

УДК 621.762.4:621.77

А. В. Алифанов, А. М. Милюкова, Н. В. Бурносов, О. А. Толкачева

Государственное научное учреждение «Физико-технический институт Национальной академии наук Беларуси», ул. Купревича, 10, 220104 г. Минск, Республика Беларусь, +375 (17) 369 85 52, alifanov_aav@mail.ru

ПОВЫШЕНИЕ ПРОЧНОСТНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК ПОРОШКОВОЙ ТИТАНОВОЙ БРОНЗЫ

Установлено, что пластическая деформация спеченных образцов порошковой титановой бронзы Cu-4%Ti повышает их прочностные характеристики (предел текучести и сопротивление) по сравнению с деформированными образцами после закалки.

Ключевые слова: образцы порошковой титановой бронзы; прессование; спекание; закалка; предел текучести; сопротивление пластической деформации.

Рис. 2. Библиогр.: 5 назв.

A. V. Alifanov, A. M. Miliukova, N. V. Burnosov, O. A. Tolkacheva

Physical-and-Technical Institute of the National Academy of Sciences of Belarus, 10 Kuprevicha Str., 220104 Minsk, Republic of Belarus, +375 (17) 369 85 52, alifanov_aav@mail.ru

IMPROVEMENT OF POWDER TITANIUM BRONZE STRENGTH CHARACTERISTICS

It has been established that plastic deformation of sintered samples of powder titanium bronze Cu-4%Ti increases its strength characteristics (yield stress and resistance) as compared to the deformed samples after quenching).

Key words: samples of powdered titanium bronze; pressing; sintering; quenching; yield stress; plastic deformation resistance.

Fig. 2. Ref.: 5 titles.

Введение. Исследование физической природы и структурно-кинетических закономерностей пластической деформации спеченных заготовок является обязательным условием успешного решения важнейшей задачи порошковой металлургии — получения деталей ответственного назначения. К таким деталям следует отнести вкладыш, который должен обладать определенными свойствами: низким коэффициентом трения, стойкостью к изнашиванию, способностью выдерживать высокие удельные давления. Наибольшее применение получили бронзовые вкладыши, которые изготавливают из оловянистой и свинцовой бронз. Цель настоящей работы — исследование влияния вида термической обработки на сопротивление пластической деформации и деформационное упрочнение порошковой бронзы Cu-4,0%Ti, которая представляет интерес из-за своих высоких прочностных свойств, превосходящих также свойства вышеуказанных бронз. Процентное содержание титана выбрано исходя из данных литературных источников, согласно которым следует, что прочностные характеристики титановой бронзы быстро возрастают при изменении содержания Ti от 0 до 4%, а при более высоком содержании остаются практически неизменными.

Методика эксперимента. Сплавы с массовой долей титана 4,0% получали механическим смешиванием порошков меди ПМС-1 (ГОСТ 4960-75) и гидрида титана (ТУ 14-1-2159-77), в качестве твердой смазки использовали стеарат цинка 0,7%. Давлением 500 МПа получали

цилиндрические образцы диаметром 10^{-2} м и высотой $1,6 \cdot 10^{-2}$ м для испытаний на сжатие. Спрессованные образцы подвергали дегидрированию и спеканию в вакууме. Одну партию образцов деформировали непосредственно после спекания, вторую — после закаливания в воде от температуры 1175 К. Их гомогенизацию при закалке осуществляли в среде азота. Образцы деформировали на испытательной машине ZD 10/90 в диапазоне скоростей $\dot{\varepsilon}$ от 10^{-3} с^{-1} до $2 \cdot 10^{-2} \text{ с}^{-1}$.

Результаты исследований и их обсуждение. Результаты экспериментального исследования влияния вида термообработки на деформационное упрочнение порошковой бронзы Cu-4,0%Ti представлены графически (рисунок 1). Как видно, после спекания кривые деформационного упрочнения состоят из двух участков: линейной зависимости между напряжением и деформацией (упругая область) и параболического упрочнения. В состоянии после закалки появляется дополнительный участок с линейной зависимостью между ε_i и σ_i , на котором коэффициент деформационного упрочнения приблизительно в 30 раз ниже по сравнению с деформацией в упругой области. Для значений $\dot{\varepsilon} = 10^{-3} \dots 2 \cdot 10^{-2} \text{ с}^{-1}$ стадии линейного упрочнения соответствуют степени деформации ε_i выше 0,6.

Из представленных данных (см. рисунок 1) видно, что после обоих видов термообработки кривые $\varepsilon_i - \sigma_i$ образуют полосы течения, появление которых обусловливается двумя факторами: более высокими значениями пределов текучести при больших значениях скорости деформации и увеличением коэффициентов деформационного упрочнения с возрастанием значений ε (особенно в области небольших пластических деформаций).

Следует отметить, что влияние скорости деформации на напряжение течения после закалки оказывается менее выраженным по сравнению с состоянием после спекания. Так, при степени деформации $\varepsilon_i = 0,5$ разница в значениях σ_i для скоростей $2 \cdot 10^{-2} \text{ с}^{-1}$ и 10^{-3} с^{-1} составляет 700 и 300 МПа после спекания и закалки соответственно.

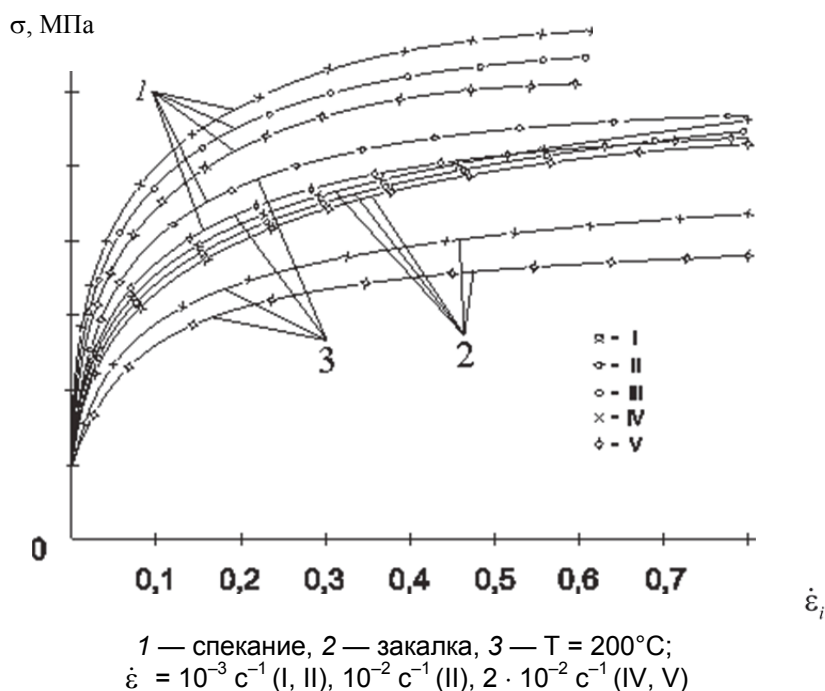


Рисунок 1. — Кривые деформационного упрочнения порошковой бронзы Cu-4,0%Ti

Анализ кривых деформационного упрочнения показал, что закалка порошкового сплава Cu-4,0%Ti приводит к уменьшению как предела текучести, так и коэффициента деформационного упрочнения θ .

Особенно большая разница в значениях θ после закалки и спекания наблюдается при значениях $\varepsilon_i < 0,1$. Так, для скоростей $\dot{\varepsilon} = 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ значения $\sigma_{0,2}$ после спекания и закалки составляют 164 и 148 МПа соответственно, т. е. разница величин $\sigma_{0,2}$ равна 16 МПа. При степени деформации $\varepsilon_i = 0,1$ разница в величинах $\sigma_{0,2}$ уже составляет 140 МПа и остается практически неизменной с увеличением значений ε_i .

Из представленных данных (см. рисунок 1) видно, что напряжение течения сплава Cu-4,0%Ti после закалки оказывается более низким даже по сравнению с деформированием образцов при 200°C после спекания. Интересно отметить также, что после спекания деформирование при 200°C приводит не к увеличению напряжения течения с ростом $\dot{\varepsilon}$, как это обычно имеет место, а наоборот, к его уменьшению. Если деформирование бронзы Cu-4,0%Ti осуществляется в состоянии после закалки, то имеет место обычная скоростная чувствительность σ_i .

Зависимость кривых деформационного упрочнения бронзы Cu-4,0%Ti от вида предшествующей термообработки является отражением различного характера субструктуры, образующейся после закалки и спекания. Вывод о решающей роли субструктуры в механическом поведении порошковой бронзы Cu-4,0%Ti подтвердился результатами металлографического анализа. Было установлено, что микроструктура порошковой бронзы Cu-4,0%Ti после обоих видов термообработки напоминает собой структуру феррито-перлитной смеси малоуглеродистой стали; каких-либо заметных отличительных особенностей, способных оказать влияние на характеристики механического поведения, из представленных микрофотографий обнаружить не удается.

Для изучения физической природы процессов, контролирующих скорость пластической деформации порошковой бронзы Cu-4,0%Ti после спекания и закалки, были выполнены исследования термически активированных механизмов пластической деформации.

Не задаваясь характером распределения препятствий в плоскости скольжения дислокации, напряжение пластического течения металлических материалов можно представить в виде суперпозиции двух составляющих:

$$\sigma = \sigma_f + \sigma_d, \quad (1)$$

где σ_f — термоактивационное напряжение;

σ_d — атермическое или безактивационное сопротивление движению дислокации [2].

Для анализа чувствительности напряжения течения к скорости деформации продифференцируем выражение (1) по $\ln \dot{\varepsilon}$, где $\dot{\varepsilon}$ — скорость деформации:

$$\frac{\partial \sigma}{\partial \ln \dot{\varepsilon}} = \frac{\partial \sigma_f}{\partial \ln \dot{\varepsilon}} + \frac{\partial \sigma_d}{\partial \ln \dot{\varepsilon}}. \quad (2)$$

Безактивационное сопротивление движению дислокации, обусловленное их взаимодействием, описывается уравнением

$$\sigma_d = \alpha \mu b \sqrt{\rho},$$

где μ — модуль сдвига;

b — вектор Бюргерса дислокации;

ρ — плотность дислокации;

α — константа, учитывающая конфигурацию дислокации [3].

Производную $\frac{\partial \sigma_d}{\partial \ln \dot{\epsilon}}$ находим по правилам дифференцирования сложной функции:

$$\frac{\partial \sigma_d}{\partial \ln \dot{\epsilon}} = \frac{\partial \sigma_d}{\partial \rho} \cdot \frac{\partial \rho}{\partial \ln \dot{\epsilon}} = \frac{\sigma_d}{2} \frac{\partial \ln \rho}{\partial \ln \dot{\epsilon}}. \quad (3)$$

Взаимосвязь между характеристиками механического поведения компактного и пористого материалов через величину плотности γ описывается уравнениями показательного или экспоненциального видов. В частности, для компонент напряжения течения широко используется уравнение

$$\sigma_{\Pi} = \sigma \gamma^m, \quad (4)$$

где σ_{Π} — напряжение течения порошкового материала;

m — константа [4].

После подстановки уравнений (4) и (3) в (2) и несложных преобразований получаем, пренебрегая зависимостью γ от $\ln \dot{\epsilon}$:

$$\frac{\partial \sigma_d}{\partial \ln \dot{\epsilon}} = \gamma^m \sigma_f \left(\frac{\partial \ln \sigma_d}{\partial \rho} - \frac{1}{2} \frac{\partial \ln \rho}{\partial \ln \dot{\epsilon}} \right) + \frac{\sigma_d}{2} \frac{\partial \ln \rho}{\partial \ln \dot{\epsilon}}. \quad (5)$$

Анализ уравнения (5) показывает, что зависимость $\Delta \sigma / \Delta \ln \dot{\epsilon}$ (которую мы в дальнейшем будем называть скоростной функцией) от напряжения течения σ_{Π} должна аппроксимироваться прямой линией, наклон которой, если не принимать во внимание зависимость плотности γ от скорости деформации $\dot{\epsilon}$, равен

$$\beta = \frac{1}{2} \frac{\partial \ln \rho}{\partial \ln \dot{\epsilon}}. \quad (6)$$

При пластической деформации порошковых материалов могут иметь место три варианта, представляющие интерес. Когда скорость пластической деформации контролируется одним видом препятствий (какими являются дислокации при деформировании чистой порошковой меди), зависимость скоростной функции от напряжения течения должна аппроксимироваться прямой линией, проходящей через начало координат, поскольку активационное напряжение в металлах с гранецентрированной кубической решеткой (ГЦК-решеткой) пренебрежимо мало [3].

Если скорость пластической деформации контролируется одновременно двумя видами препятствий, причем второй вид имеет атермический характер (например, мелкодисперсные выделения, имеющие некогерентную связь с матрицей), то скоростная функция будет пропорциональна разности напряжений: $\frac{\partial \sigma_{\Pi}}{\partial \ln \dot{\epsilon}} \propto (\sigma - \sigma_0)$, где σ_0 — атермическая компонента напряжения пластического течения.

Из уравнения (5) следует, что график зависимости скоростной функции от напряжения снова аппроксимируется прямой линией, однако прямая уже не проходит через начало координат, а пересекает ось напряжений в точке σ_0 .

Наконец, если при пластическом деформировании дислокации встречают препятствия, в преодолении которых существенную роль играют термические активации, то, как это следует из уравнения (5), прямая будет пересекать ось ординат.

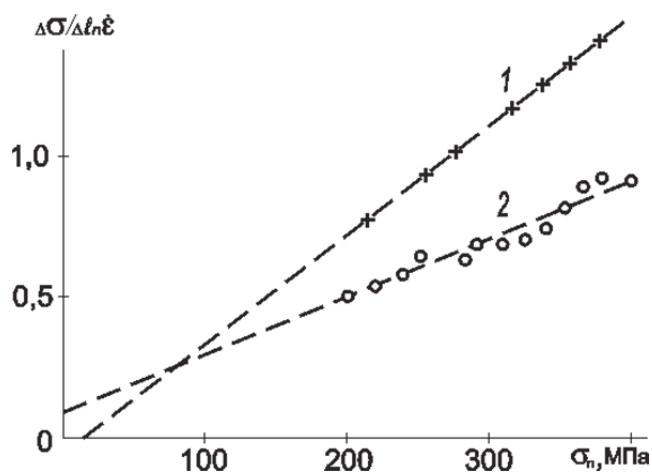
Исследования термически активированных механизмов пластической деформации порошковой бронзы Cu-4,0% Ti в состояниях после спекания и закалки были выполнены путем испытаний на сжатие гладких цилиндрических образцов при скоростях $\dot{\epsilon} = 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ и $\dot{\epsilon} = 2 \cdot 10^{-2} \text{ с}^{-1}$. При каждой скорости деформировали по три образца. Результаты экспериментальных данных представлены графически (рисунок 2).

Анализ полученных результатов показывает, что при деформировании порошковой бронзы Cu-4,0%Ti в закаленном состоянии зависимость скоростной функции $\Delta\sigma/\Delta\ln\dot{\epsilon}$ от напряжения σ_n аппроксимируется прямой линией 2, пересекающей ось ординат. Это является отражением факта, что деформационное упрочнение порошковой бронзы Cu-4,0%Ti в данном случае контролируется двумя факторами: твердорастворным и дислокационным, т. е. взаимодействием скользящих дислокаций с атомами Ti и другими дислокациями.

При деформировании порошковой бронзы Cu-4,0%Ti в состоянии после спекания по-прежнему имеет место линейная зависимость между функцией $\Delta\sigma/\Delta\ln\dot{\epsilon}$ и величиной приложенного напряжения. Однако, как это легко видеть из рисунка 2, прямая 1 в данном случае пересекает ось абсцисс в точке $\sigma = 15 \text{ МПа}$. Согласно уравнению (5) это обозначает, что после спекания сплав Cu-4,0%Ti содержит дополнительные источники внутренних напряжений, процесс преодоления которых можно считать атермическим, при этом атермическая компонента напряжения пластического течения равна $\sigma_0 = 15 \text{ МПа}$.

Анализ представленных результатов экспериментальных данных (см. рисунок 2) показывает, что угол наклона прямых $\Delta\sigma/\Delta\ln\dot{\epsilon} - \sigma_n$ в состоянии после спекания больше, чем после закалки. Поскольку плотность образцов после обоих видов термической обработки была практически одинаковой, то, в соответствии с уравнением (6), больший наклон прямых $\Delta\sigma/\Delta\ln\dot{\epsilon} - \sigma_n$ для порошковой бронзы после спекания свидетельствует о большей скорости размножения дислокаций с ростом скорости деформации.

В соответствии с диаграммой состояния Cu—Ti [5] в процессе гомогенизации при 920°C образуется твердый раствор титана в меди, который фиксируется в результате скоростной закалки. Вследствие различий атомных радиусов вокруг атомов титана образуются поля упругих напряжений, которые оказывают силовое воздействие на движение дислокаций в плоскостях скольжения. Короткодействующие силы Ван дер Ваальса от атомов Ti простираются на малые расстояния и преодолеваются при низком уровне напряжений с помощью термических активации. По этой причине наблюдаемый макроскопический процесс



1 — спекание, 2 — закалка

Рисунок 2. — Зависимость скоростной функции $\Delta\sigma/\Delta\ln \dot{\epsilon}$ от напряжения σ_n

деформации порошковой бронзы Cu-4,0%Ti после закалки является результатом одно-временного протекания двух взаимосвязанных процессов: взаимодействие скользящих дислокаций с дислокациями в параллельных плоскостях скольжения и атомами Ti, находящимися в состоянии твердого раствора.

Наличие атермической компоненты напряжения $\sigma_0 = 15$ МПа и больших значений коэффициентов деформационного упрочнения при малых степенях деформации порошковой бронзы Cu-4,0% Ti после спекания свидетельствует об образовании при данном виде термической обработки мелкодисперсных выделений, имеющих некогерентную связь с матрицей. Образование интерметаллидов после спекания является результатом протекания самоотпуска, обусловленного сравнительно медленной скоростью охлаждения ($V_{\text{охл}} \approx 50^\circ\text{C} / \text{мин}$).

Если бы мелкодисперсные частицы имели когерентную связь с матрицей, то при пластической деформации порошковой бронзы Cu-4,0%Ti после спекания имело бы место увеличение предела текучести, связанное с перерезанием дислокациями данных частиц, однако коэффициент деформационного упрочнения и наклон прямых $\Delta\sigma/\Delta\ln \dot{\epsilon} - \sigma_n$ после обоих видов термической обработки оставались бы неизменными.

Образование после спекания мелкодисперсных частиц с некогерентным характером связи с металлической матрицей сопровождается изменением механизма деформации порошковой бронзы. Дислокации, движущиеся в плоскостях скольжения, преодолевают такого рода препятствия путем выгибания, оставляя вокруг них дислокационные петли. Вследствие этого для второй подвижной дислокации препятствием является не только мелкодисперсная частица, но и поле напряжения от дислокационной петли. Это приводит к росту напряжения течения, коэффициентов деформационного упрочнения и наклона прямых.

Значения пределов текучести порошковой бронзы Cu-4,0%Ti, деформированной сжатием со скоростью деформации 10^{-3} с^{-1} в состояниях после закалки и спекания, составляют 148 и 164 МПа соответственно. Полученная разность значений $\sigma_{0,2}$, равная 16 МПа, с физической точки зрения представляет собой величину дополнительного напряжения, которое необходимо приложить для преодоления образовавшихся после спекания источников внутренних напряжений, и удовлетворительно согласуется с экспериментально определенным значением $\sigma_0 = 15$ МПа (см. рисунок 2).

Заключение. Исследование влияния вида термической обработки на сопротивление пластической деформации спеченных образцов титановой бронзы Cu-4%Ti показало, что после спекания образуются интерметаллические соединения, имеющие некогерентную связь с матрицей, которые приводят к более высокому сопротивлению пластической деформации по сравнению с состоянием после закалки. Проведенные исследования позволяют рекомендовать порошковую титановую бронзу Cu-4%Ti для изготовления вкладышей подшипников скольжения, работающих в условиях высоких нагрузок.

Список цитируемых источников

1. Гуляев, А. П. Металловедение / А. П. Гуляев. — М. : Металлургия, 1986.
2. Судзики, Т. С. Динамика дислокаций и пластичность / Т. Судзики, Х. Есинага, С. Такеути. — М., 1989.
3. Гиндин, И. А. Физика программного упрочнения / И. А. Гиндин, И. М. Неклюдо. — Киев, 1979.
4. Стрелов, К. К. Теоретические основы технологии огнеупорных материалов / К. К. Стрелов. — М., 1985.
5. Saarivitra, V. J. X-ray studies of deformed metals / V. J. Saarivitra, H. S. Cannon // Metal Progress. — 1959. — № 8. — P. 81—84.

Поступила в редакцию 02.03.2017