

А.А. АЛАЯН, А.Ю. СУЛЕЙМАН

МЕДНОАЛЮМИНИЕВЫЕ СПЛАВЫ, ПОЛУЧЕННЫЕ МЕТОДОМ ПОРОШКОВОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

Исследованы структуры и свойства беспористых алюминиевых бронз, полученных методом порошковой металлургии. Сделан сравнительный анализ с аналогичными бронзами, полученными пирометаллургией.

Ключевые слова: цветные металлы, порошковая металлургия, бронзы, антифрикционные свойства, механические свойства.

Развитие современной техники непосредственно связано с созданием новых материалов, способных работать при высоких и низких температурах, больших нагрузках и скоростях, в агрессивных средах, а также в условиях граничного и сухого трения. Традиционные материалы, получаемые на основе черных и цветных металлов, в большинстве случаев не отвечают этим требованиям. Что же касается сплавов меди и алюминия, то уровень их антифрикционных свойств на сегодня практически исчерпан. Известный принцип Шарпи реализован только на заливочных сплавах Sn–Pb–Sb (баббиты) и оказался непригодным для создания перспективных триботехнических материалов. Отсутствие единых концептуальных положений по разработке материалов, обладающих повышенной износостойкостью и малым коэффициентом трения, серьезно сдерживает развитие исследований в этом направлении (1,2).

Попытки применения пористых материалов в узлах трения при чрезмерно легких (менее 0,1 МПа и 0,1 м/с) и тяжелых (более 10 МПа и 4...10 м/с) режимах работы не увенчались успехом [3,4]. Основной причиной выхода из строя пористых деталей машин является схватывание, возникающее при достижении внешней нагрузки или скорости скольжения критических величин. Это объясняется тем, что пленка смазочного материала либо разрушается, либо выгорает (коксуется). Кроме того, наблюдается фильтрация смазки через поры, что существенно снижает гидродинамическое давление в зоне трения и тем самым несущую способность материала (3). В местах контакта возникают также температурные зоны, которые вызывают локальное разупрочнение и разрушение (5). К этому следует добавить, что структурная пористость резко снижает теплопроводность, а сами поры, являясь концентраторами напряжений, вызывают ускоренный износ.

Согласно молекулярно-механической (адгезионно-деформационной) теории трения (1,6), внешнее трение осуществляется с минимальной работой в случае, если прочность адгезионной связи между контактируемыми поверхностями меньше прочности нижележащих слоев, т.е. если имеет место положительный градиент механических свойств по глубине:

$$d\sigma_x / dZ > 0, \quad (1)$$

где σ_x - разрушающее напряжение; Z - координата.

Условие (1) обеспечивает внешнее трение, при котором сдвиговые деформации сосредотачиваются в тонком поверхностном слое, не нарушая целостности контактируемых материалов. Если же адгезионная связь прочнее, то возникает отрицательный градиент механических свойств:

$$d\sigma_x/dZ < 0, \quad (2)$$

при котором происходит схватывание трущихся поверхностей, сопровождаемое глубинным вырыванием материалов пары трения. Адгезионное (молекулярное) взаимодействие проявляется в тонких слоях (до $\sim 100 \cdot 10^{-10} \text{ м}$) и оценивается безразмерным параметром σ_m/σ_s , где σ_m – сопротивление на сдвиг молекулярной связи; σ_s – предел текучести материала. Деформационное (механическое) взаимодействие охватывает глубинные слои ($\sim 10 \dots 20 \text{ мкм}$) и характеризуется соотношением h/r , где h и r – параметры шероховатостей поверхности трения. При различных значениях h и r обеспечиваются: $h/r \leq 2,4E\sigma_s/\xi$ - упругий контакт; $h/r > 2,4E\sigma_s/\xi$ - пластический контакт, где E – модуль упругости материала; ξ - деформация.

Однако процессы трения и износа сопровождаются не только упругими и пластическими деформациями, но и фазовыми превращениями (структурными переходами) в поверхностных слоях. Таким образом, эффективность работы пары трения определяется не только «исходной структурой» материалов, но и «вторичной структурой», формируемой в процессе их фрикционного взаимодействия. Как видно, решение задачи заключается в установлении корреляционной связи между «исходной» и «вторичной» структурами, а следовательно, в рациональном управлении процессами трения и износа.

В этой связи нами была поставлена задача: практически реализовать принципы создания антифрикционных материалов, основываясь на положениях молекулярно-механической теории трения и износа. Это значит, что, обеспечивая положительный градиент механических свойств по глубине, вся деформация при трении будет сосредотачиваться в тонком поверхностном слое, предотвращая его от катастрофического разрушения и глубинного вырывания. Разработка материала осуществлялась на медь-алюминиевом сплаве (Cu-Al), получившем название «алюминиевой бронзы», ранее созданной в качестве заменителя латуни и оловянистой бронзы (7).

В настоящее время алюминиевые бронзы занимают ведущее место среди медных сплавов. Однако по антифрикционным свойствам они уступают оловянистым бронзам и потому не нашли применения в узлах трения. Между тем, известно (1-4), что в подшипниках скольжения широкое применение находят твердые смазки (сульфиды, селениды, фториды, фосфиды, нитриды, хлориды и др.), которые в процессе трения образуют на контактируемых поверхностях защитные пленки (так называемые «вторичные структуры») и сохраняют работоспособность узлов трения в возможно большем диапазоне скоростей и нагрузок, в том числе и экстремальных. Именно это обстоятельство имелось в виду при выборе Cu-Al сплавов. Выбор данных сплавов обосновывался еще и тем, что медные сплавы (кроме бериллиевой и некоторых алюминиевых бронз) не принимают термической обработки, а следовательно, их

механические свойства и износостойкость определяются химическим составом и его влиянием на структуру. Именно дисперсионное твердение Cu-Al сплавов в процессе термической обработки (закалка → старение) явилось вторым определяющим условием его выбора в качестве исходного (матричного) сплава.

Алюминиевые бронзы обычно содержат не более 11%Al. Для анализа их структуры и фазовых превращений достаточно рассмотреть часть диаграммы состояния Cu-Al со стороны меди. В меди растворяется до 7,4%Al при 1035 °С, 9,4%Al при 565 °С и около 9,0% Al – при комнатной температуре.

Фаза β основана на соединении Cu_2Al электронного типа с электронной концентрацией $3/2$. Эта фаза является аналогом β - фазы в латуни и имеет ОЦК решетку. При 565 °С β - фаза претерпевает эвтектоидный распад $\beta \rightarrow \alpha + \gamma_2$. При традиционных методах получения алюминиевых бронз, т.е. литьем или литьем с последующей деформацией, они обладают рядом недостатков, таких как: большая усадка, склонность к газонасыщению и окисляемости во время плавки, образование крупнокристаллической столбчатой структуры с шиферным изломом.

Целью данной работы является изучение структуры и свойств сплавов на основе системы Cu-Al, полученных методом порошковой металлургии. Технология получения заключалась в следующем: порошки меди марки ПМС-1 и алюминия марки ПА-4 в соотношении 10% Al и остальное - Cu увлажняли раствором глицерина в спирте и смешивали. Цилиндрические заготовки изготавливали прессованием, спекали и подвергали экструзии. Смазку (спиртовая суспензия стеарата цинка) наносили на рабочие поверхности пресс-формы. Нагрев перед экструзией проводили в водороде при температуре 950(1000 °С с выдержкой 0,5 ч.

Экструдированные образцы отжигали в водороде при температуре 650 °С и выдержке 1,0 ч. Затем определяли механические свойства и проводили металлографический анализ. Твердость сплава ПБрА10 составляла $\text{HV}=1460 \text{ МПа}$ [8]. Для определения механических свойств были изготовлены образцы размерами $l=30 \text{ мм}$ и $d=5 \text{ мм}$ (по немецкому стандарту). Получено: $\sigma_b=550 \text{ МПа}$, $\delta=21\%$, $\psi=3\%$. Ударную вязкость определяли на образцах $l=40 \text{ мм}$ с сечением $6 \times 6 \text{ мм}$, $K_{Cu}=25 \text{ Дж/см}^2$.

Согласно диаграмме состояния, количество эвтектоида ($\alpha + \gamma_2$) должно быть 25%, однако количественный анализ шлифов ПБрА10, проведенный методом случайных секущих по С. Салтыкову и методом точек по Г. Глаголеву [9], показал в среднем 40%.

В соответствии с диаграммой состояния (рис.1) при равновесных условиях [10], кроме эвтектоидного превращения при 565 °С, происходит перетектоидное превращение при 363 °С с образованием α_2 - фазы. Именно поэтому количество избыточной фазы оказалось больше после отжига при 650 °С (1 ч.) и последующего медленного охлаждения с печью до 300 °С.

По аналогичной технологии были получены также сплавы Cu-Al-Fe. Железо при комнатной температуре практически не растворяется в меди, однако при высоких температурах растворимость повышается.

Так, по Хансену [11], растворимость Fe в Cu соответственно равна: 4,0; 1,7; 1,04; 0,54 и 0,15% при 1083, 930, 852, 770 и 635 °С.

Естественно, что и в тройной системе растворимость железа будет уменьшаться с понижением температуры. Кроме того, железо с алюминием образует ряд интерметаллидов - Al_3Fe , Al_3Fe_2 , Al_2Fe и $AlFe_3$, из которых наиболее вероятным является Al_3Fe .

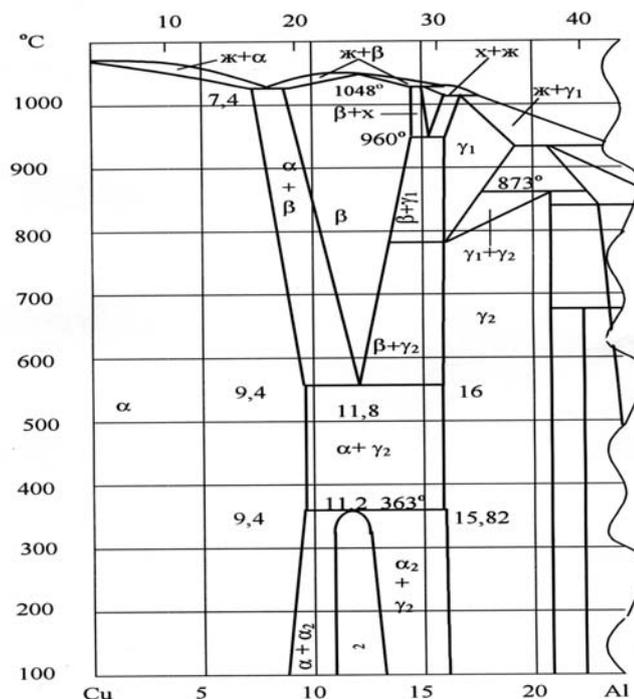


Рис.1. Диаграмма состояния системы Cu-Al

Металлографический анализ сплава 86%Cu, 10%Al, 4%Fe, полученного экструзией, отжигом при 635 °С, выдержкой 1 ч, медленным охлаждением с печью до 300 °С, показал, что в сплаве имеется около 4% Al_3Fe (рис.2а), другие избыточные фазы отсутствуют или их очень мало. Закалка сплава с 950 °С приводит к уменьшению количества Al_3Fe до 3% и появлению нераспавшейся β- фазы (рис.2б).

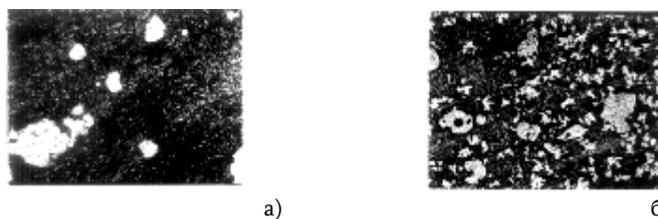


Рис.2. Микроструктура сплава ПБрАЖ10-4: а - отжиг $\times 100$; б - закалка $\times 100$

Прочность алюминиевых бронз, полученных по порошковой технологии, несколько выше, чем у базовых (1460 и 940 МПа), а пластичность одинаковая (21,0%). Для алюминиевожелезных бронз твердость также выше, однако пластичность ниже. Закалка с 950 °С

приводит к увеличению твердости, хотя возможно, что при больших выдержках результаты несколько изменятся (табл.).

Таблица

Механические свойства сплавов

Марка сплава	σ_b , МПа	K_{cu} , Дж/см ²	ψ , %	δ , %	НВ, МПа
БрА10	520	-	-	21,0	940
ПБрА10	550	25	3,0	21,0	1460
БрАЖ9-3 (литье)	570	-	-	26,0	1090
ПБрАЖ10-4	550	16	4,8	6,8	1840
БрАЖ10-4(закалка)	620	-	-	17,0	1190
ПБрАЖ10-4(закалка)	686	24,8	5,1	4,3	2075

Сравнительный анализ порошковых алюминиевых бронз со стандартными бронзами показал:

- перспективность сплавов, полученных методом порошковой металлургии;
- порошковые сплавы в значительной мере лишены недостатков, имеющих в бронзах, получаемых по традиционной технологии;
- подтверждается наличие фазы α_2 , отвечающей составу 11,2% алюминия.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. **Крагельский И.В.** Трение и износ.– М.: Машиностроение, 1968. - 430 с.
2. **Манукян Н.В.** Технология порошковой металлургии. – Ереван: Айастан, 1986. – 232 с.
3. **Машков А.Д.** Пористые антифрикционные материалы. – М.: Машиностроение, 1968. – 430 с.
4. **Федорченко И.М., Пугина П.И.** Композиционные спеченные антифрикционные материалы - Киев: Наукова думка, 1980. – 404 с.
5. **Игнатъев З.В., Чичинадзе А.В.** К вопросу учета влияния остаточных изменений в материалах при расчетном определении температуры при торможении // Тепловая динамика и моделирование внешнего трения. - М.: Наука, 1975. - С. 71 – 82.
6. **Bowden F.P., Tabor D.** Brit. Y. Appr. Phy. - 1966- V. 17. - P .1680.
7. **Смирягин А.П., Смирягина Н.А., Белов А.В.** Промышленные цветные металлы и сплавы. - М.:Металлургия. 1974. - с.
8. **Масленников Ф.И.** Лабораторный практикум по металловедению. – М.: Машиностроение, 1964. - 232 с.
9. **Салтыков С.А.** Стереометрическая металлография. – М.: Металлургия, 1970. - 375 с.
10. **Сучков Д.И.** Медь и ее сплавы. – М.: Металлургия, 1967. - 248 с.
11. **Ханес М., Андерко К.** Структура двойных сплавов. – М.: Металлургиздат, 1962. - 357 с.

ГИУА. Материал поступил в редакцию 16.05.1999.

Ա.Ա. ԱԼԱՅԱՆ, Ա.ՅՈՒ. ՍՈՒԼԵՅՄԱՆ

**ՓՈՇԵՍԵՏԱԼՈՒՐԳԻԱԿԱՆ ԵՂԱՆԱԿՈՎ ՍՏԱՑՎԱԾ ՊՂՆՁԱԱԼՅՈՒՄԻՆԱՅԻՆ
ՀԱՄԱՁՈՒՎԱԾՔՆԵՐ**

Ուսումնասիրվել և հետազոտվել են փոշեմետալուրգիական եղանակով ստացված անձակոտկեն ալյումինային բրոնզների միկրոկառուցվածքները և հատկությունները: Կատարված է դրանց վերլուծության համեմատությունը նույնանման, բայց սովորական եղանակով ստացված բրոնզների հետ:

A.A. ALAYAN, A.Y. SULEYMAN

ALUMINIUM BRONZES MADE BY METHOD OF POWDER METALLURGY

The structure and characteristics of unperishable aluminium bronzes made by the method of powder metallurgy have been studied. A comparative analysis with similar bronzes is made by traditional methods.