

Металловедение и термическая обработка

Physical metallurgy and heat treatment

Научная статья

УДК 669.3 + 621.78:669.2/.8

DOI: 10.14529/met240403

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРИЧИН ОБРАЗОВАНИЯ ТРЕЩИН НА КОРПУСАХ ЛАТУННЫХ ШАРОВЫХ КРАНОВ

Д.О. Левин¹, office@ld-pride.ru

Н.Т. Карева², karevant@susu.ru

Ю.Р. Байчурина¹, y-baychurina@mail.ru

Д.А. Усов¹, udaldpride@gmail.com

¹ ООО «ЛД ПРАЙД», Челябинск, Россия

² Южно-Уральский государственный университет, Челябинск, Россия

Аннотация. В работе для определения причины образования трещин на корпусах готовых латунных шаровых кранов исследованы образцы, вырезанные из треснувших кранов, выпущенных с июня по сентябрь 2023 года, причем с помощью этих образцов можно было исследовать поверхность разрушения и микроструктуру шлифа, граничащего с изломом, включая поэлементный состав отдельных структурных составляющих. Детальное исследование микроструктуры материала этих изделий выполнено с помощью сканирующего микроскопа JEOL JSM-7001F, имеющего приставку – энергодисперсионный анализатор Oxford «INCA X-max 80», позволяющей осуществлять микрорентгеноспектральный анализ отдельных частей микроструктуры латуни. В ходе исследования было выявлено большое различие в концентрации свинца в шлифе и на поверхности граничащего с ним излома, что характерно практически для всех разрушенных кранов. В связи с этим изучено влияние начала кристаллизации и скорости вытяжки латунного прутка из печи на характер распределения свинца и охрупчивающих примесей по объёму экспериментальных литых образцов, а затем и в поковках, изготовленных из этих литых заготовок. Показано, что после горячей деформации на поверхности части образцов (№ 1, 2, 4) сформировались трещины. Причем вероятность их образования в процессе штамповки корпуса крана уменьшается при использовании более однородных по составу литых цилиндрических заготовок, которые можно получить, как показало исследование, увеличивая степень переохлаждения жидкой фазы и скорости кристаллизации. Полученные результаты дают полезную информацию при анализе технологических операций производства продукции из свинцовой латуни ЛС59-1В.

Ключевые слова: кран, латунь, химический состав, литье, неоднородность, микротрещина, примеси, свинец, включения, штамповка, рекристаллизация, механическая обработка

Для цитирования: Исследование причин образования трещин на корпусах латунных шаровых кранов / Д.О. Левин, Н.Т. Карева, Ю.Р. Байчурина, Д.А. Усов // Вестник ЮУрГУ. Серия «Металлургия». 2024. Т. 24, № 4. С. 27–43. DOI: 10.14529/met240403

INVESTIGATION OF THE CAUSES OF CRACKING ON THE HOUSINGS OF BRASS BALL VALVES

D.O. Levin¹, office@ld-pride.ru
N.T. Kareva², karevant@susu.ru
Yu.R. Baichurina¹, y-baychurina@mail.ru
D.A. Usov¹, udaldpride@gmail.com

¹ LLC "LD PRIDE", Chelyabinsk, Russia

² South Ural State University, Chelyabinsk, Russia

Abstract. In order to determine the cause of cracks on the housings of finished brass ball valves, samples cut from cracked cranes produced from June to September 2023 were studied, moreover, with the help of these samples, it was possible to study the fracture surface and the microstructure of the section bordering the fracture, including the element composition of individual structural components. A detailed study of the microstructure of the material of these products was performed using a scanning microscope "JEOL JSM-7001F", which has an attachment – the Oxford energy dispersion analyzer "INCA X-max 80", which allows for micro X-ray spectral analysis of individual parts of the brass microstructure. The study revealed a large difference in the concentration of lead in the slot and on the surface of the fracture bordering it, which is typical for almost all destroyed cranes. In this regard, the influence of the onset of crystallization and the rate of extraction of brass rods from the furnace on the distribution of lead and embrittling impurities in the volume of experimental cast samples, and then in forgings made from these cast blanks, was studied. It is shown that cracks formed on the surface of a part of the samples (Nos. 1, 2, 4) after hot deformation. Moreover, the probability of their formation during the stamping of the crane body decreases when using more homogeneous cast cylindrical blanks, which can be obtained, as the study showed, by increasing the degree of supercooling of the liquid phase and the crystallization rate. The results obtained provide useful information in the analysis of technological operations for the production of lead brass products LS59-1B.

Keywords: faucet, brass, chemical composition, casting, heterogeneity, microcrack, impurities, lead, inclusions, stamping, recrystallization, machining

For citation: Levin D.O., Kareva N.T., Baichurina_Yu.R., Usov D.A. Investigation of the causes of cracking on the housings of brass ball valves. *Bulletin of the South Ural State University. Ser. Metallurgy.* 2024;24(4):27–43. (In Russ.) DOI: 10.14529/met240403

Введение

В настоящее время водозапорная арматура (шаровые краны) чаще изготавливается из двухфазной свинцовой ($\alpha + \beta$)-латуни типа ЛС59-1В по схеме: непрерывное литье цилиндрической заготовки → горячая штамповка → антикоррозионное никелирование поверхности детали → механическая обработка корпуса крана на высокопроизводительных станках-автоматах. Выбранный материал обеспечивает необходимые при эксплуатации готовой продукции прочность, пластичность, коррозионную стойкость, а также высокие технологические свойства на разных этапах процесса ее изготовления: хорошую деформируемость при высоких температурах, обрабатываемость резанием и низкий коэффициент трения [1, 2].

При изготовлении кранов шаровых ла-

тунных на стадии испытания крана на герметичность в условиях производства ООО «ЛД ПРАЙД» у корпусов шаровых кранов, изготавливаемых из сплава марки ЛС59-1В, периодически выявляется брак в виде трещин.

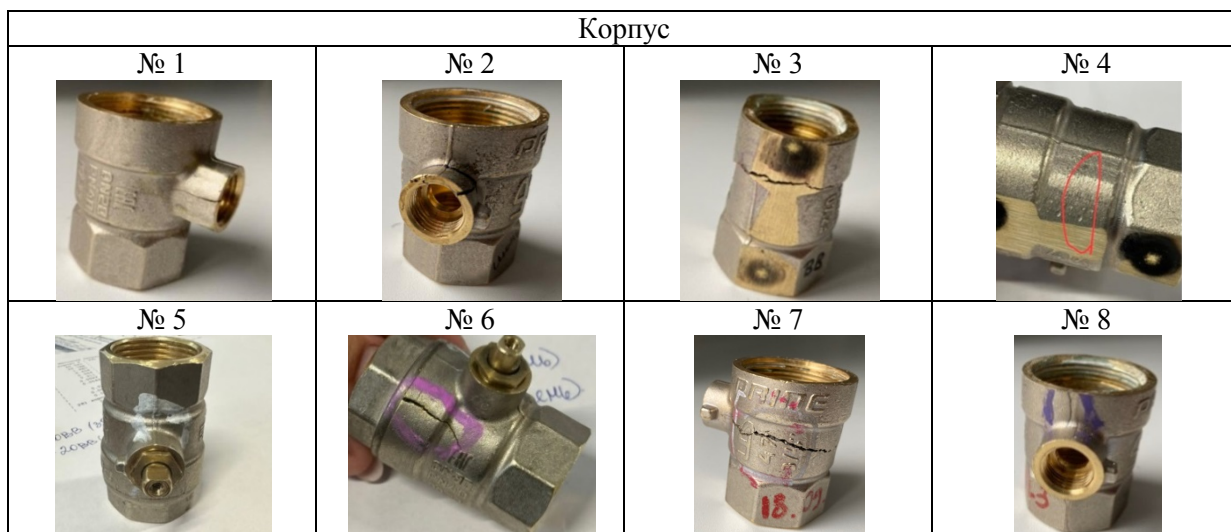
При этом закономерность по месту расположения трещин не выявляется, они разные по направлениям и по местам обнаружения (табл. 1).

Образование данной несплошности на готовом изделии зависит от совокупности факторов, начиная с изготовления литой заготовки и заканчивая испытанием на герметичность. Установление причин и проведение соответствующего комплекса мероприятий для её устранения – важная задача, от решения которой зависит количество вышедших из строя латунных кранов в ходе эксплуатации на объектах использования.

Фото трещин на корпусах
Photos of cracks on the housings

Таблица 1

Table 1



Материал и методика исследования

Исследования выполнены на образцах, вырезанных из корпусов шаровых кранов с условным диаметром DN20, изготовленных из латуни ЛС59-1В.

По составу все образцы соответствуют требованиям, предъявляемым к ЛС59-1В согласно ГОСТ 15527–2004 [3] (табл. 2).

Для изучения микроструктуры из полуфабрикатов вырезались образцы, которые после пробоподготовки (шлифовка + полировка),

подвергались травлению в растворе ($\text{FeCl}_3 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$ 2–5 г, HCl 10 мл, этиловый спирт 100 мл).

Микроструктура и химический состав отдельных фаз были изучены с помощью сканирующего микроскопа JEOL JSM-7001F, имеющего приставку – энергодисперсионный анализатор Oxford «INCA X-max 80», позволившую определить:

- химический состав α - и β -фаз;
- общий химический состав латуни по определенной микроплощади.

Химический состав образцов по данным спектрометра ДФС-500 (% масс.)
материала кранов с трещинами, выпущенных за период июнь – сентябрь 2023 г.

Таблица 2

Table 2

Chemical composition of samples according to the DFS-500 spectrometer (% by weight)
the material of cranes with cracks produced during the period June–September 2023

Образцы	Zn	Pb	Fe	Sn	Ni	Al	Bi	Si	Sb	P	Mn	As
Корпус № 1 от 06.2023	36,945	1,868	0,405	0,565	0,333	0,0021	0,0036	0,024	0,021	0,0049	0,014	0,0048
Корпус № 2 от 06.2023	36,553	1,874	0,461	0,544	0,334	0,002	0,0038	–	0,021	0,0025	0,0043	0,0053
Корпус № 3 от 07.2023	36,505	1,834	0,411	0,542	0,315	0,0022	0,0042	0,022	0,021	0,0053	0,02	0,0047
Корпус № 4 от 07.2023	36,46	1,82	0,413	0,542	0,306	0,0021	0,0043	0,0067	0,02	0,0038	0,0089	0,0048
Корпус № 5 от 08.2023	36,788	1,88	0,406	0,554	0,311	0,0022	0,0042	–	0,021	0,004	0,0052	0,0049
Корпус № 6 от 08.2023	36,964	1,833	0,415	0,548	0,319	0,0025	0,0038	–	0,019	0,0033	0,004	0,005
Корпус № 7 от 09.2023	36,68	1,753	0,4	0,542	0,315	0,0021	0,0035	–	0,019	0,0038	0,0057	0,0042
Корпус № 8 от 09.2023	36,667	1,711	0,419	0,536	0,31	0,002	0,0036	0,015	0,019	0,0045	0,014	0,0048

Таблица 3

Химический состав (% масс.) по результатам спектрометра ДФС-500

Table 3

Chemical composition (% by weight) according to the results of the DFS-500 spectrometer

	Cu	Zn	Pb	Fe	Sn	Ni	Al	Bi	Si	Sb	P	Mn	As
Прутки 1–8	59,84	Ост.	1,878	0,454	0,562	0,345	0,0028	0,0038	0,024	0,022	0,0051	0,016	0,0046
Прутки 9–11	59,94	Ост.	1,831	0,415	0,564	0,322	0,0052	0,0035	0,037	0,02	0,0053	0,015	0,0043

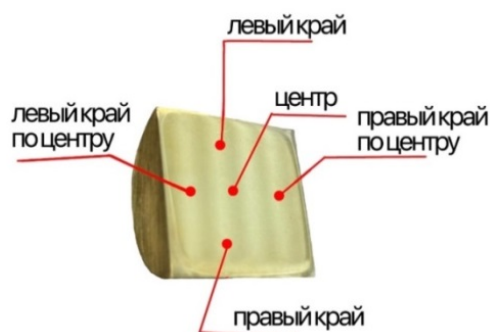


Рис. 1. Участки микроструктуры для микрорентгеноспектрального анализа
Fig. 1. Sections of the microstructure for microrentgenospectral analysis



Рис. 2. Место вырезки образцов для исследования
Fig. 2. The place of cutting samples for the study

Исследования влияния на трещинообразование условий кристаллизации (температуры и скорости вытяжки прутка из печи) выполнены на прутке Ø25. При этом одновременно фиксировались время вытяжки, температуры расплава и вытяжки.

Химический состав полученных экспериментальных прутков (их было 11 штук) по всем элементам, как следует из табл. 3, находится в пределах допустимых диапазонов согласно ГОСТ 15527–2004.

Далее от прутков № 1, 2, 4, 10 (табл. 8), способ производства которых между собой существенно различался, отрезались небольшие по высоте цилиндры, на продольных сечениях которых готовился шлиф для дальнейшего исследования на электронном микроскопе (рис. 1).

Кроме того, из литых стержней № 1, 2, 4, 10 готовились для штамповки заготовки мерных длин, которые нагревались до температур горячей деформации (680–750 °С). Охлаждение полученных полуфабрикатов проводилось на спокойном воздухе.

Для изучения микроструктуры горячештампованных заготовок корпуса крана вырезались образцы из той части поковки литых образцов № 1, 2, 10, где образовались трещины (рис. 2).

Результаты исследования

1. Изучение характера микроструктуры и строения поверхности разрушения кранов с микротрещинами

Ниже представлены фото микроструктур (рис. 3–6) и поэлементные составы протравленных шлифов и соответствующих поверхностей изломов дефектных кранов, а также результаты микрорентгеноспектрального анализа их отдельных фаз и включений (табл. 4–7). Заметим, в статье приводятся данные для 1-го и 5-го образцов как наиболее представительных примеров из изученных восьми кранов с трещинами. Места сбора рентгеновских отражений отмечены светлыми перекрестиями или светлыми прямоугольниками.

Образец № 1. В микроструктуре данного образца свинец (на снимках электронного микроскопа в виде светлых включений) находится преимущественно в α-фазе и в небольшом количестве (см. рис. 3г). На поверхности излома наблюдается совсем иная картина, здесь свинец содержится в большом количестве, видны микротрещины, также было замечено большое содержание Si, Fe, Ni, участвующих в образовании силицидов (см. рис. 4).

Образец № 5. По результатам микрорентгеноспектрального анализа на поверхности шлифа данного образца обнаружены железо

(его больше в β -фазе) и олово, присутствующее, напротив, преимущественно в α -зерне. Кремний фиксируется только в общем спектре. По сравнению с остальными образцами по площади микрошлифа свинец содержится в большем количестве и в основном он располагается в границах и теле β -зерна.

Свинец не оказывает заметного влияния на электропроводность и теплопроводность меди, но значительно улучшает ее обрабатываемость резанием [4]. Образование мелкой

сыпучей стружки является признаком хорошей обрабатываемости резанием [5].

По берегам микротрещины излома выявлено повышенное содержание Fe, Si, Pb.

Микроструктура изученных образцов представлена светлыми вытянутыми зернами α -фазы и более темной β -фазой. Кроме них и свинца латунь ЛС59-1В содержит еще хрупкие силициды (MeSi), образованные на основе Fe, Mn, Ni. Данные интерметаллиды, согласно проведенным расчетам [6–8], появляются

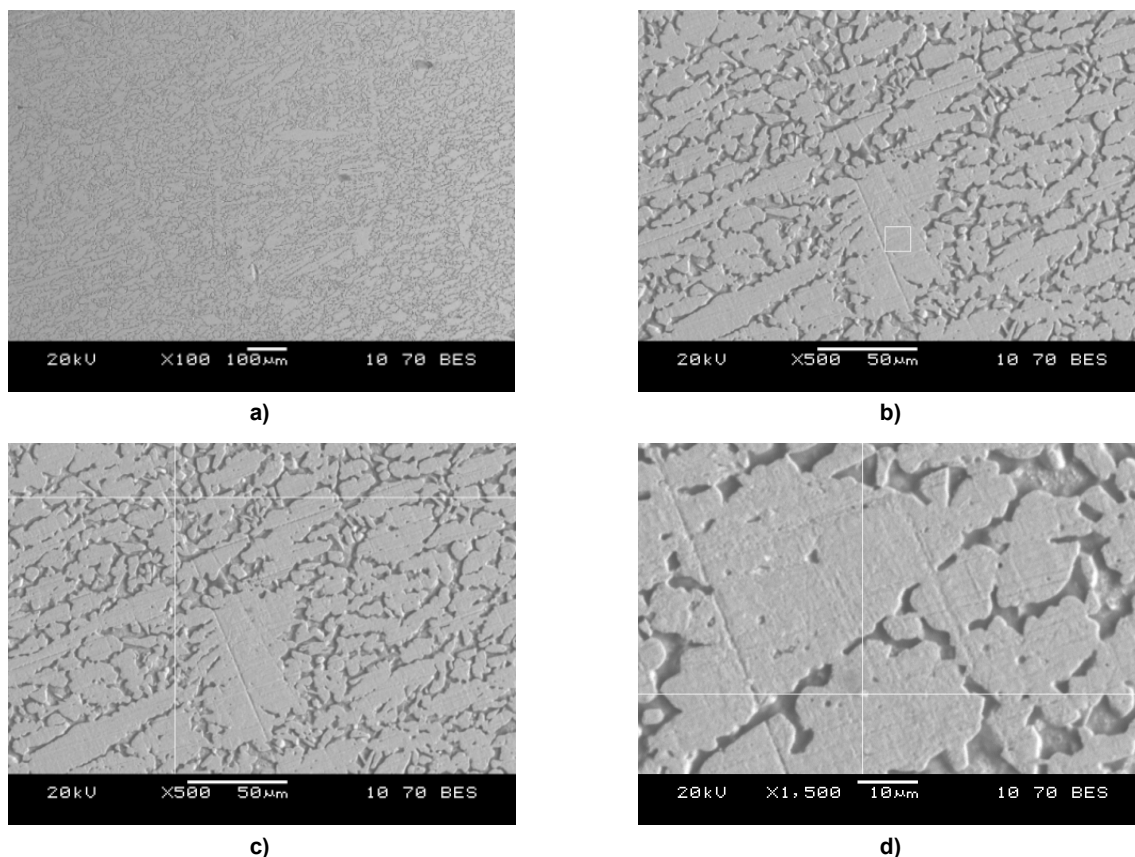


Рис. 3. Электронное изображение микроструктуры с поверхности протравленного шлифа вблизи излома образца № 1 в разных участках: а – место сбора спектров с микроплощадью, $\times 100$; б, с – место сбора спектров α - и β -фаз соответственно, $\times 500$; д – место сбора спектров от светлого включения, $\times 500$

Fig. 3. Electronic image of the microstructure from the surface of the etched strip near the fracture of sample No. 1 in different areas: a – the place of collection of spectra from the micro area, $\times 100$; b, c – the place of collection of the spectra of α - and β -phases respectively, $\times 500$; d – the place of collection of spectra from the light inclusion, $\times 500$

Таблица 4

Элементный состав (вес. %), полученный съемкой с разных участков
протравленного шлифа (образец № 1, рис. 3)

Table 4

Elemental composition (wt. %) obtained by shooting from different sections
of the etched strip (sample No. 1, Fig. 3)

Место снятия спектра	Si	Fe	Ni	Cu	Zn	Sn	Pb
Хим. состав по площади	0,31	0,49	0,58	60,53	38,08		
Фаза α	0,50	0,59	0,61	63,46	34,62		0,21
Фаза β			0,44	55,39	42,45	1,08	0,64
Включение		0,67	0,37	60,13	34,36	0,58	3,89

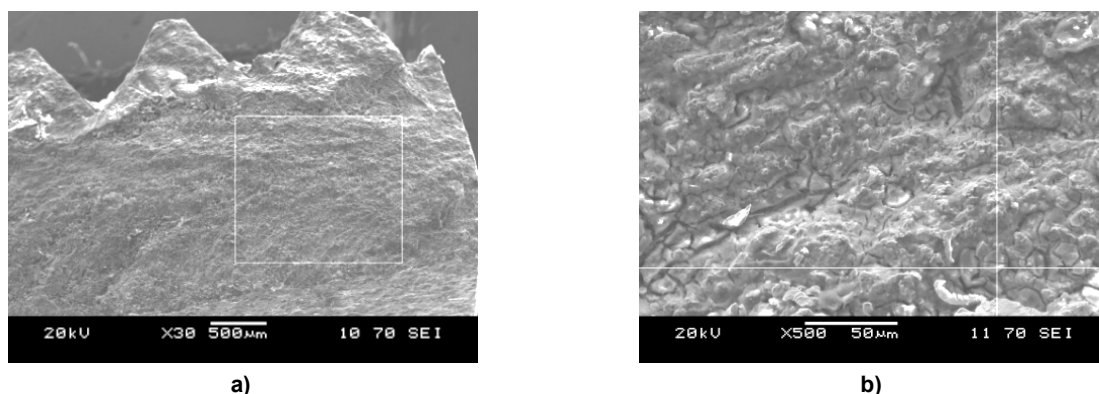


Рис. 4. Электронное изображение поверхности излома образца № 1 в разных участках: а – общий вид поверхности излома, место сбора спектров с микроплощадью, $\times 30$; б – место сбора спектров от микроплощадки на поверхности микротрещины, $\times 500$

Fig. 4. Electronic image of the fracture surface of sample No. 1 in different sections: a – general view of the fracture surface, the place of collection of spectra from the micro area $\times 30$; b – the place of collection of spectra from the micro area on the surface of the microcrack $\times 500$

Элементный состав (вес. %), полученный съемкой с разных участков излома образца № 1 (рис. 4)

Таблица 5

The elemental composition (wt. %) obtained by shooting from different fracture sites of sample No. 1 (Fig. 4)

Table 5

Место снятия спектра	Si	Fe	Ni	Cu	Zn	Sn	Pb
Хим. состав по площади	7,82	0,77	1,10	54,05	30,01	0,21	6,04
Хим. состав на микротрещине	3,84	2,36	1,32	52,22	21,48	0,72	18,06

в процессе кристаллизации сплава при достаточно высоких температурах ($\sim 828-856^\circ\text{C}$), что существенно выше температуры последующей штамповки корпуса крана ($\sim 730^\circ\text{C}$), и потому, сохраняясь при температурах деформации, могут инициировать образование микротрещин в процессе формирования корпуса. Неизбежно возникающие в поковках остаточные внутренние напряжения увеличивают вероятность разрушения корпуса кранов при дальнейших операциях механической обработки резанием.

Элементы (Fe, Si, Sn), частично растворяясь в α - и β -фазах, способствуя росту прочности, снижают пластичность (вязкость) [2].

Распределение этих элементов между фазами неодинаково в изученных образцах. По результатам спектрального анализа шлифов Fe совместно с Si больше концентрируется в α -фазе образцов № 2, 8, в β -фазе образцов № 3, 4, а в образце № 1 – на местах обнаружения включений Pb. В остальных образцах (№ 5, 7) кремний на поверхности шлифов не зафиксирован.

В изломах несколько иная картина. Железа и олова больше в β -зернах особенно в образцах № 2, 5 и 8.

Железо затрудняет развитие процесса рекристаллизации латуни и измельчает зерно, в связи с чем значительно повышаются механические и технологические свойства сплавов [9]. Олово, входящее в состав латуни, повышает свойство прочности и противокоррозионной стойкости [10].

Никель не оказывает заметного влияния на физические, механические и технологические свойства латуней. Он повышает температуру рекристаллизации [11].

Свинец, в лучах электронного микроскопа наблюдаемый в форме мелких светлых включений, не оказывает влияния на температуру и процесс кристаллизации медноцинковых сплавов, так как затвердевает в последнюю очередь (при 326°C), и в случае выделения по границам зерен (фаз) ухудшает деформируемость в горячем состоянии. В образцах № 2, 5, 6, 8 он концентрируется предпочтительно на границах зерен, в образце № 1 в α -фазе, в образцах № 4, 7 на границах и внутри α -фазы.

Обращает на себя внимание очень большая разница в содержании свинца на поверхностях шлифа и излома в дефектных кранах. Это характерно практически для всех разру-

шенных кранов. Так, например, в шлифах образцов № 1 и 5, согласно спектральному анализу, содержится практически 0 и 1,5 % соответственно; а на поверхности разрушения – 6 и 10 % (см. табл. 4, 6 и табл. 5, 7). Еще больше разница в значениях по трещинам в изломе – 18 и 45 %.

Свинец, особенно в виде сплошных цепочек, способствует образованию микротрещин [12, 13]. В связи с этим можно предположить, что проблема появления некачественных кра-

нов начинается с выплавки и кристаллизации цилиндрических заготовок. Свинец затвердевает последним и, скорее всего, занимает пространство между дендритами основной матрицы. И при дальнейшей горячей объемной штамповке его равномерное перераспределение затрудняется. Для проверки данного предположения было проведено исследование влияния условий кристаллизации исходных цилиндрических заготовок на характер распределения, прежде всего свинца, по их сечению.

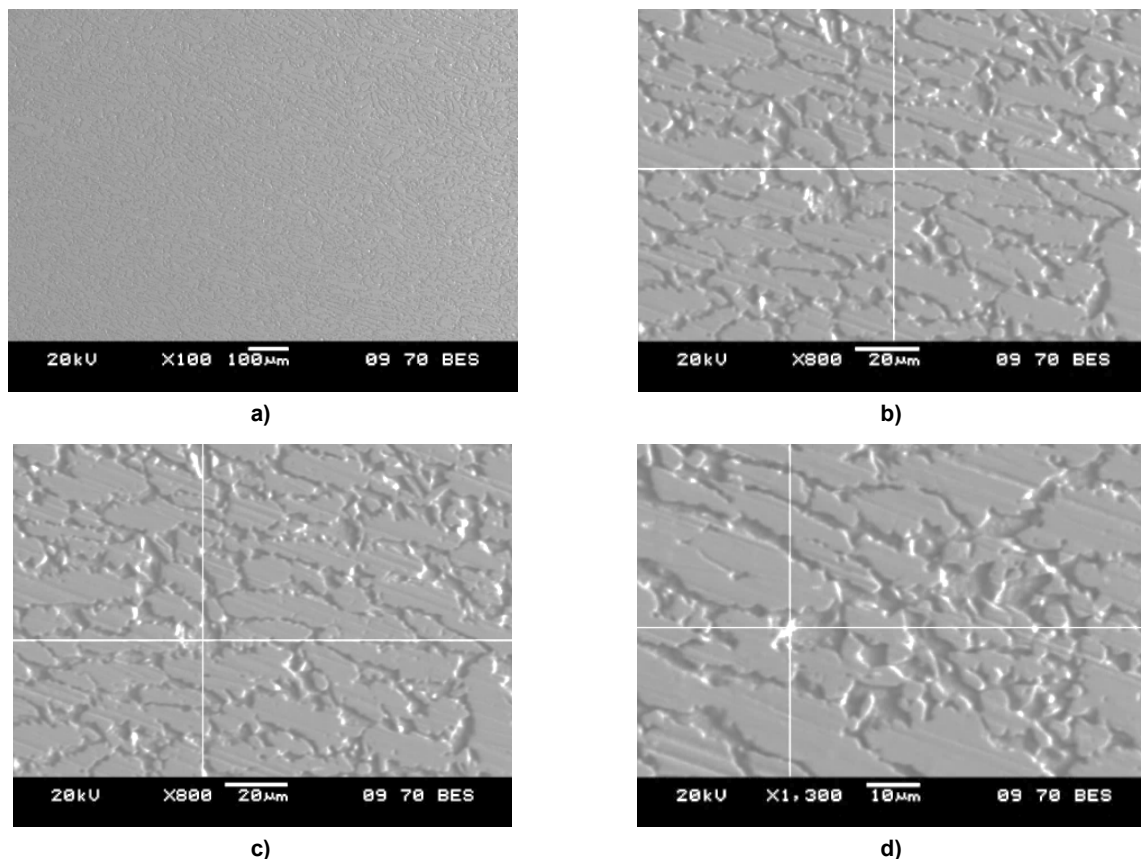


Рис. 5. Электронное изображение микроструктуры травленого шлифа вблизи излома образца № 5 в разных участках: а – место сбора спектров с микроплощади, $\times 100$; б, с – место сбора спектров α - и β -фаз соответственно, $\times 800$; д – место сбора спектров от светлого включения, $\times 1000$

Fig. 5. Electronic image of the microstructure of the etched strip near the fracture of sample No. 5 in different areas: а – the place of collection of spectra from the micro area, $\times 100$; б, с – the place of collection of the spectra of the α - and β -phases respectively, $\times 800$; д – the place of collection of spectra from the light inclusion, $\times 1000$

Элементный состав (вес. %), полученный съемкой с разных участков
образца № 5 (рис. 5)

Таблица 6

Elemental composition (wt. %) obtained by shooting from different sections
of sample No. 5 (Fig. 5)

Table 6

Место снятия спектра	Si	Fe	Ni	Cu	Zn	Sn	Pb
Хим. состав по площади	0,27	0,61	0,57	59,78	37,30		1,47
Фаза α		0,66	0,38	63,74	34,44	0,78	
Фаза β		1,06	0,87	56,87	39,64	0,60	0,97
Включение		0,75		58,06	35,83		5,36

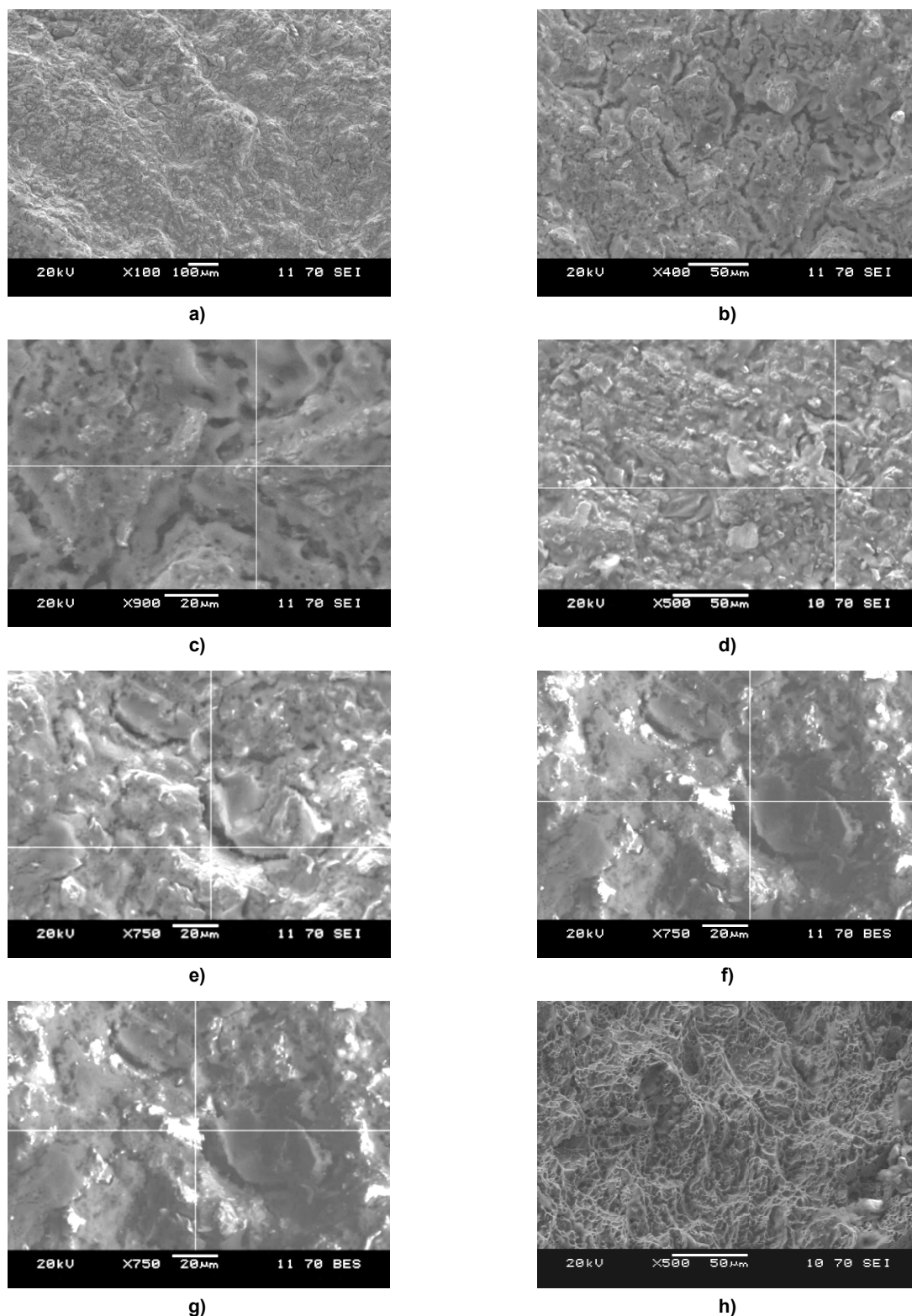


Рис. 6. Электронное изображение поверхности излома образца № 5 в разных участках: а – химический состав по площади, спектр 1, $\times 100$; б – вид трещины в форме сетки, $\times 400$; в – место сбора спектра 2; д – место сбора спектра 3; е – место сбора спектра 4, химический состав края трещины; ф – химический состав в противоположном берегу трещины, спектр 5; г – спектр 6 с края микротрещины, $\times 750$; h – ямочные трещины, $\times 500$
Fig. 6. Electronic image of the fracture surface of sample No. 5 a in different areas: а – chemical composition by area, spectrum 1, $\times 100$; б – type of crack in the form of a grid, $\times 400$; в – collection site of spectrum 2; д – collection site of spectrum 3; е – collection site of spectrum 4, chemical composition of the edge cracks; ф – chemical composition in the opposite shore of the crack, spectrum 5; г – spectrum 6 from the edge of the microcrack, $\times 750$; h – pit cracks, $\times 500$

Таблица 7

Элементный состав (вес. %), полученный съемкой с разных участков
поверхности разрушения образца № 5 (рис. 6)

Table 7

Elemental composition (wt. %) obtained by shooting from different areas
of the fracture surface of sample No. 5 (Fig. 6)

Спектр	Si	Fe	Ni	Cu	Zn	Pb
Спектр 1	4,39	0,87	0,88	47,85	33,83	9,94
Спектр 2		0,47		53,90	35,34	9,29
Спектр 3	1,68			5,22	4,65	
Спектр 4	1,56	0,65	0,56	50,42	40,35	6,45
Спектр 5		1,06	2,14	25,45	26,37	44,98
Спектр 6	2,36	0,35	0,34	58,53	35,87	2,55

2. Влияние температуры и скорости вытяжки прутка из печи на структуро- образование литых заготовок

Условия получения литых цилиндров из-
менялись за счет варьирования (11 случаев):

– температуры расплава в печи перед вы-
пуском жидкого расплава;

– температуры переохлаждения жидкого
расплава;

– частоты и времени вытяжки прутка
(табл. 8).

При литье, как известно, развивается лик-
вация, прежде всего внутридендритная [14].
Технологические факторы литья – мощное

Таблица 8

Условия кристаллизации исходных цилиндрических заготовок корпуса кранов

Table 8

Crystallization conditions of the initial cylindrical billets of the crane body

Группа образцов	Условия получения литых прутков	Показатель	Группа образцов	Условия получения литых прутков	Показатель
1	Температура в печи, °C	1040–1050	7	Температура в печи, °C	1000–1010
	Температура вытяжки, °C	470–510		Температура вытяжки, °C	520–560
	Частота вытягивания, г/мин	80–150		Частота вытягивания, г/мин	150–220
	Время вытяжки прутка 4200 мм	25 мин 30 с		Время вытяжки прутка 4200 мм	20 мин 10 с
2	Температура в печи, °C	1040–1050	8	Температура в печи, °C	1000–1010
	Температура вытяжки, °C	535–600		Температура вытяжки, °C	460–500
	Частота вытягивания, г/мин	150–240		Частота вытягивания, г/мин	80–150
	Время вытяжки прутка 4200 мм	19 мин 40 с		Время вытяжки прутка 4200 мм	25 мин
3	Температура в печи, °C	1040–1050	9	Температура в печи, °C	1090–1100
	Температура вытяжки, °C	630–670		Температура вытяжки, °C	750
	Частота вытягивания, г/мин	250–320		Частота вытягивания, г/мин	350
	Время вытяжки прутка 4200 мм	13 мин 24 с		Время вытяжки прутка 4200 мм	11 мин 20 с
4	Температура в печи, °C	1040–1050	10	Температура в печи, °C	1080–1090
	Температура вытяжки, °C	690–750		Температура вытяжки, °C	600
	Частота вытягивания, г/мин	350–420		Частота вытягивания, г/мин	200
	Время вытяжки прутка 4200 мм	10 мин		Время вытяжки прутка 4200 мм	17 мин 47 с
5	Температура в печи, °C	1000–1010	11	Температура в печи, °C	1090–1100
	Температура вытяжки, °C	700–750		Температура вытяжки, °C	500
	Частота вытягивания, г/мин	350–420		Частота вытягивания, г/мин	130
	Время вытяжки прутка 4200 мм	10 мин		Время вытяжки прутка 4200 мм	25 мин
6	Температура в печи, °C	1000–1010	–	–	–
	Температура вытяжки, °C	640–670		–	–
	Частота вытягивания, г/мин	250–320		–	–
	Время вытяжки прутка 4200 мм	13 мин 10 с		–	–

средство воздействия на структуру металла. Изменяя условия литья и охлаждения, можно существенно модифицировать внутреннюю структуру дендритов и, как следствие, резко измельчить выделения вторично кристаллизующихся фаз. Однако на практике существуют некоторые ограничения: так, с повышением температуры литья и перегрева сильно увеличиваются газонасыщенность и пористость металла. Поэтому с точки зрения качества получаемых отливок перегрев металла допустим только до определенных температур [15].

Ниже приведен сравнительный анализ структуры образцов № 1, 2, 4, 10 (см. табл. 8), заметно отличающихся друг от друга условиями кристаллизации, т. е. степенями перегрева и переохлаждения жидкого расплава относительно их равновесных точек ликвидуса и солидуса, а также скоростями их затвердевания. Поскольку образцы имеют практически одинаковый химический состав, то их равновесные точки начала и конца кристаллизации достаточно близки, и, следовательно, образцы № 1, 2, 4 имели приблизительно одинаковую степень перегрева, более низкую по

сравнению с образцом № 10 (см. табл. 8). Что касается степени переохлаждения, то, судя по температуре начала вытяжки, изучаемые образцы можно поделить на две группы – № 1, 2 и № 4, 10, причем перед затвердеванием расплав первой группы был более переохлажден по сравнению со второй. Образцы № 4, 10 и кристаллизовались, очевидно, быстрее, так как выбранные в опыте время и частота их вытягивания заметно увеличивали скорость охлаждения цилиндрических прутков.

В литом виде латунь имеет типичную дендритную структуру, свойственную всем твердым растворам [7]. По мере перемещения по радиусу к центру структура исследованных образцов изменяется: зерна становятся более равноосными. Микроструктуры образцов № 1, 2 в целом одинаковы (рис. 7а, б; 8а, б; 9а, б). В той же части образцов № 4, 10 (рис. 7с, д; 8с, д; 9с, д) наблюдается структура, близкая к пластинчатой. Это характерно особенно для образца № 10, кристаллизация которого проходила при большей степени переохлаждения и меньшей продолжительности вытяжки. Нужно учитывать, что это общее время, которое включает и часть времени охлаждения

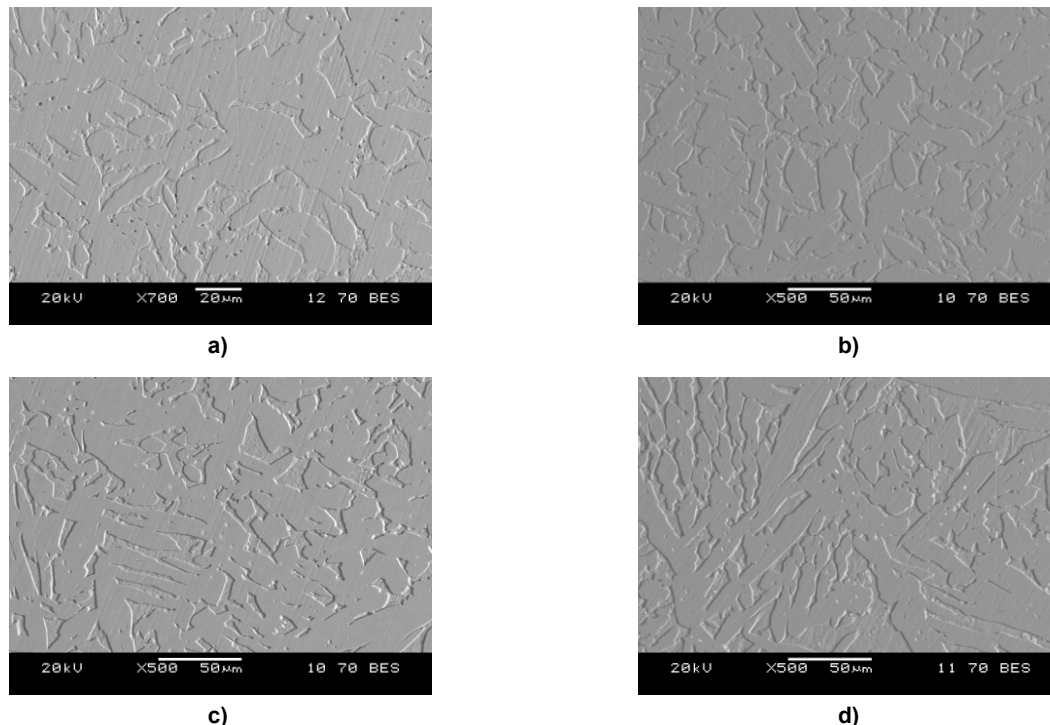


Рис. 7. Микроструктура с левого края литых образцов: а – общий вид ($\alpha + \beta$)-фаз образца № 1, $\times 700$; б – общий вид ($\alpha + \beta$)-фаз образца № 2, $\times 500$; с – общий вид ($\alpha + \beta$)-фаз образца № 4, $\times 500$; д – общий вид ($\alpha + \beta$)-фаз образца № 10, $\times 500$

Fig. 7. Microstructure from the left edge of the cast samples: а – general view of ($\alpha + \beta$)-phases of sample No. 1, $\times 700$; б – general view of ($\alpha + \beta$)-phases of sample No. 2, $\times 500$; с – general view of ($\alpha + \beta$)-phases of sample No. 4, $\times 500$; д – general view of ($\alpha + \beta$)-phases of sample No. 10, $\times 500$

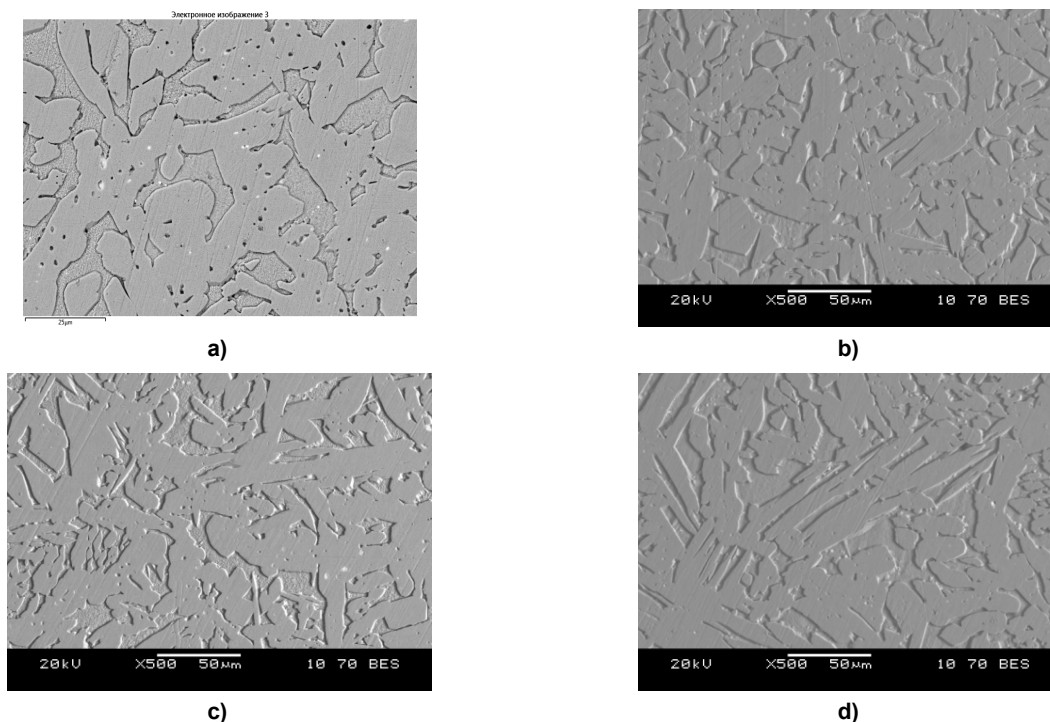


Рис. 8. Микроструктура центра литых образцов: а – общий вид $(\alpha + \beta)$ -фаз образца № 1, $\times 100$; б – общий вид $(\alpha + \beta)$ -фаз образца № 2, $\times 500$; с – общий вид $(\alpha + \beta)$ -фаз образца № 4; д – общий вид $(\alpha + \beta)$ -фаз образца № 10, $\times 500$

Fig. 8. Microstructure of the center of cast samples: а – general view of the $(\alpha + \beta)$ -phases of sample No. 1, $\times 100$; б – general view of the $(\alpha + \beta)$ -phases of sample No. 2, $\times 500$; с – general view of the $(\alpha + \beta)$ -phases of sample No. 4; д – general view of the $(\alpha + \beta)$ -phases of the sample No. 10, $\times 500$

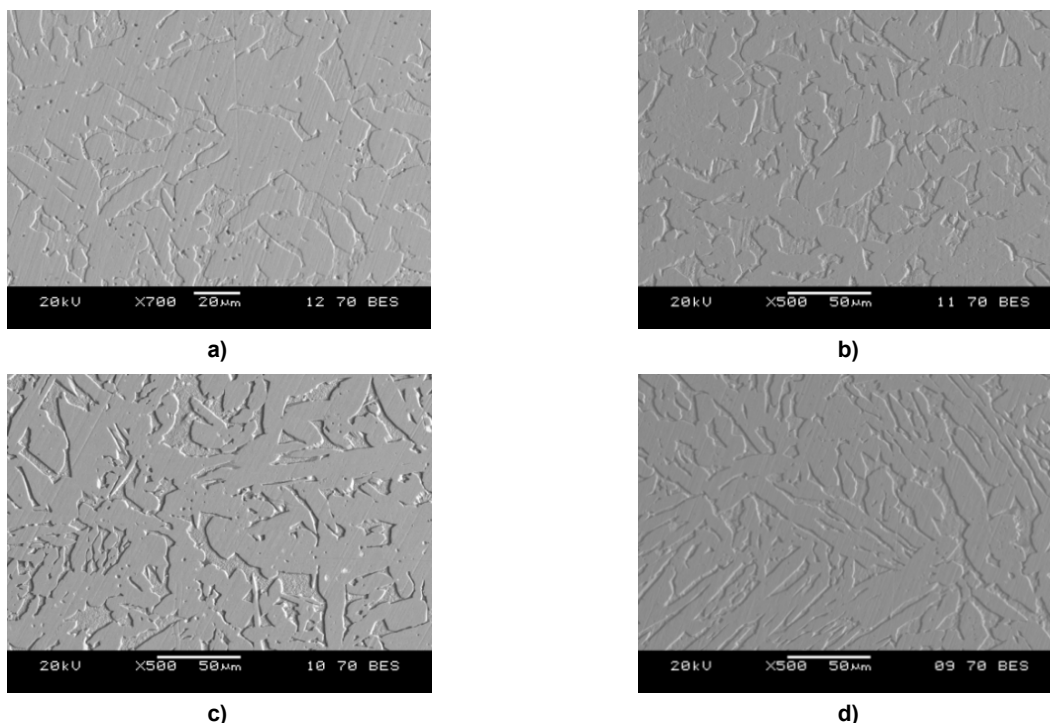


Рис. 9. Микроструктура с правого края литых образцов: а – общий вид $(\alpha + \beta)$ -фаз образца № 1, $\times 700$; б – общий вид $(\alpha + \beta)$ -фаз образца № 2, $\times 500$; с – общий вид $(\alpha + \beta)$ -фаз образца № 4; д – общий вид $(\alpha + \beta)$ -фаз образца № 10, $\times 500$

Fig. 9. Microstructure from the right edge of the cast samples: а – general view of the $(\alpha + \beta)$ -phases of sample No. 1, $\times 700$; б – general view of the $(\alpha + \beta)$ -phases of sample No. 2, $\times 500$; с – general view of the $(\alpha + \beta)$ -phases of sample No. 4; д – general view of the $(\alpha + \beta)$ -phases sample No. 10, $\times 500$

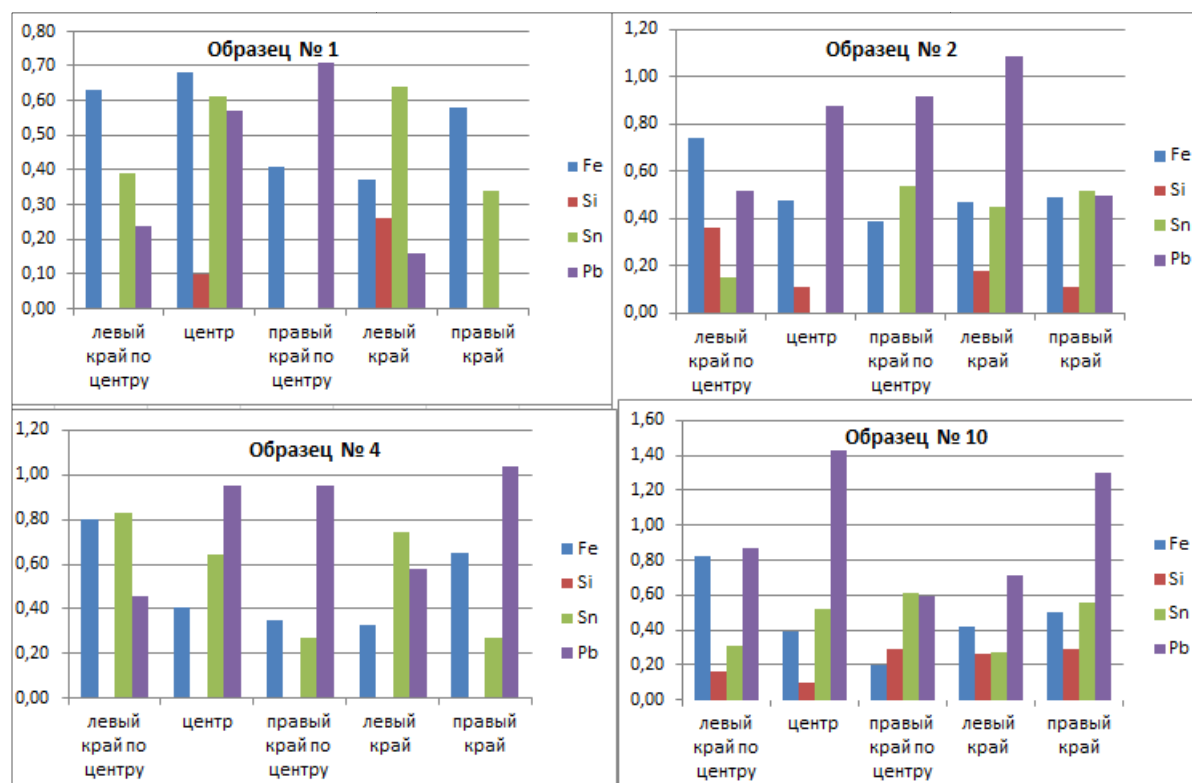


Рис. 10. Распределение химических элементов (вес. %) по разным участкам литых цилиндрических образцов № 1, 2, 4, 10
Fig. 10. Distribution of chemical elements (wt. %) for different sections of cast cylindrical samples No. 1, 2, 4, 10

после окончания кристаллизации. Обращают на себя внимание цепочки светлых включений свинца (рис. 8а – образец № 1, рис. 8с – образец № 4).

Для визуализации характера распределения свинца и примесей по участкам образцов № 1, 2, 4, 10 выстроен ряд гистограмм (рис. 10).

В образцах № 1, 2 количественное содержание более тугоплавких составляющих (соединения железа с кремнием), кристаллизующихся в первую очередь, уменьшается от краёв к центру образца.

Свинец, как кристаллизующийся в последнюю очередь, также неравномерно распределяется: преимущественно в центре образца. Неравномерное распределение легкоплавких примесей может существенно затруднить дальнейшую операцию горячей штамповки.

В образце № 10, по сравнению с уже рассмотренными, компоненты распределены более однородно: силициды, в том числе и на основе железа, также залегают по краям образца, но уже в более одинаковых количествах. Характер распределения свинца тоже в целом схож, но с меньшими перепадами абсолютных значений.

3. Влияние горячей штамповки на структуру литых заготовок и их склонность к трещинообразованию

На полученных поковках № 1, 2, 4, кроме поковки литой заготовки № 10, в районе «пояска» шарового крана визуально зафиксированы трещины (рис. 11). Стоит отметить, что эта часть шарового крана в дальнейшем подвергается механической обработке с нарезанием метрической резьбы изделия, следовательно, этот участок готового крана является наиболее нагруженной и ответственной частью в процессе эксплуатации.

Ниже приводятся результаты микроструктурного исследования поковки литых образцов № 1, 2, 10 с помощью электронного микроскопа (рис. 12–14).

Литая микроструктура латуни после горячей штамповки претерпевает заметные изменения. На первом образце фиксируются вытянутые в направлении деформации зерна. Структура по сечению стенки штамповки неравномерная, что свидетельствует о различиях в степенях деформации и рекристаллизации, и, как следствие, разные части поковки будут иметь различную прочность (твёрдость) [8].

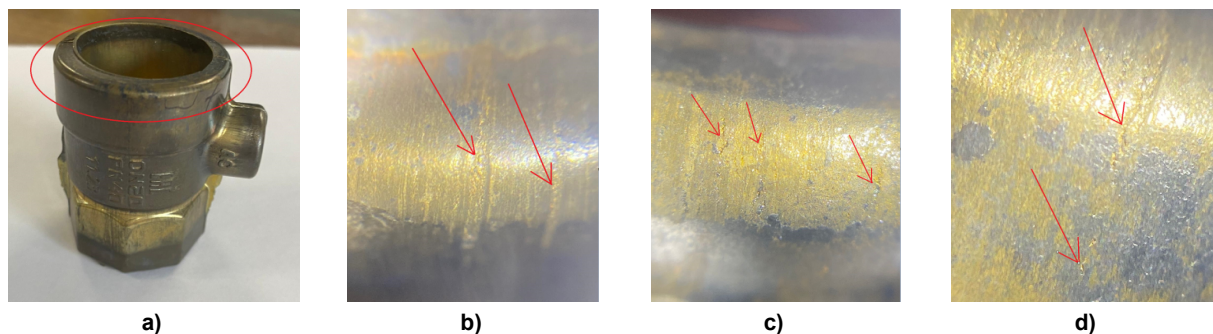


Рис. 11. Фото трещин на поковках после горячей штамповки при температуре 726 °C: а – «поясок» шарового крана; б – образец № 1; с – образец № 2; d – образец № 4
Fig. 11. Photos of cracks on forgings after hot stamping at a temperature of 726 °C: a – the “belt” of the ball valve; b – sample No. 1; c – sample No. 2; d – sample No. 4

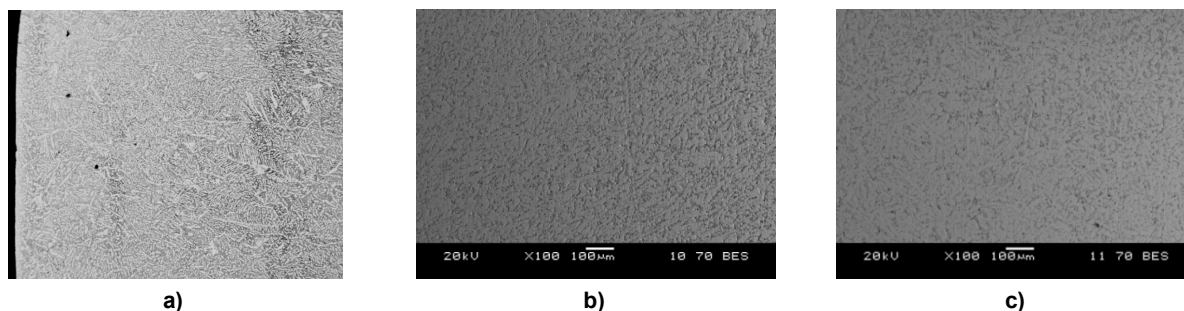


Рис. 12. Микроструктура с левого края поверхности протравленных образцов после горячей штамповки: а – № 1, $\times 50$; б – № 2, $\times 100$; с – № 10, $\times 500$
Fig. 12. Microstructure from the left edge of the surface of the etched samples after hot stamping: a – No. 1, $\times 50$; b – No. 2, $\times 100$; c – No. 10, $\times 500$

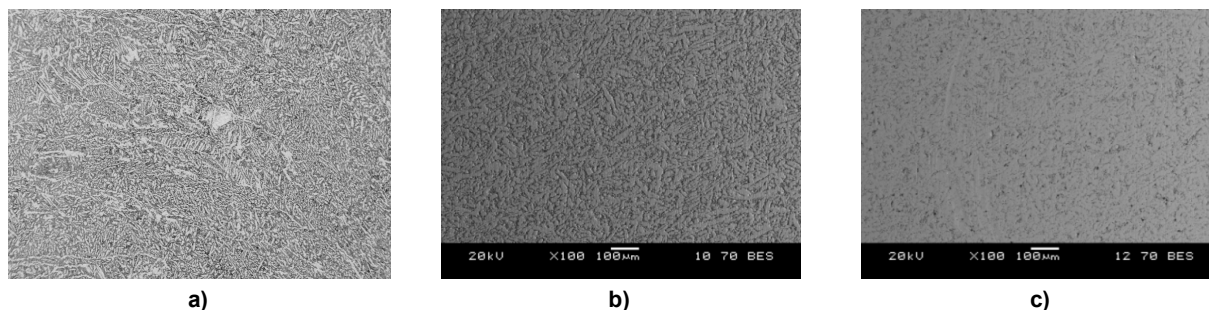


Рис. 13. Микроструктура центра поверхности протравленных образцов после горячей штамповки: а – № 1, $\times 50$; б – № 2, $\times 100$; с – № 10, $\times 100$
Fig. 13. Microstructure of the surface center of etched samples after hot stamping: a – No. 1, $\times 50$; b – No. 2, $\times 100$; c – No. 10, $\times 100$

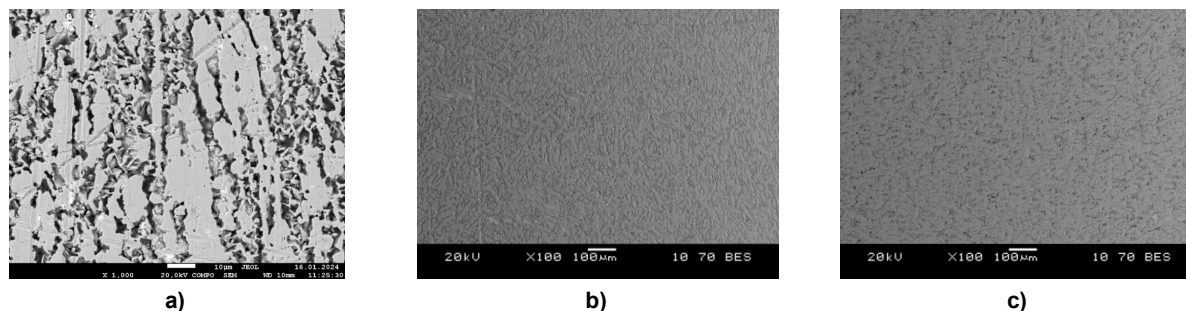


Рис. 14. Микроструктура с правого края поверхности протравленных образцов после горячей штамповки: а – № 1, $\times 1000$; б – № 2, $\times 100$; с – № 10, $\times 100$
Fig. 14. Microstructure from the right edge of the surface of etched samples after hot stamping: a – No. 1, $\times 1000$; b – No. 2, $\times 100$; c – No. 10, $\times 100$

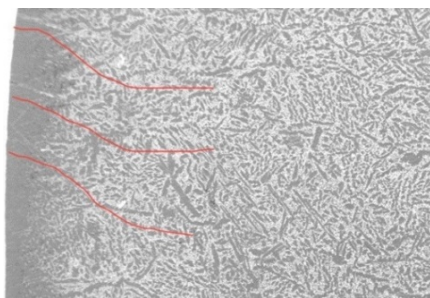


Рис. 15. Микротрещина на левом крае протравленного образца № 1
Fig. 15. Microcrack on the left edge of the etched sample No. 1

На снимке микроструктуры образца № 1 наблюдались микротрещины, развивающиеся от края в глубь изделия (рис. 15).

Микроструктура образца № 10 характеризуется зернами α -фазы с формой, близкой к глобулярной (рис. 16, табл. 9).

Горячая деформация (рис. 17, 18) существенно не изменила характера распределения элементов в материале по сечению изученных образцов по сравнению с исходными литыми заготовками, из которых были изготовлены штамповки (см. рис. 10).

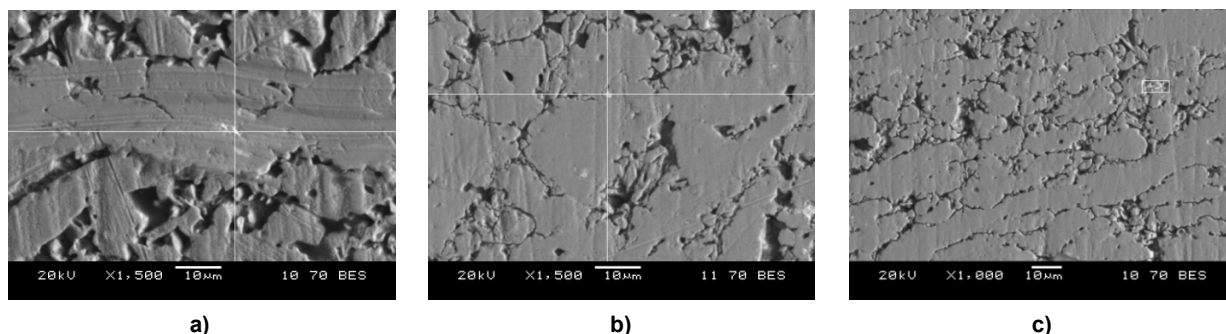


Рис. 16. Светлые включения свинца в центре протравленных образцов поковок: а – образец № 2, $\times 1500$; б – образец № 10, $\times 1500$; в – образец № 10, $\times 1000$
Fig. 16. Light inclusions of lead in the center of etched forgings samples: a – sample No. 2, $\times 1500$; b – sample No. 10, $\times 1500$; c – sample No. 10, $\times 1000$

Элементный состав спектров рис. 16 (% масс.)

Таблица 9

Table 9

The elemental composition of the spectra of Fig.16 (% by weight)

Спектр	Fe	Ni	Cu	Zn	Sn	Pb
Спектр 1	0,31	0,61	32,26	18,71		48,11
Спектр 2	0,15	0,11	14,43	10,08	0,62	74,60
Спектр 3	0,56	0,74	42,75	25,34	0,53	21,20

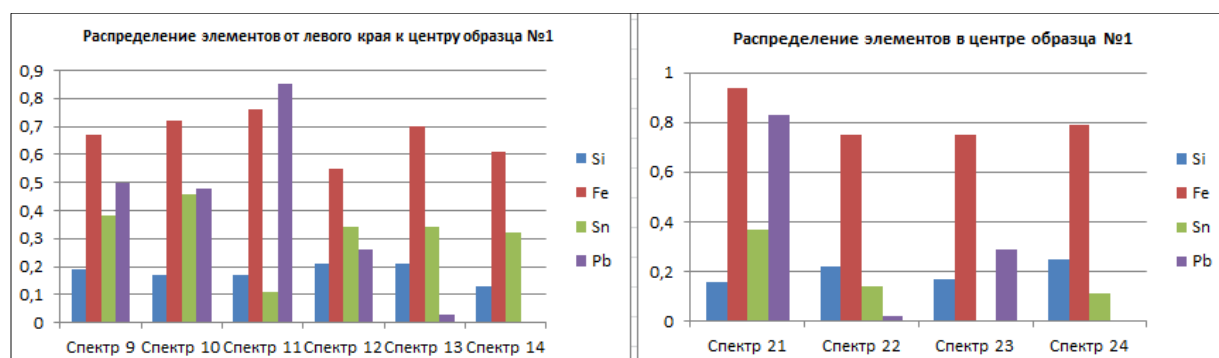


Рис. 17. Распределение элементов по разным участкам стенки пояса шарового крана № 1 после горячей объемной штамповки (см. также с. 41)

Fig. 17. Distribution of elements in different sections of the wall of the belt of the ball valve No. 1 after hot stamping (see also p. 41)

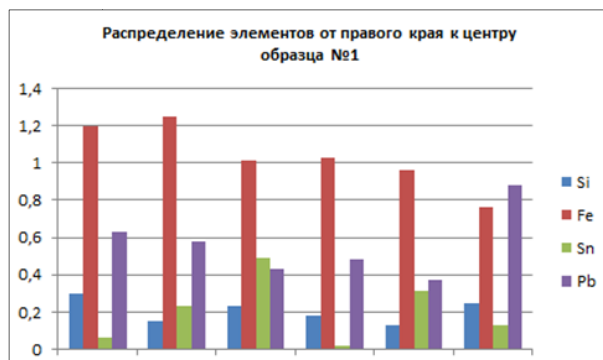


Рис. 17. Окончание
Fig. 17. End

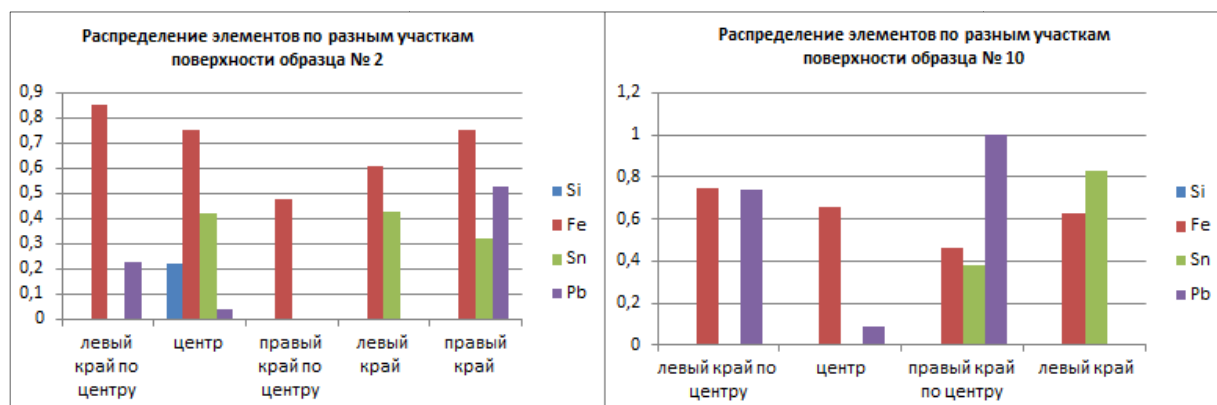


Рис. 18. Распределение элементов (вес. %) по разным участкам стенки пояса шаровых кранов № 2, 10 после горячей объемной штамповки

Fig. 18. Distribution of elements (wt. %) over different sections of the wall of the belt of ball valves No. 2, 10 after hot stamping

Заключение

В данной работе установлено, что одной из причин брака при изготовлении латунных шаровых кранов является неравномерное распределение легкоплавкого свинца и хрупких включений, образованными примесями, в объеме материала: в разрушенных изделиях они фиксируются существенно в больших количествах по поверхностям изломов. Вероятность образования трещин в процессе горячей

штамповки корпуса крана уменьшается при использовании более однородных по составу литых цилиндрических заготовок, которые можно получить, как показало исследование, увеличивая степень переохлаждения жидкой фазы и скорости кристаллизации. Полученные результаты следует учитывать при осуществлении технологических операций производства продукции из свинцовой латуни ЛС59-1В.

Список литературы

1. Влияние химического состава латуни типа ЛС59-1 на качество водозапорных изделий / Д.О. Левин, А.В. Сулицин, Н.Т. Карева, Д.М. Галимов // Вестник ЮУрГУ. Серия «Металлургия». 2022. Т. 22, № 4. С. 38–55. DOI: 10.14529/met22040
2. Цветные металлы и сплавы. Композиционные металлические материалы. Машиностроение. Энциклопедия в сорока томах. Раздел II. Материалы в машиностроении. Т. II-3 / под ред. И.Н. Фридляндера. М.: Машиностроение, 2001. 870 с.
3. ГОСТ 15527–2004. Сплавы медно-цинковые (латуни), обрабатываемые давлением. Введ. 2005-07-01. М.: ИПК Изд-во стандартов, 2004. 11 с.
4. Карева Н.Т., Томилова Д.Е., Турянский Д.С. Влияние вариаций химического состава латуни типа ЛС59-1 на характер их расчетных равновесных фазовых диаграмм // Вестник ЮУрГУ. Серия «Металлургия». 2023. Т. 23, № 2. С. 5–13. DOI: 10.14529/met230201

5. Брусницын С.В., Ивкин М.О. Проблемы производства изделий из свинцовых латуней // Теория и технология металлургического производства. 2013. № 1 (13). С. 38–39.
6. Смирягин А.П., Смирягина Н.А., Белова А.В. Промышленные цветные металлы и сплавы. 3-е изд. М.: Металлургия, 1974. 488 с.
7. Мальцев М.Д. Металлография промышленных цветных металлов и сплавов. 2-е изд. М.: Металлургия, 1970. 364 с.
8. Крумнакер М., Сэллер К., Пиш Г. Вторичное выделение β -фазы в латуни // Металловедение цветных металлов и сплавов. Опыт металлургов ГДР: сб. М.: Металлургия, 1989. С. 35–42.
9. Осинцев О.С., Федоров В.Н. Медь и медные сплавы. Отечественные и зарубежные марки: справ. М.: Машиностроение, 2004. 336 с.
10. Сучков Д.И. Медь и ее сплавы. М.: Металлургия, 1967. 248 с.
11. Захаров А.В. Промышленные сплавы цветных металлов. М.: Металлургия, 1980. 255 с.
12. Диаграммы состояния двойных металлических систем: справ.: в 3 т. / под общ. ред. Н.П. Лякишева. М.: Машиностроение, 1997. Т. 2. 1024 с.
13. Новиков И.И., Оболенский В.И. О роли фазового наклепа при аномальном росте зерен в литой латуни // Металлургия и металловедение цветных металлов. М.: Наука, 1982. С. 98–105.
14. Изучение влияния технологических условий изготовления латунных водозапорных устройств на качество готовых изделий / Д.О. Левин, А.В. Сулицин, Н.Т. Карева, Д.М. Галимов // Вестник ЮУрГУ. Серия «Металлургия». 2022. Т. 22, № 3. С. 28–47. DOI: 10.14529/met220303
15. Брусницын С.В., Мысик Р.К., Сулицин А.В. Полунепрерывное литье сложнолегированных износостойких латуней. Екатеринбург: УГТУ–УПИ, 2009. 287 с.

References

1. Levin D.O., Sulitsin A.V., Kareva N.T., Galimov D.M. Effects of chemical composition of brass alloy type LS59-1 on the quality of ball valves. *Bulletin of the South Ural State University. Ser. Metallurgy*. 2022;22(4):38–55. (In Russ.) DOI: 10.14529/met220405
2. Fridlyander I.N. (Ed.). *Tsvetnye metally i splavy. Kompozitsionnye metallicheskie materialy. Mashinostroenie. Entsiklopediya v soroka tomakh. Razdel II. Materialy v mashinostroenii. T. II-3* [Non-ferrous metals and alloys. Composite metallic materials. Engineering. Encyclopedia in forty volumes. Section 2. Materials in mechanical engineering]. Moscow: Mashinostroenie; 2001. 870 p. (In Russ.)
3. *GOST 15527–2004. Splavy medno-tsinkovye (latuni), obrabatyvaemye davleniem. Vved. 2005-07-01* [State standard 15527–2004. Copper-zinc alloys (brass), processed by pressure. Introduction 2005-07-01]. Moscow: Izdatel'stvo standartov; 2004. 11 p. (In Russ.)
4. Kareva N.T., Tomilova D.E., Turyansky D.S. Influence of variations in the chemical composition of LS59-1 type brasses on the nature of their calculated equilibrium phase diagrams. *Bulletin of the South Ural State University. Ser. Metallurgy*. 2023;23(2):5–13. (In Russ.) DOI: 10.14529/met230201
5. Brusnitsyn S.V., Ivkin M.O. [Problems of production of lead brass products]. *The Theory and process engineering of metallurgical production*. 2013;1(13):38–39. (In Russ.)
6. Smiryagin A.P., Smiryagina N.A., Belova A.V. *Promyshlennyye tsvetnye metally i splavy* [Industrial non-ferrous metals and alloys]. 3rd ed. Moscow: Metallurgiya; 1974. 488 p. (In Russ.)
7. Mal'tsev M.D. *Metallografiya promyshlennykh tsvetnykh metallov i splavov* [Metallography of industrial non-ferrous metals and alloys]. 2nd ed. Moscow: Metallurgiya; 1970. 364 p. (In Russ.)
8. Krumnaker M., Sjeller K., Pish G. [Secondary separation of β -phase in brass]. In: *Metallovedeniye tsvetnykh metallov i splavov. Opyt metallurgov GDR* [Metal science of non-ferrous metals and alloys. The experience of the metallurgists of the GDR]. Moscow: Metallurgiya; 1989. P. 35–42. (In Russ.)
9. Osintsev O.S., Fedorov V.N. *Med' i mednye splavy. Otechestvennye i zarubezhnye marki: sprav.* [Copper and copper alloys. Domestic and foreign brands: Reference]. Moscow: Mashinostroenie; 2004. 336 p. (In Russ.)
10. Suchkov D.I. *Med' i ee splavy* [Copper and its alloys]. Moscow: Metallurgiya; 1967. 248 p. (In Russ.)
11. Zakharov A.V. *Promyshlennyye splavy cvetnykh metallov* [Industrial alloys of non-ferrous metals]. Moscow: Metallurgiya; 1980. 255 p. (In Russ.)

12. Lyakishev N.P. (Ed.) *Diagrammy sostoyaniya dvoynykh metallicheskih sistem: sprav.: v 3 t.* [Diagrams of the state of double metal systems: reference: in 3 vol.]. Moscow: Mashinostroenie; 1997. Vol. 2. 1024 p. (In Russ.)
13. Novikov I.I., Obolenskiy V.I. [On the role of phase hardening in abnormal grain growth in cast brass]. In the book: *Metallurgiya i metallovedenie tsvetnykh metallov* [Metallurgy and metallurgy of non-ferrous metals]. Moscow: Nauka; 1982. P. 98–105. (In Russ.)
14. Levin D.O., Sulitsin A.V., Kareva N.T., Galimov D.M. Effects of manufacturing technological conditions of brass water-locking devices on the quality of finished products. Bulletin of the South Ural State University. Ser. Metallurgy. 2022;22(3):28–47. (In Russ.) DOI: 10.14529/met220303
15. Brusnitsyn C.V., Mysik R.K., Sulitsin A.V. *Polunepreryvnoe lit'e slozhnolegirovannykh iznosostoykikh latuney* [Semi-continuous casting of complex alloyed wear-resistant brasses]. Ekaterinburg: USTU–UPI; 2009. 287 p. (In Russ.)

Информация об авторах

Левин Дмитрий Олегович, исполнительный директор, ООО «ЛД ПРАЙД», Челябинск, Россия; office@ld-pride.ru.

Карева Надежда Титовна, канд. техн. наук, доц., доц. кафедры материаловедения и физико-химии материалов, Южно-Уральский государственный университет, Челябинск, Россия; karevant@susu.ru.

Байчурина Юлия Раисовна, инженер по качеству, ООО «ЛД ПРАЙД», Челябинск, Россия; y-baychurina@mail.ru.

Усов Денис Алексеевич, начальник технического отдела, ООО «ЛД ПРАЙД», Челябинск, Россия; udaldpride@gmail.com.

Information about the authors

Dmitry O. Levin, Executive Director, LLC “LD PRIDE”, Chelyabinsk, Russia; office@ld-pride.ru.

Nadezhda T. Kareva, Cand. Sci. (Eng), Ass. Prof., Ass. Prof. of the Department of Materials Science and Physical Chemistry of Materials, South Ural State University, Chelyabinsk, Russia; karevant@susu.ru.

Yulia R. Baichurina, Quality Engineer, LLC “LD PRIDE”, Chelyabinsk, Russia; y-baychurina@mail.ru.

Denis Alekseevich Usov, Head of the Technical Department, LLC “LD PRIDE”, Chelyabinsk, Russia; udaldpride@gmail.com.

Статья поступила в редакцию 14.09.2024

The article was submitted 14.09.2024