

## НЕКОТОРЫЕ ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ПРИПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКОГО СПЛАВА ПРИ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОМ ОБЛУЧЕНИИ В СРЕДЕ ГАЗОВ С РАЗЛИЧНОЙ ЭНЕРГИЕЙ ИОНИЗАЦИИ

Овчаренко В.Е.<sup>1</sup>, Моховиков А.А.<sup>1</sup>, Игнатьев А.С.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>ФГБОУ ВПО «Юргинский технологический институт (филиал) Национального исследовательского Томского политехнического университета», Россия (652055, Кемеровская область, г. Юрга, ул. Ленинградская, д.26), e-mail: [maa28@rambler.ru](mailto:maa28@rambler.ru)

В работе представлены результаты исследований, направленных на решение актуальной научной проблемы – повышение ресурса работы металлокерамических сплавов в экстремальных условиях эксплуатации за счет усовершенствования методов их поверхностной обработки, основанных на концепции создания дополнительных структурных уровней на поверхности материала, в результате воздействия низкоэнергетических высокопоточных электронных пучков субмиллисекундной длительности в среде инертных и реакционноспособных газов. Полученные результаты раскрывают некоторые аспекты формирования приповерхностного слоя металлокерамического сплава на макро- и микроуровнях при электронно-пучковом облучении с применением различной плазмообразующей среды. Экспериментально показано, что применение в качестве плазмообразующей среды газов с различной энергией ионизации при одних и тех же режимах облучения позволяет изменить реакции межфазного взаимодействия компонентов металлокерамического сплава, что предопределяет возможность формирования управляемой многоуровневой структуры в поверхностных слоях твердого сплава в результате обработки низкоэнергетическими высокопоточными электронными пучками.

Ключевые слова: металлокерамический сплав, структура, поверхностный слой, электронно-пучковая обработка, плазмообразующий газ.

## SOME FEATURES OF METAL-CERAMIC ALLOY'S BOUNDARY LAYER FORMATION BY MEANS OF ELECTRON BEAM EXPOSURE IN THE ENVIRONMENT OF GASES WITH DIVERSE IONIZING ENERGY

Ovcharenko V.E.<sup>1</sup>, Mokhovikov A.A.<sup>1</sup>, Ignatyev A.S.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Yurga Institute of Technology of National Research Tomsk Polytechnic University, Russia (652055, Kemerovo region, Yurga, 26, Leningradskaya st., e-mail: [maa28@rambler.ru](mailto:maa28@rambler.ru)

The article deals with research findings aimed to solve a pressing scientific issue of increasing an operational life of metal-ceramic alloys in extreme run-time environment. This is carried out by means of extension methods of surface processing based on a strategy of additional structural layers on a surface resulted by the influence of low-energy high-current electron beams with sub milliseconds longitude in the environment of inerting and reactive gases. Obtained results reveal some aspects of metal-ceramic alloy's boundary layer formation at macro and micro layers when they undergo electron beam exposure in different plasma-supporting environment. Experiments have shown that it is possible to change the reactions of interphase interaction of metal-ceramic alloys components when gases with different ionizing energy are used as a plasma-supporting environment in identical exposure modes. This predetermine possibility to create an operated multilevel structures in upper layers of a solid alloy as a result of processing by low-energy high-current electron beams.

Keywords: metal-ceramic alloy, structure, upper layer, electron beam processing, plasma-supporting gas.

В настоящее время, в связи с широким применением в различных областях промышленности металлокерамических сплавов, проблематика их ресурсоэффективности при экстремальных условиях эксплуатации имеет высокую актуальность. Повышение эксплуатационных свойств металлокерамических сплавов в современной мировой практике достигается за счет совершенствования структуры в общем объеме сплава путем легирования металлического связующего, подбора карбидной фазы и режимов спекания порошковых смесей [1-3]. В последние годы большое внимание в исследованиях, направленных на повышение прочности

и износостойкости металлокерамики, уделяется расширению диапазона дисперсности элементов внутренней структуры сплавов путем добавления в порошковые смеси металлокерамического состава нанодисперсных порошков металлического связующего [4] или тугоплавкого химического соединения [5].

Принципиально новым решением проблемы повышения ресурсоэффективности металлокерамических (твердых) сплавов является глубокая модификация структурно-фазового состояния поверхностного слоя рабочих (контактных) поверхностей ответственных элементов конструкций и изделий [7]. В настоящее время получен ряд результатов, показывающих, что применение низкоэнергетических высокоточных электронных пучков субмиллисекундной длительности воздействия позволяет модифицировать структуру поверхностного слоя толщиной в несколько десятков микрометров. В результате изменения структурно-фазового состояния поверхностного слоя наблюдается усовершенствование его физических и прочностных свойств – снижается коэффициент трения на рабочей поверхности металлокерамической пластины, повышаются трещино- и износостойкость [8].

Развитием данного подхода к решению проблемы создания высокоресурсных изделий из твердых сплавов является концепция создания дополнительных структурных уровней на поверхности металлокерамики с образованием субмикро- и нанокристаллической составляющих его структуры, в результате воздействия низкоэнергетических высокоточных электронных пучков субмиллисекундной длительности в среде инертных и реакционноспособных газов [9-11]. При этом важной задачей, требующей комплексного подхода при решении, становится определение условий облучения высокоинтенсивными импульсными электронными пучками, приводящих к модификации структурно-фазового состояния не только металлического связующего, но и структурного состояния карбидной компоненты твердого сплава.

### **Материалы и методики**

Исследования были проведены на твердом сплаве TiC-(Ni-Cr) при соотношении компонентов в сплаве 50:50. Образцы имели следующие размеры 12×12×4 мм. Электронно-пучковую обработку поверхностного слоя сплава осуществляли на установке электронно-пучкового облучения «СОЛО» [7]. Обработке подвергались две противоположные вершины пластины с одной ее стороны и две противоположные вершины с другой стороны (рис.1). Профилирование поверхности исследуемых образцов выполняли на специальном приспособлении с помощью индикатора многооборотного с ценой деления 0,001 мм, который оснащался иглой с диаметром рабочей вершины 0,07 мм. Результаты измерений фиксировались через каждые 0,1 мм.

Микроструктуры поверхности твердого сплава после электронно-пучковой обработки исследовали на сканирующем электронном микроскопе SEM-515 Philips с энергодисперсионной приставкой для локального элементного анализа EDAX ECON IV.

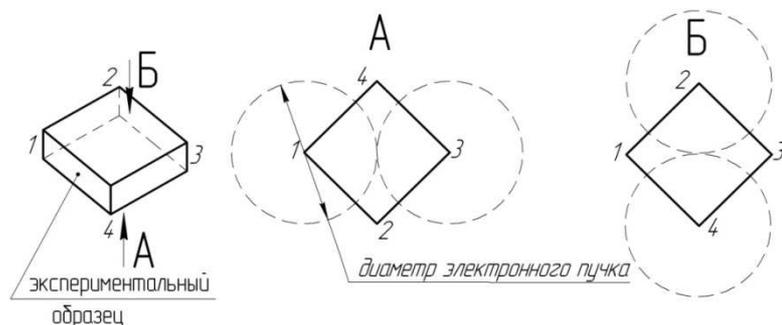


Рисунок 1. Схема электронно-пучковой обработки образцов

### Результаты и их обсуждение

Электронно-пучковая обработка образцов проводилась в среде плазмообразующих газов, имеющих различную энергию ионизации, что предположительно должно позволить достигнуть в ходе исследований высокого уровня реструктуризации карбидной компоненты в спеченной металлокерамике, не допуская при этом в поверхностном слое металлокерамического сплава полного переplava карбидной и металлической компонентов. В таблице 1 представлены численные значения энергии ионизации исследованных в работе плазмообразующих газов.

Таблица 1. Энергии ионизации плазмообразующих газов.

Плазмообразующий газ	Энергия ионизации, кДж/моль
Аргон	1519,6
Азот	1401,5
Криптон	1350,0
Ксенон	1170,0

Визуальное исследование образцов после электронно-пучковой обработки показало наличие следов плавления металлокерамического сплава на поверхности воздействия электронного пучка. Представленные на рисунке 2 профилограммы поверхности исследуемых образцов, полученные с помощью многооборотного индикатора часового типа, качественно и количественно демонстрируют изменение формы и размеров образцов в результате воздействия электронного пучка, которое сопровождается плавлением металлической связки, растворением и микрорастрескиванием частиц карбидной фазы[6]. Наибольшее оплавление наблюдается у края образцов, где концентрируются основные тепловые потоки. Величина оплавления достигает значений от 5 до 130 мкм и зависит от режимов облучения и плазмообразующей среды, что в целом полностью подтверждается теоретическими расчетами тем-

пературных профилей прогрева приповерхностного слоя металлокерамического сплава, выполненными в работах [12]. Максимальный размер уменьшения высоты образца наблюдается при использовании в качестве плазмообразующего газа смеси ксенона и азота. При этом стоит отметить, что количественная оценка глубины проплавления является приближенной, поскольку в значительной мере будет зависеть от остаточной пористости после спекания, различия размеров и формы высокотвердых частиц, неравномерности их распределения в объеме, а также от качества границ раздела входящих в состав компонентов.

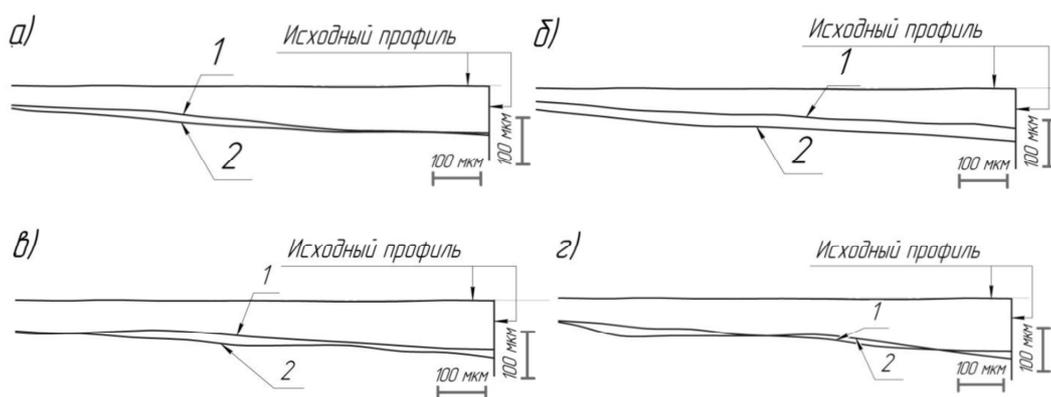


Рисунок 2. Профилеграммы поверхности образцов: а) плазмообразующий газ аргон; б) плазмообразующий газ азот; в) плазмообразующий газ ксенон; г) плазмообразующий газ ксенон+азот (1 – плотность энергии  $E_S=40$  Дж/см<sup>2</sup>, 2 – плотность энергии  $E_S=50$  Дж/см<sup>2</sup>)

На рисунке 3 представлены микроструктуры поверхности металлокерамического сплава TiC-(Ni-Cr) после импульсного электронно-пучкового облучения при постоянных значениях плотности энергии в электронном пучке, длительности и количестве импульсов облучения в аргон-, азот-, криптон- и ксенонсодержащей плазме газового разряда.

Сравнительный анализ представленных на рисунке 3 микроструктур показывает, что поверхностный слой металлокерамического сплава после облучения в аргонсодержащей плазме газового разряда подвергается полной переплавке. В данном случае происходит практически полное растворение карбидной компоненты в расплаве металлического связующего (рис. 3а). При переходе к азотсодержащей плазме на облученной поверхности можно видеть микрочастицы карбидной фазы, оставшиеся от не полностью растворившихся в расплаве металлического связующего частиц карбида исходной металлокерамики (рис. 3б). При облучении в криптонсодержащей плазме газового разряда происходит фрагментация поверхностного слоя, в центральной части отдельных фрагментов зёрненной структуры можно видеть микрочастицы карбидной фазы (рис. 3в). Эффект фрагментации структуры поверхностного слоя с расположенными в центральной части отдельных зерен микрочастицами карбидной фазы усиливается при переходе к облучению в ксенонсодержащей плазме газового разряда (рис. 3г).

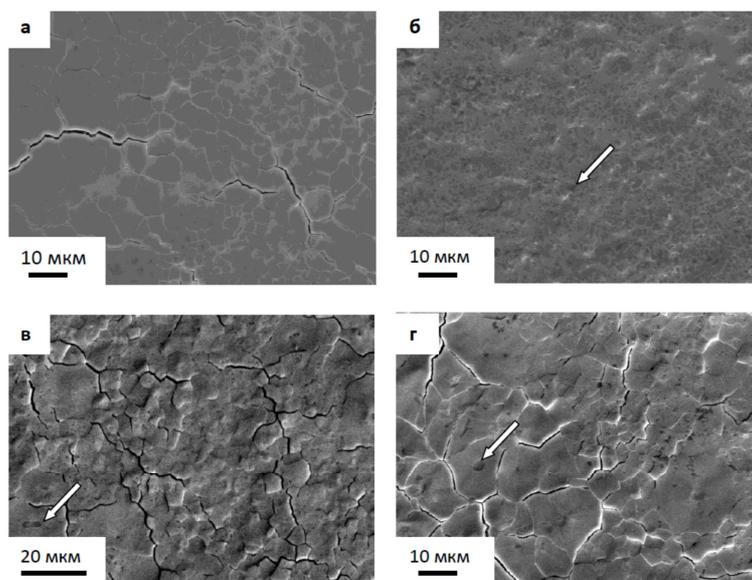


Рисунок 3. Микроструктуры поверхности металлокерамического сплава после импульсного электронно-пучкового облучения в аргонсодержащей (а), азотсодержащей (б), криптонсодержащей (в) и ксенонсодержащей (г) плазме газового разряда ( $E=40$  Дж/см<sup>2</sup>,  $\tau=200$  мкс,  $N=15$ ). Стрелками указаны не полностью растворившиеся в расплаве металлического связующего частицы исходного карбида титана.

Представленные на рисунке 4 максимально увеличенные изображения микроструктуры поверхности образцов дают более детальную картину реструктуризации карбидной компоненты в поверхностном слое металлокерамического сплава при его облучении в криптон-, ксенон- и (ксенон+азот)-содержащей плазме газового разряда.

В процессе облучения металлокерамического сплава в криптонсодержащей плазме газового разряда при плотности энергии в электронном пучке  $40$  Дж/см<sup>2</sup>,  $\tau=150$  мкс и  $N=15$  происходит ярко выраженная фрагментация структуры поверхностного слоя металлокерамического сплава, в центральной части каждого зерна фрагментированной структуры находится микрочастица карбидной фазы, а в объеме отдельных зерен равномерно распределены наноразмерные частицы карбидной фазы (рис.4а). С увеличением плотности энергии в электронном пучке до  $50$  Дж/см<sup>2</sup> при неизменных значениях длительности и количества импульсов облучения происходит увеличение размеров отдельных зерен структуры поверхностного слоя с образованием внутри зерен дендритного каркаса карбидной составляющей металлокерамической композиции (рис.4б).

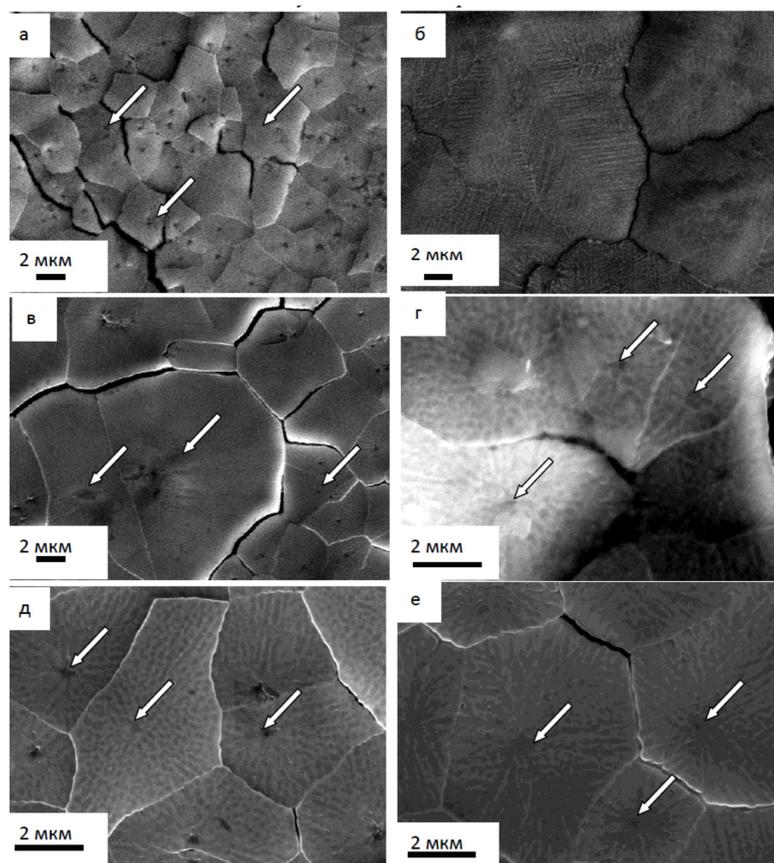


Рисунок 4. Микроструктуры поверхности металлокерамического сплава после импульсного электронно-пучкового облучения в криптон- (а,б), ксенон- (в,г) и (ксенон+азот)-содержащей (д,е) плазме газового разряда: а,в,д –  $40 \text{ Дж/см}^2$ , 150 мкс, 15 импульсов, б,г,е –  $E=50 \text{ Дж/см}^2$ , 150 мкс, 15 импульсов (стрелками указаны не полностью растворившиеся в расплаве металлического связующего частицы исходного карбида титана).

При переходе к облучению в ксенонсодержащей плазме газового разряда эффект реструктуризации карбидной компоненты поверхностного слоя металлокерамического сплава проявляется в еще более явном виде (рис.4в, г). Основной особенностью формирующейся в процессе импульсного электронно-пучкового облучения микроструктуры поверхностного слоя металлокерамического сплава является сохранение дисперсного характера распределения наноразмерных частиц вторичного карбида в объеме структурных фрагментов поверхностного слоя при повышении плотности энергии в электронном пучке от  $40$  до  $50 \text{ Дж/см}^2$ . Это говорит о более «мягком» температурно-временном режиме влияния электронно-пучкового облучения в ксенонсодержащей плазме газового разряда на поверхностный слой металлокерамического сплава, сопоставимом с изменением температурно-временного режима влияния облучения на поверхностный слой при увеличении длительности импульсов облучения – происходит снижение градиента температуры от поверхности во внутренний объ-

ем облучаемого образца материала, более глубокое прогревание поверхностного слоя за время одиночного импульса облучения.

Аналогичный результат достигается и при импульсном электронно-пучковом облучении в (ксенон+азот)-содержащей плазме газового разряда (рис.4д,е). В данном случае при применении (ксенон+азот)-содержащей плазмы газового разряда в поверхностном слое металлокерамического сплава формируется близкая к идеальной регулярная структура распределения наноразмерных частиц вторичного карбида в пределах каждого из отдельных зерен фрагментированной структуры (рис.4д). С увеличением плотности энергии в электронном пучке характер микроструктуры поверхностного слоя практически не изменяется, наблюдается некоторое увеличение размера зерен его фрагментированной структуры (рис.4е).

### **Заключение**

Представленные данные позволяют констатировать следующее.

1. Все рассмотренные случаи облучения поверхности металлокерамического сплава TiC-(Ni-Cr)сопровождаются плавлением металлического связующего с формированием определенного профиля поверхности. Максимальная глубина прогрева с достижением температуры плавления металлического связующего твердого сплава в рассмотренных случаях достигает 130 мкм.
2. Применение в качестве плазмообразующей среды газов с различной энергией ионизации позволило при одних и тех же режимах облучения изменить реакции межфазного взаимодействия компонентов металлокерамического сплава, что предопределяет возможность формирования управляемой многоуровневой структуры в поверхностных слоях твердого сплава в результате обработки низкоэнергетическими сильноточными электронными пучками субмиллисекундной длительности воздействия.

*Работа выполнена в рамках проекта фонда фундаментальных исследований №13-08-98083 p\_сибирь\_a.*

### **Список литературы**

1. Креймер Г.С. Прочность твердых сплавов. - М.: Металлургия, 1966.-200 с.
2. Куклин Л.Г., Сагалов В.И., Серебровский В.Б., Шабашов С.П. Повышение прочности и износостойкости твердосплавного инструмента.- М.: Машиностроение, 1968.-140 с.
3. Исаев Е.А., Крамер Т.М., Сушинский В.М. Особенности спекания твердых сплавов на поликарбидной основе с мелко- и нанодисперсной связкой//Науковісті НТУУ «КПІ».-2011.-№6.-С.96-101.
4. Калмыков В.И., Борисенко Н.И., Башков В.М. и др. Способ получения изделий из твердых сплавов : патент РФ RU 2368461 от 01.2006.

5. Овчаренко В.Е., Иванов Ю.Ф., Лапшин О.В. Импульсная электронно-пучковая модификация инструментальной металлокерамики на основе карбида титана //Наноинженерия поверхности. Формирование неравновесных состояний в поверхностных слоях материалов методами электронно-ионно-плазменных технологий / отв. ред. Н.З.Ляхов, С.Г.Псахье; Рос.акад. наук, Сиб. отд-е, Ин-т физики прочности и материаловедения. – Новосибирск: Изд-во СО РАН, 2008.-276 с.
6. Овчаренко В.Е., Псахье С.Г., Коваль Н.Н. Способ электронно-пучкового упрочнения твердосплавного инструмента : патент РФ №2338798 (2008).
- 7.Овчаренко В.Е., Иванов Ю.Ф., Моховиков А.А., Коваль Н.Н., Тересов А.Д. Способ электронно-пучкового упрочнения твердосплавного инструмента или изделия : патент РФ №2457261 (2012).
8. Овчаренко В.Е., Иванов Ю.Ф., Коваль Н.Н., Моховиков А.А., Юй Б., Ван Д. Наноструктурное азотирование и упрочнение поверхностного слоя металлокерамического сплава // Перспективные материалы. – 2011. - Т. 1. – Спец.вып. (13). - С. 623-629.
9. Овчаренко В.Е., Псахье С.Г., Моховиков А.А. Влияние масштабности структурного состояния на физические свойства поверхностного слоя и стойкость металлокерамического сплава при резании металла // Известия вузов. Физика. – 2012. - Т. 55. - № 5/2. - С. 215-219.
10. Овчаренко В.Е., Иванов Ю.Ф., Юй Б., Моховиков А.А., Игнатьев А.С. Формирование многоуровневой структуры в поверхностном слое металлокерамического сплава и её влияние на стойкость металлорежущего инструмента // Байкальский материаловедческий форум:материалы Всероссийской научной конференции с международным участием: в 2 т., Улан-Удэ, 9-13 Июля 2012. - Улан-Удэ: БНЦ СО РАН, 2012. - Т. 1. - С. 134-136.
11. Овчаренко В.Е., Иванов Ю.Ф., Моховиков А.А. Модификация поверхностного слоя металлокерамического сплава при импульсном электронно-пучковом облучении в азотсодержащей плазме газового разряда // Контроль. Диагностика. – 2012. - №. 3. - С. 52-56.
12. Овчаренко В.Е., Букрина Н.В., Князева А.Г., Моховиков А.А. Количественный анализ растворения азота в поверхностном слое металлокерамического сплава TiC-(Ni-Cr) при импульсном электронно-пучковом облучении его поверхности // Горный информационно-аналитический бюллетень (научно-технический журнал). – 2011. - №. 0В2. - С. 344-356.

#### **Рецензенты:**

Сапожков С.Б., д.т.н., профессор, заведующий кафедрой механики и инженерной графики ФГБОУ ВПО «Юргинский технологический институт (филиал) Национального исследовательского Томского политехнического университета», г. Юрга.

Петрушин С.И., д.т.н., профессор кафедры технологии машиностроения ФГБОУ ВПО «Юргинский технологический институт (филиал) Национального исследовательского Томского политехнического университета», г. Юрга.