



*Mechanisms of destruction of high-duty mechanically alloyed dispersion strengthened materials on the basis of metals are studied at the example of system Cu – 0,80% Al – 0,71% O and technological methods, providing increase of their viscosity, are given.*

Г. Ф. ЛОВШЕНКО, ГУ ВПО «Белорусско-Российский университет»

УДК 669.017

## МЕХАНИЗМЫ РАЗРУШЕНИЯ НАНОСТРУКТУРНЫХ ДИСПЕРСНО-УПРОЧНЕННЫХ МЕХАНИЧЕСКИ ЛЕГИРОВАННЫХ МЕДНЫХ МАТЕРИАЛОВ

### Введение

В условиях рыночного производства актуальными являются вопрос создания высокостойких медных материалов электротехнического назначения, способных заменить дорогостоящие хромоциркониевые бронзы, а также разработки технологии изготовления из них изделий для сварочного оборудования, существенно повышающих основные эксплуатационные свойства, качество сварных соединений, производительность процесса сварки. К ним наряду с разнообразными электродами контактной сварки и электрод-инструментом относятся также изделия типа сильноточных скользящих и разрывных электрических контактов. Надежность и долговечность перечисленных выше деталей многократно повышается применением для их изготовления наноструктурных дисперсно-упрочненных механически легированных медных материалов, теория и технология производства которых разработаны и освоены в Белорусско-Российском университете [1, 2].

Кроме того, важными преимуществами технологии, основанной на реакционном механическом легировании, являются ее универсальность и относительная простота, невысокие энергозатраты при достаточной производительности процесса. Они по комплексу физико-механических свойств, включая характеристики жаропрочности, существенно превосходят лучший классический материал электротехнического назначения – бронзу БрХЦр.

Широкое использование созданных материалов сдерживается нерешенностью ряда задач, одна из которых – оптимизация технологий переработки их в изделия, для решения которой требуется установить механизмы разрушения этих материалов.

Целью настоящей работы являлось определение механизмов разрушения высокопрочных наноструктурных дисперсно-упрочненных механически легированных материалов на примере системы Cu – 0,80% Al – 0,71% O.

### Методика исследования и применяемое оборудование

Технология получения полуфабрикатов из механически легированных дисперсно-упрочненных материалов включала следующие этапы: реакционное механическое легирование, холодное прессование брикетов, термическую обработку брикетов, горячую экструзию брикетов.

Реакционное механическое легирование заключалось в обработке реакционно-способной порошковой композиции в механореакторе – энергонапряженной вибрмельнице по следующему режиму: степень заполнения помольной камеры рабочими телами – 75%, отношение объемов рабочих тел и шихты – 7 и ускорение рабочих тел –  $130 \text{ м}\cdot\text{с}^{-2}$ . Исходными компонентами шихты служили порошки фракции 63–125 мкм: меди (ПМС-1), алюминия (ПА-4), оксида меди CuO, поверхностно-активного вещества (ПАВ). Базовой являлась композиция, содержащая 0,8% алюминия, 3,53% CuO. ПАВ вводили в количестве 0,2%. Продуктом механического легирования являлась дисперсно-упрочненная гранулированная композиция с размером гранул 0,3–0,7 мм. Минимальное значение имела композиция с ПАВ. Гранулированную композицию подвергали холодному двухстороннему прессованию до плотности 70% от теоретической. Отжиг холоднопрессованных брикетов, основными целями которого являлись дегазация и завершение фазовых превращений, проводили в атмосфере аргона при температуре 780 °C в течение 5 ч.

Пруток диаметром 16 мм получали горячей экструзией (степень обжатия равнялась 20) брикетов, нагретых до 780 °С.

Типы (механизмы) разрушения определяли электронной фрактографией поверхности излома материалов, выполненной с применением сканирующего электронного микроскопа «Nanolab-7». Разрушение образцов с надрезом проводили в среде жидкого азота. При этом исходили из известного факта, что металлы с решеткой гранцентрированного куба (аустенитные стали, медь, алюминий, никель) не склонны к хладноломкости. Влияние легирующих элементов на эту характеристику противоположно – кислород повышает, а алюминий понижает склонность медных сплавов к хладноломкости. Исходя из этого, можно предположить, что низкая температура испытаний, примерно равная – 195,8 °С (температура кипения жидкого азота), оказывает определенное влияние на механизмы разрушения испытываемых материалов, которое в данной работе не учитывалось. Это является оправданным в связи с тем, что основной задачей исследования разрушения было выявление наиболее «слабых элементов» структуры.

#### Результаты исследования и их обсуждение

При реализации технологии получения материалов, основанной на реакционном механическом легировании, протекают механически и термически активируемые структурные и фазовые превращения, формирующие структуру наноразмерного типа, характеризующуюся следующими параметрами: размер зерен – 0,3–0,5 мкм, субзерен – менее 0,1 мкм. Высокорастворимая поверхность границ зерен и субзерен стабилизирована наноразмерными включениями термодинамически стабильной и имеющей высокое значение модуля сдвига фазы  $Al_2O_3$  величиной менее 20 нм. В зависимости от состава дисперсно-упрочненные медные материалы электротехнического назначения обладают следующими свойствами: относительная электропроводность ( $\rho$ ) – 60–75% от электропроводности меди, твердость – 180–240 НВ, предел прочности при растяжении ( $\sigma_B$ ) – 700–1000 МПа, предел прочности при растяжении при 500 °С ( $\sigma_B^{500}$ ) – 350–450 МПа, относительное удлинение ( $\rho$ ) – 3–6%, температура начала рекристаллизации – не ниже 850 °С.

На механизм разрушения исследуемых материалов существенное влияние оказывают особенности его строения. Наряду с высокоразвитой поверхностью границ зерен, субзерен основы и некогерентно связанными с последней включений упрочняющей фазы ( $Al_2O_3$ ), определяющими на-

норазмерный тип структуры, существуют границы между гранулами, формирующиеся в процессе горячей экструзии холоднопрессованных гранулированных композиций. По сравнению с классическими дисперсионно-твердеющими бронзами, имеющими только межзеренные границы, общая площадь поверхности всех границ дисперсно-упрочненных механически легированных материалов выше на несколько порядков. Кроме того, структура механически легированных материалов в ряде случаев характеризуется неомогенностью, одним из очевидных проявлений которой является наличие областей с высоким содержанием легирующих элементов, сформировавшихся на основе «нерастворившихся» включений исходных компонентов шихты (рис. 1).

Существование границ между бывшими гранулами и областей с повышенным содержанием легирующих элементов выявляется оптической и электронной микроскопией шлифов и изломов. Для определения границ применяли специальное травление. Строение центрального участка неомогенизированных областей отличается от структуры гомогенной части материала. Они представляют собой нерастворившиеся включения  $CuO$  и продукт его промежуточного превращения  $Cu_2O$ . Кроме того, эти области, как правило, отличаются повышенной пористостью и наличием микротрещин. Между неомогенными и гомогенными областями существует переходная зона с плавно изменяющейся концентрацией легирующих элементов, упрочняющих фаз и структурой. Наличие неомогенизированных областей характерно для материалов из гранулированных композиций, полученных обработкой в механореакторе шихты без ПАВ, содержащей в качестве легирующего компонента оксиды некоторых металлов, например  $CuO$ . Последний вводится в материал в качестве поставщика кислорода, необходимого для механически и термически активируемого синтеза основной упрочняющей фазы, например, термодинамически стабильного оксида  $Al_2O_3$ , имеющего высокое значение модуля сдвига. К этому типу относится материал электротехнического назначения, полученный из композиции  $Cu - 0,80\% Al - 3,53\% CuO$ . Микроструктура характерных участков приведена на рис. 2–4.

Неомогенное строение материалов подобных систем объясняется закономерностями формирования гранулированной композиции. В общем случае процесс описывается следующей схемой. При обработке порошковых смесей в механореакторе параллельно протекают процессы разрушения частиц и образования из осколков путем сварки гранулированной композиции. На разных стадиях об-

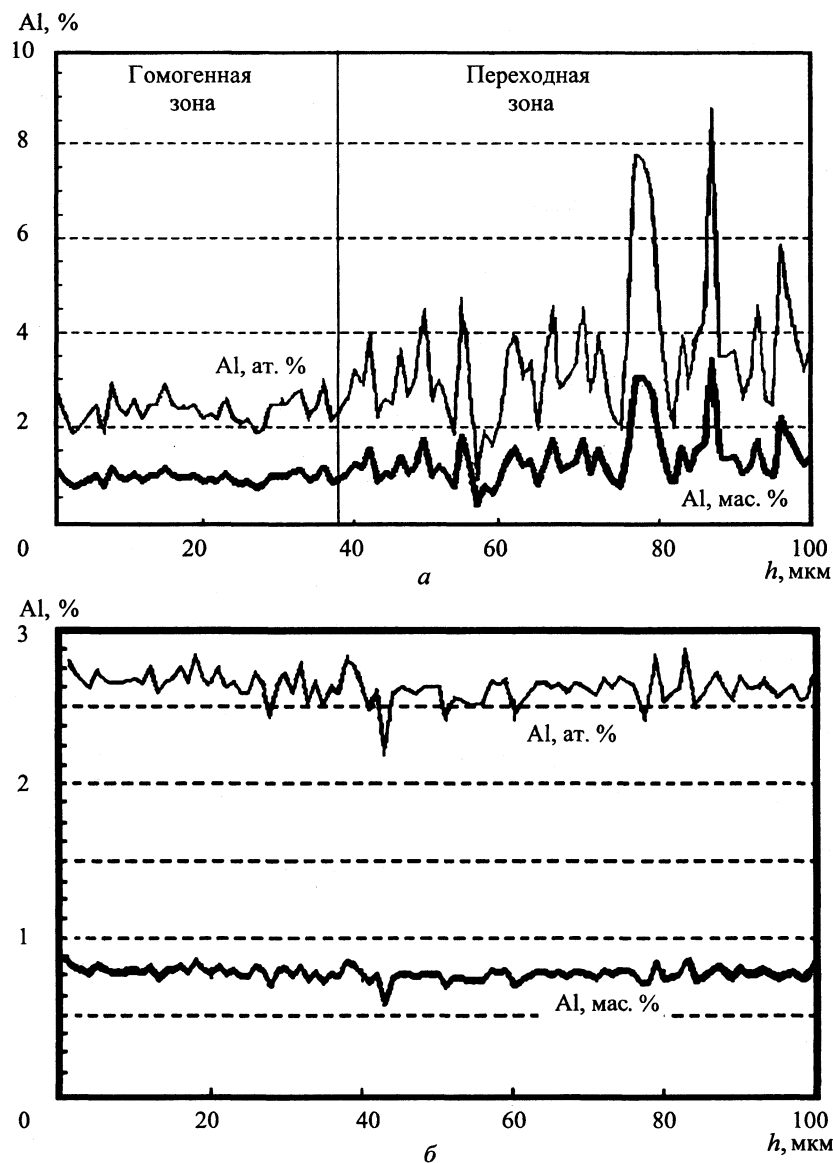


Рис. 1. Кривые распределения алюминия в поперечном сечении прутка из материалов, полученных горячей экструзией механически легированных композиций: а – Cu – 0,80% Al – 3,53% CuO; б – Cu – 0,80% Al – 3,53% CuO – 0,2% ПАВ

работки в зависимости от состава композиции превалирует один из них. Установлено [2], что на начальной стадии обработки шихты на основе пластичных металлов (Cu, Al, Ag) с добавкой ПАВ, содержащей небольшое количество легирующих компонентов, преобладает разрушение частиц, в последующем – процессы агломерации и сварки осколков, вызывающие формирование композиционных частиц (гранул), средний размер которых с увеличением продолжительности обработки возрастает. На данном этапе грануляции структура характеризуется ярко выраженной слоистостью, указывающей на то, что рост гранул происходит путем послойного наваривания осколков с их последующей пластической деформацией. При дальнейшей обработке толщина слоев непрерывно уменьшается и происходит гомогенизация компо-

зиции. На этапе образования гранулы достаточно рыхлые со значительным количеством пор и несплошностей. В дальнейшем поры практически исчезают. На определенном этапе между сваркой и разрушением устанавливается динамическое равновесие, размер гранул стабилизируется.

Изменение морфологии композиционных частиц в процессе обработки в механореакторе обусловлено протеканием механически активируемых диффузионных, химических и структурных превращений. В системе Cu – 0,80% Al – 3,53% CuO основными из них являются растворение алюминия и кислорода в меди и их последующее взаимодействие с образованием  $Al_2O_3$ . Процесс идентичен внутреннему окислению. Кислород, необходимый для протекания процесса, образуется в результате диссоциации частиц CuO, диспергированных

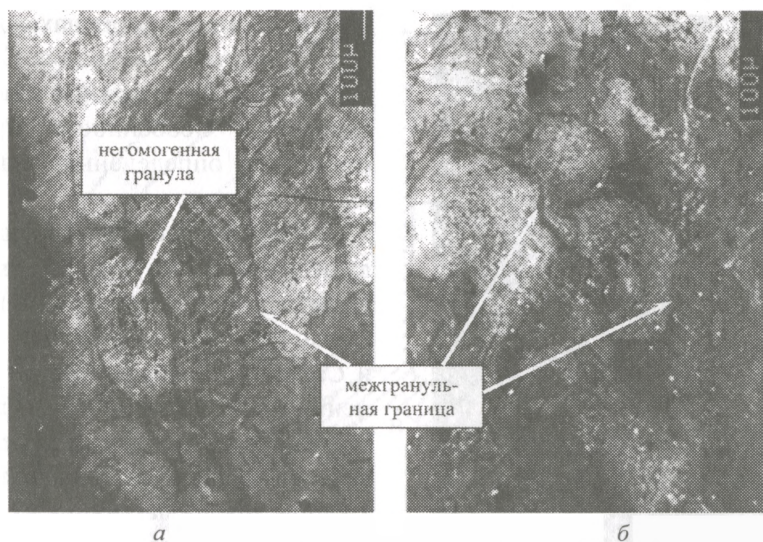


Рис. 2. Микроструктура поперечного прутка из материала, полученного горячей экструзией механически легированной композиции Cu – 0,80% Al – 3,53% CuO: *a* – край; *б* – центр

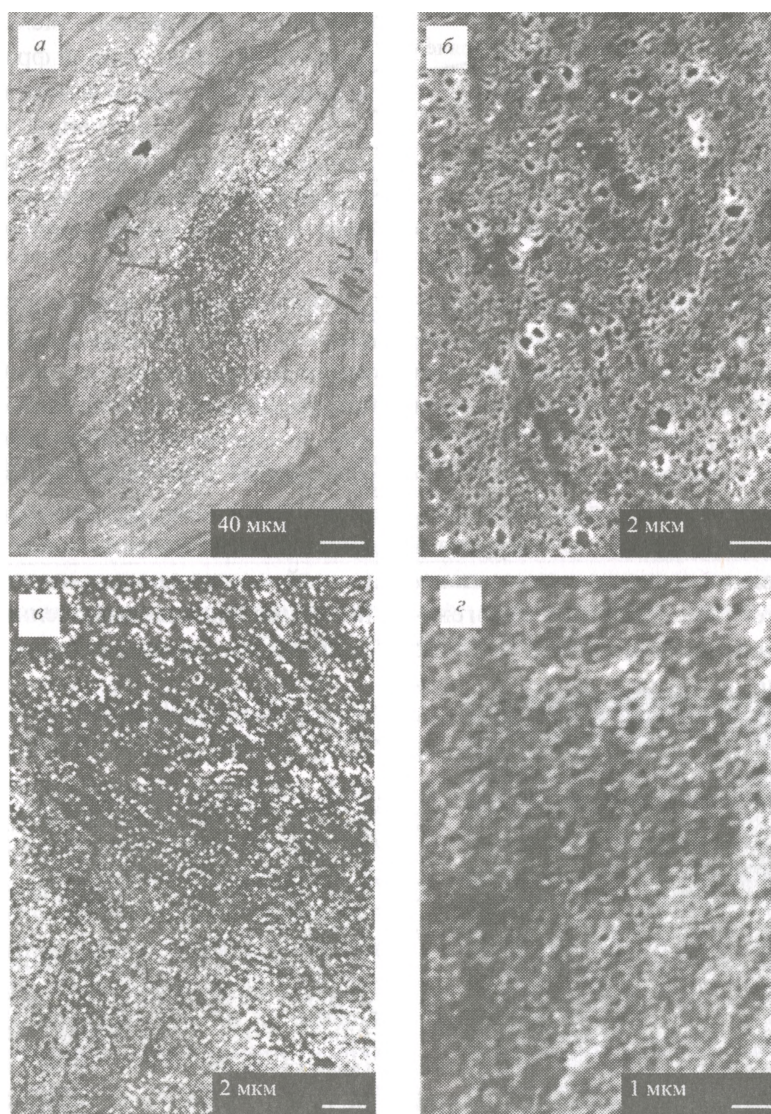


Рис. 3. Микроструктура участка материала, полученного горячей экструзией механически легированной композиции Cu – 0,80% Al – 3,53% CuO с негомогенной гранулой: *a* – общий вид; *б* – центр гранулы; *в* – переходная зона; *г* – однородная зона

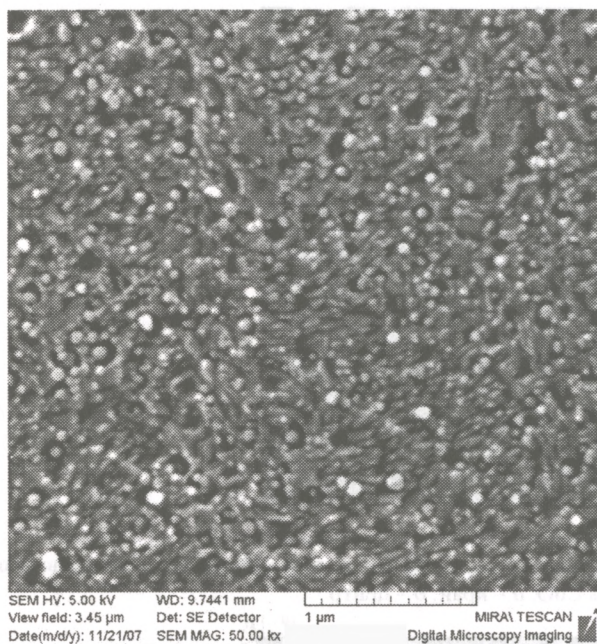


Рис. 4. Микроструктура материала, полученного горячей экструзией механически легированной композиции Cu – 0,80% Al – 3,53% CuO – 0,2% ПАВ. СЭМ

в процессе обработки в механореакторе до величины менее 1 мкм.

Отсутствие ПАВ в шихте существенно замедляет скорость измельчения компонентов, а, следовательно, и их взаимодействие между собой, определяющее упрочнение и разрушение композиционных частиц. На начальном этапе обработки в этом случае формируются отдельные гранулы размером более 0,5 мм, представляющие собой исходные частицы или их крупные осколки оксида CuO, плакированные слоем меди с включениями алюминия. С учетом того, что механически активируемый процесс получает развитие в слое, не превышающем 0,2 мм [1, 2], протекание процессов гомогенизации и внутреннего окисления по всему сечению этих гранул затруднено, что и определяет их приведенное выше строение, наследуемое компактным материалом, получаемых горячей экструзией. Микротвердость центральной части негомогенных зон компактного материала примерно в 1,7 раза меньше, чем гомогенной области. Причем микротвердость, составляющая соответственно 150 и 250 HV, сохраняется после отжига и при температурах, достигающих 900 °С.

Таким образом, анализ микроструктуры и характера распределения легирующего элемента (Al) позволяет сделать однозначный вывод, что материалы, полученные из механически легированной шихты с добавкой ПАВ, имеют гомогенное строение. Отсутствие в исходной шихте ПАВ приводит к формированию материала с гетерогенной структурой, характеризующейся наличием негомоген-

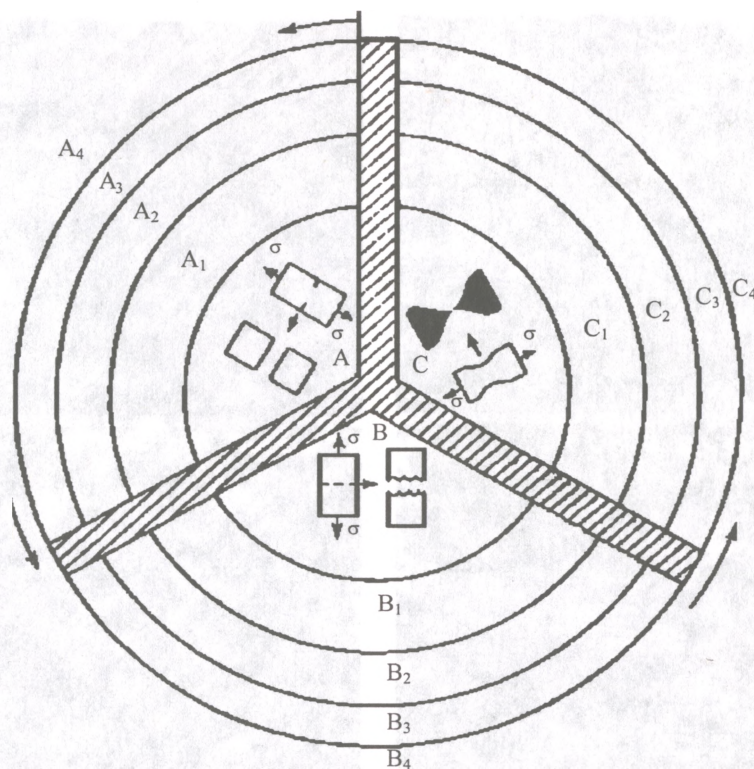
ных участков в местах нахождения отдельных гранул с крупными частицами CuO, плакированными слоем меди на начальном этапе механического легирования. Особенности структуры материалов оказывают определенное влияние на механизмы их разрушения.

Микромеханизмы разрушения классифицировали согласно круговой схеме (рис. 5) [3]. Круг в соответствии с основными механизмами распространения трещин разделен на три сектора: *A*, *B* и *C*. Сектор *A* характеризует процесс распространения трещин при малых деформациях, когда каждая из них обособлена и имеет свой фронт распространения. Сектор *B* включает механизмы роста трещин, предполагающие их слияние. В секторе *C* разрушению материала предшествует большая пластическая деформация. Области, расположенные между секторами *A*, *B* и *C*, учитывают существование смешанных механизмов разрушения. Применение электронной фрактографии для анализа микроструктуры изломов позволяет установить микрообласти, содержащие участки с разным механизмом разрушения, а также гомогенные микрообласти, образовавшиеся в результате совместного действия нескольких механизмов разрушения.

Фрактограмма поверхности разрушения наноструктурного дисперсно-упрочненного механически легированного медного материала системы Cu – 0,80% Al – 3,53% CuO – 0,2% ПАВ показана рис. 6. Согласно фрактограмме, можно выделить следующие зоны разрушения: поперечный излом, переходная зона, продольный излом и дол, отличающиеся соотношением продольной и поперечной составляющих поверхности разрушения. Микромеханизмы разрушения в поперечном и продольном направлениях различаются.

В первом случае излом имеет ярко выраженный чашечный (луночный) характер (рис. 7). Диаметр лунок находится в пределах 4–8 мкм. Чашечный характер поверхности излома однозначно указывает на наличие вязкого механизма разрушения. По классификации, приведенной на схеме (см. рис. 5), вид разрушения относится к группе *B* или *BA*.

В связи с субмикроструктурным типом структуры основы (средний размер зерна 0,3 мкм) однозначно установить характер разрушения (межкристаллитный или интеркристаллитный) не представляется возможным. Однако с большой долей вероятности можно утверждать, что разрушение происходит по границам зерен и субзерен, являющихся местами концентрации дислокаций и упрочняющей фазы [2]. На это косвенно ука-



А		В		С	
A <sub>1</sub>	Скол; усталость; водородное растрескивание, квазискл; коррозионное растрескивание под напряжением; растрескивание под действием жидких металлов	B <sub>1</sub>	Слияние микропустот; квазискл; водородное растрескивание	C <sub>1</sub>	Скольжение (сдвиг); вытягивание
A <sub>2</sub>	Процессы, обычно сопровождаемые низким уровнем поглощенной энергии	B <sub>2</sub>	Процессы, обычно сопровождаемые средним уровнем поглощенной энергии	C <sub>2</sub>	Процессы, обычно сопровождаемые высоким уровнем поглощенной энергии
A <sub>3</sub>	Хрупкое разрушение; усталость; коррозионное растрескивание под напряжением; растрескивание под действием жидких металлов	B <sub>3</sub>	Большинство разрушений механических, или монотонных, или от перегрузок	C <sub>3</sub>	Вязкое разрушение; вязкий разрыв
A <sub>4</sub>	Увеличение размера пластической зоны (или объема пластического течения)	B <sub>4</sub>	Увеличение критического $K_{Ic}$ для роста трещины → уменьшение предела текучести	C <sub>4</sub>	Уменьшение влияния ориентации кристаллов

Рис. 5. Три основных типа разрушения (внутренний круг), различаемых по характеру распространения трещины, а не по ее размеру: микромеханизмы указаны в первом внутреннем кольце; макромеханизмы – во внешнем; штриховкой показаны смешанные виды разрушения [3]

зывают также различаемые на поверхности разрушения отдельные наиболее крупные частицы  $Al_2O_3$ .

Фрактограммы продольного излома (рис. 8) показывают, что, как и у большинства экструдированных материалов, разрушение происходит по границам волокон, которые одновременно являются границами деформированных в продольном направлении гранул. При этом поверхность разрушения однородна, поры и несплошности не выявляются. Наличие микролунок на поверхности продольного излома указывает, что разрушению в этом направлении предшествует некоторая пластическая деформация. По механизму разрушения излом в продольном направлении можно отнести к группе АВ.

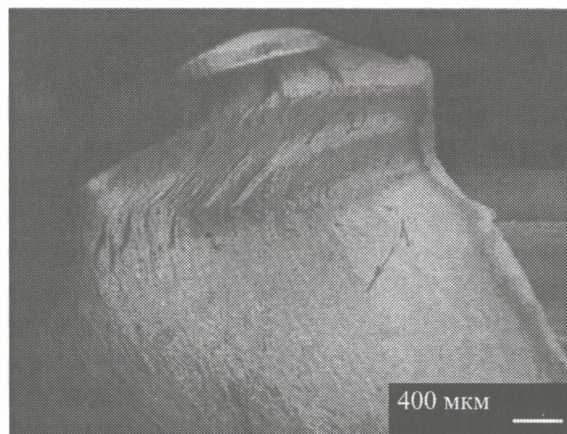


Рис. 6. Фрактограмма поверхности разрушения наноструктурного дисперсно-упрочненного механически легированного медного материала системы Cu – 0,80% Al – 3,53% CuO – 0,2% ПАВ

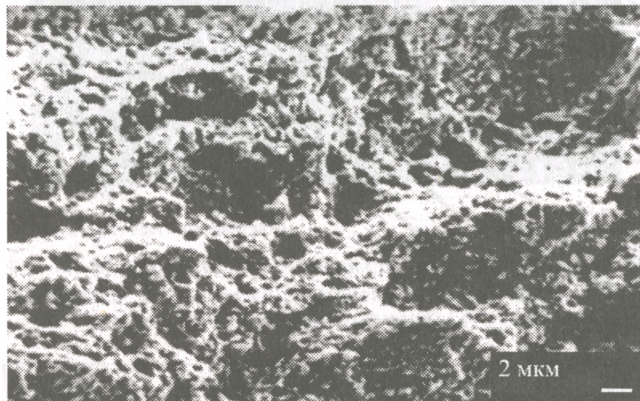
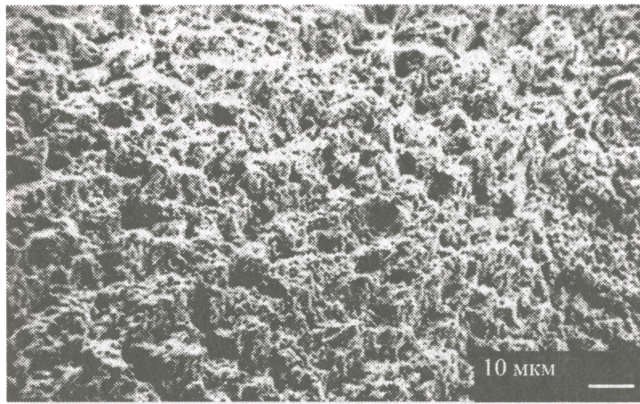


Рис. 7. Фрактограмма поперечного излома материала системы  $\text{Cu} - 0,80\% \text{Al} - 3,53\% \text{CuO} - 0,2\% \text{ПАВ}$

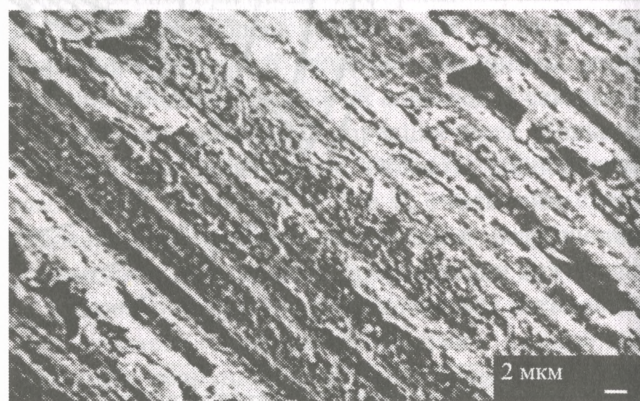
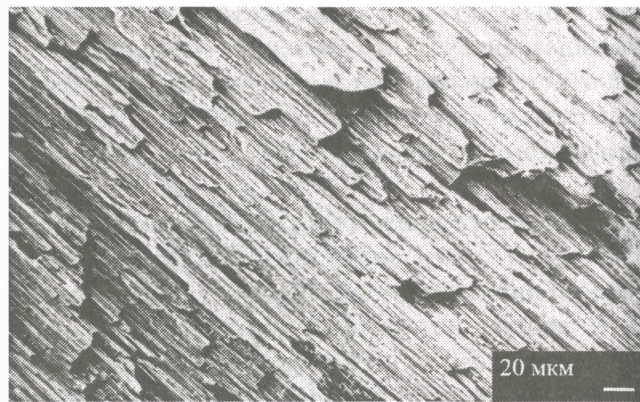


Рис. 8. Фрактограмма продольного излома материала системы  $\text{Cu} - 0,80\% \text{Al} - 3,53\% \text{CuO} - 0,2\% \text{ПАВ}$

Проблема достижения равнопрочности в поперечном и продольном сечениях наноструктурных дисперсно-упрочненных механически легированных материалов решается известным способом – всесторонней ковкой.

На участке долома, примыкающем к поверхности прутка, разрушению предшествует большая пластическая деформация, на что указывают структурные элементы, условно названные «микроразкручиванием» материала (рис. 9), характерным для вязкого механизма разрушения (тип *C*).

Данные фрактографии поверхности поперечного и продольного разрушения материала без ПАВ

(рис. 10–12) полностью согласуются с приведенными выше результатами исследования структуры и распределения алюминия.

Механизм разрушения их гомогенных областей аналогичен приведенному выше для материала с ПАВ. Согласно схеме (см. рис. 5), он относится к группам *B* и/или *BA*. В то же время центральная часть негомогенных областей, состав которой близок к  $\text{CuO}$ , характеризующаяся пористостью, разрушается без заметной пластической деформации (рис. 11, *a*) – хрупко (группа *A*).

Особенностью излома переходной зоны является волнистая поверхность разрушения (рис. 11, *б*).

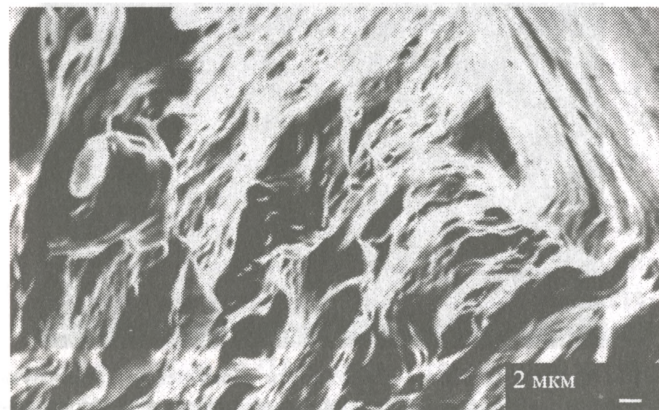


Рис. 9. Фрактограмма долома материала системы  $\text{Cu} - 0,80\% \text{Al} - 3,53\% \text{CuO} - 0,2\% \text{ПАВ}$

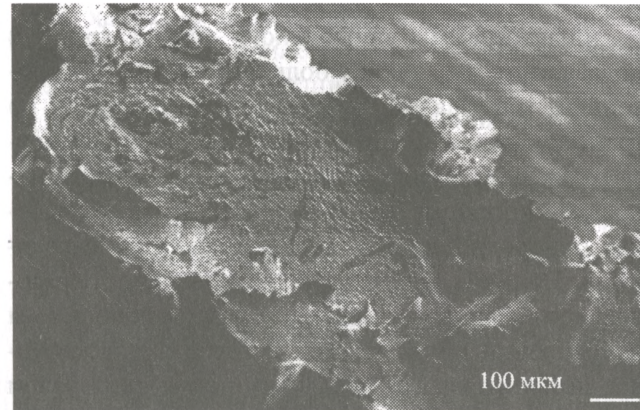


Рис. 10. Фрактограмма поверхности поперечного излома материала системы  $\text{Cu} - 0,80\% \text{Al} - 3,53\% \text{CuO}$

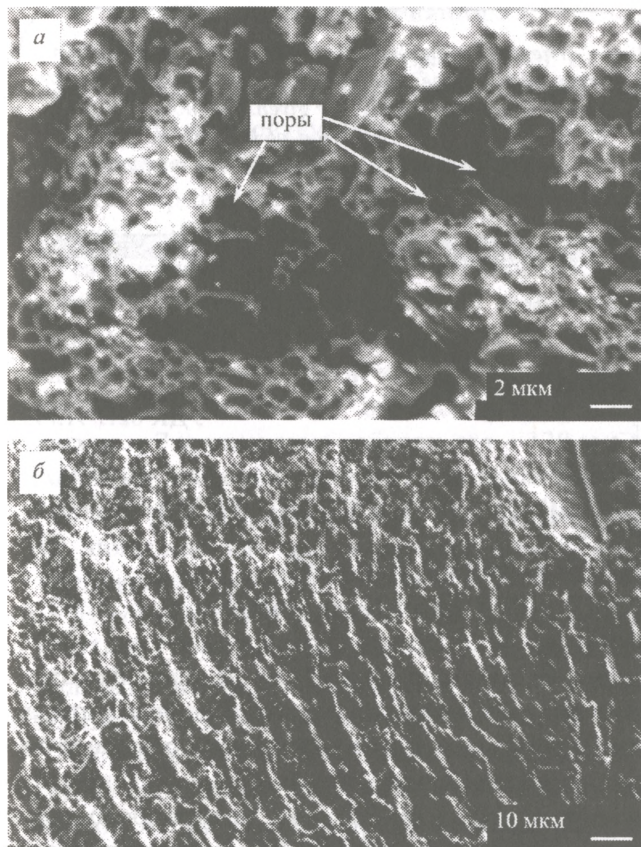


Рис. 11. Фрактограмма поперечного излома центральной части неомогенного участка (а) и переходной области (б) материала системы Cu – 0,80% Al – 3,53% CuO

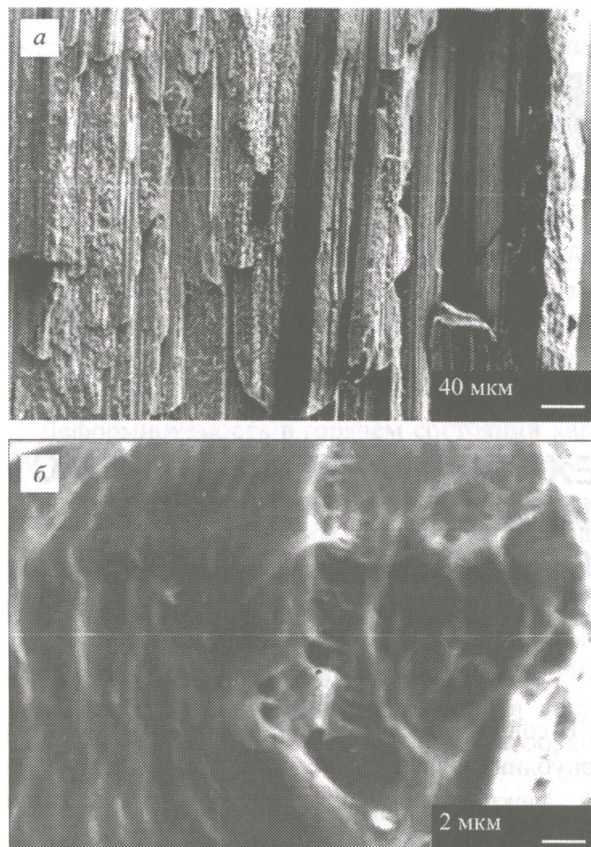


Рис. 12. Фрактограмма продольного излома материала системы Cu – 0,80% Al – 3,53% CuO

Излом копирует полосчатую структуру этой зоны (см. рис. 3, в), обусловленную «волнистостью» в распределении алюминия (см. рис. 1, б) и, как следствие, упрочняющей фазы  $Al_2O_3$ . Механизм разрушения этих участков относится к группе ВА.

Отличием продольного разрушения материалов без ПАВ является присутствие в изломе вытянутых пор, расположенных под центральной частью неомогенных областей (рис. 12, б).

Исследования, выполненные на алюминиевых, железных и никелевых сплавах, показывают также, что приведенные выше механизмы разрушения дисперсно-упрочненной меди являются типичными для всех высокопрочных наноструктурных дисперсно-упрочненных механически легированных материалов на основе металлов, имеющих относительное удлинение 3–6%.

### Литература

1. Витязь П. А., Ловшенко Ф. Г., Ловшенко Г. Ф. Механически легированные сплавы на основе алюминия и меди. Мн.: Беларуская навука, 1998.
2. Ловшенко Г. Ф., Ловшенко Ф. Г., Хина Б. Б. Наноструктурные механически легированные материалы на основе металлов. Могилев: Бел.-Рос. ун-т, 2008.
3. Разрушение. Т. 1. Микроскопические и макроскопические аспекты механики разрушения / Пер. с англ. М.: Мир, 1973.

### Выводы

В высокопрочных наноструктурных дисперсно-упрочненных металлических материалах, получаемых горячей экструзией холоднопрессованных брикетов из механически легированных гранулированных композиций, имеющих гомогенное строение и обладающих относительным удлинением 3–6%, в поперечном направлении разрушение происходит по механизмам, обеспечивающим вязкое протекание процесса, в продольном – хрупко-вязкое. Одним из простых и эффективных способов, обеспечивающих гомогенное строение материалов, является введение в исходную шихту поверхностно-активного вещества. Изотропия свойств, включая вязкость, достигается всесторонней ковкой экструдированных материалов.