УДК: 669.35.018.24:620.178.162

ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ ОХЛАЖДЕНИЯ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА БРОНЗЫ БрО10С2Н3

© 2021 г. В.Е. Баженов¹, А.Ю. Титов¹, И.В. Шкалей², А.В. Санников¹, А.А. Никитина¹, И.В. Плисецкая¹, А.И. Базлов¹, А.М. Мезрин², А.В. Колтыгин¹

¹ Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва, Россия

² Институт проблем механики им. А.Ю. Ишлинского (ИПМех) РАН, г. Москва, Россия

Статья поступила в редакцию 23.08.20 г., доработана 12.11.20 г., подписана в печать 17.11.20 г.

Аннотация: В машиностроении для изготовления деталей, работающих на трение, применяются антифрикционные оловянные бронзы. В частности, бронза БрО10С2Н3 нашла применение в узлах системы торможения самолетов. Одним из способов повышения свойств оловянно-свинцовых бронз является увеличение скорости охлаждения при кристаллизации. В настоящей работе исследовали влияние скорости охлаждения и изменения содержания легирующих элементов (в пределах, установленных ОСТ 1 90054-72) на свойства бронзы БрО10С2Н3. Для обеспечения различной скорости охлаждения приготовленные сплавы заливали в формы из холодно-твердеющий смеси, стали и графита, для которых скорость охлаждения составила 0,4, 5,0 и 14,6 °С/с соответственно. Изучали влияние скорости охлаждения и состава бронзы на интервал кристаллизации, макроструктуру, микроструктуру, теплопроводность, механические и трибологические свойства. С помощью дифференциально-термического анализа было показано, что легирование бронзы БрО10C2H3 по верхнему пределу приводит к снижению температуры солидуса на 40 °С, что следует учитывать при деформационной и термической обработках. Увеличение скорости охлаждения при затвердевании слитков из бронзы БрО10С2Н3 приводит к значительному измельчению зерна, изменяет количество, размер и морфологию фаз. Так, например, при литье в металлическую и графитовую формы уменьшается размер и повышается сферичность частиц свинца. Изменение содержания Sn в пределах, установленных ОСТ, оказывает значительное влияние на долю интерметаллической фазы ү-(Cu,Ni)₃Sn. Увеличение скорости охлаждения практически не влияет на теплопроводность бронзы БрО10С2НЗ, но приводит к повышению твердости на 30 НВ, а также предела текучести и предела прочности при испытаниях на растяжение. Трибологические исследования, проведенные по схеме «вал – частичный вкладыш» в среде керосина со стальным контртелом, показали, что увеличение скорости охлаждения при затвердевании приводит к повышению интенсивности изнашивания бронзы с ~0,4·10⁻⁸ до ~1,2·10⁻⁸, а изменение состава в пределах ОСТ практически не влияет на интенсивность изнашивания, но вызывает небольшой рост коэффициента трения.

Ключевые слова: антифрикционная бронза, БрО10С2Н3, скорость охлаждения, интенсивность износа, механические свойства, микроструктура.

Баженов В.Е. – канд. техн. наук, доцент кафедры литейных технологий и художественной обработки материалов (ЛТиХОМ) НИТУ «МИСиС» (119991, г. Москва, Ленинский пр-т, 4). E-mail: V.E.Bagenov@gmail.com.

Титов А.Ю. – канд. техн. наук, ассистент кафедры ЛТиХОМ НИТУ «МИСиС». E-mail: titov.andrey90@gmail.com.

Шкалей И.В. – инженер лаборатории трибологии ИПМех РАН (119526, г. Москва, пр-т Вернадского, 101, корп. 1). E-mail: ioann_shiva@list.ru.

Санников А.В. – канд. техн. наук, начальник участка ИЦ ЛТМ НИТУ «МИСиС». E-mail: sannikov@ic-ltm.ru.

Никитина А.А. – учебный мастер кафедры ЛТиХОМ НИТУ «МИСиС». E-mail: echinus@valar.ru.

Плисецкая И.В. – канд. техн. наук, ассистент кафедры ЛТиХОМ НИТУ «МИСиС». E-mail: inga.plisetskaya@gmail.com.

Базлов А.И. – канд. техн. наук, инженер лаборатории перспективных энергоэффективных материалов НИТУ «МИСиС». E-mail: andreibazlov@gmail.com.

Мезрин А.М. – канд. физ.-мат. наук, науч. сотрудник лаборатории трибологии ИПМех РАН. E-mail: amezrin@rambler.ru.

Колтыгин А.В. - канд. техн. наук, доцент кафедры ЛТиХОМ НИТУ «МИСиС». E-mail: misistlp@mail.ru.

Для цитирования: Баженов В.Е., Титов А.Ю., Шкалей И.В., Санников А.В., Никитина А.А., Плисецкая И.В., Базлов А.И., Мезрин А.М., Колтыгин А.В. Влияние скорости охлаждения на структуру и свойства бронзы БрО10С2Н3. Известия вузов. Цветная металлургия. 2021. Т. 27. No. 2. C. 25–39. DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2022-1-25-39.

Effect of cooling rate on C92900 bronze microstructure and properties

V.E. Bazhenov¹, A.Yu. Titov¹, I.V. Shkalei², A.V. Sannikov¹, A.A. Nikitina¹, I.V. Plisetskaya¹, A.I. Bazlov¹, A.M. Mezrin², A.V. Koltygin¹

National University of Science and Technology (NUST) «MISIS», Moscow, Russia

Ishlinsky Institute for Problems in Mechanics of the Russian Academy of Sciences (IPMech RAS), Moscow, Russia

Received 23.08.2020, revised 12.11.2020, accepted for publication 17.11.2020

Abstract: In the mechanical engineering, antifriction tin bronzes are used for the manufacture of friction parts. For example, the C92900 bronze has found use in aircraft braking system components. One of the ways to improve the properties of leaded tin bronzes is to increase the cooling rate during solidification. This paper studies the effect of the cooling rate and changes in the content of alloying elements within the limits established by the C92900 bronze industry standard OST 1 90054-72. In order to provide different cooling rates, the prepared alloys were casted into molds made of resin-bonded sand, steel and graphite with cooling rates 0.4, 5.0, and 14.6 °C/s, respectively. The influence of the cooling rate and the bronze composition on the freezing range, macrostructure, microstructure, thermal conductivity, mechanical, and tribological properties were investigated. Differential thermal analysis demonstrated that the upper-limit alloying of C92900 bronze leads to a decrease of the solidus temperature by 40 °C, which should be considered during deformation processing and heat treatment. An increase in the cooling rate during C92900 bronze ingot solidification provides a significant grain refinement and changes the amount, size and morphology of phases. For example, in case of metallic and graphite mold casting, the size of lead particles decreases, and its circularity increases. The change in the Sn content within the range established by the industrial standard has a significant effect on the γ -(Cu,Ni)₃Sn intermetallic phase fraction. The increase in the cooling rate has no significant effect on the C92900 bronze thermal conductivity but increases hardness by 30 HB as well as cooling rate and yield strength and ultimate tensile strength. Wear tests carried out in accordance with the «shaft - partial insert» scheme in a kerosene medium using a steel counterbody showed that an increase in the cooling rate during solidification leads to an increase in the bronze wear rate from $\sim 0.4 \cdot 10^{-8}$ to $\sim 1.2 \cdot 10^{-8}$. The change in the bronze composition within the industrial standard range has practically no effect on the wear rate but leads to a slight increase of the coefficient of friction.

Keywords: antifriction bronze, C92900, cooling rate, wear rate, mechanical properties, microstructure.

Bazhenov V.E. – Cand. Sci. (Eng.), Assistant prof., Department of foundry technologies and material art working (FT&MAW), National University of Science and Technology (NUST) «MISIS» (119991, Russia, Moscow, Leninskii pr., 4). E-mail: V.E.Bagenov@gmail.com.

Titov A.Yu. – Cand. Sci. (Eng.), Assistant lecturer, Department of FT&MAW, NUST «MISIS». E-mail: titov.andrey90@gmail.com. **Shkalei I.V.** – Engineer, Tribology laboratory, Ishlinsky Institute for Problems in Mechanics of the Russian Academy of Sciences (IPMech RAS) (119526, Russia, Moscow, Vernadskogo pr., 101-1). E-mail: ioann_shiva@list.ru.

Sannikov A.V. – Cand. Sci. (Eng.), Head of section, Casting technology and material engineering center, NUST «MISIS». E-mail: sannikov@ic-ltm.ru.

Nikitina A.A. - Laboratory assistant, Department of FT&MAW, NUST «MISIS». E-mail: echinus@valar.ru.

Plisetskaya I.V. - Cand. Sci. (Eng.), Assistant lecturer, Department of FT&MAW, NUST «MISIS».

E-mail: inga.plisetskaya@gmail.com.

Bazlov A.I. – Cand. Sci. (Eng.), Engineer, Advanced energy efficient materials laboratory, NUST «MISIS». E-mail: andreibazlov@gmail.com.

Mezrin A.M. - Cand. Sci. (Phys.-Math.), Researcher, Tribology laboratory, IPMech RAS. E-mail: amezrin@rambler.ru.

Koltygin A.V. - Cand. Sci. (Eng.), Assistant prof., Department of FT&MAW, NUST «MISIS». E-mail: misistlp@mail.com.

For citation: Bazhenov V.E., Titov A.Yu., Shkalei I.V., Sannikov A.V., Nikitina A.A., Plisetskaya I.V., Bazlov A.I., Mezrin A.M., Koltygin A.V. Effect of cooling rate on C92900 bronze microstructure and properties. *Izvestiya Vuzov. Tsvetnaya Metallurgiya (Izvestiya. Non-Ferrous Metallurgy).* 2021. Vol. 27. No. 2. P. 25–39 (In Russ.). DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2022-1-25-39.

Введение

Оловянные бронзы обладают высокими прочностными, коррозионными и антифрикционными свойствами [1, 2]. Они применяются в машиностроении в деталях, работающих на трение при средних нагрузках и скоростях скольжения. В частности, изделия из бронзы БрО10С2Н3 используются в узлах системы торможения самолетов [3]. Этот материал в коде UNS (США) имеет обозначение C92900 [4]. Требования к механическим свойствам бронзы БрО10C2H3 невысоки: предел прочности — 250 МПа, относительное удлинение — 5 % и твердость — 75 НВ [5].

В соответствии с литературными данными микроструктура бронзы БрО10С2Н3 состоит из твердого раствора на основе меди (Cu), богатой оловом интерметаллидной фазы δ-Cu₃₁Sn₈ и твердого раствора на основе свинца (Pb) [1—3, 6, 7]. Медный твердый раствор обеспечивает пластичность и является матрицей для остальных структурных составляющих. Интерметаллидное соединение с оловом обеспечивает несущую способность благодаря своей когерентности с матрицей и повышает сопротивление износу из-за своей более высокой твердости, а частицы свинца способствуют образованию твердой смазочной пленки на трущихся поверхностях, а также улучшают обрабатываемость [8—11]. Никель в бронзе способствует снижению скорости окисления [12].

Известно, что бронзы, содержащие 10 мас.% Sn, обладают широким интервалом кристаллизации, и при малых скоростях охлаждения в структуре слитка наблюдается большая доля усадочной пористости [1, 5, 13]. Снизить пористость можно за счет уменьшения ширины двухфазной области, формирующейся в затвердевающем слитке, увеличив скорость охлаждения или обеспечив направленное затвердевание [5, 14—16].

Повышение скорости охлаждения при литье оловянно-свинцовых бронз приводит к увеличению прочности, твердости, циклической долговечности и относительного удлинения [2, 6, 17—19]. Сравнительное изучение поведения бронз различного состава показало, что прямой связи между механическими свойствами и износостойкостью нет [9].

В наибольшей степени характеристики износа бронзы определяются микроструктурой сплава [9]. Увеличение скорости охлаждения при получении изделий из оловянно-свинцовых бронз приводит к росту объемной доли интерметаллидной фазы в структуре и уменьшению размеров частиц свинца [3, 17, 20-23]. Было обнаружено, что повышение скорости охлаждения приводит к увеличению износа [6, 17-19]. Так, авторы работы [19] утверждают, что для обеспечения высокого сопротивления износу необходимо образование крупных скоплений интерметаллидной фазы и (Рb). Хотя по поводу влияния (Рb) имеется и другое мнение, основанное на том, что трибологические свойства выше, когда частицы смазывающей фазы имеют малый размер, поскольку в этом случае образуется большее их количество, что приводит к более равномерному образованию смазывающей пленки [24].

Целью настоящей работы являлось изучение влияния скорости охлаждения и содержания легирующих элементов на макроструктуру, микро-

Izvestiya. Non-Ferrous Metallurgy • 2021 • Vol. 27 • № 2

структуру, механические и трибологические свойства бронзы БрО10С2Н3.

Материалы и методики исследования

Готовили образцы бронзы БрО10С2Н3 двух составов: по нижнему (H) и верхнему (B) пределам легирования в соответствии с ОСТ 1 90054-72. В качестве шихты использовали медь М1, олово О1пч, свинец С1 и никель Н1. Для удобства введения никеля готовили лигатуру Cu-10мас.%Ni. Плавку сплава и лигатуры вели в высокочастотной индукционной печи в графитошамотном тигле. При получении лигатуры после расплавления меди вводили никель при температуре 1250—1300 °С. Для выплавки сплава в тигель загружали медь и лигатуру Cu-10мас.%Ni. Чтобы создать восстановительную атмосферу, на поверхность расплава наносили бой электродного графита марки ГЭ (ТУ 1915-086-00200851-2007). При температуре ~1200 °С вводили олово. Цинк добавляли в последнюю очередь, после чего производили разливку сплава. Состав сплавов, определенный с помощью оптического эмиссионного спектрометра Bruker Q4 Tasman (Германия), приведен в таблице.

Для обеспечения различной скорости охлаждения приготовленные сплавы заливали в формы из холодно-твердеющий смеси (ХТС), стали и графита. Формы из ХТС получали с использованием альфа-сет процесса. При этом применяли смолу марки ФС-01 (ТУ 2221-010-38267160-2012) и отвердитель А-30 (ТУ 2494-001-95197502-2006) («Интема групп», Россия). Стальная изложница была изготовлена из стали Ст.3, а графитовая — из малозольного графита марки ГМЗ. Температура заливки расплава в формы составляла 1100 °С. В формах из ХТС и стали были получены цилиндрические слитки

Состав бронзы БрО10С2Н3

C92900 bronze composition

Сплав	Основные компоненты, мас.%			
	Cu	Sn	Ni	Pb
<i>H</i> (по нижнему пределу)	Ост.	8,99	2,85	2,29
В (по верхнему пределу)	Ост.	11,23	3,99	3,41
БрО10С2Н3 (ОСТ 1 90054-72)	Ост.	9–11	3-4	2,0-3,25

одинаковой высоты 150 мм и диаметром 60 и 35 мм соответственно, а в графитовой — прямоугольный слиток сечением 20×120 мм и высотой 100 мм. Для определения скорости охлаждения в момент заливки в расплав погружали хромель-алюмелевые термопары и осуществляли запись их показаний до полного охлаждения слитков с помощью термоизмерителя BTM-4208SD («Lutron», Израиль).

Микроструктуру сплавов и содержание элементов в фазах исследовали с помощью сканирующего электронного микроскопа (СЭМ) Vega SBH3 («Tescan», Чехия) с приставкой энергодисперсионного микроанализа Oxford. Долю фаз в структуре, а также размеры и форму фазовых составляющих определяли в программе анализа изображений ImageJ 1,52a («National Institutes of Health», CША) с использованием таких параметров, как диаметр Ферета и сферичность (С). Диаметр Ферета представляет собой максимальное расстояние между двумя касательными к контуру измеряемого объекта [25]. Он используется в том случае, когда измеряемые объекты (в данном случае фазы в микроструктуре сплава) имеют неправильную форму. Сферичность позволяет оценить, насколько близки анализируемые объекты по своей форме к окружности, и вычисляется по уравнению [25]

$$C = 4\pi S/P^2,\tag{1}$$

где *S* и *P* — площадь и периметр объекта.

Можно видеть, что при подстановке в формулу (1) уравнений для площади и периметра окружности значение C = 1, т.е. чем ближе значение сферичности к единице, тем ближе объект к окружности.

Макроструктуру сплавов исследовали на оптическом микроскопе Axio Observer.D1m («Carl Zeiss», Германия). Выявление границ зерен осуществляли, используя травитель состава 5 г FeCl₃ + + 15 мл HCl + 50 мл H₂O. Размер зерна определяли методом секущих с помощью программы Sizer (каф. МЦМ НИТУ «МИСиС»).

Температуры ликвидуса и солидуса сплава оценивали с помощью дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК) на анализаторе SDT Q600 фирмы «TA Instruments» (США). Испытания проводили в атмосфере аргона при скоростях нагрева и охлаждения 10 °С/мин.

Фазовый состав сплавов определяли рентгенофазовым анализом на дифрактометре D8 ADVANCE («Bruker», США) в монохроматическом излучении Cu K_{α} . Твердость по Бринеллю измеряли на универсальном твердомере NEMESIS 9001 («INNOVA-TEST», Нидерланды). Параметры испытания были следующие: шарик диаметром 2,5 мм, нагрузка — 62,5 кгс (≈613 H), время выдержки под нагрузкой — 10 с.

Электропроводность бронз определяли с помощью вихревого структуроскопа ВЭ-27НЦ/4-5 (НПП «Сигма», Россия) с пределами измерения 5—37 МСм/м. Далее для вычисления теплопроводности (λ) использовали эмпирическое соотношение, связывающее теплопроводность с электропроводностью, предложенное Смиттом и Палмером [26], которое имеет вид

$$\lambda = AL_0 T \sigma + B, \tag{2}$$

где L_0 — число Лоренца, T — температура, σ — электропроводность, A и B — эмпирические константы (для медных сплавов A = 0.967, B = 7.53 Вт/(м·К) [26]).

Механические свойства исследовали на цилиндрических образцах диаметром 5 мм и длиной рабочей части 60 мм. Испытания на растяжение проводили на универсальной испытательной машине 5569 («Instron», США). Для каждого сплава и скорости охлаждения испытывали по три образца.

Кривые равновесной и неравновесной кристаллизации рассчитывали с использованием программы Thermo-Calc [27] и термодинамической базы TCBIN (Binary alloys database) [28].

Трибологические исследования проводили по схеме «вал — частичный вкладыш» с помощью трибометра T-05 («The Institute for Sustainable Technologies», Польша). Образец-вкладыш представлял собой параллелепипед из исследуемой бронзы с размерами 15,75×10,00×6,35 мм, имеющий радиусную проточку под контробразец в форме кольца диаметром 35 мм из стали 30ХЗВА. Поверхность контробразца подвергали азотированию. Для каждого сплава и скорости охлаждения испытывали по два образца. Испытания проводили в среде керосина марки ТС-1 при комнатной температуре, но в ходе испытаний она повышалась до 80-90 °С. Скорость скольжения и нагрузка составляли v = $= 2 \text{ м/с и } N = 627 \text{ H соответственно. Продолжи$ тельность испытания — 1 ч.

Линейную интенсивность изнашивания (*I_h*) вычисляли по формуле

$$I_h = h/L = h/(\upsilon t), \tag{3}$$

где *h* — линейный износ, *L* — путь трения, υ — скорость скольжения и *t* — время испытания.

Линейный износ (*h*, м) рассчитывали по уравнению

$$h = \Delta m / (S\rho), \tag{4}$$

где Δm — изменение массы, возникающее после истирания образца, *S* — площадь рабочей поверхности образца и ρ — плотность бронзы.

Массы образцов до и после испытаний измеряли на весах Kern 770 с точностью до 1 мг. Площадь поверхности образца, контактирующая с контртелом, составила 1 см², а плотность бронзовых образцов, определенная с помощью гидростатического взвешивания, — 8873 кг/м³.

После испытания на износ сразу же проводили дополнительное испытание по оценке коэффициента трения. Для этого привод вращения останавливали и при установившейся температуре обнуляли показания датчика силы трения. Далее привод снова включали на 5 мин и фиксировали силу трения. Коэффициент трения (μ) вычисляли как отношение силы трения в установившемся режиме к нагрузке $\mu = F_{\rm Tp}/N$.

Результаты и их обсуждение

На рис. 1 представлены кривые охлаждения, записанные при заливке слитков из бронзы БрО10С2Н3 в формы из ХТС, стали и графита. Поскольку заливали слитки из сплавов, по составу соответствующих нижнему (Н) и верхнему (В) пределам легирования, для каждого материала формы было получено по 2 кривые. Были вычислены средние значения скорости охлаждения (voxл) в интервале от температуры заливки, равной 1100 °С, до 400 °С. Минимальная ее величина (0,4 °С/с) была получена при заливке бронзы в форму из XTC. При использовании стальной и графитовой форм скорость охлаждения составила 5,0 и 14,6 °С/с соответственно, т.е. по сравнению с литьем в форму из XTC значения $\nu_{\text{охл}}$ повысились в 12,5 и 36,5 раза соответственно. Следует учитывать, что полученная разница в скоростях охлаждения обеспечивается не только отличием теплофизических свойств материалов, но и разницей в размерах отливаемых заготовок.

По результатам дифференциальной сканирующей калориметрии (рис. 2) для сплава, легированного по нижнему пределу, температуры ликвидуса и солидуса составили 1002 °С и 829 °С соответственно, а легирование сплава по верхнему



Рис. 1. Кривые охлаждения, записанные в ходе заливки слитков БрО10С2Н3 в формы из ХТС,

стали и графита

Цифры на графике показывают среднюю скорость охлаждения в интервале температур 1100-400 °С

Fig. 1. Cooling curves recorded during C92900 ingot casting into resin-bonded sand, steel and graphite molds

Numbers in the graph indicate average cooling rate in the 1100-400 °C temperature range



Рис. 2. Кривые ДСК для бронзы БрО10С2Н3, легированной по нижнему (сплав *H*) и верхнему (сплав *B*) пределам

Fig. 2. DSC curves for C92900 bronze alloyed by the lower (*H* alloy) and upper (*B* alloy) limits

пределу приводит к их снижению до 990 °C и 787 °C соответственно.

Таким образом, варьирование состава бронзы БрО10С2Н3 в пределах, установленных ОСТ, может приводить к изменению температуры солидуса на 40 °C, что необходимо учитывать в случае проведения последующей деформационной или термической обработки.

На рис. 3 представлена макроструктура сплавов *H* и *B* при заливке в формы из стали и графита. Видно, что варьирование состава сплава в пределах, указанных в стандарте для бронзы БрО10С2Н3, не приводит к изменению макроструктуры. Влияние на размер зерна в сплавах оказывает только скорость охлаждения. Размер зерна бронзы БрО10С2Н3 (сплавы H и B) в зависимости от скорости охлаждения представлен на рис. 4. Видно, что ее увеличение с 0,4 до 5 °С/с приводит к уменьшению размера зерна с 1920 до 229 мкм для сплава H и с 1600 до 202 мкм для сплава B, т. е. зерно измельчается в 7—8 раз. Дальнейшее повышение скорости охлаждения, обеспечиваемое при литье в графитовую форму, способствует снижению размера зерна до 74 и 90 мкм для сплавов H и B соответственно. Влияние состава сплава на размер зерна в сравнении со скоростью охлаждения не столь значительно.

На рис. 5 представлена микроструктура бронзы БрО10С2Н3, легированной по нижнему и верхнему пределам при заливке в формы из ХТС, стали



Рис. 3. Макроструктура бронзы БрО10С2Н3, залитой в стальную (*a*, *б*) и графитовую (*b*, *c*) формы *a*, *b* – легирование по нижнему пределу (сплав *H*); *б*, *c* – по верхнему (сплав *B*)

Fig. 3. Macrostructure of C92900 bronze casted into steel (a, δ) and graphite (a, c) molds a, a – lower limit alloying (H alloy); δ , c – upper limit alloying (B alloy)



Рис. 4. Размер зерна слитков из бронзы БрО10С2Н3 в зависимости от скорости охлаждения **Fig. 4.** Grain size vs. cooling rate for C92900 bronze ingots

и графита. Помимо твердого раствора на основе меди, обозначенного на снимках микроструктур (Cu), в структуре сплава имеются интерметаллидная фаза γ -Cu₃Sn, твердый раствор на основе свинца (Pb) и твердый раствор на основе меди (Cu)', отличный по составу от (Cu).

Видно, что с увеличением скорости охлаждения уменьшается размер дендритных ячеек твердого раствора на основе меди (Cu) и других фазовых составляющих, а частицы (Pb) сфероидизируются.

Разницу в содержании олова между фазами (Cu) и (Cu)' установить достаточно сложно, поскольку в дендритах медного твердого раствора наблюдается значительная дендритная ликвация. Так, содержание Sn в центре и на границах дендритных ячеек сплавов, полученных в формах из стали и графита, составляет ~ 2 и 8 ат.% соответственно. В фазе (Cu)' концентрация Sn достигает 3,5—4,0 ат.%. Значительное различие между указанными выше фазами можно установить по содержанию Ni. Так, в (Cu) содержится 3—4 ат.% Ni в сплаве *H* и 4—5 ат.% Ni в сплаве *B*, а в (Cu)' — около 0,7 ат.% Ni.

Таким образом, ликвация Ni значительно меньше, чем Sn. Также следует отметить, что скорость охлаждения практически не влияет на содержание Ni в указанных выше фазах.

В работах [1-3, 6, 7], основываясь на анализе

двойной диаграммы состояния Cu—Sn [29], указывается, что богатая оловом интерметаллидная фаза δ -Cu₃₁Sn₈ образуется в результате эвтектоидного превращения. В то же время авторы работы [30] изучали процесс кристаллизации сплава Cu—15мас.%Ni—8мас.%Sn. Образцы сплава закаливали с разных температур из жидкого и твердого состояний. Было установлено, что при закалке с температур 870—750 °C в структуре сплава наблюдались твердый раствор на основе меди (Cu) и фаза γ -(Cu,Ni)₃Sn со структурой DO₃, расположенная по границам дендритных ячеек и представляющая собой вырожденную эвтектику. Формирование этой фазы из жидкости также было подтверждено с помощью термодинамических расчетов [31].

В работе [8] авторы обнаружили, что помимо частиц свинца, равномерно распределенных в матрице, имеются частицы свинца, которые зародились на частицах и вокруг частиц интерметаллида Cu—Sn, расположенных по границам дендритных ячеек, что также свидетельствует об образовании интерметаллидной фазы по эвтектической реакции.

В связи с отсутствием термодинамической базы, включающей все компоненты бронзы БрО10С2Н3, в программном пакете Thermo-Calc был проведен расчет равновесной и неравновесной (по модели Шейля-Гулливера) кристаллизации для двойных сплавов Cu—Sn, содержащих 9 и 11 мас.% Sn (рис. 6). Известно, что никель неограниченно растворим как в жидкой, так и в твердой меди, а значит, он не будет образовывать новых фаз. Что же касается свинца, то он кристаллизуется в виде отдельной фазы (Pb) в самом конце процесса кристаллизации. Исходя из этого можно предположить, что для двойных сплавов Cu-Sn и бронзы БрО10С2Н3 путь кристаллизации должен быть схож. При равновесной кристаллизации в структуре обоих сплавов должны сформироваться только кристаллы (Си), а при неравновесной возможно появление интерметаллической фазы γ-Си₃Sn по эвтектической реакции.

Таким образом, наиболее вероятным механизмом образования интерметаллической фазы при неравновесной кристаллизации в структуре оловянистых бронз является эвтектическое, а не эвтектоидное превращение.

Содержание элементов в фазе Cu_3Sn , определенное с помощью микрорентгеноспектрального анализа, в зависимости от скорости охлаждения для сплавов *H* и *B* представлено на рис. 7. Посколь-



Рис. 5. Микроструктура бронзы БрО10С2Н3, залитой в формы из ХТС (*a*, *б*), стали (*b*, *c*) и графита (*d*, *e*) *a*, *b*, *d* – легирование по нижнему пределу (сплав *H*); *б*, *c*, *e* – по верхнему (сплав *B*)

Fig. 5. Microstructure of C92900 bronze casted into resin-bonded sand (a, δ) , steel (a, c) and graphite (∂, e) molds a, b, ∂ – lower limit alloying (*H* alloy); δ, c, e – upper limit alloying (*B* alloy)



Рис. 6. Рассчитанные в программе Thermo-Calc кривые равновесной и неравновесной (по модели Шейля–Гулливера) кристаллизации для двойных сплавов Cu–9мас.%Sn и Cu–11мас.%Sn

Fig. 6. Equilibrium and non-equilibrium (by the Scheil–Gulliver model) solidification pathways calculated via Thermo-Calc software for Cu–9wt.%Sn and Cu–11wt.%Sn binary alloys



Рис. 7. Содержание Ni и Sn в фазе Cu_3Sn в бронзе БрО10С2Н3 в зависимости от скорости охлаждения

Fig. 7. Ni and Sn contents in the Cu_3Sn phase vs. cooling rate for C92900 bronze

ку Си и Ni неограниченно растворимы друг в друге как в жидком, так и в твердом состояниях [32], эта фаза является тройной γ -(Cu,Ni)₃Sn, но для простоты обозначим ее как двойную (Cu₃Sn). Видно, что содержание в ней Ni и Sn в сплавах H и В при заливке в форму из XTC ($v_{oxn} = 0,4$ °C/c) практически совпадает (13—14 и 25 ат.% соответственно). При скоростях охлаждения 5 и 14,6 °C/c (заливка в формы из стали и графита соответственно) состав фазы Cu₃Sn практически одинаков, но отличается для сплавов H и B: для сплава, легированного по нижнему пределу, содержания Ni и Sn в фазе Cu₃Sn составляют 7,5 и 22 ат.% соответственно, а для сплава, легированного по верхнему пределу, — 10 и 24 ат.%.

Таким образом, увеличение скорости охлаждения приводит к снижению концентрации никеля в фазе Cu₃Sn.

На рис. 8 показано влияние скорости охлаждения на объемную долю фаз в структуре бронзы БрО10С2Н3 (сплавы *H* и *B*). Видно, что наибольшее влияние она оказывает на содержание фазы (Cu)'. Так, при малой ее величине ($v_{0x,T} = 0,4$ °C/с), реализуемой при литье в формы из XTC, доля этой фазы максимальна, и для сплавов *H* и *B* она составляет 4,7 и 7,5 об.% соответственно. Повышение скорости охлаждения до 5 °C/с приводит к сниже-



Рис. 8. Объемная доля фаз в бронзе БрО10С2Н3 в зависимости от скорости охлаждения

Fig. 8. Volume fractions of phases vs. cooling rate for C92900 bronze

нию доли фазы (Cu)' до 0,9 и 0,6 об.% для сплавов H и *B* соответственно. В структуре сплавов, полученных литьем в графитовые формы (v_{охл} = 14,6 °C/c), данная фаза вообще отсутствует.

Обычно увеличение скорости охлаждения приводит к росту доли неравновесных фаз в структуре сплава [33]. По всей видимости, в данном случае фаза (Cu)' образуется не при кристаллизации сплава, а в ходе его охлаждения в твердом состоянии, и повышение скорости охлаждения не позволило реализоваться фазовому превращению, по которому формируется фаза (Cu)'.

Объемная доля твердого раствора на основе свинца (Pb) практически не меняется при увеличении скорости охлаждения, а также мало зависит от содержания свинца в сплаве и составляет ~2 об.%. Что же касается фазы Cu₃Sn, можно видеть, что в сплаве, легированном по нижнему пределу, ее содержание не меняется и составляет ~4 об.%. В сплаве, легированном по верхнему пределу, с ростом v_{0xn} доля фазы Cu₃Sn снижается и составляет 9,0, 7,8 и 6,7 об.% при скоростях охлаждения 0,4, 5,0 и 14,6 °С/с соответственно.

По данным работы [3] доля фазы Cu₃Sn в структуре бронзы БрО10С2Н3 должна составлять 4,5— 9,0 об.%. Полученные результаты показывают, что для выполнения этого условия достаточно обеспечить содержание легирующих элементов в сплаве ближе к верхнему пределу легирования.

Изменение скорости охлаждения оказывает слабое влияние на диаметр Ферета и сферичность частиц фаз Cu₃Sn и (Cu)', и поэтому оно не рассматривается. На рис. 9 представлены диаметр Ферета и показатель сферичности частиц фазы (Pb) в бронзе БрО10С2Н3 в зависимости от скорости охлаждения для сплавов, легированных по нижнему (H) и верхнему (B) пределам. Видно, что оба показателя у них практически не отличаются.

Что же касается фазы (Pb), то на форму ее частиц скорость охлаждения влияет значительно. При $v_{0XЛ} = 0.4$, 5,0 и 14,6 °C/с диаметр Ферета для фазы (Pb) составляет ~ 3,7, 2,8 и 2,4 мкм соответственно, т.е. с увеличением скорости охлаждения размер частиц свинца в структуре сплава уменьшается. Сферичность частиц (Pb) при $v_{0XЛ} = 0.4$, 5,0 и 14,6 °C/с составляет 0,5, 0,6 и 0,7 соответственно. Отсюда следует, что с увеличением скорости охлаждения происходит не только уменьшение размера частиц, но и изменение их формы на более сферическую.



Рис. 9. Диаметр Ферета и сферичность частиц фазы (Pb) в бронзе БрО10С2Н3 в зависимости от скорости охлаждения

Fig. 9. Feret diameter and circularity of (Pb) particles vs. cooling rate for C92900 bronze

Результаты рентгенофазового анализа для бронзы БрО10С2Н3, полученной в формах из ХТС, стали и графита и легированной по нижнему (Н) и верхнему (В) пределам, представлены на рис. 10. Как видно, удалось идентифицировать только твердые растворы на основе меди (Cu) и свинца (Pb). Что же касается фазы Cu₃Sn, то единственный пик, характерный для нее, совпадал с пиком (Си). В работе [20] авторы также испытывали трудности при идентификации интерметаллидной фазы в оловянистой бронзе. Фазу (Си)' не удалось идентифицировать, так как она отличается от фазы (Cu) только содержанием Ni и ее пики должны практически совпадать с (Cu). Можно видеть, что ни скорость охлаждения, ни легирование по верхнему и нижнему пределам не привели к изменению фазового состава сплава.

Известно, что на износостойкость материала оказывает влияние температурный режим работы изделия [34]. Чем выше теплопроводность (λ), тем лучше теплоотвод от кромки, на которой происходит трение, и тем меньше окисление трущихся материалов. Также при нагреве снижается твердость антифрикционного слоя и увеличивается склон-



Рис. 10. Результаты рентгенофазового анализа образцов бронзы БрО10С2Н3, залитых в формы из холодно-твердеющей смеси (*1*, *2*), стали (*3*, *4*) и графита (*5*, *6*)

I, *3*, *5* – легирование по нижнему пределу (сплав *H*); *2*, *4*, *6* – по верхнему (сплав *B*)

Fig. 10. X-ray diffraction patterns for C92900 bronze samples casted into resin-bonded sand (1, 2), steel (3, 4) and graphite (5, 6) molds

1, 3, 5 – lower limit alloying (*H* alloy);

2, 4, 6 – upper limit alloying (B alloy)

ность к появлению прихватов и задиров в парах трения [35].

На рис. 11 представлена теплопроводность бронзы БрО10С2Н3, полученной в формах из ХТС, стали и графита, легированной по нижнему (Н) и верхнему (В) пределам, в зависимости от скорости охлаждения. Видно, что она практически не изменяет теплопроводность сплавов. В гораздо большей степени на этот показатель влияет содержание легирующих элементов в бронзе. Так, сплав *H* имеет теплопроводность $\lambda = 52 \div 54$ Bt/(м·K), а сплав *B* — 44÷46 Вт/(м·К). По данным работы [36] для фазы Cu₃Sn при температуре 25 °C величина λ составляет 72 Вт/(м·К), т.е. превосходит теплопроводность медного твердого раствора. С другой стороны, следует учитывать, что в рассматриваемом случае в фазе Cu₃Sn также растворен никель, что может привести к снижению значений λ. Поэтому нельзя однозначно сказать, что именно в большей степени влияет на теплопроводность сплава — содержание Sn и Ni в (Cu) или количество и распределение фазы Cu₃Sn.

При работе сплава на трение очень важной характеристикой является его твердость. На рис. 12 представлена зависимость твердости бронзы БрО10С2Н3 от скорости охлаждения для сплавов, легированных по нижнему (*H*) и верхнему (*B*) пре-



Рис. 11. Теплопроводность бронзы БрО10С2Н3 в зависимости от скорости охлаждения

Fig. 11. Thermal conductivity vs. cooling rate for C92900 bronze



Рис. 12. Твердость бронзы БрО10С2Н3 в зависимости от скорости охлаждения

Fig. 12. Hardness vs. cooling rate for C92900 bronze



Рис. 13. Предел текучести (*a*) и предел прочности (*б*) бронзы БрО10С2Н3 в зависимости от скорости охлаждения при испытаниях на растяжение

Fig. 13. Tensile yield strength (a) and ultimate tensile strength (δ) vs. cooling rate for C92900 bronze

делам. Можно видеть, что для сплава *H* твердость при $v_{0xn} = 0,4,5,0$ и 14,6 °C/с составляет 98, 116 и 121 HB соответственно, а для сплава *B* — 103, 128 и 133 HB. Отсюда следует, что росту твердости способствуют как повышение скорости охлаждения, так и увеличение содержания легирующих элементов в сплаве. Отметим, что изменение скорости охлаждения с 5 до 14,6 °C/с практически не оказывает влияния на твердость сплава.

На рис. 13 представлено влияние скорости охлаждения на механические свойства бронзы БрО10С2Н3, легированной по нижнему (*H*) и верхнему (*B*) пределам. Можно видеть, что с учетом доверительного интервала содержание легирующих элементов практически не влияет на пределы прочности и текучести бронзы. При $v_{0XT} = 0.4$, 5,0 и 14,6 °C/с предел текучести составляет $\sigma_{0,2} = 103$, 222 и 212 МПа, а предел прочности $\sigma_{B} = 135$, 289 и 303 МПа.

На изломах образцов, в особенности полученных в формах из XTC, в месте разрушения отчетливо наблюдалась усадочная пористость. Этим объясняются очень низкие значения пределов текучести и прочности (<150 МПа) и относительного удлинения ($\delta = 1 \div 5$ %), а также значительные доверительные интервалы при испытании образцов, залитых в форму из XTC.

В целом можно заключить, что увеличение скорости охлаждения приводит к увеличению прочности бронзы, а изменение содержания элементов в бронзе в пределах ОСТ не оказывает значительного влияния на механические свойства.

На рис. 14 показано влияние скорости охлаждения на интенсивность изнашивания и коэффициент трения бронзы БрО10С2Н3, легированной по



Рис. 14. Интенсивность изнашивания (*I_h*) и коэффициент трения (µ) бронзы БрО10С2Н3 в зависимости от скорости охлаждения

Fig. 14. Wear rate (I_h) and coefficient of friction (μ) vs. cooling rate for C92900 bronze

нижнему (*H*) и верхнему (*B*) пределам. Несмотря на большие величины доверительных интервалов, видно, что повышение скорости охлаждения с 0,4 до 5,0—14,6 °С/с приводит к увеличению интенсивности изнашивания с ~0,4·10⁻⁸ до ~1,2·10⁻⁸, а коэффициента трения с ~0,04 до 0,06. Химический состав бронзы практически не влияет на интенсивность изнашивания. Полученные результаты свидетельствуют о том, что на износ бронзы БрО10С2H3 в большей степени оказывают влияние не доли фаз Cu₃Sn и (Pb), а их размер и распределение в структуре сплава, которые зависят от скорости охлаждения.

Таким образом, получение заготовок из бронзы БрО10С2Н3 в формах из стали и графита обеспечивает более высокие механические свойства, но в то же время приводит к небольшому снижению износостойкости, что следует учитывать при выборе способа литья заготовок из этого материала.

Выводы

1. Легирование бронзы БрО10С2Н3 по верхнему пределу, установленному ОСТ, приводит к снижению температуры солидуса на 40 °С, что следует учитывать при назначении режимов деформационной и термической обработок.

2. Увеличение скорости охлаждения с 0,4 до 14,6 °С/с при затвердевании слитков из бронзы БрО10С2Н3 приводит к значительному измельчению зерна — с 1800 до 80 мкм. При этом изменение состава бронзы в пределах, установленных ОСТ, практически не оказывает влияния на размер зерна.

3. Скорость охлаждения при затвердевании влияет как на количество, так и на размер и морфологию фаз в структуре бронзы БрО10С2Н3. При увеличении скорости охлаждения уменьшается размер и повышается сферичность частиц свинца. Что же касается фазы γ -(Cu,Ni)₃Sn, то на ее количество в структуре бронзы в большей степени оказывает влияние содержание олова, и ее более высокая доля наблюдается при легировании по верхнему пределу содержания легирующих компонентов в сплаве.

4. Теплопроводность исследуемой бронзы практически не зависит от скорости охлаждения и составляет 45—55 Вт/(м·К). Что же касается твердости, то она увеличивается как при повышении скорости охлаждения, так и при легировании по верхнему пределу. Минимальное ее значение составило 100 HB, а максимальное — 130 HB.

5. Увеличение скорости охлаждения приводит к повышению прочности бронзы, а изменение содержания легирующих элементов в пределах ОСТ не оказывает значительного влияния на механические свойства. Так, предел прочности при увеличении скорости охлаждения с 0,4 до 14,6 °С/с вырос со 150 до 300 МПа.

6. Изменение состава бронзы БрО10С2Н3 в пределах ОСТ практически не влияет на интенсивность изнашивания. Что же касается влияния скорости охлаждения, то ее повышение приводит к увеличению интенсивности изнашивания изделий из бронзы.

Статья подготовлена при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования РФ по материалам работ, выполняемых в НИТУ «МИСиС» в рамках комплексного проекта по созданию высокотехнологичного производства: «Разработка технологии производства уникальных литых деталей из сплавов цветных металлов для летательных аппаратов на базе цифровых технологий и применения перспективных импортозамещающих материалов с целью повышения конкурентоспособности отечественного авиастроения». Соглашение от 22 ноября 2019 г. № 075-11-2019-045, заключенное в целях реализации комплексных проектов по созданию высокотехнологичных производств в рамках подпрограммы «Инфраструктура научной, научно-технической и инновационной деятельности» государственной программы $P\Phi$ «Научно-технологическое развитие Российской Федерации», утвержденных Постановлением Правительства РФ от 9 апреля 2010 г. № 218.

Funding: This research received financial support from the Ministry of Science and Higher Education in the Russian Federation (Agreement № 075-11-2019-045 from 22 November 2019) under the program «Scientific and technological development of the Russian Federation» according to governmental decree № 218 dated 9 April 2010.

Литература/References

- Груздева И.А., Сулицын А.В., Мысик Р.К., Сокунов Б.А. Влияние электромагнитного перемешивания на структуру и свойства оловянных бронз. Литейщик России. 2006. No. 11. С. 27—29. Gruzdeva I.A., Sulitsyn A.V., Mysik R.K., Sokunov B.A. The effect of electromagnetic stirring on the structure and properties of tin bronzes. Liteishchik Rossii. 2006. No. 11. P. 27—29 (In Russ.).
- Song K., Zhou Y., Zhao P., Zhang Y., Bai N. Cu–10Sn– 4Ni–3Pb alloy prepared by crystallization under pressure: An experimental study. *Acta Metall. Sin.* 2013. Vol. 26. P. 199–205.

- Белов В.Д., Герасименко Е.А., Гусева В.В., Коновалов А.Н. Влияние условий затвердевания заготовок из оловянистой бронзы БрО10С2Н3 на ее структуру. Литейное производство. 2016. No. 2. С. 26—33. Belov V.D., Gerasimenko E.A., Guseva V.V., Konovalov A.N. Influence of solidification conditions of tin bronze BrO10S2N3 parts on its structure. Liteinoe proizvodstvo. 2006. No. 2. P. 26—33 (In Russ.).
- Ozerdem M.S., Kolukisa S. Artificial neural network approach to predict the mechanical properties of Cu– Sn–Pb–Zn–Ni cast alloys. *Mater. Design.* 2009. Vol. 30. P. 764–769.
- Бронтвайн Л.Р. Исследование механических свойств бронзы в зависимости от способа литья. Литейное производство. 1966. No. 12. С. 31. Brontvain L.R. Investigation of the mechanical properties of bronze depending on the casting method. Liteinoe proizvodstvo. 1966. No. 12. P. 31 (In Russ.).
- Nyyssunen T. Leaded tin bronzes: The effects of casting method on dry sliding behavior. Tribologia – Finnish Journal of Tribology. 2012. Vol. 31. P. 4–11.
- Chen X., Wang Z., Ding D., Tang H., Qiu L., Luo X., Shi G. Strengthening and toughening strategies for tin bronze alloy through fabricating in-situ nanostructured grains. *Mater. Design.* 2015. Vol. 66. P. 60–66.
- Prasad B.K., Patwardhan A.K., Yegneswaran A.H. Factors controlling dry sliding wear behaviour of a leaded tin bronze. *Mater. Sci. Technol.* 1996. Vol. 12. P. 427– 435.
- Prasad B.K. Sliding wear behaviour of bronzes under varying material composition, microstructure and test conditions. Wear. 2004. Vol. 257. P. 110–123.
- Equey S., Houriet A., Mischler S. Wear and frictional mechanisms of copper-based bearing alloys. Wear. 2011. Vol. 273. P. 9–16.
- Aksoy M., Kuzucu V., Turhan H. A note on the effect of phosphorus on the microstructure and mechanical properties of leaded-tin bronze. J. Mater. Process. Technol. 2002. Vol. 124. P. 113–119.
- Белоусов А.А., Пастухов Э.А., Ченцов В.П. Влияние растворенного никеля и температуры на кинетику окисления свинцовистых безоловянных бронз. *Расплавы.* 2005. No. 2. C. 8–10.

Belousov A.A., Pastukhov E.A., Chentsov V.P. Influence of dissolved nickel and temperature on the oxidation kinetics of lead tin free bronzes. *Rasplavy.* 2005. No. 2. P. 8–10 (In Russ.).

 Рыжиков А.А., Тимофеев Г.И., Лебедев П.В. Особенности затвердевания отливок из оловянистой бронзы. Литейное производство. 1968. No. 9. С. 23—25. Ryzhikov A.A., Timofeev G.I., Lebedev P.V. Features of tin bronze castings solidification. *Liteinoe proizvodstvo*. 1968. No. 9. P. 23–25 (In Russ.).

- 14. Вершинин П.И., Севастьянов В.И., Бакрин Ю.Н. Влияние интенсификации охлаждения на структуру и свойства отливок из оловянной бронзы. Литейное производство. 1986. No. 5. С. 8—9. Vershinin P.I., Sevast'yanov V.I., Bakrin Yu.N. Effect of cooling intensification on the structure and properties of tin bronze castings. Liteinoe proizvodstvo. 1986. No. 5.
- Семёнов К.Г., Колосков В.Ф., Чурсин В.М. Разработка технологии производства качественных отливок из чушковых оловянных бронз. Литейное производство. 1994. No. 7. C. 10–12.

P. 8-9 (In Russ.).

Semenov K.G., Koloskov V.F., Chursin V.M. Development of the production technology of high-quality castings from tin bronze ingots. *Liteinoe proizvodstvo.* 1994. No. 7. P. 10–12 (In Russ.).

 Бронтвайн Л.Р., Городецкий В.Н. Герметичность литейных медных сплавов. Литейное производство. 1985. No. 10. C. 14—16. Brontvain L.R., Gorodetskii V.N. Soundness of casting

copper alloys. *Liteinoe proizvodstvo*. 1985. No. 10. P. 14–16 (In Russ.).

 Фетисов Н.М., Рюмшин Н.А., Супоницкий В.М., Литовченко В.И., Репина Н.И., Рудницкая В.Л., Белозёров В.Ф. Влияние теплоаккумулирующей способности формы на структуру и свойства отливок из бронзы БрОЦС 4-4-17. Литейное производство. 1973. No. 9. C. 24—26.

Fetisov N.M., Ryumshin N.A., Suponitskii V.M., Litovchenko V.I., Repina N.I., Rudnitskaya V.L., Belozerov V.F. Influence of mold heat capacity on the structure and properties of BrOCS 4-4-17 bronze castings. Liteinoe proizvodstvo. 1973. No. 9. P. 24–26 (In Russ.).

- Ruusila V., Nyyssonen T., Kallio M., Vuorinen P., Lehtovaara A., Valtonen K., Kuokkala V.-T. The effect of microstructure and lead content on the tribological properties of bearing alloys. In: Proc. Institution of Mechanical Engineers, Pt. J: Journal of Engineering Tribology. 2013. Vol. 227. P. 878–887.
- Бронтвайн Л.Р., Горовецкий В.Н. Исследование износостойкости сплавов на медной основе. Литейное производство. 1981. No. 10. С. 8—9. Brontvain L.R., Gorovetskii V.N. Study of wear resistance of copper-based alloys. Liteinoe proizvodstvo. 1981. No. 10. P. 8—9 (In Russ.).
- Мартюшев Н.В., Плотникова Н.В., Скиба В.Ю., Попелюх А.И., Семенков И.В. Влияние скорости охлаждения бронзы БрОС10-10 на структуру, фазовый со-

став и циклическую долговечность отливок. Обработка металлов. 2012. No. 3. C. 67—70.

- *Martyushev N.V., Plotnikova N.V., Skiba V.Yu., Popelyukh A.I., Semenkov I.V.* Influence of the BrOS10-10 bronze cooling rate on the structure, phase composition and cyclic durability of castings. *Obrabotka metallov.* 2012. No. 3. P. 67–70 (In Russ.).
- Мартюшев Н.В., Семенков И.В. Структура и свойства бронзовых отливок при различных скоростях охлаждения. Современные проблемы науки и образования. 2012. No. 6. C. 1—6.

Martyushev N.V., Semenkov I.V. Structure and properties of bronze castings at different cooling rates. *Sovremennye problemy nauki i obrazovaniya.* 2012. No. 6. P. 1–6 (In Russ.).

- Martyushev N., Semenkov I.V., Petrenko Y.N. Structure and properties of leaded tin bronze under different crystallization conditions. Adv. Mater. Res. 2013. Vol. 872. P. 89–93.
- Мартюшев Н.В. Влияние морфологии включений легкоплавкой фазы на триботехнические свойства бронз. Приволжский научный вестник. 2011. No. 2. C. 8–11.

Martyushev N.V. Influence of the low-melting phase inclusions morphology on the tribotechnical properties of bronzes. *Privolzhskii nauchnyi vestnik.* 2011. No. 2. P. 8–11 (In Russ.).

- Yan P., Wang D., Yan B., Mo F. Effect of size refinement and distribution of the lubricating lead phases in the spray forming high-leaded tin bronze on wear rates. Mod. Phys. Lett. B. 2013. Vol. 27. P. 1341019.
- Image processing and analysis in Java. URL: https:// imagej.nih.gov/ij/docs/menus/analyze.html (accessed: 19.02.2020).
- Zheng X., Cahill D., Krasnochtchekov P., Averback R., Zhao J. High-throughput thermal conductivity measurements of nickel solid solutions and the applicability of the Wiedemann–Franz law. Acta Mater. 2007. Vol. 55. P. 5177–5185.
- Andersson J.O., Helander T., Huglund L., Shi P.F., Sundman B. Thermo-Calc and DICTRA, Computational tools for materials science. *CALPHAD*. 2002. Vol. 26. P. 273–312.

- 28. Thermo-Calc Software TCBIN Binary alloys database (accessed: 01.01.2020).
- 29. Park J.S., Park C.W., Lee K.J. Implication of peritectic composition in historical high-tin bronze metallurgy. *Mater. Character.* 2009. Vol. 60. P. 1268–1275.
- Guo Z., Jie J., Liu S., Liu J., Yue S., Zhang Y., Li T. Solidification characteristics and segregation behavior of Cu-15Ni-8Sn alloy. *Metall. Mat. Trans. A.* 2020. Vol. 51. P. 1229–1241.
- Turhan H., Aksoy M., Kuzucu V., Yildirim M.M. The effect of manganese on the microstructure and mechanical properties of leaded-tin bronze. J. Mater. Process. Technol. 2001. Vol. 114. P. 207–211.
- 32. *Mey S.* Thermodynamic re-evaluation of the Cu–Ni system. *CALPHAD*. 1992. Vol. 16. P. 255–260.
- Scheil E. Bemerkungen zur Schichtkristallbildung. Zeit. Metallkunde. 1942. Bd. 34. S. 70–72.
- Alpas A.T., Zhang J. Effect of microstructure (particulate size and volume fraction) and counterface material on the sliding wear resistance of particulate-reinforced aluminum matrix composites. *Metal. Mater. Trans. A.* 1994. Vol. 25. P. 969–983.
- 35. Андрусенко О.Е., Матвеев Ю.И. Требование к материалам антифрикционного слоя, используемым при восстановлении подшипников скольжения коленчатых валов. Вестник АГТУ. Сер. Морская техника и технология. 2009. No. 1. C. 50—55.

Andrusenko O.E., Matveev Yu.I. Requirement for the materials of the anti-friction layer used in the restoration of plain bearings of crankshafts. Vestnik AGTU. Ser. Morskaya tekhnika i tekhnologiya. 2009. No. 1. P. 50–55 (In Russ.).

36. Куликова Т.В., Быков В.А., Шуняев К.Ю., Ягодин Д.А., Петрова С.А., Захаров Р.Г. Исследование термодинамических и теплофизических свойств интерметаллида Cu₃Sn. Бутлеровские сообщения. 2011. Т. 27. No. 16. С. 72—78.

Kulikova T.V., Bykov V.A., Shunyaev K.Yu., Yagodin D.A., Petrova S.A., Zakharov R.G. Investigation of the thermodynamic and thermophysical properties of the Cu₃Sn intermetallic compound. *Butlerovskie soobshcheniya*. 2011. Vol. 27. No. 16. P. 72–78 (In Russ.).