



Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

Сайт журнала: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



Исследование структурных факторов, обеспечивающих повышение механических свойств поверхностных слоев, модифицированных импульсным электронно-пучковым облучением

Игорь Коноваленко^{1, 2, a, *}, Евгений Шилько^{1, 3, b}, Владимир Овчаренко^{1, c}, Сергей Псахье^{1, d}

¹ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, пр. Академический, 2/4, г. Томск, 634055, Россия

² Национальный исследовательский Томский политехнический университет, пр. Ленина, 30, г. Томск, 634050, Россия

³ Национальный исследовательский Томский государственный университет, пр. Ленина, 36, г. Томск, 634050, Россия

^a  <https://orcid.org/0000-0001-9396-0219>,  igkon@ispms.tsc.ru, ^b  <http://orcid.org/0000-0002-8381-061X>,  shilko@ispms.ru,

^c  <http://orcid.org/0000-0003-1776-1212>,  ove45@mail.ru, ^d  <http://orcid.org/0000-0002-3447-0487>,  sp@ispms.tsc.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 539.422.5; 539.5; 539.3

История статьи:

Поступила: 09 ноября 2018

Рецензирование: 24 января 2019

Принята к печати: 29 января 2019

Доступно онлайн: 15 марта 2019

Ключевые слова:

Импульсное электронно-пучковое облучение

Наноструктурированные слои
Повышение механических свойств
TiC-NiCr

Численное моделирование
Метод подвижных клеточных автоматов

Финансирование

Работа выполнена в рамках программы фундаментальных исследований Российской академии наук на 2013–2020 гг. (приоритетное направление III.23).

АННОТАЦИЯ

Введение. В настоящее время значительная часть режущих элементов обрабатывающего оборудования производится из композиционных материалов на основе металлической матрицы с дисперсными керамическими включениями. Как правило, такие композиты синтезируют методами порошковой металлургии из смеси порошков с характерным размером частиц от нескольких единиц микрометров до нескольких десятков микрометров. Известно, что механические свойства (прочность, твердость и вязкость разрушения) поверхностных слоев таких композиционных материалов, определяющие ресурс работы всего элемента, существенно уступают свойствам этих же материалов с характерными размерами армирующих керамических частиц десятки-сотни нанометров. Одним из успешных путей решения данной проблемы является модификация структуры поверхностных слоев уже готового композита с микроразмерными керамическими включениями методом высокоэнергетического импульсного электронно-пучкового облучения в плазме инертных газов. В предшествующих работах авторами показано, что такая обработка приводит к многократному измельчению структуры и ее качественному изменению – смене стохастической упаковки частиц на регулярную столбчатую с преимущественной ориентацией керамических элементов по нормали к поверхности. Изменение этих параметров внутренней структуры определяет существенное изменение комплекса механических свойств поверхностных слоев и требует детального параметрического изучения. **Целью работы** являлось численное исследование влияния ключевых структурных параметров модифицированного поверхностного слоя, а именно типа упаковки, размеров и неравносности керамических частиц, на его прочность и вязкость разрушения. **Результаты и обсуждение.** Проведенный численный анализ показал, что ключевыми факторами, определяющими повышение комплекса механических свойств модифицированных поверхностных слоев, являются упаковка и геометрия керамических включений. Многократное уменьшение размеров включений, изменение их формы от равноосной к существенно неравноосной и регулярная упаковка с преимущественной ориентацией включений по нормали к поверхности приводят к изменению характера распределения напряжений в условиях сжатия (от дисперсного к «каркастному»), усложнению траектории роста трещин и увеличению пути их распространения. Следствием этого является увеличение прочности, предела текучести и коэффициента деформационного упрочнения поверхностных слоев. Показано, что управлением степенью неравносности керамических включений в поверхностном слое можно добиться баланса таких конкурирующих характеристик, как прочность и вязкость разрушения.

Для цитирования: Исследование структурных факторов, обеспечивающих повышение механических свойств поверхностных слоев, модифицированных импульсным электронно-пучковым облучением / И.С. Коноваленко, Е.В. Шилько, В.Е. Овчаренко, С.Г. Псахье // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2019. – Т. 21, № 1. – С. 93–107. – doi:10.17212/1994-6309-2019-21.1-93-107.

*Адрес для переписки

Коноваленко Игорь Сергеевич, канд. физ.-мат. наук,
 Институт физики прочности и материаловедения СО РАН
 пр. Академический, 2/4,
 634055, г. Томск, Россия,
 Тел.: 8 (3822) 286-975, e-mail: igkon@ispms.tsc.ru

Введение

В настоящее время режущие элементы обрабатывающего оборудования изготавливаются из металлокерамических композиционных материалов, синтезируемых методами порошковой

металлургии [1]. Срок эксплуатации таких элементов зависит от многих факторов, основными из которых являются прочность, твердость и износостойкость их поверхностных слоев толщиной до двухсот микрометров. Существует несколько эффективных путей повышения этих характеристик. Наиболее распространенным из них является использование для синтеза композитов порошков с субмикронными и наноразмерными округлыми частицами с низким содержанием дефектов. Применение таких порошковых смесей позволяет получать объемные низкопористые композиты с высокими механическими характеристиками [2 и 3]. Однако ввиду низкой смачиваемости керамических наночастиц и их склонности к образованию кластеров создание объемных металло-матричных нанокомпозитов требует использования сложных и дорогостоящих технологий синтеза.

В то же время достижение высоких значений механических характеристик металлокерамических элементов (твердости, прочности и вязкости разрушения) существенно только для поверхностной области композита. Поэтому альтернативным подходом является изменение механических характеристик поверхностных слоев уже готовых композиционных образцов, получаемых из смеси достаточно крупных (микроразмерных) порошков с использованием традиционных технологий. Изменения механических свойств поверхностных слоев композиционных материалов можно достичь путем нанесения композиционных покрытий (в том числе наноструктурных), характеризующихся высокими значениями твердости и вязкости разрушения [4–13], или модификацией структуры поверхностных слоев [14–19].

При всех своих достоинствах метод создания покрытий имеет существенный недостаток, а именно образует «скачок» теплофизических и механических свойств на границе между покрытием и подложкой, что вызывает концентрацию напряжений на интерфейсе и отслаивание покрытия. Указанные проблемы не присущи методам упрочнения поверхностных слоев металлокерамик с микроразмерными керамическими включениями посредством обработки их концентрированными потоками энергии, например методу высокоэнергетического импульсного электронно-пучкового облучения в плазмах

инертных газов [20]. Такое высокоэнергетическое воздействие обеспечивает высокоскоростной нагрев и охлаждение поверхностных слоев (толщиной до 50 мкм) и приводит к многократному измельчению структуры и формированию вторичных керамических фаз субмикроскопического и наноскопического масштаба (наноструктурированию) [21–23]. Ключевой особенностью такой обработки является формирование в поверхностных слоях регулярной ориентированной упаковки столбчатых упрочняющих частиц [20].

Результаты экспериментальных исследований показывают, что особенности структуры и механических свойств поверхностных слоев композита существенно зависят от характеристик высокоэнергетического облучения и выбора плазмообразующего инертного газа. Управляя этими параметрами, можно варьировать такие характеристики поверхностных слоев, как, например, размеры упрочняющих керамических включений, их пространственная «упаковка», прочность и износостойкость, в широких пределах [20]. Для создания поверхностных слоев с определенными значениями механических, трибологических и структурных характеристик необходимо понимание характера зависимости механических свойств от каждого из ключевых параметров структуры в отдельности и в сочетании с другими параметрами [24–28]. Определение зависимостей такого рода экспериментальными методами чрезвычайно затруднительно. Поэтому настоящая работа посвящена численному изучению роли ключевых факторов, обеспечивающих направленное увеличение механических свойств модифицированных электронно-пучковым облучением поверхностных слоев металлокерамик.

Методика исследований

Численное моделирование проводилось на основе метода подвижных клеточных автоматов (*MCA*), подробное математическое описание формализма которого приведено в работах [29 и 30]. Метод *MCA* относится к классу вычислительных методов дискретных элементов [31 и 32]. В настоящей работе механический отклик подвижных клеточных автоматов, моделирующих керамические включения и связующее,

описывался на основе использования обобщенного закона Гука для изотропных материалов и ассоциированного закона пластического течения с критерием Мизеса (последний использовался только для металлической матрицы).

Для моделируемого металлокерамического композиционного материала использовались величины упругих модулей для карбида титана и никрома и характеристики кривой упрочнения для NiCr, определенные в работах [33 и 34]. В частности, модуль Юнга и коэффициент Пуассона для NiCr составляли $E = 217$ ГПа и $\nu = 0,3$, для TiC значения этих параметров равны $E = 440$ ГПа и $\nu = 0,19$. Керамические включения полагались упруго-хрупкими. Никельхромовое связующее моделировалось как упругопластический материал.

Разрушение компонентов модельного металлокерамического композита описывалось с использованием двухпараметрического критерия Друккера-Прагера [35], широко применяемого для описания разрушения материалов, величина сдвиговой прочности которых существенно зависит от локального давления. В настоящей работе в качестве параметров этого критерия использовались значения прочности материала в условиях одноосного сжатия (σ_c) и растяжения (σ_t). Для NiCr использовались следующие значения этих параметров: $\sigma_c^{\text{NiCr}} = \sigma_t^{\text{NiCr}} =$

$= 1000$ МПа (критерий разрушения Мизеса), для TiC: $\sigma_c^{\text{TiC}} = 2200$ МПа, $\sigma_t^{\text{TiC}} = 550$ МПа. Детальное описание численной реализации указанных моделей пластичности и прочности в рамках метода MSA приведено в работах [29 и 30].

Межфазные границы описывались с использованием модели «бесконечно тонкой» межфазной границы [36]. В работе использована реализация непотенциальной модели Жубеля–Бейлора [37 и 38]. Для границ раздела частиц TiC и связующего NiCr использовались параметры критерия прочности, отвечающие NiCr.

Численное исследование механического поведения поверхностных слоев композита NiCr–TiC в основном и модифицированном состоянии осуществлялось на основе моделирования деформирования и разрушения двумерных представительных объемов микроскопического масштаба в условиях одноосного сжатия. Построение компьютерных моделей микромасштабных представительных объемов поверхностных слоев металлокерамического композита в исходном состоянии и после высокоэнергетической обработки осуществлялось на основе специально разработанного стохастического алгоритма. Пример микроструктуры реального композита (TiC – 50 % объемных) в исходном состоянии и соответствующая ей микромасштабная модель композита представлены на рис. 1.

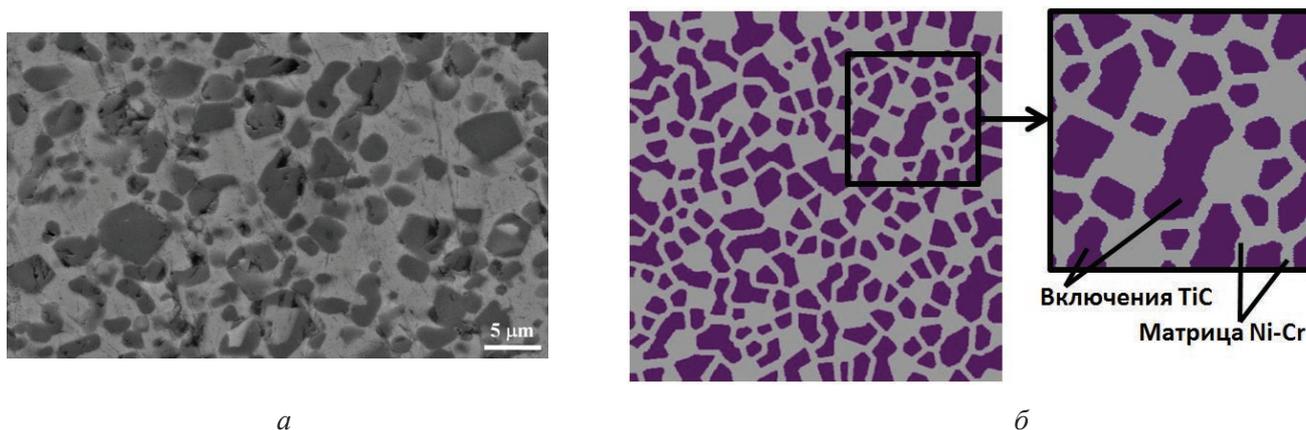


Рис. 1. Типичная микроструктура дисперсно-упрочненного металлокерамического композита: матрица – сплав NiCr, упрочняющие частицы – TiC. Исходная структура композиционного материала TiC–NiCr (а) и фрагмент компьютерной модели типичного представительного микрообъема (б). Здесь и далее фиолетовым цветом окрашены модельные включения TiC, серым – матрица NiCr

Fig. 1. Typical microstructure of a metal-ceramic composite based on a nickel-chromium alloy reinforced with dispersed particles of titanium carbide in the initial state (a) and a fragment of a computer model of a typical representative microvolume of the composite (b). Hereinafter, TiC inclusions are colored in violet, NiCr matrix is gray

Средние значения размера включений и расстояния между ними составляют соответственно 3,3 и 0,7 мкм, верхняя граница линейных размеров включений – 9 мкм. Модельный образец имеет размеры 50×50 мкм, размер клеточного автомата составляет 0,1 мкм. Специальные расчеты показали, что уменьшение величины шага пространственной дискретизации образца (размера автомата) в сравнении с приведенным значением не приводит к существенному изменению характеристик механического отклика и разрушения.

Для выявления влияния геометрических характеристик керамического компонента (размеров керамических включений, их неравноосности и типа упаковки) на механическое поведение модифицированных поверхностных слоев композита (в том числе на прочность и вязкость разрушения) в работе проведено компьютерное изучение деформации и разрушения поверхностных слоев в условиях сжатия. Построены представительные 2D-микрообъемы модифицированных поверхностных слоев металлокерамического композита

TiC–NiCr, характеризующиеся ориентированной (столбчатой) структурой неравноосных субмикронных керамических включений и концентрацией карбида титана 50 % об. (их примеры приведены на рис. 2). Размер модельных образцов составлял 11×11 мкм, размер клеточного автомата – 0,025 мкм. Отметим, что размер автоматов, используемых для создания компьютерной модели модифицированных поверхностных слоев, в четыре раза меньше размера автоматов в модели исходной микроструктуры композита. Такое различие величины шага пространственной дискретизации обусловлено кратным уменьшением линейных размеров ключевых элементов структуры поверхностного слоя композита (керамических включений и прослоек металлического связующего) в результате его высокоэнергетической обработки. Специальные расчеты, проведенные для модельных образцов модифицированных поверхностных слоев композита, показали, что дальнейшее уменьшение размера автомата не приводит к существенному изменению механического поведения образцов.

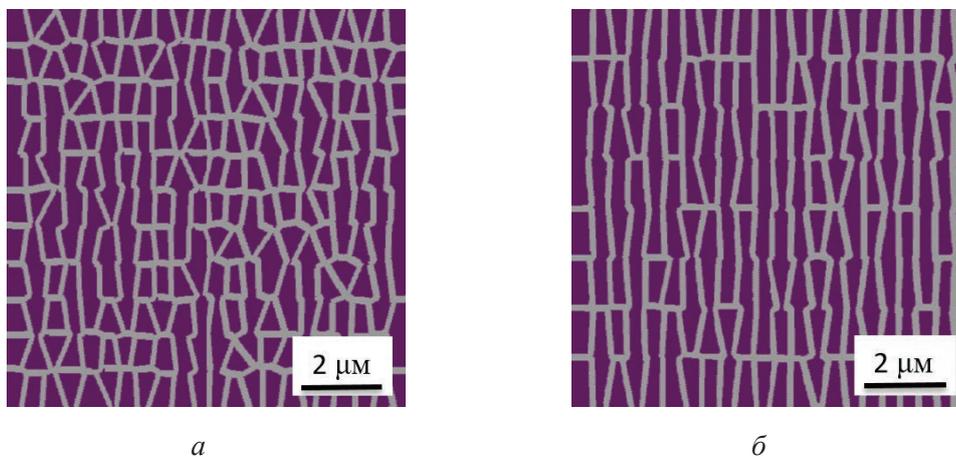


Рис. 2. Типичные представительные 2D-модельные микрообъемы модифицированного поверхностного слоя металлокерамического композита TiC–NiCr. Образцы характеризуются различными значениями высоты включений (при одинаковом среднем размере основания 0,42 мкм):

a – среднее значение высоты включений 1,46 мкм, соотношение средних размеров основания и высоты 1/3,5; *б* – среднее значение высоты включений 3 мкм, соотношение средних размеров основания и высоты $\sim 1/7$

Fig. 2. Typical examples of representative 2D-model microvolumes of a modified surface layer of a TiC–NiCr metal-ceramic composite. Samples are characterized by different values of the height of inclusions (with the same average base size of 0.42 μm):

a – the average value of the height of inclusions is 1.46 μm , the ratio of average sizes of the base and height is 1/3.5; *b* – the average value of the height of inclusions is 3 μm , the ratio of the average sizes of the base and height is $\sim 1/7$

Исследование механических характеристик представительных объемов осуществлялось путем моделирования одноосного сжатия с постоянной малой скоростью. Сжатие осуществлялось в направлении длинной оси неравноосных включений. Торцевые поверхности сжимаемых образцов были закреплены.

Сравнительный анализ особенностей механического отклика представительных микрообъемов исходных и модифицированных поверхностных слоев композита в условиях одноосного сжатия осуществлялся с использованием следующих механических характеристик.

1. Удельное значение силы сопротивления сжатию, отвечающее началу стадии необратимого деформирования образца. Данная характеристика также именуется пределом упругости σ_y . Величина σ_y определяется из диаграммы одноосного нагружения как напряжение, при котором величина необратимой деформации образца достигает величины $2 \cdot 10^{-4}$.

2. Максимальное значение удельной силы сопротивления образца сжатию, которое интерпретируется как прочность на сжатие σ_c .

3. Удельное (в расчете на единицу объема материала) значение работы механического нагружения A_{fr} , затраченной на разрушение образца. Рассчитывается как площадь под диаграммой сжатия образца от начала нагружения до деформации, при которой образец фрагментируется магистральной трещиной. Данная характеристика далее условно именуется работой разрушения.

4. Удельное (в расчете на единицу объема материала) значение работы механического нагружения A_{crack} , затраченной на формирование магистральной трещины в образце путем объединения внутренних микротрещин, размеры которых сопоставимы с размерами керамических включений. Рассчитывается как площадь под участком диаграммы сжатия образца от деформации, отвечающей максимуму сопротивления (σ_c) до деформации, соответствующей фрагментации образца. Параметр A_{crack} характеризует вязкость разрушения материала на мезомасштабном уровне.

Результаты и их обсуждение

Влияние упаковки и соотношения размеров керамических включений

На основе экспериментальных исследований [22] показано, что поверхностные слои композита с ориентированной упаковкой субмикронных неравноосных керамических включений обладают более высокими значениями микротвердости и прочности в сравнении с поверхностными слоями в исходном состоянии. Результаты моделирования показали, что это является следствием изменения характера распределения объемных и сдвиговых напряжений в поверхностном слое при изменении типа упаковки включений TiC и соотношения их линейных размеров.

В качестве иллюстрации на рис. 3 приведены примеры распределения средних напряжений

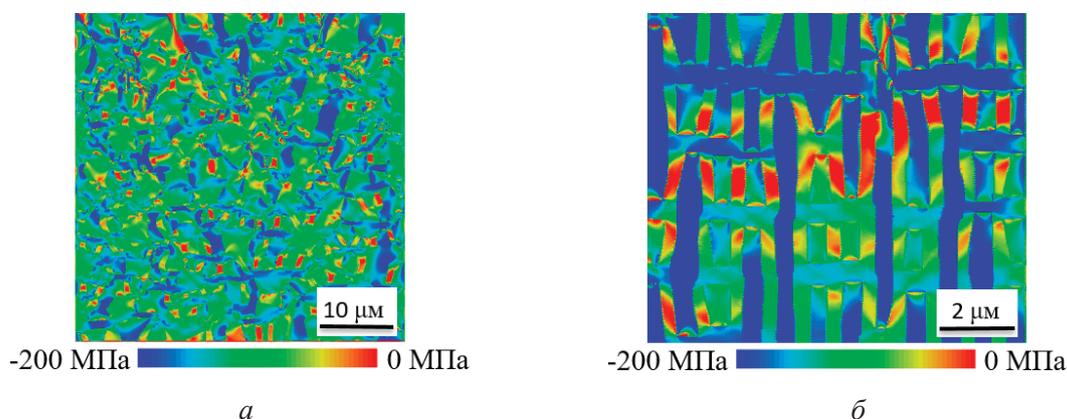


Рис. 3. Типичные распределения среднего напряжения в представительных объемах поверхностных слоев металлокерамического композита в исходном (а) и модифицированном (б) состоянии

Fig. 3. Typical distributions of the mean stress in representative volumes of the surface layers of the metal-ceramic composite in the initial (a) and modified (b) states

в представительных объемах поверхностного слоя композита в исходном состоянии (с микро-размерными равноосными включениями TiC) и с модифицированной структурой (соотношение средних размеров основания и высоты в образце составляло 1/7) в условиях одноосного сжатия. Можно видеть, что в исходном композите распределение объемных напряжений носит дисперсный характер [39]: несущей основой материала является матрица пластичного металлического связующего, а включения выступают в качестве локальных концентраторов сжимающих объемных напряжений (рис. 3, а). Характерные значения средних сжимающих напряжений приблизительно вдвое выше, чем в связующем. В то же время распределение средних напряжений в объеме модифицированных поверхностных слоев имеет качественно отличный характер (рис. 3, б). Оно является регулярным, и несущим компонентом композита здесь выступают неравноосные включения. Наиболее длинные включения являются «несущими опорами конструкции» и испытывают максимальные сжимающие напряжения, в то время как характерные значения сжимающих объемных напряжений в расположенных между ними «коротких» (не несущих) включениях в несколько раз меньше.

Аналогичным является и изменение характера распределения эквивалентного напряжения в поверхностном слое при изменении геометрии и упаковки керамических включений (рис. 4). На

рис. 4, а показано, что в образце, характеризующемся исходными параметрами керамического компонента (угловатые приблизительно равноосные включения, случайно распределенные в объеме композита), включения являются локальными концентраторами сдвиговых напряжений (характерное значение эквивалентного напряжения во включениях примерно в 1,5 раза выше, чем в металлической матрице). В образце с модифицированной структурой распределение эквивалентного напряжения имеет регулярный каркасный характер (рис. 4, б). Типичная величина напряжений в наиболее вытянутых включениях («опорах конструкции») превышает величину напряжений в более коротких («не несущих») включениях до 1,5 раз и не менее чем в два раза превышает характерную величину напряжений в матрице.

Сравнение распределений сдвиговых и объемных напряжений в модельных образцах с исходной и модифицированной структурой (см. рис. 3 и 4) показывает, что близкие по величине значения напряжений в керамических включениях этих двух систем достигаются при почти вдвое различающихся осевых деформациях (в модифицированном образце при $\epsilon = 0,35\%$, в то время как в исходном образце при $\epsilon = 0,6\%$). Другими словами, скорости роста сдвиговых и объемных напряжений в керамических включениях модифицированного поверхностного слоя в процессе нагружения почти вдвое выше, чем

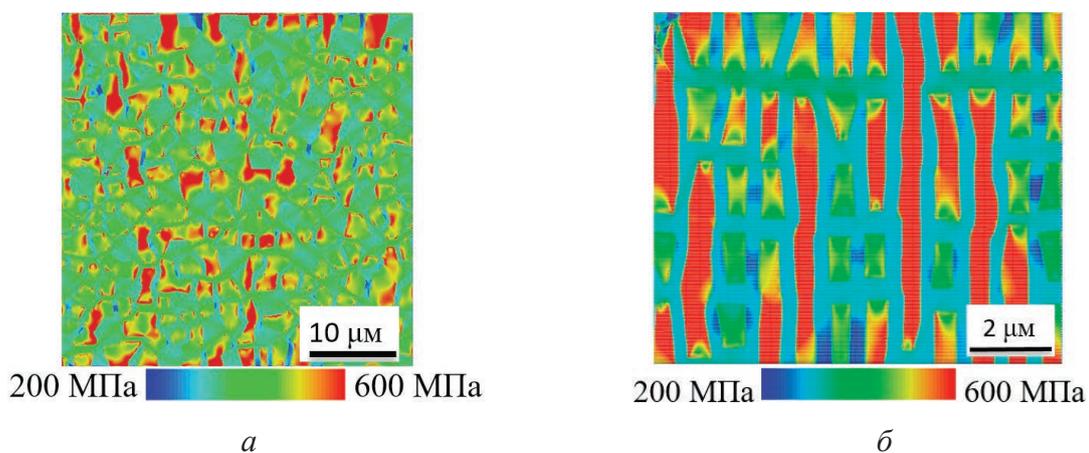


Рис. 4. Типичные распределения эквивалентного напряжения в представительных объемах поверхностных слоев металлокерамического композита в исходном (а) и модифицированном (б) состоянии

Fig. 4. Typical distributions of equivalent stress in representative volumes of the surface layers of the metal-ceramic composite in the initial (a) and modified (b) states

во включениях поверхностного слоя в исходном состоянии. В то же время анализ результатов моделирования показывает, что характерные значения эквивалентного напряжения в объеме связующего возрастают приблизительно с одинаковой скоростью по мере нагружения. Более высокая концентрация сдвиговых и объемных напряжений в объеме хрупких включений в модифицированных поверхностных слоях композита, очевидно, должна приводить к повышению как предела текучести образца (вследствие достижения более высоких интегральных напряжений к началу неупругого деформирования связующего), так и его прочности. Последнее определяется тем, что сдвиговая прочность карбида титана зависит от величины среднего напряжения и возрастает с увеличением среднего напряжения. Быстрое увеличение среднего сжимающего напряжения в регулярно упакованных неравноосных керамических включениях в процессе нагружения способствуют повышению прочности образца в условиях одноосного сжатия.

Отметим также, что поскольку твердые и хрупкие включения TiC являются концентраторами сдвиговых напряжений, при нагружении они становятся предпочтительными областями формирования микроповреждений и микротрещин сдвигового типа (эти несплошности инициируются главным образом на межфазных границах в вершинах угловатых включений). Быстрый рост сдвиговых напряжений в наиболее протяженных включениях в процессе нагружения образцов с модифицированной металлокерамической структурой способствует возникновению таких несплошностей при меньших значениях приложенной деформации (в сравнении с композитом в исходном состоянии). Таким образом, переход к регулярной «черепичной» упаковке неравноосных керамических включений может сопровождаться «охрупчиванием» механического отклика композита.

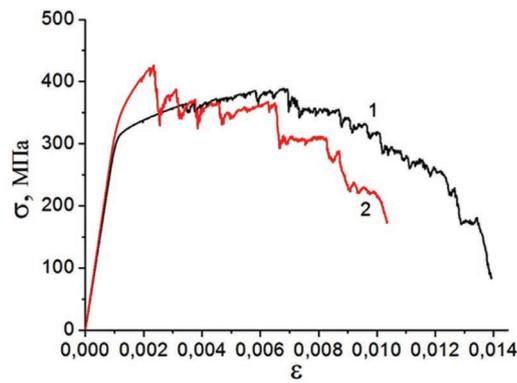
Выводы, полученные на основании анализа распределения напряжений, подтверждаются результатами анализа диаграмм одноосного сжатия рассмотренных выше представительных объемов поверхностных слоев композита в исходном и модифицированном состоянии (рис. 5, а).

Анализ показал, что изменение соотношения линейных размеров и переход к регулярной «черепичной» упаковке включений приводит

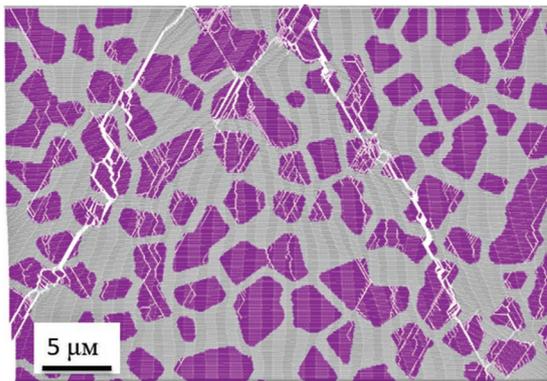
к увеличению пределов упругости и прочности образцов приблизительно на 15 %. Величина коэффициента деформационного упрочнения выросла в пять раз, однако протяженность участка деформационного упрочнения (до достижения максимального сопротивления нагружению) сокращается в несколько раз. При этом, если стадия разупрочнения образца с исходной структурой (после достижения максимального сопротивления) соответствует квазивязкому характеру разрушения, то стадия разупрочнения образца с модифицированной структурой есть набор актов локального хрупкого разрушения, реализующегося на масштабном уровне, сопоставимом с размером образца. Описанные особенности диаграмм нагружения связаны с различной внутренней структурой рассматриваемых поверхностных слоев композита, которая также обуславливает и разницу в особенностях процесса их разрушения.

В образце с исходной структурой на стадии упрочнения происходит постепенное формирование повреждений на межфазных границах и микротрещин на участках межфазных границ и в керамических включениях. Это проявляется на диаграмме нагружения в форме малых по величине локальных «сбросов» напряжения на стадии деформационного упрочнения (кривая 1, на рис. 5, а). Процесс накопления несплошностей на этой стадии нагружения распределен во всем объеме образца. При этом в связи со значительной пластичностью NiCr матрицы, обеспечивающей ее высокие релаксационные и диссипативные характеристики, образующиеся микротрещины «стопорятся» на интерфейсах TiC–NiCr. Последующая стадия разупрочнения связана с постепенным объединением «соседних» микротрещин через прослойки связующего. На данной стадии происходит локализация разрушения в форме объединения повреждений в одной или нескольких узких зонах. При этом в других областях образца разрушение существенно замедляется или прекращается. Данная стадия заканчивается формированием магистральной трещины и потерей целостности образца (рис. 5, б).

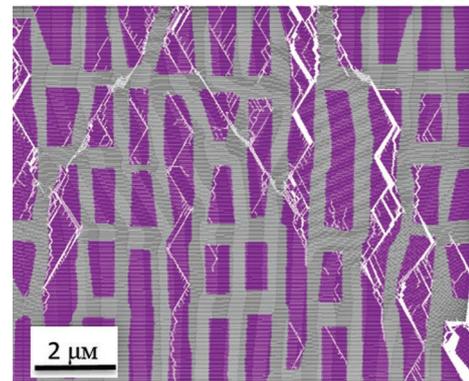
В образце с модифицированной структурой более высокая концентрация сдвиговых напряжений в наиболее протяженных («опорных») включениях приводит к зарождению поврежде-



а



б



в

Рис. 5. Диаграммы одноосного сжатия (а) и примеры разрушения представительных объемов с исходной (б) и модифицированной (в) структурой. Кривая 1 соответствует образцу со структурой (б), кривая 2 – образец со структурой (в)

Fig. 5. Diagrams of uniaxial compression (а) and examples of fracture of the representative volumes with original (б) and modified (в) structure. Curve 1 corresponds to the sample with original structure б, curve 2 shows the loading diagram of the sample with modified structure в

ний на боковых межфазных границах этих включений уже при достаточно малых приложенных деформациях. Эти повреждения быстро растут вдоль боковых межфазных границ и в объеме включений. Формирование относительно протяженных интерфейсных трещин, соосных оси нагружения, приводит к хорошо известному эффекту падения интегральной жесткости образца вследствие отслоения «несущих керамических опор» от остальной части материала или разрушения самой «опоры» [40]. Поэтому начало стадии деформационного разупрочнения композиционного материала с регулярно упакованными неравноосными керамическими включениями связано не с объединением микротрещин через прослойки связующего, а с началом «массового» формирования локальных трещин в наиболее протяженных столбчатых включениях. Этот этап разрушения проявляется на диаграмме нагруже-

ния в виде ступенчатого снижения силы сопротивления (кривая 2, рис. 5, а). Далее эти трещины постепенно объединяются через прослойки связующего в магистральную трещину (рис. 5, в).

Влияние соотношения размеров регулярно упакованных керамических включений

Для изучения влияния геометрических параметров керамических частиц на механические характеристики поверхностных слоев моделировалось одноосное сжатие представительных объемов с идентичным содержанием регулярно упакованных керамических включений, но с различными средними значениями высоты неравноосных включений и соотношениями длины основания к высоте.

Для иллюстрации влияния геометрических параметров включений на рис. 6 показаны

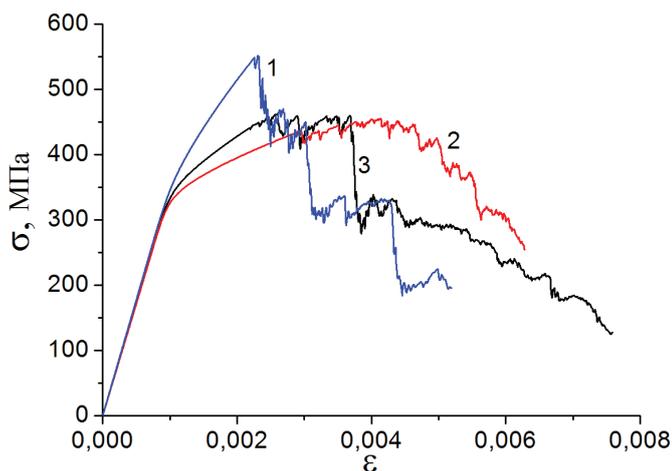


Рис. 6. Диаграммы одноосного сжатия модельных представительных микрообъемов модифицированного поверхностного слоя с различными геометрическими параметрами столбчатых керамических включений (средняя длина основания и высота включения, их соотношение):

1 – образец 1 (0,42 мкм, 3,11 мкм, 1/7); 2 – образец 2 (0,42 мкм, 1,46 мкм, 1/3,5); 3 – образец 3 (0,21 мкм, 0,65 мкм, 1/3)

Fig. 6. Diagrams of uniaxial compression of model representative microvolumes of a modified surface layer with different geometrical parameters of columnar ceramic inclusions (average base length and height of inclusion, their ratio):

1 – Sample 1 (0.42 mkm, 3.11 mkm, 1/7); 2 – Sample 2 (0.42 mkm, 1.46 mkm, 1/3.5); 3 – Sample 3 (0.21 mkm, 0.65 mkm, 1/3)

примеры диаграмм одноосного сжатия трех представительных микромасштабных образцов.

1. Образец 1, см. рис. 2, б (средняя длина основания 0,42 мкм, средняя высота столбчатого включения 3,11 мкм, среднее соотношение линейных размеров 1/7).

2. Образец 2, см. рис. 2, а (средняя длина основания 0,42 мкм, средняя высота столбчатого включения 1,46 мкм, среднее соотношение линейных размеров 1/3,5 – в два раза больше чем у образца 1).

3. Образец 3, характеризуется с уменьшенным вдвое средним значением длины основания керамических включений (0,21 мкм) и близким к образцу 2 средним соотношением линейных размеров (1/3).

Как можно видеть из рис. 6, двукратное уменьшение степени неравноосности включений в модифицированном поверхностном слое, обусловленное уменьшением их высоты (кривые 1 и 2), привело к снижению прочности на сжатие

на 20 % и более чем двукратному уменьшению коэффициента деформационного упрочнения. При этом протяженность стадии деформационного упрочнения увеличилась более чем вдвое.

Снижение высоты включений сопровождается: а) снижением концентрации напряжений во включениях (особенно в самых протяженных) и более равномерным перераспределением напряжений между включениями и пластичным связующим; б) уменьшением линейных размеров формирующихся локальных микротрещин. Снижение концентрации напряжений во включениях приводит к снижению максимальной величины удельной силы сопротивления (предела прочности) и коэффициента деформационного упрочнения. Уменьшение линейных размеров микротрещин способствует увеличению протяженности как интервала деформационного упрочнения, так и интервала разупрочнения (рис. 6). Количественно эти эффекты характеризуются возрастанием работы разрушения A_{fr} и энергии, необходимой для формирования магистральной трещины A_{crack} не менее чем на 10 %.

Двукратное уменьшение характерных линейных размеров керамических включений при сохранении постоянного значения параметра их неравноосности (кривые 2 и 3, рис. 6) не привело к заметному изменению значений предела текучести и предела прочности образца. Наиболее значительные изменения интегрального механического отклика представительного объема связаны с уменьшением коэффициента деформационного упрочнения в 1,5 раза и увеличением работы разрушения A_{fr} на 30 % (по сравнению с образцом 2). Сравнительный анализ эволюции структуры образцов 2 и 3 в процессе нагружения показал, что это связано с изменением динамики разрушения. Так, уменьшение линейных размеров керамических включений в N раз (при неизменном значении параметра неравноосности) сопровождается увеличением количества включений на единицу площади в N^2 раз. В таком же соотношении возрастает и число пластичных прослоек NiCr, характеризующихся высокими диссипативными и релаксационными характеристиками. Поэтому динамика разрушения образца 3 существенно отличается от описанной выше для образцов 1 и 2. На стадии упрочнения происходит формирование системы коротких одиночных трещин на межфазных гра-

нищах и в объеме отдельных включений. Ввиду малой длины таких трещин и их равномерного распределения в объеме композита они не приводят к разупрочнению образца. Смена стадии интегрального деформационного упрочнения стадией разупрочнения обусловлена объединением локальных трещин в расположенных рядом частицах TiC посредством их распространения через прослойки матрицы NiCr. Локализация этого процесса приводит к формированию магистральной трещины. Указанная последовательность разрушения образцов демонстрирует качественное сходство с последовательностью разрушения представительных микрообъемов модельного металлокерамического материала в исходном состоянии.

Результаты моделирования позволили объяснить существование предпочтительного диапазона отношений линейных размеров (высоты к основанию) столбчатых включений TiC, в котором, как свидетельствуют экспериментальные данные [22], достигаются максимальные значения микротвердости, прочности и износостойкости модифицированных поверхностных слоев. Уменьшение величины отношения линейных размеров включений сопровождается сменой характера пространственного распределения сдвиговых напряжений в поверхностном слое. Так, при больших значениях этого отношения распределение сдвиговых напряжений можно охарактеризовать как «каркасное». В качестве несущего каркаса здесь выступают протяженные включения TiC, при этом концентрация напряжений в них возрастает по мере увеличения отношения высоты к основанию. Это определяет возрастание коэффициента деформационного упрочнения модифицированного поверхностного слоя, однако сопровождается снижением значения предельной деформации образцов, при которой формируется магистральная трещина. Отметим, что разрушение таких поверхностных слоев носит хрупкий характер. При малых значениях отношения высоты к основанию включений TiC возрастает работа разрушения модифицированного слоя, однако значительно снижается величина коэффициента деформационного упрочнения. Как свидетельствуют данные различных исследований, снижение деформационного упрочнения материалов сопровождается снижением его твердости [41,42], что является негативным фактором для рассматриваемого поверхностного слоя. Результаты модели-

рования показали, что переход от «каркасного» к дисперсному характеру распределения сдвиговых напряжений происходит при снижении величины отношения линейных размеров включений ниже трех. Это определяет нижнюю границу диапазона отношений линейных размеров столбчатых включений TiC, обеспечивающих повышение комплекса механических характеристик модифицированного поверхностного слоя. Верхняя граница этого диапазона определяется требованиями к оптимальному балансу этих характеристик.

Заключение

Результаты моделирования показали, что ключевыми факторами, которые определяют механические свойства наноструктурированных поверхностных слоев металлокерамических композитов, являются геометрические размеры, форма и упаковка керамических/упрочняющих включений. Создание столбчатой регулярной структуры на основе вторичных керамических частиц приводит к принципиальной смене распределения внутренних напряжений в поверхностных слоях от дисперсного к каркасному. Основными несущими элементами в этом случае является не матрица, а столбчатые включения. Концентрация напряжений и механические свойства поверхностных слоев зависят от степени неравноосности этих включений. Существует оптимум этого соотношения размеров, соответствующий балансу прочности и вязкости разрушения. Проведенный компьютерный анализ позволил выявить роль указанных факторов в повышении ключевых механических характеристик поверхностных слоев. Полученные результаты могут служить основой для прогнозирования механических свойств наноструктурированных поверхностных слоев металлокерамических композитов с заданной внутренней структурой, а также для проектирования внутренней структуры, обеспечивающей требуемые механические свойства (в том числе сочетание значений прочности и вязкости разрушения).

Список литературы

1. Mortensen A., Llorca J. Metal matrix composites // Annual Review of Materials Research. – 2010. – Vol. 40. – P. 243–270. – doi: 10.1146/annurev-matsci-070909-104511.

2. *Suryanarayana C., Al-Aqeeli N.* Mechanically alloyed nanocomposites // *Progress in Materials Science*. – 2013. – Vol. 58. – P. 383–502. – doi: 10.1016/j.pmatsci.2012.10.001.

3. *Casati R., Vedani M.* Metal matrix composites reinforced by nano-particles – a review // *Metals*. – 2014. – Vol. 4. – P. 65–83. – doi: 10.3390/met4010065.

4. *Frazier W.E.* Metal additive manufacturing: a review // *Journal of Materials Engineering and Performance*. – 2014. – Vol. 23. – P. 1918–1928. – doi: 10.1007/s11665-014-0958-z.

5. *Kelbassa I., Wohlers T., Caffrey T.* Quo vadis, laser additive manufacturing? // *Journal of Laser Applications*. – 2012. – Vol. 24. – P. 050101/1–050101/10. – doi: 10.2351/1.4745081.

6. Nanocrystalline TiC reinforced Ti matrix bulk-form nanocomposites by Selective Laser Melting (SLM): densification, growth mechanism and wear behavior / D. Gu, Y.-C. Hagedorn, W. Meiners, K. Wissenbach, R. Poprawe // *Composites Science and Technology*. – 2011. – Vol. 71. – P. 1612–1620. – doi: 10.1016/j.compscitech.2011.07.010.

7. Microstructure and tensile behavior of hybrid nano-micro SiC reinforced iron matrix composites produced by selective laser melting / B. Song, S. Dong, P. Coddet, Ch. Coddet // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2013. – Vol. 579. – P. 415–421. – doi: 10.1016/j.jallcom.2013.06.087.s.

8. *Singh H., Sidhu T.S., Kalsi S.B.S.* Cold spray technology: future of coating deposition processes // *Fracture and Structural Integrity*. – 2012. – Vol. 22. – P. 69–84. – doi: 10.3221/IGF-ESIS.22.08.

9. Cold spray coating: review of material systems and future perspectives / A. Moridi, S.M. Hassani-Gangaraj, M. Guagliano, M. Dao // *Surface Engineering*. – 2014. – Vol. 36. – P. 369–395. – doi: 10.1179/1743294414Y.0000000270.

10. *Sobolev V.V., Guilemany J.M., Nutting J.* High velocity oxy-fuel spraying: theory, structure-property relationships and applications / consulting editor: S. Joshi. – David Brown Book Company, 2004. – 397 p. – ISBN 9781902653723.

11. Development of particle-reinforced nanostructured iron-based composite alloys for thermal spraying / T. Lampke, B. Wielage, H. Pokhmurska, C. Rupprecht, S. Schuberth, R. Drehmann, F. Schreiber // *Surface and Coating Technology*. – 2011. – Vol. 205. – P. 3671–3676. – doi: 10.1016/j.surfcoat.2011.01.003.

12. *Sharma V., Pra-kash U., Kumar B.V.M.* Surface composites by friction stir processing: a review // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2015. – Vol. 224. – P. 117–134. – doi: 10.1016/j.jmatprotec.2015.04.019.

13. *Yuvaraj N., Aravindan S., Vipin S.* Fabrication of Al5083/B4C surface composite by friction stir processing and its tribological characterization // *Journal of Ma-*

terials research and technology. – 2015. – Vol. 4 (4). – P. 398–410. – doi: 10.1016/j.jmrt.2015.02.006.

14. Упрочнение поверхности и повышение износостойкости металлических материалов при обработке потоками высокотемпературной плазмы / Б.А. Калинин, В.Л. Якушин, В.И. Польский, П.С. Джумаев, К.К. Дмитриева, О.В. Емельянова, В.И. Аверин // *Физика и химия обработки материалов*. – 2010. – № 2. – С. 21–27.

15. Modification of the structural-phase of ferritic-martensitic steels by high-temperature pulsed plasma flows / V.L. Yakushin, A.T. Khein, P.S. Dzhumaev, M.G. Isaenkova, B.A. Kalin, M.V. Leont'eva-Smirnova, I.A. Naumenko, Yu.A. Perlovich, V.I. Pol'skii // *Inorganic Materials: Applied Research*. – 2013. – Vol. 4, iss. 5. – P. 376–384. – doi: 10.1134/S2075113313050195.

16. Ионно-лучевая и ионно-плазменная модификация материалов / К.К. Кадыржанов, Ф.Ф. Комаров, А.Д. Погребняк, В.С. Русаков, Т.Е. Туркебаев. – М.: Изд-во МГУ, 2005. – 634 с. – ISBN 5-211-05153-X.

17. Модифицирование и легирование поверхности лазерными, ионными и электронными пучками / под ред. Дж. Поута, Г. Фоти и Д. Джекобсона. – М.: Машиностроение, 1987. – 424 с.

18. *Леонтьев П.А., Хан М.Г., Чекалова М.Т.* Лазерная поверхностная обработка металлов и сплавов. – М.: Металлургия, 1986. – 142 с.

19. Наномодифицирование сварных соединений при лазерной сварке металлов и сплавов / А.М. Оришич, А.Н. Черепанов, В.Н. Шапеев, Н.Б. Пугачева. – Новосибирск: Изд-во СО РАН, 2014. – 252 с. – ISBN 978-5-7692-1379-3.

20. *Ovcharenko V.E., Baohai Yu., Psahie S.G.* Electron-beam treatment of tungsten-free TiC/NiCr cermet. I: influence of subsurface layer microstructure on resistance to wear during cutting of metals // *Journal of Materials Science & Technology*. – 2005. – Vol. 21, N 3. – P. 427–429.

21. Electron-beam Treatment of Tungsten-free TiC/NiCr cermet II: structural transformation in the subsurface layer / Yu. Baohai, V.E. Ovcharenko, S.G. Psakhie, O.V. Lapshin // *Journal of Materials Science & Technology*. – 2006. – Vol. 22, N 4. – P. 511–513.

22. Modification of the structural-phase state of the surface layer of a cermet composite under electron beam irradiation in inert gas plasmas / V.E. Ovcharenko, K.V. Ivanov, Yu.F. Ivanov, A.A. Mokhovikov, Yu. Baohai // *Russian Physics Journal*. – 2017. – Vol. 59 (12). – P. 2114–2121. – doi: 10.1007/s11182-017-1022-x.

23. Формирование многомасштабной структуры в поверхностных слоях и стойкость металлокерамического сплава в условиях механических воздействий / С.Г. Псахье, В.Е. Овчаренко, А.Г. Князева, Е.В. Шилько // *Физическая мезомеханика*. – 2011. – Т. 14, № 6. – С. 23–34.

24. Nanostructured titanium-based materials for medical implants: modeling and development / L.Jr. Mishnaevsky, E. Levashov, R.Z. Valiev, J. Segurado, I. Sabirov, N. Enikeev, S. Prokoshkin, A.V. Solov'yov, A. Korotitskiy, E. Gutmanas, I. Gotman, E. Rabkin, S. Psakhie, L. Dluhoš, M. Seefeldt, A. Smolin // *Materials Science and Engineering R*. – 2014. – Vol. 81. – P. 1–19. – doi: 10.1016/j.mser.2014.04.002.
25. Laser clad ZrO_2 - Y_2O_3 ceramic/Ni-base alloy composite coatings / Y.T. Pei, J.H. Ouyang, T.C. Lei, Y. Zhou // *Ceramics International*. – 1995. – Vol. 21. – P. 131–136. – doi: 10.1016/0272-8842(95)95884-K.
26. Formation of c-axis-oriented columnar structures through controlled epitaxial growth of hydroxyapatite / W. Wang, Y. Oaki, Ch. Ohtsuki, T. Nakano, I. Hiroaki // *Journal of Asian Ceramic Societies*. – 2013. – Vol. 1. – P. 143–148. – doi: 10.1016/j.jascer.2013.03.009.
27. Increased resistance to mechanical shock of metallic materials by metal-ceramic surface coatings / C. Biniuc, B. Istrate, C. Munteanu, L. Dorin // *Key Engineering Materials*. – 2015. – Vol. 638. – P. 316–321. – doi: 10.4028/www.scientific.net/KEM.638.316.
28. *Chiang S.S., Marshall D.B., Evans A.G.* A simple method for adhesion measurements // *Surfaces and interfaces in ceramic and ceramic-metal systems* / ed. by J. Pask, A. Evans. – New York: Springer US, 1981. – P. 603–617. – (Materials science research; vol. 14).
29. Overcoming the limitations of distinct element method for multiscale modeling of materials with multimodal internal structure / E.V. Shilko, S.G. Psakhie, S. Schmauder, V.L. Popov, S.V. Astafurov, A.Yu. Smolin // *Computational Materials Science*. – 2015. – Vol. 102. – P. 267–285. – doi: 10.1016/j.commatsci.2015.02.026.
30. Modeling mechanical behaviors of composites with various ratios of matrix-inclusion properties using movable cellular automaton method / A.Yu. Smolin, E.V. Shilko, S.V. Astafurov, S.G. Psakhie // *Defence Technology*. – 2015. – Vol. 11. – P. 18–34. – doi: 10.1016/j.dt.2014.08.005.
31. *Potyondy D.O., Cundall P.A.* A bonded-particle model for rock // *International Journal of Rock Mechanics and Mining Sciences*. – 2004. – Vol. 41. – P. 1329–1364. – doi: 10.1016/j.ijrmms.2004.09.011.
32. *Bicanic N.* Discrete element methods // *Encyclopedia of computational mechanics* / ed. by E. Stein, R. De Borst, T.J.R. Hughes. – 2nd ed. – John Wiley & Sons, Ltd, 2017. – P. 1–38. – doi: 10.1002/9781119176817.ecm2006.
33. *Petersen K.E.* Silicon as a mechanical material // *Proceedings of the IEEE*. – 1982. – Vol. 70, N 5. – P. 420–457.
34. *Dudova N., Kaibyshev R., Valitov V.* Short-range ordering and the abnormal mechanical properties of a Ni-20% Cr alloy // *The Physics of Metals and Metallography*. – 2010. – Vol. 08 (6). – P. 625–633. – doi: 10.1134/S0031918X0912014X.
35. *Alejano L.R., Bobet A.* Drucker–Prager criterion // *Rock Mechanics and Rock Engineering*. – 2012. – Vol. 45 (6). – P. 995–999. – doi: 10.1007/s00603-012-0278-2.
36. *Park K., Paulino G.H.* Cohesive zone models: a critical review on traction-separation relationships across fracture surfaces // *Applied Mechanics Reviews*. – 2011. – Vol. 64. – P. 060802/1–060802/20. doi: 10.1115/1.4023110.
37. *Geubelle P.H., Baylor J.S.* Impact-induced delamination of composites: a 2D simulation // *Composites Part B: Engineering*. – 1998. – Vol. 29. – P. 589–602. – doi: 10.1016/S1359-8368(98)00013-4.
38. Influence of features of interphase boundaries on mechanical properties and fracture pattern in metal-ceramic composites / S. Psakhie, V. Ovcharenko, Yu. Baohai, A. Mokhovikov // *Journal of Materials Science and Technology*. – 2013. – Vol. 29. – P. 1025–1034. – doi: 10.1016/j.jmst.2013.08.002.
39. A numerical study of plastic strain localization and fracture in Al/SiC metal matrix composite / S.V. Smirnov, A.V. Kononov, M.V. Myasnikova, Yu.V. Khalevitsky, A.S. Smirnov, A.S. Igumnov // *Physical Mesomechanics*. – 2018. – Vol. 21 (4). – P. 305–313. – doi: 10.1134/S1029959918040045.
40. *Mishnaevsky L.* Nanostructured interfaces for enhancing mechanical properties of composites: computational micromechanical studies // *Composites Part B: Engineering*. – 2015. – Vol. 68. – P. 75–84. – doi: 10.1016/j.compositesb.2014.08.029.
41. *Shinohara K.* Relationship between work-hardening exponent and load dependence of Vickers hardness in copper // *Journal of Materials Science*. – 1993. – Vol. 28. – P. 5325–5329.
42. *Lan H., Venkatesh T.A.* On the relationships between hardness and the elastic and plastic properties of isotropic power-law hardening materials // *Philosophical Magazine*. – 2014. – Vol. 94, N 1. – P. 35–55. – doi: 10.1080/14786435.2013.839889.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2019 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>)



Obrabotka metallov - Metal Working and Material Science

Journal homepage: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



Investigation of Structural Factors that Increase the Mechanical Properties of Surface Layers Modified by Pulsed Electro-Beam Irradiation

Igor Konovalenko^{1, 2, a, *}, Evgenii Shilko^{1, 3, b}, Vladimir Ovcharenko^{1, c}, Sergei Psakhie^{1, d}

¹ Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS, 2/4, pr. Akademicheskii, Tomsk, 634055, Russian Federation

² National Research Tomsk Polytechnic University, 30 Lenin Avenue, Tomsk, 634050, Russian Federation

³ National Research Tomsk State University, 36 Lenin Avenue, Tomsk, 634050, Russian Federation

^a  <https://orcid.org/0000-0001-9396-0219>,  igkon@ispms.tsc.ru, ^b  <http://orcid.org/0000-0002-8381-061X>,  shilko@ispms.ru,

^c  <http://orcid.org/0000-0003-1776-1212>,  ove45@mail.ru, ^d  <http://orcid.org/0000-0002-3447-0487>,  sp@ispms.tsc.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 09 November 2018

Revised: 24 January 2019

Accepted: 29 January 2019

Available online: 15 March 2019

Keywords:

Pulsed electron-beam irradiation

Nanostructured layers

Increased mechanical properties

TiC-NiCr

Numerical simulation

Movable cellular automata method

Funding

The investigation is carried out with funding from the Basic Research Program of Russian Academy of Sciences for 2013–2020 (priority direction III.23).

ABSTRACT

Introduction Currently, a significant part of the cutting elements of the processing equipment is made of composite materials based on a metal matrix with dispersed ceramic inclusions. As a rule, such compositions are synthesized by powder metallurgy methods from a mixture of powders with a characteristic particle size from a few micrometers to tens of micrometers. Durability of cutting element is determined by the mechanical properties (including strength, hardness and fracture toughness) of thin surface layers of the composite. It is known that mechanical properties of the surface layers of the composites with microscale reinforcing ceramic inclusions are significantly inferior to the properties of these same compositions with characteristic sizes of reinforcing ceramic particles of tens to hundreds of nanometers. One of the successful ways to solve this problem is to modify the structure of the surface layers of synthesized composite with microscopic ceramic inclusions by the method of high-energy pulsed electron-beam irradiation in inert gas plasma. In the previous papers, the authors have shown that such processing leads to qualitative change in the structure of the surface layers, namely, to multiple crushing of original stochastically packed ceramic inclusions, their dissolution and subsequent precipitation in the form of regularly packed columnar particles with the preferential orientation normal to the surface. The change in the parameters of the internal structure determines a significant change in the mechanical properties of the surface layers and requires detailed parametric study. **The aim of the work** was to numerically study the influence of the key structural parameters, namely, the type of packing, the size and non-equiaxiality of ceramic particles on strength and fracture toughness of the modified surface layers. **Results and discussion.** The performed numerical analysis has revealed the key factors that determine the increase in the mechanical and tribological properties of modified surface layers of metal-ceramic composites. These are the features of packing and geometrical characteristics of ceramic inclusions. We showed that multiple decrease in the size of inclusions together with a change in their shape from equiaxial to substantially non-equiaxial and regular packing of inclusions with a preferential orientation normal to the surface lead to change in the pattern of stress distribution under compression from dispersed to frame-like as well as to elongation and complication of crack paths. This results in increase in the values of strength, yield stress and strain hardening of the surface layers. We explained that by varying the degree of non-equiaxiality of ceramic inclusions it is possible to achieve a necessary balance of competing mechanical characteristics like strength and fracture toughness.

For citation: Konovalenko I.S., Shilko E.V., Ovcharenko V.E., Psakhie S.G. Investigation of structural factors that increase the mechanical properties of surface layers modified by pulsed electro-beam irradiation. *Obrabotka metallov (tehnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2019, vol. 21, no. 1, pp. 93–107. doi:10.17212/1994-6309-2019-21.1-93-107. (In Russian).

References

1. Mortensen A., Llorca J. Metal matrix composites. *Annual Review of Materials Research*, 2010, vol. 40, pp. 243–270. – doi: 10.1146/annurev-matsci-070909-104511.
2. Suryanarayana C., Al-Aqeeli N. Mechanically alloyed nanocomposites. *Progress in Materials Science*, 2013, vol. 58, pp. 383–502. doi: 10.1016/j.pmatsci.2012.10.001.

* Corresponding author

Konovalenko Igor S., Ph.D. (Physics and Mathematics), Senior Researcher
 Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS
 2/4, pr. Akademicheskii, 634055, Tomsk, Russian Federation

Tel.: 8 (3822) 286-975, e-mail: igkon@ispms.tsc.ru

3. Casati R., Vedani M. Metal matrix composites reinforced by nano-particles – a review. *Metals*, 2014, vol. 4, pp. 65–83. doi: 10.3390/met4010065.
4. Frazier W.E. Metal additive manufacturing: a review. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2014, vol. 23, pp. 1918–1928. doi: 10.1007/s11665-014-0958-z.
5. Kelbassa I., Wohlers T., Caffrey T. Quo vadis, laser additive manufacturing? *Journal of Laser Applications*, 2012, vol. 24, pp. 050101/1–050101/10. doi: 10.2351/1.4745081.
6. Gu D., Hagedorn Y.-C., Meiners W., Wissenbach K., Poprawe R. Nanocrystalline TiC reinforced Ti matrix bulk-form nanocomposites by Selective Laser Melting (SLM): densification, growth mechanism and wear behavior. *Composites Science and Technology*, 2011, vol. 71, pp. 1612–1620. doi: 10.1016/j.compscitech.2011.07.010.
7. Song B., Dong S., Coddet P., Coddet Ch. Microstructure and tensile behavior of hybrid nano-micro SiC reinforced iron matrix composites produced by selective laser melting. *Journal of Alloys and Compounds*, 2013, vol. 579, pp. 415–421. doi: 10.1016/j.jallcom.2013.06.087.s.
8. Singh H., Sidhu T.S., Kalsi S.B.S. Cold spray technology: future of coating deposition processes. *Fracture and Structural Integrity*, 2012, vol. 22, pp. 69–84. doi: 10.3221/IGF-ESIS.22.08.
9. Moridi A., Hassani-Gangaraj S.M., Guagliano M., Dao M. Cold spray coating: review of material systems and future perspectives. *Surface Engineering*, 2014, vol. 36, pp. 369–395. doi: 10.1179/1743294414Y.0000000270.
10. Sobolev V.V., Guilemany J.M., Nutting J., Joshi S. *High velocity oxy-fuel spraying: theory, structure-property relationships and applications*. David Brown Book Company, 2004. 397 p. ISBN 9781902653723.
11. Lampke T., Wielage B., Pokhmurska H., Rupprecht C., Schuberth S., Drehmann R., Schreiber F. Development of particle-reinforced nanostructured iron-based composite alloys for thermal spraying. *Surface and Coating Technology*, 2011, vol. 205, pp. 3671–3676. doi: 10.1016/j.surfcoat.2011.01.003.
12. Sharma V., Pra-kash U., Kumar B.V.M. Surface composites by friction stir processing: a review. *Journal of Materials Processing Technology*, 2015, vol. 224, pp. 117–134. doi: 10.1016/j.jmatprotec.2015.04.019.
13. Yuvaraj N., Aravindan S., Vipin S. Fabrication of Al5083/B4C surface composite by friction stir processing and its tribological characterization. *Journal of Materials research and technology*, 2015, vol. 4 (4), pp. 398–410. doi: 10.1016/j.jmrt.2015.02.006.
14. Kalin B.A., Yakushin V.L., Pol'skii V.I., Dzhumaev P.S., Dmitrieva K.K., Emel'yanova O.V., Averin V.I. Uprochnenie poverkhnosti i povyshenie iznosostoikosti metallicheskih materialov pri obrabotke potokami vysokotemperaturnoi plazmy [The surface strengthening and wear resistance increase of metals under the treatment with high temperature pulsed plasma flows]. *Fizika i khimiya obrabotki materialov = Physics and Chemistry of Materials Treatment*, 2010, no. 2, pp. 21–27. (In Russian).
15. Yakushin V.L., Khein A.T., Dzhumaev P.S., Isaenkova M.G., Kalin B.A., Leont'eva-Smirnova M.V., Naumenko I.A., Perlovich Yu.A., Pol'skii V.I. Modification of the structural-phase of ferritic-martensitic steels by high-temperature pulsed plasma flows. *Inorganic Materials: Applied Research*, 2013, vol. 4, iss. 5, pp. 376–384. doi: 10.1134/S2075113313050195.
16. Kadyrzhanov K.K., Komarov F.F., Pogrebnyak A.D., Rusakov V.S., Turkebaev T.E. *Ionno-luchevaya i ionno-plazmennaya modifikatsiya materialov* [Ion-beam and ion-plasma modification of materials]. Moscow, MSU Publ., 2005. 634 p. ISBN 5-211-05153-X.
17. Poate J.M., Foti G., Jacobson D.C., eds. *Surface modification and alloying by laser, ion and electron beams*. New York, London, Plenum Press, 1983 (Russ. ed.: *Modifitsirovanie i legirovanie poverkhnosti lazernymi, ionnymi i elektronnyimi puchkami*. Ed. by Dzh. Pout, G. Foti, D. Dzhekobson. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1987. 424 p.).
18. Leont'ev P.A., Khan M.G., Chekalova M.T. *Lazernaya poverkhnostnaya obrabotka metallov i splavov* [Laser surface treatment of metals and alloys]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1986. 142 p.
19. Orishich A.M., Cherepanov A.N., Shapeev V.N., Pugacheva N.B. *Nanomodifitsirovanie svarnykh soedinenii pri lazernoi svarke metallov i splavov* [Nanomodification of welded joints in laser welding of metals and alloys]. Novosibirsk, SB RAS Publ., 2014. 252 p. ISBN 978-5-7692-1379-3.
20. Ovcharenko V.E., Baohai Yu., Psahie S.G. Electron-beam treatment of tungsten-free TiC/NiCr cermet. I: influence of subsurface layer microstructure on resistance to wear during cutting of metals. *Journal of Materials Science & Technology*, 2005, vol. 21, no. 3, pp. 427–429.
21. Baohai Yu., Ovcharenko V.E., Psahie S.G., Lapshin O.V. Electron-beam treatment of tungsten-free TiC/NiCr cermet II: structural transformation in the subsurface layer. *Journal of Materials Science & Technology*, 2006, vol. 22, no. 4, pp. 511–513.
22. Ovcharenko V.E., Ivanov K.V., Ivanov Yu.F., Mokhovikov A.A., Baohai Yu. Modification of the structural-phase state of the surface layer of a cermet composite under electron beam irradiation in inert gas plasmas. *Russian Physics Journal*, 2017, vol. 59 (12), pp. 2114–2121. doi: 10.1007/s11182-017-1022-x.
23. Psahie S.G., Ovcharenko V.E., Knyazeva A.G., Shilko E.V. Formirovanie mnogomasshtabnoi struktury v poverkhnostnykh sloyakh i stoikost' metallokeramicheskogo splava v usloviyakh mekhanicheskikh vozddeistvii

[Formation of a multiscale structure in surface layers and resistance of cermet alloy to mechanical action]. *Fizicheskaya mezomekhanika = Physical Mesomechanics*, 2011, vol. 14, no. 6, pp. 23–34. (In Russian).

24. Mishnaevsky L.Jr., Levashov E., Valiev R.Z., Segurado J., Sabirov I., Enikeev N., Prokoshkin S., Solov'yov A.V., Korotitskiy A., Gutmanas E., Gotman I., Rabkin E., Psakhie S., Dluhoš L., Seefeldt M., Smolin A. Nanostructured titanium-based materials for medical implants: modeling and development. *Materials Science and Engineering R*, 2014, vol. 81, pp. 1–19. doi: 10.1016/j.mser.2014.04.002.

25. Pei Y.T., Ouyang J.H., Lei T.C., Zhou Y. Laser clad ZrO_2 - Y_2O_3 ceramic/Ni-base alloy composite coatings. *Ceramics International*, 1995, vol. 21, pp. 131–136. doi: 10.1016/0272-8842(95)95884-K.

26. Wang W., Oaki Y., Ohtsuki Ch., Nakano T., Hiroaki I. Formation of c-axis-oriented columnar structures through controlled epitaxial growth of hydroxyapatite. *Journal of Asian Ceramic Societies*, 2013, vol. 1, pp. 143–148. doi: 10.1016/j.jascr.2013.03.009.

27. Biniuc C., Istrate B., Munteanu C., Dorin L. Increased resistance to mechanical shock of metallic materials by metal-ceramic surface coatings. *Key Engineering Materials*, 2015, vol. 638, pp. 316–321. doi: 10.4028/www.scientific.net/KEM.638.316.

28. Chiang S.S., Marshall D.B., Evans A.G. A simple method for adhesion measurements. *Surfaces and interfaces in ceramic and ceramic-metal systems*. Ed. by J. Pask, A. Evans. New York, Springer US, 1981, pp. 603–617.

29. Shilko E.V., Psakhie S.G., Schmauder S., Popov V.L., Astafurov S.V., Smolin A.Yu. Overcoming the limitations of distinct element method for multiscale modeling of materials with multimodal internal structure. *Computational Materials Science*, 2015, vol. 102, pp. 267–285. doi: 10.1016/j.commatsci.2015.02.026.

30. Smolin A.Yu., Shilko E.V., Astafurov S.V., Psakhie S.G. Modeling mechanical behaviors of composites with various ratios of matrix-inclusion properties using movable cellular automaton method. *Defence Technology*, 2015, vol. 11, pp. 18–34. doi: 10.1016/j.dt.2014.08.005.

31. Potyondy D.O., Cundall P.A. A bonded-particle model for rock. *International Journal of Rock Mechanics and Mining Sciences*, 2004, vol. 41, pp. 1329–1364. doi: 10.1016/j.ijrmms.2004.09.011.

32. Bicanic N. Discrete element methods. Stein E, de Borst R, Hughes T.J.R, editors. *Encyclopaedia of computational mechanics*. Ed. by E. Stein, R. De Borst, T.J.R. Hughes. 2nd ed. John Wiley & Sons, Ltd, 2017, pp. 1–38. doi: 10.1002/9781119176817.ecm2006.

33. Petersen K.E. Silicon as a mechanical material. *Proceedings of the IEEE*, 1982, vol. 70, no. 5, pp. 420–457.

34. Dudova N., Kaibyshev R., Valitov V. Short-range ordering and the abnormal mechanical properties of a Ni-20% Cr alloy. *The Physics of Metals and Metallography*, 2010, vol. 08 (6), pp. 625–633. doi: 10.1134/S0031918X0912014X.

35. Alejano L.R., Bobet A. Drucker–Prager criterion. *Rock Mechanics and Rock Engineering*, 2012, vol. 45 (6), pp. 995–999. doi: 10.1007/s00603-012-0278-2.

36. Park K., Paulino G.H. Cohesive zone models: a critical review on traction-separation relationships across fracture surfaces. *Applied Mechanics Reviews*, 2011, vol. 64, pp. 060802/1–060802/20. doi: 10.1115/1.4023110.

37. Geubelle P.H., Baylor J.S. Impact-induced delamination of composites: a 2D simulation. *Composites Part B: Engineering*, 1998, vol. 29, pp. 589–602. doi: 10.1016/S1359-8368(98)00013-4.

38. Psakhie S., Ovcharenko V., Baohai Yu., Mokhovikov A. Influence of features of interphase boundaries on mechanical properties and fracture pattern in metal-ceramic composites. *Journal of Materials Science and Technology*, 2013, vol. 29, pp. 1025–1034. doi: 10.1016/j.jmst.2013.08.002.

39. Smirnov S.V., Konovalov A.V., Myasnikova M.V., Khalevitsky Yu.V., Smirnov A.S., Igumnov A.S. A numerical study of plastic strain localization and fracture in Al/SiC metal matrix composite. *Physical Mesomechanics*, 2018, vol. 21 (4), pp. 305–313. doi: 10.1134/S1029959918040045.

40. Mishnaevsky L. Nanostructured interfaces for enhancing mechanical properties of composites: computational micromechanical studies. *Composites Part B: Engineering*, 2015, vol. 68, pp. 75–84. doi: 10.1016/j.compositesb.2014.08.029.

41. Shinohara K. Relationship between work-hardening exponent and load dependence of Vickers hardness in copper. *Journal of Materials Science*, 1993, vol. 28, pp. 5325–5329.

42. Lan H., Venkatesh T.A. On the relationships between hardness and the elastic and plastic properties of isotropic power-law hardening materials. *Philosophical Magazine*, 2014, vol. 94, no. 1, pp. 35–55. doi: 10.1080/14786435.2013.839889.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2019 The Authors. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>).