

STRENGTH PROPERTIES OF THE CU-2BE ALLOY SUBJECTED TO HPT

*Adelina Rafaelevna Zaynullina, Elena Alexandrovna Sarkeeva * ,
Liliya Ilgizovna Zaynullina*

Ufa State Aviation Technical University, Karl Marx str. 12, Ufa, 450008, Russia

* sarkeeva.e@inbox.ru

ABSTRACT

Beryllium bronzes are one of the promising precipitation-hardening alloys widely used in industry for the manufacture of critical products. In this paper the effect of severe plastic deformation by high pressure torsion (HPT) and subsequent aging on the mechanical properties of the Cu-2Be alloy was investigated. The processing modes of the alloy in the solid solution state were divided into three main methods: aging of the initial state, HPT, HPT followed by aging. The microhardness of the samples was determined by the Vickers method. The samples were tested uniaxial tension for investigation the mechanical properties. The high strength state was achieved in the alloy subjected to HPT followed by aging at 300 °C for one hour. The results the fine structure investigation of samples by transmission electron microscopy (TEM) made it possible to study the effect of plastic deformation and subsequent aging on grain sizes. Based on the results of the TEM investigation, it was determined that a nanostructure is being formed, and particles of secondary phases are also observed in the alloy after HPT. The results of this paper demonstrate the effect of HPT and subsequent aging on the formation of increased mechanical properties of the material and particles of secondary phases.

KEYWORDS

HPT; beryllium bronze; strength; nanostructure.

ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА СПЛАВА CU-2BE, ПОДВЕРГНУТОГО ИПДК

*Аделина Рафаэлевна Зайнуллина, Елена Александровна Саркеева * ,
Лилия Ильгизовна Зайнуллина*

Уфимский государственный авиационный технический университет, Россия, 450008, Уфа, ул. Карла Маркса, 12

* sarkeeva.e@inbox.ru

АННОТАЦИЯ

Бериллиевые бронзы являются одними из перспективных дисперсионно-твердеющих сплавов, широко применяющимися в промышленности для изготовления изделий ответственного назначения. В данной работе изучалось влияние интенсивной пластической деформации кручением (ИПДК) и последующего старения на механические свойства сплава Cu-2Be.

Режимы обработки сплава в состоянии твердого раствора разделялись на три основных метода: старение исходного состояния, ИПДК, ИПДК с последующим старением. Микротвердость образцов определяли по методу Виккерса. Для исследования механических свойств проводились испытания образцов на одноосное растяжение. Высокопрочное состояние было достигнуто в сплаве, подвергнутом ИПДК с последующим старением при температуре 300 °С в течение часа. Результаты исследования тонкой структуры образцов методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) позволили исследовать влияние пластической деформации и последующего старения на размеры зёрен. По результатам исследования методом ПЭМ было определено, что происходит формирование наноструктуры, также наблюдаются частицы вторичных фаз в сплаве после ИПДК. Результаты этой работы демонстрируют влияние ИПДК и последующего старения на формирование повышенных механических свойств материала и частиц вторичных фаз.

КЛЮЧЕВЫЕ СЛОВА

ИПДК; бериллиевая бронза; прочность; наноструктура.

Введение

В настоящее время бериллиевые бронзы являются одними из перспективных дисперсионно-твердеющих сплавов широкого применения для производства деталей ответственного назначения. Они обладают превосходными функциональными свойствами: высокой прочностью, упругостью, текучестью и усталостными свойствами, а также высокими показателями электро- и теплопроводности, коррозионной и износостойкостью [1, 2].

Согласно диаграмме состояния, Cu-Be предельная растворимость бериллия в меди составляет 2,7% при 870 °С и с понижением температуры резко падает. Это предопределяет возможность применения упрочняющей термообработки, которая заключается в закалке и последующем старении. Во время старения в крупнозернистых сплавах Cu-Be установлена последовательность выделения фаз: зарождение однородных зон Гинье – Престона – когерентные метастабильные γ'' фазы – последующие γ' фазы – равновесная γ фаза [3, 4]. В результате достигаются такие свойства материала, как твердость до 400 НВ, что соответствует пределу текучести 1100 МПа [5]. Данная последовательность старения была широко изучена, с описанием морфологии, кристаллографии

и промежуточных фаз, которые предшествуют равновесной фазе. Поэтому большой интерес вызывает изучение влияния наноразмерной структуры, сформированной при использовании методов интенсивной пластической деформации (ИПД), и проведение последующего старения на получаемые свойства материала. Изменение структуры сплава до наноразмеров при применении ИПД, таких как равноканальное угловое прессование (РКУП) и интенсивная пластическая деформация кручением (ИПДК), позволит сформировать новые научные принципы и закономерности, применяемые к данным материалам [6].

Таким образом, целью данного исследования является изучение влияния ИПДК и последующего старения на механические свойства сплава Cu-2Be.

1. Методика исследований

В качестве материала исследований был выбран промышленный дисперсионно-твердеющий сплав Cu-2Be (вес.%). За исходное состояние (ИС) приняты термически обработанные прутки сплава, полученные по режиму: отжиг при 780 °С в течение 30 минут с последующей закалкой в воду. ИС характеризуется крупнозернистой микроструктурой со средним размером зерна 51 ± 2 мкм

(рис. 1). Старение исходного закаленного состояния проводили при температуре 300 °С в течение часа. Средний размер зерен составил 53 ± 1 мкм.

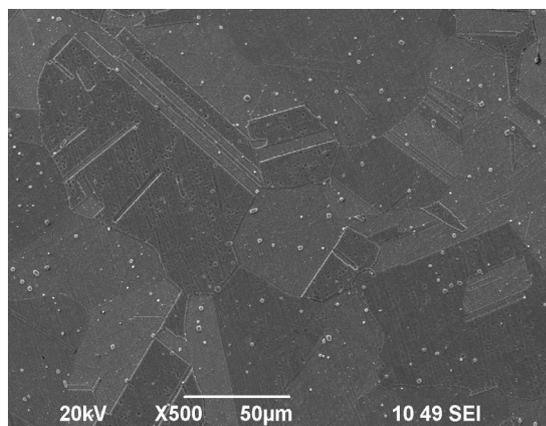


Рис. 1. Микроструктура сплава Cu-2Be в исходном состоянии

Fig. 1. Microstructure of the Cu-2Be alloy in the initial state

От прутков перпендикулярно их продольной оси методом электроэрозионной резки были отрезаны диски диаметром 10 мм и толщиной 1,5 мм. ИПДК реализовали при комнатной температуре под давлением 6 ГПа с числом оборотов 10 и со скоростью вращения одного из бойков, равной 0,2 об/мин. Последующее старение проводили при температуре 300 °С в течение часа.

Микротвердость по Виккерсу определяли с использованием микротвердомера Struers Duramin. К образцам прикладывали нагрузку 100 граммов в течение 10 секунд. Микротвердость измеряли в точках, отстоящих от центра дисков на расстоянии 2,5 мм. Полученные значения усредняли по результатам не менее 20 измерений.

Механические характеристики определяли путем проведения испытаний образцов на одноосное растяжение на установке Instron 8801. Подготовленные пропорциональные плоские образцы с длиной рабочей части 4 мм испытывали на разрывной машине при комнатной температуре со скоростью растяжения 0,24 мм/мин.

Исследования тонкой структуры проводили на просвечивающем электронном микроскопе (ПЭМ) JEM-2100 в темном и светлом полях при ускоряющем напряжении 200 кВ. Исследования были выполнены в плоскости, параллельной плоскости дисков на расстоянии 2,5 мм от центра диска. Фольги для ПЭМ исследований получали путем утонения образцов методом струйной электролитической полировки на установке Tenupol-5 с использованием электролита следующего состава: 1/3 часть HNO_3 и 2/3 части метанола при температуре -30 °С.

2. Результаты и их обсуждение

На рис. 2 и в табл.1 приведены значения полученных механических свойств сплава в исходном состоянии, после старения, а также применения ИПДК и последующего старения.

В исходном закаленном состоянии микротвердость материала составила 122 ± 3 HV. После ИПДК микротвердость составила 452 ± 5 HV. Последующее старение как исходного состояния, так и состояния после ИПДК привело к повышению микротвердости (табл. 1). Старение закаленного состояния повысило микротвердость до 370 ± 6 HV. Наибольшее значение микротвердости сплава было достигнуто после проведения старения состояния после ИПДК и составило 525 ± 8 HV (табл. 1).

Полученные кривые напряжение-деформация представлены на рис. 2. В исходном закаленном состоянии сплав демонстрирует достаточно низкую прочность с пределом текучести 171 ± 13 МПа, предел прочности при этом 479 ± 36 МПа, относительное удлинение составляет 64% (рис. 2, табл. 1), что характерно для крупнозернистого закаленного состояния. Видно, что последующее старение приводит к резким изменениям прочностных свойств. После старения значение предела текучести составило 756 ± 57 МПа, значение предела прочности – 933 ± 69 МПа, также произошло уменьшение пластичности сплава до 20%.

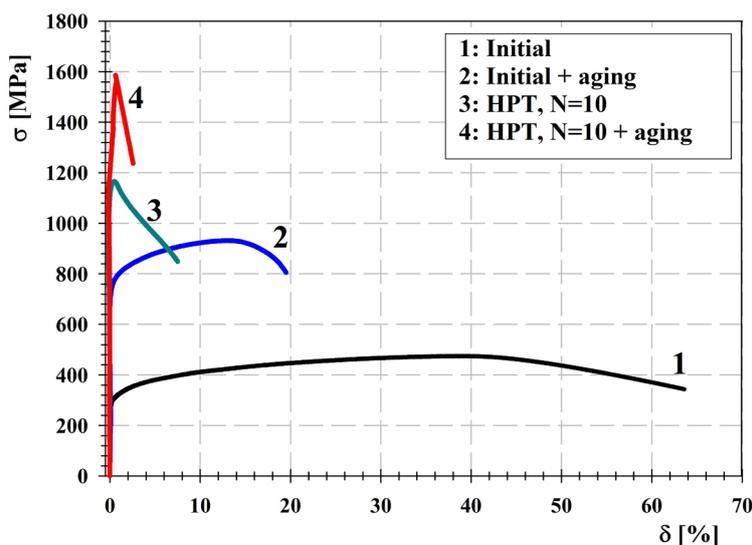


Рис. 2. Инженерные кривые в координатах σ - δ

Fig. 2. Engineering curves in σ - δ coordinates

Таблица 1. Прочностные свойства и микротвердость исследуемого сплава Cu-2Be

Table 1. Strength properties and microhardness of the investigated Cu-2Be alloy

	Исходное состояние/ Initial	Исходное состояние + старение / Initial + aging	ИПДК, N = 10/ HPT, N = 10	ИПДК, N = 10 + старение/ HPT, N = 10 + aging
σ_b , МПа	479 ± 36	933 ± 69	1168 ± 87	1562 ± 109
$\sigma_{0.2}$, МПа	171 ± 13	756 ± 57	1123 ± 84	1381 ± 97
δ , %	64	20	8	3
микротвердость, HV/ microhardness, HV	122 ± 3	370 ± 6	452 ± 5	525 ± 8

Как видно из рис. 2, значительное упрочнение сплава Cu-2Be наблюдается после проведения ИПДК. Предел текучести составляет 1123 ± 84 МПа, предел прочности – 1168 ± 87 МПа и относительное удлинение 8% (табл. 1). Дальнейшее старение сплава, подвергнутого ИПДК, упрочнило материал до значения предела текучести 1381 ± 97 МПа, предела прочности – 1562 ± 109 МПа, однако снизило пластичность до 3%.

Такое увеличение прочности связано с формированием наноструктуры с высокой плотностью структурных дефектов (рис. 3, а). Для состояния после 10 оборотов ИПДК характерна микроструктура со средним размером зерна 22 ± 1 нм. Дальнейшее старение состояния после ИПДК привело к формированию структуры со средним размером зерна 31 ± 1 нм (рис. 3, б). В структуре наблюдаются дисперсные частицы со средним размером 10 нм.

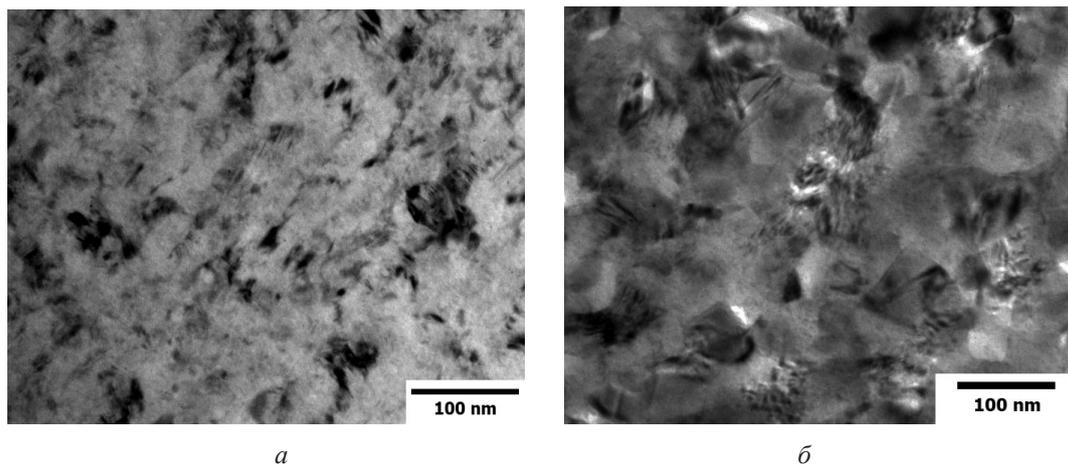


Рис. 3. Тонкая структура сплава после ИПДК (а), ИПДК + старение (б)

Fig. 3. Fine structure of the alloy after HPT (a), HPT + aging (b)

В процессе старения происходят два конкурирующих процесса. С одной стороны, это распад твердого раствора с выделением дисперсных частиц второй фазы. Это приводит к значительному увеличению прочности в состояниях после старения ИС и после 10 оборотов ИПДК. С другой стороны, идут процессы возврата сильнодеформированной структуры после 10 оборотов ИПДК, в результате средний размер незначительно увеличивается.

Выводы

По полученным результатам можно сделать следующие выводы:

1. ИПДК сплава приводит к значительному упрочнению, предел текучести повышается до 1123 ± 84 МПа за счет образования наноразмерной структуры. Старение при $300\text{ }^\circ\text{C}$ в течение часа приводит к дальнейшему упрочнению, предел текучести увеличивается до 1381 ± 97 МПа.

2. Исследование тонкой структуры с помощью ПЭМ показало, что ИПДК приводит к образованию наноразмерной структуры со средним размером зерна 22 ± 1 нм.

Благодарности / Acknowledgments

Исследование выполнено при финансовой поддержке Министерства науки и высшего

образования РФ в рамках проекта 0838-2020-0006 «Фундаментальные исследование новых принципов создания перспективных электромеханических преобразователей энергии с характеристиками выше мирового уровня, с повышенной эффективностью и минимальными удельными показателями, с использованием новых высокоэффективных электротехнических материалов».

The research was carried out with financial support of the Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation within the framework of the project 0838-2020-0006 «Fundamental research of new principles of creating promising electromechanical energy converters with characteristics higher than the world level, with increased efficiency and minimum specific indicators, using new high-performance electrical materials».

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Influence of the load on the elastic modulus determined from nanoindentation measurements in a Cu-2Be alloy with different microstructures / S. Montecinos et al. // Engineering Research Express. 2021. V. 3. Article number 035025. DOI: 10.1088/2631-8695/ac1a5b.
2. Zinkle S. J. Evaluation of high strength, high conductivity CuNiBe alloys for fusion energy applications // Journal of Nuclear Materials. 2014. V. 449, Iss. 1–3. P. 277–289. DOI: 10.1016/j.jnucmat.2013.09.007.

3. Khachatryan A. G., Laughlin D. E. Structural transformations during decomposition in CuBe alloys // *Acta Metallurgica Et Materialia*. 1990. V. 38, Iss. 10. P. 1823–1835. DOI: 10.1016/0956-7151(90)90294-Q.

4. Koo Y. M., Cohen J. B. The structure of GP zones in Cu-10.9 at.% Be // *Acta metallurgica*. 1989. V. 37, Iss.5.P.1295–1306.Doi:10.1016/0001-6160(89)90159-4.

5. Evolution and strengthening mechanism of metastable precipitates in Cu-2.0 wt% Be alloy /

W. Zhang et al. // *Journal of Alloys and Compounds*. 2021. V. 857. Article number 157601. DOI: 10.1016/j.jallcom.2020.157601.

6. Valiev R. Z., Islamgaliev R. K., Alexandrov I. V. Bulk nanostructured materials from severe plastic deformation // *Progress in Materials Science*. 2000. V. 45, Iss. 2. P. 103–189. DOI: 10.1016/S0079-6425(99)00007-9.