

Сравнение реальной прочности образцов с расчетными значениями показывает, что при постоянном объемном содержании прочность образцов с равномерной структурой превышает расчетную на 30-40%. Нарушение равномерности структуры сопровождается снижением значений предела прочности образцов до расчетных значений и даже на 10-15% ниже. В то же время предел прочности образцов с равномерной структурой превысил на 40-50% значение предела прочности образцов с неравномерной структурой при одинаковом количестве волокон.

#### **СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ**

1. Гиндин И.А., Сомов А.И., Стародубов Я.Д., Черный О.В. Проблемы прочности. № 9. 1972. С. 56-59.
2. Kelly A., Davice G.J. Metallurg. Rev., 10, N 37, 1965, P. 1-77.

#### **МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЕЧЕННЫХ МЕДНЫХ СПЛАВОВ, ЛЕГИРОВАННЫХ АЛЮМИНИЕМ**

**Коростелева Е. Н., Русин Н. М.**

*Институт физики прочности  
и материаловедения СО РАН  
634021 Томск, Академический пр., 2/1  
E-mail: elenak@ispms.tsc.ru*

**АННОТАЦИЯ.** В работе исследованы ряд механических свойств спеченных сплавов системы Cu- Al. Установлено, что как и в литой бронзе, алюминий повышает механическую прочность спеченного сплава и снижает его пластичность. Особенно заметно его влияние на данные характеристики при концентрациях, обуславливающих появление второй фазы в структуре спеченных сплавов.

Несмотря на высокие триботехнические свойства алюминиевой бронзы, производство сплавов на ее основе методами порошковой металлургии не налажено, хотя переход от оловянистой бронзы к алюминиевой позволил бы не только экономить дефицитные и дорогие порошки меди и олова, но и существенно повысить эксплуатационные свойства сплавов из бронзы. Как показала практика, она превосходит по своим механическим свойствам известные спеченные оловянистые бронзы, но широкому использованию спеченных сплавов из алюминиевой бронзы препятствует недостаточная изученность как механизмов сплавообразования этих материалов, так и их механических свойств. Существует ограниченное число публикаций на эту тему, из которых следует, что образцы из смеси порошков меди и алюминия при спекании претерпевают рост, который тем значительней, чем выше содержание алюминия в сплаве. Причиной роста является преимущественное растворение алюминия в меди, величина которого согласно диаграмме состояний может достигать 10%. Рост наблюдается на стадии жидкофазного спекания и протекает до момента полного исчезновения жидкой фазы. На этой стадии спекания бронза представляет собой пористый сплав с неравномерным распределением компонентов, что и обуславливает ее низкие механические свойства. Последующее спекание не дает заметных улучшений свойств ввиду малой скорости процессов гомогенизации и твердофазного спекания.

К сожалению, указанные исследования носят случайный характер и не дают полного ответа на вопрос о влиянии режимов спекания и состава на характер объемных изменений и механические свойства спеченной алюминиевой бронзы. Поэтому настоящая работа является попыткой восполнить данный пробел.

Объектом исследования были выбраны прессовки из смеси элементарных промышленных порошков меди ПМС-1 и алюминия марки ПА-4. Спекание образцов осуществлялось в вакуумных печах типа СНВЭ в интервале температур от 600 до 1000°C. Содержание алюминия варьировалось от 0 до

15 вес. % с узким шагом. Исследовалась структура с учетом оценки объемных изменений образцов, произошедших в результате спекания, и прочность сплавов на сжатие в зависимости от состава.

Анализ объемных изменений прессовок в процессе спекания показал, что, действительно, при низких температурах спекания образцы всех составов претерпевают рост. Усадка образцов, содержащих алюминий в пределах его растворимости в твердом растворе на основе меди, возможна лишь при достижении температуры спекания выше  $850^{\circ}\text{C}$ , тогда как прессовки с большей концентрацией алюминия способны расти до  $900^{\circ}\text{C}$  включительно. Такое поведение сплавов системы Cu-Al объясняется видом ее диаграммы состояния, особенностями строения которой и определяется ход процесса сплавообразования. При достижении эвтектической температуры в местах контакта частиц меди и алюминия образуется жидкая фаза, которая растекается по порошковому телу и увеличивает площадь взаимодействия компонентов. Растворение в ней оставшихся твердыми частиц приводит к увеличению объема жидкой фазы. Эвтектическая жидкость способна существовать до полного растворения чистого алюминия. Пересыщение ее медью приводит к зарождению интерметаллида  $\text{CuAl}_2$ . Поскольку образование твердых растворов и интерметаллидов носит экзотермический характер, то выделившегося тепла оказывается достаточно для расплавления как самого интерметаллида, так и свободного алюминия, что еще более ускоряет процесс сплавообразования. По завершении формирования жидкой фазы медные частицы остаются ненасыщенными алюминием и продолжающаяся диффузия атомов алюминия в медь приводит к тому, что количество расплава в порошковом теле при дальнейшем спекании убывает по мере их насыщения вплоть до полного исчезновения жидкости.

При высоких температурах на поверхности медных частиц возможно образование более тугоплавких, чем  $\text{CuAl}_2$ , интерметаллидов. При быстром нагреве это возможно, в том числе и для составов с малым содержанием алюминия. По-

явление промежуточной фазы с высоким диффузионным сопротивлением существенно замедлит процесс сплавообразования. Это приводит к тому, что при быстрых скоростях нагрева и малых временах спекания в сплавах системы Cu-Al фиксируются все возможные для данной системы фазы.

Поскольку насыщение меди алюминием в образцах данной системы сопровождается увеличением их размеров, то рост прессовок будет продолжаться вплоть до исчезновения неравновесных промежуточных фаз. Судя по металло- и рентгенографическим данным, в сплавах с концентрацией алюминия до 8-8,5 вес.% промежуточные фазы исчезают при 850 °С, при большем содержании добавки этот момент наступает при более высоких температурах. В последнем случае, после насыщения твердого раствора на основе меди, на границе с промежуточной фазой возможно образование равновесной  $\beta$ -фазы, энергия активации диффузии атомов алюминия в которой выше, чем в твердом растворе, что и замедляет процесс сплавообразования. Растворение промежуточной фазы, а следовательно и рост прессовок таких составов, оканчивается при 900 °С. Дальнейший рост температуры спекания будет способствовать лишь уплотнению всех без исключения составов. В соответствии с этапами процесса сплавообразования меняются и механические свойства спеченных материалов системы Cu-Al, зависимость которых от концентрации вводимого алюминия представлена на рис.1. Результаты испытаний показали, что при низких температурах спекания (770 °С) небольшое количество промежуточной твердой фазы благоприятно сказывается на твердости и прочности сплавов с низким содержанием алюминия, тогда как в сплавах с высоким содержанием алюминия, где уже существует избыток хрупких интерметаллидных фаз, прочность ниже из-за невысокой пластичности. При более высоких температурах спекания (1000 °С) пластичность сплавов возрастает из-за уменьшения объемной доли хрупкой фазы. В общем случае влияние температуры спекания на механические свойства алюминиевой бронзы не столь существенно

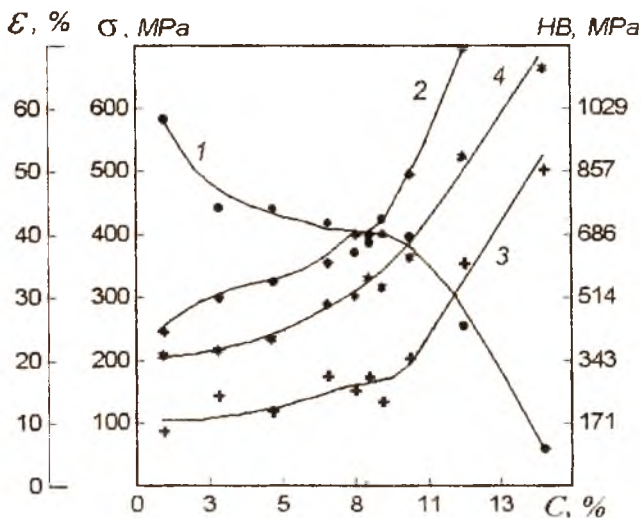


Рис.1. Механические свойства (1-  $\epsilon$ , 2-  $\sigma_{20}$ , 3-  $\sigma_{упр}$ , 4- HB) спеченного при 1000 °С сплава системы Cu-Al в зависимости от содержания алюминия

по сравнению с влиянием величины концентрации второго компонента. Твердость и упругость спеченных сплавов представленной системы определяются в основном концентрацией алюминия. Когда его количество не превышает предела растворимости в  $\alpha_{Cu}$ - фазе, влияние твердорастворного упрочнения на указанные свойства меди относительно мало. Появление интерметаллидной фазы резко повышает величину механических характеристик медного сплава. Поведение спеченных сплавов под нагрузкой в условиях сжатия описывается типичной трехстадийной кривой пластического течения. Следует отметить, что появление второй фазы существенно образом меняет скорость деформационного упрочнения алюминиевой бронзы. Это влияние хорошо заметно на рис. 2, где для примера представлены рассчитанные значения коэффициентов деформационного упрочнения  $\theta$  для кривой пластического течения алюминиевой бронзы,

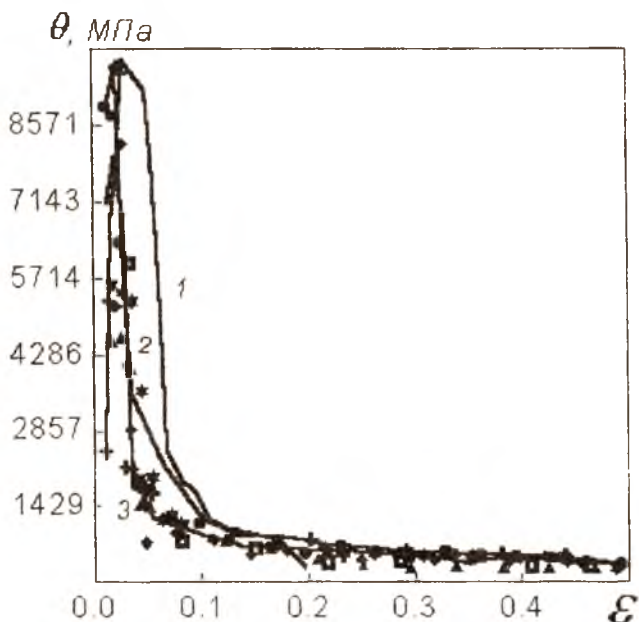


Рис.2. Значения коэффициента деформационного упрочнения спеченных при 850°C сплавов системы Cu-Al. Скорость деформации - 0,5 мм/мин. Сплавы с содержанием алюминия, вес.-%: 1- 12; 2- 10, 3- (1+9)

спеченной при 850 °С. Аналогичные зависимости получены и для сплавов, спеченных при других температурах. Видно, что значения  $\theta$  для сплавов, содержащих алюминия менее 12 вес.%, хорошо укладываются на одну кривую. Сплавы с 12 и 15 вес.% демонстрируют несколько иное поведение, обусловленное тем, что хрупкая интерметаллидная фаза в них составляет более 50 % по объему, образуя непрерывный каркас. Хрупкость таких сплавов непрерывно растет по мере повышения объемной доли интерметаллидов, что приводит к появлению магистральных трещин и быстрому разрушению образца уже при малых степенях деформирования. В общем же случае сплавы с малым содержанием алюминия (менее 10 вес.%) подчиняются единому механизму деформационного упрочнения (рис. 2), независимо от температуры спекания и уровня их прочности (рис. 1), обуслов-

ленного разной степенью легированности. Можно предположить, что релаксация напряжений в двухфазной алюминиевой бронзе происходит также путем локализации деформации в пластичной  $\alpha_{Cu}$ -фазе и течением данной фазы. Интерметаллидная фаза при этом испытывает небольшую деформацию, величина которой скорее всего не превышает упругих значений. Механизм разрушения сплавов на основе алюминиевой бронзы в данной работе не рассматривался. Однако ясно, что интерметаллидная фаза снижает пластические свойства и во многом определяет характер разрушения спеченной бронзы.

На основании проделанной работы можно заключить, что введение алюминия в медь повышает ее механическую прочность, особенно существенно в двухфазной области, вызывая при этом резкое снижение ее пластичности. Анализ результатов позволяет также говорить, что величина коэффициента деформационного упрочнения алюминиевой бронзы мало зависит от температуры спекания. Характер поведения  $\theta$  практически не зависит от концентрации алюминия вплоть до содержания в сплаве хрупкой фазы свыше 50 об. %.

## **СПОСОБ ПОВЫШЕНИЯ ЖЕСТКОСТИ КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА**

**Логвинов А.Н., Колеров О.К., Заббаров Р.**

*Самарский государственный аэрокосмический университет  
443086 Самара, Московское шоссе, 34*

**АННОТАЦИЯ.** Изложен способ повышения жесткости однонаправленного композиционного материала алюминий-бор, состоящий в чередовании нагружения и разгрузки объекта в захватах разрывной машины при растяжении и позволяющий повысить модуль нормальной упругости материала на 15%.