

ПОВЕДЕНИЕ СПЕЧЕННОЙ АЛЮМИНИЕВОЙ БРОНЗЫ ПРИ ОБРАБОТКЕ ДАВЛЕНИЕМ

© 2018

А.В. Гурских, кандидат технических наук, начальник исследовательской лаборатории
АО «ПОЛЕМА», Тула (Россия)

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

Аннотация: Спеченные алюминиевые бронзы широко применяются в машиностроении. Однако по прочности они уступают литым аналогам.

Известно, что спеченные материалы демонстрируют снижение механических свойств из-за остаточной пористости, возникающей при спекании. Для устранения вышеуказанных недостатков применяют операцию доуплотнения, совмещенную с формообразованием.

Применение дополнительного уплотнения спеченных материалов связано с определенными трудностями, так как плотность прессуемого образца повышается только за счет уменьшения его площади, с возрастанием нагрузки на инструмент, или за счет нагрева заготовки до температуры, заметно снижающей прочность прессуемого материала. При этом возможно окисление 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.

В ходе работы проведено исследование влияния температуры на поведение при сжатии спеченной бронзы однофазного Cu-15 ат. % Al и двухфазного Cu-24 ат. % Al составов. Установлено, что преобразование структуры спеченных бронз следует проводить при температуре не ниже 500 °С, когда деформация начинает распределяться по объему образцов относительно однородно. Однако предварительно рекомендуется избавиться от открытой пористости путем обработки при пониженных температурах. Степень деформации не должна превышать 30 % по высоте. Превышение данного значения деформации приводит к разрушению образца.

Показано, что в ходе высокотемпературной осадки происходит разрушение исходной структуры спеченной бронзы путем измельчения, что способствует увеличению прочности материала.

ВВЕДЕНИЕ

Для спеченных материалов характерно наличие остаточной пористости и неоднородное распределением 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 от однородности ее распределения по объему образца, зависящей во многом от применяемой механической схемы деформации [2].

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 [3]:

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

Здесь η – текущая пористость образца;

p – гидростатическое давление на поверхности пор;

τ – максимальное напряжение сдвига материала;

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 возрастает нагрузка на инструмент) или за счет нагрева заготовки до

температуры, заметно снижающей прочность прессуемого материала [4]. 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 [5].

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 [6]. Течение материала осуществляется сдвигом вдоль плоскостей максимальных сдвигающих напряжений [7]. 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 опасные форму и размер, особенно если при этом пластическое течение материала склонно к локализации [8].

Цель работы – 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 ПРОВЕДЕНИЯ 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, соответствующем α -твердому раствору алюминия в меди (15 ат. % Al – сплав 1), а также выходящему за область твердого раствора (24 ат. % Al – сплав 2) [9; 10]. 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 [11]. На основе полученных статистических данных строили гистограмму, позво-

ляющую 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 ИССЛЕДОВАНИЙ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

В спеченном состоянии сплав 1 представляет собой однофазный материал на основе α -твердого раствора алюминия в меди с выраженной дендритной структурой (рис. 1), средний размер зерен которой составляет 30–60 мкм (рис. 1 а). 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 [12]. 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 [13]. Микротвердость эвтектидных областей составляла 2173 ± 50 МПа, а заключенных в них зерен твердого раствора α -фазы – 1175 ± 20 МПа.

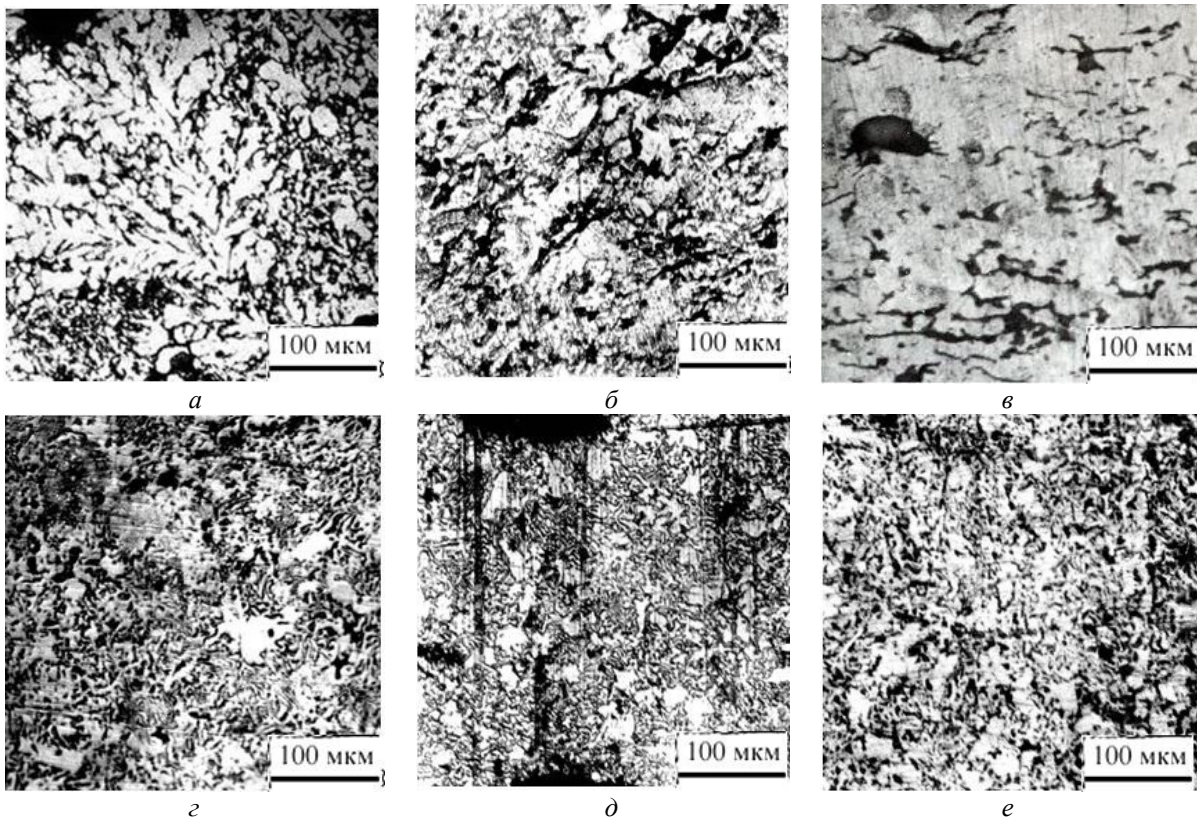


Рис. 1. Микроструктура порошковых сплавов: сплав 1 в исходном состоянии (а), после деформирования при 20 (б) и при 600 °С (в); сплав 2 в исходном состоянии (г), после деформирования при 20 (д) и при 600 °С (е)

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 [14], 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, либо в двухфазных областях в случае сплава 2 (рис. 1 а, 1 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 зависят от температуры прессования [15]. О характере ее протекания и распределении деформации по объему образца можно судить по изменению формы кривой распределения параметра K (рис. 2), которая в спеченном материале есть кривая с выраженным максимумом вблизи больших его значений. Например, если при осадке образца деформация распределяется по объему равномерно, то и максимум будет смещаться в сторону меньших K , но форма кривой распределения останется примерно той же, что и до прессования. При неоднородном течении материала максимум будет размываться и снижаться за счет появления малых значений K [16].

Так, из рис. 2 а 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. 1 б), но и мелкий размер, поскольку многие из них оказались пережатыми, а стенки пор в местах пережима срослись (рис. 1 в). 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, т. е. 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 [17]. 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. Однако при нагреве прессовки до 600 °С механическая прочность α -фазы сильно снижается, эффект от твердо-растворного упрочнения нивелируется, и все поры сильно сжимаются (рис. 2 а, 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, не охваченные 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],

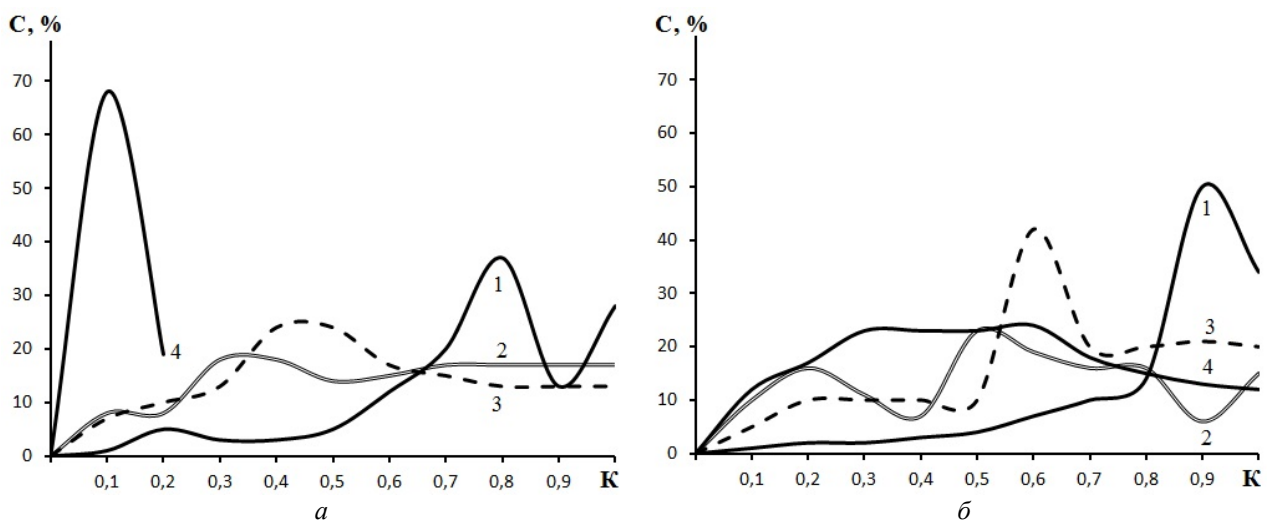


Рис. 2. Распределения пор по конфигурации ($K=d_{min}/d_{max}$) в сплаве 1 (а) и сплаве 2 (б): 1 – в исходном состоянии; 2–4 – после осадки при 20, 370 и 600 °С соответственно

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. 1 е).

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 осадки, 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. 3 б, кривые 1 и 2).

Напряжение течения образцов сплава 2 композиционного состава определяется объемной долей твердой и мягкой фаз, т. е. 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 наклоны кривых течения сплава 2 и сплава 1 фактически совпадают (рис. 3 а, 3 б), т. е. при осадке бронзовых образцов действует один и тот же механизм деформационного упрочнения материала, независимо от наличия в нем частиц хрупкой γ -фазы.

В то же время наклон деформационной кривой сплава 1 при холодном прессовании несколько выше, чем у остальных кривых (рис. 3 а, график 1), т. е. упрочнение материала происходило более быстрыми темпами. Специальных исследований по объяснению это-

му 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 в таблице 1, ее количественные характеристики существенно отличаются в зависимости от состава спеченной бронзы и температуры ее обработки [18]. В то же время, как видно из таблицы 1, величина конечной пористости деформированных образцов (P_k) оказывает существенное влияние на микротвердость сплавов. В общем случае H_m 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_m оказывается меньше у образцов, напряжение течения которых при прессовании было выше.

Данные в таблице 1 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 текучести спеченной бронзы не способствуют однородному распределению деформации по объему осаживаемых образцов [19]. 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 разупрочнению таких областей и вовлечению их в пластическое течение. В результате деформация исходных пор становится пропорциональной величине деформации всего образца.

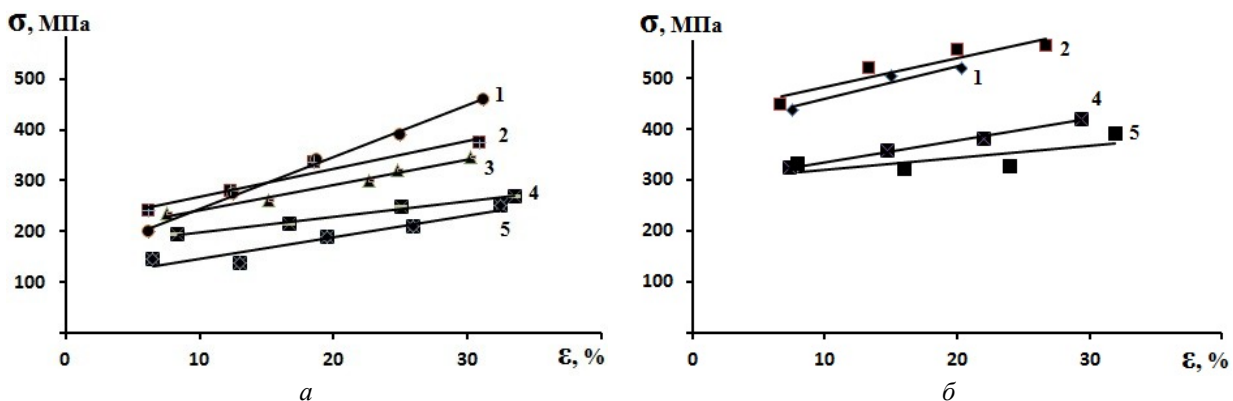


Рис. 3. Кривые «напряжения – деформация» для составов 1 (а) и 2 (б) при температуре деформирования 20 (1), 250 (2), 370 (3), 500 (4) и 600 °С (5)

Таблица 1. Влияние температуры деформирования ($T_{\text{деф}}$) на остаточную пористость (P) и микротвердость (H_{μ}) спеченного порошкового сплава Cu-15 ат. % Al (1) и Cu-24 ат. % Al (2)

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

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 °C. 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 эвтектидной 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 бронзовых образцов, повышению их микротвердости. Таким образом, появляется возможность применения спеченной бронзы в нагруженных узлах трения, где прежде преимущественно использовались литые бронзы [20].

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

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- Федорченко И.М., Андриевский Р.А. Основы порошковой металлургии. Киев: Изд-во АН УССР, 1963. 420 с.
- Сегал В.М., Резников В.И., Копылов В.И. Процессы пластического структурообразования металлов. Минск: Наука і тэхніка, 1994. 232 с.
- Сегал В.М., Резников В.И., Малышев В.Ф. Вариационный функционал для пористого пластического тела // Порошковая металлургия. 1979. № 7. С. 6–11.
- Дорофеев Ю.Г., Гасанов Б.Г., Дорофеев В.Ю., Мищенко В.Н., Мирошников В.И. Промышленная технология горячего прессования порошковых изделий. М.: Металлургия, 1990. 206 с.
- Рябичева Л.А., Кравцова Ю.В. Влияние условий деформирования на характер течения пористого материала при одноосном сжатии // Сучасні проблеми металургії: Наукові вісті. Т. 5. Пластична деформація металів. Дніпропетровськ: Системні технології, 2002. С. 133–137.
- Тарновский И.Я., Поздеев А.А., Ганаго О.А., Колмогоров В.Л., Трубин В.Н., Вайсбурд Р.А., Тарновский В.И. Теория обработки металлов давлением. М.: Металлургиздат, 1963. 672 с.
- Качанов Л.М. Основы теории пластичности. М.: Наука, 1969. 420 с.
- Дорофеев Ю.Г. Динамическое горячее прессование пористых порошковых заготовок. М.: Металлургия, 1977. 216 с.
- Осинцев О.Е., Федоров В.Н. Медь и медные сплавы. М.: Машиностроение, 2004. 336 с.
- Савицкий А.П. Жидкофазное спекание систем с взаимодействующими компонентами. Новосибирск: Наука, 1991. 183 с.
- Салтыков С.А. Стереометрическая металлография. М.: Металлургия, 1970. 376 с.
- 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. № 1-2. P. 8–12.
- Диаграммы состояния двойных металлических систем. Т. 1 / под общ. ред. Н.П. Лякишева. М.: Машиностроение, 1996. 996 с.
- Коростелева Е.Н., Русин Н.М., Гурских А.В. Изменение структуры спеченной алюминиевой бронзы после обработки методом интенсивной пластической деформации // Физическая мезомеханика. 2004. Т. 7. № S2. С. 73–74.
- Rusin N.M., Skorentsev A.L., Mishin I.P. Evolution of structure and properties of Al-Sn composites under deformation // Perspektivnye materialy. 2015. Vol. 6. P. 5–17.
- Noskova N.I., Korshunov A.G., Korznikov A.V. Microstructure and tribological properties of Al-Sn, Al-Sn-Pb, and Sn-Sb-Cu alloys subjected to severe plastic deformation // Metal science and heat treatment. 2008. Vol. 50. № 11-12. P. 593–599.
- Арефьев Б.А., Кулешов В.В., Пановко В.М. Закономерности соединения порошковых частиц при пластической деформации // Порошковая металлургия. 1990. № 8. С. 15–20.
- Дидикин Г.Г., Гречанюк Н.К., Мовчан Б.А. Прочность и пластичность двухфазных конденсированных материалов Mo-Cu, Cr-Cu, Fe-Cu // Проблемы специальной электротехнологии. 1990. № 4. С. 51–55.

19. Дорофеев Ю.Г., Сергиенко С.Н. Оценка степени неравномерности уплотнения при поперечной горячей штамповке // Порошковая металлургия. 1995. № 3-4. С. 20–23.
 20. Русин Н.М., Скоренцев А.Л., Коростелева Е.Н. Исследование влияния структуры на триботехнические свойства самосмазывающихся материалов на примере композитов Al-Sn // Известия вузов. Физика. 2013. Т. 56. № 7-2. С. 321–327.
- REFERENCES**
1. Fedorchenko I.M., Andrievsky R.A. *Osnovy poroshkovoy metallurgii* [Fundamentals of powder metallurgy]. Kiev, AN USSR Publ., 1963. 420 p.
 2. Segal V.M., Reznikov V.I., Kopylov V.I. *Protsessy plasticheskogo strukturoobrazovaniya metallov* [Processes of plastic structuring of metals]. Minsk, Navuka i tekhnika Publ., 1994. 232 p.
 3. Segal V.M., Reznikov V.I., Malyshev V.F. Variation of the density of porous materials during plastic shaping. *Soviet powder and metal ceramics*, 1979, vol. 18, no. 7, pp. 427–431.
 4. Dorofeev Yu.G., Gasanov B.G., Dorofeev V.Yu., Mishenko V.N., Mirosnikov V.I. *Promyshlennaya tekhnologiya goryachego pressovaniya poroshkovykh izdeliy* [Industrial technology of hot pressing for powder products]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1990. 206 p.
 5. Ryabicheva L.A., Kravtsova Yu.V. Influence of deformation conditions on the nature of the flow of a porous material under uniaxial compression. *Suchasni problemi metallurgii: Naukovi visti. T. 5. Plastichna deformatsiya metaliv*. Dnipropetrovsk, Sistemni tekhnologii Publ., 2002, pp. 133–137.
 6. Tarnovsky I.Ya., Pozdeev A.A., Ganago O.A., Kolmogorov V.L., Trubin V.N., Vaysburd R.A., Tarnovsky V.I. *Teoriya obrabotki metallov davleniem* [Theory of metal forming]. Moscow, Metallurgizdat Publ., 1963. 672 p.
 7. Kachanov L.M. *Osnovy teorii plastichnosti* [Fundamentals of the theory of plasticity]. Moscow, Nauka Publ., 1969. 420 p.
 8. Dorofeev Yu.G. *Dinamicheskoe goryachee pressovanie poristykh poroshkovykh zagotovok* [Dynamic hot pressing of porous powder blanks]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1977. 216 p.
 9. Osintsev O.E., Fedorov V.N. *Med' i mednye splavy* [Copper and copper alloys]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 2004. 336 p.
 10. Savitsky A.P. *Zhidkofaznoe spekanie system s vzaimodeystviyushchimi komponentami* [Liquid-phase sintering of systems with interacting components]. Novosibirsk, Nauka Publ., 1991. 183 p.
 11. Saltykov S.A. *Stereometricheskaya metallografiya* [Stereometric metallography]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1970. 376 p.
 12. 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.
 13. Lyakishev N.P., ed. *Diagrammy sostoyaniya dvoynykh metallicheskih sistem* [Diagrams of the state of double metal systems]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1996. Vol. 1, 996 p.
 14. Korosteleva E.N., Rusin N.M., Gurskikh A.V. Structure changes of sintered aluminum bronze upon severe plastic deformation. *Physical mesomechanics*, 2004, vol. 7, no. S2, pp. 73–74.
 15. Rusin N.M., Skorentsev A.L., Mishin I.P. Evolution of structure and properties of Al-Sn composites under deformation. *Perspektivnye materialy*, 2015, vol. 6, pp. 5–17.
 16. Noskova N.I., Korshunov A.G., Korznikov A.V. Microstructure and tribological properties of Al-Sn, Al-Sn-Pb, and Sn-Sb-Cu alloys subjected to severe plastic deformation. *Metal science and heat treatment*, 2008, vol. 50, no. 11-12, pp. 593–599.
 17. Araf'ev V.A., Kuleshov V.V., Panovko V.M. Powder particle bonding behavior during plastic working. *Soviet powder and metal ceramics*, 1990, vol. 29, no. 8, pp. 603–607.
 18. Didikin G.G., Grechanyuk N.K., Movchan B.A. Strength and plasticity of two-phase condensed materials Mo-Cu, Cr-Cu, Fe-Cu. *Advances in special electro-metallurgy*, 1990, no. 4, pp. 51–55.
 19. Dorofeev Yu.G., Sergienko S.N. Estimating compaction inhomogeneity in transverse hot pressing. *Soviet powder and metal ceramics*, 1996, vol. 34, no. 3-4, pp. 130–133.
 20. Rusin N.M., Skorentsev A.L., Korosteleva E.N. Investigation of the structure influence on tribotechnical properties of self-lubricating materials on example of Al-Sn composites. *Izvestiya vuzov. Fizika*, 2013, vol. 56, no. 7-2, pp. 321–327.

THE BEHAVIOR OF SINTERED ALUMINUM BRONZE DURING PRESSURE TREATMENT

© 2018

A.V. Gurskikh, PhD (Engineering), Head of research laboratory
JSC "POLEMA", Tula (Russia)

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

Abstract: Sintered aluminum bronzes are widely used in mechanical engineering. However, they are inferior in strength to their cast analogs.

It is known that sintered materials demonstrate the decrease in mechanical properties due to the residual porosity that occurs during the sintering process. To eliminate the previously mentioned deficiencies, the post-compaction operation combined with shaping is used.

The application of additional compaction of sintered materials is associated with certain difficulties since the density of the pressed sample is increased only by reducing its area with the increment of the load on a tool, or by heating the workpiece up to the temperature noticeably reducing the strength of the pressed material. In such a case, it is possible to oxidize the material in open pores. After the collapse of the pores, further material deformation is impossible and the value of tested deformation can be insufficient for the substantial study of the structure within the entire volume of sintered material.

In the present work, the influence of temperature on the behavior of single-phase Cu-15 at. % Al and two-phase Cu-24 at. % Al compositions during the compression of sintered bronze is studied.

It is determined that the transformation of the structure of sintered bronzes should be carried out at the temperature not lower than 500 °C when the deformation begins to be distributed relatively uniformly within the volume of the samples. However, it is recommended to get rid of open porosity in advance by processing at low temperatures. The degree of deformation should not exceed 30 % in height. The exceeding of this deformation value leads to the sample destruction.

It is shown that during the high-temperature upsetting, the initial structure of sintered bronze is destroyed by means of grinding that increases the strength of the material.