beam irradiation with the surface energy density of 8 J/cm² and number of pulses from 10 to 30. It is found that the processing results in the increase of the yield of the synthesis product Ni₃Al and the increase of volume fraction of carbide phase in the near-surface layer of the composite. Moreover, the refining of titanium carbide particles down to several tens of nanometers occurs. The microstrain of crystal lattice increases, and the crystal lattice parameter decreases. As a result, the microhardness of the composite increases by 13%. The physical factors causing the above variation of the structure and properties are discussed. The main factor defining the increase of the lattice microstrain is assumed to be ultrafast cooling of the near-surface layer due to heat transfer. The preferential evaporation of the matrix caused by the difference in the boiling temperature of Ni₃Al intermetallide and titanium carbide may be the reason for the increase of TiC content in the near-surface layer.

KEYWORDS

Low-energy high-current pulsed electron beam (ЛЕНСЕВ); pulsed electron beam irradiation; intermetallide matrix composite; microstructure; phase composition; microhardness.

**ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ И МИКРОТВЕРДОСТИ
ПРИ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ КОМПОЗИТА Ni₃Al – 30 ОБ.% TiC
ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ НИЗКОЭНЕРГЕТИЧЕСКОГО СИЛЬНОТОЧНОГО
ЭЛЕКТРОННОГО ПУЧКА**

*Константин Вениаминович Иванов^a, Кирилл Олегович Акимов,
Марина Григорьевна Фигурко*

Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук, Россия,
634055, Томск, пр. Академический, 2/4

^a ikv@ispms.ru

АННОТАЦИЯ

Методами растровой электронной микроскопии, рентгеновского анализа и индентирования исследована эволюция микроструктуры, фазового состава и микротвердости композита $\text{Ni}_3\text{Al} - 30 \text{ об.}\% \text{ TiC}$, синтезированного из смеси порошков никеля, алюминия и карбида титана методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза под давлением, при воздействии низкоэнергетического сильнофокусированного электронного пучка с поверхностной плотностью энергии 8 Дж/см^2 и количеством импульсов от 10 до 30. Обнаружено, что указанное воздействие приводит к увеличению выхода продукта синтеза Ni_3Al и возрастанию объемной доли карбидной фазы в приповерхностном слое композита. Также происходит измельчение частиц карбида титана вплоть до нескольких десятков нанометров, возрастает степень микродеформации кристаллической решетки и снижается ее параметр. В результате микротвердость композита возрастает на 13%. Обсуждаются физические факторы, вызывающие указанные изменения структуры и свойств. Предполагается, что основным фактором, определяющим повышение уровня микродеформации решетки, является сверхбыстрое охлаждение приповерхностного слоя в результате теплоотвода. Увеличение содержания карбида титана в приповерхностном слое может быть вызвано преимущественным испарением матрицы из-за большой разницы температур кипения интерметаллида и карбида.

КЛЮЧЕВЫЕ СЛОВА

Низкоэнергетический сильнофокусированный электронный пучок (НСЭП); импульсное электронное облучение; композит с интерметаллидной матрицей; микроструктура; фазовый состав; микротвердость.

Введение

Композиционные материалы с металлической матрицей, упрочненные керамическими частицами, нашли широкое применение в различных отраслях благодаря тому, что наличие упрочняющих частиц позволяет существенно повысить уровень свойств композитов в сравнении с материалами без частиц. В последние годы в качестве материала матрицы предложено использовать интерметаллиды системы Ni-Al, а именно NiAl и Ni_3Al [1–5]. Композиты с интерметаллидной матрицей проявляют отличные свойства при высоких температурах, в том числе высокую термическую стабильность, высокое сопротивление окислению, коррозии и абразивному износу, высокую прочность из-за аномальной температурной зависимости [6]. Композиты с матрицей из NiAl и Ni_3Al получают различными методами порошковой металлургии. Особый интерес среди отмеченных методов вызывает метод саморас-

пространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) в режиме теплового взрыва с одновременным приложением давления [6–12]. Метод СВС характеризуется простотой, низкой стоимостью и высокой скоростью, поэтому является привлекательным для синтеза композитов с интерметаллидной матрицей. В качестве наполнителя часто применяют карбид титана в силу того, что карбид титана хорошо смачивается расплавами NiAl и Ni_3Al , обладает высокой температурой плавления ($3065 \text{ }^\circ\text{C}$), низкой плотностью ($4,93 \text{ г/см}^3$) и высокой твердостью ($\text{HV} > 1450$).

Вместе с тем при получении композитов из порошков никеля, алюминия и карбида титана методом СВС имеется ряд проблем, связанных, прежде всего, с трудностью равномерного распределения частиц карбида титана в интерметаллидной матрице и с неполным протеканием реакции синтеза интерметаллида при увеличении в порошковой смеси концентрации карбида титана.

Для повышения однородности распределения частиц и улучшения фазового состава в приповерхностном слое синтезированного продукта перспективно использование поверхностных обработок интенсивными потоками энергии, например методами импульсного электронного облучения с микросекундной или субмиллисекундной длительностью импульса.

Технология облучения материалов низкоэнергетическими сильноточными электронными пучками (НСЭП) и соответствующее оборудование для обработки были разработаны в Институте сильноточной электроники СО РАН в конце прошлого века [13–17]. К настоящему моменту выполнен большой объем исследований по определению влияния НСЭП на структуру и свойства широкого круга металлов и сплавов, в том числе никелевых и титановых сплавов, сталей [13]. Обработку НСЭП использовали для повышения износостойкости ряда керметов за счет измельчения упрочняющей фазы [18–21].

В работе [22] воздействие НСЭП впервые было использовано для модификации приповерхностного слоя композита $\text{Ni}_3\text{Al} - 15 \text{ об.}\% \text{ TiC}$, полученного из смеси порошков никеля, алюминия и карбида титана методом СВС, с целью повышения его триботехнических свойств. Было обнаружено, что указанная обработка приводит к измельчению частиц TiC и зерен в матрице Ni_3Al , в результате чего увеличивается сопротивление износу при высоких температурах. Однако указанная работа остается единственной на эту тему, и многие явления, протекающие в процессе облучения, остались вне рассмотрения.

В связи с этим целью настоящей работы являлось изучение воздействия НСЭП на структурно-фазовое состояние и микротвердость приповерхностного слоя композита $\text{Ni}_3\text{Al} - 30 \text{ об.}\% \text{ TiC}$, полученного методом СВС в режиме теплового взрыва.

1. Материал и методика эксперимента

Композит $\text{Ni}_3\text{Al} - 30 \text{ об.}\% \text{ TiC}$ получали методом СВС в режиме теплового взрыва

под давлением из порошковой смеси никеля (размер частиц $\sim 1 \text{ мкм}$), алюминия (размер частиц $\sim 4 \text{ мкм}$) и карбида титана (размер частиц $\sim 3 \text{ мкм}$). Объемное содержание TiC в смеси составляло 30%. Порошки перемешивали в ацетоне в течение 8 часов, затем сушили при комнатной температуре и остаточном давлении 100 Па в течение 8 ч.

Для проведения реакции порошковую смесь помещали в стальную пресс-форму диаметром 58 мм. Пресс-форму нагревали со скоростью $10 \text{ }^\circ\text{C}/\text{мин}$ индукционным током до начала реакции. Через 1 с после начала реакции к смеси прикладывали давление.

Образцы для воздействия НСЭП и структурных исследований размером $15 \times 15 \times 1 \text{ мм}$ вырезали в горизонтальной плоскости электроискровым методом. Затем образцы шлифовали на наждачной бумаге и механически полировали с помощью алмазной пасты. Заключительную полировку вели на суспензии Al_2O_3 с размером абразива $0,3 \text{ мкм}$.

Облучение проводили на установке РИТМ-ИЗ, оснащенной электронной пушкой с плазменным анодом [13, 23] при давлении аргона $5 \times 10^{-2} \text{ Па}$. Использовали следующие режимы воздействия НСЭП: ускоряющее напряжение – 30 кВ, число импульсов – 10 и 30, частота следования импульсов – 0,2 Гц, поверхностная плотность энергии – $8 \text{ Дж}/\text{см}^2$. Типичное время импульса, определенное по осциллограмме, составляло 3,2 мкс.

Исследование микроструктуры поверхности и микрорентгеноспектральный анализ выбранных областей проводили на растровом электронном микроскопе Carl Zeiss EVO-50 при ускоряющем напряжении 20 кВ.

Фазовый состав модифицированного поверхностного слоя определяли методом рентгенофазового анализа на дифрактометре ДРОН-8 с использованием излучения меди ($\lambda = 1,54181 \text{ \AA}$) в интервале углов 2θ от 20 до 110° .

Микротвердость измеряли на выступающих участках рельефа облученной поверхности образцов на микротвердомере ПМТ-3. Для каждого материала проводили не менее 5 измерений, которые затем усредняли.

2. Результаты

РЭМ изображение поверхности синтезированного композита представлено на рис. 1. Видно, что области, соответствующие матрице, на РЭМ изображении имеют различный атомный контраст (рис. 1, *a*, *б*), что связано с различным элементным составом областей. Действительно, энергодисперсионный микроанализ показал, что в областях с самым темным контрастом (область обозначена символом «D» на рис. 1, *б*) имеет место самое высокое содержание алюминия (~35 ат. %). В более светлых областях, обозначенных символами «I» и «B» для промежуточного и самого светлого оттенка контра-

ста соответственно, содержание алюминия составляет ~25 и ~10 ат. %.

Часть частиц TiC располагается изолированно в матрице, однако большинство частиц находится в кластерах размером несколько микрон (рис. 1, *a*, указаны черными стрелками). В структуре имеются также и редкие более крупные кластеры размером несколько сотен микрон (рис. 1, *в*). Как в мелких, так и крупных кластерах имеет место выкрашивание частиц с поверхности шлифа, что вызвано тем, что часть частиц внутри кластеров не имеет контакта с матрицей, а соприкасается только с другими частицами карбида титана (рис. 1, *б*, *г*, следы от выкрошившихся частиц указаны белыми стрелками).

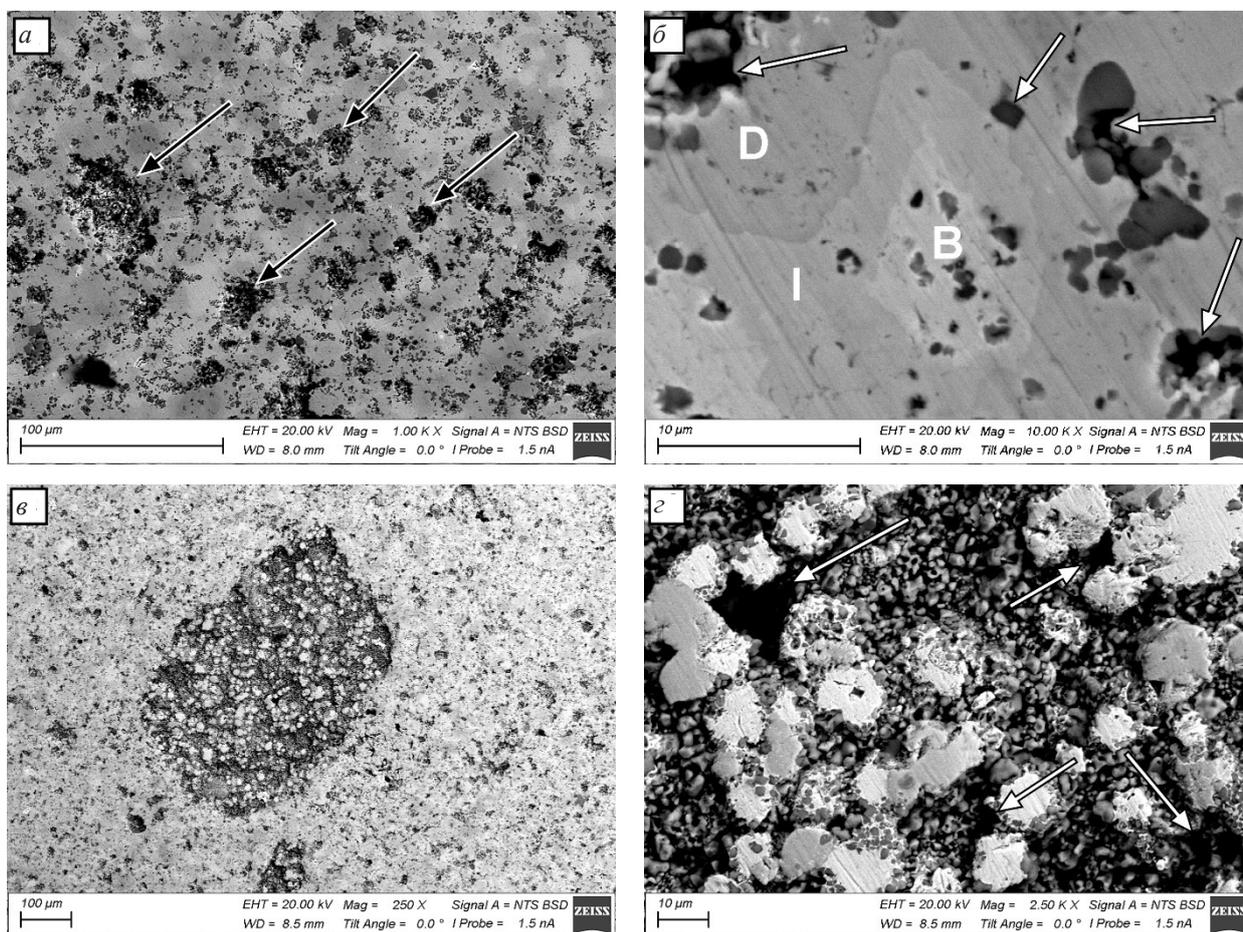


Рис. 1. РЭМ изображения поверхности композита без воздействия НСЭП.

Черными стрелками на (*a*) указаны кластеры частиц TiC. Белыми стрелками на (*б*, *г*) указаны места выкрашивания частиц TiC

Fig. 1. SEM images of the composite surface without LEHCEB irradiation. Black arrows indicate clusters of TiC particles in (*a*). White arrows indicate places of fallen TiC particles in (*б*, *г*)

После воздействия НСЭП с плотностью энергии 8 Дж/см² на поверхности возникает сетка трещин. Атомный контраст на РЭМ изображениях матрицы становится более однородным, что свидетельствует о выравнивании элементного состава матрицы (рис. 2, а, б). Число исходных частиц TiC на поверхности очень сильно сократилось, их остатки наблюдаются лишь во впадинах рельефа. На поверхности располагаются вторичные наночастицы TiC (рис. 2, в), их распределение по поверхности неоднородно. Области с более высоким содержанием наночастиц имеют более темный РЭМ контраст на изображениях.

Структура крупных кластеров изменилась. В результате облучения в кластерах полностью исчезает свободный объем, размер частиц TiC уменьшается до нескольких

сотен нанометров, каждая частица оказывается окружена материалом матрицы, что исключает их выкрашивание при обработке или в процессе эксплуатации (рис. 2, г).

При увеличении числа импульсов при обработке НСЭП в три раза особенности эволюции поверхности композита сохраняются. Возникают трещины, происходит выравнивание элементного состава матрицы и измельчение частиц TiC как в крупных кластерах, так и вне их (рис. 3, а-г). Вместе с тем после 30 импульсов на поверхности формируется множество мелких (~10 мкм) кратеров, возникающих на трещинах или в тройных стыках сетки трещин в результате отслаивания верхнего слоя (рис. 3, д). Наличие таких дефектов на поверхности может ухудшать некоторые свойства композита, например сопротивление износу и коррозии.

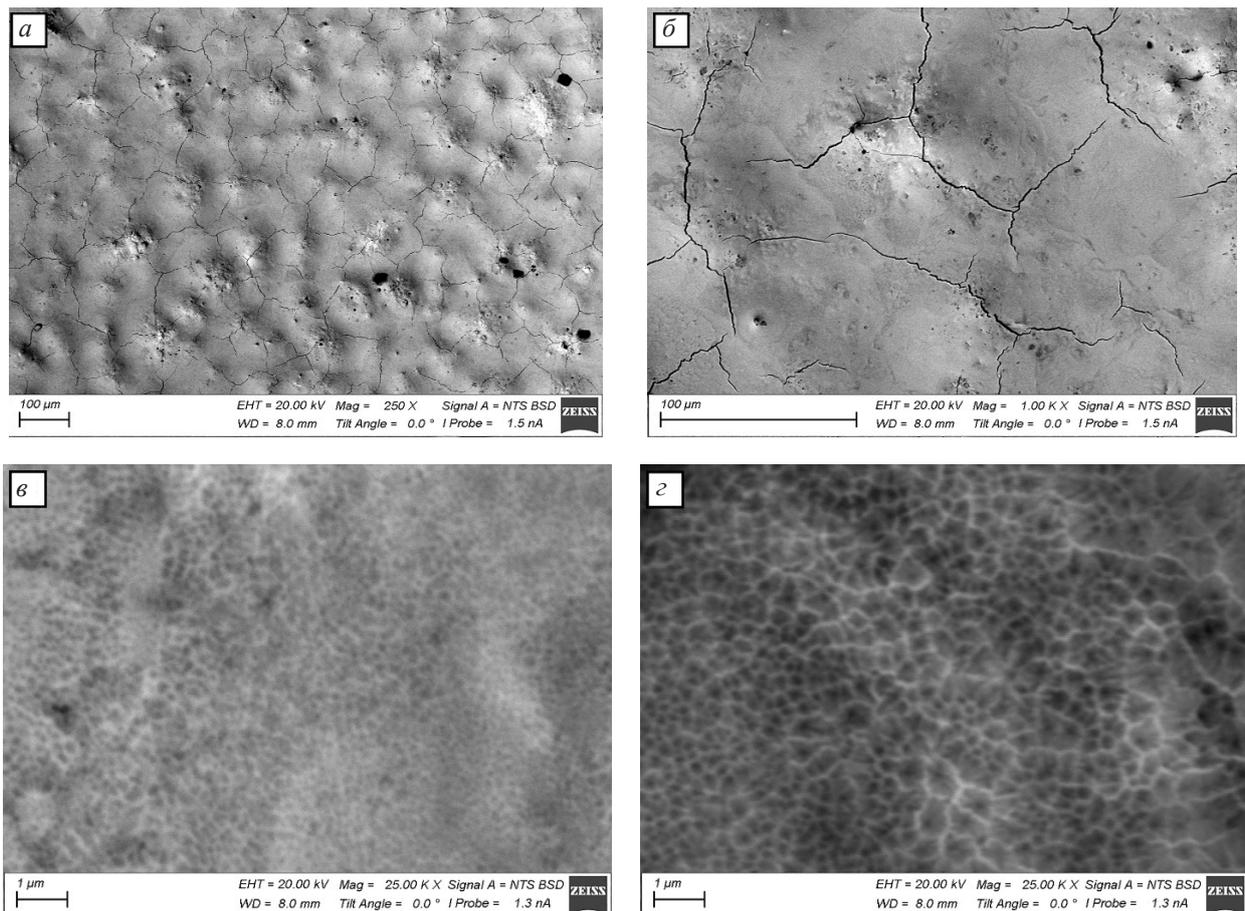


Рис. 2. РЭМ изображения поверхности композита после воздействия 10 импульсов НСЭП.
(г) – область грубого кластера

Fig. 2. SEM images of the composite surface after LEHCEB irradiation with 10 pulses.
(g) corresponds to the area of coarse cluster

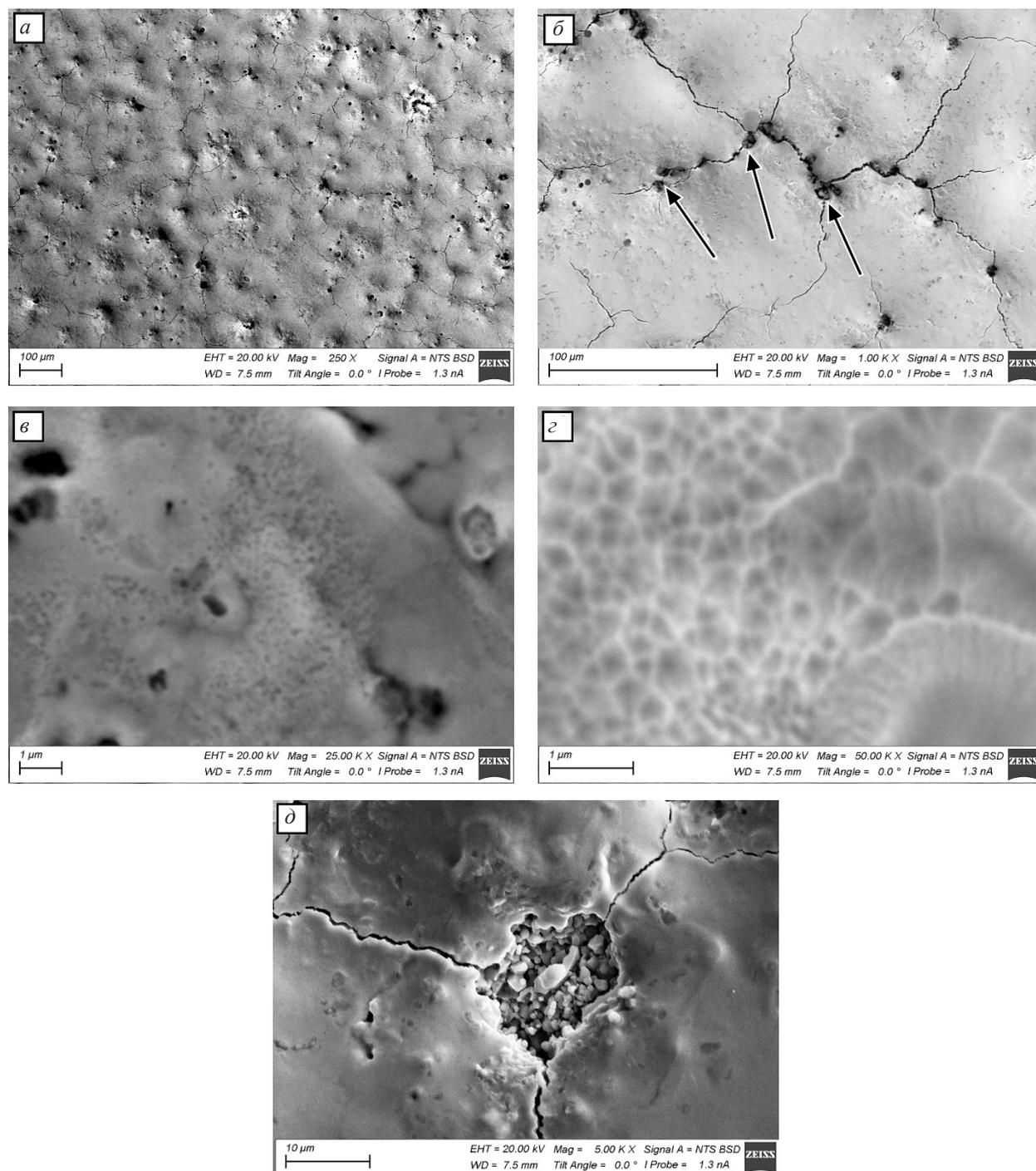


Рис. 3. РЭМ изображения поверхности композита после воздействия 30 импульсов НСЭП.
Черные стрелки указывают мелкие кратеры на (б)

Fig. 3. SEM images of the composite surface after LENCEB irradiation with 30 pulses.
Black arrows indicate small craters in (b)

Рентгенограмма, полученная от композита без воздействия НСЭП, содержит пики, соответствующие интерметаллидам Ni_3Al и NiAl , никелю и карбиду титана (рис. 4, а). Содержание Ni_3Al , NiAl и никеля в матрице

составляет 56, 23 и 21 об. % (рис. 5). Можно заключить, что наличие в порошковой смеси инертного наполнителя TiC снижает выход реакции СВС Ni_3Al , так как без его частиц синтез проходит практически полностью [24].

В результате воздействия НСЭП (10 импульсов) происходит резкое снижение содержания никеля (в 19 раз), менее выраженное снижение содержания NiAl (в 1,3 раза), а содержание Ni_3Al соответственно увели-

чивается (рис. 4, б и 5). Также на четверть возрастает содержание карбида титана. При увеличении количества импульсов до 30 фазовый состав композита не претерпевает существенных изменений (рис. 4, в и 5).

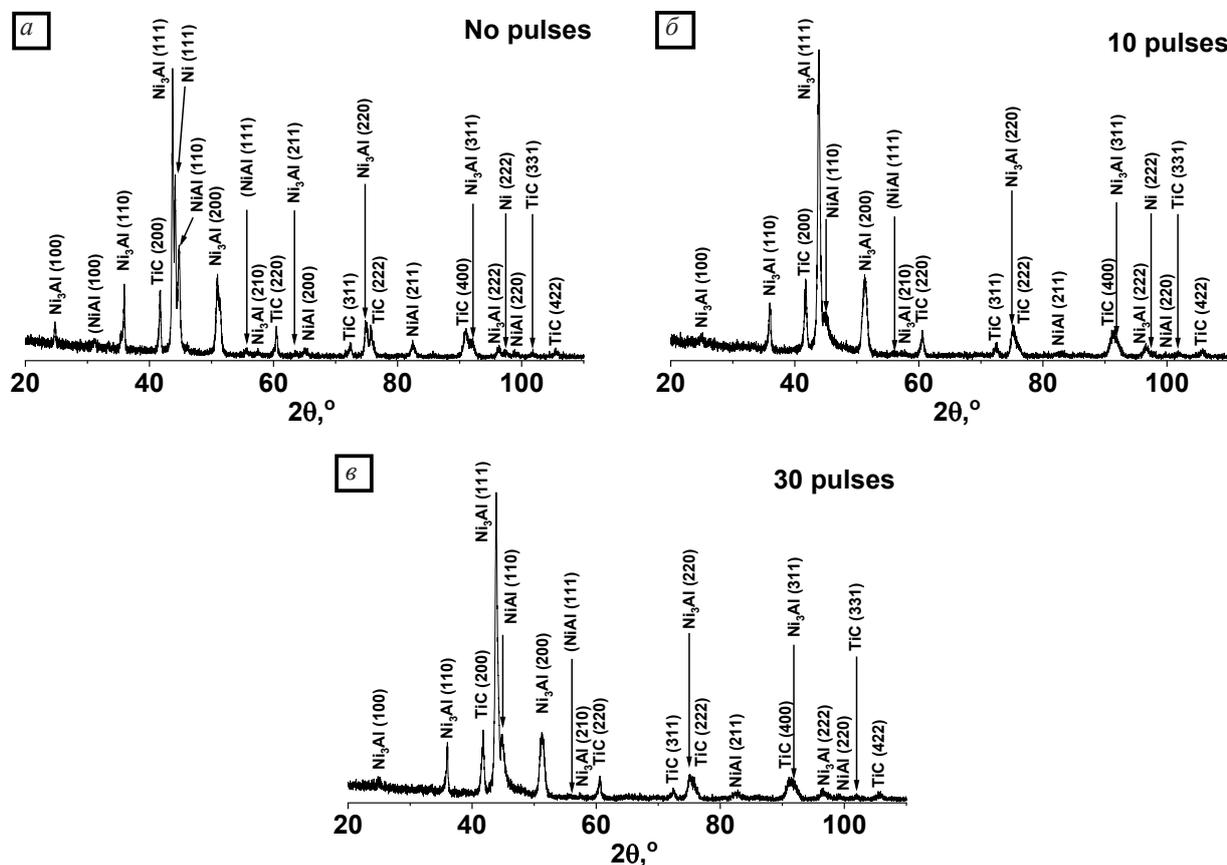


Рис. 4. Дифрактограммы, полученные от композита без воздействия НСЭП (а) и после воздействия 10 (б) и 30 (в) импульсов НСЭП

Fig. 4. XRD patterns obtained from the composite without LEHCEB processing (a) and after irradiation with 10 (б) and 30 (в) pulses

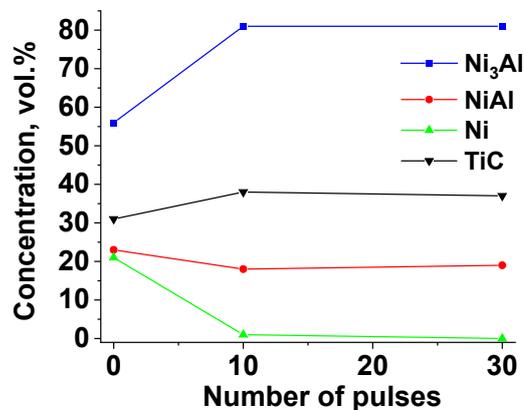


Рис. 5. Зависимость фазового состава приповерхностного слоя композита от числа импульсов НСЭП обработки

Fig. 5. Dependence of the phase composition of the near-surface layer of the composite on the pulse number of LEHCEB irradiation

На рис. 6 представлен фрагмент дифрактограмм для всех исследованных материалов в интервале углов 2θ от 50 до 53° , соответствующем пику (200) фазы Ni_3Al . Видно, что в результате воздействия НСЭП (10 импульсов) максимум пика смещается в сторону больших углов (с $50,957$ на $51,292^\circ$), а ширина пика на полувысоте увеличивается от $0,555$ до $0,843^\circ$. Это означает, что воздействие НСЭП приводит к снижению параметра решетки и увеличению микродеформации решетки. В результате увеличения числа импульсов параметр решетки остается практически неизменным (максимум пика находится на $51,288^\circ$) и незначительному увеличению микродеформации решетки (ширина пика на полувысоте равна $0,885^\circ$).

В результате воздействия 10 и 30 импульсов НСЭП микротвердость композита увеличивается на 10 и 13% соответственно (рис. 7). Таким образом, при увеличении числа импульсов НСЭП скорость упрочнения поверхностного слоя снижается.

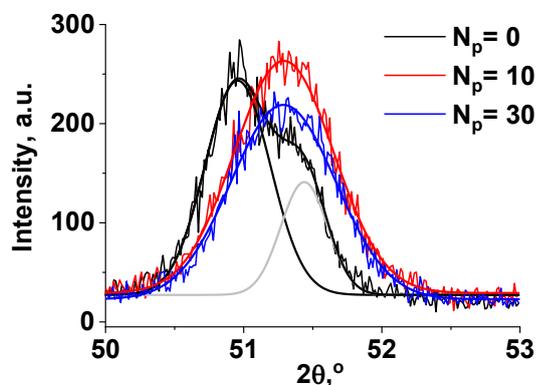


Рис. 6. Фрагмент дифрактограммы композита в районе пика (200) фазы Ni_3Al после различного числа импульсов обработки НСЭП. Гладкие линии соответствуют аппроксимации экспериментальных данных кривой Гаусса. Из пика от композита без обработки НСЭП выделен пик от никеля (серая кривая)

Fig. 6. The fragment of XRD pattern corresponding to (200) peak of Ni_3Al phase after different pulse numbers of LEHCEB irradiation. The smooth curves are Gauss approximation of the experimental data. From the peak obtained for the composite without LEHCEB irradiation, the Ni peak was separated (gray curve)

3. Обсуждение

Результаты РЭМ исследования и рентгенофазового анализа указывают на то, что в результате воздействия НСЭП в композите имеет место изменение фазового состава приповерхностного слоя, заключающееся в том, что в матрице уменьшается объемная доля непрореагировавшего никеля и интерметаллида $NiAl$, а содержание карбида титана возрастает. Очевидно, что в первом случае эволюция фазового состава вызвана увеличением выхода реакции синтеза интерметаллида. Пониженный выход реакции при наличии карбида титана обусловлен, очевидно, тем, что часть тепловой энергии, выделяющейся в результате реакции никеля и алюминия, расходуется на нагрев инертного карбида и энергии для поддержания реакции синтеза становится недостаточно. Нагрев поверхностного слоя в результате воздействия НСЭП способствует инициации реакции, в результате чего выход реакции увеличивается, то есть доля Ni_3Al в составе матрицы возрастает.

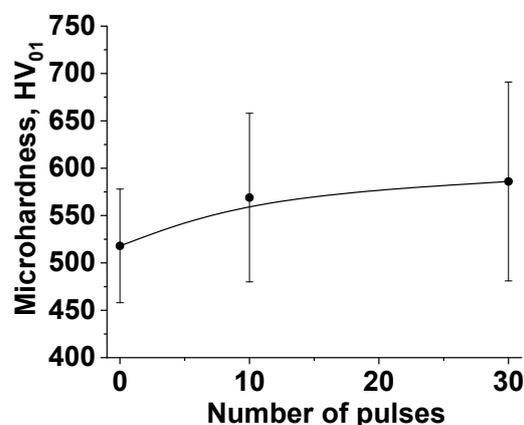


Рис. 7. Зависимость микротвердости композита от числа импульсов НСЭП обработки

Fig. 7. Dependence of the microhardness of the composite on the pulse number of LEHCEB irradiation

Увеличение доли карбида титана в приповерхностном слое может быть обусловлено более высокой скоростью испарения матрицы по сравнению с карбидом титана в момент импульса. Разница скоростей ис-

парения обусловлена разницей температур кипения (4300 °C для карбида титана и 2830 °C для никеля).

Из рис. 5 следует, что основные изменения структурно-фазового состояния реализуются в ходе начальных импульсов воздействия НСЭП и величина влияния НСЭП затухает с увеличением количества импульсов.

Из рис. 6 следует, что воздействие НСЭП приводит к возникновению в приповерхностном слое композита значительных микродеформаций кристаллической решетки матрицы. Возникновение микродеформаций решетки вызвано чрезвычайно высокой скоростью охлаждения поверхностного слоя в результате теплоотвода. Также как и в случае эволюции фазового состава, с увеличением числа импульсов эффект затухает.

Обычно в рентгеноструктурном анализе считается, что изменение параметра решетки вызвано растворением в материале примесных элементов. Увеличение параметра решетки матрицы исследованного композита действительно может быть вызвано растворением титана или углерода в матрице, причем карбид при этом может сохраняться в структуре композита, так как соединение TiC обладает широкой областью гомогенности. С другой стороны, как показано в [22] на примере композита близкого состава, но с меньшей долей карбидной фазы, в результате воздействия НСЭП в поверхностном слое имеют место эффекты измельчения частиц карбида титана и зерен матрицы Ni₃Al, то есть структура композита трансформируется в структуру нанокompозита. В работе [25] обнаружено, что в нанокристаллических материалах изменение параметра решетки может быть вызвано наличием напряжений вблизи границ зерен. Так как приповерхностный слой композита имеет нанокристаллическую структуру после воздействия НСЭП, уменьшение величины параметра решетки может быть связано также с наличием деформации решетки вблизи границ зерен. Для разрешения этого вопроса требуются дополнительные исследования.

Выводы

1. Установлено, что воздействие НСЭП на композит Ni₃Al – 30 об.% TiC, полученный методом СВС с приложением давления из порошковой смеси никеля, алюминия и карбида титана, позволяет значительно увеличить содержание конечного продукта реакции СВС (Ni₃Al) в матрице композита. Причиной обнаруженного эффекта является активация реакции синтеза не полностью прореагировавших компонентов за счет нагрева поверхностного слоя в результате воздействия НСЭП. При этом полное превращение при воздействии НСЭП в использованном режиме не достигается даже при значительном увеличении числа импульсов.

2. Размер частиц TiC значительно уменьшается, а объемная доля упрочняющей карбидной фазы возрастает на 25% в приповерхностном слое композита в результате воздействия НСЭП. Предполагается, что последнее обусловлено испарением части матрицы при обработке.

3. При воздействии НСЭП в композите происходит увеличение уровня микродеформаций кристаллической решетки и снижение ее параметра. Увеличение величины микродеформаций связано с ультрабыстрым сжатием приповерхностного слоя после импульса из-за охлаждения в результате теплоотвода.

4. Микротвердость композита увеличивается максимум на 13% в результате воздействия НСЭП в использованном режиме. С увеличением числа импульсов данный эффект выходит на насыщение.

Благодарности / Acknowledgments

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда №23-29-00673, <https://rscf.ru/project/23-29-00673/>.

This work was funded by Russian Science Foundation, grant No. 23-29-00673, <https://rscf.ru/project/23-29-00673/>.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Gaier M., Todorova T. Z., Russell Z., Farhat Z. N., Zwanziger J. W., Plucknett K. P. The influence of intermetallic ordering on wear and indentation properties of TiC-Ni₃Al cermets // *Wear*. 2018. V. 426–427. P. 390–400. DOI: 10.1016/j.wear.2018.12.034.
2. Todorova T. Z., Gaier M., Zwanziger J. W., Plucknett K. P. Understanding the elastic and thermal response in TiC-based ceramic-metal composite systems: First-principles and mechanical studies // *Journal of Alloys and Compounds*. 2019. V. 789. P. 712–719. DOI: 10.1016/j.jallcom.2019.03.092.
3. Tieggs T. N., Alexander K. B., Plucknett K. P., Menchhofer P. A., Becher P. F., Waters S. B. Ceramic composites with a ductile Ni₃Al binder phase // *Materials Science and Engineering: A*. 1996. V. 209, Iss. 1–2. P. 243–247. DOI: 10.1016/0921-5093(95)10128-4.
4. Zhang K., Zhang Z., Lu X., Li K., Du Y., Long J., Xu T., Zhang H., Chen L., Kong Y. Microstructure and composition of the grain/binder interface in WC-Ni₃Al composites // *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*. 2014. V. 44 P. 88–93. DOI: 10.1016/J.IJRMHM.2014.01.015.
5. Long J., Zhang Z., Xu T., Lu B. Microstructure, mechanical properties and fracture behavior of WC-40 vol.% Ni₃Al composites with various carbon contents // *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*. 2013. V. 40. P. 2–7. DOI: 10.1016/J.IJRMHM.2013.03.014.
6. Hyjek P., Sulima I., Jaworska L. Application of SHS in the manufacture of (NiAl/Ni₃Al)/TiB₂ composite // *Metallurgical and Materials Transactions, A: Physical Metallurgy and Materials Science*. 2019. V. 50, Iss. 8. P. 3724–3735. DOI: 10.1007/s11661-019-05306-w.
7. Lapshin O. V., Boyangin E. N., Ovcharenko V. E. Thermokinetic characteristics of the final stage of the thermal shock of the 3Ni + Al + TiC powder mixture // *Combustion, Explosion and Shock Waves*. 2005. V. 41, Iss. 1. P. 64–70. DOI: 10.1007/s10573-005-0007-1.
8. Sheng L. Y., Yang F., Xi T. F., Guo J. T., Ye H. Q. Microstructure evolution and mechanical properties of Ni₃Al/Al₂O₃ composite during self-propagation high-temperature synthesis and hot extrusion // *Materials Science and Engineering: A*. 2012. V. 555. P. 131–138. DOI: 10.1016/j.msea.2012.06.042.
9. Li Y. X., Hu J. D., Wang H. Y., Guo Z. X. Study of TiC/Ni₃Al composites by laser ignited self-propagating high-temperature synthesis (LISHS) // *Chemical Engineering Journal*. 2008. V. 140, Iss. 1–3. P. 621–625. DOI: 10.1016/j.cej.2007.11.034.
10. Michalski A., Cymerman K. Ni₃Al/diamond composites produced by pulse plasma sintering (PPS) with the participation of the SHS reaction // *Journal of Alloys and Compounds*. 2015. V. 636. P. 196–201. DOI: 10.1016/j.jallcom.2015.02.174.
11. Sheng L. Y., Yang F., Xi T. F., Guo J. T. Investigation on microstructure and wear behavior of the NiAl-TiC-Al₂O₃ composite fabricated by self-propagation high-temperature synthesis with extrusion // *Journal of Alloys and Compounds*. 2013. V. 554. P. 182–188. DOI: 10.1016/j.jallcom.2012.11.144.
12. Keskinen J., Maunu J., Lintula P., Heinonen M., Ruuskanen P. TiC/Ni₃Al composites manufactured by self-propagating high-temperature synthesis and hot isostatic pressing // *Journal of Materials Synthesis and Processing*. 1999. V. 7, Iss. 4. P. 253–258. DOI: 10.1023/A:1021805711482.
13. Ротштейн В. П., Проскуровский Д. И., Озур Г. Е., Иванов Ю. Ф. Модификация поверхностных слоев металлических материалов низкоэнергетическими сильноточными электронными пучками. Новосибирск: Наука, 2019. 320 с.
14. Озур Г. Е., Проскуровский Д. И. Источники низкоэнергетических сильноточных электронных пучков с плазменным анодом. Новосибирск: Наука, 2018. 176 с.
15. Proskurovsky D. I., Rotshtein V. P., Ozur G. E., Markov A. B., Nazarov D. S., Shulov V. A., Ivanov Yu. F., Buchheit R. G. Pulsed electron-beam technology for surface modification of metallic materials // *Journal of Vacuum Science and Technology: A*. 1998. V. 16, Iss. 4. P. 2480–2488. DOI: 10.1116/1.581369.
16. Proskurovsky D. I., Rotshtein V. P., Ozur G. E., Ivanov Yu. F., Markov A. B. Physical foundations for surface treatment of materials with low energy, high current electron beams // *Surface and Coatings Technology*. 2000. V. 125, Iss. 1. P. 49–56. DOI: 10.1016/S0257-8972(99)00604-0.
17. Ozur G. E., Proskurovsky D. I. Generation of low-energy high-current electron beams in plasma-anode electron guns // *Plasma Physics Reports*. 2018. V. 44, Iss. 1. P. 18–39. DOI: 10.1134/S1063780X18010130.
18. Hao S., Xu Y., Zhang Y., Zhao L. Improvement of surface microhardness and wear resistance of WC/Co hard alloy by high current pulsed electron beam irradiation // *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*. 2013. V. 41. P. 553–557. DOI: 10.1016/j.ijrmhm.2013.07.006.
19. Lou C., Zhang Y., Lyu X., Gao J., Wang Q. Surface modification of YW2 cemented carbide cutting tool by high current pulsed electron beam // *Medziagotyra*. 2015. V. 21, Iss. 2. P. 203–206. DOI: 10.5755/j01.mm.21.2.6748.
20. Peng W., Hao Sh., Chen J., Li W., Zhao L., Deng J. Surface composite microstructure and improved mechanical property of YG10X cemented carbide induced by high current pulsed electron beam irradiation // *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*. 2019. V. 78. P. 233–239. DOI: 10.1016/j.ijrmhm.2018.09.016.
21. Peng W., Hao Sh., Zhao L., Li Z., Chen J., Lan J., Wang X., Wang K. Thermal stability of modified

surface microstructure on WC-Co cemented carbide after high current pulsed electron beam irradiation // *Journal of Alloys and Compounds*. 2020. V. 829. Article number 154545. DOI: 10.1016/j.jallcom.2020.154545.

22. Demirtas M., Ivanov K. V., Purcek G., Yanar H. Enhancing mechanical and tribological properties of Ni₃Al-15vol%TiC composite by high current pulsed electron beam irradiation // *Journal of Alloys and Compounds*. 2022. V. 898. Article number 162860. DOI: 10.1016/j.jallcom.2021.162860.

23. Ozur G., Proskurovsky D., Rotshtein V., Markov A. Production and application of low-energy, high-current

electron beams // *Laser and Particle Beams*. 2003. V. 21, Iss. 2. P. 157–174. DOI: 10.1017/S0263034603212040.

24. Ovcharenko V. E., Lapshin O. V., Akimov K. O., Kozulin A. A. Grain structure formation in Ni₃Al intermetallic compound synthesized under high-temperature and pressure conditions // *Russian Physics Journal*. 2020. V. 63, Iss. 5. P. 765–772. DOI: 10.1007/s11182-020-02096-2.

25. Qin W., Nagase T., Umakoshi Y., Szpunar J. A. Relationship between microstrain and lattice parameter change in nanocrystalline materials // *Philosophical Magazine Letters*. 2008. V. 88, Iss. 3. P. 169–179. DOI: 10.1080/09500830701840155.