

УДК 669.35'6

<https://doi.org/10.17073/0021-3438-2025-2-66-75>

Научная статья

Research article



## Исследование влияния режимов получения слитков методом непрерывно-пошагового литья вверх на структуру и свойства антифрикционной бронзы БрО10С2Н3

Л.Д. Митева, А.Ю. Титов, И.И. Баранов, Т.А. Базлова, А.А. Никитина, В.Д. Белов

Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»  
Россия, 119049, г. Москва, Ленинский пр-т, 4, стр. 1

✉ Людмила Димитровна Митева (miteva.ld@misis.ru)

**Аннотация:** Антифрикционные оловянные бронзы используются в авиастроении для изготовления деталей, работающих в узлах трения при повышенных температурах. Это обусловлено хорошим сочетанием антифрикционных, механических и коррозионных свойств сплава. В частности, в таких изделиях широко используется оловянная бронза БрО10С2Н3. Из нее изготавливают узлы систем торможения и детали плунжерных насосов. В настоящее время детали из этой бронзы производят механической обработкой слитка, полученного наполнительным литьем с направленной кристаллизацией. Однако такой способ имеет низкий коэффициент использования материала, который составляет 5–15 %. Наиболее перспективным методом получения слитков из бронзы БрО10С2Н3 является непрерывно-пошаговое литье вверх, которое позволяет максимально приблизить размеры слитка к размеру детали, что значительно сокращает трудоемкость механической обработки и повышает коэффициент использования металла до 95 %. В настоящей работе приведены результаты отработки режимов литья слитков диаметром 15 мм из оловянной бронзы БрО10С2Н3 по этой технологии. Также исследованы их структура и свойства. Показано, что с увеличением скорости литья с 90 до 360 мм/мин в слитках возрастает объемная доля интерметаллидной фазы  $\gamma$ -Cu<sub>3</sub>Sn, а количество твердого раствора на основе олова практически не изменяется. При этом распределение фаз в бронзе становится более дисперсным. Макроструктура бронзы состоит из столбчатых и равноосных кристаллов. С увеличением скорости литья столбчатые кристаллы меняют свой наклон относительно направления теплоотвода, твердость возрастает с  $127 \pm 2,73$  до  $136 \pm 4,25$  НВ, а предел прочности и относительное удлинение незначительно повышаются при скорости литья до 250 мм/мин, а затем снижаются при 360 мм/мин, что связано с приближением макроструктуры к транскристаллитной форме. В работе также проанализированы дефекты (ужимины и ликваты) в слитках, полученных при скорости литья 150 мм/мин, и причины их возникновения. В заключение сформулированы рекомендации по режимам литья слитков диаметром 15 мм при непрерывно-пошаговом литье вверх.

**Ключевые слова:** непрерывно-пошаговое литье вверх, антифрикционная бронза, БрО10С2Н3, механические свойства, дефекты в слитках.

**Для цитирования:** Митева Л.Д., Титов А.Ю., Баранов И.И., Базлова Т.А., Никитина А.А., Белов В.Д. Исследование влияния режимов получения слитков методом непрерывно-пошагового литья вверх на структуру и свойства антифрикционной бронзы БрО10С2Н3. *Известия вузов. Цветная металлургия*. 2025;31(2):66–75. <https://doi.org/10.17073/0021-3438-2025-2-66-75>

## Structure and properties of C92900 antifriction bronze produced by upward continuous casting

L.D. Miteva, A.Yu. Titov, I.I. Baranov, T.A. Bazlova, A.A. Nikitina, V.D. Belov

National University of Science and Technology “MISIS”  
1 Bld, 4 Leninskiy Prosp., Moscow 119049, Russia

✉ Ludmila D. Miteva (miteva.ld@misis.ru)

**Abstract:** Antifriction tin bronzes are used in the aerospace industry to manufacture components that operate in friction assemblies at elevated temperatures. This is due to the alloy's favorable combination of antifriction, mechanical, and corrosion properties. In particular,

tin bronze C92900 (alloy Cu–10Sn–3Ni–2Pb (wt. %)) is widely used in such applications. It is employed in the production of braking system components and plunger pump parts. Currently, these parts are manufactured by machining ingots produced through casting with directional solidification. However, this method has a low material utilization rate, typically between 5 % and 15 %. The most promising method for producing C92900 ingots is upward continuous casting technology, which allows the ingot dimensions to closely match those of the finished part. This significantly reduces machining effort and increases metal utilization to 95 %. This study presents the results of process development for the upward continuous casting technology of 15 mm diameter C92900 ingots. The structure and properties of the castings were also investigated. It was shown that as the casting speed increased from 90 to 360 mm/min, the volume fraction of the  $\gamma$ -Cu<sub>3</sub>Sn intermetallic phase increased, while the amount of tin-based solid solution remained nearly unchanged. At the same time, the phase distribution became more refined. The macrostructure consisted of columnar and equiaxed grains. As the casting speed increased, the columnar grains became more tilted relative to the direction of heat removal. The hardness increased from  $127 \pm 2.73$  to  $136 \pm 4.25$  HB, and the tensile strength and elongation slightly increased up to 250 mm/min, then decreased at 360 mm/min, which was associated with the macrostructure approaching a transcrystalline form. The study also examined shrinkage cavities and segregation defects in ingots cast at 150 mm/min and analyzed their causes. Finally, the paper provides recommendations for optimal casting parameters for 15 mm diameter ingots produced by upward continuous casting technology.

**Keywords:** upward continuous casting technology, antifriction bronze, C92900, mechanical properties, ingot defects.

**For citation:** Miteva L.D., Titov A.Yu., Baranov I.I., Bazlova T.A., Nikitina A.A., Belov V.D. Structure and properties of C92900 antifriction bronze produced by upward continuous casting. *Izvestiya. Non-Ferrous Metallurgy*. 2025;31(2):66–75.

<https://doi.org/10.17073/0021-3438-2025-2-66-75>

## Введение

Оловянная бронза БрО10С2Н3 широко распространена в авиастроении благодаря хорошему сочетанию прочности, коррозионной стойкости и антифрикционных свойств [1; 2]. Чаще всего ее используют для изготовления деталей, работающих в узлах трения при повышенных температурах [3; 4], которые, как правило, изготавливают путем механической обработки слитков, полученных наполнительным литьем с направленной кристаллизацией сплава. Однако такой способ литья имеет низкий коэффициент использования материала и требует применения массивной прибыльной части [5]. Это связано со склонностью бронзы к образованию усадочной пористости из-за значительного интервала кристаллизации сплава, который составляет от 70 до 200 °С [6]. Для снижения пористости применяют специальные водоохлаждаемые изложницы, которые обеспечивают высокую скорость охлаждения и создают условия для направленной кристаллизации сплава [5].

Наиболее перспективным и экономичным способом получения заготовок из оловянной бронзы является непрерывно-пошаговое литье вверх [5; 7], которое позволяет получать слитки диаметром от 15 до 55 мм с минимальной усадочной пористостью. Это достигается за счет создания условий для направленной кристаллизации сплава и высокой скорости охлаждения слитка в процессе затвердевания. Помимо этого, данный способ литья позволяет снизить трудоемкость механической обработки и повысить коэффициент использования материала до 95 % [8; 9].

Известно [8; 10], что скорость литья слитков при непрерывно-пошаговом литье вверх оказывает значительное влияние на микро- и макроструктуру сплава. Это связано с увеличением интенсивности теплоотвода через боковые стенки графитовой втулки кристаллизатора. Авторами [5] на примере слитков, получаемых наполнительным литьем, показано, что условия их охлаждения в процессе литья оказывают влияние на количество, характер распределения и размер структурных составляющих в бронзе БрО10С2Н3, что сказывается на механических свойствах слитка. Применительно к непрерывно-пошаговому литью слитков из этой бронзы такие данные отсутствуют.

Целью работы являлось исследование влияния скорости литья на структуру и свойства бронзы БрО10С2Н3 в слитках диаметром 15 мм, полученных методом непрерывно-пошагового литья вверх.

## Методика проведения экспериментов

Для приготовления образцов бронзы БрО10С2Н3 использовали первичные металлы (медь марки М1, олово — О1, никель — Н-1 и свинец — С1) промышленной чистоты. Плавку осуществляли в высокочастотной индукционной тигельной печи РЭЛТЕК (Россия) емкостью 50 кг в графитошамотном тигле. С целью защиты расплава от окисления и насыщения водородом плавку проводили под покровом древесного угля, который предварительно просушивали при  $t = 120\div 150$  °С. В тигель помещали всю навеску никеля и меди. После этого доводили расплав до  $t = 1150\div 1200$  °С и выдержива-

Таблица 1. Химический состав бронзы БрО10С2Н3

Table 1. Chemical composition of C92900 bronze

Состав	Легирующие компоненты, мас. %				Примеси, не более, мас. %						
	Cu	Ni	Sn	Pb	Fe	Zn	P	Si	Al	Sb	Bi
Согласно ОСТ 1 90054-72	Осн.	3–4	9–11	2–3,25	≤0,3	≤0,5	≤0,1	≤0,02	≤0,02	≤0,3	≤0,02
Полученный в работе	Осн.	3,46	10,81	2,37	<0,01	<0,01	0,019	<0,005	<0,003	<0,01	<0,003

ли при этой температуре для полного усвоения никеля. Раскисление расплава проводили лигатурой медь—фосфор МФ10. Олово и свинец вводили при  $t = 1150$  °С. После добавления каждого компонента расплав выдерживали 3–5 мин. Затем в течение 5–7 мин проводили продувку аргоном особой чистоты марки «5.6» для дегазации расплава и удаления неметаллических включений. Химический состав сплава БрО10С2Н3, определенный с помощью оптического эмиссионного спектрометра Q4 Tasman (Bruker Quantson, США), представлен в табл. 1.

Процесс литья осуществляли на портальной установке непрерывного литья вверх ПУВЛ-450. ПС (ООО «НЛ-Инжиниринг», Республика Беларусь), обеспечивающей получение слитков по режиму: прямой ход — остановка — обратный ход. Рабочая часть кристаллизатора (втулка) была изготовлена из графита марки МПГ7. Перед началом литья кристаллизатор погружали в расплав с температурой  $1100 \pm 10$  °С на глубину  $115 \pm 5$  мм. Исследования проводили, варьируя значения прямого хода и времени остановок. В табл. 2 представлены режимы литья слитков.

Для выявления макроструктуры сплава в слитке использовали травитель состава 5 г  $\text{FeCl}_3$  + 15 мл  $\text{HCl}$  + 50 мл  $\text{H}_2\text{O}$ . Микроструктуру бронзы исследовали с помощью сканирующего электронного микроскопа (СЭМ) Vega SBH3 (Tescan, Чехия) с приставкой энергодисперсионного микроана-

Таблица 2. Режимы литья слитков диаметром 15 мм из бронзы БрО10С2Н3 методом непрерывно-пошагового литья вверх

Table 2. Casting modes of 15 mm diameter C92900 ingots produced by upward continuous casting

№ режима	Прямой ход, мм	Остановка, с	Обратный ход, мм	Скорость литья, мм/мин
1	4	2	1	90
2	5	1	1	240
3	7	1	1	360

лиза Oxford. Долю фаз в структуре определяли в программе анализа изображений ImageJ 1.52a (National Institutes of Health, США).

Твердость по Бринеллю оценивали с помощью универсального твердомера NEMESIS 9001 (INNOVATEST, Нидерланды) при следующих параметрах испытания: шарик диаметром 2,5 мм, нагрузка 187,5 кгс ( $\approx 1839$  Н), время выдержки под нагрузкой 10 с.

Испытания на растяжение осуществляли на универсальной испытательной машине 5569 (Instron, США). Образцы изготавливали из слитков с диаметром рабочей части 5 мм (тип Ш № 7, ГОСТ 1497-84).

Расчеты фазового состава проводили в программном комплексе FactSage 8.0 (Thermochemical Software Package, Канада).

## Результаты и их обсуждение

Микроструктура бронзы БрО10С2Н3 в слитках, полученных при непрерывно-пошаговом литье вверх, показана на рис. 1. Она состоит из твердого раствора на основе меди, эвтектической интерметаллидной фазы  $\gamma\text{-Cu}_3\text{Sn}$  и твердого раствора на основе свинца [11; 12]. Кроме того, выявлено наличие зональной ликвации, в результате которой образуются светлые области твердого раствора на основе меди с пониженным содержанием никеля (до 2–3 %<sup>1</sup>) и повышенным — олова (до 16,5 %), а также темные области, содержащие до 4 % Ni и Sn. Зональная ликвация уменьшается с увеличением скорости литья слитков [13; 14]. Это связано с усилением теплоотвода от поверхности слитка в процессе его затвердевания, что коррелируется с литературными данными [15; 16]. При этом количество олова, растворенного в твердом растворе меди, в светлых областях снижается до 12–14 %, а в темных не изменяется и составляет 4 %.

<sup>1</sup> Здесь и далее в тексте, если не указано иное, содержание элементов приведено в мас. %.

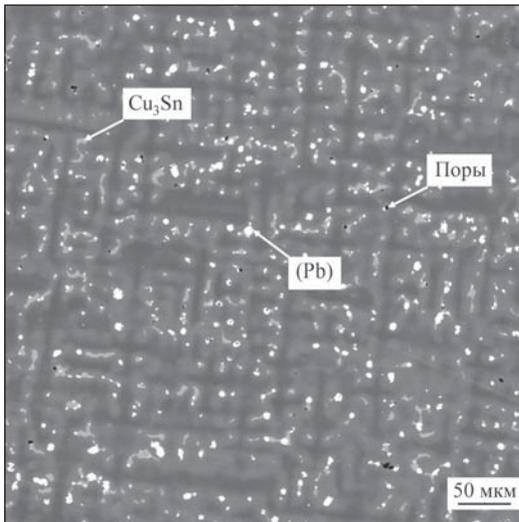


Рис. 1. Микроструктура бронзы БрО10С2Н3 в слитках

Fig. 1. Microstructure of C92900 bronze in ingots

На рис. 2 представлен изотермический разрез диаграммы системы  $\text{Cu}-2,5\text{Pb}-(9\div 11)\text{Sn}-(3\div 4)\text{Ni}$  мас. % при  $t = 20^\circ\text{C}$ , построенный в программе FactSage. Видно, что в области полученного химического состава бронзы (точка на рис. 2) помимо фаз, указанных выше, присутствует фаза  $\text{Sn}_4\text{Ni}_3\text{Cu}$ , однако выделить ее в микроструктуре невозможно. Вероятно, она формируется в результате эвтектидного распада и при исследуемых скоростях литья образуется в небольшом количестве. Для подтверждения данного предположения требуется проведение дополнительных исследований.

На рис. 3 показаны зависимости объемной доли и среднего размера ( $d$ ) структурных составляющих — частиц свинцовой (а) и интерметаллидной  $\gamma\text{-Cu}_3\text{Sn}$  (б) фаз в структуре бронзы от скорости литья слитков ( $v$ ). Видно, что при ее увеличении доля интерметаллидной фазы  $\gamma\text{-Cu}_3\text{Sn}$  возрастает с  $3,5 \pm 0,83$  до  $4,7 \pm 0,70$  об. %, а средний размер ее зерен практически не изменяется. Это, вероятно, связано с возросшей скоростью охлаждения слитка в процессе затвердевания, которая приводит к увеличению количества интерметаллидной составляющей в структуре сплава [7]. Доля свинцовой фазы увеличивается незначительно — до  $2,5 \pm 0,19$  %, а ее средний размер также не изменяется. При этом включения свинца приобретают более мелкую форму, а распределение становится

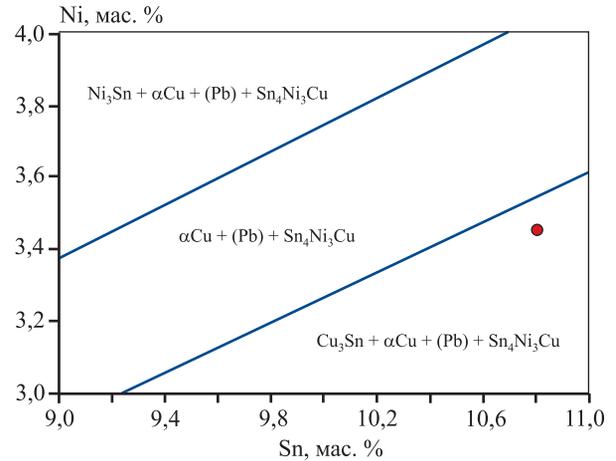


Рис. 2. Изотермический разрез диаграммы  $\text{Cu}-\text{Ni}-\text{Sn}-\text{Pb}$  при  $t = 20^\circ\text{C}$

Fig. 2. Isothermal section of  $\text{Cu}-\text{Ni}-\text{Sn}-\text{Pb}$  phase diagram at  $20^\circ\text{C}$

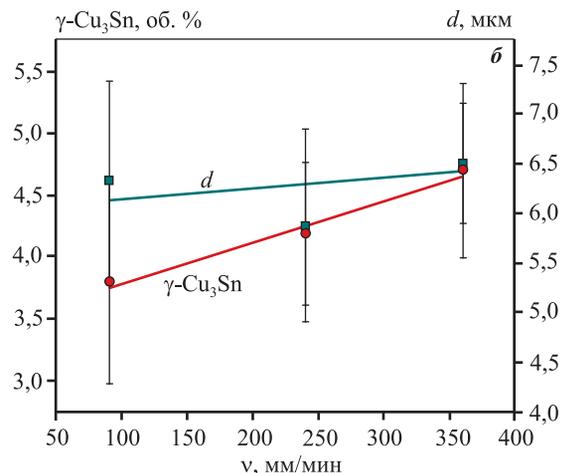
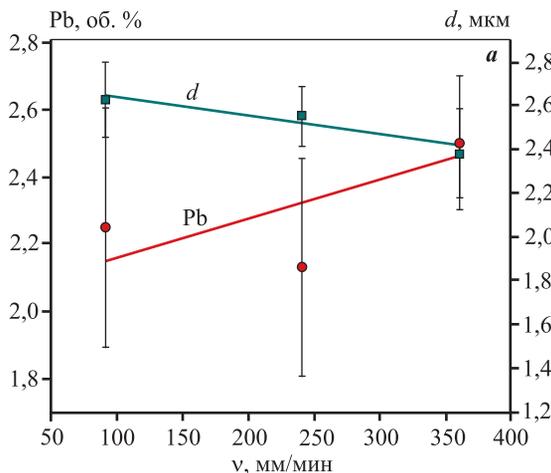


Рис. 3. Влияние скорости литья слитков Ж15 мм из бронзы БрО10С2Н3 на долю фаз в структуре сплава: свинцовой (а) и  $\gamma\text{-Cu}_3\text{Sn}$  (б)

Fig. 3. Effect of casting speed on the phase fractions in the structure of 15 mm C92900 bronze ingots: lead phase (а),  $\gamma\text{-Cu}_3\text{Sn}$  phase (б)

более дисперсным. Это связано с тем, что свинец кристаллизуется в последнюю очередь в виде небольших глобул в междендритном пространстве [17; 18].

Макроструктура бронзы БрО10С2Н3 в поперечном сечении слитков, полученных при разных скоростях литья, показана на рис. 4. Видно, что с повышением значений  $d$  увеличивается зона столбчатых кристаллов и уменьшается угол наклона ( $\alpha$ ) их роста относительно направления теплоотвода. При скорости литья 90 мм/мин угол наклона составляет  $52,86^\circ \pm 8,80^\circ$  (рис. 4, а), а при  $v = 360$  мм/мин структура становится близкой к транскристаллитной и угол  $\alpha = 25,10^\circ \pm 5,16$  (рис. 4, в). Это связано с увеличением температур-

ного градиента по длине графитовой втулки кристаллизатора и усилением теплоотвода от поверхности слитка. Аналогичную картину наблюдали авторы [8; 19] при исследовании структуры бронзы БрО10С2Н3 в слитках диаметром 25 мм.

Влияние скорости литья слитков на механические свойства бронзы БрО10С2Н3 демонстрирует рис. 5. Как было определено ранее, при повышении величины  $v$  доля интерметаллидной фазы в структуре бронзы возрастает, что приводит к увеличению твердости со  $127 \pm 2,73$  до  $136 \pm 4,25$  НВ. Предел прочности ( $\sigma_b$ ) и относительное удлинение ( $\delta$ ) при этом снижаются. Увеличение предела прочности сплава при  $v = 240$  мм/мин связано с измельчением макроструктуры, а дальнейшее

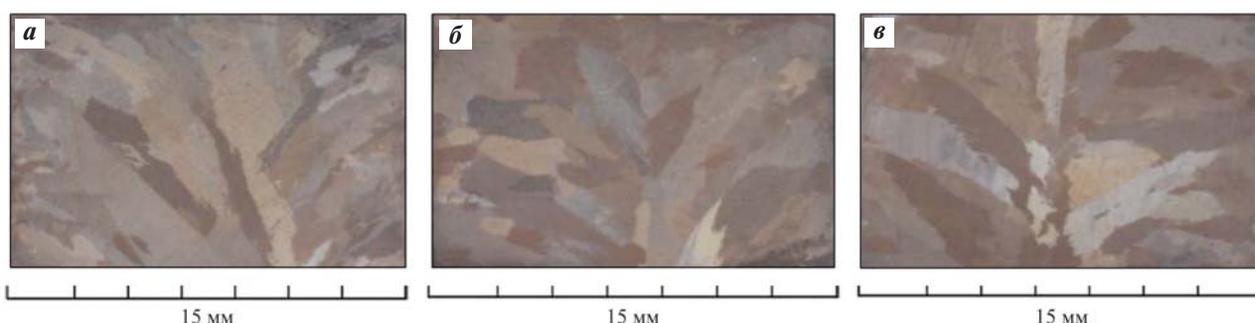


Рис. 4. Макроструктура бронзы БрО10С2Н3 в образцах из слитков диаметром 15 мм  
 а –  $v = 90$  мм/мин и угол  $\alpha = 52,86^\circ \pm 8,80^\circ$ ; б –  $240$  мм/мин и  $\alpha = 43,71^\circ \pm 11,96^\circ$ ; в –  $360$  мм/мин и  $\alpha = 25,10^\circ \pm 5,16^\circ$

Fig. 4. Macrostructure of C92900 bronze in samples from 15 mm diameter ingots  
 а –  $v = 90$  mm/min, inclination angle  $\alpha = 52.86^\circ \pm 8.80^\circ$ ; б –  $240$  mm/min,  $\alpha = 43.71^\circ \pm 11.96^\circ$ ; в –  $360$  mm/min,  $\alpha = 25.10^\circ \pm 5.16^\circ$

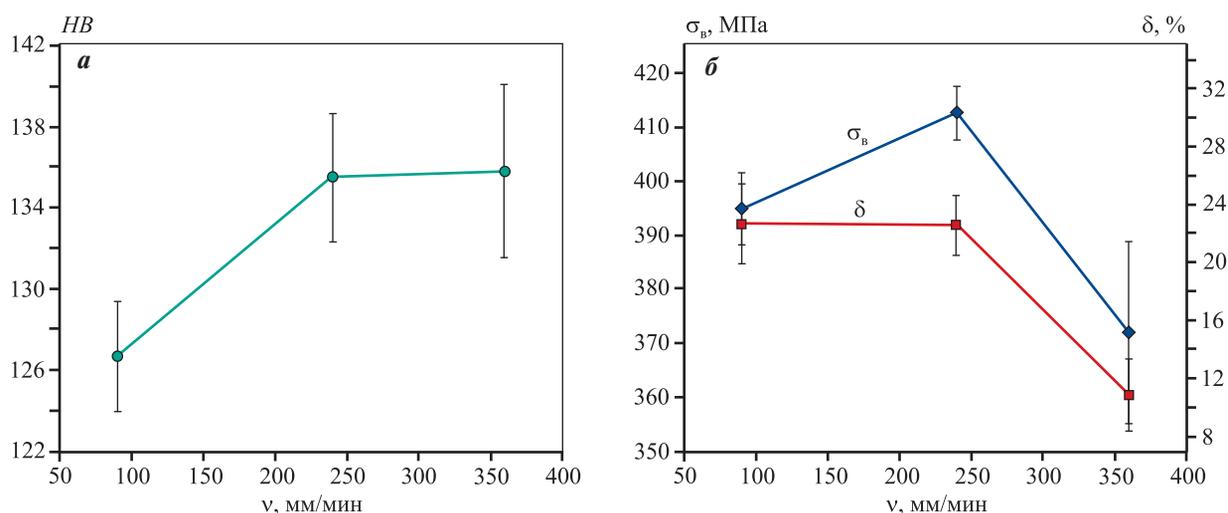


Рис. 5. Влияние скорости литья слитков на механические свойства бронзы БрО10С2Н3  
 а – твердость, б – предел прочности и относительное удлинение

Fig. 5. Effect of ingot casting speed on the mechanical properties of C92900 bronze  
 а – hardness, б – ultimate tensile strength and elongation

его снижение — с изменением направления роста столбчатых кристаллов. При приближении макро-структуры бронзы к транскристаллитной форме прочность сплава снижается также за счет скопления нерастворимых примесей в центральной части слитка [20].

При обработке технологических режимов литья слитков диаметром 15 мм на их внешних поверхностях наблюдалось образование дефектов, таких как ужимины (углубления с пологими краями, заполненные формовочным материалом и прикрытые слоем металла, образовавшегося из-за отслоения формовочной смеси при заливке) и ликваты (поверхностный дефект в виде наплыва свинца) (рис. 6). Ужимина может сконцентрироваться в одном месте на поверхности слитка, а также иметь кольцевую форму.

На рис. 7 приведены макро- и микро-структуры сплава в ужимине. Для удобства представления на изображении макро-структуры в поперечном сечении границы зерен выделены желтыми линиями. При рассмотрении структуры в этом дефекте можно выделить две области: верхнюю, с междендритной пористостью, и нижнюю, которая состоит преимущественно из эвтектической фазы, мелких

зерен твердого раствора на основе меди и включений свинца (рис. 7), что характерно для бронзы, закаленной с температуры, находящейся в интервале кристаллизации. Также по поверхности дефекта в направлении, противоположном направлению литья слитка, видны следы стекания фазы, богатой легкоплавким компонентом (см. рис. 7, а). Образование ужимины, вероятно, связано с увеличением трения между поверхностью формирующегося слитка и графитовой втулкой кристаллизатора, поскольку это является частой причиной обрыва заготовки и зависания корки [18; 21; 22].

Из-за естественного износа в процессе литья на поверхности графитовой втулки образуется микрошероховатость, которую заполняет расплав бронзы под действием статического напора. При следующем шаге цикла (прямом или обратном) в результате возросшего трения происходит надрыв в поверхностном слое затвердевающего слитка с образованием ужимины, процесс затвердевания которой протекает без дополнительного питания расплавом. Между поверхностью затвердевающего слитка и графитовой втулкой кристаллизатора, вследствие усадки первого, формируется воздушный зазор. Интенсивность теплоотвода от поверх-

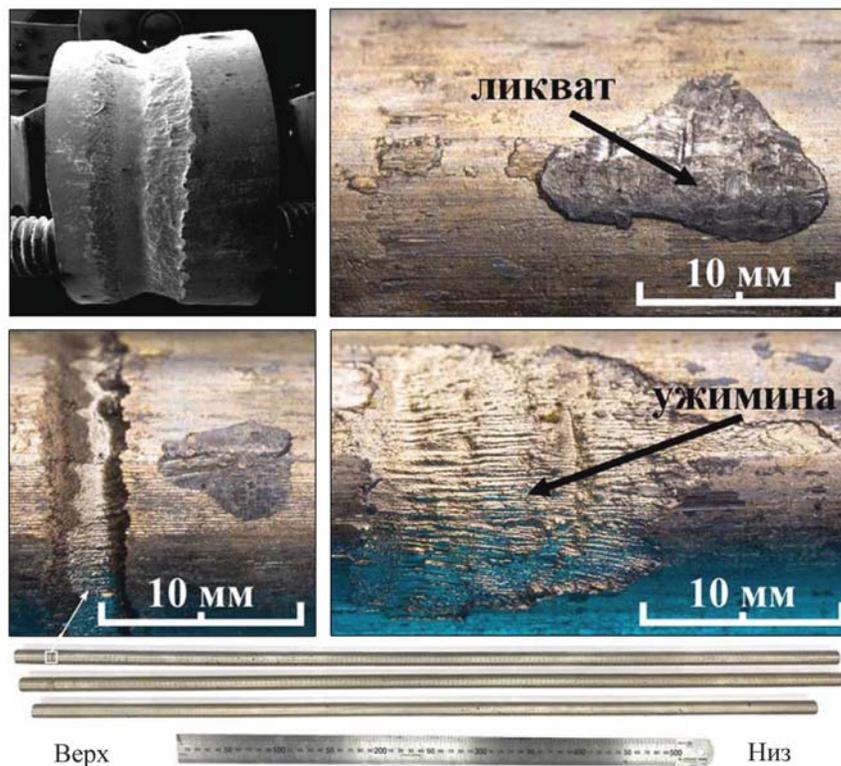
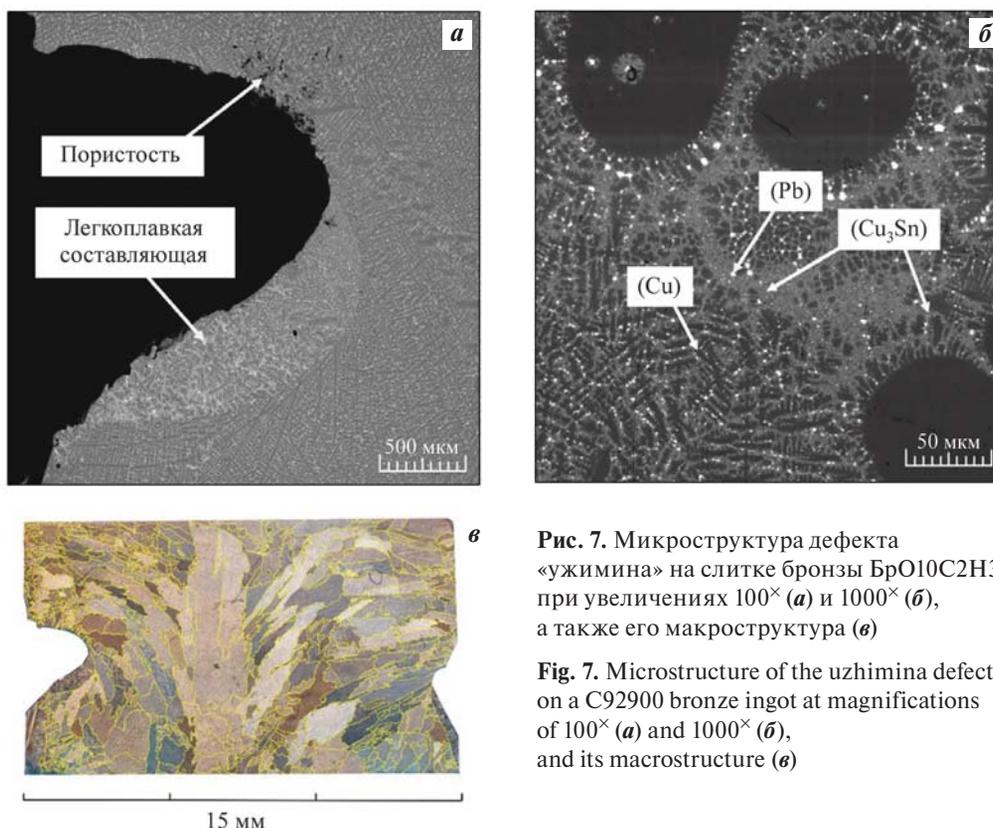


Рис. 6. Дефекты на поверхности слитков из бронзы БрО10С2Н3

Fig. 6. Surface defects on C92900 bronze ingots



**Рис. 7.** Микроструктура дефекта «ужимины» на слитке бронзы БрО10С2Н3 при увеличениях  $100\times$  (а) и  $1000\times$  (б), а также его макроструктура (в)

**Fig. 7.** Microstructure of the uzhimina defect on a C92900 bronze ingot at magnifications of  $100\times$  (a) and  $1000\times$  (b), and its macrostructure (c)

ности слитка в этом месте резко снижается, и под действием усадки сплава и капиллярных сил туда начинают «выдавливаться» легкоплавкие фазы (Pb и  $\text{Cu}_3\text{Sn}$ ), которые собираются в нижней части ужимины. В дальнейшем при литье в процессе скольжения слитка по поверхности графитовой втулки кристаллизатора свинец размазывается на поверхности слитка, образуя ликваты. При этом микрошероховатость поверхности графита «шлифуется» поверхностью слитка. Таким образом объясняется нерегулярность возникновения аналогичных дефектов на поверхности слитков диаметром 15 мм из бронзы БрО10С2Н3 в процессе непрерывно-пошагового литья вверх.

## Выводы

**1.** С увеличением скорости литья слитков диаметром 15 мм из сплава БрО10С2Н3 методом непрерывно-пошагового литья вверх с 90 до 240 мм/мин угол направления роста столбчатых кристаллов к направлению теплоотвода от поверхности затвердевающего слитка уменьшается с  $52,86 \pm 8,80^\circ$  до  $43,71 \pm 11,96^\circ$ , что приводит к увеличению прочности бронзы до  $412 \pm 4,91$  МПа. Относительное удлинение при этом не изменяет-

ся и составляет  $22 \pm 2,07$  %. Дальнейшее увеличение скорости литья до 360 мм/мин уменьшает угол направления роста столбчатых кристаллов до  $25,10^\circ \pm 5,16^\circ$ , что вызывает снижение прочности и относительного удлинения до  $372 \pm 16,81$  МПа и  $11 \pm 2,47$  % соответственно.

**2.** Макроструктура бронзы БрО10С2Н3 в слитке, полученном при скорости литья 360 мм/мин, близка к транскристаллитной. Вероятно, дальнейшее увеличение скорости литья приведет к формированию полноценной транскристаллитной структуры и, как следствие, к снижению прочностных характеристик и относительного удлинения бронзы.

**3.** Повышение скорости литья слитков диаметром 15 мм из бронзы БрО10С2Н3 до 360 мм/мин приводит к увеличению в структуре сплава фазы  $\gamma\text{-Cu}_3\text{Sn}$  с  $3,5 \pm 0,83$  до  $4,7 \pm 0,70$  %, а свинца — до  $2,5 \pm 0,19$  %. При этом средний размер включений  $\gamma\text{-Cu}_3\text{Sn}$  не изменяется, а свинца — уменьшается при более дисперсном его распределении. Это связано с увеличением скорости охлаждения сплава в процессе кристаллизации.

**4.** Твердость бронзы БрО10С2Н3 в слитках, полученных непрерывно-пошаговым литьем вверх, увеличивается со  $127 \pm 2,73$  до  $135 \pm 3,14$  НВ при

повышении скорости литья с 90 до 240 мм/мин. Это, вероятно, связано с ростом количества фазы  $\gamma$ -Cu<sub>3</sub>Sn в структуре сплава. Дальнейшее повышение скорости литья слитков не оказывает влияния на твердость бронзы.

5. На поверхности слитков диаметром 15 мм из бронзы БрО10С2Н3 возможно формирование дефектов типа ужима и ликват. Их образование связано с естественным циклическим изменением шероховатости поверхности графитовой втулки кристаллизатора в процессе непрерывно-пошагового литья.

6. Рекомендованной скоростью процесса непрерывно-пошагового литья вверх слитков из бронзы БрО10С2Н3 Ø 15 мм является 240 мм/мин. Слитки, полученные при таких условиях, обладают высокими механическими свойствами:  $\sigma_B = 412 \pm 4,91$  МПа,  $\delta = 22 \pm 2,07$  %.

## Список литературы/References

1. Груздева И.А., Сулицин А.В., Мысик Р.К., Сокунов Б.А. Влияние электромагнитного перемешивания на структуру и свойства оловянных бронз. *Литейщик России*. 2006;(11):27–29.  
Gruzdeva I.A., Sulitsyn A.V., Mysik R.K., Sokunov B.A. Effect of electromagnetic mixing on tin bronze structure and properties. *Liteishik Rossii*. 2006;(11):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 Metallurgica Sinica (English Letters)*. 2013;26(2):199–205.  
<https://doi.org/10.1007/s40195-012-0118-0>
3. Герасименко Е.А., Коновалов А.Н., Белов В.Д. О затвердевании слитков из бронзы БрО10С2Н3 при литье в изложницы с донным водяным охлаждением. *Литейщик России*. 2013;(7):15–17.  
Gerasimenko E.A., Kononov A.N., Belov V.D. On solidification of ingots from bronze C92900 when casting in bottom water-cooled casters. *Liteishchik Rossii*. 2013;(7):15–17.
4. Ozerdem M.S., Kolukisa S. Artificial neural network approach to predict the mechanical properties of Cu–Sn–Pb–Zn–Ni cast alloys. *Materials & Design*. 2009;30(3):764–769.  
<https://doi.org/10.1016/j.matdes.2008.05.019>
5. Белов В.Д., Герасименко Е.А., Гусева В.В., Коновалов А.Н. Влияние условий затвердевания заготовок из оловянистой бронзы БРО10С2Н3 на ее структуру. *Известия вузов. Цветная металлургия*. 2016;(2):26–33.  
<https://doi.org/10.17073/0021-3438-2016-2-26-33>
6. Белов В.Д., Герасименко Е.А., Гусева В.В., Коновалов А.Н. Effect of solidification conditions for castings of BrO10S2N3 tin bronze on their structure. *Izvestiya. Non-Ferrous Metallurgy*. 2016;(2):26–33. (In Russ.).  
<https://doi.org/10.17073/0021-3438-2016-2-26-33>
7. Ежов Ю.А., Железняк Л.М. Улучшение качества непрерывнолитых слитков сложнолегированных латуней и бронз. В сб: *Сборник трудов XVII Международной научно-технической Уральской школы-семинара металлургов — молодых ученых* (5–9 декабря 2016 г.). Екатеринбург: Изд-во УрФУ, 2016. Ч. 1. С. 19–23.
8. Баженов В.Е., Титов А.Ю., Шкалей И.В., Марукович Е.И., Плисецкая И.В., Мезрин А.М., Колтыгин А.В., Белов В.Д., Юдин В.А. Исследование влияния скорости литья на структуру и свойства прутков из бронзы БрО10С2Н3. *Металлург*. 2021;(7):44–51.  
Bazhenov V.E., Titov A.Yu., Shkalei I.V., Marukovich E.I., Plisetskaya I.V., Mezrin A.M., Kolygin A.V., Belov V.D., Yudin V.A. Investigation of effect of casting speed on structure and properties of bronze rods C92900 obtained by continuous casting upwards. *Metallurgist*. 2021;65(7-8):735–745.  
[https://doi.org/10.52351/00260827\\_2021\\_07\\_44](https://doi.org/10.52351/00260827_2021_07_44)
9. Таволжанский С.А., Пашков И.Н. Особенности непрерывного литья заготовок малого сечения из сплавов на основе меди. *Металлург*. 2020;64(9-10):74–80.  
Tavolzhanskiy S.A., Pashkov I.N. Features of the continuous casting of small-section billets from copper-based alloys. *Metallurgist*. 2021;64(9-10):1068–1076.  
<https://doi.org/10.1007/s11015-021-01088-y>
10. Таволжанский С.А., Пашков И.Н., Колетвинов К.Ф. Особенности непрерывного литья заготовок малого сечения из сплавов на основе меди. *Литейщик России*. 2020;(12):18–23.  
Tavolzhanskiy S.A., Pashkov I.N., Koletvinov K.F. Features of continuous casting of small-section billets from copper-based alloys. *Liteyshik Rossii*. 2020;(12):18–23. (In Russ.).
11. Якубович Е.А. Особенности формирования двухфазной зоны слитка при непрерывном литье. *Современные материалы, техника и технологии*. 2016;3(4):144–148.  
Yakubovich E.A. Peculiarities of two-phase ingot zone formation at continuous casting. *Sovremennyye materialy, tehnika i tehnologii*. 2016;3(4):144–148. (In Russ.).
12. 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. *Materials Science and Engineering: A*. 2016;654:282–291.  
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2015.12.068>

12. Potekhin V.A., Plyushin V.V., Khristolyubov A.S., Zhilyakov A.Yu. Formation of structure and properties of composite bronzes reinforced by steel dendrites. *The Physics of Metals and Metallography*. 2014;115(4): 413–419. <https://doi.org/10.1134/S0031918X14010128>
13. Ludwig A., Gruber-Pretzler M., Wu M., Kuhn A., Riedle J. About the formation of macrosegregations during continuous casting of Sn-bronze. *Fluid Dynamics & Materials Processing*. 2005;1(4):285–300. <https://doi.org/10.3970/fdmp.2005.001.285>
14. Kreil A., Vosskühler H., Walter K. The continuous casting of copper and its alloys. *Metallurgical Reviews*. 1960;5(1):413–446. <https://doi.org/10.1179/mtlr.1960.5.1.413>
15. Korchmit A.V., Martyushev N.V., Drozdov Yu.Yu. The influence of the pouring temperature on the structure and properties of copper metal alloys. *Key Engineering Materials*. 2016;685:450–454. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/KEM.685.450>
16. Мальцева Л.А., Гриб С.В., Столбовский А.В. Ликвация в сплавах. Екатеринбург: УГТУ–УПИ, 2006. 21 с.
17. Scott D.A., Schwab R. Metallography in archaeology and art. *The Structure of Metals and Alloys*. 2019:69–261. <https://doi.org/10.1007/978-3-030-11265-3>
18. Мысик Р.К., Сулицин А.В., Брусницын С.В., Ожгихин И.В. Проблемы производства литых заготовок из меди. *Журнал Сибирского федерального университета. Серия: Техника и технологии*. 2014;7(4):394–399. Mysik R.K., Sulicin A.V., Brusnicyn S.V., Ozhgihin I.V. Problems of production of copper castings. *Zhurnal Sibirskogo federalnogo universiteta. Seriya: Tehnika i tehnologii*. 2014;7(4):394–399. (In Russ.).
19. Kim Y.-Y., Kim H.-S. Prediction of grain structure of thin bronze slab produced by horizontal continuous casting. *Metals and Materials International*. 2019;25:465–472. <https://doi.org/10.1007/s12540-018-00231-w>
20. 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 БРО-10С2НЗ, полученной наполнительным литьем, непрерывным литьем вверх и горячей экструзией. *Известия вузов. Цветная металлургия*. 2021;27(3):24–36. <https://doi.org/10.17073/0021-3438-2021-3-24-36>
21. Sergejevs A., Kromanis A., Ozolins Ya., Gerins E. Influence of casting velocity on mechanical properties and macro-structure of tin bronzes. *Key Engineering Materials*. 2016;674:81–87. <http://doi.org/10.4028/www.scientific.net/KEM.674.81>
22. Колевтинов К.Ф., Таволжанский С.А., Пашков И.Н. Получение заготовок высокотемпературных припоев на медной основе методом непрерывного литья вверх. *Литейщик России*. 2015;(11):29–31. Koletvinov K.F., Tavalzhanskij S.A., Pashkov I.N. Obtaining copper-based high-temperature solder blanks by continuous up-casting method. *Liteyshik Rossii*. 2015;(11):29–31. (In Russ.).

## Информация об авторах

**Людмила Димитровна Митева** – аспирант кафедры литейных технологий и художественной обработки материалов (ЛТИХОМ), Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС» (НИТУ МИСИС).

<https://orcid.org/0009-0002-5289-9735>

E-mail: miteva.ld@misis.ru

**Андрей Юрьевич Титов** – к.т.н., доцент кафедры ЛТИХОМ, НИТУ МИСИС.

<https://orcid.org/0000-0002-3326-7778>

E-mail: titov.ay@misis.ru

**Иван Ильич Баранов** – аспирант кафедры ЛТИХОМ, НИТУ МИСИС.

<https://orcid.org/0000-0002-0465-7865>

E-mail: baranov.ii@misis.ru

## Information about the authors

**Ludmila D. Miteva** – Postgraduate Student, Department of Foundry Technologies and Material Art Working (FT&MAW), National University of Science and Technology «MISIS» (NUST MISIS).

<https://orcid.org/0009-0002-5289-9735>

E-mail: miteva.ld@misis.ru

**Andrey Yu. Titov** – Cand. Sci. (Eng.), Assistant Professor, Department of FT&MAW, NUST MISIS.

<https://orcid.org/0000-0002-3326-7778>

E-mail: titov.ay@misis.ru

**Ivan I. Baranov** – Postgraduate Student, Department of FT&MAW, NUST MISIS.

<https://orcid.org/0000-0002-0465-7865>

E-mail: baranov.ii@misis.ru

**Татьяна Алексеевна Базлова** – к.т.н., доцент кафедры ЛТИХОМ, НИТУ МИСИС.

<https://orcid.org/0000-0001-9517-5871>

E-mail: bazlova.ta@misis.ru

**Анна Андреевна Никитина** – учебный мастер 1-й категории кафедры ЛТИХОМ, НИТУ МИСИС.

<https://orcid.org/0000-0002-5399-0330>

E-mail: a.nikitina@misis.ru

**Владимир Дмитриевич Белов** – д.т.н., профессор, зав. кафедрой ЛТИХОМ, НИТУ МИСИС.

<https://orcid.org/0000-0003-3607-8144>

E-mail: vdbelov@mail.ru

**Tatiana A. Bazlova** – Cand. Sci. (Eng.), Docent, Associate Professor, Department of FT&MAW, NUST MISIS.

<https://orcid.org/0000-0001-9517-5871>

E-mail: bazlova.ta@misis.ru

**Anna A. Nikitina** – Laboratory Assistant, Department of FT&MAW, NUST MISIS.

<https://orcid.org/0000-0002-5399-0330>

E-mail: a.nikitina@misis.ru

**Vladimir D. Belov** – Dr. Sci. (Eng.), Prof., Head of the Department of FT&MAW, NUST MISIS.

<https://orcid.org/0000-0003-3607-8144>

E-mail: vdbelov@mail.ru

## Вклад авторов

**Л.Д. Митева** – проведение экспериментов, подготовка образцов для микрорентгеноспектрального анализа, обработка данных, написание статьи.

**А.Ю. Титов** – определение цели работы, проведение экспериментов, написание статьи.

**И.И. Баранов** – работа в программе FactSage, участие в обсуждении результатов.

**Т.А. Базлова** – проведение микрорентгеноспектрального анализа, участие в обсуждении результатов.

**А.А. Никитина** – проведение экспериментов, участие в обсуждении результатов.

**В.Д. Белов** – участие в обсуждении результатов, написание статьи.

## Contribution of the authors

**L.D. Miteva** – conducted the experiments, prepared samples for micro-X-ray spectral analysis, processed the data, and drafted the manuscript.

**A.Yu. Titov** – defined the research objective, conducted the experiments, and contributed to manuscript writing.

**I.I. Baranov** – performed thermodynamic modeling in FactSage and participated in the discussion of the results.

**T.A. Bazlova** – carried out micro X-ray spectral analysis and participated in the discussion of the results.

**A.A. Nikitina** – conducted experiments and took part in the discussion of the results.

**V.D. Belov** – participated in the discussion of the results and contributed to manuscript writing.

*Статья поступила в редакцию 05.09.2024, доработана 12.12.2024, подписана в печать 13.12.2024*

*The article was submitted 05.09.2024, revised 12.12.2024, accepted for publication 13.12.2024*