

Мезокомпозитный материал Cu – TiB₂: механические свойства

М. П. Бондарь, Е. В. Карпов, С. В. Панин, И. В. Гордовская

Исследованы эволюция микроструктуры и механические свойства нового высокопрочного мезоструктурного композита (МК), полученного методом квазидинамического компактирования из смеси порошков. МК состоит из медной матрицы и упрочняющей компоненты в виде включений-агломератов. Включения получают методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС). Они состоят из 28 об.% меди и 72 об.% наноразмерных частиц диборида титана (TiB₂). Исследованы прочностные характеристики при одноосном статическом нагружении, микротвердость и износостойкость изготовленного материала. Механические свойства МК сравнили со свойствами внутреннеокисленной меди. Проведено рентгеноструктурное исследование материала и анализ эволюции микроструктуры при деформировании при помощи сканирующего электронного микроскопа. На основе анализа микроструктурных и механических свойств предложен оптимальный состав МК.

Ключевые слова: квазидинамическое компактирование, нанокompозит, мезоструктурный композит, прочность, микроструктура.

Evolution of microstructure and mechanical properties of new high-strength mesostructural composite (MC) is investigated in this study. Method of quasidynamic compaction is used to produce MC from powder mixtures. 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 (TiB₂). Following properties of fabricated MC are investigated: strength properties in uniaxial compression, microhardness, wear resistance. The mechanical properties of MC are compared with internal-oxidized copper alloy. The microstructure of the material is studied by the X-ray spectrometer INCA Energy and SEM observation. Optimum constituent of the material have been suggested on the basis of the microstructure and mechanical properties analysis.

Key words: quasidynamic compaction, nanocomposite, mesostructural composite, strength, microstructure.

Введение

Возросший в настоящее время интерес к композитам определен необходимостью решения технических задач, для которых требуются материалы с таким сочетанием физических и прочностных свойств (прочность, сопротивление износу, высокие свойства жаропрочности, электро- и теплопроводности), которое не может быть получено традиционными способами. Выбор компонентов и способы формирования композита определяются, как правило, функциональным назначением материала. Широко изучаются и используются композиты с субмикроструктурной металлической основой, упрочняющая компонента которых содержит нано-

кристаллические включения [1 – 5]. Такой тип материала часто называют нанокompозитом. Он характеризуется не только высокой прочностью и износостойкостью, но и сохраняет необходимую конструкционную пластичность, свойственную его матрице.

Особенно большое внимание уделяется нанокompозитам с металлической основой из Al и Cu [3 – 5]. В [2] показано, что в композите на алюминиевой основе с равномерно распределенными по объему наночастицами AlN твердость и модуль упругости достигли 3,48 и 142 ГПа, тогда как для чистого алюминия эти величины были равны 0,25 – 0,3 и 70 ГПа, соответственно. Такая степень упрочнения определяется измельчением зерен

матрицы, равномерным распределением упрочняющей компоненты (наночастиц AlN), а также деформационными процессами на межфазной границе между алюминиевой матрицей и наночастицами AlN. Однако механизмы упрочнения в работе [2] не рассмотрены. В [6] проанализированы возможные микроструктурные источники, определяющие действие механизмов, ответственных за экстремально высокое упрочнение материала. В [6] приведены высокие механические характеристики “тримодельного” композита на основе алюминиевой матрицы, состоящей из крупно- и ультрамелкозернистых или нанозернистых участков, где в качестве упрочняющей компоненты использован карбид бора B₄C. Данный подход к пониманию природы процессов на микроструктурном уровне, определяющих высокие качества композитов, очень важен, поскольку позволяет разрабатывать методики формирования новых композиционных материалов.

В данной работе исследован комплекс механических свойств нового композиционного материала, представляющего собой ультрамелкозернистую металлическую матрицу с распределенными в ней включениями-агломератами [7–9], в сопостав-

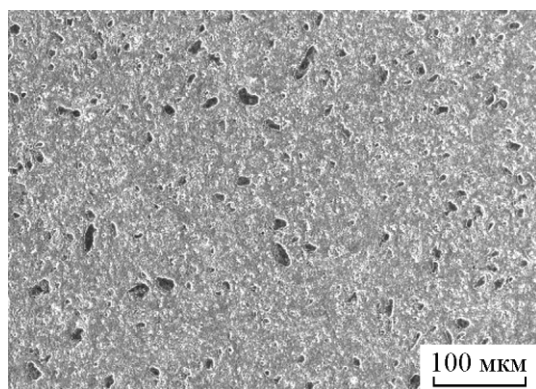
лении с эволюцией его микроструктуры. По характеру строения микроструктуры и размеру включений, соизмеримому с размером зерен основы, данный материал определен как МК [7]. Общий вид микроструктуры МК представлен на рис. 1а. В качестве основы МК использована чистая медь. Агломераты — включения размером от 1 до 5 мкм, состоят из 28 об.% Cu – 72 об.% TiB₂. Диборид титана (TiB₂) находится в меди в виде наночастиц (≈ 100 нм). Микроструктура включений представлена на рис. 1б. Рассматриваемый МК является термостабильным материалом (размер агломератов и наночастиц TiB₂ не изменяется после отжига в течение 10 часов при T=950°C).

Цель работы — на основе сопоставления эволюции микроструктуры и изменения механических свойств в зависимости от содержания упрочняющей фазы рассмотреть механизм, определяющий экспериментально установленные высокие механические характеристики МК, и оптимизировать состав МК.

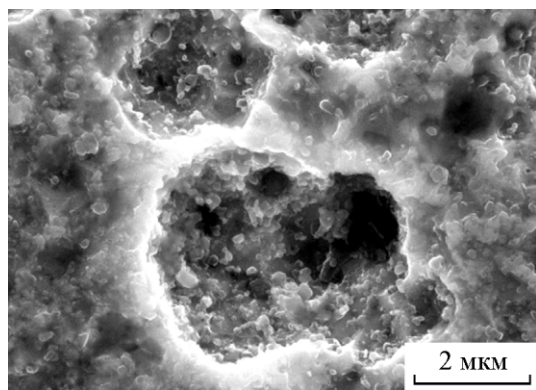
Материал и методы исследования

Испытания проводили на образцах, отличающихся содержанием упрочняющей компоненты, рассчитанным по объему содержанию диборида титана (TiB₂). Исследованы несколько вариантов МК: основа МК — чистая медь (Cu), содержание TiB₂ изменяли, в об. %: 5,8; 9,7; 13,6; 18. Также рассмотрена внутреннеокисленная медь (ВОМ) — сплав Cu – 3,5 об.% Al₂O₃ — как прототип МК, характеризующийся высокой жаропрочностью и электро- и теплопроводностью, близкой к таковым для чистой меди.

Исследовано напряженно-деформированное состояние МК при одноосном статическом сжатии. Эксперименты на сжатие проведены на электромеханической испытательной машине Zwick/Roell Z100. Образцы с меньшим содержанием упрочняющей составляющей испытывали в условиях одноосного статического растяжения на испытательной машине



а



б

Рис. 1. а — Общий вид микроструктуры МК, б — микроструктура включения-агломерата.

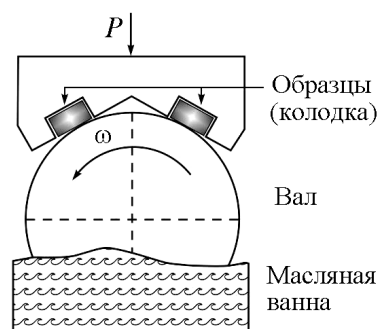


Рис. 2. Схема трибологического испытания.

Instron-5582. Измерена микротвердость образцов на приборе ПМТ-3 при нагрузке $P = 50$ г. Износостойкость материалов оценивали по результатам испытаний на трение на машине СМТ-1 по схеме “вал – колодка” в режиме граничной смазки (рис. 2, где P — внешняя нагрузка, ω — направление вращения вала). Образцы в форме параллелепипеда размером $7 \times 7 \times 9$ мм³ изготавливали методом электроискровой резки. Диаметр контртела составлял 62 мм. В качестве смазочной среды использовали индустриальное масло И-20. Испытания на трение проводили при скорости вращения вала 150 об./мин. Продолжительность нагружения составляла 200 мин, нагрузка — 112 Н. Интенсивность изнашивания оценивали путем измерения ширины дорожки трения на оптическом микроскопе Carl Zeiss Stemi 2000-C.

Оценку толщины унесенного слоя δ_y проводили по монтажах оптических изображений, снятых на поверхности трения, используя измеренное значение площади дорожки трения по формуле (1):

$$\delta_y = R - \sqrt{R^2 - \frac{l^2}{4}}, \quad (1)$$

где R — радиус вала, l — ширина дорожки трения на образце.

Данные механических экспериментов сопоставлены с микроструктурными исследованиями, проведенными с помощью сканирующего электронного микроскопа LEO-420 (разрешение 4 нм) и оптического микроскопа Carl Zeiss Stemi 2000-C. Рентгеноструктурный анализ образцов выполнен с помощью рентгеновского дифрактометра Shimadzu XRD 6000.

Результаты и их обсуждение

Механические свойства

Для испытаний на сжатие использовали образцы цилиндрической (высота равна диаметру цилиндра) и кубической формы. На рис. 3а представлены $(\sigma - \epsilon)$ -диаграммы для статического одноосного сжатия МК, а также приведена для сопоставления кривая ВОМ. Кривые построены с учетом изменения площади поперечного сечения образцов на основе предположения о несжимаемости материала при пластическом течении. На рис. 3б показана $(\sigma - \epsilon)$ -диаграмма для статического одноосного растяжения МК с 9,7 об.% TiB₂. Отсутствие графиков для растяжения МК с большим содержанием TiB₂ вызвано трудностью изготовления образцов достаточного размера. Так или иначе, наиболее интересно поведение материала при сжатии, поскольку его предполагаемое использование связано, в частности, с

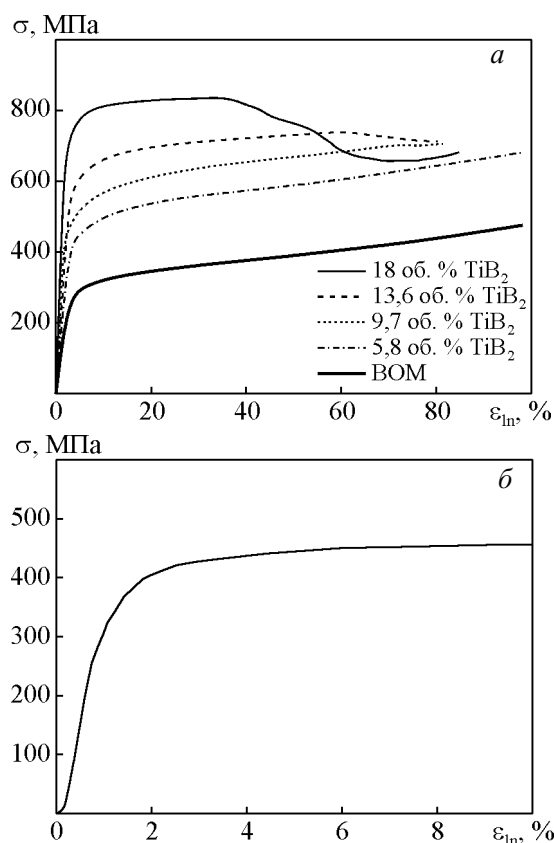


Рис. 3. а — $(\sigma - \epsilon)$ -диаграммы МК с разным процентным содержанием упрочняющей фазы и ВОМ при одноосном сжатии, б — $(\sigma - \epsilon)$ -диаграмма МК с 9,7 об.% TiB₂ при одноосном растяжении.

изготовлением сварочных электродов, испытывающих сжимающие нагрузки.

Проведенные испытания показывают значительное влияние состава МК на пластичность, прочность и микротвердость материала. Прочность МК во много раз превосходит прочность меди (известно, что σ_s меди слабо выражен и не превосходит 50 МПа), но при превышении некоторого предельного значения объемного содержания упрочняющей фазы происходит уменьшение пластичности материала. Так при 5,8 об.% TiB₂ материал, как и чистая медь, не имеет выраженной предельной деформации на сжатие, при которой начиналось бы образование трещин. При содержании 9,8 об.% TiB₂ уже наблюдается образование трещин при деформации около 72 % (перегиб в верхней части кривой). Дальнейшее увеличение процентного содержания упрочняющей компоненты приводит к заметному снижению предельной деформации. Так при 18 об.% TiB₂ трещины образуются уже при деформации 33 %.

В табл. 1 приведены значения микротвердости для МК с различным содержанием диборида титана

Таблица 1

Микротвердость исследуемых образцов МК различного состава и Cu в разных состояниях

Образец	Микротвердость			σ_s , МПа
	HV _{исх}	HV _{отж} *	HV _{сжат}	
Cu – 5,8 об.% TiB ₂	133	130		400
Cu – 9,7 об.% TiB ₂	166	155	164	450
Cu – 13,6 об.% TiB ₂	183	176	190	570
Cu – 18 об.% TiB ₂	224	212	213	700
Cu	45 – 60			50

* — отжиг 950°C 10 ч

в разных состояниях (исходное, после отжига, после испытания на сжатие). Также там приведены значения σ_s МК и данные для чистой меди (основы МК).

Изменения средних значений микротвердости исследуемых образцов МК, приведенные в табл. 1, коррелируют с изменением σ_s и могут рассматриваться в качестве прочностной характеристики.

Следует отметить, что микротвердость образцов после сжатия остается такой же по величине, как у исходных образцов, исключение составляет МК 5,8 об.% TiB₂ — микротвердость увеличивается на 7,5%. Это свидетельствует о том, что МК с содержанием TiB₂ больше 5,8 об.% в значительной степени исчерпывают запас упрочнения в процессе пресования.

Для определения методики формирования МК большое значение имеют закономерности изменения его характеристик в зависимости от изменения состава. На рис. 4 приведены такие зависимости для трех характеристик: *a* — предел пластичности, *b* — предельная деформация до появления трещин при сжатии, *в* — микротвердость. Зависимости представлены в виде экспериментальных точек и аппроксимирующих кривых. Аппроксимирующие кривые имеют следующие уравнения: *a* — $f(x) = 145\sqrt{x} + 50$, *b* — $f(x) = 23\sqrt{20-x}$, *в* — $f(x) = 42\sqrt{x} + 40$, где *x* — процентное содержание диборид титана. Как сказано выше, σ_s меди слабо выражен и не превосходит 50 МПа. Именно это значение использовалось в качестве σ_s при нулевом содержании TiB₂. В качестве микротвердости МК с нулевым содержанием диборид титана также взята микротвердость меди.

Небольшое количество экспериментальных точек не позволяет однозначно остановиться на конкретном виде аппроксимирующей функции, выражающей зависимость механической характеристики от концентрации упрочняющей компоненты композита. Однако выбор такой функции может быть основан на сопоставлении с известными теориями упрочнения для дисперсноупрочненных сплавов. Как видно на рис. 4, приведенные характеристики могут

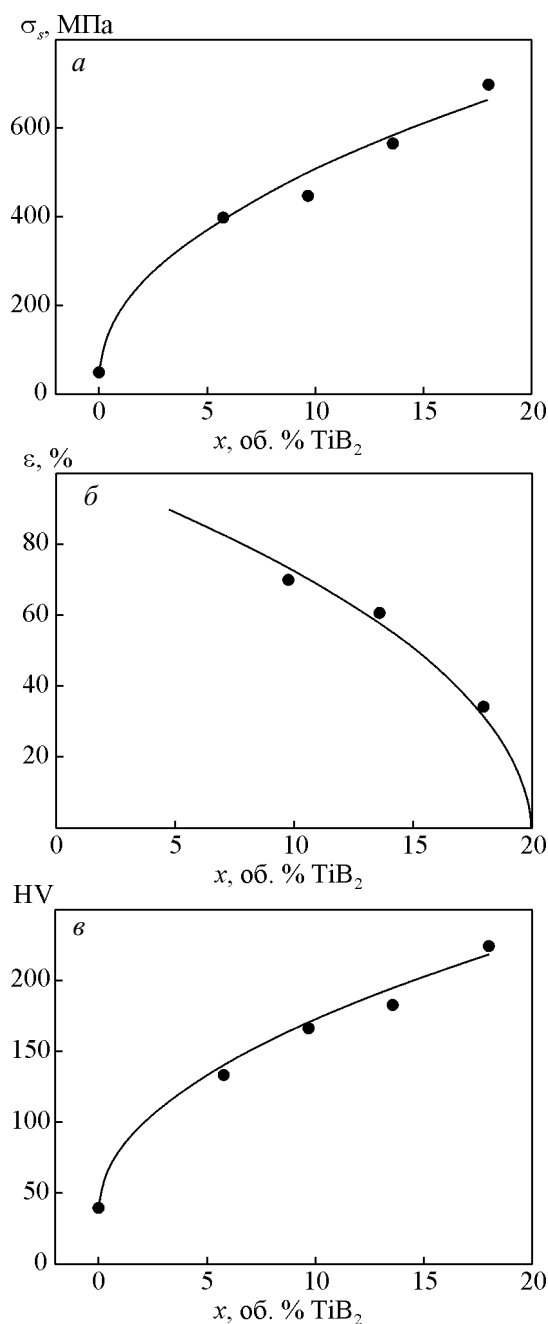


Рис. 4. Зависимости механических характеристик МК от процентного содержания упрочняющей фазы: *a* — предел текучести, *b* — предельная деформация до появления трещин, *в* — микротвердость.

быть описаны полиномиальными зависимостями типа $f(x) \sim \sqrt{x}$, что позволяет провести параллель с известными формулами упрочнения дисперсноупрочненных материалов. Правомочность этого следует из того, что основой включений и МК в целом является один и тот же металл. МК может рассмат-

риваться как дисперсноупрочненный сплав, состоящий из областей, отличающихся плотностью упрочняющей фазы. Это определяет подобие МК композиту, описанному в [6].

Характерной особенностью сплавов с недеформируемыми включениями является высокая степень деформационного упрочнения. Единой теории, объясняющей механические свойства сплавов, упрочненных выделениями твердых фаз, нет.

При нагружении обычно предполагается, что приложенное напряжение, равное критическому напряжению сдвига в матрице τ_0 , вызывает движение дислокаций по системе плоскостей преимущественного скольжения. Согласно теории Орована, дислокации, встречая на своем пути твердые частицы, обходят их, оставляя вокруг них петли. Дислокационные петли создают обратные напряжения τ_s , определяющие прирост приложенного напряжения $\tau = \tau_0 + \tau_s$. В теории Орована не предполагалась возможность упрочнения за счет взаимодействия дислокаций, скользящих по разным системам плоскостей скольжения, что не давало возможность объяснить большой прирост упрочнения.

Это учтено в теории Эшби, называемой теорией вторичного скольжения [10]. Предполагается, что с ростом напряжения у поверхности частицы возникает скольжение в других системах плоскостей матрицы. В конечном счете, частицы становятся источником призматических дислокационных петель вокруг них. Таким путем осуществляется релаксация напряжений возле частицы и увеличивается плотность дислокаций в матрице. Это приводит к приросту приложенных напряжений, то есть к дополнительному упрочнению матрицы, которое Эшби представляет [10] выражением $\tau_s = 0,24G_m (bfa/d)^{1/2}$, где G_m — модуль сдвига матрицы, f — объемная доля выделений, a — деформация сдвига по первичной системе плоскостей скольжения, d — диаметр частицы, b — вектор Бюргерса. Очевидно, что при постоянном значении d предельное касательное напряжение представляется как функция от квадратного корня величины, характеризующей содержание упрочняющей компоненты $\tau_s \sim f^{1/2}$.

Таким образом, сопоставление полученных результатов с существующими теориями показало, что созданное упрочнение МК наилучшим образом описывается теорией Эшби.

Необходимо отметить, что упрочнение МК при последующем деформировании мало увеличивается, его степень уменьшается от 10% до 4% при изменении содержания TiB_2 от 5,8 об.% до 18 об.% (табл. 1). В соответствии с этим падает пластичность МК.

Анализ микроструктуры

Следует отметить, что вид микроструктуры МК в исходном состоянии и после высокотемпературной обработки практически не зависит от содержания TiB_2 (рис. 5а). После механических испытаний также сохраняются характерные признаки композиционного материала “матрица – включения”.

На рис. 5 приведены наиболее типичные микроструктуры МК образцов с 9,7 и 18 об.% TiB_2 , характерные для определенных состояний материала.

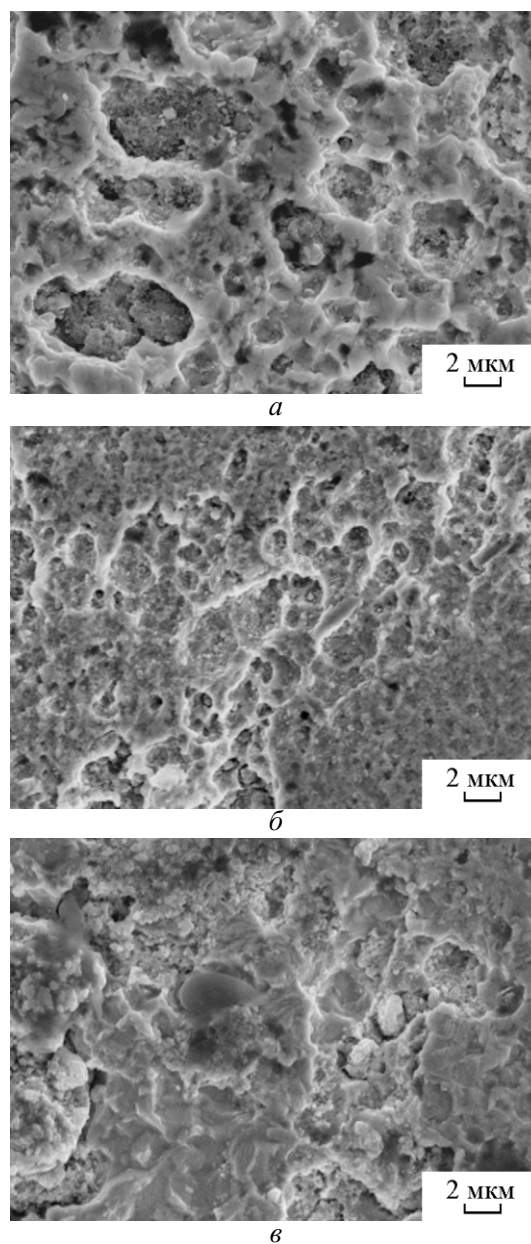


Рис. 5. Микроструктуры: а — МК 9,7 об.% TiB_2 в исходном состоянии, б — МК 9,7 об.% TiB_2 после сжатия, в — МК 18 об.% TiB_2 после сжатия.

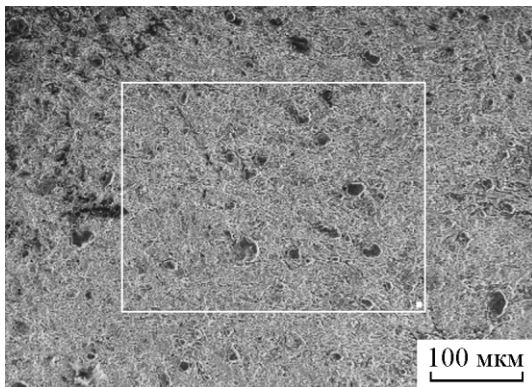


Рис. 6. Микроструктура МК 18 об.% TiB₂ после сжатия (угол квадратного сечения образца).

В микроструктурных исследованиях особое внимание уделялось анализу границы “матрица – включение”. В образцах с 9,7 об.% TiB₂ в исходном состоянии и после предельного сжатия границы “матрица – включение” не имеют заметных различий, однако после сжатия появляются признаки локализации деформации (рис. 5б). После сжатия до предельной деформации в образце с 18 об.% TiB₂ на большей части границ “матрица – включение” наблюдаются расслоения (рис. 5в).

На рис. 6 представлена микроструктура кубического образца с 18 об.% TiB₂, подвергнутого значительному пластическому деформированию. Показанная на фотографии область в углу квадратного сечения образца.

Здесь видно зарождение трещины, распространяющейся из левого верхнего угла. Заметно развитие текстуры, направление которой, как и направление распространения трещины, совпадает с направлением максимальных касательных напряжений. Форма трещины определена характером расположения включений на пути ее распространения.

Износостойкость

На рис. 7 представлена зависимость площади дорожки трения от времени испытаний.

Сводные данные по износостойкости образцов после испытаний в установленном режиме представлены в табл. 2.

Расчет толщины унесенного слоя образцов с различным содержанием упрочняющей фазы (TiB₂) показал, что за 200 мин испытаний (путь трения составляет 5,84 км) величина δ_y изменяется от 32,44 до 98,06 мкм. Из приведенных данных видно, что износостойкость МК существенно зависит от содержания TiB₂. Наибольшей износостойкостью обладает образец состава Cu + 18 об.% TiB₂. Для других

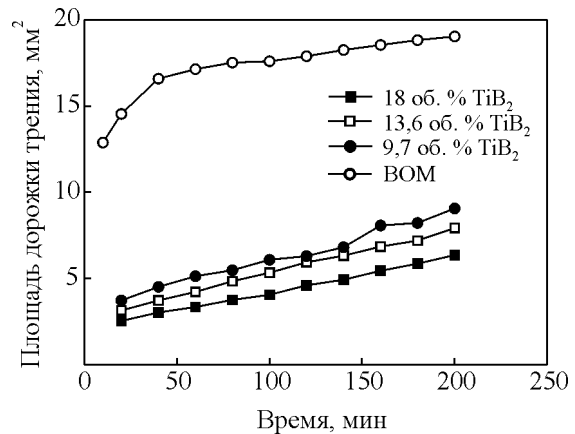


Рис. 7. Зависимость площади дорожки трения от времени испытаний.

Таблица 2

Толщина унесенного слоя при трибологических испытаниях для разных материалов, путь трения – 5,84 км

Образец	Толщина унесенного слоя δ_y , мкм
Cu – 9,7 об.% TiB ₂	46,20
Cu – 13,6 об.%	40,35
Cu – 18 об.% TiB ₂	32,44
ВОМ	98,06

значений процентного содержания упрочняющей фазы износостойкость МК также существенно превосходит износостойкость ВОМ.

Большое различие в износостойкости МК и ВОМ определено значениями поверхностной энергии σ на границе “выделение – матрица” в этих материалах.

Формирование микроструктуры ВОМ определено теорией выделений в металлических материалах. Величина критического зародыша, от которой зависит степень дисперсности равновесных выделений, определяется отношением значения поверхностной энергии σ на границе “выделение – матрица” к изменению свободной энергии на единицу объема ΔG_V [11]. Равновесные частицы упрочняющей фазы обычно некогерентны с матрицей, энергия σ на границе раздела “выделение – матрица” достаточно высока. Размер частиц Al₂O₃ для ВОМ составляет 30 – 45 нм. Величиной σ определяется и разная геометрическая форма частиц ВОМ. Частицы Al₂O₃ имеют в основе форму треугольников, ромбов, квадратов, определяемых формой плоскости их зарождения в меди. В [12] показаны способы изменения формы и уменьшения размера частиц Al₂O₃ за счет уменьшения σ путем дополнительного легирования ВОМ. Несмотря на большое значение σ , связь частиц Al₂O₃ с медной матрицей существует.

МК получен методом механолегирования порошка меди наноккомпозитом, представляющим собой механическую смесь состава 72 об.% наночастиц TiB_2 + 28 об.% Cu, полученного СВС. Физической связи между компонентами материала включений (медью и частицами диборида титана) нет. Этим объясняется и обнаруженная наряду с высокой прочностью высокая пластичность МК. За счет подвижности наночастиц при нагружении существенно ускоряется релаксация напряжений в матрице и повышается сопротивление разрушению при испытаниях как на сжатие, так и на трение.

Это подтверждено результатами рентгеноструктурного анализа. Методом анализа уширения рентгеновских дифракционных линий (111) и (200) для меди и (002) для TiB_2 изучено изменение уровня остаточных микродеформаций кристаллической решетки $\Delta d/d$ (d — параметр решетки) и дисперсность структуры — размер областей когерентного рассеяния (ОКР). Данные рентгеноструктурного анализа образцов до трения и непосредственно в дорожке трения представлены в табл. 3.

Таблица 3

Результаты рентгеноструктурного анализа			
Образец	Фазы	ОКР*, нм	$\Delta d/d \cdot 10^3$
Cu – 9,7 об.% TiB_2	Cu	500/500	0,2/0,8
	TiB_2	100/100	0,4/1,9
Cu – 18 об.% TiB_2	Cu	330/330	1,1/1,1
	TiB_2	93/97	0,1/2,5

* — до трения / в дорожке трения

Микродеформации связаны с хаотически распределенными дефектами кристаллической решетки. Приведенные в табл. 3 данные показывают небольшие микродеформации в исходных образцах и незначительные их изменения как в матрице, так и в упрочняющей фазе. Следует отметить, что размер частиц TiB_2 (ОКР TiB_2), определенный рентгеновским методом, совпадает с размером, измеренным на электронном изображении в микроскопе [8].

Заключение

Рассмотренный МК представляет собой ультрамелкозернистую медную матрицу с распределенными в ней включениями-агломератами, содержащими наноразмерные частицы диборида титана TiB_2 . Его механические свойства существенно превосходят свойства материала матрицы. Показано, что зависимости прочностных характеристик от процентного содержания упрочняющей фазы (TiB_2) можно представить функциями от квадратного корня

величины, характеризующей содержание упрочняющей компоненты. Это свидетельствует о том, что в упрочнение МК вносит вклад механизм деформации, характерный для дисперсноупрочненных сплавов.

Износостойкость МК зависит от содержания TiB_2 . Наибольшей износостойкостью на пути 5,8 км обладают образцы с 18 об.% TiB_2 . Однако этот результат, по-видимому, является кратковременным, то есть при дальнейшем истирании образцов износостойкость материала с высоким содержанием упрочняющей фазы может снизиться по отношению к материалу с более низким содержанием TiB_2 . На это указывают следующие экспериментальные факты: по результатам рентгеноструктурного анализа уровень микронапряжений в МК с 18 об.% TiB_2 значительно выше, чем в МК с 9,7 об.% TiB_2 ; МК с 18 об.% TiB_2 свойственно образование отслоений матрицы от включений при значительном деформировании материала (рис. 5); материал с высоким содержанием упрочняющей фазы имеет относительно небольшой предел пластической деформации до образования трещин (рис. 3).

Установлено, что износостойкость МК существенно превышает износостойкость ВОМ, что определяется природой формирования этих материалов. Частицы Al_2O_3 образуются в процессе выделения в сплаве Cu – Al и имеют связь с медной матрицей. Частицы TiB_2 в МК не имеют связи с медью. Они появляются при перемешивании меди с агломератами, которые имеют состав 72 об.% наночастиц TiB_2 + 28 об.% Cu и получены СВС. Отсутствие связи между матрицей и наночастицами TiB_2 определяет не только высокую прочность (400 – 570 МПа), но и пластичность при содержании TiB_2 от 5,8 до 13,6 об.%, обусловленную релаксацией напряжений в высокопластичной медной матрице.

Полученные результаты в настоящей работе с учетом физических свойств, установленных в ранних работах [7–9], позволяют оптимизировать количество упрочняющей фазы TiB_2 в МК в пределах от 5,8 до 13,6 об.%.

В целом настоящая работа вносит вклад в решение вопросов, касающихся формирования новых композиционных материалов и выбора их состава, определяющего эволюцию микроструктуры в процессе функционирования.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (код проекта 11-08-00191), Президиума РАН (проект № 2.13.6), Сибирского отделения РАН (интеграционный проект No 1), а также в рамках программы фундаментальных исследований СО РАН № III.20.3.

Литература

1. Debidas Roy, Bikramjit Basu, Amitava Basu Mallick, Manoj Kumar B.V., Sumit Ghosh. 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, iss. 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, iss. 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 (ZrSiO₄ or TiB₂)/aluminum composites. *Material Science and Engineering: A*, 2008, v. 498, iss. 1 – 2, p. 53 – 58.
4. Kyung Tae Kim, Seungii Cha, Seong Hyeon Hong, Soon Hyung. Microstructures and tensile behavior of carbon nanotube reinforced Cu matrix nanocomposites. *Material Science and Engineering: A*, 2007, v. 471, iss. 1 – 2, p. 22 – 27.
5. Wu Y., Liu X., Zhang J., Qin J., Li C. In situ formation of nano-scale Cu–Cu₂O composites» *Materials Science and Engineering: A*, 2010, v. 527, iss. 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 Ya. 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. Эшби М.Ф. О напряжении Орована. В кн. *Физика прочности и пластичности*. М.: Металлургия, 1972, с. 88 – 107.
11. Winterbottom W.L. Equilibrium shape of a small particle in contact with a foreign substrate. *Acta Met.*, 1967, v. 15, no. 2, p. 303 – 313.
12. Бондарь М.П. Влияние Si на структуру и свойства сплава Cu – 0,2% Al после внутреннего окисления. *Физика металлов и металловедения*, 1969, т. 27, № 4, с. 650 – 654.

Бондарь Мария Петровна — Институт гидродинамики им. М.А. Лаврентьева СО РАН, 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, кандидат физико-математических наук, старший научный сотрудник. Специалист в области механики деформируемого твердого тела, механики композитов, разрушения, пластичности. E-mail: evkarpov@mail.ru.

Панин Сергей Викторович — Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, доктор технических наук, доцент, старший научный сотрудник, заведующий лабораторией. Специалист в области металловедения и технологии новых материалов, физики твердого тела. E-mail: svp@ispms.tsc.ru.

Гордовская Ирина Валерьевна — Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, младший научный сотрудник. Специалист в области металловедения и технологии новых материалов. E-mail: iris.stepanova@gmail.com.