

## **Исследование методов получения дисперсно-упрочненной меди с наноразмерной упрочняющей фазой, оценка механических свойств материала**

И. И. Иванова, А. П. Полушко, Н. И. Даниленко,  
Ю. Н. Подрезов, Н. А. Крылова

Институт проблем материаловедения им. И. Н. Францевича  
НАН Украины, Киев

*Изложены результаты разработки и исследования свойств материалов на основе меди, полученной методом механического размола и упрочненной наноразмерными включениями оксида алюминия. Максимальная дисперсность упрочняющей фазы в медной матрице достигается при выборе исходной смеси  $\text{Cu}-\text{Al}_2\text{O}_3$  с частицами оксида менее 10 мкм, полученных методом седиментации. Определены оптимальные режимы размола, восстановительных отжигов и спекания для получения меди с наноразмерными частицами  $\text{Al}_2\text{O}_3$ . Механические свойства, измеренные на спеченных образцах полученных материалов, значительно выше таковых разработанной ранее дисперсно-упрочненной меди аналогичного состава после горячей экструзии.*

**Ключевые слова:** дисперсно-упрочненная медь, наноразмерные частицы упрочняющей фазы, технологические режимы, свойства материалов.

В области создания нанокристаллических материалов основной объем исследований приходится на долю оксидных, карбидных и нитридных соединений. Работ, посвященных получению нанокристаллических металлов, намного меньше. Это обстоятельство совершенно понятно, поскольку сохранить наноразмеры структурных составляющих в металлических системах в процессе термической обработки весьма проблематично. Исключением являются дисперсно-упрочненные материалы с металлической матрицей. Сама структура дисперсно-упрочненного материала, матрица которого содержит высокодисперсные стабильные частицы оксидов или других термодинамически стабильных соединений, предполагает повышенную устойчивость меж- и субзеренных границ. Уровень стабильности границ зависит от дисперсности и количества упрочняющей фазы. До 2000-го года большинство дисперсно-упрочненных материалов промышленного назначения нельзя было однозначно отнести к нанокристаллическим. Размер частиц упрочняющей фазы колебался в достаточно широких пределах — от 50 до 500 нм, а размер зерна в большинстве случаев составлял 10—50 мкм. Как правило, дисперсно-упрочненные материалы относятся к классу жаропрочных, а очень мелкозернистая структура при высоких температурах приводит к повышению скорости ползучести [1]. Поэтому целесообразность повышения дисперсности структуры в ряде случаев выглядела проблематичной.

© И. И. Иванова, А. П. Полушко, Н. И. Даниленко, Ю. Н. Подрезов, Н. А. Крылова, 2010

Однако ряд работ, выполненных в последнее десятилетие, показал, что резкое уменьшение размера упрочняющей фазы до 5—10 нм приводит к кардинальным изменениям свойств материала. Так, в работах [2, 3], выполненных в Национальной лаборатории Окриджа (США), получена хромистая ферритная сталь, упрочненная оксидом иттрия с размером частиц 2—4 нм, длительная прочность которой превышала в 4—5 раз таковую ранее разработанных сталей того же состава. То есть переход от высокодисперсного (50—200 нм) к наноразмерному состоянию упрочняющей фазы кардинально меняет уровень жаропрочности материала.

В предыдущие годы нами разработаны дисперсно-упрочненные сплавы меди и изучены их механические свойства, структура и электропроводность. Материалы предназначались для электродов контактной сварки, что и определило выбор изучаемых свойств. Проведенные сварочные испытания показали их высокую износостойкость в условиях сварки в электронной и приборостроительной промышленности. Разработанные электродные материалы имели хорошее сочетание механических свойств и электропроводности, кроме того, не имели склонности к налипанию и разбрызгиванию. Поэтому наиболее высокую оценку они заслужили в тех условиях сварки, когда не допускалось никаких дефектов на поверхности деталей. Однако в более тяжелых условиях сварки (давление, рабочая температура), например в машиностроении, электроды из дисперсно-упрочненной меди оказались недостаточно износостойкими. В данных условиях электроды работают при температурах 500—600 °С, что выше температуры разупрочнения дисперсно-упрочненной меди. При достигнутой дисперсности упрочняющей фазы процессы возврата и частично рекристаллизации начинаются в меди в области 300—400 °С. Основные свойства дисперсно-упрочненной меди Cu—3% (об.) Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> после вибропомола в течение 5 ч при соотношении шихты и мелющих тел 1 : 9 и спекания приведены в табл. 1.

Дальнейшие исследования были предприняты для получения упрочняющей фазы в наноразмерном состоянии, которая должна повысить механические характеристики материала.

Для получения наноразмерных включений Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> работу проводили в два этапа. На первом — в качестве исходного материала была взята смесь Cu—Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, размолотая на вибромельнице на протяжении 5 ч. Во всех предыдущих работах именно такую смесь использовали для получения электродов. Предыдущие исследования показали, что увеличение времени размола приводит к заметным изменениям дисперсности Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Поэтому на данном этапе применили следующую обработку материала. Размолотая смесь окислялась на воздухе при температуре 500 °С в течение 5 ч. Фазовый анализ показал отсутствие чистой меди. Данная обработка направлена на уменьшение пластичности исходной смеси, что должно облегчить дальнейшее дробление частиц меди вместе с Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Для облегчения разрушения частичек меди применяли поверхностно-активное соединение — полиметилсилан. Полученную смесь размалывали в планетарной мельнице в среде этилового спирта (табл. 2).

Второй этап работы выполняли на смеси CuO—Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Как и в первом случае, предполагалось, что доля энергии, которая идет на размол CuO, должна быть существенно ниже энергии, идущей на деформацию и дробле-

**Т а б л и ц а 1. Механические свойства дисперсно-упрочненной меди Cu—3% (об.) Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> после вибропомола**

Температура испытаний, °С	Горячая твердость, МПа	Предел прочности, МПа
20	866	386
100	765	—
200	568	—
300	400	268
400	281	—
500	222	196
600	160	—
700	106	120

ние меди. Условия размола приведены в табл. 2.

На полученных порошках измеряли удельную поверхность, искажения кристаллической решетки и областей когерентного рассеяния, исследовали микроструктуру. Удельную поверхность порошков измеряли абсорбционным методом (ВЕТ), структурные исследования выполнены на дифрактометре ДРОН-УМ1 в монохроматическом CuK<sub>α</sub>-

излучении, микроструктуру исследовали на микроанализаторе Superprob-733. Полученные результаты приведены в табл. 2.

Для полученных порошков выбраны режимы отжига в водороде, позволяющие достичь полного восстановления оксидов меди при отсутствии схватывания частиц полученного порошка меди. Степень восстановления порошка определяли по потере массы. Исследования показали, что все смеси восстанавливаются на 90—95% уже после двухчасового отжига в водороде при 350 °С. Дальнейшее повышение температуры до 500 или 600 °С с последующей выдержкой в течение 1 ч приводит практически к полному восстановлению оксидов меди в пределах ошибки измерений. Следует отметить, что даже после отжига при 600 °С порошки не спекаются.

Из полученных смесей были спрессованы образцы и затем спечены при 950 °С в течение 1 ч. Для всех смесей отмечается достаточно высокая усадка (25—30%), остаточная пористость составляет 10—11%. После

**Т а б л и ц а 2. Режимы размола смесей в планетарной мельнице**

Состав смесей	Отношение массы шаров к массе смеси	Время размола, ч	Удельная поверхность, м <sup>2</sup> /г	Размер ОКР (D), нм	Δd / d
Cu—3% (об.) Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	9 : 1	5	0,56	50,8	0,0008
Cu—3% (об.) Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> окисленная	10 : 1	1,0	8,59	11,8	0,0021
	5 : 1	1,0	8,12	12,8	0,0042
	5 : 1 ПАВ	0,5	6,17	13,8	0,0040
	5 : 1 без ПАВ	0,5	7,11	14,2	0,0038
CuO исходная			0,45	62,9	0,0007
CuO—3% (об.) Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	10 : 1	0,5	7,36	13,3	0,0040
	10 : 1	1,0	6,75	9,7	0,0012
	10 : 1 без ПАВ	1,0	7,16		
	5 : 1	0,5	6,76	17,0	0,0030
	5 : 1	1,0	6,22	15,0	0,0031
	5 : 1 без ПАВ	0,5	8,74	15,9	0,0033

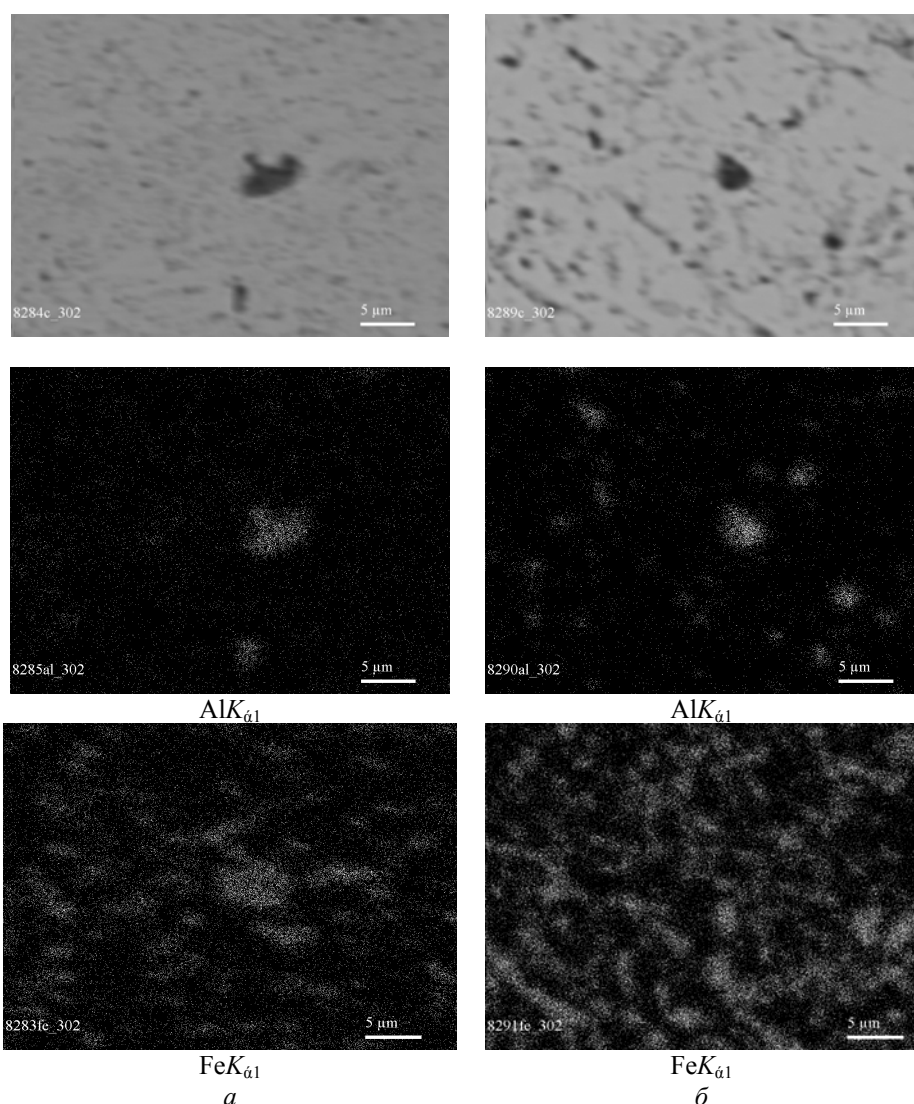


Рис. 1. Структура спеченных образцов: *a* — Cu—3% (об.)  $\text{Al}_2\text{O}_3$  (предварительный вибропомол), планетарная мельница: 10 : 1, 1 ч, ПАВ; *б* — CuO—3% (об.)  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , планетарная мельница: 10 : 1, 1 ч, ПАВ.

спекания образцы дополнительно допрессовывали для получения более высокой плотности, желательной для дальнейших исследований.

Металлографический анализ образцов на оптическом микроскопе даже при максимальном увеличении ( $\times 1200$ ) позволяет заметить в структуре только отдельные нераздробленные частицы  $\text{Al}_2\text{O}_3$ . Исследование структуры на микроанализаторе Superprob-733 при увеличении  $\times 10\,000$  показало, что наиболее высокодисперсную структуру имеют образцы, полученные размолотом обеих смесей в течение 1 ч при соотношении шары : смесь 10 : 1 (рис. 1).

Дальнейшее увеличение времени размолоты до двух часов, видимо, позволило бы получить практически наноразмерными все частицы  $\text{Al}_2\text{O}_3$ . Однако исследования образцов на Superprob-733 в Fe-излучении показали его присутствие в материале в количестве, большем содержания Al.

Количественный химический анализ подтвердил наличие значительного намола железа в материале — на уровне 4—10% (мас.), особенно в смесях с CuO. Данный результат был несколько неожиданным, поскольку при размоле на вибромельнице и диспергаторе наمول железа не превышал 0,3—0,4% (мас.). Таким образом, применение для размолу планетарной мельницы выглядит достаточно проблематичным — в результате получается медь, легированная железом. Увеличение времени размолу естественным образом приведет и к увеличению намола железа. Поэтому, несмотря на высокую интенсивность размолу, от применения планетарной мельницы в данном случае пришлось отказаться.

Следующая серия экспериментов по размолу выполнена в диспергаторе. Как и в первом случае, применяли окисленную смесь Cu—Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, предварительно размолотую в вибромельнице, и CuO—Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Оксид меди CuO перед смешиванием размалывали в диспергаторе 10 ч при соотношении шары : порошок 10 : 1. Это вызвано тем, что интенсивность размолу в диспергаторе существенно ниже, чем в планетарной мельнице, а порошок CuO достаточно грубодисперсный. Как показал химический анализ размолотого оксида меди, содержание железа при этом составило менее 0,1%. Оксид алюминия также предварительно обрабатывали. Исследование дисперсности Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> на просвечивающем электронном микроскопе показало, что значительная доля частиц Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> довольно грубодисперсна: при размешивании в жидкости в ультразвуковом диспергаторе в течение 20 мин в осадок выпадает 85—90% порошка. Поэтому на препаратной сетке, которая помещается в колонну микроскопа, остается только более дисперсная фракция Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Оценочно за 20 мин в осадок выпадают частицы дисперсностью ≥40 мкм. Поскольку их количество в применяющемся порошке составляет ~90%, для последующей работы было решено отобрать частицы размером ≤10 мкм в связи с тем, что количество высокодисперсной фазы в порошке незначительно.

Для получения частиц нужного размера применяли метод седиментации. Время оседания частиц определяли исходя из закона Стокса [4]

$$F = 6\pi\eta r v, \quad (1)$$

где  $F$  — сила трения;  $r$  — радиус сферического объекта;  $\eta$  — вязкость жидкости;  $v$  — скорость частицы, по формуле

$$t = \frac{H6\pi}{1,33gr^2\Delta\rho}, \quad (2)$$

где  $t$  — время осаждения частиц;  $H$  — высота столба жидкости;  $g$  — сила гравитации;  $r$  — радиус частицы;  $\Delta\rho = (\rho_2 - \rho_1)$  — разница плотности материала и жидкости.

Расчетное время оседания частиц диаметром ≤10 мкм составляет 2,5 ч при высоте столба жидкости 10 см.

Несмотря на более высокий возможный наمول железа на уровне 1—2%, размол смеси проводили в спирте. Вызвано это тем, что высушивание суспензии, полученной при седиментации, с большой вероятностью приведет к схватыванию наиболее дисперсных наноразмерных частиц Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, высокая удельная поверхность которых делает термодинамически очень выгодной их коагуляцию.

**Т а б л и ц а 3. Режимы размол смесей в диспергаторе**

Состав смеси	Отношение массы шаров к массе смеси	Время размол, ч	Удельная поверхность, г/м <sup>2</sup>	Размер ОКР ( <i>D</i> ), нм
Cu—3% (об.) Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> (исходная)	9 : 1	5	0,69	11,0
CuO	10 : 1	10	4,32	26,4
Cu—3% (об.) Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>		30	2,84	9,80
Cu—3% (об.) Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>		80	7,53	8,70
CuO—3% (об.) Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>		20	11,74	9,00
CuO—3% (об.) Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>		50	15,16	8,50

Известно, что диспергирование порошков более интенсивно происходит шариками большего диаметра, так как энергия удара пропорциональна массе тела. Однако перемещение порошков происходит более активно при использовании шариков меньшего диаметра. Кроме того, на мол материала с размольного оборудования также будет зависеть от размера (массы) шарика. Поэтому размол смесей CuO—Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> проводили в два этапа — на первом применяли шарики диаметром 8 мм, время размол составляло 1,5 ч, на втором — шарики диаметром 3 мм. Размол смеси Cu—Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> после вибропомола проводили только мелкими шарами. Время размол варьировали (табл. 3). На полученных смесях измеряли удельную поверхность и состояние кристаллической решетки CuO. Были выбраны режимы отжига полученных смесей в водороде, позволившие получить степень восстановления CuO 97—98% от теоретической. Степень восстановления определяли по потере массы навески порошка по отношению к теоретической потере при полном удалении кислорода. Из отожженных смесей спрессованы и спечены образцы при 950 °С в течение 1 ч.

Для удобства проведения микроструктурных исследований и определения свойств спеченные образцы были допрессованы до минимальной пористости. Предварительный просмотр на сканирующем микроскопе позволил выбрать образцы для дальнейших исследований. Как видно, в образцах, полученных по двум технологиям размол, в структуре присутствуют наноразмерные частицы Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Размер основной массы частиц Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> составляет ≤100 нм. При максимальном увеличении в структуре фиксируются частицы размером ~5 нм (рис. 2).

Суммируя полученные результаты, можно сделать предварительные выводы.

Применение в качестве матрицы материала оксида меди оказалось целесообразным. При размол в планетарной мельнице уже за 1 ч удельная поверхность смеси увеличивается почти на порядок, размеры областей когерентного рассеяния уменьшаются в несколько раз. Микроструктурные исследования позволяют оценить средний размер частиц, он составляет 2—3 мкм. Отжиг смеси по ступенчатому режиму в водороде позволил получить практически полностью восстановленную смесь состава Cu—3% (об.) Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Но, несмотря на положительные

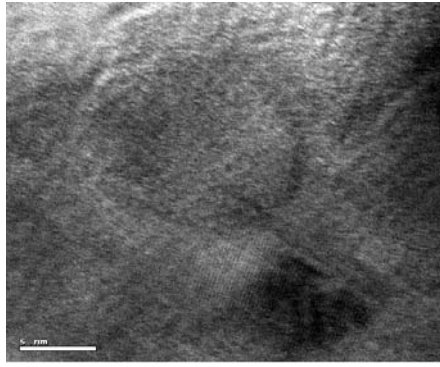


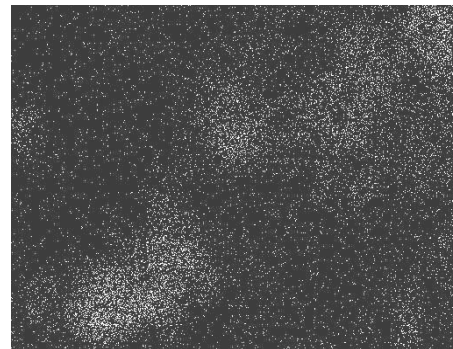
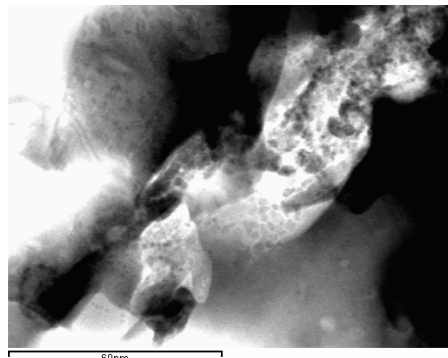
Рис. 2. Микроструктура смеси CuO—3% (об.) Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>.

результаты по дисперсности полученных смесей, значительный намол железа делает применение планетарной мельницы очень проблематичным. Оно может быть оправданным только для материалов, содержащих железо в значительных количествах.

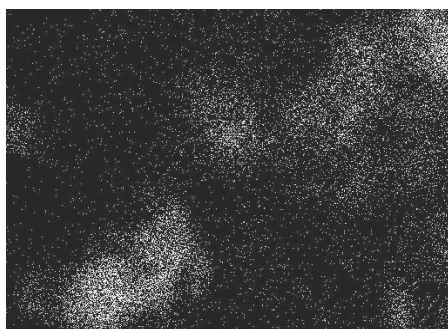
Размол в диспергаторе потребовал значительно большего времени, однако намол железа в данном случае имеет допустимые значения. Так же, как и в предыдущем случае, использование в качестве матрицы оксида меди позволило достичь значительно более высокой удельной поверхности и минимального размера ОКР. В результате применения в качестве упрочняющей фазы оксида алюминия с исходным размером частиц  $\leq 10$  мкм, полученного методом седиментации, после размола достигнута максимальная дисперсность смеси.

При исследовании структуры на просвечивающем электронном микроскопе можно сделать вывод, что основная масса оксида алюминия в материале представляет собой частицы размером от 5 до 100 нм (рис. 2, 3).

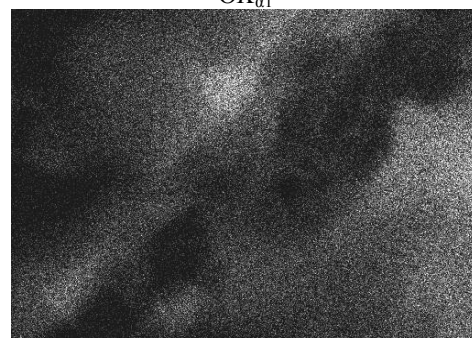
Дисперсно-упрочненная медь в предыдущие годы разрабатывалась как материал электродов для различных видов контактной сварки. При исследовании



OK<sub>α1</sub>



AlK<sub>α1</sub>



CuK<sub>α1</sub>

CuK<sub>α1</sub>

Рис. 3. Микроструктура образцов, полученных из смеси Cu—3% (об.) Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (предварительный вибропомол), размол 80 ч в диспергаторе.

**Т а б л и ц а 4. Некоторые особенности меди, упрочненной наночастицами  $Al_2O_3$**

Состав и режимы размолла смеси	Микротвердость, МПа	Электросопротивление, мкОм·см
Исходная смесь Cu—3% (об.) $Al_2O_3$ , вибропомол 5 ч*	900	2,05
Cu—3% (об.) $Al_2O_3$ , вибропомол 5 ч, диспергатор, 80 ч	1180	4,57
Cu—3% (об.) $Al_2O_3$ , планетарная мельница, 1 ч	1180	5,23
CuO—3% (об.) $Al_2O_3$ ( $Al_2O_3 < 10$ мкм), диспергатор, 50 ч	1520	4,60
Отожженная медь МІ	550	1,70

\*В предыдущие годы из данной смеси изготавливали сварочные электроды.

довании этого материала было установлено, что в наибольшей степени с эксплуатационными требованиями коррелируют значения твердости, горячей твердости и прочности при сжатии электродного материала. Естественно, большое значение имеет электросопротивление материала, так как от его значений зависит в большой мере температура, при которой работает электрод. Поэтому на образцах с оптимальной структурой оценивали именно указанные свойства.

Все свойства исследовали на образцах, полученных из смесей CuO—3% (об.)  $Al_2O_3$  (50 ч размолла в диспергаторе) и Cu—3% (об.)  $Al_2O_3$  (вибропомол, 80 ч размолла в диспергаторе). Для сравнения приведены свойства образцов, полученных из исходной смеси Cu—3% (об.)  $Al_2O_3$  (вибропомол 5 ч). Ранее именно из данной смеси методом горячей экструзии изготавливали сварочные электроды.

Микротвердость при комнатной температуре определяли на спеченных образцах на микротвердомере ПМТ-3 при нагрузке 50 г, горячую твердость — на вакуумной измерительной установке под нагрузкой 1 кг при выдержке 1 мин, электросопротивление — с помощью мостика сопротивления Томсона (табл. 4). Предел текучести измеряли на образцах, деформированных на холоду с обжатием 20% на испытательной установке У-2-2-52 с механической записью диаграммы нагружения. Полученные результаты приведены в табл. 4 и на рис. 4.

Можно утверждать, что применение в качестве исходной матрицы оксида меди и увеличение дисперсности исходного оксида алюминия обеспечило получение материала с существенно более высокими механическими свойствами, чем разработанные ранее. Так, микротвердость материала, полученного из смеси CuO—3% (об.)  $Al_2O_3$ , составляет 1520 МПа, а материала, изготовленного из исходной смеси, — 900 МПа. Предел



текучести данных материалов различается почти вдвое вплоть до температуры 300 °С, значительно выше также горячая твердость (рис. 4, б). При этом следует принять во внимание, что все свойства разработанных материалов измеряли на спеченных образцах, а не на экструдированных, как на предыдущих материалах. Несмотря на то, что спеченные образцы были

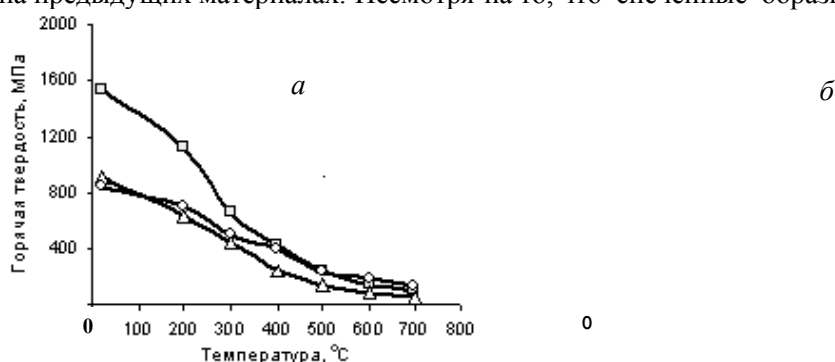


Рис. 4. Горячая твердость (а) и предел текучести (б) материалов Cu—3% (об.) Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, полученных по различным технологическим режимам: □ — Cu—3% (об.) Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (диспергатор, 50 ч размол); Δ — Cu—3% (об.) Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (вибромельница, 5 ч размол, диспергатор, 80 ч размол); ○ — Cu—3% (об.) Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (вибромельница, 5 ч размол), горячая экструзия.

практически беспористые, известно, что механические свойства дисперсно-упрочненных материалов в большой мере определяются финальной деформационной обработкой. Поэтому можно ожидать, что выбор оптимальных режимов деформации материала позволит дополнительно повысить его свойства. В определенном смысле негативным результатом можно считать повышение электросопротивления материала по сравнению с ранее разработанными электродными материалами (табл. 4). Однако этот результат можно объяснить размерностью дисперсной оксидной фазы. В работе [5], посвященной разработке внутренне окисленных сплавов на основе серебра, было установлено, что повышение дисперсности образовавшихся оксидных частиц приводит к увеличению электросопротивления материала. Этот эффект обусловлен рассеянием электронов полями напряжений, возникающих вокруг дисперсных частиц, благодаря различному термическому расширению матрицы и дисперсной фазы. Чем выше дисперсность и меньше расстояние между частицами, тем шире поля напряжений и больше их перекрытие, что и приводит к росту электросопротивления. Однако, в отличие от внутреннего окисления, введение оксидных частиц методом совместного размол с матрицей не позволяет получить когерентную межфазную границу. Граница Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>—Cu имеет невысокую прочность и вряд ли может сохраниться при высоких полях напряжений. Оптимальная деформационная обработка с последующим отжигом могут способствовать получению структуры, в которой возникающие поля напряжений будут достаточно быстро рассеиваться.

1. Unckel H. // Neues zur Dispersionshartung "metall". — 1965. — 19, No. 9. — P. 936—940.

2. Miller M. K., Hoelzer D. T., Badu S. S. et al. High temperature microstructural stability of a MA/ODS ferritic alloy. High temperature alloys: processing for properties, TMS // The Minerals, Metals & Materials Society. — 2003.
3. Miller M. K., Hoelzer D. T., Kenik E. A., Russell K. F. Nanometer scale precipitation in ferritic MA/ODS alloy MA957 // J. of Nuclear Materials. — 2004. — **329—333**, Part. 1. — P. 338—341.
4. Лойцянский Л. Г. Механика жидкости и газа. — М., 1970. — С. 92.
5. Бестерци М., Прохазка В. Некоторые свойства внутриокисленных AgMg сплавов // Kovovē Materiály. — Bratislava. — 1974. — **2**, XII. — P. 258—267.

**Дослідження методів отримання дисперсно-зміцненої міді з нанорозмірною зміцнюючою фазою, оцінка механічних властивостей матеріалу**

I. I. Иванова, Г. П. Полушко, М. І. Даниленко, Ю. М. Подрезов,  
Н. А. Крилова

*Викладено результати розробки та дослідження властивостей матеріалів на основі міді, отриманих по методу механічного розмелу та зміцнених нанорозмірними включеннями оксиду алюмінію. Максимальна дисперсність зміцнюючої фази в мідній матриці досягається при виборі вихідної суміші  $\text{CuO—Al}_2\text{O}_3$  з частинками оксиду меншими 10 мкм, отриманого методом седиментації. Механічні властивості одержаних матеріалів, досліджені на спечених зразках, значно вищі таких же розробленої раніше дисперсно-зміцненої міді подібного складу після гарячої екструзії.*

**Ключові слова:** дисперсно-зміцнена мідь, нанорозмірні частинки зміцнюючої фази, технологічні режими, властивості матеріалів.

**The research of method receiving dispersionstrengthened copper with nanosized strengthened faze, the valuation of material's mechanical properties**

I. Ivanova, A. Polushko, N. Danilenko, Ju. Podrezov, N. Krilova

*The article presents the results of research and development of a number of properties dispersionstrengthened materials based on copper, obtained by mechanical grinding, strengthened by nanosized inclusions of aluminum oxide. The maximum dispersion of the strengthening phase in copper matrix is achieved by choosing the original mixture  $\text{CuO—Al}_2\text{O}_3$  with oxide particles less than 10 mcm, obtained by sedimentation. The main bulk of the aluminum oxide particles is from 5 to 100 nm. The optimal mode of milling, recovery annealings and sintering was identified to obtain copper with nanosized aluminum oxide. The mechanical properties of the developed materials which were investigated on the sintered samples, significantly higher than such, previously received on the dispersionstrengthened copper after thermomechanical treatment.*

**Keywords:** dispersionstrengthened copper, nanosized particles, technological conditions, the properties of materials.