

УДК 621.762:669.018.5

Рябичева Л. А.
Белошицкий Н. В.**ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ШТАМПОВКИ НА ДИНАМИЧЕСКОЕ
РАЗУПРОЧНЕНИЕ И РАЗРУШЕНИЕ ПОРОШКОВЫХ МАТЕРИАЛОВ**

Порошковые материалы на основе меди предназначены для изготовления деталей электротехнического назначения вследствие высокой электропроводности, теплопроводности и жаропрочности. Они используются для контактных деталей железнодорожного транспорта, коллекторов, электродов и т. д. Наибольшее распространение получили вольфрам-медные и молибден-медные композиции. Дороговизна и дефицитность вольфрама и молибдена, трудоемкость и большое количество технологических операций, нестабильность свойств и узкая область применения приводят к созданию новых медных порошковых материалов электротехнической промышленности. В качестве материалов для электрических контактов, а также электродов для контактной сварки применяются порошковые материалы на медной основе с добавлением 0,25–1,5 % Ti [1–4]. Исследованиями компактного материала получено, что, находясь в твердом растворе меди, титан уже при содержании 4 ат. % повышает условный предел текучести до 4 раз [5]. В то же время титан способствует интенсивному росту электросопротивления. Это ограничивает применение медно-титановых материалов с массовым содержанием титана более 1,5 % в качестве электротехнических. Применение порошковой металлургии для создания материалов с массовым содержанием титана до 1,5 % позволяет получить высокие механические свойства с несколько повышенным электросопротивлением.

Целью данной работы является исследование влияния температуры штамповки на структурообразование и физико-механические свойства порошковых медно-титановых материалов электротехнического назначения.

Экспериментальные исследования выполнены на образцах, изготовленных из механической смеси порошка меди ПМС-1 (ГОСТ 4960-75) и порошка титана ВТ1-0 (ОСТ 1.90013-81). Массовая доля титана составляла 0,5 %. После двустороннего прессования на гидравлическом прессе модели ПД-476 силой 1600 кН и спекания при температуре $900 \pm 10^\circ\text{C}$ в течение 3 часов в среде генераторного газа призматические образцы размером $10 \times 13 \times 55$ мм штамповали в закрытом штампе на винтовом дугостаторном прессе модели Ф-173 при температурах 20, 200, 400, 500 и 700°C . Среднестатистическая пористость образцов после штамповки составляла 2,8, 6,2 и 9,1 %. Характеристики прочности и пластичности определяли испытанием на растяжение (ГОСТ 1497-84). Контроль твердости выполняли на приборе Роквелла (ГОСТ 9013-59). Химический состав диффузионной зоны на границе частиц Cu-Ti после спекания и деформирования, микроструктуру и поверхности разрушения после растяжения исследовали на растровом электронном микроскопе РЭММА-102, который снабжен рентгеновским микроанализом.

На рис. 1, а показана микроструктура образцов после спекания. Структура состоит из зерен медной матрицы и частиц титана и характеризуется величиной зерна меди 21–22 мкм и частиц титана – 55 мкм.

Штамповка при повышенных температурах сопровождается изменением микроструктуры, механизмы которой определяются температурой деформации и исходной пористостью. Процессы динамического разупрочнения, развивающиеся в твердой фазе порошкового материала с повышением температуры деформации, приводят к изменению структуры и свойств [6]. При температуре 200°C динамический возврат частично понижает напряжения, при этом деформация приводит к измельчению зерен меди до 16–17 мкм и частиц титана до 40–42 мкм (рис. 1, б). Динамическая рекристаллизация при 600°C способствует получению мелкозернистой структуры с величиной зерна меди до 5,4 мкм и величиной частиц титана до 28–30 мкм (рис. 1, в). На формирование структуры при температуре деформации 400°C оказывают влияние два физических процесса – динамическая рекристаллизация и деформационное старение. В связи с этим микроструктура характеризуется сложной формой границ зерен меди (рис. 1, г), поскольку частицы выделений вторичных фаз тормозят движение большеугловых границ. При этом величина зерна меди составляет 9–10 мкм, а частиц титана – 34 мкм.

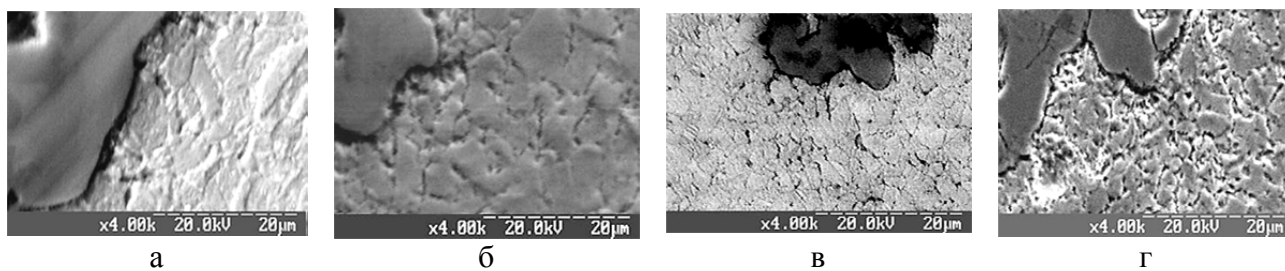


Рис. 1. Микроструктура образцов пористостью 9,2 %:
а – после спекания; после штамповки при температурах: б – 200 °С; в – 600 °С; г – 400 °С

Увеличение пористости от 2,8 % до 9,2 % влияет на процесс структурообразования. Это связано с ростом свободной энергии за счет развитых свободных поверхностей в виде границ пор, которые являются местами зарождения центров динамической рекристаллизации [7]. В то же время границы пор препятствуют миграции большеугловых границ и задерживают рост рекристаллизованных зерен, в результате величина зерна меди в материале пористостью 9,2 % меньше по сравнению с материалом пористостью 2,8 % и 6,1 %.

После спекания в результате поверхностной и объемной диффузии наблюдается образование диффузионной зоны, концентрация компонентов в которой различна и определяется содержанием легирующего элемента и пористостью. С ростом температуры деформации и возникновением поля напряжений происходит ускорение диффузионного взаимодействия. Диффузионная зона меди в частице титана составляет 10 мкм при концентрации 45,9–49,3 %, а титана в частице меди 15 мкм при концентрации 1,0–2,2 мкм (рис. 2). При большей исходной пористости количество диффундированной меди меньше, вследствие препятствий, создаваемых порами, для переноса вещества.

Различие в диффузии меди и титана объясняется их парциальными коэффициентами. Парциальный коэффициент диффузии меди больше, чем титана, и медь преимущественно диффундирует в титан, что обуславливает большую активность частиц меди при спекании и последующих деформационных процессах. Вследствие интенсификации диффузионного взаимодействия под действием температуры деформирования концентрация компонентов в диффузионной зоне увеличивается (рис. 2). Это приводит к образованию твердых растворов меди и титана согласно диаграмме фазовых превращений [8].

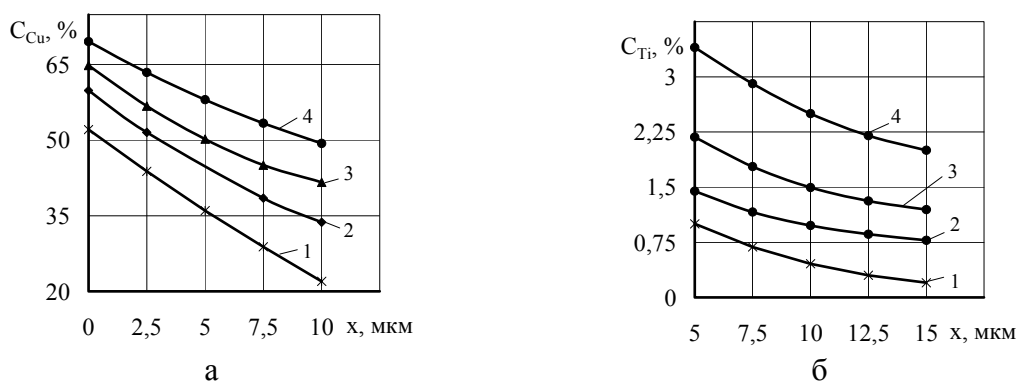


Рис. 2. Количественное распределение меди в частице титана (а) и титана в частице меди (б) при пористости 6,1 %:

1 – после спекания; 2 – 200 °С; 3 – 400 °С; 4 – 600 °С

Динамические процессы разупрочнения при различных температурах штамповки и наличие пористости влияют на механические свойства порошкового материала. Наблюдается общая тенденция уменьшения твердости и предела прочности (рис. 3). Увеличение пористости материала приводит к уменьшению твердости и предела прочности: в температурном интервале динамического возврата предел прочности уменьшается на 8–10 %, а рекристаллизации – на 15–25 %. После штамповки при 400 °С вследствие динамического деформационного старения получен незначительный рост прочностных свойств.

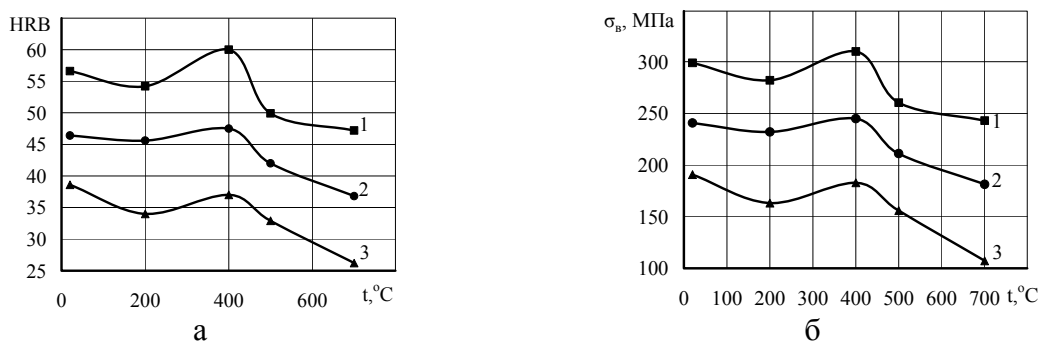


Рис. 3. Зависимость твердости (а) и предела прочности (б) от температуры штамповки:
 ■ – $\theta_0 = 2,8 \%$; ● – $\theta_0 = 6,1 \%$; ▲ – $\theta_0 = 9,2 \%$

Формирование структуры в условиях динамического разупрочнения способствуют увеличению пластичности порошкового материала (рис. 4), особенно после штамповки при температурах 500–700 °С, вследствие динамической рекристаллизации твердой фазы.

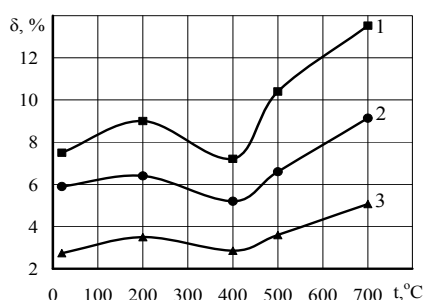


Рис. 4. Изменение относительного удлинения в зависимости от температуры штамповки при пористости θ_0 :
 ■ – 2,8 %; ● – 6,1 %; ▲ – 9,2 %

Деформационное разупрочнение – основной фактор, контролирующий подготовку материала к разрушению, поэтому его главные структурные особенности определяют в значительной мере и закономерности разрушения. Наличие пор оказывает влияние не только на количественные изменения предела прочности и относительного удлинения, но и на характер разрушения вследствие своего разрыхляющего действия. Растягивающие напряжения при испытании приводят к увеличению общей пористости спеченного материала по мере увеличения степени деформации.

Под действием внешнего осевого растяжения возникает объемное напряженное состояние. В этих условиях зарождение начальной трещины происходит в центральной части сечения, где нормальные и радиальные растягивающие напряжения достигают максимальной величины [9]. Вследствие такого распределения напряжений перпендикулярно оси образца образуется площадка с расположенным в ее центральной части фокусом излома, от которого расходятся четко выраженные гребни (рис. 5).

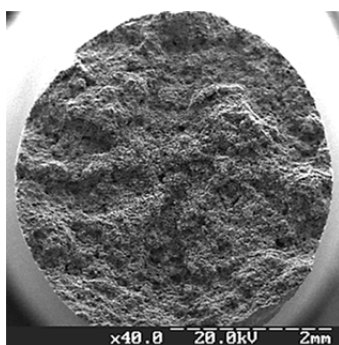


Рис. 5. Разрыхление порошкового медно-титанового материала

Образцы из порошковых материалов при растяжении разрушались практически без образования макрошейки. Исследования поверхности разрушения при больших увеличениях показали, что при всех температурах штамповки вследствие высокой пластичности медной матрицы материалы пористостью 2,8, 6,1 и 9,2 % обнаруживают частично вязкий ямочный излом (рис. 6). На характер разрушения порошковых материалов с одной стороны оказывает влияние концентрация напряжений, с другой – разрыхляющее действие роста и коалесценции пор.

Во всех рассматриваемых случаях разрушение идет по медной матрице, что свидетельствует о прочной межчастичной связи компонентов порошковой смеси и прочных фазах, образовавшихся в процессе диффузии. В результате пластической деформации, предшествующей разрушению, пространственное строение пор изменяется. На поверхности разрушения после штамповки образцов при температуре 20 °С наряду с мелкими ямками наблюдаются крупные ямки, переходящие в трещины (рис. 6, а). После растяжения образца, отштампованного при 200 °С, получено довольно равномерное чередование крупных и мелких ямок с гребнями между ними (рис. 6, б). При температурах 500 и 700 °С вследствие увеличения пластичности твердой фазы количество мелких ямок увеличивается, а крупных уменьшается (рис. 6, в, г). Динамическое деформационное старение в интервале 300–400 °С обеспечивает повышение прочности образцов, и вместе с тем образование и рост крупных трещин по вязкому ямочному излому (рис. 7, д, е).

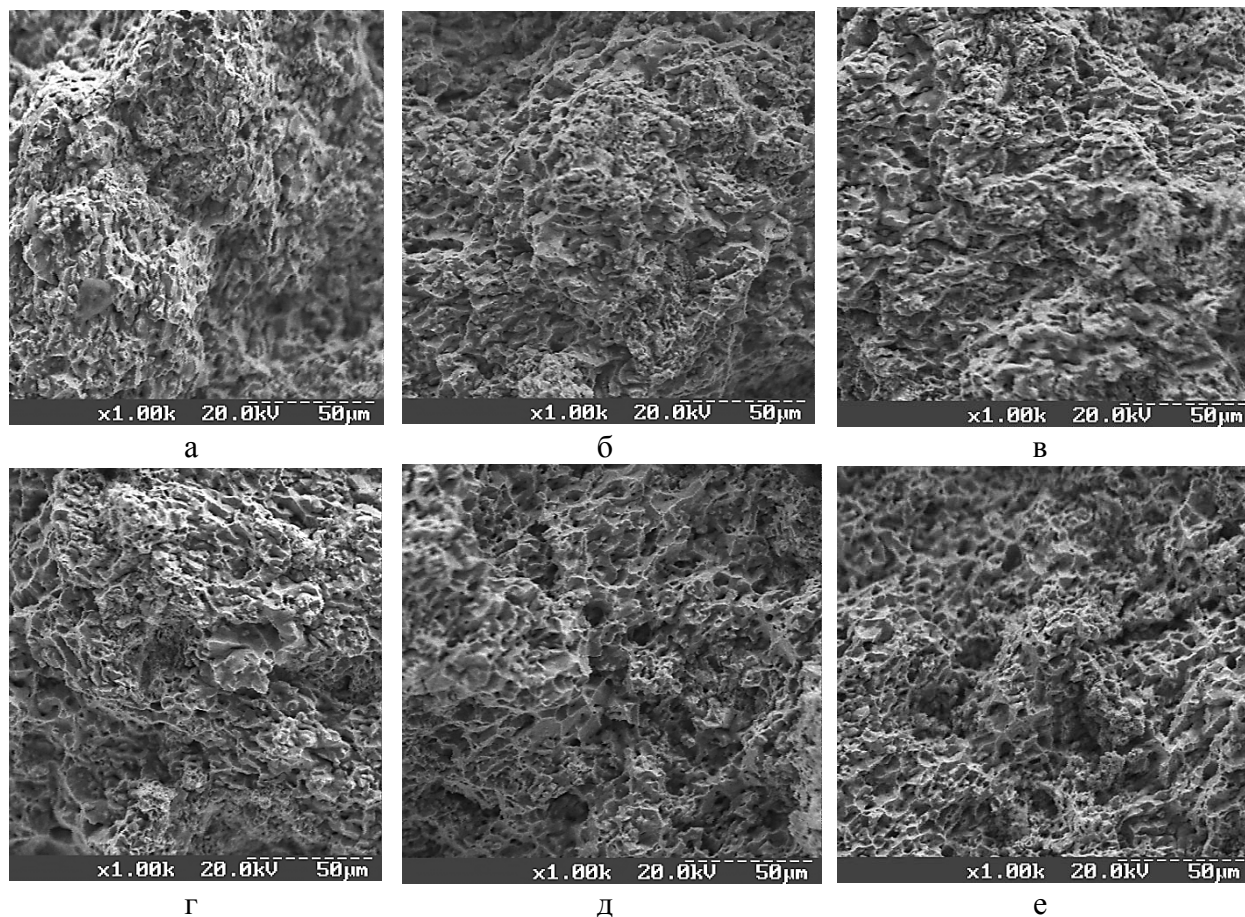


Рис. 6. Фрактограммы изломов при температурах штамповки, пористость 6,1 %:
а – 20 °С; б – 200 °С; в – 500 °С; г – 700 °С; д, е – 400 °С

Для компактных медно-титановых материалов характерен вязкий ямочный излом с чередованием равноосных ямок разной величины [10]. Характер разрушения порошковых материалов отличается. Фрактографическое исследование при большем увеличении показало наличие внутрочастичных и межчастичных пор, оказывающих разрыхляющее действие (рис. 7).

Явно видно, что после деформации при 20 °С поры крупные, происходит их коалесценция, за счет чего развивается разрыхление и разрушение (рис. 7, а). После деформации при 700 °С поры более равноосные, несколько напоминающие вязкий механизм разрушения (рис. 7, б).

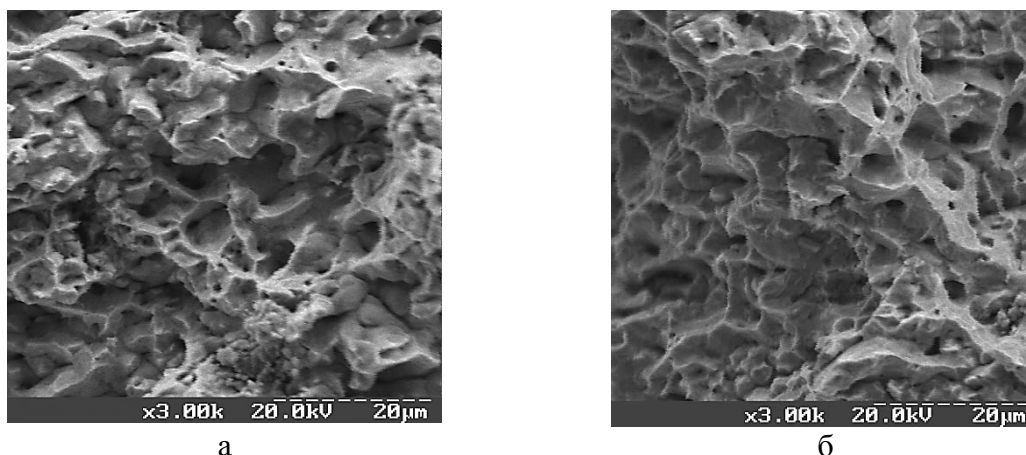


Рис. 7. Фрактограммы изломов при температурах штамповки:
а – 20 °С; б – 700 °С; $\theta_0 = 6,1 \%$

При изготовлении изделий электротехнического назначения одним из основных физических свойств является электропроводность. Дефектность структуры в виде пор и слабых межчастичных связей приводит к увеличению электросопротивления. Однако процессы разупрочнения при деформировании в интервале повышенных температур способствуют переходу материала в более равновесное состояние, снятию (полному или частичному) внутренних напряжений, а также увеличению контактных поверхностей вследствие повышения пластичности твердой фазы и изменения морфологии пор. Удельное электросопротивление с ростом пористости материала увеличивается, а с ростом температуры штамповки уменьшается (рис. 8). Уменьшение электросопротивления начинается только при 500 °С, т. е. в условиях интенсивного разупрочнения. Однако вследствие наличия пористости удельное электросопротивление остается достаточно высоким, что ограничивает применение порошковых медно-титановых материалов пористостью более 6 % в качестве электротехнических.

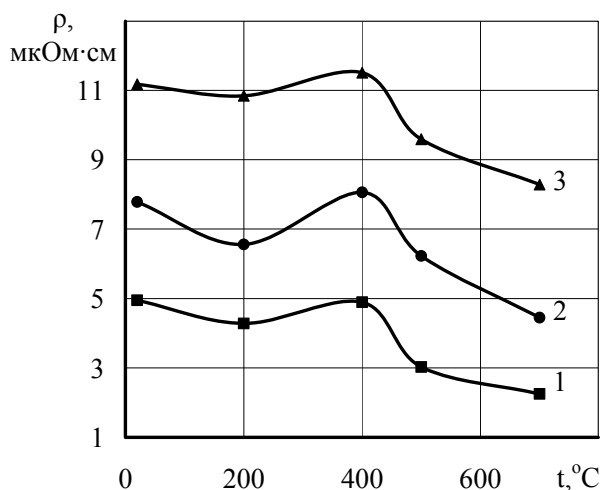


Рис. 8. Зависимость удельного электросопротивления от температуры штамповки:
■ – $\theta_0 = 2,8 \%$; ● – $\theta_0 = 6,1 \%$; ▲ – $\theta_0 = 9,2 \%$

Медно-титановый порошковый материал пористостью 2,8% использован для изготовления детали «ролик сварочный», который применяется в качестве электрода для контактной сварки [11]. Физико-механические свойства готовой детали следующие: плотность 8,86 г/см³,

предел прочности 270 МПа, относительное удлинение 4 %, твердость 90–100 НВ, электросопротивление 0,021 Ом·мм²/м, дугостойкость 0,145 см³/с. По сравнению с традиционной технологией изготовления детали из меди марки М1 твердость повышается в 2 раза, предел прочности в 1,4 раза, удельное электросопротивление возрастает на 15 %, дугостойкость на 35 %. Медно-титановые изделия характеризуются повышенной способностью сопротивляться разрушению, изменению массы, формы и объема при воздействии электрической дуги.

ВЫВОДЫ

Исследования микроструктуры, поверхностей разрушения и физико-механических свойств порошковых медно-титановых материалов различной пористости с массовым содержанием титана 0,5 % показали, что штамповка порошковых пористых заготовок в температурном интервале 500–600 °С обеспечивает получение мелкозернистой структуры с величиной зерна до 5,4 мкм. Порошковые медно-титановые материалы пористостью 2,8–6,1 % после деформирования в условиях динамического разупрочнения характеризуются достаточно высокой прочностью с характером разрушения по вязкому механизму с малой энергоемкостью, низким удельным электросопротивлением, что дает возможность рекомендовать их в качестве электротехнических материалов.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННОЙ ЛИТЕРАТУРЫ

1. Пшеничкин П. А. *Металлокерамика в электропромышленности. Перспективы развития* / П. А. Пшеничкин // *Электротехника*. – 1989. – № 4. – С. 32–36.
2. Аренсбургер Д. С. *Свойства спеченных дисперсионно-твердеющих сплавов* / Д. С. Аренсбургер, С. М. Летунович // *Порошковая металлургия*. – 1986. – № 7. – С. 27–31.
3. *Композиционные материалы для сварочных электродов* / Лесник Н. Д., Минакова Р. В., Теодорович О. К. [и др.]. – К. : Наук. думка, 1977. – С. 198–203.
4. *Порошковые материалы для оснащения электросварочного оборудования* / [Салькова С. С., Писаренко Т. В., Сегель В. Г. и др.] // *Порошковая металлургия*. – 1991. – № 9. – С. 88–93.
5. Nagarjuna S. *On the variation of mechanical properties with solute content in Cu-Ti* / S. Nagarjuna, M. Srinivas, K. Balasubramanian // *Materials Science and Engineering*. – A 259. – 1999. – P. 34–42.
6. Рябичева Л. А. *Динамическое разупрочнение пористых порошковых материалов при различных температурно-скоростных условиях* / Л. А. Рябичева, О. П. Гапонова // *Современные металлические материалы и технологии деформирования* : сб. науч. тр. международной научно-технической конференции. – Санкт-Петербург : изд-во Политех. ун-та, 2009. – С. 244–246.
7. Колеров О. К. *Особенности первичной рекристаллизации и ее роль при спекании металлических порошков* / О. К. Колеров // *Порошковая металлургия*. – 1973. – № 3. – С. 18–22.
8. Okamoto H. *Cu-Ti (Copper-Titanium)* / H. Okamoto // *Journal of Phase Equilibria*. – 2002. – Vol. 26. – No. 3. – P. 249–250.
9. Гордеева Т. А. *Анализ изломов при оценке надежности материалов* / Т. А. Гордеева, И. П. Жегина. – М. : Машиностроение, 1978. – 200 с.
10. Nagarjuna S. *On the variation of mechanical properties with solute content in Cu-Ti alloys* / S. Nagarjuna, M. Srinivas, K. Balasubramanian // *Materials Science and Engineering*. – 1999. – A 259. – P. 34–42.
12. Рябичева Л. А. *Термомеханический режим штамповки детали сложной формы из порошкового материала* / Л. А. Рябичева, О. П. Гапонова // *Обработка материалов давлением* : сб. науч. тр. – Краматорск : ДГМА, 2010. – № 1 (22). – С. 188–193.

Рябичева Л. А. – д-р техн. наук, проф. ВНУ им. В. Даля;

Белошицкий Н. В. – канд. техн. наук, доц. ВНУ им. В. Даля.

ВНУ им. В. Даля – Восточноукраинский национальный университет им. В. Даля, г. Луганск.

E-mail: ryabic@gmail.com; material@snu.edu.ua

Статья поступила в редакцию 16.10.2012 г.