

# Электронно-пучковая модификация стали и твердых сплавов

С.В. Григорьев, Н.Н. Коваль, Ю.Ф. Иванов, В.Н. Девятков, А.Д. Тересов, Ю.А. Колубаева

Институт сильноточной электроники СО РАН,  
634055 Томск, Россия  
e-mail: [koval@opee.hcei.tsc.ru](mailto:koval@opee.hcei.tsc.ru)

Методами оптической, сканирующей и дифракционной электронной микроскопии, рентгеноструктурного анализа, путем проведения элементного анализа, построения профиля микро- и нанотвердости, выявления степени шероховатости поверхности обработки проведены исследования фазового состава и состояния дефектной субструктуры ряда промышленных сталей и твердых сплавов, подвергнутых обработке импульсно-периодическим низкоэнергетическим сильноточным электронным пучком микросекундной длительности в режиме оплавления поверхностного слоя. Выявлено формирование многослойной структуры, характеризующейся степенью преобразования структурно-фазового состояния материала и его механических характеристик. Высказаны суждения о физической природе процессов, протекающих в материале при электронно-пучковой обработке.

## Введение

Несмотря на многовековое интенсивное использование металлических материалов в различных отраслях промышленности и техники, проблема улучшения их эксплуатационных характеристик остается актуальной. В настоящее время она решается как традиционными химико-термическими методами, так и путем нанесения функциональных покрытий (TiN, HfN и др.), с помощью ионной имплантации, воздействием концентрированными потоками энергии. Одним из наиболее перспективных способов модифицирования структуры приповерхностного слоя изделий из различных материалов с целью повышения их эксплуатационных характеристик в настоящее время является электронно-пучковая импульсная обработка [1-7]. По сравнению с широко распространенной лазерной, электронно-пучковая технология обладает большими возможностями контроля и регулирования количества подводимой к обрабатываемой поверхности энергии, отличается высокой локальностью распределения энергии в приповерхностном слое обрабатываемого материала и высоким коэффициентом полезного действия. Сверхвысокие скорости (до  $10^9$  К/с) нагрева до температур плавления и последующего охлаждения тонкого приповерхностного слоя материала ( $10^{-7}$ - $10^{-6}$  м), формирование в нем предельных градиентов температуры (до

$10^7 \dots 10^8$  К/м), обеспечивающих охлаждение приповерхностного слоя за счет теплоотвода в основной объем материала со скоростью  $10^4 \dots 10^9$  К/с, создают условия для образования в приповерхностном слое аморфной, нано- и субмикроструктурной структуры. Столь существенные изменения структурно-фазового состояния поверхностных слоев приводят к улучшению физико-химических и прочностных свойств материала, недостижимому при традиционных методах поверхностной обработки [1-7].

В настоящей работе анализируются результаты, полученные при исследовании влияния импульсного облучения электронным пучком на фазовый состав, дефектную субструктуру и механические свойства поверхностных слоев ряда сталей и металло-керамических сплавов.

## Материал и методика исследования

В качестве материала исследования были использованы пластинки из твердого сплава на основе карбида титана (TiC) с никель-хромовой связкой, карбида вольфрама (WC) с кобальтовой связкой, конструкционных сталей типа 38ХНЗМФА, находящейся в закаленном состоянии, и 15НЗМА, подвергнутой науглероживанию. Электронно-пучковую обработку сплава осуществляли

на установке «SOLO» в едином вакуумном цикле, включающем предварительный прогрев образцов до температуры в несколько сотен градусов частотно-импульсным электронным пучком со средней мощностью в сотни ватт и последующую обработку электронным пучком с длительностью импульсов 30, 50, 100, 150, 200 мкс в режиме одиночных импульсов (число импульсов облучения 1-30) с плотностью энергии в пучке до  $40 \text{ Дж/см}^2$ . Исследования состояния поверхности облучения и фрактурологии поверхности разрушения, элементного и фазового состава, дефектной субструктуры приповерхностного слоя модифицированных образцов проводили методами оптической, сканирующей и просвечивающей дифракционной электронной микроскопии, рентгеноструктурного анализа; изменение механических характеристик материала анализировали путем построения профиля микро- и нанотвердости, топографию поверхности облучения контролировали путем определения степени шероховатости.

## Результаты исследования и их обсуждение

### 1. Модификация структурно-фазового состава и свойств стали типа 38ХНЗМФА

Импульсная электронно-пучковая обработка привела к плавлению слоя толщиной  $\sim 3 \text{ мкм}$ . Об этом свидетельствует появление волнистого рельефа на поверхности образца и дендритное строение излома стали (рис. 1).

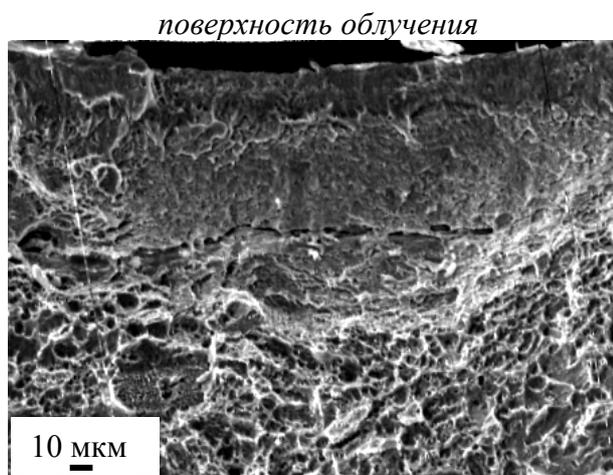


Рис.1. Поверхность разрушения стали, облученной импульсным электронным пучком ( $N = 20$ ).

Высокоскоростная электронно-пучковая обработка сопровождается модификацией

твердости слоя стали толщиной  $\sim 120 \text{ мкм}$ . Наиболее существенным образом изменяется твердость приповерхностного слоя, закаленного в режиме твердофазного циклирования через температуру  $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$  полиморфного превращения и состоящего из нескольких подслоев (рис.2). Максимальной твердостью обладает подслой, расположенный на глубине  $\sim 4-7 \text{ мкм}$ . С ростом числа импульсов облучения снижается величина твердости (с  $1220$  до  $1050 \text{ кг/мм}^2$ ), увеличивается толщина (с  $2$  до  $5 \text{ мкм}$ ) и глубина залегания (с  $5 \text{ мкм}$  до  $7 \text{ мкм}$ ) данного подслоя. Далее следует подслой толщиной  $20-25 \text{ мкм}$  с повышенным значением нанотвердости ( $\sim 750 \text{ кг/мм}^2$ ), величина которой практически не зависит от числа импульсов облучения. Наименьшие значения нанотвердости в зоне расплава фиксируются вблизи поверхности облучения. С увеличением числа импульсов облучения нанотвердость слоя, закаленного из расплава, возрастает (с  $480 \text{ кг/мм}^2$  до  $930 \text{ кг/мм}^2$ ), а минимум твердости стали смещается в глубь зоны расплава.

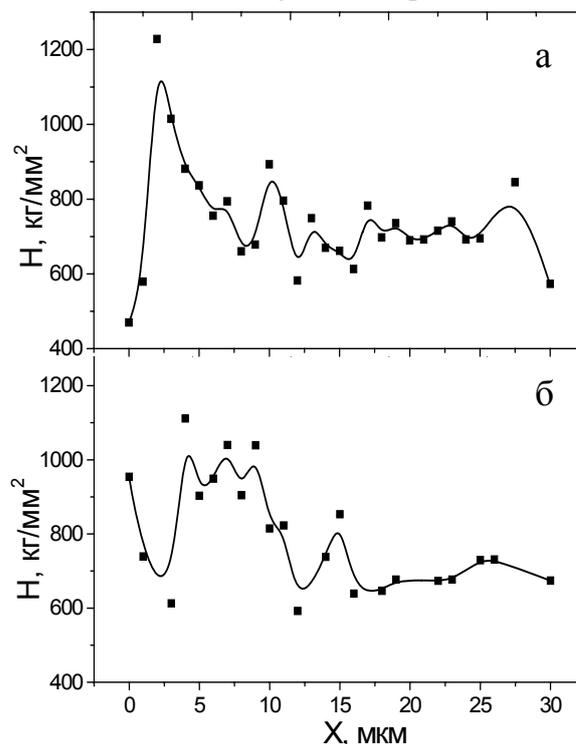
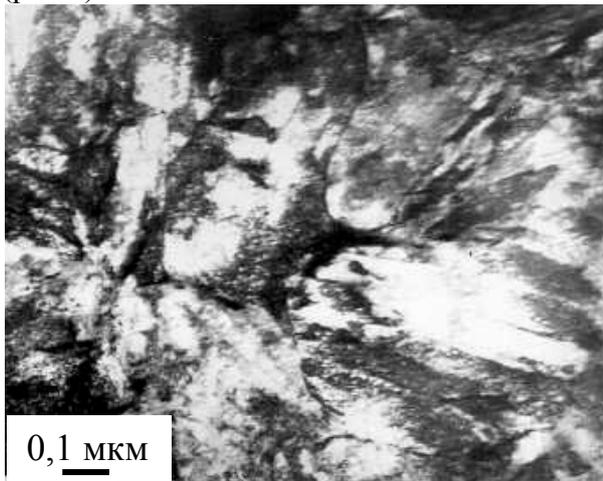


Рис.2. Профили нанотвердости стали, облученной импульсным электронным пучком; а –  $N = 10$ ; б –  $N = 30$  импульсов. Микротвердость стали перед облучением  $H_{\text{ц}} \sim 460 \text{ кг/мм}^2$ .

Можно предположить, что одной из причин формирования двух максимумов нанотвердости является диффузионное насыще-

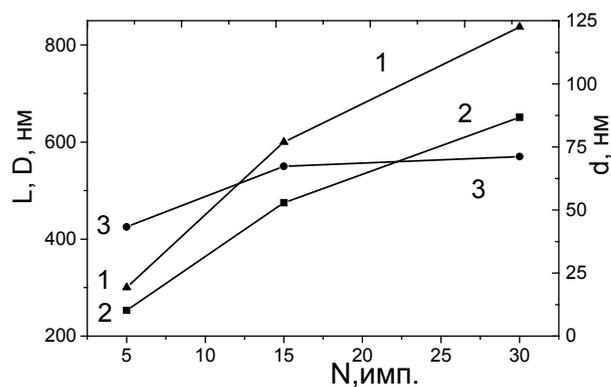
ние расплава атомами элементов внедрения, поступающими как из остаточной атмосферы камеры, так и из прилегающего к расплаву объема образца.

Изменение фазового состава и дефектной субструктуры облученной стали по глубине образца исследовали методами дифракционной электронной микроскопии тонких фольг. Установлено, что на глубине  $\sim 5$ -6 мкм (слой материала с максимумом нанотвердости) наблюдается структура преимущественно пакетного (реечного) мартенсита (рис.3). В малом количестве и лишь после 5



**Рис.3.** Электронно-микроскопическое изображение структуры стали, формирующейся на расстоянии  $\sim 5$  мкм от поверхности облучения;  $N = 5$  имп.

импульсов облучения фиксируется образование наноразмерных кристаллитов линзовидной либо равноосной форм. Внутри кристаллов мартенсита наблюдается сетчатая дислокационная субструктура, скалярная плотность дислокаций которой превышает  $\sim 10^{11}$  см<sup>2</sup>. Средние размеры пакетов и кристаллов пакетного мартенсита с ростом числа импульсов облучения увеличиваются, оставаясь, однако, в наноразмерном диапазоне (рис.4). Электронно-пучковая перезакалка стали сопровождается практически полным  $\gamma \rightarrow \alpha$  мартенситным превращением. Лишь в отдельных случаях методами дифракционной электронной микроскопии удастся обнаружить прослойки остаточного аустенита, располагающиеся в структуре пакета. Сведения о снижении количества остаточного аустенита с ростом скорости охлаждения ранее были выявлены при исследованиях структурно-фазового состояния стали, подвергнутой лазерной обработке [8].



**Рис.4.** Зависимость средних продольных  $L$  (кривая 1) и поперечных  $D$  (кривая 2) размеров пакетов и поперечных размеров кристаллов пакетного мартенсита  $d$  (кривая 3), расположенных в слое на глубине  $\sim 5$  мкм, от числа импульсов облучения  $N$ .

Слой, формирующийся на поверхности облучения, также имеет мартенситную структуру и по морфологическому признаку может быть отнесен к пакетному мартенситу. Особенностью структуры данного слоя являются существенно большие (в 5-10 раз) размеры структурных элементов мартенсита – пакетов и кристаллов мартенсита по сравнению со структурой, формирующейся на глубине  $\sim 5$ -6 мкм.

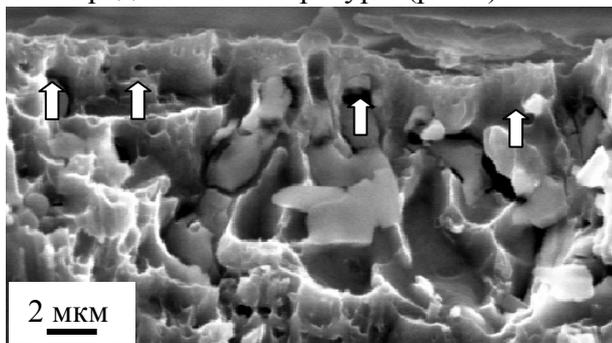
Таким образом, проведенные комплексные исследования структуры и фазового состава, измерения нано- и микротвердости стали, подвергнутой импульсной электронно-пучковой обработке, выявили формирование градиентной многослойной структуры. Максимальные значения нанотвердости достигаются в приповерхностном объеме образца. Одной из причин существенного увеличения твердости стали является формирование в данном слое наноразмерной морфологически однотипной (пакетного мартенсита) структуры закалки. Высказано предположение, что появление максимума нанотвердости на поверхности образца обусловлено диффузионным насыщением расплава атомами элементов внедрения, поступающими как из остаточной атмосферы камеры, так и из прилегающего к расплаву объема стали.

Можно ожидать, что образование приповерхностного нанокристаллического слоя будет способствовать повышению коррозионной и износостойкости обработанных таким образом изделий.

## 2. Модификация фазового состава, дефектной субструктуры и свойств цементованной стали типа 15НЗМА

Цементацию проводили в твердом карбюраторе на основе древесного угля при температуре 950°C в течение 4 часов. В результате данной обработки формировался цементованный слой толщиной 1,0-1,5 мм. В поверхностном слое формируется заэктоидная структура, отличительной особенностью которой является образование карбидной сетки, окаймляющей зерна пластинчатого перлита. По мере удаления от поверхности цементации размеры и объемная доля зернограничного цементита снижаются, в стали появляются зерна структурно свободного феррита, объемная доля которых постепенно увеличивается.

Облучения цементованных образцов электронным пучком с параметрами – ускоряющее напряжение 18,4 кВ; ток пучка 150 А; длительность одного импульса 30 мкс; количество импульсов 30; частота следования импульсов тока пучка  $f \approx 1$  Гц, сопровождается значимым увеличением микротвердости поверхностного слоя стали (в  $\sim 1,7$  раза). На изломах данных образцов выявляется столбчатая структура, характерная для кристаллизации материала в условиях высокого градиента температуры (рис.5).



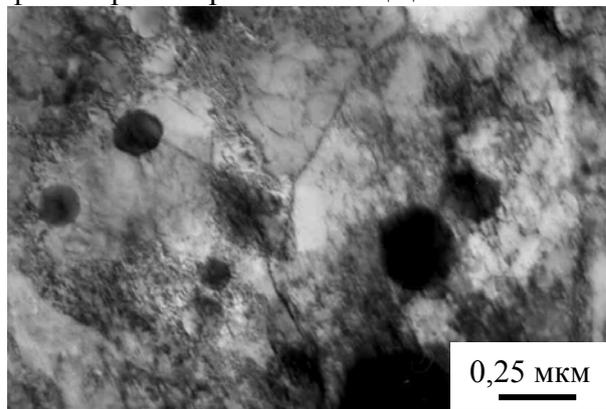
**Рис.5.** Микроструктура поверхности излома цементованной стали 15НЗМА после электронно-пучковой импульсной обработки. Сканирующая электронная микроскопия. Стрелками обозначен поверхностный слой, формирующийся при кристаллизации.

Рентгенофазовый анализ цементованных образцов, подвергнутых электронно-пучковой обработке, выявил формирование закалочной структуры, состоящей из мартенсита и остаточного аустенита. Электронно-микроскопические микродифракционные исследования тонких фольг позволили дета-

лизировать картину структурно-фазовых превращений, протекающих в приповерхностном слое цементованной стали в результате электронно-пучковой обработки. Установлено, что обработка цементованной стали электронным пучком привела к существенной модификации приповерхностного слоя, выразившейся в формировании в приповерхностном слое многофазной структуры, состоящая из  $\alpha$ -,  $\gamma$ - и карбидной фаз.

Преобладающей фазой поверхностного слоя стали является  $\alpha$ -фаза,  $\sim 75\%$  которой составляет мартенсит пластинчатой и пакетной морфологии. Мартенситная структура содержит остаточный аустенит ( $\gamma$ -фазу), который в пакетном мартенсита имеет форму прослоек, в пластинчатом – форму остриев. На глубине  $\sim 3-5$  мкм объемная доля мартенсита снижается до  $\sim 50\%$  по отношению к объему  $\alpha$ -фазы (остальные зерна феррита). Зерна феррита являются второй морфологической составляющей  $\alpha$ -фазы. Анализ зеренной структуры стали выявил присутствие в них субзерен и фрагментов. Средние размеры первых составляют 0,5-0,8 мкм, вторых  $\sim 0,2$  мкм. В субзернах и фрагментах наблюдается сетчатая дислокационная субструктура, скалярная плотность дислокаций которой  $\sim 4 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ .

Поверхностный слой облученного образца содержит частицы цементита исключительно сферической (глобулярной) формы. Средние размеры частиц цементита  $136,4 \pm 7,1$  нм (рис.6). Высокоскоростное жидко-



**Рис.6.** Электронно-микроскопическое изображение структуры поверхностного слоя цементованной стали 15НЗМА

последующая кристаллизация расплава приводят к формированию ячеек кристаллиза-

ции, ранее обнаруженных при лазерной и электронно-пучковой обработке сложнoleгированных материалов, в том числе стали и чугуна [2, 4, 8]. Ячейки кристаллизации, выявленные в настоящей работе, имеют размеры (250-300) нм и разделены прослойками толщиной (50-70) нм. Микродифракционный анализ показывает, что ячейки кристаллизации имеют ОЦК кристаллическую решетку и являются  $\alpha$ -фазой. Прослойки, разделяющие ячейки, сформированы кристаллами мартенсита и прослойками остаточного аустенита.

На глубине 3-5 мкм обнаруживаются частицы цементита пластинчатой (ленточной) морфологии, расположенные вдоль границ зерен феррита и сформировавшиеся, очевидно, в процессе науглероживания стали. Высокоскоростное растворение пластин цементита и последующее охлаждение стали приводит к формированию вдоль границы раздела ферритная матрица / пластина цементита кристаллов пластинчатого мартенсита, прослоек остаточного аустенита и частиц карбида железа состава  $Fe_2C$  и  $Fe_2MoC$ .

Таким образом, показано, что обработка цементованной стали электронным пучком приводит во-первых, к созданию многофазной структуры, состоящая из  $\alpha$ -,  $\gamma$ - и карбидной фаз, во-вторых, к глобуляризации частиц цементита, в-третьих, к деформационному наклепу зерен феррита, в-четвертых, к  $\alpha \Rightarrow \gamma \Rightarrow \alpha$  мартенситному превращению с образованием кристаллов пакетного и пластинчатого мартенсита, в-пятых, к частичному растворению цементита и формированию карбида на основе железа и молибдена и, в-шестых, к ячеистой кристаллизации расплава. Увеличение энергии пучка электронов сопровождается ростом толщины модифицированного слоя, увеличением объемной доли мартенситной структуры, снижением средних размеров глобул цементита и увеличением их линейной плотности. Данные обстоятельства способствуют существенному (в  $\sim 1,7$  раза) увеличению микротвердости приповерхностного слоя облученной стали по сравнению с исходной.

### 3. Модификация структуры и свойств твердого сплава WC-Co (BK8)

Установлено методами сканирующей электронной микроскопии хрупких сколов, что электронно-пучковая обработка приводит к модификации слоя толщиной  $\sim 10$  мкм (рис.7). Данный слой состоит из двух подслоев – поверхностного, толщиной  $\sim 3-5$  мкм, плавящегося при обработке, и переходного, так называемого подслоя термического влияния. Важно отметить, что электронно-пучковая обработка не приводит к формированию микротрещин и микропор на границе раздела расплав / твердое тело.

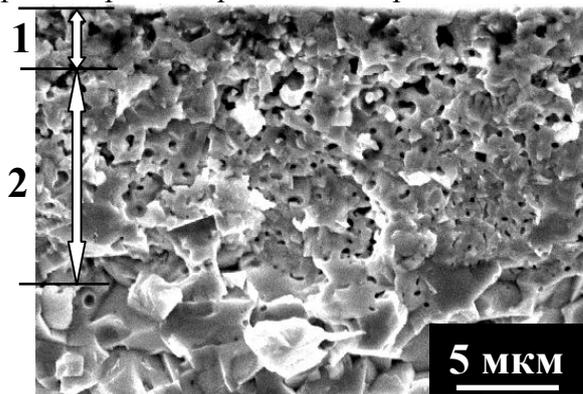


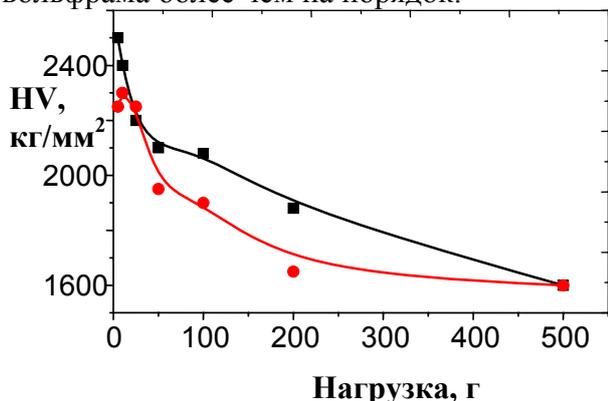
Рис.7. Структура поперечного сечения образца твердого сплава BK8, обработанного электронным пучком ( $50 \text{ Дж/см}^2$ , 200 мкс). Сканирующая электронная микроскопия. 1 – слой расплава; 2 – слой термического влияния.

Электронно-пучковая обработка сопровождается существенным выглаживанием поверхности образцов. Если до обработки уровень шероховатости составлял  $R_a = 0,36$  мкм, то после электронно-пучкового воздействия –  $R_a = 0,07$  мкм. Микротрещины и микрократеры на поверхности облучения практически отсутствуют.

Одновременно с этим электронно-пучковая обработка твердого сплава приводит к увеличению микротвердости его приповерхностного слоя (рис.8). Последнее, очевидно, обусловлено модификацией структурно-фазового состояния твердого сплава, вследствие высокоскоростных плавления и кристаллизации поверхностного слоя образца.

Действительно, методами сканирующей и просвечивающей дифракционной электронной микроскопии выявлено существенное измельчение зерен карбида вольфрама. Выполненные исследования показали, что после электронно-пучкового воздействия средний размер зерен карбида вольфрама

составил  $D = 130 \pm 7,5$  нм, в исходном состоянии  $D = 1,33 \pm 0,024$  мкм, т.е. наблюдается измельчение кристаллитов карбида вольфрама более чем на порядок.



**Рис.8.** Зависимость микротвердости поверхности твердого сплава ВК8 от величины нагрузки на индентор измерительного прибора.

Одновременно с измельчением карбида вольфрама, электронно-пучковая обработка приводит к фазовым превращениям твердого сплава. Методами дифракционной электронной микроскопии и рентгенофазового анализа в образцах, подвергнутых обработке, выявлены следующие новые фазы:  $\alpha$ - $W_2C$  и  $M_6C$ . Данные карбиды располагаются, как правило, вдоль границ, разделяющих кристаллиты исходного карбида вольфрама и кобальтовую связку; размеры вновь образованных частиц изменяются в пределах от 30 до 80 нм.

Таким образом, установлено что осуществляемые в едином вакуумном цикле предварительный прогрев образцов до температуры в несколько сотен градусов частотно-импульсным электронным пучком со средней мощностью в сотни ватт и последующая обработка электронным пучком с длительностью импульсов  $\geq 10^{-4}$  с в режиме одиночных импульсов с плотностью энергии в пучке  $\geq 10^2$  Дж/см<sup>2</sup> приводит к плавлению поверхностного слоя толщиной 3-5 мкм. Последующая быстрая кристаллизация расплава сопровождается измельчением исходной структуры, не вызывая трещинообразования в модифицированном слое, поверхность сглаживается, приобретая зеркальный блеск и повышенную твердость.

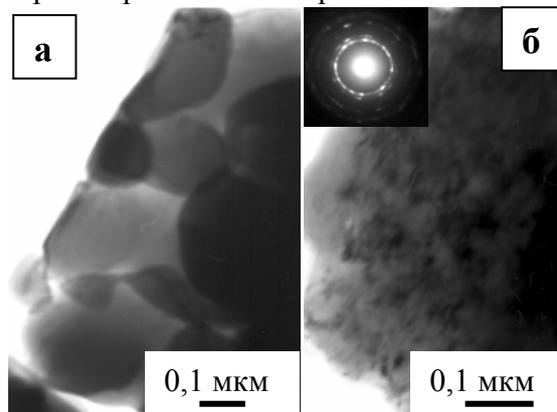
Полученные результаты являются основой для разработки технологии электронно-пучковой полировки инструмента из твердых вольфрамо-кобальтовых сплавов (к

примеру, штампов), которые применяются во многих отраслях современной промышленности.

#### 4. Модификация фазового состава, дефектной субструктуры и свойств твердого сплава TiC-NiCr

Установлено, что обработка сплава электронным пучком с длительностью импульсов 50 мкс в режиме одиночных импульсов с плотностью энергии в пучке  $\sim 40$  Дж/см<sup>2</sup> приводят к плавлению поверхностного слоя толщиной  $\sim 5$  мкм. С увеличением длительности импульса до 200 мкс толщина расплавленного слоя снижается до  $\sim 1$  мкм.

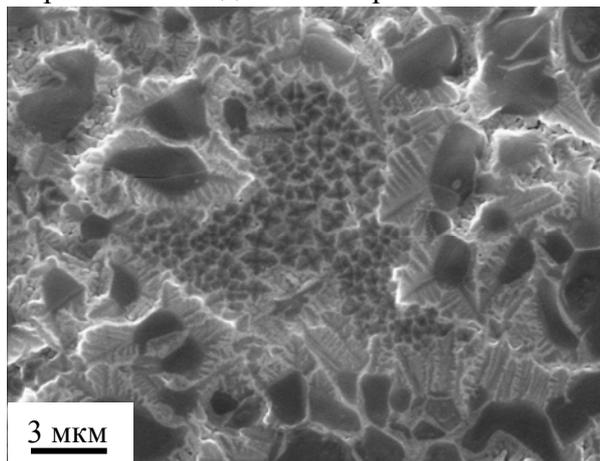
При длительности импульса воздействия  $\sim 50$  мкс на поверхности облучения формируется стекловидный слой, характерный для структуры, размеры кристаллитов которой составляют десятки-сотни нанометров. Действительно, электронно-микроскопические микродифракционные исследования данного слоя выявили формирование многофазной структуры, состоящей из частиц карбида титана субмикронных (200-250 нм) размеров (рис.9а) и связующего материала, находящегося в нанокристаллическом состоянии, о чем свидетельствует характерное кольцевое строение микроэлектронограмм, получаемых со связки (рис.9б). Следует также отметить, что в отдельных случаях высокоскоростная обработка твердого сплава сопровождается расслоением связующего материала с образованием областей твердого раствора на основе хрома.



**Рис.9.** Структура поверхностного слоя твердого сплава TiC-NiCr, обработанного электронным пучком ( $40$  Дж/см<sup>2</sup>, 50 мкс).

С увеличением длительности импульса пучка электронов на поверхности облучения формируется структура, характерная для

высокоскоростной кристаллизации многофазных материалов. А именно, наблюдаются не растворившиеся частицы карбида титана, окруженные связкой (рис.10). Характерным для формирующейся структуры является выравнивание частиц карбидной фазы по размерам, происходящее в результате хрупкого разрушения наиболее крупных частиц вследствие термических напряжений, обусловленных высокими скоростями нагрева и охлаждения материала.



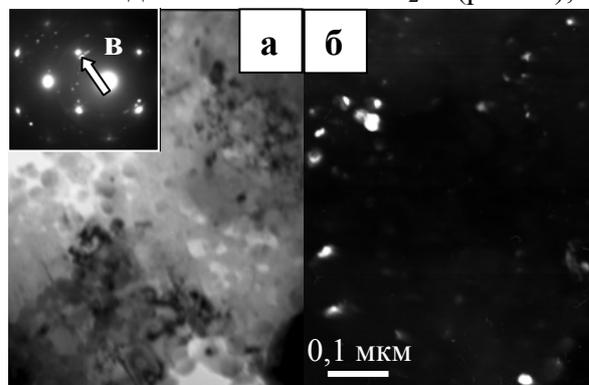
**Рис.10.** Поверхность облучения твердого сплава TiC-NiCr, обработанного электронным пучком (40 Дж/см<sup>2</sup>, 200 мкс). Сканирующая электронная микроскопия, х3100.

Кристаллизация связующего материала сопровождается формированием дендритной структуры (рис.10). Размер зерен дендритной кристаллизации слабо зависит от длительности импульса пучка электронов и изменяется в пределах 2,5-4 мкм. Используя корреляционную связь между скоростью охлаждения  $V$  и величиной междендритного расстояния  $d$  [9], провели оценки средней скорости охлаждения сплава. При средних значениях величины параметра  $d = 0,185$  мкм (40 Дж/см<sup>2</sup>, 200 мкс, 15 имп.)  $V = 7,06 \cdot 10^6$  К/с.

Частичное растворение карбидной фазы в процессе электронно-пучковой обработки приводит к обогащению связки титаном и углеродом. Элементный анализ различных участков поверхности твердого сплава проводили на приборе SEM-515 «Philips», оснащенный микроанализатором EDAX ECON IV. Обнаружено, что концентрация титана в связке изменяется в пределах (19-29) вес.% и достигает максимальных значений вблизи границы раздела карбид / связка.

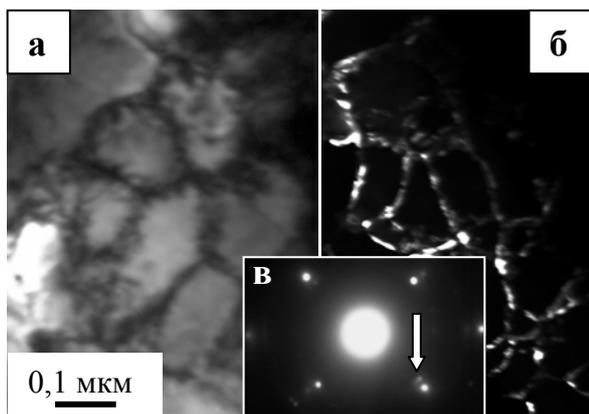
Выявленное таким образом обогащение связующего материала титаном и, очевидно, углеродом позволило предположить, что кристаллизация расплава будет сопровождаться выделением частиц карбидной фазы.

Действительно, детальный анализ фазового состава и дефектной субструктуры поверхностного слоя образца, подвергнутого электронно-пучковой обработке, выполненный методами дифракционной электронной микроскопии тонких фольг показал, что обработка твердого сплава при длительности импульса 200 мкс и плотности энергии пучка  $\sim 40$  Дж/см<sup>2</sup> сопровождается, во-первых, дисперсионным твердением связующего материала путем выделения наноразмерных (60-75 нм) частиц карбида титана TiC и алюминида титана состава Al<sub>2</sub>Ti (рис.11);



**Рис.11.** Структура связующего материала, формирующаяся в поверхностном слое твердого сплава TiC-NiCr, обработанного электронным пучком (40 Дж/см<sup>2</sup>, 200 мкс). Просвечивающая электронная микроскопия; а – светлое поле; б – темное поле, полученное в рефлексе [002]TiC; в – микроэлектроннограмма, стрелкой указан рефлекс темного поля.

во-вторых, формированием ячеек кристаллизации, разделенных прослойками карбида титана (рис.12); в-третьих, деформационным упрочнением, приводящем к формированию ячеистой и ячеисто-сетчатой дислокационной субструктуры и, в четвертых, формированием твердого раствора титана и углерода в кристаллической решетке на основе связующего сплава Ni(Cr). Очевидно, выявленное разнообразие формирующейся дефектной субструктуры и фазового состава поверхностного слоя твердого сплава, облученного электронным пучком, обусловлено неоднородностью распределения легирующих элементов (хрома, титана, углерода и алюминия), о чем уже говорилось выше.



**Рис.12.** Структура ячеистой кристаллизации связующего материала, формирующаяся в поверхностном слое твердого сплава TiC-NiCr, обработанного электронным пучком (40 Дж/см<sup>2</sup>, 200 мкс). Просвечивающая электронная микроскопия; а – светлое поле; б – темное поле, полученное в рефлексе [002]TiC; в – микроэлектроннограмма.

Таким образом, электронно-пучковая обработка твердого сплава сопровождается измельчением частиц исходного карбида и модификацией связующего материала. Последнее заключается, во-первых, в дисперсионном твердении связки путем выделения наноразмерных частиц карбидной фазы, во-вторых, в деформационном упрочнении путем формирования дислокационной субструктуры, в-третьих, в упрочнении за счет формирования ячеек кристаллизации, разделенных прослойками второй фазы, и, в-четвертых, в твердорастворном упрочнении, имеющем место вследствие легирования материала связки титаном и углеродом. Увеличение степени дисперсности частиц карбидной фазы, обогащение металлической связки легирующими (карбидообразующими) элементами, высокий градиент концентрации легирующих элементов как в плоскости электронно-пучкового воздействия (по мере удаления от карбидной частицы), так и по глубине образца позволяюткратно увеличить стойкость металлокерамического инструмента в условиях резания металла.

## Заключение

Комплексные исследования, выполненные методами современного металловедения, позволяют заключить, что импульсно-периодическая электронно-пучковая обработка промышленных сталей, структурно-фазовое состояние которых варьируется от квазиоднородного (закаленная сталь типа

38ХНЗМФА) до высоконеоднородного (цементованная сталь 15НЗМА) и твердых сплавов, содержание связующего материала которых изменяется в пределах от 8 вес.% (сплав ВК8) до ~50 (сплав TiC-NiCr) сопровождается формированием многослойной структуры с существенным измельчением элементов структурно-фазового состояния материала приповерхностного слоя. Последнее приводит к значительному повышению механических и триботехнических характеристик материала. Полученные результаты являются основой для разработки технологии электронно-пучковой обработки металлических и металлокерамических материалов с целью кратного повышения их служебных характеристик.

*Работа выполнена при финансовой поддержке грантов РФФИ (проект №05-02-98007-р\_объ\_а и проект №05-02-39008).*

## Список литературы

- [1] Итин В.И., Коваль Б.А., Коваль Н.Н. // Известия ВУЗов. Физика. 1985. №6. С.38-43.
- [2] Ivanov Yu.F., Rotshtein V.P., Proskurovsky D.I. e.al. // Surface and coating technology. 2000. Т.125 (1-3). Р.251-256.
- [3] Грибков В.А., Григорьев Ф.И., Калинин Б.А., Якушин В.Л. Перспективные радиационно-пучковые технологии обработки металлов. – М.: Круглый год, 2001. – 528 с.
- [4] Ivanov Yu., Matz W., Rotshtein V., Gunzel R., Shevchenko N. // Surface and Coatings Technology. 2002. №150. Р.188-198.
- [5] V.Engelko, B.Yatsenko, G.Mueller, H.Bluhm // Vacuum. 2001. Vol. 62/2-3. Р.211-216.
- [6] Овчаренко В.Е., Псахье С.Г., Проскуровский Д.И., Озур Г.Е. Патент РФ, № 2259407, 2259407С1, С21D 9/22, 1/09, 2005.
- [7] Гончаренко И.М., Итин В.И., Исиченко С.В. и др. // Защита металлов. 1993.Т.29, №5. С.18-21.
- [8] Садовский В.Д., Счастливцев В.М., Табатчикова Т.Я., Яковлева И.Л. Лазерный нагрев и структура стали. Свердловск: УрО АН СССР, 1989. 101 с.
- [9] Мирошниченко И.С. Закалка из жидкого состояния. М.: Металлургия, 1982.168с.