

ИССЛЕДОВАНИЕ СВОЙСТВ БРОНЗЫ БрО10С2НЗ, ПОЛУЧЕННОЙ НАПОЛНИТЕЛЬНЫМ ЛИТЬЕМ, НЕПРЕРЫВНЫМ ЛИТЬЕМ ВВЕРХ И ГОРЯЧЕЙ ЭКСТРУЗИЕЙ

© 2021 г. В.Е. Баженов¹, А.Ю. Титов¹, И.В. Шкалей², А.В. Санников¹, С.А. Таволжанский¹,
А.М. Мезрин², А.В. Колтыгин¹, А.А. Никитина¹, И.В. Плисецкая¹, В.Д. Белов¹, В.А. Юдин³

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

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

³ ПАО «Авиационная корпорация «Рубин», г. Балашиха, Россия

Статья поступила в редакцию 14.10.20 г., доработана 04.12.20 г., подписана в печать 07.12.20 г.

Аннотация: Для деталей, работающих на трение в машиностроении, применяются антифрикционные оловянные бронзы и, в частности, бронза БрО10С2НЗ. Обычно для получения изделий из этой бронзы используется метод наполнительного литья в металлические формы. В настоящей работе исследовали возможность получения заготовок из бронзы БрО10С2НЗ методами горячей экструзии и непрерывного литья вверх. Были установлены температура и скорость горячей экструзии, а также скорость вытягивания при непрерывном литье, позволяющие избежать возникновения дефектов. Показано, что горячая экструзия очень сильно измельчает зерно до 1,7 мкм, а при литье вверх, наоборот, размер зерна увеличивается в сравнении с методом наполнительного литья. Что же касается микроструктуры, то при горячей экструзии и непрерывном литье вверх происходит измельчение кристаллов интерметаллидной фазы γ -Cu₃Sn. При этом в структуре бронзы после горячей экструзии можно наблюдать крупные скопления частиц (Pb), что, по всей видимости, приводит к снижению коэффициента трения. Максимальная твердость и прочностные свойства при растяжении характерны для прутков, полученных методом горячей экструзии при 600 °С, а наибольшее относительное удлинение было обнаружено в прутках, полученных методом непрерывного литья вверх. Трибологические исследования, проведенные по схеме «вал – частичный вкладыш» в среде керосина со стальным контртелом, показали, что применение горячей экструзии для получения прутков приводит к 10-кратному увеличению износостойкости и 3-кратному снижению коэффициента трения в сравнении со слитками, изготовленными наполнительным литьем. При этом для прутков, полученных методом непрерывного литья вверх, наоборот, наблюдается уменьшение износостойкости. В связи с вышесказанным можно рекомендовать метод горячей экструзии для получения заготовок из бронзы БрО10С2НЗ наравне с литьем.

Ключевые слова: антифрикционная бронза, БрО10С2НЗ, горячая экструзия, литье вверх, интенсивность износа, механические свойства.

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

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

Шкалей И.В. — инженер лаборатории трибологии Института проблем механики им. А.Ю. Ишлинского (ИПМех) РАН (119526, г. Москва, пр. Вернадского, 101-1). E-mail: ioann_shiva@list.ru.

Санников А.В. — канд. техн. наук, мл. науч. сотр. Инжинирингового центра «Литейные технологии и материалы» НИТУ «МИСиС». E-mail: sannikov@ic-ltm.ru.

Таволжанский С.А. — канд. техн. наук, доцент кафедры ЛТиХОМ, НИТУ «МИСиС». E-mail: Stavolj@gmail.com.

Мезрин А.М. — канд. физ.-мат. наук, науч. сотр. 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.

Никитина А.А. — учеб. 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.

Белов В.Д. — докт. техн. наук, зав. кафедрой ЛТиХОМ, НИТУ «МИСиС». E-mail: vdbelov@mail.ru.

Юдин В.А. — канд. техн. наук, гл. металлург ПАО «Авиационная корпорация «Рубин» (143912, Московская обл., г. Балашиха, шоссе Энтузиастов, 5). E-mail: yudinva78@mail.ru.

Для цитирования: Баженов В.Е., Титов А.Ю., Шкалей И.В., Санников А.В., Таволжанский С.А., Мезрин А.М., Колтыгин А.В., Никитина А.А., Плисецкая И.В., Белов В.Д., Юдин В.А. Исследование свойств бронзы БрО10С2НЗ, полученной наполнительным литьем, непрерывным литьем вверх и горячей экструзией. *Известия вузов. Цветная металлургия*. 2021. Т. 27. No. 3. С. 24–36. DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2021-3-24-36.

Investigation of C92900 bronze properties obtained by permanent mold casting, continuous upcasting and hot extrusion

V.E. Bazhenov¹, A.Yu. Titov¹, I.V. Shkalei², A.V. Sannikov¹, S.A. Tavalzhanskii¹, A.M. Mezrin², A.V. Koltygin¹, A.A. Nikitina¹, I.V. Plisetskaya¹, V.D. Belov¹, V.A. Yudin³

¹ National University of Science and Technology (NUST) «MISIS», Moscow, Russia

² Ishlinsky Institute for Problems in Mechanics of the Russian Academy of Sciences (IPMech RAS), Moscow, Russia

³ JSC «Rubin Aviation Corporation», Balashikha, Russia

Received 14.10.2020, revised 04.12.2020, accepted for publication 07.12.2020

Abstract: In mechanical engineering, the antifriction tin bronzes, and C92900 bronze for instance are used for parts subjected to wear. The permanent mold casting into steel molds are commonly used to produce parts from C92900 bronze. This work investigates the possibility of C92900 bronze rods production by hot extrusion and upcasting methods. It has been discovered the hot extrusion temperature and ram speed, as well as the casting speed for upcasting that promote no defects in rods. It has been shown that hot extrusion leads to severe grain refinement up to 1.7 μm , and when casting upwards, on the contrary, an increase in the grain size occurs in comparison with the permanent mold casting. After hot extrusion and upcasting, the crystals of the $\gamma\text{-Cu}_3\text{Sn}$ intermetallic phase are refined in the bronze microstructure. At the same time, large agglomerations of (Pb) particles can be observed in the extruded bronze microstructure, which leads to a decrease in the coefficient of friction. The maximum hardness and tensile strength were obtained for rods produced by hot extrusion at 600 °C, and the highest elongation in rods obtained by the upcasting method. Tribological studies were carried out according to the «shaft – partial insert» scheme in a kerosene medium with a steel counter body showed that hot extrusion leads to a tenfold increase in wear resistance and a threefold decrease in the friction coefficient in comparison with rods obtained by permanent mold casting. At the same time, for the rods obtained by the upcast method, on the contrary, a decrease in wear resistance is observed. In connection with the mentioned results, it is possible to recommend the hot extrusion method for producing C92900 bronze rods in addition with casting technique.

Keywords: antifriction bronze, C92900, hot extrusion, upcasting, wear rate, mechanical properties.

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.), lect., Department of FT&MAW, NUST «MISIS». E-mail: titov.andrey90@gmail.com.

Shkalei I.V. – engineer of tribology laboratory, Ishlinsky Institute for Problems in Mechanics of the Russian Academy of Sciences (IPMech RAS) (119526, Russia, Moscow, pr. Vernadskogo, 101-1). E-mail: ioann_shiva@list.ru

Sannikov A.V. – Cand. Sci. (Eng.), junior researcher of the Casting Technology and Material Engineering Center, NUST «MISIS». E-mail: sannikov@ic-ltm.ru.

Tavalzhanskii S.A. – Cand. Sci. (Eng.), assistant prof., Department of FT&MAW, NUST «MISIS». E-mail: Stavolj@gmail.com.

Mezrin A.M. – Cand. Sci. (Phys.-Math.), researcher of 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.

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.

Belov V.D. – Doc. Sci. (Eng.), head of the Department of FT&MAW, NUST «MISIS». E-mail: vdbelov@mail.ru.

Yudin V.A. – Cand. Sci. (Eng.), head metallurgist of the JSC «Rubin Aviation Corporation» (143912, Russia, Moscow region, Balashikha, Entuziastov shosse, 5). E-mail: yudinva78@mail.ru.

For citation: Bazhenov V.E., Titov A.Yu., Shkalei I.V., Sannikov A.V., Tavalzhanskii S.A., Mezrin A.M., Koltygin A.V., Nikitina A.A., Plisetskaya I.V., Belov V.D., Yudin V.A. Investigation of C92900 bronze properties obtained by permanent mold casting, continuous upcasting and hot extrusion. *Izvestiya Vuzov. Tsvetnaya Metallurgiya (Izvestiya. Non-Ferrous Metallurgy)*. 2021. Vol. 27. No. 3. P. 24–36 (In Russ.). DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2021-3-24-36.

Введение

Оловянные бронзы нашли широкое применение в машиностроении, в частности при изготовлении деталей, работающих на трение, так как изделия из них обладают высокой прочностью, коррозионной стойкостью и антифрикционными свойствами [1, 2]. В авиации при изготовлении

узлов систем торможения используется бронза БрО10С2Н3 (в США имеет обозначение C92900) [3, 4]. Обычно заготовки из бронзы БрО10С2Н3 получают методом наполнительного литья слитков [3]. Значительный интерес представляет применение других технологий получения изделий из

бронзы БрО10С2НЗ, так как это может способствовать повышению их свойств, а также снижению брака при производстве.

Основной проблемой при получении слитков из высокооловянистых бронз наполнительным литьем (в том числе и БрО10С2НЗ) является формирование усадочной пористости по всему объему слитка из-за широкого интервала кристаллизации бронзы [1]. Для снижения пористости стараются увеличить скорость охлаждения при затвердевании, а также обеспечить направленное затвердевание [3, 5–7].

Одним из перспективных способов получения заготовок из оловянистой бронзы является непрерывное литье. К недостаткам этого метода можно отнести формирование усадочной пористости, зональную ликвацию олова, а также образование трещин и газовых пор [8–10].

Еще одним способом литья, который применим для получения заготовок из оловянистых бронз, является центробежное литье [11]. Исследование износостойкости оловянно-свинцовых бронз показало, что для образцов, полученных центробежным методом и методом литья в песчаную форму, износостойкость была выше, чем для образцов, изготовленных непрерывным литьем, что, по мнению авторов, связано с различным распределением свинца в матрице [12, 13].

Для получения заготовок из бронз, в том числе антифрикционных, используются такие методы деформационной обработки, как равноканальное угловое прессование (РКУП), горячая экструзия и ковка [14–18]. Деформационная обработка обеспечивает измельчение зерна и структурных составляющих [18]. С увеличением числа проходов при проведенииковки или РКУП прочность и твердость растут, а относительное удлинение и интенсивность износа снижаются [18–20]. Для достижения высоких значений относительного удлинения нужно повышать температуру деформационной

обработки [18, 21, 22]. Высокое содержание олова и значительная доля интерметаллидной фазы в бронзе снижают ее пластичность и обрабатываемость давлением [2]. Свинец также приводит к потере пластичности в интервале температур $t = 300\div 700$ °С из-за жидкометаллического охрупчивания [23]. Так, в работе [24] при РКУП бронзы БрО10С2НЗ при $t = 350$ °С после первого прохода образовались трещины на поверхности заготовки. Аналогичные результаты были получены в работах [21, 22] — заготовка из сплава Cu—10мас.%Sn выдержала только один проход РКУП. В то же время авторам [17] удалось провести горячую экструзию бронзы Cu—7,5мас.%Sn при $t = 620\div 720$ °С.

Также в литературе описывается получение заготовок из бронзы методом литья с кристаллизацией под давлением, газодинамическим напылением, экструзией порошков и бесслитковой прокаткой, но свойства таких заготовок мало изучены [2, 25–27].

Целью работы являлось исследование макроструктуры, микроструктуры, механических и трибологических свойств заготовок из бронзы БрО10С2НЗ, полученных наполнительным литьем, непрерывным литьем вверх и горячей экструзией.

Материалы и методика исследования

В качестве шихты для приготовления бронзы БрО10С2НЗ (ОСТ 190054-72) использовали медь (М1), олово (О1пч), свинец (С1) и никель (Н1). Для удобства введения никеля готовили лигатуру Cu—10мас.%Ni. Плавку вели в высокочастотной индукционной печи в графитошамотном тигле под покровом графитового боя. Состав сплавов, определенный с помощью оптического эмиссионного спектрометра «Q4 Tasman» (Bruker Quantson, Германия) представлен в таблице.

При получении слитков наполнительного литья, для изучения свойств как в литом состоянии,

Состав бронзы БрО10С2НЗ

C92900 bronze composition

Способ получения сплава	Основные компоненты сплава, мас.%			
	Cu	Sn	Ni	Pb
Наполнительное литье/экструзия	Ост.	9,94	3,39	3,11
Литье вверх	Ост.	9,83	3,42	2,03
БрО10С2НЗ (ОСТ 1 90054-72)	Ост.	9–11	3–4	2,0–3,25

так и при последующем прессовании, расплав при температуре 1100 °С заливали в изложницы из стали. Диаметр и высота заготовок под прессование составляли 50 и 150 мм соответственно. Также сплав разливали в слитки для последующего переплава и получения прутков методом непрерывного литья.

Экструзия проводилась на вертикальном гидравлическом прессе с максимальным усилием 300 тс методом прямого прессования. Слитки нагревались до температуры 600–800 °С, а матрица — до $t = 530$ °С. Прессование осуществлялось со скоростью 2–10 мм/с через матрицу диаметром 20 мм со степенью обжатия 6.

Литые заготовки получали на экспериментальной установке пошагового вытягивания вверх из расплава [28, 29]. Использовался графитовый кристаллизатор с диаметром отверстия 10 мм, нижняя часть которого была защищена керамическим чехлом. Перед началом литья кристаллизатор погружался в расплав на глубину 100 мм. Заготовка вытягивалась по режиму: шаг — 5 мм, пауза — 0,5–2,0 с, скорость шага — 30 мм/с. Температура расплава составляла 1100–1140 °С.

Структуру сплавов исследовали с помощью сканирующего электронного микроскопа (СЭМ) «Vega SBH3» (Tescan, Чехия) с приставкой энергодисперсионного микроанализа «Oxford». Долю фаз в структуре и размеры включений фазовых составляющих определяли в программе анализа изображений «ImageJ 1.52a» (National Institutes of Health, США). Исследование макроструктуры литых сплавов выполняли с использованием оптического микроскопа «Axio Observer.D1m» (Carl Zeiss, Германия). Состав травителя был следующий: 5 г FeCl_3 , 15 мл HCl , 50 мл H_2O . Макроструктуру экструдированных сплавов изучали с помощью СЭМ. Выявление границ зерен осуществляли в нагретом до 60 °С травителе состава: 5 г $(\text{NH}_4)_2\text{S}_2\text{O}_8$, 50 мл H_2O . Размер зерна определяли методом секущих с помощью программы «Sizer» (каф. МЦМ, НИТУ МИСиС).

Твердость по Бринеллю оценивали с помощью универсального твердомера NEMESIS 9001 (INNOVATEST, Нидерланды). Использовались следующие параметры испытания: диаметр шарика — 2,5 мм, нагрузка — 62,5 кгс (≈ 613 Н), время выдержки под нагрузкой — 10 с.

На образцах бронзы определяли электропроводность с помощью вихревого структуроскопа ВЭ-27НЦ/4-5 (НПП «Сигма», г. Екатеринбург)

с пределами измерения 5–37 МСм/м. Далее для вычисления теплопроводности использовали эмпирическое соотношение, связывающее теплопроводность (λ) с электропроводностью (σ), предложенное Смиттом и Палмером [30], которое имеет вид

$$\lambda = AL_0 T \sigma + B, \quad (1)$$

где L_0 — число Лоренца, T — температура, A и B — эмпирические константы.

Для медных сплавов значения коэффициентов составляют: $A = 0,967$, $B = 7,53$ Вт/(м·К) [30].

Из слитков наполнительного литья и прессованных прутков вытачивали образцы для испытаний на растяжение с диаметром рабочей части 5 мм (Тип III № 7, ГОСТ 1497-84). Из прутков, полученных методом непрерывного литья вверх, вытачивали образцы с диаметром рабочей части 6 мм (Тип VII № 4, ГОСТ 1497-84). Испытания на растяжение проводили на универсальной испытательной машине «5569» (Instron, США).

Трибологические исследования выполняли по схеме «вал—частичный вкладыш» с помощью трибометра Т-05 (The Institute for Sustainable Technologies, Польша). Образец-вкладыш представлял собой параллелепипед из исследуемой бронзы с размерами $15,75 \times 10,00 \times 6,35$ мм, имеющий радиусную проточку под контробразец в форме кольца диаметром 35 мм из стали 30Х3ВА. Поверхность контробразца подвергалась азотированию. Испытания проводили в среде керосина марки ТС-1 при комнатной температуре, но в ходе испытаний температура керосина повышалась до 80–90 °С. Скорость скольжения и нагрузка составляли $v = 2$ м/с и $N = 627$ Н соответственно, продолжительность испытания — 1 ч.

Линейную интенсивность изнашивания (I_h) вычисляли по формуле

$$I_h = h/L = h/(v\tau), \quad (2)$$

где h — линейный износ, L — путь трения, v — скорость скольжения, τ — время испытания.

Линейный износ рассчитывали по формуле

$$h = \Delta m / (S\rho), \quad (3)$$

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

Измерение массы образцов до и после испытаний проводилось на весах «Kern 770» (Германия) с точностью до 1 мг. Площадь поверхности образца,

контактирующая с контртелом, составила 1 см^2 . Плотность бронзовых образцов, установленная с помощью гидростатического взвешивания, была равна 8873 кг/м^3 .

После испытания на износ сразу же осуществлялось дополнительное испытание по определению коэффициента трения, для чего привод вращения останавливался и при установившейся температуре обнулялись показания датчика силы трения. Далее привод снова включался на 5 мин, и фиксировалась сила трения (F). Коэффициент трения (μ) вычислялся как отношение силы трения (F) в установившемся режиме к нагрузке (F).

Результаты и их обсуждение

На рис. 1 представлен внешний вид прутков, полученных методом непрерывного литья вверх. Вытяжка с постоянной скоростью приводила к разрушению твердой корки при затвердевании прутка, поэтому режим вытягивания был изменен на шаг/пауза. В этом режиме происходила вытяжка прутка на величину шага 5 мм за 0,17 с, после чего делалась пауза длительностью 0,5; 1,2 и 2 с. При величине паузы 0,5 с (см. рис. 1, а) пруток содержал дефекты в виде раковин, проникающих практически во весь объем прутков (разрывы). Увеличение

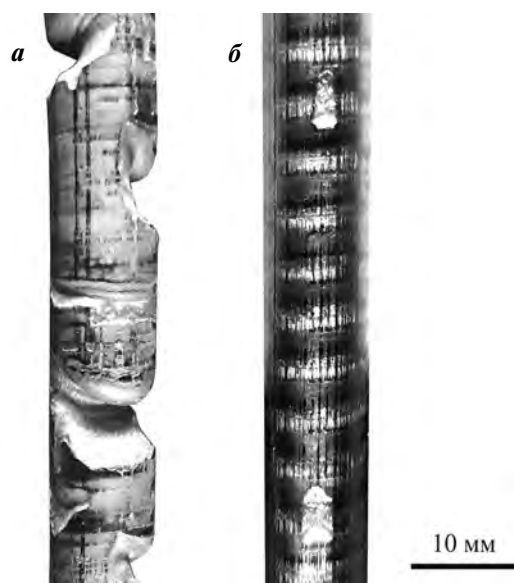


Рис. 1. Внешний вид прутков из бронзы БрО10С2НЗ, полученных методом непрерывного литья вверх. Режим вытягивания включал паузу 0,5 с (а) и 2 с (б)

Fig. 1. C92900 bronze rods obtained by upcasting method

Drawing mode with 0.5 s (a) and 2 s (b) pause

паузы до 1,2 с снизило количество дефектов, но прутки по-прежнему имели неудовлетворительное качество. Лишь при паузе в 2 с получался качественный пруток с незначительными поверхностными дефектами (см. рис. 1, б). Дефекты удалось полностью устранить за счет повышения температуры расплава с 1100 до 1140 °С. С учетом паузы 2 с вытяжка 5 мм-прутка будет производиться за время 2,17 с, и, таким образом, средняя скорость получения заготовки составляет 2,3 мм/с.

На рис. 2 показан внешний вид прутков, полученных методом горячей экструзии. Видно, что при скорости экструзии $v_e = 2 \text{ мм/с}$ высокое качество поверхности может быть получено при $t_e = 600 \div 750 \text{ °С}$ (рис. 2, а—г). Увеличение температуры экструзии до 800 °С приводит к образованию поверхностных трещин, проникающих на значительную глубину (рис. 2, д). В зависимости от состава температура солидуса бронзы БрО10С2НЗ находится в

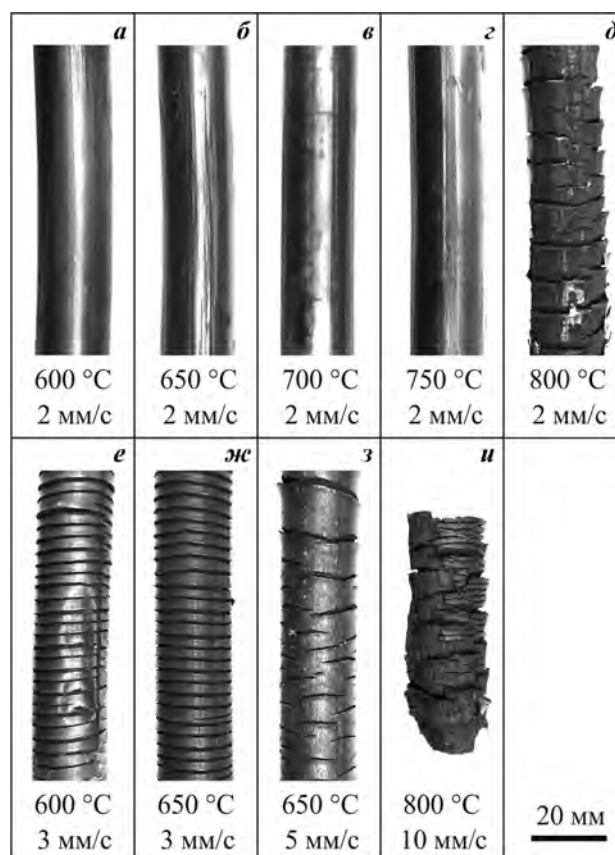


Рис. 2. Внешний вид прутков из бронзы БрО10С2НЗ, полученных методом горячей экструзии при различных температурах и скоростях экструзии

Fig. 2. C92900 bronze rods obtained by hot extrusion at different temperatures and extrusion (ram) speed

интервале 787–829 °С [31]. С учетом того, что при прессовании возможен дополнительный разогрев слитка, можно предположить, что причиной формирования трещин в этом случае является оплавление заготовки. Повышение скорости экструзии до 3 мм/с приводит к появлению многочисленных поперечных трещин (см. рис. 2, *е, ж*) — причиной является недостаточная пластичность сплава при таких скоростях экструзии. Очевидно, что при более высокой скорости экструзии (5 мм/с) также происходит возникновение трещин (рис. 2, *з*), а одновременное увеличение скорости экструзии до 10 мм/с и температуры до 800 °С вызывает разрушение прутка. В дальнейшем анализировали свойства прутков, полученных при $v_e = 2$ мм/с и $t_e = 600, 650, 700$ и 750 °С, для которых удалось получить высокое качество поверхности.

Макроструктура слитков из сплава BrO10C2H3, полученных наполнительным литьем в металлическую форму, и прутков, полученных методами литья вверх и горячей экструзии, представлены на рис. 3. Для удобства представления и расчета размера зерна, границы зерен на изображениях макроструктур выделены наложенными линиями. При наполнительном литье в металлическую форму макроструктура слитка состоит из крупных равноосных зерен (рис. 3, *б*) со средним размером 202 ± 9 мкм. На рис. 3, *а* приведена макроструктура прутка, полученного методом литья вверх, в продольном сечении. Можно видеть, что по границам прутка зерна мелкие и вытянуты в направлении теплоотвода. В центре прутка направление роста зерен меняется и часть из них находятся под углом к направлению теплоотвода. Можно отметить, что в осевой части прутка зерна более крупные. Аналогичная макроструктура наблюдалась при литье вверх латуней [32]. Размер зерна в прутке из бронзы, полученном литьем вверх, оказался выше, чем в слитке, полученном наполнительным литьем, и составил 339 ± 10 мкм. Что же касается прутков, полученных методом горячей экструзии, то в них наблюдается бимодальная структура, в которой присутствуют как достаточно крупные зерна, так и совсем мелкие (рис. 3, *в*). Мелкие зерна, как правило, сосредоточены вокруг кристаллов интерметаллидной фазы γ -Cu₃Sn, причем включения этой фазы располагаются по границам мелких зерен (см. вставку на рис. 3, *в*). Можно предположить, что частицы интерметаллида снижают скорость роста рекристаллизованных зерен. Что же касается среднего размера зерна для прутков, получен-

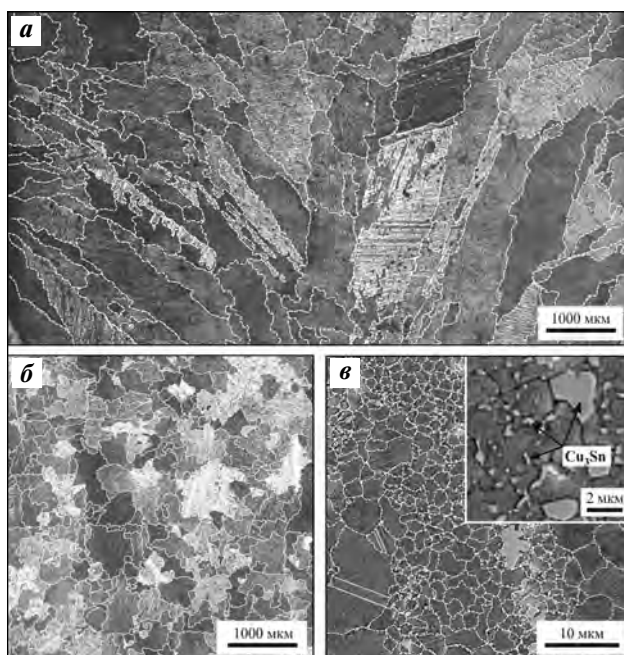


Рис. 3. Макроструктура сплава BrO10C2H3 в образцах, полученных различными методами — литьем вверх (*а*), наполнительным литьем в металлическую форму (*б*) и горячей экструзией (*в*)

Fig. 3. C92900 alloy microstructure in samples obtained by different methods — upcasting (*a*), permanent mold casting into steel mold (*b*) and hot extrusion (*c*)

ных горячей экструзией, то он практически не зависит от температуры экструзии и во всех случаях составляет $1,7 \pm 0,1$ мкм.

Микроструктуры исходного литого слитка под прессование и прутков, полученных литьем вверх и горячей экструзией, представлены на рис. 4. Микроструктура всех сплавов состоит из медного твердого раствора (Cu), интерметаллидной фазы γ -Cu₃Sn, твердого раствора на основе свинца (Pb). В структуре слитка, полученного наполнительным литьем, также есть твердый раствор на основе меди (Cu)', в котором наблюдается пониженное содержание Ni [31], но его доля мала и составляет <1 об.%. Видно, что размер дендритной ячейки в прутке, полученном методом литья вверх (рис. 4, *б*), меньше, чем в слитке, изготовленном наполнительным литьем (рис. 4, *а*), что свидетельствует о более высокой скорости охлаждения. Микроструктура прутков после экструзии при различных температурах одинакова. На рис. 4, *в* и *г* показаны микроструктуры прутка в направлениях, параллельном и перпендикулярном оси экструзии, который получен при температуре экструзии 600 °С. Видно, что фазы γ -Cu₃Sn и (Pb) вытянуты в на-

правлении экструзии. Также можно заметить, что фаза γ -Cu₃Sn значительно фрагментировалась при деформации, а кристаллы (Pb), наоборот, образовали крупные скопления (коагулировали).

Доля фазы γ -Cu₃Sn в слитке напильного литья и прутке, полученном методом литья вверх, составила 7,8 и 5,5 об.% соответственно. Содержание фазы (Pb) для слитка и прутка оказалось практически одинаковым, а именно ~2 об.%. Наблюдаемое снижение доли фазы γ -Cu₃Sn может быть связано условиями кристаллизации, так как состав бронзы в исходных слитках и прутках, полученных непрерывным литьем, практически не отличается.

На рис. 5 представлена зависимость доли фаз γ -Cu₃Sn и (Pb) в структуре прутков от температуры

экструзии. Видно, что содержание (Pb) не зависит от температуры экструзии и, так же как и в литых образцах, составляет ~2 об.%. Доля фазы γ -Cu₃Sn после экструзии при $t_e = 600$ °C составляет 7,7 об.% и практически не отличается от доли фазы γ -Cu₃Sn в исходном слитке, полученном напильным литьем. Повышение температуры экструзии приводит к растворению фазы γ -Cu₃Sn в (Cu), и ее доля после экструзии при $t_e = 750$ °C составляет 5,0 об.%.

Известно, что морфология и размер структурных составляющих в бронзе влияют на ее износостойкость [12, 13, 25, 33]. На рис. 6 представлено распределение частиц фаз по размеру в слитках напильного литья и прутках, полученных методами непрерывного литья вверх и горячей экструзии. В данном случае доля площади, зани-

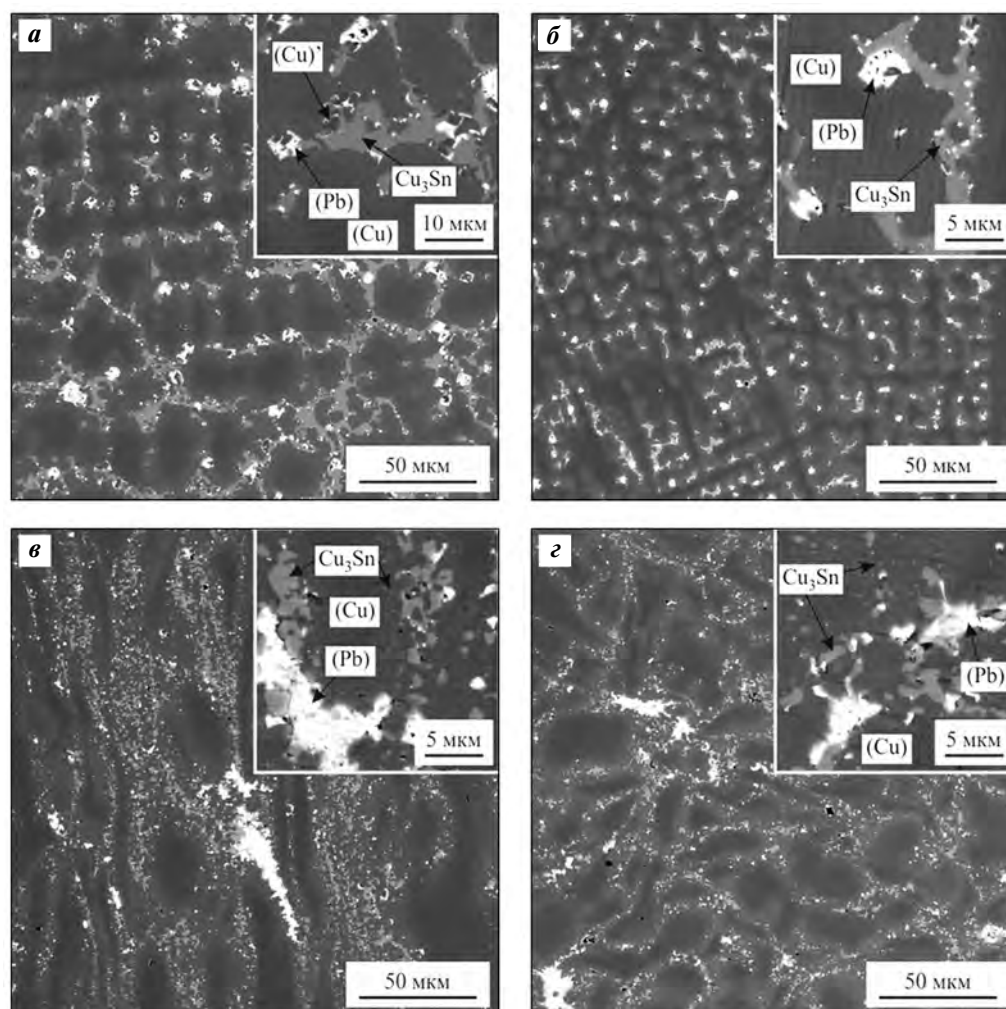


Рис. 4. Микроструктура бронзы БрО10С2Н3, залитой в форму из стали (**а**), полученной непрерывным литьем вверх (**б**) и горячей экструзией (**в, г**): в направлении, параллельном (**в**) и перпендикулярном (**г**) оси экструзии

Fig. 4. Microstructure of C92900 bronze casted into steel mold (**a**) obtained by upcasting (**б**) and hot extrusion (**в, г**): in the direction parallel (**в**) and perpendicular (**г**) to extrusion axis

маемая частицами, бралась не как площадь в микроструктуре всего образца, а как процент от площади, занимаемой фазой, принимаемой за 100 %.

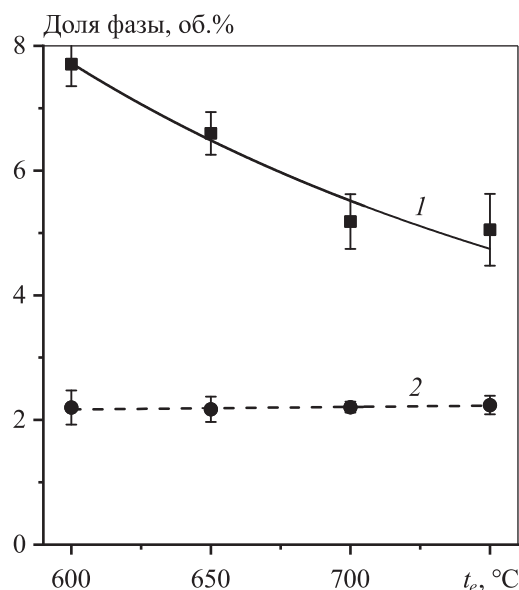


Рис. 5. Влияние температуры экструзии на долю фаз γ -Cu₃Sn (1) и (Pb) (2) в структуре прутков из бронзы БрО10С2Н3

Fig. 5. Effect of extrusion temperature on the fraction of γ -Cu₃Sn (1) and (Pb) (2) phases in the microstructure of C92900 bronze rods

Были проанализированы образцы после экструзии при $t_e = 600, 650, 700$ и 750 °С, но между ними не было обнаружено заметной разницы, поэтому на рис. 6 приводятся результаты для прутка, полученного при $t_e = 600$ °С. Размер частиц оценивали по диаметру Ферета, который представляет собой максимальное расстояние между двумя касательными к контуру измеряемого объекта [34]. Данный параметр используется в том случае, когда измеряемые объекты (в данном случае фазы в микроструктуре сплава) имеют неправильную форму.

Можно видеть, что размер частиц фазы γ -Cu₃Sn меняется в широких пределах для всех образцов (см. рис. 6, а). Так, в слитках, полученных наполнительным литьем в металлическую форму, более 80 % площади, занятой фазой γ -Cu₃Sn, приходится на частицы с размерами 5–100 мкм. При этом мелкие частицы с диаметром Ферета <1 мкм отсутствуют. В прутке, полученном методом литья вверх, основная масса частиц (>90 %) имеет размеры 2–20 мкм. Это объясняется более высокой скоростью охлаждения, реализуемой при непрерывном литье. В прутке, полученном методом экструзии, наибольшая доля частиц имеет размер 0,5–20,0 мкм, т.е. размер частиц в экструдированном прутке минимальный. Также следует отметить, что в отличие от литых образцов в экструзии

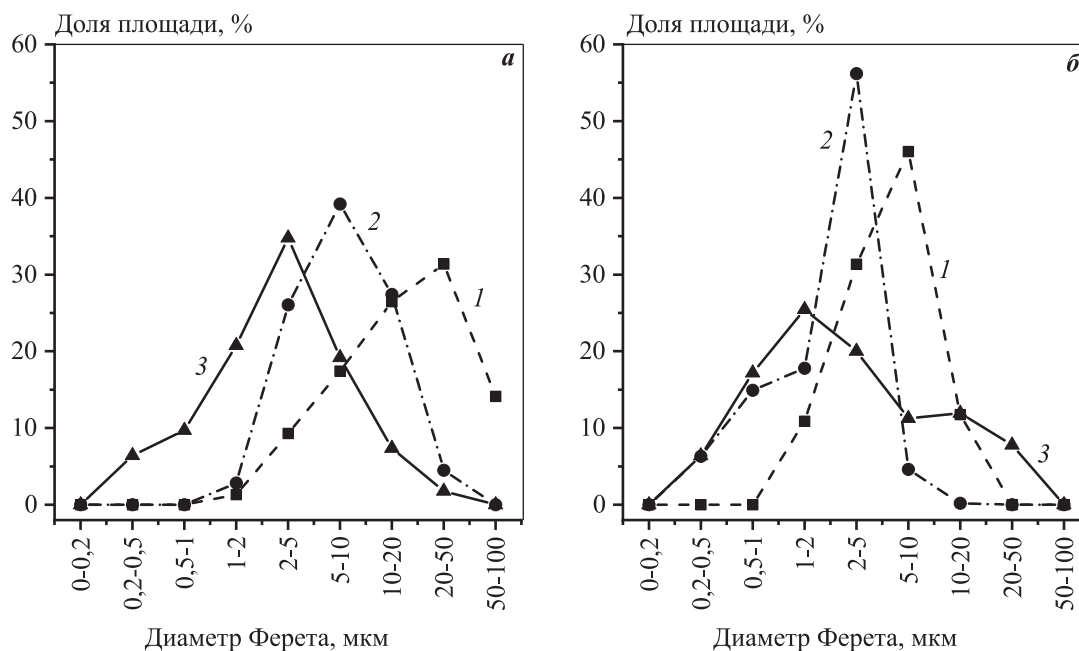


Рис. 6. Распределение частиц фаз γ -Cu₃Sn (а) и (Pb) (б) по размерам в бронзе БрО10С2Н3, полученной методами наполнительного литья (1), литья вверх (2) и горячей экструзии (3)

Fig. 6. Particle size distribution of γ -Cu₃Sn (a) and (Pb) (б) phases in C92900 bronze obtained by permanent mold casting (1), upcasting (2) and hot extrusion (3) methods

дированных имеется значительная доля частиц с размерами < 1 мкм, которые образовались в ходе дробления эвтектики.

На рис. 6, б показано распределение частиц (Pb) по размерам. Можно видеть, что, как и для γ -Cu₃Sn, при литье вверх размер основной доли частиц свинца составляет 0,5–10,0 мкм, в то время как при наполнительном литье он составлял 1–20 мкм. Наиболее интересным является распределение частиц (Pb) для прутка, полученного методом горячей экструзии. Видно, что доля мелких частиц 0,2–1,0 мкм здесь практически совпадает с полученной в прутке, изготовленном методом литья вверх. В то же время после горячей экструзии не только сохранились частицы свинца крупного размера, но и образовались более крупные (20–50 мкм), чем в исходном слитке, частицы. Это свидетельствует о том, что горячая экструзия способна приводить к коагуляции частиц свинца из-за его плавления при нагреве заготовки под прессование.

Низкая теплопроводность бронзы может способствовать значительному нагреву кромки детали в месте, где образуется пара трения. Это приводит к повышенному окислению и снижению твердости и, как следствие, уменьшению износостойкости [35, 36]. На рис. 7, а представлена теплопроводность (λ) прутков из бронзы БрО10С2Н3 в зависимости от температуры экструзии (t_e). Можно видеть, что с ростом t_e величина λ снижается. Это связано с тем, что при повышении температуры экструзии происходит растворение фазы γ -Cu₃Sn и содержание Sn в (Cu) увеличивается. Теплопроводность слитка, полученного методом наполнительного литья, являющегося исходной заготовкой для горячей экструзии, составляет 55,3 Вт/(м·К). Таким образом, теплопроводность бронзы, экструдированной при $t_e = 600$ °С, практически не отличается от теплопроводности исходной литой заготовки. Что же касается бронзы, полученной методом литья вверх, то у нее $\lambda = 48,2$ Вт/(м·К). Такой результат говорит о том, что в (Cu) растворяется значительное количество легирующих элементов. Это также подтверждается результатами исследования микроструктуры, которые показывают, что содержание интерметаллидной фазы в бронзе, полученной методом литья вверх, значительно ниже, чем при наполнительном литье.

Одним из важных свойств, влияющих на износостойкость антифрикционного материала,

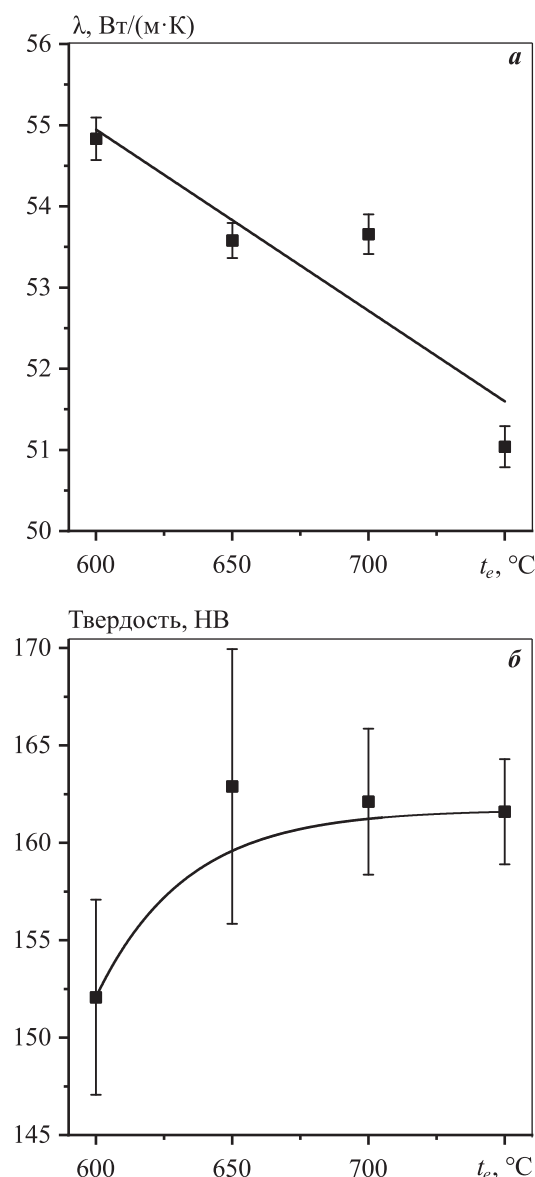


Рис. 7. Влияние температуры экструзии на теплопроводность (а) и твердость (б) бронзы БрО10С2Н3

Fig. 7. Effect of extrusion temperature on C92900 bronze thermal conductivity (a) and hardness (b)

является твердость. Твердость слитка из бронзы БрО10С2Н3, полученного наполнительным литьем в металлическую форму, составила 130 НВ. На рис. 7, б показано влияние температуры экструзии на твердость бронзы. При температурах экструзии 650–750 °С она равна ~162 НВ, а при $t_e = 600$ °С — ниже, около 152 НВ. Таким образом, деформационная обработка приводит к повышению твердости. В то же время у бронзы, полученной методом непрерывного литья вверх, твердость всего 116 НВ, что ниже, чем при наполнительном

литье. Как было указано ранее, в микроструктуре прутков из бронзы, полученных литьем вверх, наблюдается низкое количество интерметаллидной фазы $\gamma\text{-Cu}_3\text{Sn}$, и именно с этим может быть связано уменьшение твердости.

Были изучены механические свойства при растяжении образцов из бронзы БрО10С2Н3, полученных наполнительным литьем в металлическую форму, методом непрерывного литья вверх и горячей экструзией. Механические свойства исходного слитка наполнительного литья, использованного для прессования, составили: предел прочности $\sigma_B = 298$ МПа, предел текучести $\sigma_{0,2} = 217$ МПа и относительное удлинение $\delta = 5,3$ %.

На рис. 8 показано влияние температуры экструзии на механические свойства. Можно видеть, что максимальный уровень свойств достигается в заготовках, полученных экструзией при температуре 600°C : $\sigma_B = 446$ МПа, $\sigma_{0,2} = 405$ МПа, $\delta = 8,4$ %. Повышение температуры экструзии приводит к небольшому снижению предела прочности и предела текучести, которые для образцов, экструдированных при $t_e = 650\div 700^\circ\text{C}$, составляют ~ 365 и 332 МПа соответственно. При этом относительное удлинение становится менее 1 %. Дальнейшее увеличение температуры экструзии до 750°C обуславливает уменьшение σ_B и $\sigma_{0,2}$ ниже 100 МПа. Таким образом, оптимальной температурой экструзии можно считать $t_e = 600^\circ\text{C}$, при которой предел текучести и относительное удлинение бронзы возрастают примерно в 2 раза по сравнению с литым состоянием. В то же время в прутке, полученном методом непрерывного литья вверх, σ_B , $\sigma_{0,2}$ и δ составили соответственно 379 МПа, 203 МПа и 16,2 %. То есть бронза, полученная непрерывным литьем вверх, по механическим свойствам превосходит бронзу, полученную наполнительным литьем, но уступает в прочности полученной методом горячей экструзии, демонстрируя, однако, наибольшие показатели относительного удлинения среди всех испытанных образцов.

На рис. 9 представлено влияние температуры экструзии на интенсивность изнашивания и коэффициент трения бронзы БрО10С2Н3. Испытания проводили на образцах, вырезанных параллельно и перпендикулярно направлению экструзии, но значимой разницы между ними обнаружено не было. Можно видеть, что при $t_e = 600\div 700^\circ\text{C}$ наблюдаются практически одинаковая интенсивность изнашивания $I_h \sim 0,11 \cdot 10^{-8}$ и коэффициент трения $\mu \sim 0,02$. Увеличение температуры экструзии до

750°C приводит к повышению I_h до $0,66 \cdot 10^{-8}$, при этом коэффициент μ возрастает незначительно. В то же время значения интенсивности изнашивания для образцов, полученных методами напол-

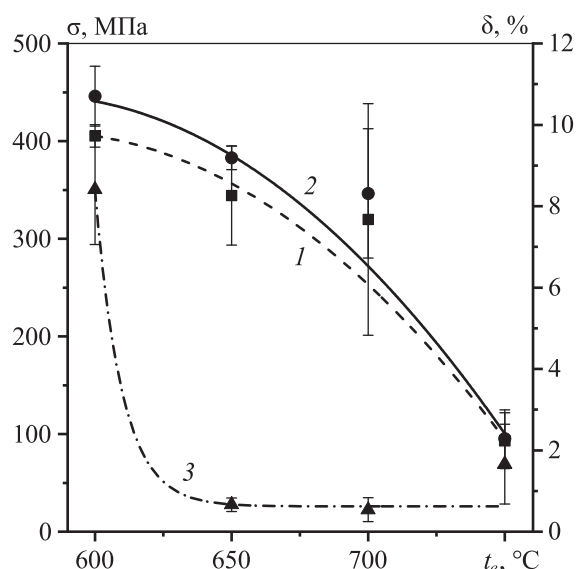


Рис. 8. Влияние температуры экструзии на механические свойства образцов бронзы БрО10С2Н3
1 – предел текучести, 2 – предел прочности, 3 – отн. удлинение

Fig. 8. Effect of extrusion temperature on mechanical properties of C92900 bronze samples

1 – yield strength, 2 – ultimate tensile strength, 3 – elongation at fracture

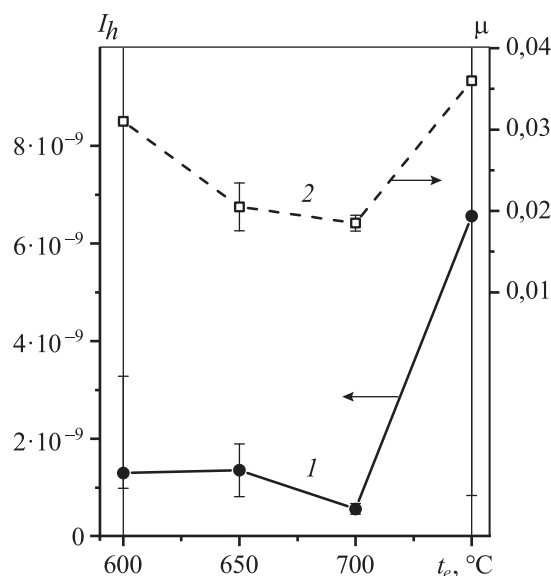


Рис. 9. Влияние температуры экструзии на интенсивность изнашивания (I_h) (1) и коэффициент трения (μ) (2) бронзы БрО10С2Н3

Fig. 9. Effect of extrusion temperature on C92900 bronze wear rate (I_h) (1) and coefficient of friction (μ) (2)

нительного литья в металлическую форму и непрерывного литья вверх, оказались равны $1,13 \cdot 10^{-8}$ и $2,42 \cdot 10^{-8}$ соответственно. То есть в этих случаях износ оказался в 10 и 22 раза выше по сравнению с образцами, полученными методом горячей экструзии. Что же касается коэффициента трения, то для литых образцов $\mu \sim 0,06$, что в 3 раза выше, чем для экструдированных образцов. Полученные результаты свидетельствуют о том, что максимальная износостойкость бронзы БрО10С2Н3 наблюдается при получении заготовок методом горячей экструзии. Это связано с тем, что в экструдированном состоянии, в сравнении с литым, бронза имеет мелкозернистую структуру. Это обеспечивает высокую прочность и твердость, что приводит к снижению выкрашивания твердых частиц интерметаллидной фазы γ -Cu₃Sn. Также для структуры после горячей экструзии характерно образование крупных скоплений частиц (Pb), выступающих в качестве твердой смазки, что способствует уменьшению коэффициента трения [33]. Остается не до конца понятным результат, полученный на прутках, отлитых непрерывным литьем вверх. Измельчение структурных составляющих по сравнению с наполнительным литьем (см. рис. 6), достигаемое при более интенсивном охлаждении, должно привести к улучшению трибологических свойств бронзы, как это было показано на примере экструдированных образцов. Тем не менее такого не наблюдалось. Вероятно, это связано с тем, что при высокой скорости охлаждения часть легирующих компонентов сплава остается в твердом растворе на основе меди, что приводит к снижению доли фазы γ -Cu₃Sn, а также с размером и распределением частиц свинца. Дополнительная термическая обработка прутков, полученных литьем вверх, может улучшить их трибологические свойства за счет распада пересыщенного твердого раствора (Cu), что приведет к повышению прочности за счет образования фазы γ -Cu₃Sn.

Выводы

1. Были получены прутки из бронзы БрО10С2Н3 методами наполнительного литья, горячей экструзии и литья вверх. При горячей экструзии обеспечивается минимальный размер зерна и интерметаллидной фазы γ -Cu₃Sn, но, в то же время, максимальный размер частиц (Pb), образующих крупные скопления.

2. Твердость и механические свойства при

растяжении оказались выше в прутках, полученных методом горячей экструзии ($\sigma_b = 446$ МПа, $\sigma_{0,2} = 405$ МПа и $\delta = 8,4$ %) при температуре нагрева заготовки до 600 °С и скорости экструзии не более 2 мм/с.

3. Метод литья вверх позволяет получить заготовки с более высокими механическими свойствами при растяжении, чем метод наполнительного литья, но с более низкой твердостью.

4. Интенсивность изнашивания для образцов, полученных методами горячей экструзии, составила $0,11 \cdot 10^{-8}$, что на порядок ниже, чем для образцов, полученных методами наполнительного литья и непрерывного литья вверх ($1,13 \cdot 10^{-8}$ и $2,42 \cdot 10^{-8}$ соответственно). Коэффициент трения также оказался ниже для образцов, полученных методом горячей экструзии.

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 РФ «Научно-технологическое развитие Российской Федерации», утвержденных постановлением Правительства РФ № 218 от 9 апреля 2010 г.).

Acknowledgments: *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

1. 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. Influence of electromagnetic stirring on the microstructure

- and properties of tin bronze. *Liteishchik Rossii*. 2006. No. 11. P. 27–29 (In Russ.).
2. 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.
 3. Белов В.Д., Герасименко Е.А., Гусева В.В., Коновалов А.Н. Влияние условий затвердевания заготовок из оловянистой бронзы BrO10C2H3 на ее структуру. *Литейн. пр-во*. 2016. No. 2. С. 26–33.
Belov V.D., Gerasimenko E.A., Guseva V.V., Kononov A.N. Influence of BrO10S2N3 tin bronze solidification conditions on its microstructure. *Liteinoe proizvodstvo*. 2016. No. 2. P. 26–33 (In Russ.).
 4. 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.
 5. Вершинин П.И., Севастьянов В.И., Бакрин Ю.Н. Влияние интенсификации охлаждения на структуру и свойства отливок из оловянной бронзы. *Литейн. пр-во*. 1986. No. 5. С. 8–9.
Vershinin P.I., Sevast'yanov V.I., Bakrin Yu.N. Influence of cooling intensification on microstructure and properties of tin bronze castings. *Liteinoe proizvodstvo*. 1986. No. 5. P. 8–9 (In Russ.).
 6. Семенов К.Г., Колосков В.Ф., Чурсин В.М. Разработка технологии производства качественных отливок из чушковых оловянных бронз. *Литейн. пр-во*. 1994. No. 7. С. 10–12.
Semenov K.G., Koloskov V.F., Chursin V.M. Development of quality castings production technology using tin bronze pigs. *Liteinoe proizvodstvo*. 1994. No. 7. P. 10–12 (In Russ.).
 7. Бронтвайн Л.Р., Городецкий В.Н. Герметичность литейных медных сплавов. *Литейн. пр-во*. 1985. No. 10. С. 14–16.
Brontvain L.R., Gorodetskii V.N. Soundness of casting copper alloys. *Liteinoe proizvodstvo*. 1985. No. 10. P. 14–16 (In Russ.).
 8. Бахтияров Р.А., Воробьева Л.А., Покровская Г.Н., Краева Т.М. Влияние температуры и скорости литья на структуру и свойства слитков сплавов на медной основе. *Цветные металлы*. 1974. No. 1. С. 68–71.
Bakhtiarov R.A., Vorob'eva L.A., Pokrovskaya G.N., Kraeva T.M. Influence of temperature and casting speed on the structure and properties of copper-based alloy ingots. *Tsvetnye metally*. 1974. No. 1. P. 68–71 (In Russ.).
 9. Ludwig A., Gruber-Pretzler M., Wu M., Kuhn A., Riedle J. About the formation of macrosegregations during continuous casting of Sn–Bronze. *Fluid Dynam. Mater. Process.* 2005. Vol. 1. P. 285–300.
 10. Sergejevs A., Kromanis A., Ozolins J., Gerins E. Influence of casting velocity on mechanical properties and macro-structure of tin bronzes. *Key Eng. Mater.* 2016. Vol. 674. P. 81–87.
 11. Корчмит А.В., Егоров Ю.П. Влияние температуры заливки на распределение свинцовых включений в многокомпонентной свинцовооловянистой бронзе. *Изв. Томского политехн. ун-та*. 2004. Т. 307. No. 6. С. 105–108.
Korchmit A.V., Egorov Yu.P. Influence of pouring temperature on the distribution of lead inclusions in multicomponent lead-tin bronze. *Izvestiya Tomskogo politekhnicheskogo universiteta*. 2004. Vol. 307. No. 6. P. 105–108 (In Russ.).
 12. Nyyssonen T. Leaded tin bronzes: the effects of casting method on dry sliding behavior. *Tribol.-Finnish J. Tribol.* 2012. Vol. 31. P. 4–11.
 13. 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. *Proc. Inst. Mech. Eng. Part J: J. Eng. Tribol.* 2013. Vol. 227. P. 878–887.
 14. Sadawy M.M., Ghanem M. Grain refinement of bronze alloy by equal-channel angular pressing (ECAP) and its effect on corrosion behaviour. *Defence Technol.* 2016. Vol. 12. P. 316–323.
 15. Попов В.В., Столбовский А.В., Попова Е.Н., Фалахутдинов Р.М., Шорохов Е.В. Эволюция структуры оловянистой бронзы при динамическом канально-угловом прессовании. *Физика металлов и металловедение*. 2017. Т. 118. No. 9. С. 909–916.
Popov V.V., Stolbovskii A.V., Popova E.N., Falakhutdinov R.M., Shorokhov E.V. Evolution of the structure of tin bronze under dynamic channel-angular pressing. *Phys. Met. Metallogr.* 2017. Vol. 118. P. 864–871.
 16. Gupta R., Srivastava S., Kumar N.K., Panthi S.K. High leaded tin bronze processing during multi-directional forging: Effect on microstructure and mechanical properties. *Mater. Sci. Eng. A*. 2016. Vol. 654. P. 282–291.
 17. Hui J., Feng Z., Wang P., Fan W., Liu Z. Microstructural evolution analysis of grains and tensile properties of tin bronze in hot extrusion at different temperatures. *Mater. High Temp.* 2019. Vol. 36. P. 68–75.
 18. Krivtsova O., Ibaov M., Tolkushkin A., Talmazan V., Amanzholov Z. Investigation of ECAP on microstructure and mechanical properties of bronze at different temperatures. *J. Civil Eng. Constr.* 2016. Vol. 5. P. 83–89.
 19. Gupta R., Srivastava S., Kumar G.V.P., Panthi S.K. Investigation of mechanical properties, microstructure and wear rate of high leaded tin bronze after multidirectional forging. *Procedia Mater. Sci.* 2014. Vol. 5. P. 1081–1089.

20. Gupta R., Panthi S.K., Srivastava S. Study of microstructure, mechanical properties and wear rate of high leaded tin bronze after multidirectional forging. *Mater. Today. Proceed.* 2015. Vol. 2. P. 1136—1142.
21. Gadallah E.A., Ghanem M.A., El-Hamid M.A., El-Nikhaily A.E. Effect of tin content and ECAP passes on the mechanical properties of Cu/Sn alloys. *Am. J. Sci. Technol.* 2014. Vol. 1. P. 60—68.
22. Gadallah E.A., Ghanem M.A., El-Hamid M.A., El-Nikhaily A.E. Effect of tin content and ECAP passes on the mechanical properties of Cu/Sn alloys as bearing materials. *Port-Said Eng. Res. J.* 2014. Vol. 18. P. 79—89.
23. Empl D., Laporte V., Vincent E., Dewobroto N., Mortensen A. Improvement of elevated temperature mechanical properties of Cu—Ni—Sn—Pb alloys. *Mater. Sci. Eng. A.* 2010. Vol. 527. P. 4326—4333.
24. Nejadseyfi O., Shokuhfar A., Moodi V. Segmentation of copper alloys processed by equal-channel angular pressing. *Trans. Nonferr. Met. Soc. China.* 2015. Vol. 25. P. 2571—2580.
25. 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.
26. Sheppard T., Greasley A. Structure and properties of some tin bronzes produced by extrusion of atomized powders. *Powder Metall.* 1978. Vol. 21. P. 155—162.
27. Hwang J.D., Li B.J., Hwang W.S., Hu C.T. Comparison of phosphor bronze metal sheet produced by twin roll casting and horizontal continuous casting. *J. Mater. Eng. Perform.* 1998. Vol. 7. P. 495—503.
28. Таволжанский С.А., Колетвинов К.Ф. Разработка и применение способа непрерывного литья вверх заготовок высокотемпературных припоев малого сортамента. *Цветные металлы.* 2015. No. 11. С. 85—88. Tavolzhanskii S.A., Koletvinov K.F. Development and application of method of continuous upward casting of billets of small assortment high-temperature solders. *Tsvetnye Metally.* 2015. No. 11. P. 85—89 (In Russ.).
29. Колетвинов К.Ф., Таволжанский С.А., Баженов В.Е. Исследование и разработка процесса непрерывно-дискретного вытягивания из расплава вверх заготовок медных сплавов. *Состояние и перспективы развития литейных технологий и оборудования в цифровую эпоху*: Сб. тр. Всеросс. науч.-практ. конф. М.: Университет машиностроения, 2016. С. 275—284. Koletvinov K.F., Tavolzhanskii S.A., Bazhenov V.E. Research and development of copper alloys billets continuous-discrete upcast process. In: *State and prospects for the development of foundry technologies and equipment in the digital age*: Proc. All-Russ. Sci.-Pract. Conf. Moscow: Universitet mashinostroeniya, 2016. P. 275—284 (In Russ.).
30. Zheng X., Cahill D., Krasnochtchekov P., Averbach 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.
31. 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. No. 2. С. 25—39. 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. Investigation of C92900 bronze properties obtained by permanent mold casting, upcasting and hot extrusion. *Izvestiya Vuzov. Tsvetnaya Metallurgiya (Izvestiya. Non-Ferrous Metallurgy).* 2021. No. 2. P. 25—39 (In Russ.).
32. Harkki K., Miettinen J. Mathematical modeling of copper and brass upcasting. *Metall. Mater. Trans. B.* 1999. Vol. 30. P. 75—98.
33. Бронтвэйн 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.).
34. Image processing and analysis in Java. <https://imagej.nih.gov/ij/docs/menus/analyze.html> (accessed: 1.09.2020).
35. 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. *Metall. Mater. Trans. A.* 1994. Vol. 25. P. 969—983.
36. Андрусенко О.Е., Матвеев Ю.И. Требование к материалам антифрикционного слоя, используемым при восстановлении подшипников скольжения коленчатых валов. *Вестн. АГТУ. Сер. Морская техника и технология.* 2009. No. 1. С. 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.).