

ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ СПЕЧЕННОЙ АЛЮМИНЕВОЙ БРОНЗЫ ПРИ ОДНООСНОМ СЖАТИИ

А.В. Гурских

АО «Полема», г. Тула, Россия

Исследовано влияние температуры на поведение при сжатии спеченной бронзы однофазного (Cu – 15 ат. % Al) и двухфазного (Cu – 24 ат. % Al) составов. Установлено, что осадка образцов из спеченных сплавов без разрушения может достигать 30 %. Повышение температуры прессования приводит к значительному снижению рабочего давления, однако заметное уплотнение материала наблюдается только при температуре выше 500 °С, когда деформация начинает распределяться по объему образцов относительно однородно.

Ключевые слова: горячее прессование, интенсивная пластическая деформация, алюминиевая бронза, спеченные сплавы.

Введение

Для спеченных материалов характерно наличие остаточной пористости и неоднородное распределение легирующих компонентов [1], что обуславливает снижение их механических свойств. Для устранения указанных дефектов спеченные изделия подвергают доуплотнению, совмещая его с формообразованием. В ходе такой обработки происходит модификация исходной структуры, степень которой зависит не только от величины наложенной деформации, но и однородности ее распределения по объему образца, зависящей во многом от применяемой механической схемы деформации.

Например, при доуплотнении спеченных образцов в закрытых штампах изменение их поперечного сечения ограничено стенками пресс-формы, и процесс протекает при высоком гидростатическом давлении. Полностью устранить поры в массивных образцах таким методом нельзя, поскольку по мере уплотнения материала для заковки оставшихся пор требуется все большее гидростатическое давление [2]:

$$\eta = \exp[-(\sqrt{3}/c)(p/\tau)].$$

Здесь η – текущая пористость образца, p – гидростатическое давление на поверхности пор, τ – максимальное напряжение сдвига материала, а c – коэффициент формы пор, равный 0,33 для цилиндрических и 0,25 для сферических пор. Ввиду ограниченности усилия

прессования, повысить плотность прессуемого образца можно только за счет уменьшения его площади (при этом возрастет нагрузка на инструмент) или за счет нагрева заготовки до температуры, заметно снижающей прочность прессуемого материала. При этом нужны специальные меры по предотвращению окисления материала в открытых порах. После схлопывания пор дальнейшая деформация материала невозможна, а величины испытанной может оказаться недостаточно для существенной проработки структуры во всем объеме спеченного материала.

При свободной осадке образцов величина наложенной деформации ограничивается только мощностью прессового инструмента, поскольку в ходе осадки образцов происходит увеличение площади их сечения, а также деформационное упрочнение материала. Течение материала осуществляется сдвигом вдоль плоскостей максимальных сдвигающих напряжений. Если обрабатываемый материал пористый, то указанные плоскости проходят, в том числе и через поры. Половинки пор смещаются, площадь их поверхности увеличивается, и берега пор начинают сближаться под действием гидростатического давления, величина которого определяется напряжением течения деформируемого материала. По мере сплющивания и вытягивания поры постепенно превращаются в трещины Гриффитса, устойчивость которых определяется уровнем

растягивающих напряжений на концах трещин. Растрескивание материала вследствие самопроизвольного роста указанных дефектов определяет величину допустимой деформации спеченных образцов. Поскольку положение плоскостей максимальных сдвигающих напряжений при монотонных видах деформирования, к которым относится и свободная осадка, не меняется, то поры могут достаточно быстро принять опасную форму и размер, особенно если при этом пластическое течение материала склонно к локализации.

Целью настоящей работы является изучение влияния температуры прессования на предельную величину деформации, не вызывающую растрескивание образцов в процессе их одноосной осадки, а также особенности эволюции поровой и зеренной структуры спеченных бронзовых одно- и двухфазных сплавов при такой обработке.

Материалы и методика эксперимента

В качестве материала для исследований использовались спеченные при 950 °С прессовки цилиндрической формы, полученные из смесей порошков меди марки ПМС-1 и алюминия марки ПА-4, взятых в соотношении, соответствующему α -твердому раствору алюминия в меди (15 ат. % Al – сплав 1), а также выходящему за область твердого раствора (24 ат. % Al – сплав 2). Пористость спеченных образцов составляла 20–25 %. Одноосное сжатие образцов для определения предельно допустимых значений деформации осуществляли на установке МС-500 при комнатной температуре или после предварительного подогрева пресс-формы вместе с образцами в печи СНОЛ до 250–600 °С.

Шлифы для металлографических исследований микроструктуры образцов готовили по обычной методике. При анализе структуры особое внимание уделяли характеру эволюции пор, изменению их размеров и формы. Для описания формы пор использовали параметр $K = d_{\min}/d_{\max}$ как соотношение их минимального диаметра к максимальному [3]. На основе полученных статистических данных строили гистограмму, позволяющую определить удельную долю пор определенной формы в исследуемом материале.

Дополнительно измеряли микротвердость деформированных образцов с помощью прибора ПМТ-3 при нагрузке на индентор 20 г и выдержке 10 с.

Результаты и их обсуждение

В спеченном состоянии сплав 1 представляет собой однофазный материал на основе α -твердого раствора алюминия в меди с выраженной дендритной структурой, средний размер зерен которой составляет 30–60 мкм (рис. 1а). Другим элементом структуры спеченной бронзы были поры с преобладанием узких вытянутых пор, расположенных в междендритных промежутках, и крупных округлых пор со средним диаметром 30–50 мкм, образовавшихся на месте растворившихся частиц алюминия в меди. Такая структура типична для спеченных сплавов с односторонней растворимостью легирующего элемента [4]. Микротвердость спеченного сплава в среднем составляла (700 ± 35) МПа.

Основу структуры сплава 2 после спекания составляют чередующиеся со средней толщиной 2–3 мкм пластины α - и γ -фаз в которую включены крупные округлой формы зерна α -фазы. Объемная доля γ -фазы составляла примерно 42 %, что согласуется с диаграммой фазового равновесия системы Cu–Al [5]. Микротвердость эвтектоидных областей составляла (2173 ± 50) МПа, а заключенных в них зерен твердого раствора α -фазы (1175 ± 20) МПа.

Поры в спеченных сплавах 1 и 2 имеют бимодальное распределение по форме и размерам. Средний диаметр крупных округлых пор, образовавшихся на месте растворившихся частиц алюминия в меди [6], в сплаве 1 составил 30–50 мкм, а в двухфазном сплаве 2 – 50–60 мкм. Мелкие и вытянутые поры располагались либо в междендритном пространстве в сплаве 1 или в двухфазных областях в случае сплава 2 (рис. 1а, г) и при определении K не учитывались.

Суммарная величина осадки образцов из сплава 1 составляла примерно 30 %. В результате их плотность заметно повышается, однако характер уплотнения и особенности эволюции поровой структуры материала существенно зависели от температуры прессования. О характере ее протекания и распределении деформации по объему образца можно судить по изменению формы кривой распределения параметра K , которая в спеченном материале есть кривая с выраженным максимумом вблизи больших его значений. Например, если при осадке образца деформация распределяется по объему равномерно, то максимум будет смещаться в сторону меньших K , но форма кри-

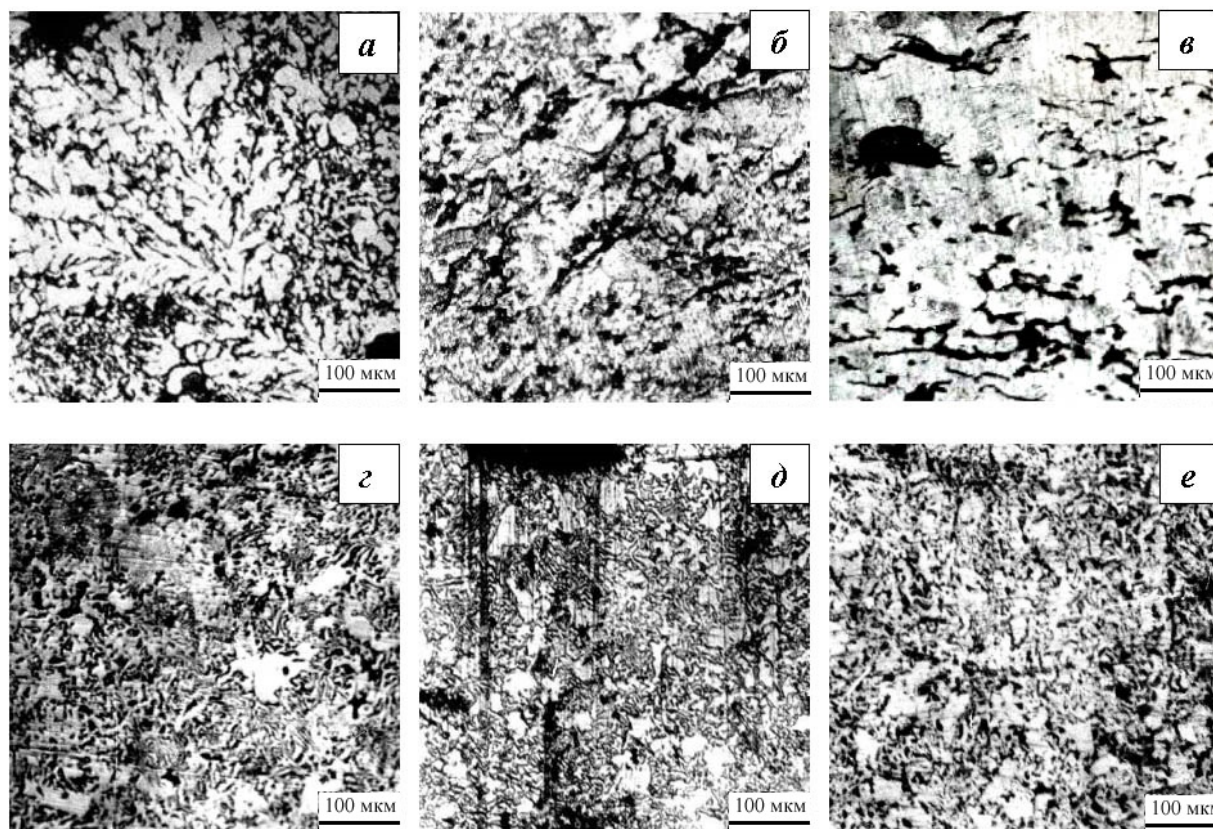


Рис. 1. Микроструктура порошковых сплавов: сплав 1 в исходном состоянии (а); после деформирования при 20 (б) и 600 °С (в); сплав 2 в исходном состоянии (г); после деформирования при 20 (д) и 600 °С (е)

вой распределения останется примерно той же, что и до прессования. При неоднородном течении материала максимум будет размываться и снижаться за счет появления малых значений K .

Так, из рис. 2а видно, что усадка образцов при температурах 20 и 370 °С протекает однородно не по всему объему образцов, особенно в первом случае, поскольку по окончании прессования остается значительная часть крупных округлых исходных пор. Напротив, при осадке при 600 °С таких пор практически не осталось, кривая 4 распределения параметра K имеет острый максимум в районе сильно сплюснутых пор. Из рис. 1 видно, что такие поры имеют не только сплюснутую форму, как после осадки при более низкой температуре (рис. 1б), но и мелкий размер, поскольку многие из них оказались пережатыми, а стенки пор в местах пережима срослись (рис. 1в). Исходная дендритная структура сплава 1 в процессе сжатия была разрушена (рис. 1), независимо от температуры прессования.

Изменения структуры пор при сжатии двухфазного сплава 2 имеют примерно такой же характер, как и в предыдущем случае

(рис. 1 и 2). После осадки на 30 % в материале остается заметная доля (около 10 %) исходных округлых пор. При этом поры с $K < 0,2$ появляются только при высокотемпературной осадке. То есть при осадке образцов распределение деформации по их объему остается относительно неоднородным, поэтому пик кривой K не только смещается к большим значениям параметра, но и снижается. Кривая распределения K становится более пологой.

Из проведенного анализа кривых распределения K следует, что материал в окрестностях пор упрочнен сильнее, чем на большом расстоянии от них. Происходит это по той причине, что вокруг исходных частиц алюминия быстро образуется интерметаллический слой меди, насыщенный атомами алюминия, который тормозит растекание эвтектической жидкости по объему прессовки. За время существования интерметаллидного барьерного слоя прилегающие к нему слои меди успевают сильнее насытиться атомами алюминия, чем отстоящие более далеко медные частицы, к которым алюминий подводится только после расплавления интерметаллидного слоя. Особенно заметен этот эффект в случае сплава 1.

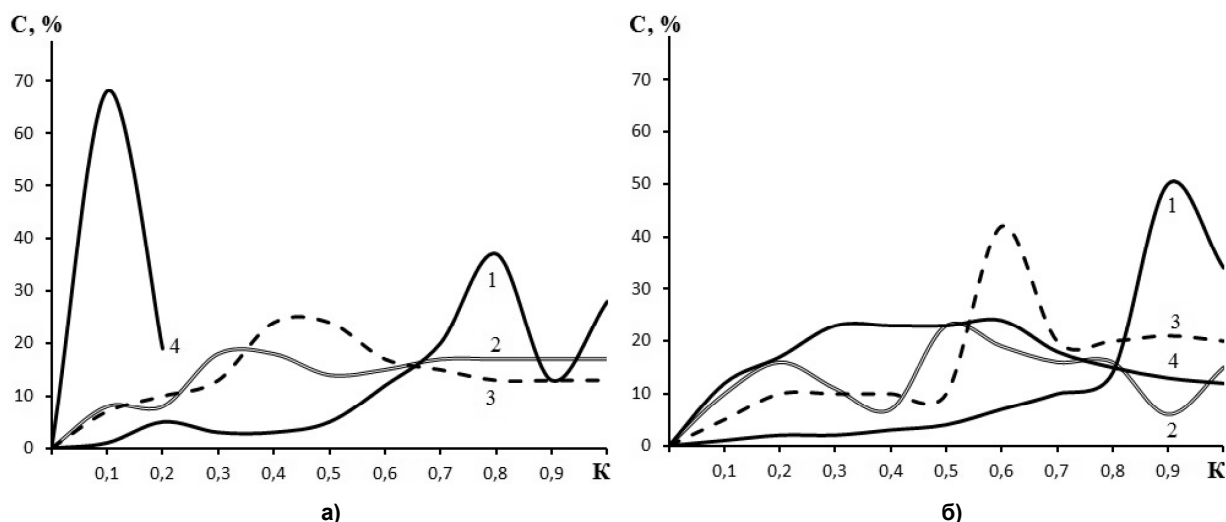


Рис. 2. Распределения пор по конфигурации ($K = d_{\min}/d_{\max}$) в сплаве 1 (а) и сплаве 2 (б): 1 – в исходном состоянии; 2–4 после осадки при 20, 370 и 600 °С, соответственно

Однако при нагреве прессовки до 600 °С механическая прочность α -фазы сильно снижается, эффект от твердорастворного упрочнения нивелируется и все поры сильно сжимаются (рис. 2а, кривая 4).

В случае сплава 2 поры окружены слоем двухфазного материала, который менее подвержен высокотемпературному разупрочнению, поэтому форма пор при ковке образцов подвергается меньшему изменению и доля их с малыми значениями K незначительна. Пластическое течение по мере деформационного упрочнения материала начинает локализоваться в более мягких областях. Это видно по структуре сплава на рис. 1, где целые области, неохваченные пластическим течением, сохраняют свою исходную структуру с чередующимися пластинами α - и γ -фаз. Только нагрев сплава 2 до 600 °С, когда выделения второй фазы трансформируются из твердой γ -фазы в более пластичную β -фазу [4], приводит к вовлечению в пластическое течение областей вокруг пор, что незамедлительно сказывается на появлении последних с малым значением K (рис. 2, кривая 4), и полному разрушению пластинчатых выделений на мелкие дисперсные частицы (рис. 1е).

О существенном разупрочнении сплава 2 из-за распада γ -фазы при 600 °С свидетельствует и соответствующая кривая течения 5 на рис. 3. Прочность сплава при деформации образцов почти до 25 % практически не растет, только после деформационной проработки всего материала начинает медленно увеличиваться.

В случае более низкой температуры осад-

ки, когда частицы второй фазы сохраняются в своей твердой и хрупкой γ модификации, их влияние на скорость упрочнения материала при прессовании незначительное. Кривые течения 1–4 на рис. 3 у обоих сплавов имеют практически равный наклон. Видимо, при развитии деформации вдоль линий максимального сдвигового напряжения пластинчатые выделения хрупкой фазы легко разрушаются и не оказывают значительного сопротивления. При низких температурах прессования таких разрушений множество, микротрещины становятся источниками критических разрушающих напряжений, и, сливаясь, быстро подрастают до критических размеров. Поэтому предельная степень осадки образцов двухфазного сплава 2 оказывается ограниченной, ее величина не дотягивает до 30 % (рис. 3б, кривая 1 и 2).

Напряжение течения образцов сплава 2 композиционного состава определяется объемной долей твердой и мягкой фаз, то есть по закону механической смеси. Однако с началом пластического течения включения γ -фазы разрушаются и влияния на темпы деформационного упрочнения материала практически не оказывают. Деформационное упрочнение спеченных бронз обеспечивается упрочнением пластичной α -фазы. На это указывает тот факт, что наклон кривых течения сплава 2 и сплава 1 фактически совпадают (рис. 3а, б), то есть при осадке бронзовых образцов действует один и тот же механизм деформационного упрочнения материала, независимо от наличия в нем частиц хрупкой γ -фазы.

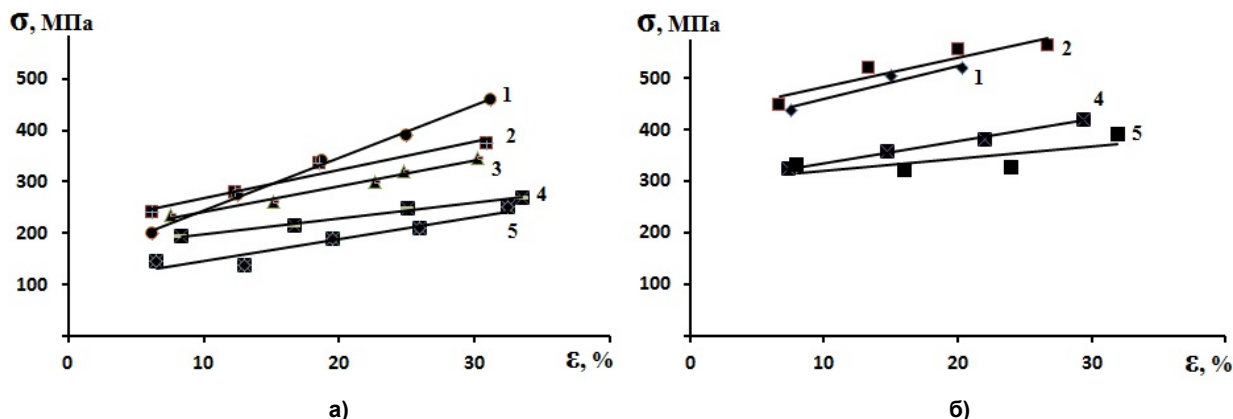


Рис. 3. Кривые «напряжение – деформация» для составов 1 (а) и 2 (б) при температуре деформирования 20 (1); 250 (2); 370 (3); 500 (4) и 600 °С (5)

В то же время наклон деформационной кривой сплава 1 при холодном прессовании несколько выше, чем у остальных кривых (рис. 3а, график 1), то есть упрочнение материала происходило более быстрыми темпами. Специальных исследований по объяснению этому факту не проводилось, но можно предположить, что по причине неравномерного распределения алюминия по объему спеченного материала в некоторых его областях сопротивление движению дислокаций выше, например, из-за образования тормозящих скоплений по типу облаков Сузуки. С повышением температуры прессования и увеличением подвижности атомов алюминия дислокации от них отрываются более легко или таких облаков вовсе не образуется из-за быстрого выравнивания концентрации элементов.

Как следует из рис. 3, поровая структура спеченных сплавов также оказывает незначительное влияние на скорость упрочнения, хотя, согласно данным таблицы, ее количественные характеристики существенно отлича-

ются в зависимости от состава спеченной бронзы и температуры ее обработки. В то же время, как видно из таблицы, величина конечной пористости деформированных образцов (Π_k) оказывает существенное влияние на микротвердость сплавов. В общем случае H_μ тем выше, чем выше оказывается плотность материала после осадки, особенно это влияние заметно для образцов сплава 1. При этом степень деформационного упрочнения бронзовых образцов оказывает на величину микротвердости значительно более слабое влияние, чем плотность, и в результате H_μ оказывается меньше у образцов, напряжение течения которых при прессовании было выше.

Данные таблицы позволяют также сделать интересное заключение относительно характера пластического течения материала сплавов при прессовании. Так, при примерно равной величине осадки пористость образцов оказывается тем выше, чем ниже была температура их прессования. Это указывает на то, что сильное упрочнение и высокий предел

Влияние температуры деформирования на остаточную пористость (Π_k) и микротвердость (H_μ) спеченного порошкового сплава Cu – 15 ат. % Al (1) и Cu – 24 ат. % Al (2)

Состав	$T_{\text{деф}}, ^\circ\text{C}$	$\Pi_k, \%$	$H_\mu, \text{МПа}$
1	20	$5,9 \pm 2$	1300 ± 50
	250	$9,0 \pm 1,5$	1233 ± 61
	370	$11,9 \pm 3$	994 ± 25
	500	$5,2 \pm 1,7$	1452 ± 37
	600	$3,5 \pm 0,6$	1468 ± 70
2	20	$17,2 \pm 4$	1359 ± 41
	250	$11,4 \pm 2$	2020 ± 72
	370	$14,4 \pm 1,4$	1223 ± 43
	500	$3,7 \pm 0,3$	1833 ± 27
	600	$6,9 \pm 2,6$	2452 ± 67

текучести спеченной бронзы не способствуют однородному распределению деформации по объему осаживаемых образцов. Повышенная концентрация алюминия и высокое напряжение течения материала вблизи больших исходных пор приводит к тому, что данные области не вовлекаются в пластическое течение образцов, а заключенные в них поры мало меняют свою конфигурацию. И только нагрев сплавов до 500 °С и выше способствует разрушению таких областей и вовлечению их в пластическое течение. В результате деформация исходных пор становится пропорциональной величине деформации всего образца.

Выводы

Таким образом, из представленных результатов следует, что осадку спеченных бронзовых образцов с целью их уплотнения и модификации структуры следует проводить при температуре не ниже 500 °С. Однако, ввиду возможного интенсивного окисления при нагреве спеченных пористых образцов из алюминиевой бронзы, их пластическую обработку следует начинать при пониженных температурах до исчезновения открытой пористости и только затем температура прессования может быть повышена.

В ходе высокотемпературной осадки происходит разрушение исходной дендритной или эвтектоидной структуры спеченной бронзы, она измельчается, что способствует увеличению прочности материала. Кроме того, при высокой температуре прессования пластическое течение принимает однородный характер, что способствует исчезновению крупных остаточных пор и уплотнению брон-

зовых образцов, повышению их микротвердости. Таким образом, появляется возможность применения спеченной бронзы в нагруженных узлах трения, где прежде преимущественно использовались литые бронзы.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ №16-38-00200 мол_а.

Литература

1. Федорченко, И.М. *Основы порошковой металлургии* / И.М. Федорченко, Р.А. Андриевский. – Киев: Изд-во АН УССР, 1963. – 420 с.
2. Сегал, В.М. *Изменение плотности пористых материалов при пластическом формоизменении* / В.М. Сегал, В.И. Резников, В.Ф. Малышев // *Порошковая металлургия*. – 1979. – № 7. – С. 6–11.
3. Салтыков, С.А. *Стереометрическая металлография* / С.А. Салтыков. – М.: Металлургия, 1970. – 376 с.
4. Korosteleva, E.N. *Bulk changes and structurization in solid-phase sintering of titanium-silicon powder mixtures* / E.N. Korosteleva, G.A. Pribytkov, A.V. Gurskikh // *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*. – Vol. 48, no. 1–2. – 2009. – P. 8–12. DOI: 10.1007/s11106-009-9104-0
5. *Диаграммы состояния двойных металлургических систем* / под общ. ред. Н.П. Лякишева. – М.: Машиностроение, 1996. – Т. 1. – 996 с.
6. Коростелева, Е.Н. *Изменение структуры спеченной алюминиевой бронзы после обработки методом интенсивной пластической деформации* / Е.Н. Коростелева, Н.М. Русин, А.В. Гурских // *Физическая мезомеханика*. – 2004. – Т. 7, № S2. – С. 73–74.

Гурских Алексей Валерьевич, канд. техн. наук, начальник исследовательской лаборатории, АО «Полема», г. Тула; avg@polema.net.

Поступила в редакцию 14 ноября 2017 г.

EVOLUTION OF THE STRUCTURE OF SINTERED ALUMINUM BRONZE UNDER UNIAXIAL COMPRESSION

A.V. Gurskikh, avg@polema.net

JSC "Polema", Tula, Russian Federation

The plastic behavior of sintered Cu – 15 (at.) Al and sintered Cu – 24 (at.) Al alloys under the compression test was investigated. It was established that the compression as a method of structure modifying can be carried to high degrees of deformation. The temperature raising reduces the working pressure, but it has a weakly influence on the structure parameters of treated single-phase alloy, which transformation proceeds with a complex manner.

Keywords: hot pressing, intensive plastic deformation, aluminum bronze, sintered alloys.

References

1. Fedorchenko I.M., Andrievskiy R.A. *Osnovy poroshkovoy metallurgii* [Fundamentals of Powder Metallurgy]. Kiev, Publisher Academy of Sciences of the UkSSR, 1963. 420 p.
2. Segal V.M., Reznikov V.I., Malyshev V.F. [Change in the Density of Porous Materials during Plastic Deformation]. *Poroshkovaya metallurgiya* [Powder Metallurgy], 1979, no. 7, pp. 6–11. (in Russ.)
3. Saltikov S.A. *Stereometricheskaya metallografiya* [Stereometric Metallography]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1970. 376 p.
4. Korosteleva E.N., Pribytkov G.A., Gurskikh A.V. Bulk Changes and Structurization in Solid-Phase Sintering of Titanium-Silicon Powder Mixtures. *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*, 2009, vol. 48, no. 1–2, pp 8–12. DOI: 10.1007/s11106-009-9104-0
5. Lyakishev N.P. (Ed.) *Diagrammy sostoyaniya dvoynnykh metallicheskih sistem* [Diagrams of Binary Metallic Systems]. Moscow, Mashinostroenie Publ, 1996. 996 p.
6. Korosteleva E.N., Rusin N.M., Gurskikh A.V. [Changes in the Structure of the Sintered Aluminum Bronze after Treatment by Severe Plastic Deformation]. *Fizicheskaya mezomekhanika* [Physical Mesomechanics], 2004, vol. 7, no. S2, pp. 73–74.

Received 14 November 2017

ОБРАЗЕЦ ЦИТИРОВАНИЯ

Гурских, А.В. Эволюция структуры спеченной алюминиевой бронзы при одноосном сжатии / А.В. Гурских // Вестник ЮУрГУ. Серия «Металлургия». – 2018. – Т. 18, № 1. – С. 29–35. DOI: 10.14529/met180104

FOR CITATION

Gurskikh A.V. Evolution of the Structure of Sintered Aluminum Bronze under Uniaxial Compression. *Bulletin of the South Ural State University. Ser. Metallurgy*, 2018, vol. 18, no. 1, pp. 29–35. (in Russ.) DOI: 10.14529/met180104