

Святкин А.В., Попова Л.И., Шендерей П.Э. Моделирование микроструктуры алюминиевой бронзы БрАЖ 9-4, обеспечивающей повышенное сопротивление изнашиванию // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение, материаловедение. – 2020. – Т. 22, № 2. – С. 12–22. DOI: 10.15593/2224-9877/2020.2.02

Svyatkin A.V., Popova L.I., Shenderei P.E. Simulation of the microstructure of aluminum bronze CuAlFe 9-4 providing increased resistance to wear. *Bulletin PNRPU. Mechanical engineering, materials science*, 2020, vol. 22, no. 2, pp. 12–22. DOI: 10.15593/2224-9877/2020.2.02

---

**ВЕСТНИК ПНИПУ. Машиностроение, материаловедение**  
**Т. 22, № 2, 2020**  
**Bulletin PNRPU. Mechanical engineering, materials science**  
<http://vestnik.pstu.ru/mm/about/inf/>

---

DOI: 10.15593/2224-9877/2020.2.02

УДК 669.3: 621.785.4

**А.В. Святкин<sup>1</sup>, Л.И. Попова<sup>1</sup>, П.Э. Шендерей<sup>2</sup>**

<sup>1</sup>Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия

<sup>2</sup>Институт менеджмента, маркетинга и права, Тольятти, Россия

**МОДЕЛИРОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ АЛЮМИНИЕВОЙ БРОНЗЫ БрАЖ 9-4,  
ОБЕСПЕЧИВАЮЩЕЙ ПОВЫШЕННОЕ СОПРОТИВЛЕНИЕ ИЗНАШИВАНИЮ**

Фактический ресурс технологической оснастки, изготовленной из алюминиевой бронзы БрАЖ 9-4, зачастую оказывается нестабильным, что приводит к росту расходов на обслуживание технологического оборудования и простоев производственных линий. Литературные данные о влиянии режимов термообработки на сопротивление абразивному изнашиванию термически неупрочняемых бронз неполны и противоречивы.

Посвящена моделированию микроструктуры, аналогичной микроструктуре образцов с высокой стойкостью к изнашиванию. Для этого был проведен сравнительный металлографический и рентгеноструктурный анализ образцов с высокой и низкой износостойкостью. Установлено, что износостойкие образцы обладают пониженной твердостью при пониженном сопротивлении ударному изгибу. Основным отличием износостойких образцов является наличие двухфазной основы  $\alpha + \gamma_2$  в количестве около 7 %. Проанализирована вероятность формирования однофазной микроструктуры в зависимости от колебаний химического состава в рамках ГОСТ 18175. Исследована зависимость изменения фазового состава и твердости от температуры нагрева под закалку. Показано, что при содержании алюминия около 8 % двухфазная микроструктура гарантированно фиксируется при охлаждении с температуры 750 °С и более. При этом увеличение доли  $\beta$ -фазы коррелирует с увеличением твердости. Эффективность прироста количества  $\beta$ -фазы с увеличением содержания алюминия снижается при нагреве свыше 850 °С. Оценено изменение фазового состава в зависимости от низкотемпературного отпуска, изменение механических свойств и фазового состава в процессе среднетемпературного отпуска. Исследовано изменение твердости при выдержке сплава в интервале  $\alpha + \gamma_2$ , определено время, необходимое для максимального упрочнения. При этом установлено, что в процессе среднетемпературной выдержки сплава в однофазном состоянии происходит укрупнение высокодисперсной фазы. Установлено, что при наличии однофазной структуры целесообразно проводить закалку бронзы с последующим отпуском в интервале существования  $\gamma_2$ -фазы.

**Ключевые слова:** термически неупрочняемая алюминиевая бронза, БрАЖ 9-4, износостойкость, фазовые превращения, распад высокотемпературных фаз, стабилизация свойств, изменение твердости, дисперсионные выделения, среднетемпературное упрочнение, охрупчивание, термическая обработка, горячая деформация.

**A.V. Svyatkin<sup>1</sup>, L.I. Popova<sup>1</sup>, P.E. Shenderei<sup>2</sup>**

<sup>1</sup>Togliatti State University, Togliatti, Russian Federation

<sup>2</sup>Institute of Management, Marketing and Law, Togliatti, Russian Federation

**SIMULATION OF THE MICROSTRUCTURE OF ALUMINUM BRONZE  
CuAlFe 9-4 PROVIDING INCREASED RESISTANCE TO WEAR**

The actual resource of the technological rig produced from aluminum bronze CuAlFe 9-4 is often unstable, which leads to an increase in the cost of maintenance of technological equipment and downtime of production lines. Literary data on the effect of heat treatment regimes on resistance to abrasive wear of thermally unstrengthened bronzes are incomplete and contradictory.

The article is devoted to modeling a microstructure like samples with high resistance to wear. For this were carried out comparative metallographic and X-ray analysis of samples with high and low durability. It has been established that wear-resistant samples have a reduced hardness in reduced resistance to the shock bend. The main difference between wear-resistant samples is the presence of a two-phase base  $\alpha + \gamma_2$  in the amount about 7 %.

The probability of forming a single-phase microstructure depending on the fluctuations of the chemical composition within the GOST 18175 has been analyzed. The dependence of phase composition and hardness on tempering temperature has been investigated. It is shown that when aluminum is about 8 % the two-phase microstructure is guaranteed to be cooled at a temperature of 750 °C or more. At the same time, the increasing in the share of  $\beta$ -phase correlates with increasing hardness. Efficiency of quantity growth  $\beta$ -phase with an increase in aluminum content, it decreases when heated over 850 °C. The modification in phase composition depending on low-temperature leave, modifications in mechanical properties and phase

composition during the mid-temperature release process are estimated. Researched hardness variation твердости when alloy is soaked in interval  $\alpha + \gamma_2$ , defined time needed to maximize hardening. At the same time, it is established that in the process of medium-temperature aging of the alloy in a single-phase state there is a consolidation of the high-dispersal phase. It has been established that in the presence of a single-phase structure it is advisable to temper bronze and then leave in the interval of existence  $\gamma_2$ -phase.

**Keywords:** thermally unstrengthened aluminum bronze, CuAlFe 9-4, wear resistance, phase transformations, break-up of high-temperature phases, property stabilization, hardness changing, dispersed precipitates, intermediate-temperature hardening, embrittlement, heat treatment, hot deformation.

## Введение

Алюминиевые бронзы получили широкое распространение в машиностроении<sup>1</sup> [1–11, 12]. Алюминиево-железная бронза БрАЖ 9-4 (по классификации США – С61900, ЕС – CuAl8Fe3 и CuAl10Fe3) характеризуется высоким комплексом механических, антифрикционных, коррозионных свойств, позволяющим использовать ее в различных областях машиностроения [1–3], и в силу высокой технологичности, низкой цены и широкой доступности является одной из наиболее применяемых в отечественной и зарубежной промышленности [1, 2, 4, 5]. Повышенное содержание алюминия обеспечивает пониженную плотность относительно чистой меди, что имеет большое значение при промышленном применении [1, 2]. Пожалуй, наибольшее применение марка нашла для изготовления элементов оборудования, работающих в условиях воздействия коррозионной среды [6], которой зачастую выступают технологические жидкости, используемые при резании. Примером (рис. 1, а) могут служить различные направляющие колодки, по которым перемещаются детали типа борштанга, применяемые при расточке (сверлении) глубоких отверстий. Несмотря на то, что, как правило, производители оборудования, как отечественные, так и зарубежные, предусматривают наличие конструктивных элементов для обеспечения естественного смазывания поверхности трения в виде каналов, практика показывает, что такие каналы быстро забиваются шламом и фактически узел работает в условиях сухого трения. Анализ поверхности типовых деталей показывает, что основным видом повреждения выступает абразивное изнашивание (рис. 1, б).

Однако основным нареканием механообрабатывающих производств является все-таки нестабильность трибологических свойств деталей из БрАЖ 9-4, изготовленных из различных партий металла. Стойкость направляющих колодок из БрАЖ 9-4, работающих в паре с нитроцементованной борштангой из стали 19ХГН, колеблется от 40 до 200 % со средним значением в районе 60–75 %.

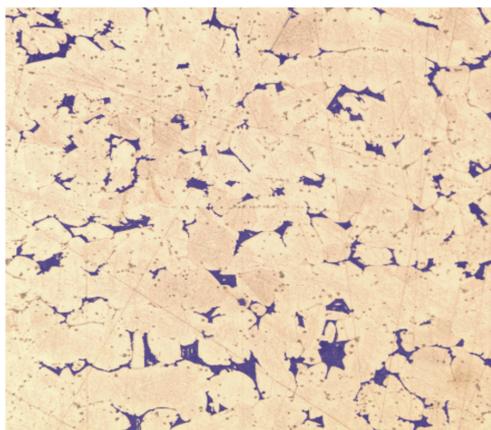
В настоящее время существует запрос производственных участков и ремонтных служб на стабилизацию свойств возобновляемой оснастки. При этом одними из основных критериев выдвигаются экономичность и технологичность воспроизводства заменяемых деталей. Оставив за скобками соблюдение производственной дисциплины, заметим, что, согласно ГОСТ 18175 (табл. 1), данная латунь «имеет право» быть технологически нестабильной. Так, уже в предписанном химическом составе заложена вероятность получения как однофазной, так и двухфазной основы (рис. 2). Несмотря на то, что в зарубежной справочной литературе для бронз с 8–10 % содержания алюминия используется термин duplex [8], в других справочниках сплавы, содержащие менее 9 % Al либо 8,5 % Al и 3 % Fe, отнесены к однофазным [9]. По крайней мере, согласно рис. 2, переход сплава в однофазное состояние при минимальном и максимальном содержании алюминия может отличаться до 250 °С.

Для стабилизации технологических характеристик потребители вынуждены проводить термическую обработку. Однако в настоящее время затруднительно найти справочные данные о режимах термической обработки, направленной на стабилизацию трибологических свойств. Несмотря на то, что данная марка не является термически упрочняемой [1, 3–5, 9, 12], согласно работам [1, 3], для повышения механических свойств предлагается закаливать БрАЖ 9-4 с температуры 950 °С в воду с последующим отпуском при температуре 250–300 °С в течение 2–3 ч. Предполагается, что при таком нагреве сплав любого состава гарантированно перейдет в однофазное  $\beta$ -состояние, которое будет зафиксировано охлаждением в воде. Однако высокие энергозатраты и значительные коробления являются значимыми сдерживающими факторами такой обработки. Существуют<sup>2</sup> более «мягкие» режимы, предлагаемые предприятиями для повышения механических свойств: 800 ± 20 °С, охлаждение в воду, отпуск 380–420 °С. При этом собственно закалка производится из двухфазной ( $\alpha + \beta$ )-области и, как следует из рис. 2, количество  $\alpha$ -фазы при таком режиме определяется содержанием меди и от партии

<sup>1</sup> СТ ЦКБА 027–2006. Арматура трубопроводная. Термическая обработка деталей из цветных сплавов на основе меди и никеля. Типовой технологический процесс / НПФ «ЦКБА». Введ. 2006–07–01. СПб., 2006. 12 с.

<sup>2</sup> СТ ЦКБА 027–2006. Арматура трубопроводная. Термическая обработка деталей из цветных сплавов на основе меди и никеля. Типовой технологический процесс / НПФ «ЦКБА». Введ. 2006–07–01. СПб., 2006. 12 с.





—100 мкм—

Рис. 3. Образец анализируемой микроструктуры с выделением зон для автоматического обсчета в SIAMS-800

Следующим этапом проводили оценку изменения микроструктуры в зависимости от температуры нагрева под закалку. Закалку в воду проводили на образцах, нагретых в диапазоне значений температуры 700–950 °С с шагом 50 °С. Методом металлографического анализа определяли количество  $\beta$ -фазы. Эксперимент проводился на двух партиях бронзы, химический состав анализируемых образцов следующий: № 1 – 88,20 % Cu, 8,14 % Al, 2,94 % Fe, остаток – примеси; № 2 – 88,00 % Cu, 8,40 % Al, 3,06 % Fe, остаток – примеси. Полученные значения сравнивались со значениями твердости и структуры образца, имевшего максимальную износостойкость. Дополнительно анализировалось влияние отжига при температуре 550 °С на твердость и микроструктуру сплава с минимальной износостойкостью. Твердость измеряли методом Викерса при нагрузке 30 кг по ГОСТ Р ИСО 6507-1.

Для анализа фазовых превращений, происходящих при закалке и отпуске сплава, проводили исследование фазового состава на рентгеновском дифрактометре Shimadzu XRD-7000. Для чего были отобраны образцы, закаленные в воду при температуре 750 °С, затем подвергнутые отпуску при температуре 300 °С в течение 3 ч. Третий образец подвергался выдержке при температуре 550 °С в течение 4 ч.

В то же время оценивалось влияние средне-температурного отпуска (в области существования  $\gamma_2$ -фазы) на микроструктуру и фазовый состав. Образцы были закалены в воду от температуры 850 °С, для проведения отпуска выбрана температура 400 °С<sup>3</sup> при выдержке 45 мин [13] и 550 °С

<sup>3</sup> СТ ЦКБА 027–2006. Арматура трубопроводная. Термическая обработка деталей из цветных сплавов на основе меди и никеля. Типовой технологический процесс / НПФ «ЦКБА». Введ. 2006–07–01. СПб., 2006. 12 с.

как приближенная к верхней границе интервала ( $\alpha + \gamma_2$ ) при выдержке 45 и 120 мин.

В рамках работы трибологические испытания не проводились, так как образцы проходили натурные испытания непосредственно на производственном участке.

### Результаты исследований

При исследовании направляющих колодок с минимальной (№ 3) и максимальной (№ 4) стойкостью установлено: обе детали однородного желтого цвета с наличием изломов проушины (принудительное разрушение ударным изгибом). Излом детали № 1 вязкий, характерен для ударного изгиба материала со значительным запасом пластических свойств, сопровождается макропластической деформацией. Излом детали № 2 однократный, хрупкий, макропластической деформацией не сопровождается (рис. 4). Химический состав деталей приведен в табл. 2, микроструктура – на рис. 5.

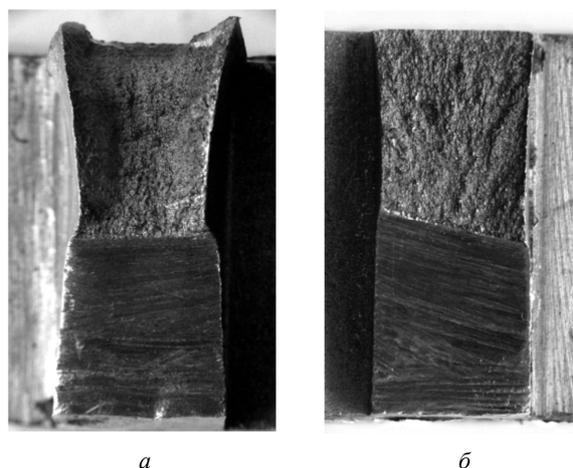


Рис. 4. Морфология изломов образцов: а – образец № 1; б – образец № 2

Твердость образца № 1 – 76,0 ± 0,5 HRB, образца № 2 – 65,0 ± 0,5 HRB.

Таблица 2

Химический состав материала деталей с максимальной и минимальной стойкостью

Номер образца	Cu	Al	Fe	Примеси	Марка
3	88,20	8,14	2,94	Ост.	БрАЖ 9-4
4	87,10	8,97	3,24	Ост.	БрАЖ 9-4
ГОСТ 18175	Ост.	8,0–10,0	2,0–4,0	Ост.	БрАЖ 9-4

Микроструктура первого образца состоит из  $\alpha$ -твердого раствора с дисперсными включениями, согласно работе [3] представляющими собой  $Fe_3Al$ , в соответствии с работой [12] –  $\gamma_{Fe}$ -фазу. В микро-

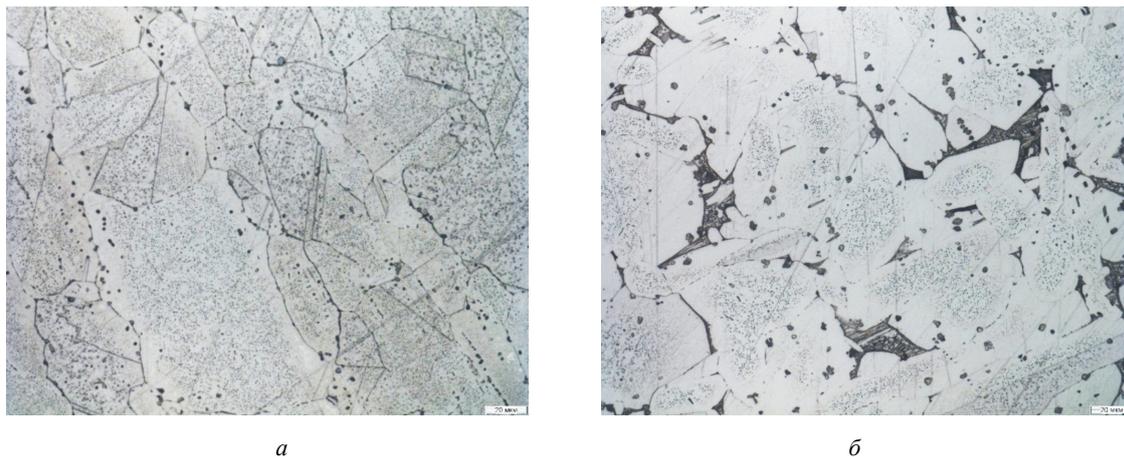


Рис. 5. Сравнение микроструктуры образцов,  $\times 500$ :  
 а – образец № 1 (пониженная износостойкость); б – образец № 2 (повышенная износостойкость)

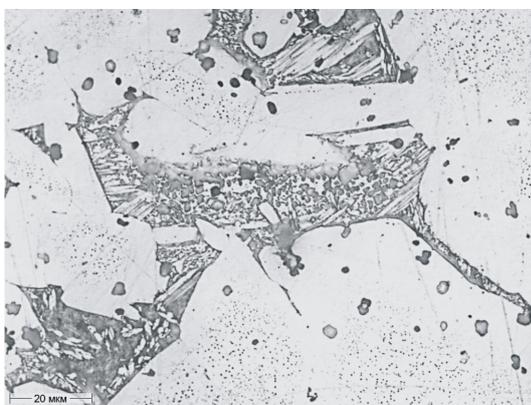


Рис. 6. Микроструктура образца № 2 с участками, характерными для эвтектоидного и бейнитного типа,  $\times 1000$

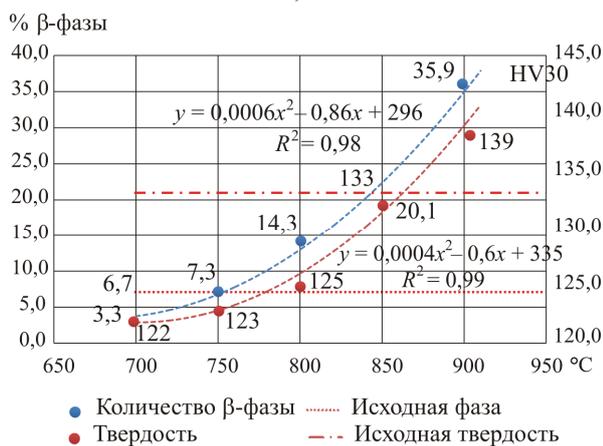


Рис. 7. Зависимость количества  $\beta$ -фазы и твердости бронзовых образцов, изготовленных из детали № 1, от температуры закалки: горизонтальные пунктирные линии – твердость и структура образца, имевшего максимальную стойкость

структуре второго образца обнаружено присутствие зерен эвтектоидного типа ( $\alpha + \gamma_2$ ), а также аналогичные округлые включения в меньшем количе-

стве. Причем количество высокодисперсных включений уменьшается к границе зерен. Игольчатое и перистое строение эвтектоида указывает, что данная структурная составляющая была зафиксирована в результате ускоренного охлаждения. Однако у многих цветных сплавов превращение мартенситного ( $\gamma'_2$ ) и бейнитного типа происходит даже при охлаждении на воздухе [13].

Таким образом, микроструктура первого образца состоит из  $\alpha$ -твердого раствора с дисперсными включениями. Зерна полиэдрические, двойники, характерные для отожженных сплавов на основе меди, не выявлены. Структурными составляющими износостойкого образца являются  $\alpha$ -фаза и зерна эвтектоидного и мартенситно-бейнитного типа (см. рис. 5, а, рис. 6) с дисперсными включениями. У износостойкого образца определили совместную долю структурной составляющей эвтектоидного и бейнитного типа – 6,7 % (см. рис. 3).

Рентгеноструктурный анализ показал, что основой образца № 1 является  $\alpha$ -фаза, основой образца № 2 –  $\alpha$ - и  $\gamma_2$ -фазы в соотношении 90:10.

Изменение твердости и микроструктуры в зависимости от температуры нагрева под закалку представлено на рис. 7.

Коэффициент корреляции между количеством  $\beta$ -фазы и твердостью составил 0,98.

Установлено (рис. 8), что с увеличением температуры нагрева количество мелкодисперсной фазы уменьшается вплоть до полного исчезновения при температуре в интервале 850–900 °С. Согласно диаграммам состояния, растворимость железа в  $\alpha$ -фазе увеличивается от нуля до 1,3 % при 850 °С [14]. Однако большая доля железа растворяется в  $\beta$ -фазе и растворимость алюминия в ней выше, чем в  $\alpha$ -фазе.

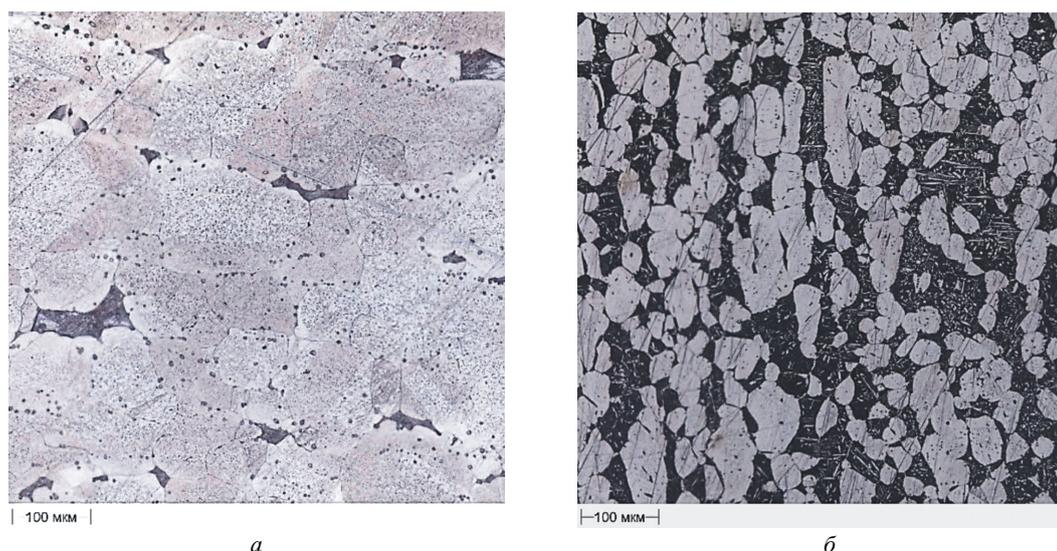


Рис. 8. Изменение микроструктуры БрАЖ 9-4 в зависимости от температуры нагрева: *a* – нагрев до 700 °С; *б* – нагрев до 900 °С,  $\times 200$ . Исходная структура – см. рис. 5, *a*

Нагрев до 950 °С при охлаждении приводит к интенсивному распаду по всему объему  $\beta$ -фазы с выделением стабильной  $\alpha$ -фазы (рис. 9) в виде стержней. Скорость распада зависит от химического состава сплава (рис. 10). Таким образом, обеспечить стабильные свойства при таком нагреве проблематично. Эффективность нагрева свыше 900 °С зависит от химического состава.

Влияние времени выдержки при температуре 550 °С на твердость сплава приведено на рис. 11. Максимум упрочнения соответствует 6–7 ч выдержки. При этом происходит укрупнение мелкодисперсных частиц с образованием ромбических включений, появление характерных для ГЦК-сплавов двойников и уширение границ зерен. Результаты рентгеноструктурного анализа закаленного, закаленно-отпущенного и состаренного образцов приведены на рис. 12.

В результате сравнительного рентгеноструктурного анализа подтверждена тождественность основных фаз промышленного образца с «максимальной» износостойкостью и отпущенного при температуре 550 °С в течение 2 ч (рис. 13, табл. 3). При этом количество  $\gamma_2$ -фазы снижено в 2 раза.

Таким образом, в результате низкотемпературного отпуска не образуется  $\gamma_2$ -фаза и с целью стабилизации трибологических свойств после закалки целесообразно проводить отпуск в интервале образования  $\gamma_2$ -фазы, а именно 363–565 °С. При этом, согласно работе [13], критическая температура минимальной устойчивости медно-алюминиевых сплавов лежит в интервале  $\sim 475$ –535 °С. Время выдержки, необходимое для полного превращения  $\beta \rightarrow (\alpha + \gamma_2)$ , около от 15 мин до 3 ч [13].

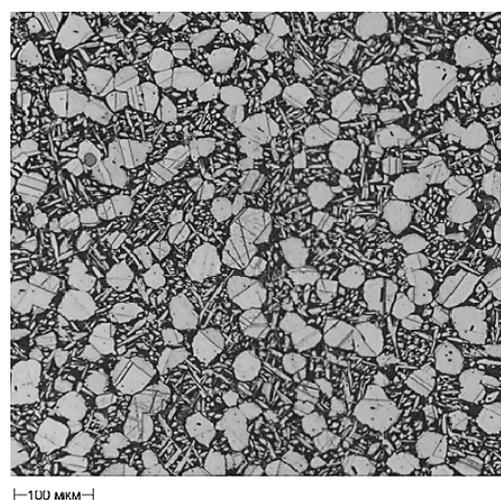


Рис. 9. Микроструктура сплава после охлаждения с температуры 950 °С: появление двойников в  $\alpha$ -фазе, выделение стержней стабильной  $\alpha$ -фазы в процессе распада  $\beta$ -фазы,  $\times 200$

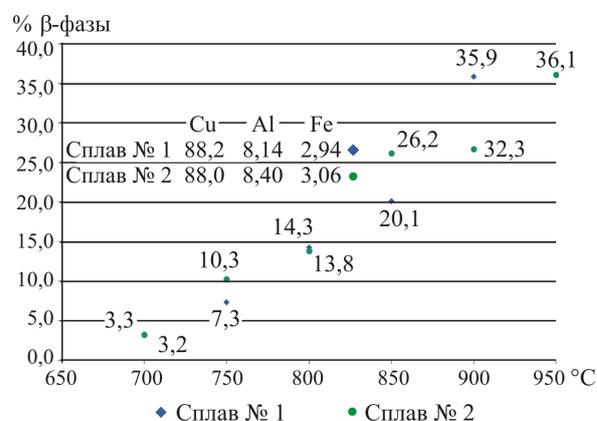


Рис. 10. Изменение количества  $\beta$ -фазы в зависимости от температуры нагрева и химического состава

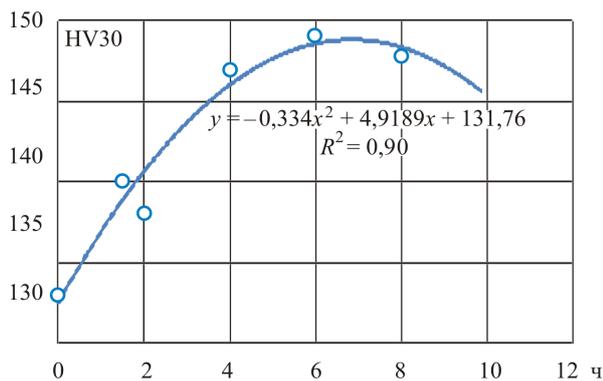


Рис. 11. Влияние времени выдержки сплава при температуре 550 °С на твердость

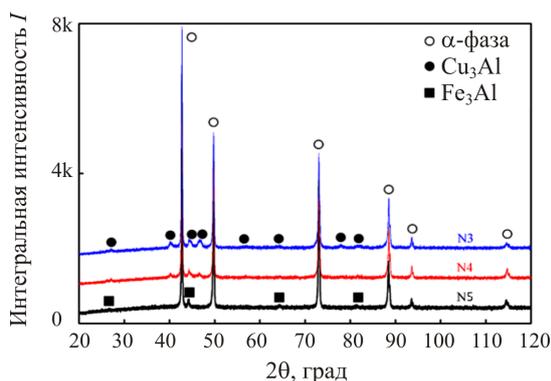


Рис. 12. Дифрактограмма образцов: № 3 – образец после закалки сплава в воду с температуры 750 °С; № 4 – то же с отпуском 300 °С в течение 3 ч; № 5 – выдержка сплава в исходном состоянии, приведенном на рис. 5, а, в течение 4 ч

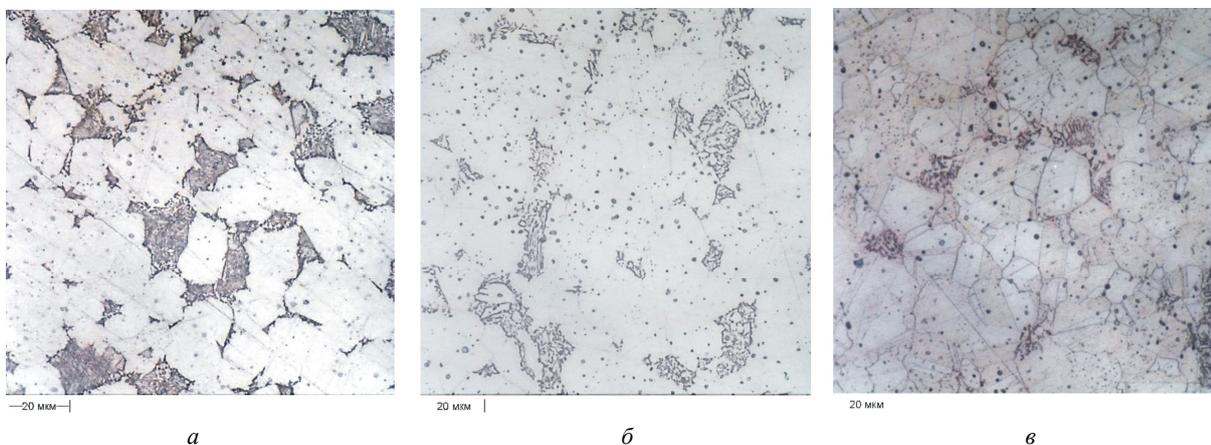


Рис. 13. Микроструктура сплава в зависимости от температуры и времени отпуска в интервале ( $\alpha + \gamma_2$ ): а – 400 °С, 2 ч; б – 550 °С, 45 мин; в – 550 °С, 2 ч

Таблица 3

Результаты сравнительного рентгеноструктурного анализа

Номер образца	$\alpha$ Cu (111)		$\gamma_2$ Cu <sub>9</sub> Al <sub>4</sub> (330)		$\beta$ Cu <sub>3</sub> Al (1210)		$\alpha$ Cu (200)	
	2θ	%	2θ	%	2θ	%	2θ	%
Исходный износостойкий	50,00	90	51,67	10	–	–	58,37	–
850 °С, закалка + 400 °С, 2 ч	50,01	85	51,97	8	52,51	7	58,43	–
850 °С, закалка + 550 °С, 2 ч	50,01	95	51,69	5	–	–	58,39	–

Для производственных испытаний были подготовлены детали, обработанные по следующим режимам: 1) 750 °С, закалка в воду, отпуск 250 °С в течение 2 ч; 2) 800 °С, охлаждение в воде, отпуск 300 °С в течение 3 ч; 3) 850 °С, закалка в воду, отпуск при 550 °С в течение 45 мин; 4) отжиг при 550 °С в течение 6 ч; 5) 850 °С, закалка в воду, отпуск при 530 °С в течение 3 ч.

Ввиду длительности срока службы испытания не закончены. Однако подтверждено, что детали, закаленные с температуры 850 °С и отпущенные в среднетемпературном интервале, превысили нормативную стойкость.

Обсуждение результатов

Если говорить о повышении трибологических свойств деталей, то такая многофакторная задача не может решаться только за счет изменения механических свойств материала. Строго говоря, согласно работе [15], металлографические критерии и методы оценки совместимости трибоматериалов относятся к косвенным. Однако при эксплуатации и ремонте уже существующего оборудования представляется вполне допустимой попытка повысить надежность узла за счет управления структурой и свойствами одного из компонентов системы. В работе [4] рассмотрены основные вопросы изно-

состойкости алюминиевых бронз. В общем случае можно выделить три основных вида катастрофического изнашивания: адгезионное (схватывание), абразивное и контактную усталость (отслоение) [15]. При этом показано [4], что алюминиевые бронзы с 8 % Al в условиях сухого трения менее склонны к схватыванию, чем другие медные сплавы в паре с твердыми сталями (в качестве контрообразца использовалась инструментальная сталь, содержащая 1,5 % C, 12 % Cr, 1 % Mo, менее 1 % Co и менее 1,1 % V). Отсюда следует, что в сплаве типа БрАЖ 9-4 увеличение количества  $\alpha$ -фазы должно уменьшать эффект схватывания. Однако, как следует из рис. 5, максимальную износостойкость демонстрируют образцы с двухфазной матрицей. Вероятно, в нашем случае вклад схватывания не существенен. Считается, что повышение твердости поверхности пар трения снижает абразивное изнашивание [4, 15–17], с поправкой на структурное состояние сопрягаемых материалов и состояние поверхности [16, 17], однако можно встретить утверждение, что для алюминиевых бронз твердость не оказывает заметного влияния на истирание [4, 19]. Как правило, литературные источники при рассмотрении связи твердости материалов к сопротивлению изнашиванию не учитывают структурное состояние пар трения. Однако в работе Н.Д. Меigh [4] показано, что склонность материала к отслоению в результате контактной усталости увеличивается при наличии структуры перлитного типа, что оказывает негативное влияние на увеличение адгезионной составляющей изнашивания. Именно такая структура является типичной для большинства двухфазных алюминиевых бронз. При этом наличие мартенситной  $\beta'$ -фазы рассматривается как фактор, способствующий повышению твердости алюминиевых бронз и увеличивающий охрупчивание (и вероятность контактного отслоения). Из вышесказанного можно предположить, что для конкретных условий работы пар трения существует оптимальное соотношение фаз, обеспечивающих максимальную износостойкость. Согласно работе [9], для сплавов, содержащих менее 8,5 % Al и 3 % Fe любой способ упрочнения, кроме холодной деформации, не имеет практического применения, а единственным видом термической обработки является отжиг. При этом двухфазные сплавы, содержащие до 9,6 % Al и имеющие «небольшое» количество  $\beta$ -фазы при повышенных значениях температуры, должны быть отнесены к этой же группе. Таким образом, данные о связи микроструктуры и механических свойств с износостойкостью оказываются весьма противоречивыми.

Сравнительный анализ деталей с высокой и низкой стойкостью подтвердил, что нестабиль-

ность свойств обусловлена различным структурным состоянием. При разнице в содержании основных элементов в  $\sim 1$  % сформированы качественно разные механические и трибологические свойства. Заметим, вероятно, не только разница в химическом составе определила качественное различие в структуре и свойствах (тем более, что содержание алюминия в износостойком образце меньше теоретических 9,4 %, необходимых для формирования двухфазного состояния), но и как отмечалось, условия производства полуфабрикатов. Как следует из рис. 7, для фиксации 6–7 % эвтектоида необходимо охлаждение сплава с температуры не менее 750 °С (при увеличении содержания алюминия эта температура будет снижаться). Более того, при сравнении микроструктур образцов, закаленных с различных температур, установлено, что островки стабильной  $\alpha$ -фазы в эвтектоиде, аналогичной износостойкому образцу, образуются при распаде  $\beta$ -фазы, нагретой от температуры выше 850 °С. При этом, согласно рис. 10, эффективность увеличения доли  $\beta$ -фазы снижается с увеличением содержания алюминия, что может объясняться снижением времени инкубационного периода для начала распада  $\beta$ -фазы, так как эвтектоид  $\alpha + \gamma_2$ , согласно диаграмме состояния медь–алюминий, содержит 11,8 % алюминия. Высокодисперсная фаза на основе железа практически не обнаруживается вокруг эвтектоида только при нагреве более 850 °С, что соответствует данным работ [13, 14]. Таким образом, можно считать установленным, что микроструктура образца с повышенной износостойкостью сформирована в результате охлаждения после горячего деформирования с температуры, приближенной к максимальной, рекомендованной для БрАЖ 9-4. Охрупчивание данного образца обусловлено образованием  $\gamma_2$ -фазы в результате распада  $\beta \rightarrow (\beta' + \beta_1 + \epsilon)$  (эвтектоид  $\alpha + \gamma_2$ ), так как  $\gamma_2$ -фаза имеет ничтожно малую пластичность [12]. Хотя стоит заметить, что для сплавов на основе меди существует феномен «среднетемпературного охрупчивания» [19]. Морфология эвтектоида определяется температурой образования – в интервале 565–550 °С образуется зернистая и частично нерегулярная, при 550 °С и ниже – пластичной формы [13].

Поскольку температура горячей деформации переднего и заднего концов раската в реальных условиях может существенно отличаться, этот фактор может быть причиной нестабильности технологических и эксплуатационных характеристик бронзы. На фазовый состав также могут повлиять условия охлаждения или термообработки проката. Пониженная твердость износостойкого образца с бо-

лее высоким содержанием алюминия относительно износостойкого образца обусловлена растворением высокодисперсных железосодержащих частиц и низкой скоростью охлаждения, не позволившей обеспечить высокое содержание мартенситной  $\beta'$ -фазы.

Материал основы детали с низкой стойкостью находится в однофазном  $\alpha$ -состоянии ввиду низкого содержания алюминия и, вероятно, условий производства. Структура матрицы «износостойкой» детали, содержащей ~9 % алюминия, двухфазная в соответствии с данными работы [3], в бронзе, содержащей 8,5–11,0 % алюминия, при медленном охлаждении происходит распад  $\beta$ -фазы на эвтектоид  $\alpha + \gamma_2$  [1, 12]. Другим фактором, обуславливающим количественный разброс фазового состава в области низкого содержания алюминия, как уже отмечалось, является различная температура окончания горячей деформации полуфабрикатов (прутков), так как с понижением температуры растворимость алюминия в  $\alpha$ -фазе повышается [14]. При этом рекомендованный диапазон значений температуры горячей деформации БрАЖ 9-4 лежит в интервале 550–830 °С [9]. В случае низкого содержания алюминия целесообразно увеличивать температуру окончания горячей деформирования, по возможности избегая медленного охлаждения. Пониженная твердость износостойкого образца удовлетворительно объясняется частичным растворением высокодисперсной фазы в процессе нагрева в  $\beta$ -область и последующим выделением  $\alpha$ -фазы в процессе непрерывного охлаждения.

Согласно результатам рентгеноструктурного анализа, основной структурной составляющей во всех образцах является  $\alpha$ -фаза. В закаленном образце на дифрактограмме присутствуют пики, соответствующие фазе  $\text{Cu}_3\text{Al}$ , иначе  $\beta$ -фазе, и ее количество здесь максимально. Пики, соответствующие  $\beta_1$ -фазе ( $\text{Fe}_3\text{Al}$ ), присутствуют, но слабые. В отпущенном образце высота пиков, соответствующих фазе  $\text{Cu}_3\text{Al}$ , снижается, что соответствует снижению ее количества, а максимумы  $\beta_1$ -фазы ( $\text{Fe}_3\text{Al}$ ) проявляются более четко. Таким образом, рентгеноструктурный анализ подтвердил, что  $\beta$ -фаза при отпуске распадается на  $\alpha$ -фазу и  $\text{Fe}_3\text{Al}$  ( $\beta_1$ -фазу), а медь в процессе распада  $\beta$ -фазы переходит в  $\alpha$ -раствор. После выдержки 4 ч при 550 °С в  $(\alpha + \gamma_2)$ -области наблюдается только две фазы:  $\alpha$  и  $\text{Fe}_3\text{Al}$  ( $\beta_1$ -фаза). Таким образом, в процессе неполной закалки сплава помимо  $\alpha$ -фазы фиксируется мартенситная  $\beta'$ -фаза с решеткой  $\text{Cu}_3\text{Al}$ , при этом, согласно работе [13], процесс упорядочения  $\beta \rightarrow \beta_1$  полностью подавлен быть не может и температура превращения практически не зависит от

скорости охлаждения. В процессе отпуска происходит частичный распад  $\beta'$ -фазы на  $(\alpha + \beta_1)$ -фазы. Фаза  $\beta_1$  представляет собой интерметаллид с кристаллической решеткой  $\text{Fe}_3\text{Al}$ . Таким образом, структура после отпуска представляет собой  $\alpha + (\alpha + \beta_1 + \beta')$ . В результате выдержки сплава при 550 °С микроструктура состоит из  $\alpha$ -фазы с укрупненными дисперсными включениями  $\beta_1$ . В итоге перестаривания сплава, согласно диаграмме состояния  $\text{Cu}-\text{Al}$ , должно пройти превращение  $\beta_1 \rightarrow \gamma_2$ , что подтверждается предварительными результатами производственных испытаний: износостойкость состаренных при 550 °С деталей выше, чем деталей со структурой  $(\alpha + \beta_1)$ -фаз.

С увеличением температуры нагрева количество мелкодисперсной фазы уменьшается вплоть до полного исчезновения. Это означает, что  $\text{Fe}_3\text{Al}$  растворяется как в  $\alpha$ -, так и в  $\beta$ -фазах. Согласно диаграммам состояния, растворимость железа в  $\alpha$ -фазе увеличивается от нуля до 1,3 % при 850 °С. Однако большая доля железа растворяется в  $\beta$ -фазе, растворимость алюминия в ней выше, чем в  $\alpha$ -фазе. В соответствии с термокинетическими диаграммами [13], в результате распада  $\beta$ -фазы даже при охлаждении на воздухе  $\gamma_2$ -фаза не образуется, что подтверждается данными рентгеноструктурного анализа. Согласно диаграммам изотермического распада [13], рекомендованный<sup>4</sup> [1, 3, 12] низкотемпературный отпуск не приведет к образованию  $\gamma_2$ -фазы. Для этого необходимо обеспечить отпуск в интервале 363–565 °С.

Из рис. 13 и табл. 3 следует, что структура промышленного образца с «максимальной» стойкостью моделируется за счет закалки в воду с температуры 850 °С, с последующим отпуском при температуре 550 °С.

## Выводы

1. Нестабильность эксплуатационных характеристик изделий из алюминиевых бронз типа БрАЖ 9-4 может быть обусловлена различным фазовым состоянием.
2. Стойкость к абразивному износу деталей из БрАЖ 9-4 с наличием в микроструктуре составляющей эвтектоидного типа  $(\alpha + \gamma_2)$  значительно выше, чем деталей на однофазной  $\alpha$ -основе с дисперсионными включениями.

<sup>4</sup> СТ ЦКБА 027–2006. Арматура трубопроводная. Термическая обработка деталей из цветных сплавов на основе меди и никеля. Типовой технологический процесс / НПФ «ЦКБА». Введ. 2006–07–01. СПб., 2006. 12 с.

3. Сформировать двухфазную основу при горячем деформировании бронзы БрАЖ 9-4 по ГОСТ 18175 во всем интервале содержания алюминия возможно за счет увеличения температуры окончания горячей деформации.

4. При содержании алюминия в диапазоне, близком к минимальному, обеспечить двухфазную структуру возможно при температуре окончания деформации свыше 750 °С и ускоренном охлаждении.

5. При наличии однофазной основы БрАЖ 9-4 целесообразно проводить улучшение – закалку и отпуск в интервале 400–550 °С. Время отпуска целесообразно выбирать для обеспечения полного распада β-фазы, избегая вырожденной перлитной структуры α + γ<sub>2</sub>.

6. Эффективность прироста β-фазы при нагреве под закалку БрАЖ 9-4 свыше 850 °С при увеличении содержания алюминия снижается, что обусловлено уменьшением инкубационного периода до начала распада.

7. Максимум твердости можно достичь путем изотермической выдержки в интервале 525 ± 25 °С в течение 6–8 ч или закалкой с температуры 850 °С и выше с последующим среднетемпературным отпуском.

8. Твердость бронзы БрАЖ 9-4 не является параметром, определяющим сопротивление изнашиванию.

#### Список литературы

1. Электронное издание на основе: Осинцев О.Е., Федоров В.Н. Медь и медные сплавы. Отечественные и зарубежные марки: справ. – 2-е изд., перераб. и доп. – М.: Инновационное машиностроение, 2016. – 360 с.

2. Логинов Ю.Н. Медь и деформируемые медные сплавы: учеб. пособие / УГТУ-УПИ. – 2-е изд., стер. – Екатеринбург, 2006. – 136 с.

3. Смирнягин А.П., Смирнягина Н.А., Белова А.В. Промышленные цветные металлы и сплавы: справ. – 3-е изд. – М.: Metallurgia, 1974. – 488 с.

4. Meigh H.J. Resistance to wear of aluminium bronzes. Chapter 10 of Cast and wrought aluminium bronzes properties, processes and structure / Copper Development Association (CDA). – 2000. – Pub. 126. – 25 p.

5. Thornton C.H. Aluminum bronze // Alloys Technical Data by CDA (UK). – 1986. – No. 82. – P. 91.

6. Бараз В.Р., Филиппов М.А., Гервасьев М.А. Назначение и выбор металлических материалов: учеб. пособие. – Екатеринбург: Изд-во Урал. ун-та, 2016. – 192 с.

7. Урвачев В.П., Кочетков В.В., Горина Н.Б. Ювелирное и художественное литье по выплавляемым моделям сплавов меди. – Челябинск: Metallurgia. Челябин. отд-ние, 1991. – 168 с.

8. Vin Callcut. Aluminum bronzes. Part I and II. Metallurgy of copper & copper alloys. – 37 p. – URL: <https://www.copper.org/publications/newsletters/innovations/2002/08/aluminum2.html> (accessed 22 August 2019).

9. ASM Handbook / ASM International Handbook Committee. – 2002. – 2174 p. (Vol. 4. Heat treating).

10. Способ термической обработки алюминиевых бронз: пат. 2013463 Рос. Федерация: МПК C22F1/08 / Щербакова Г.К., Ушакова Л.А., Железняк Л.В.; заяв. и патентообл. АО «Уралтрак». – № 5025927/02; заявл. 11.11.91; опубл. 30.05.94.

11. Термообработка бронзовых втулок [Электронный ресурс]. – URL: <https://tsvetmet.wordpress.com/2019/03/09/> (дата обращения: 15.08.2019).

12. Розенберг В.М., Дзугец В.Т. Диаграммы изотермического распада в сплавах на основе меди: справ. – М.: Metallurgia, 1989. – 326 с.

13. Машиностроение: энциклопедия / под ред. К.В. Фролова [и др.]. – М.: Машиностроение, 1994–2015 (Т. II-3. Цветные металлы и сплавы. Композиционные металлические материалы / И.Н. Фридляндер, О.Г. Сенаторова, О.Е. Осинцев [и др.]; под общ. ред. И.Н. Фридляндера. – М., 2001. – 880 с.)

14. Двойные и многокомпонентные системы на основе меди / М.Е. Дриц, Н.Р. Бочвар, Л.С. Гузей, Е.В. Лысова; Академия наук СССР им. Байкова. – М.: Наука, 1979. – 375 с.

15. Ибатуллин И.Д. Триботехнические испытания на фрикционную совместимость: монография / СНЦ РАН. – Самара, 2014. – 217 с.

16. Основы трибологии (трение, износ, смазка): учеб. для техн. вузов. / А.В. Чичинадзе, Э.Д. Браун, Н.А. Буше [и др.]; под общ. ред. А.В. Чичинадзе. – 2-е изд., перераб. и доп. – М.: Машиностроение, 2001. – 664 с.

17. Мышкин Н.К. Трение, смазка, износ. Физические основы и технические приложения трибологии. – М.: ФИЗМАТЛИТ, 2007. – 368 с.

18. Schumacker W.J. Private communication to E.E. Denhart // Manager-Stainless Steel Research and Technology, Armco. – Feb. 1980.

19. Laporte V., Mortensen A. Intermediate temperature embrittlement of copper alloys // Alcan Engineered Products, Voreppe Research Centre (CRV). International Materials Reviews. Melting and Casting Unit. – 2009. – Vol. 54, no. 2. – P. 94–116.

#### References

1. Elektronnoe izdanie na osnove [Electronic edition based on]: Osintsev O.E., Fedorov V.N. Med' i mednye splavy. Otechestvennyye i zarubezhnyye marki. 2nd ed. Moscow: Innovatsionnoe mashinostroenie, 2016, 360 p.

2. Loginov Yu.N. Med' i deformiruemye mednye splavy [Copper and deformable copper alloys]. UGTU-UPI. 2nd ed. Ekaterinburg, 2006, 136 p.

3. Smirniagin A.P., Smirniagina N.A., Belova A.V. Promyshlennyye tsvetnyye metally i splavy [Industrial non-ferrous metals and alloys]. 3rd ed. Moscow: Metallurgiya, 1974, 488 p.

4. Meigh H.J. Resistance to wear of aluminium bronzes. Chapter 10 of Cast and wrought aluminium bronzes properties, processes and structure. *Copper Development Association (CDA)*, 2000, Pub. 126, 25 p.

5. Thornton C.H. Aluminum bronze. *Alloys Technical Data by CDA (UK)*, 1986, no. 82, pp. 91.

6. Baraz V.R., Filippov M.A., Gervas'ev M.A. Naznachenie i vybor metallicheskih materialov [Designation and

selection of metal materials]. Ekaterinburg: Izdatel'stvo Ural'skogo universiteta, 2016, 192 p.

7. Urvachev V.P., Kochetkov V.V., Gorina N.B. Iuvelirnoe i khudozhestvennoe lit'e po vyplavlaiemym modeliam splavov medi [Jewelry and art casting on smelted copper alloy models]. Cheliabinsk: Metallurgii. Cheliabinskoe otd-nie, 1991, 168 p.

8. Vin Callcut. Aluminum bronzes. Part I and II. *Metalurgy of copper & copper alloys*, 37 p. URL: <https://www.copper.org/publications/newsletters/innovations/2002/08/aluminum2.html> (accessed 22 August 2019).

9. ASM Handbook. ASM International Handbook Committee, 2002, 2174 p. (Vol. 4. Heat treating).

10. Shcherbakova G.K., Ushakova L.A., Zhelezniak L.V. Sposob termicheskoi obrabotki aluminievyykh bronz: pat. 2013463 Ros. Federatsiia: MPK C22F1/08 [Method of heat treatment of aluminium bronzes]. Patent Rossiiskaia Federatsiia, no. 5025927/02 (1994).

11. Termoobrabotka bronzovykh vtulok [Heat treatment of bronze bushings]. URL: <https://tsvetmet.wordpress.com/2019/03/09/> (accessed 15 August 2019).

12. Rozenberg V.M., Dzutsev V.T. Diagrammy izotermicheskogo raspada v splavakh na osnove medi [Diagrams of isothermal decomposition in copper-based alloys]. Moscow: Metallurgii, 1989, 326 p.

13. Mashinostroenie [Mechanical Engineering]: entsiklopediia. Ed. K.V. Frolova et al. Moscow: Mashinostroenie, 1994–2015, (vol. II-3. Tsvetnye metally i splavy. Kompozitsionnye metallicheskie materialy / I.N. Fridliander, O.G. Senatorova, O.E. Osintsev et al. Ed. I.N. Fridliandera. Moscow, 2001, 880 p.)

14. Drits M.E., Bochvar N.R., Guzei L.S., Lysova E.V. Dvoinye i mnogokomponentnye sistemy na osnove medi [Dual and multi-component copper-based systems]. *Akademiia nauk SSSR im. Baikova*. Moscow: Nauka, 1979, 375 p.

15. Ibatullin I.D. Tribotekhnicheskie ispytaniia na friktsionnuiu sovmestimost': monografiia [Tribotechnical friction compatibility testing]. SNTs RAN. Samara, 2014, 217 p.

16. A.V. Chichinadze, E.D. Braun, N.A. Bushe et al. Osnovy tribologii (trenie, iznos, smazka): uchebnik dlia tekhnicheskikh vuzov [Basics of tribology (friction, wear, lubrication)]. Ed. A.V. Chichinadze. 2<sup>nd</sup> ed. Moscow: Mashinostroenie, 2001, 664 p.

17. Myshkin N.K. Trenie, smazka, iznos. Fizicheskie osnovy i tekhnicheskie prilozheniia tribologii [Friction, lubrication, wear and tear. Physical fundamentals and technical applications of tribology]. Moscow: FIZMATLIT, 2007, 368 p.

18. Schumacker W.J. Private communication to E.E. Denhart. *Manager-Stainless Steel Research and Technology*, Armco. Feb. 1980.

19. Laporte V., Mortensen A. Intermediate temperature embrittlement of copper alloys. *Alcan Engineered Products, Voreppe Research Centre (CRV). International Materials Reviews. Melting and Casting Unit*, 2009, vol. 54, no. 2, pp. 94–116.

Получено 24.04.2020

Опубликовано 30.06.2020

#### Сведения об авторах

**Святкин Алексей Владимирович** (Тольятти, Россия) – кандидат технических наук, доцент кафедры нанотехнологий, материаловедения и механики Тольяттинского государственного университета; e-mail: [astgl@mail.ru](mailto:astgl@mail.ru).

**Попова Лариса Ивановна** (Тольятти, Россия) – кандидат физико-математических наук, доцент, доцент кафедры нанотехнологий, материаловедения и механики Тольяттинского государственного университета; e-mail: [Onegko@mail.ru](mailto:Onegko@mail.ru).

**Шендерей Павел Эдуардович** (Тольятти, Россия) – кандидат педагогических наук, доцент Института менеджмента, маркетинга и права; e-mail: [Pavel89272116756@yandex.ru](mailto:Pavel89272116756@yandex.ru).

#### About the authors

**Aleksey V. Svyatkin** (Togliatti, Russian Federation) – Ph.D. in Technical Sciences, Associate Professor, Department of Nanotechnology, Materials Science and Mechanics, Togliatti State University; e-mail: [astgl@mail.ru](mailto:astgl@mail.ru).

**Larisa I. Popova** (Togliatti, Russian Federation) – Ph.D. in Physical and Mathematical Sciences, Associate Professor, Department of Nanotechnology, Materials Science and Mechanics, Togliatti State University; e-mail: [Onegko@mail.ru](mailto:Onegko@mail.ru).

**Pavel E. Shenderei** (Togliatti, Russian Federation) – Ph.D. in Pedagogical Sciences, Associate Professor, Institute of Management, Marketing and Law; e-mail: [Pavel89272116756@yandex.ru](mailto:Pavel89272116756@yandex.ru).