

## **Мезокомпози́тный материал Cu-TiB<sub>2</sub>: механизмы накопления повреждений при малоцикловом деформировании**

**М. П. Бондарь, Е. В. Карпов**

---

Рассмотрена эволюция микроструктуры и механические свойства нового высокопрочного мезоструктурного композита (МК) при малоцикловом нагружении. МК изготовлен методом квазидинамического компактирования из смеси порошков. Он состоит из чистой меди и упрочняющих включений в виде агломератов нанокompозита, который получают при помощи самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС). Включения состоят из 28 об.% меди (Cu) и 72 об.% наноразмерных частиц диборида титана (TiB<sub>2</sub>). Сопротивление МК малоцикло́вой усталости исследуют по следующим признакам: накопление остаточных деформаций на этапе циклического упрочнения, изменение прочностных свойств, микротвердости и характера микроструктуры после одноосного малоциклового сжатия различной степени. Механические свойства МК сравнивают с внутреннеокисленной медью. На основе анализа прочностных свойств и микроструктуры предложен оптимальный состав материала.

**Ключевые слова:** нанокompозит, мезоструктурный композит, накопление повреждений, малоцикло́вое нагружение, микроструктура.

---

Evolution of microstructure and mechanical properties of new high-strength mesostructural composite (MC) at low-cycle is investigated in this study. Method of quasidynamic compaction is used to receive MC from mixes of powders. MC is comprised by copper and reinforcing component – inclusions. Inclusions are produced by self-propagating high-temperature synthesis (SHS). Inclusions consist of 28 vol.% copper and 72 vol.% nanosize particles of titanium diboride (TiB<sub>2</sub>). Resistance to low cycle fatigue of fabricated MC is investigated to following features: accumulation of residual strain during the cyclic hardening, changing of strength properties, microhardness and character of a microstructure after low-cycle uniaxial compression of a various degree. The mechanical properties of MC are likened to internal-oxidized copper alloy. Optimum constituent of the material offered on the basis of the microstructure and mechanical properties analysis.

**Keywords:** nanocomposite, mesostructural composite, damage accumulation, low-cycle loading, microstructure.

---

### **Введение**

В настоящее время большое внимание уделяется проблемам, связанным с изготовлением и изучением свойств композиционных материалов, получаемых путем внедрения в основу высокопрочных наноразмерных частиц [1 – 6]. Такой метод формирования композитов позволяет получать материалы, сохраняющие технологически важные свойства основы (например, электропроводность, теплопроводность, сопротивляемость воздействию агрессивных сред и др.), но, в отличие от основы, обладающие высокой

прочностью и износостойкостью. Материалы такого типа называют нанокompозитами. При получении нанокompозитов на металлической основе могут быть использованы методы компактирования, формирующие субмикроструктурную структуру основы.

Процесс формирования нанокompозитов, связанный с выбором упрочняющего компонента, его состава, средства с основой и методов последующей обработки, требует понимания механизмов деформирования в условиях функционирования материалов. Эти знания могут быть получены на основе исследования эволюции микроструктуры в процессе

широкого комплекса механических испытаний, приближенных к условиям функционирования создаваемых композитов. Результаты подобного исследования и приведены в данной работе.

Исследован материал, представляющий собой субмикроструктурную металлическую основу (Cu) с распределенными в ней включениями-агломератами нанокомпозита, матрицей которого, как и основного материала, является электролитическая медь, а в качестве упрочняющей фазы используются наноразмерные частицы TiB<sub>2</sub> (≈ 100 нм). Субмикроструктурная структура основы определена методом прессования, при котором материал подвергался деформации  $\epsilon_{in} \approx 3$  при скорости  $\dot{\epsilon} = 0,5 \text{ с}^{-1}$ . Включения-агломераты, полученные методом СВС, имеют размеры от 1 до 5 мкм и состоят из 28 об.% Cu и 72 об.% TiB<sub>2</sub> [7]. По характеру строения микроструктуры и размеру включений, соизмеримому с размером зерен основы, рассматриваемый материал был определен как МК [7]. МК является термостабильным материалом (размер агломератов и наночастиц TiB<sub>2</sub> не изменяется после отжига в течение 10 ч при 950°C) [7]. Характерная особенность мезокомпозита — отсутствие связи между медью и частицами диборида титана, приводящее к ускорению релаксации напряжений в матрице и повышению сопротивления разрушению при испытаниях как на сжатие, так и на трение [7, 9].

МК имеет высокую электропроводность, отличающуюся от чистой меди на величину, равную объемному проценту упрочняющего элемента [7]. Это определяет возможные варианты его использования: изготовление электросварочных электродов, электроконтактов и других узлов электропромышленного оборудования, испытывающих значительные механические нагрузки. В условиях эксплуатации детали машин и механизмов из МК будут подвергаться воздействию переменных во времени напряжений. Это могут быть периодические циклы нагружения и разгрузки, колебания напряжения около среднего значения, циклы типа сжатие – растяжение. Поэтому в комплексе исследуемых механических свойств особый интерес представляет поведение МК при малоцикловом деформировании, по которому можно оценить различия в способности разных вариантов материала сопротивляться циклическому разрушению при нагрузках, превышающих исходный предел текучести. Величина разрушающих напряжений  $\sigma_{max}$  во многом зависит от характера микроструктуры, которая определяет процесс деформирования, и, соответственно, характер накопления повреждений.

Цель работы — сопоставление макромеханических свойств МК при малоцикловом деформиро-

вании с эволюцией его микроструктуры при различных степенях концентрации упрочняющей фазы для определения механизмов упрочнения композита; оптимизация состава и технологии изготовления МК в соответствии с эксплуатационными требованиями.

### Материал и методы исследования

Исследованы четыре варианта МК с различным объемным содержанием TiB<sub>2</sub>, об.-%: 5,8; 9,7; 13,6 и 18. Для сравнения рассмотрена внутреннеокисленная медь (ВОМ) – сплав Cu – 3,5 об.% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>.

Общий вид микроструктуры МК при разных содержаниях упрочняющей фазы представлен на рис. 1. Распределение включений в материале создает своеобразную ячеистую структуру, в которой сетка, разделяющая материал на ячейки, состоит из относительно крупных включений (1 – 5 мкм). Ячейки, состоящие из чистой меди, содержат в себе преимущественно мелкие одиночные включения размером не больше 1 мкм. Границы ячеистой структуры образуют в совокупности каркас, обеспечивающий МК высокие прочностные свойства. Размеры ячеек и массивность каркаса зависят от содержания диборида титана. Одновременно каркас создает концентрацию

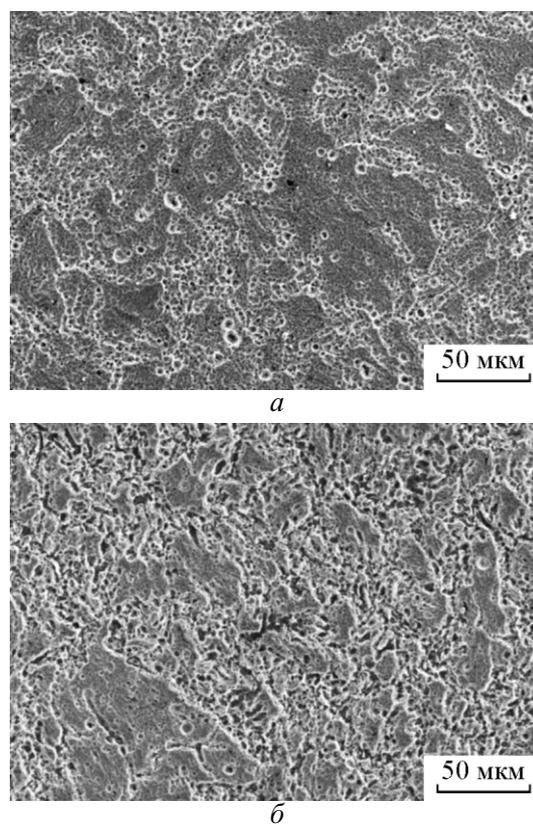


Рис. 1. Ячеистая микроструктура МК: а – 9,7 об.% TiB<sub>2</sub>; б – 18 об.% TiB<sub>2</sub>.

напряжений, являющуюся источником накапливаемых в материале повреждений, уменьшающих конструкционную пластичность.

Комплекс испытаний включает в себя: малоцикловое одноосное сжатие различной продолжительности; однократное одноосное сжатие до больших значений пластической деформации как исходного материала, так и материала, подвергнутого предварительному малоцикловому нагружению; измерение микротвердости при различных состояниях материала (исходное, после пластического деформирования, после малоциклового нагружения, после малоциклового нагружения и значительного пластического деформирования); анализ микроструктуры материала в исходном состоянии и после всех видов нагружения.

Механические испытания были проведены на машине ZWICK/ROELL Z100 на цилиндрических образцах, высота и диаметр которых равны 8 мм. Измерение микротвердости осуществляли при помощи микротвердомера ПМТ-3 при нагрузке 50 г. Анализ микроструктуры проводили на сканирующем электронном микроскопе LEO-420 (разрешение 4 нм).

### Малоцикловое нагружение МК

В табл. 1 приведены результаты механических испытаний исследуемых материалов.

Таблица 1

Исходные механические характеристики МК					
Механические свойства	МК с содержанием TiB <sub>2</sub> , об. %				ВОМ
	5,8	9,7	13,6	18	
Предел текучести $\sigma_s$ , МПа	400	450	570	700	270
Деформация, выдерживаемая без разрушения, $\epsilon$ , %	>70	70	60	33	90

В испытаниях на малоцикловое одноосное сжатие форма нагружения представляла собой отнулевой цикл с постоянным значением максимального напряжения  $\sigma_{max} > \sigma_s$ , обеспечивающим остаточную деформацию после первого нагружения около 1%. Нагружение осуществляли перемещением подвижной наковальни с постоянной скоростью (за исключением незначительных участков с ускорением вблизи верхней и нижней точек цикла). Исследовали этап циклического упрочнения и начальный этап стабилизированного накопления повреждений: образцы подвергали малоцикловому нагружению с разными максимальными значениями числа циклов

$N$  (от 5000 до 20000 циклов), после чего исследовали изменение их микротвердости и эволюцию микроструктуры. Затем проводили испытания на однократное сжатие образцов, выдержавших циклическое деформирование различной длительности, что позволило сравнить макроскопические характеристики материалов с исходными (табл. 1). Минимальное рассматриваемое число циклов ( $N = 5000$ ) выбрано таким образом, чтобы для всех исследуемых материалов за время нагружения успела произойти стабилизация накопления повреждений, то есть пошаговый прирост остаточной деформации становился постоянным с точностью до погрешности используемого оборудования. Максимальное рассматриваемое число циклов ( $N = 20000$ ) взято для сравнения, чтобы изучить изменения, происходящие при различной продолжительности нагружения.

Помимо этого проведено исследование закономерности накопления повреждений непосредственно в процессе малоциклового деформирования.

В качестве доступной для измерения величины, отражающей накопление повреждений в материале при циклическом нагружении, использовали остаточную относительную деформацию образца  $\epsilon$ . При сжатии накопление повреждений в материалах с различной структурой может по-разному влиять на прирост остаточной деформации. Однако если рассматриваются материалы с однотипной структурой, зависимость  $\epsilon$  от числа циклов нагружения позволяет сравнивать интенсивность накопления повреждений в материалах, то есть определять их относительную сопротивляемость усталостному разрушению.

На рис. 2 представлены экспериментальные зависимости накопленной остаточной деформации  $\epsilon$  от количества циклов нагружения  $N$  для МК с разным содержанием диборида титана, а также для ВОМ. Кривые ограничены промежутком до 5000 циклов, поскольку далее за его пределами для всех рассмотренных материалов прирост остаточной деформации за один цикл становится практически постоянным, и кривая выходит на прямолинейный участок, наклон которого к оси абсцисс зависит от материала.

На рис. 3 приведены зависимости прироста остаточной деформации  $\delta\epsilon$  на каждом цикле от числа циклов  $N$ . Точками на рис. 3 показаны экспериментальные значения прироста деформации, определенные по рис. 2. Кривые на рис. 3 представляют собой графики аппроксимирующих функций. На рис. 3б в увеличенном фрагменте приведен наиболее характерный участок, где видно значительное изменение  $\delta\epsilon$  по мере нагружения.

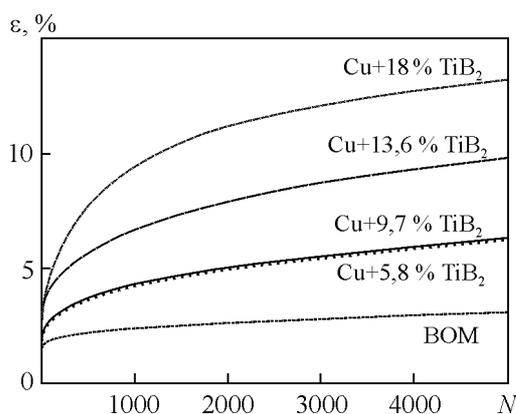


Рис. 2. Зависимость остаточной деформации от числа циклов нагружения для МК с разным содержанием TiB<sub>2</sub>, а также для BOM.

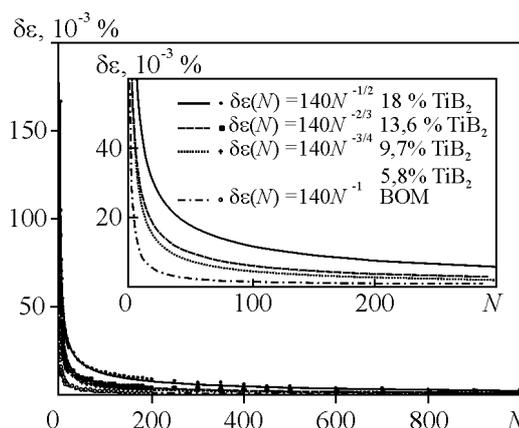


Рис. 3. Зависимость поциклового прироста остаточной деформации от числа циклов нагружения для МК с разным содержанием TiB<sub>2</sub>, а также для BOM.

Эксперименты, проводившиеся ранее с другими материалами (стали, сплавы, композиты с полимерной матрицей), показывают, что кривые такого рода, описывающие накопление остаточной деформации на этапе циклического упрочнения, имеют для одного материала один и тот же вид (с точностью до расположения кривой на координатной плоскости), не зависящий от значения максимального напряжения цикла [12, 13]. Таким образом, различия, наблюдаемые между полученными кривыми, должны быть обусловлены разными свойствами рассмотренных материалов, что позволяет использовать их для сравнения сопротивляемости разных видов МК усталостному разрушению.

Сравнение кривых на рис. 2, 3 показывает, что увеличение доли упрочняющей компоненты приводит к повышению интенсивности процессов, происходящих в материале при малоцикловом нагружении. При этом, по-видимому, существует предельное значение объемного содержания упрочняющей фазы такое, что до достижения этой величины влияние содержания TiB<sub>2</sub> на процессы накопления повреждений незначительно (МК с 5,8 и 9,7 об.% TiB<sub>2</sub>), тогда как после нее — сопротивляемость усталостному разрушению заметно снижается (13,6 и 18 об.% TiB<sub>2</sub>). Таким образом, сравнение кривых позволяет определить значение содержания упрочняющей фазы, превышение которого нецелесообразно с точки зрения предполагаемого использования материала.

Помимо накопления остаточной деформации, изменения состояния материала, вызванные малоцикловым деформированием, могут отражаться на его микротвердости. В табл. 2 приведены значения HV рассматриваемых МК и BOM в различных состояниях (исходное, после однократного и циклического деформирования).

Таблица 2

Микротвердость МК и BOM в различных состояниях

Состояние	Микротвердость HV				BOM
	МК с содержанием TiB <sub>2</sub> , об. %				
	5,8	9,7	13,6	18	
Исходное	133	155	176	212	115
После пластического деформирования	146	164	190	213	113
После циклического нагружения,					
N = 5000	136,	163,	183,	197,	96
	<b>146</b>	<b>167</b>	<b>189</b>	<b>209</b>	
N = 10000		165,			
		<b>170</b>			
N = 20000	121,	159,		202,	103,
	<b>147</b>	<b>172</b>		<b>207</b>	<b>115</b>

\* выделены значения, полученные для материалов, которые после циклического нагружения дополнительно подвергали значительному пластическому деформированию.

Из табл. 2 видно, что чем выше концентрация диборида титана в материале, тем меньше упрочнение при однократном пластическом деформировании, выраженное в увеличении микротвердости. Это говорит о том, что МК с высокой концентрацией диборида титана в значительной степени исчерпывает возможности упрочнения уже на этапе компактирования материала.

Микротвердость образцов с содержанием до 13,6 об.% TiB<sub>2</sub> после малоцикловых нагружений не изменяется по сравнению с ее исходным значением, при содержании 18 об.% TiB<sub>2</sub> наблюдается ее заметное уменьшение. Такой же характер изменения микротвердости в зависимости от содержания TiB<sub>2</sub> имеет при пластическом деформировании образцов, испытывавших малоцикловые нагружения. Изменение микротвердости образцов с содержанием до 13,6 об.% TiB<sub>2</sub> после значительного пластического дефор-

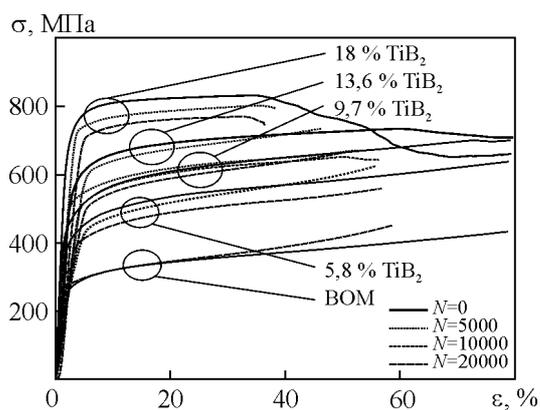


Рис. 4. ( $\sigma - \epsilon$ )-диаграммы МК в исходном состоянии и после циклического нагружения для МК с разным содержанием  $TiB_2$ , об.%. 2 – 5,8, 3 – 9,7, 4 – 13,6, 5 – 18, а также для BOM (1).

мирования не зависит от того, подвергался ли материал предварительному циклическому нагружению. Для образцов с 18 об.%  $TiB_2$  упрочнения не происходит.

На рис. 4 приведены ( $\sigma - \epsilon$ )-диаграммы для однократного сжатия материалов как в исходном состоянии, так и предварительно подвергнутых циклическому деформированию различной продолжительности.

Сравнение ( $\sigma - \epsilon$ )-диаграмм МК в разных состояниях показывает следующее. Для материалов с концентрацией упрочняющей фазы от 5,8 до 9,7 об.% влияние предварительного циклического нагружения на макромеханические свойства мало отличается от влияния однократного сжатия при напряжении, незначительно превышающем исходный предел текучести материала. На всех кривых, соответствующих этим материалам, видно увеличение предела текучести после циклического деформирования и более резкий переход от упругости к пластичности, чем у исходного материала. Лишь после 20000 циклов упруго-пластического деформирования видна заметная разница по высоте между пластическими участками диаграмм МК исходного и предварительно циклически деформированного. У МК 9,7 об.%  $TiB_2$  после 20000 циклов наблюдается заметное уменьшение пластичности (смещение в сторону начала координат перегиба на пластическом участке диаграммы, говорящего о начале трещинообразования). Для BOM также наблюдается увеличение предела текучести. Для МК 13,6 об.%  $TiB_2$  величина предела текучести практически не меняется, имеет место только более резкий переход от упругости к пластичности. В то же время МК 18 об.%  $TiB_2$  наряду с более резким переходом от упругости к пластичности демонстрирует заметное понижение

предела текучести как для 5000, так и для 20000 циклов предварительного деформирования.

Как видно, эффект разупрочнения материала при циклическом деформировании, связанный с накоплением микротрещин, начинает заметно проявляться только при концентрации упрочняющей фазы более 9,7 об.%.

### Эволюция микроструктуры МК при малоцикловом деформировании

Для выяснения причин эффектов, наблюдаемых на макроуровне, проведено исследование эволюции дефектной структуры МК при различных видах нагружения.

Прежде всего, необходимо отметить, что свойства материала, определяемые особенностями процессов деформирования, существенно зависят от характеристик его ячеистой структуры. Степень регулярности ячеистой микроструктуры МК (рис. 1) определяется однородностью порошковой фракции, формируемой в высокоэнергетической шаровой мельнице (ВЭШМ), и процессом изготовления монолитного материала. Как видно на рис. 1, распределение агломератов по объему образцов МК зависит от концентрации упрочняющей компоненты. Наибольшая однородность характерна для материала с содержанием 9,7 об.%  $TiB_2$ .

При испытании на однократное и малоцикловое сжатие существенные изменения в микроструктуре происходят на периферии образцов. Вдоль периметров образцов образуются полосы пористой микроструктуры, зачастую поры объединены в микро- и макротрещины. Ширина полос, расположение и размер пор в полосах зависят от содержания диборида титана в МК.

На рис. 5 приведены микроструктуры МК с разным содержанием упрочняющей фазы после значительного пластического деформирования.

После однократного сжатия образцы с содержанием 5,8 и 9,7 об.%  $TiB_2$  (рис. 5а, б), имеют на периферии полосы пор шириной  $h \approx 3,5 - 5$  мкм, в целом по объему микроструктура не отличается от исходной.

Однократное сжатие образцов с 13,6 и 18 об.%  $TiB_2$  приводит к их разрушению при деформациях, значительно меньших, чем выдерживают образцы из МК 5,8 и 9,7 об.%  $TiB_2$ . Во фрагментах разрушенных образцов на периферии наблюдаются микротрещины, расслоение материала и раскрытые трещины (рис. 5в, г). В образцах МК 18 об.%  $TiB_2$  при сжатии трещины образуются не только на периферии, но и в объеме образца.

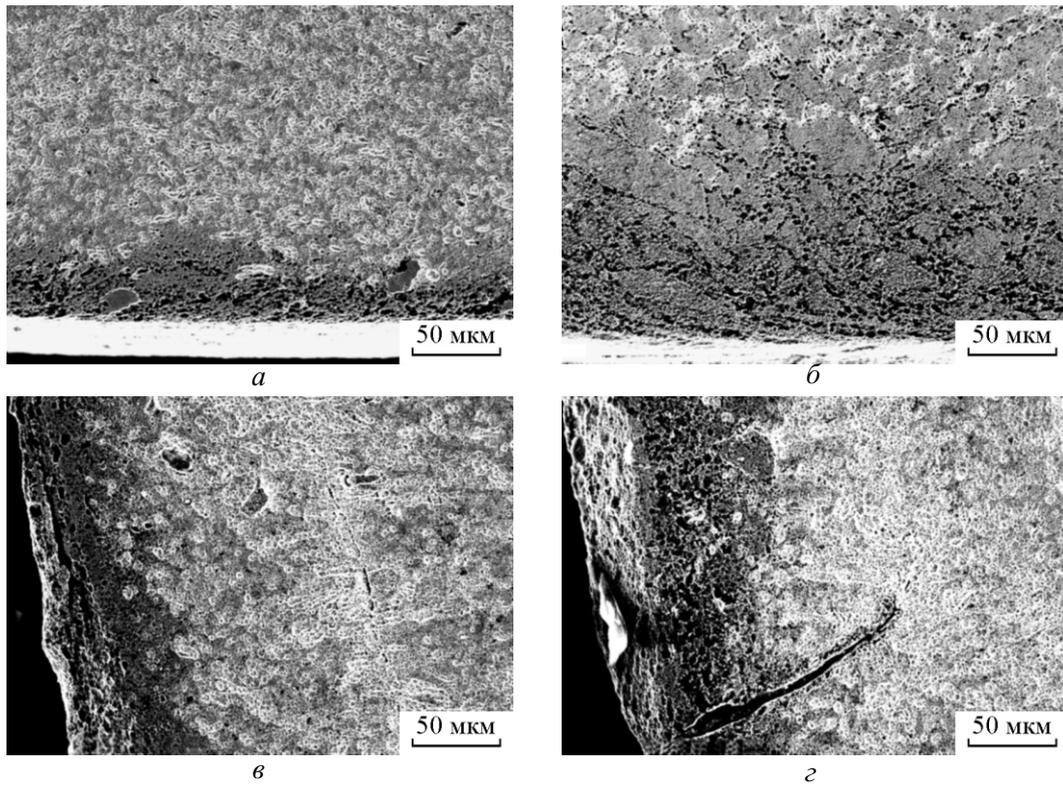


Рис. 5. Микроструктуры МК с разным содержанием упрочняющей фазы  $TiB_2$ , об. %: *a* – 5,8; *б* – 9,7; *в* – 13,6; *г* – 18, после **значительного** пластического деформирования.

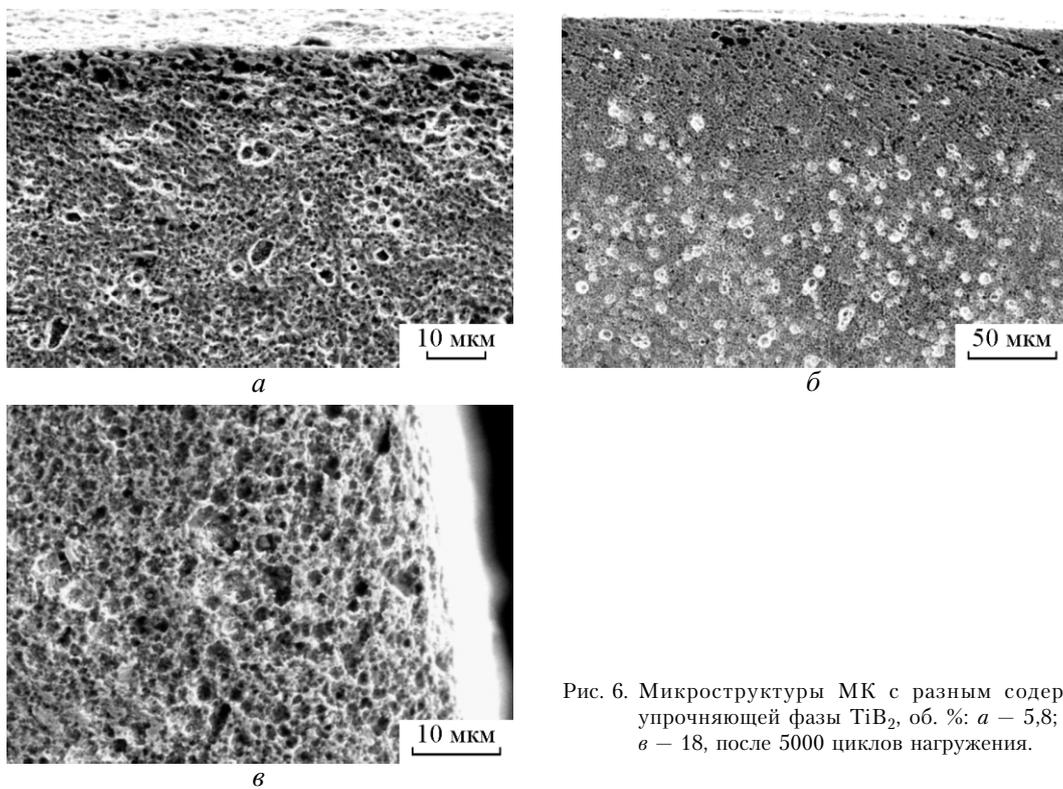


Рис. 6. Микроструктуры МК с разным содержанием упрочняющей фазы  $TiB_2$ , об. %: *a* – 5,8; *б* – 9,7; *в* – 18, после 5000 циклов нагружения.

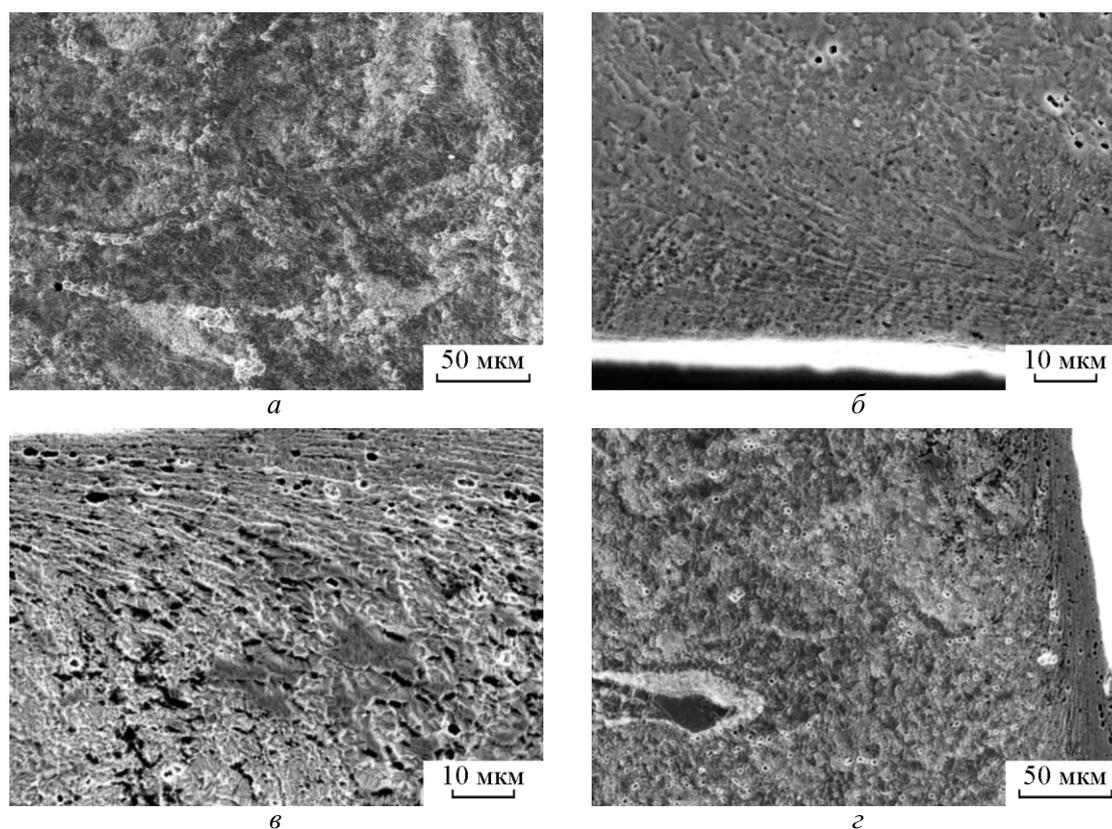


Рис. 7. Микроструктуры BOM: *a* – в исходном состоянии; *б* – после 5000 циклов нагружения; *в* – после 20000 циклов нагружения; *г* – после 20000 циклов нагружения и последующего значительного пластического деформирования.

После малоциклового сжатия характер микроструктуры на периферии и в объемах образцов так же определяется содержанием  $TiB_2$ .

На рис. 6 приведены микроструктуры МК с разным процентным содержанием упрочняющей фазы после 5000 циклов нагружения.

После 5000 циклов на периферии всех образцов видны широкие поры, выстраиваемые в полосы и имеющие тенденцию к объединению в микротрещины (рис. 6). При увеличении числа циклов до 20000 эта тенденция растет. После всех видов нагружения наблюдается характерная направленность полос, совпадающая с направлением максимальных касательных напряжений. Это показывает, что перемещение пор является отражением движения дислокаций.

Форма полос и их расположение определены как объемным содержанием  $TiB_2$ , так и регулярностью исходной ячеистой структуры, а также количеством циклов нагружения. Необходимо отметить, что в образцах МК 9,7 об.%  $TiB_2$ , которые имеют наиболее четкую ячеистую структуру, полосы пористости привязаны к границам ячеек. Там, где на край образца выходит внутренняя часть ячейки (основа МК), вместо полос пористости наблюдаются обычные полосы

локализации пластической деформации, характерные для однородного материала.

МК 5,8 и 9,7 об.%  $TiB_2$  характеризуются высокой циклической трещиностойкостью. Для них зарождения на краях микротрещин, распространяющихся в объем образцов, не наблюдалось.

В образцах МК 13,6 и 18 об.%  $TiB_2$  вблизи края и в целом по объему образцов имеются многочисленные отслоения на границах между матрицей и включениями. По тем же направлениям, что и отслоения ориентированы трещины, проходящие в матрице между включениями. Трещины идут либо от края образца, либо возникают в местах скоплений крупных агломератов.

Полосы пористости подходят к краю образца под очень маленьким углом, и когда они превращаются в микротрещины, происходит отслаивание чешуек материала, увеличивающееся с ростом числа циклов. Этим можно объяснить наблюдаемую меньшую толщину пористых полос на периферии образцов, выдержавших 20000 циклов нагружения, по сравнению с образцами после 5000 циклов.

Микроструктура образцов МК 5,8 и 9,7 об.%  $TiB_2$ , подвергнутых значительному пластическому сжатию

после циклических испытаний, идентична микро-структуре аналогичных образцов, сжатых в исходном состоянии без предварительного малоциклового нагружения.

Сжатие образцов с 18 об.% TiB<sub>2</sub> после циклических испытаний проводили до начала образования макротрещин, проявившегося в появлении выпадающего участка на диаграмме нагружения. Образование трещин в этом материале происходит не только за счет скопления пор, выходящих на край образцов, но также инициируется концентраторами напряжений, находящимися внутри объема материала и определяющими появление трещин, направленных вдоль края образца. Последние трещины служат причиной отслоения фрагментов материала, значительно превосходящих характерные размеры мезоструктуры.

На рис. 7 приведены мезоструктуры образцов ВОМ в различных состояниях.

Исходная мезоструктура ВОМ так же, как и МК, имеет ячеистое строение (рис. 7а), однако его природа иная. Светлые границы ячеек — границы спрессованной фракции (частиц порошка ВОМ). Структура фракции ВОМ по объему неоднородна. Процесс внутреннего окисления является результатом диффузии встречных потоков атомов кислорода с поверхности сплава и окислительнообразующих элементов из сплава, например Al из Cu – Al. Меньший размер частиц оксида Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и их высокая плотность у поверхности фракции, определенные кинетикой процесса внутреннего окисления, задают высокую жесткость широкой границы, связывающей элементы фракции. Природа границ во многом определяет свойства ВОМ при деформировании (истирании, сжатии, циклическом нагружении и сжатии после циклического нагружения). Тип полос в приповерхностной области зависит от того, выходит ли к поверхности внутренняя часть фракции ВОМ или ее граница. В первом случае полосы представляют собой сплошные линии скольжения (рис. 7б), перемежающиеся редкими порами (вакансиями), образованными в результате пересечения линий с частицами Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (их размер 0,25 – 0,35 нм). Во втором случае полосы деформации вблизи поверхности изрезаны микротрещинами (рис. 7в), определяющими интенсивное отслоение материала вблизи свободной границы.

## **Выводы**

1. Весь комплекс механических свойств МК зависит от процентного содержания упрочняющей фазы.

2. МК с 5,8 и 9,7 об.% TiB<sub>2</sub> характеризуются более высокой циклической трещиностойкостью, чем МК с увеличенным содержанием упрочняющей фазы.

3. Характер изменения микротвердости для рассматриваемых вариантов МК после всех видов нагружения коррелирует с эволюцией мезоструктуры, созданной повреждениями.

4. Полученные результаты показали существенное преимущество МК по сравнению с ВОМ, как материала более прочного и имеющего более высокое сопротивление усталостному разрушению при более простой технологии изготовления.

5. Комплекс исследованных свойств позволил определить оптимальное содержание упрочняющей фазы TiB<sub>2</sub> в МК, равное 9,7 об.%.

*Работа выполнена при поддержке проектов № 2.13.5, 2.13.6 Программы ОЭМПИУ РАН, Интеграционного проекта №1 СО РАН, программы фундаментальных исследований СО РАН № III.20.3 и Российского фонда фундаментальных исследований (грант № 11-08-00191).*

## **Литература**

1. Debdas R., Bikramjit B., Amitava B. M., Manoj Kumar B.V., Sumit G. Understanding the unlubricated friction and wear behavior of Fe-aluminide reinforced Al-based in-situ metal–matrix composite. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2006, v. 37, Issue 9, p. 1464 – 1472.
2. Liu Y.Q., Cong H.T., Wang W., Sun C.H., Cheng H.M. AlN nanoparticle-reinforced nanocrystalline Al matrix composites. Fabrication and mechanical properties *Materials Science and Engineering A*: 2009, v. 505, Issues 1 – 2, p. 151 – 156.
3. Abdizadeh H., Baharvandi H.R., Shirvani Moghaddam R. Comparing the effect of processing temperature on microstructure and mechanical behavior of (ZrSiO<sub>4</sub> or TiB<sub>2</sub>)/aluminum composites. *Material Science and Engineering: A*, 2008, v. 498, Issues 1 – 2, p. 53 – 58.
4. Kyung T. K., Seungii C., Seong H. H., Soon H. Microstructures and tensile behavior of carbon nanotube reinforced Cu matrix nanocomposites. *Material Science and Engineering: A*, 2007, v. 471, Issues 1 – 2, p. 22 – 27.
5. Yuying W., Xiangfa L., Junqing Z., Jingyu Q., Chong L. In situ formation of nano-scale Cu – Cu<sub>2</sub>O composites. *Materials Science and Engineering, A*, 2010, v. 527, Issue 6, p. 1544 – 1547.
6. Li Y., Zhao Y.H., Ortalan V., Liu W., Zhang Z.H., Vogt R.G., Browning N.D., Lavernia E.J., Schoenung J.M. Investigation of aluminum-based nanocomposites with ultra-high strength. *Materials Science and Engineering A*, 2009, v. 527, p. 305 – 316.
7. Бондарь М.П., Панин В.Е., Корчагин М.А., Ободовский Е.С., Панин С.В., Лукьянов Я.Л.

- Мезоструктурный материал с включениями, содержащими нано-кристаллические частицы, полученный квазидинамическим методом прессования. Физическая мезомеханика, 2008, т. 11, № 6, с. 39 – 44.
8. Бондарь М.П., Корчагин М.А., Ободовский Е.С. Высокоэнергетические методы создания мезокомпозиционного материала с включениями, содержащими нанокристаллические частицы. Физика горения и взрыва, 2010, т. 46, № 1, с. 126 – 131.
  9. Bondar M.P., Karpov E.V., Korchagin M.A., Obodovsky E.S., Lukyanov Y.L. Creation of Mesostructural Material with Nanocrystalline Inclusions of Titanium Diboride by Quasidynamic Method. Journal of materials science and engineering, 2010, v. 4, no. 3, p. 52 – 56.
  10. Бондарь М.П., Карпов Е.А., Панин С.В., Гордовская И.В. Мезокомпозиционный материал  $\text{Cu-TiB}_2$ : механические свойства. Перспективные материалы, 2011, № 4, с. 54 – 61.
  11. Владимиров В.И. Физическая природа разрушения металлов. М.: Metallurgia, 1984, 280 с.
  12. Kornev V., Karpov E., Demeshkin A. Damage accumulation in the pre-fracture zone under lowcyclic loading of specimens with the edge crack. Procedia Engineering. 2010, v. 2, no. 1, p. 465 – 474.
  13. Карпов Е.В. Деформирование и разрушение сферопласти в условиях малоциклового нагружения при различных температурах. Прикл. математика и техн. физика, 2009, т. 50, № 1, с. 197 – 204.

Статья поступила 10.05.2011 г.

**Бондарь Мария Петровна** — Институт гидродинамики им. М.А. Лаврентьева СО РАН (г. Новосибирск), доктор физико-математических наук, главный научный сотрудник. Специалист в области высокоскоростного деформирования, механизмов деформирования, ударного нагружения новых материалов, компактирования, сварки взрывом, наноматериалов. E-mail: bond@hydro.nsc.ru.

**Карпов Евгений Викторович** — Институт гидродинамики им. М.А. Лаврентьева СО РАН (г. Новосибирск), кандидат физико-математических наук, старший научный сотрудник. Специалист в области механики деформируемого твердого тела, механики композитов, разрушения, пластичности. E-mail: evkarpov@mail.ru.