

ИЗУЧЕНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ В СУБМИКРООБЪЕМАХ ЛАТУНИ ЛС59-1А

© 2019 г. Г.А. Ткачук, В.А. Мальцев, О.А. Чикова

Уральский федеральный университет (УрФУ)
имени первого Президента России Б.Н. Ельцина, г. Екатеринбург

Статья поступила в редакцию 14.11.18 г., доработана 05.03.19 г., подписана в печать 09.03.19 г.

Изучены микроструктура и механические свойства в субмикрообъемах свинцовой латуни марки ЛС59-1А. С использованием растровой электронной микроскопии (EDS) проведен металлографический анализ микроструктуры исследуемых образцов. Выявлено, что в микроструктуре латуни ЛС 59-1А наряду с основными фазами (α -твердый раствор легирующих элементов в меди и β -фаза – твердый раствор на основе электронного соединения CuZn) также содержатся глобулярные включения свободного свинца (1–2 об.%), которые локализуются по границам зерен и в междендритных областях. Кроме того, в микроструктуре обнаружены экзогенные неметаллические включения CuO + ZnO и поры. Оксидные включения и соединения, содержащие железо и марганец, локализованы по границам раздела α - и β -фаз. Методом наноиндентирования измерены твердость (H) и модуль Юнга α - и β -фаз. Обнаружено несущественное различие значений H для дендритов α -фазы по отношению к междендритному пространству β -фазы, что свидетельствует о высокой степени однородности механических свойств слитка ЛС59-1А. Расчет дополнительного давления, которое возникает на границе α - и β -фаз при нагружении материала внешней силой из-за различия модулей Юнга, показал, что оно в 23 раза превышает внешнее усилие, что может служить причиной разрушения слитков латуни ЛС59-1А при механической обработке. Полученные результаты обсуждаются с позиций современных представлений о металлографическом методе контроля качества слитков латуни в условиях промышленного производства.

Ключевые слова: латунь, слиток, механические свойства в субмикрообъемах, микроструктура, электронная растровая микроскопия, EDS-анализ, наноиндентирование.

Ткачук Г. А. — ст. преподаватель кафедры метрологии, стандартизации и сертификации УрФУ (620002, г. Екатеринбург, ул. Мира, 19). E-mail: g.tkachuk@urfu.ru.

Мальцев В. А. — докт. техн. наук, проф., директор УПЦ «Проектный институт» УрФУ. E-mail: v.a.maltsev@urfu.ru.

Чикова О.А. — докт. физ.-мат. наук, профессор кафедры физики УрФУ. E-mail: chik63@mail.ru; o.a.chikova@urfu.ru.

Для цитирования: Ткачук Г.А., Мальцев В.А., Чикова О.А. Изучение микроструктуры и механических свойств в субмикрообъемах латуни ЛС59-1А. *Изв. вузов. Цвет. металлургия*. 2019. No. 4. С. 40–47.
DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2019-4-40-47.

Tkachuk G.A., Maltsev V.A., Chikova O.A.

Research of microstructure and mechanical properties in LS59-1A brass submicrovolumes

The study covers the microstructure and mechanical properties in submicrovolumes of LS59-1A lead brass. Scanning electron microscopy (EDS) was used for metallographic analysis of the studied sample microstructures. It was found that the LS 59-1A brass microstructure along with the main phases (α phase – solid solution of alloying elements in copper and β phase – solid solution based on the CuZn electronic compound) also contains globular inclusions of free lead (1–2 vol.%) localized on grain boundaries and in interdendritic regions. In addition, exogenous nonmetallic inclusions of CuO + ZnO and pores were found in the microstructure. Oxide inclusions and compounds containing iron and manganese are localized at the boundaries of α and β phases. A nanoindentation method was used to study hardness (H) and Young's modulus of α and β phases. An insignificant difference was found between H values for α phase dendrites with respect to the β phase interdendritic space indicating higher homogeneity of LS59-1A ingot mechanical properties. Calculation of additional pressure that occurs at the interface of α and β phases when external force is applied to the material due to a difference in Young's moduli showed that it is 23 times higher than external force, which can cause destruction of LS59-1A brass ingots during machining. The results obtained are discussed from the standpoint of modern ideas about the metallographic method used to control brass ingot quality under industrial production conditions.

Keywords: brass, ingot, mechanical properties in submicrovolumes, microstructure, scanning electron microscopy, EDS analysis, nanoindentation.

Tkachuk G.A. — Senior lecturer, Department of metrology, standardization and certification, Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Eltsin (UrFU) (620002, Russia, Ekaterinburg, Mira str., 19).
E-mail: g.tkachuk@urfu.ru.

Maltsev V.A. — Dr. Sci. (Tech.), Prof., Director of Design Institute, UrFU. E-mail: v.a.maltsev@urfu.ru.

Chikova O.A. — Dr. Sci. (Phys.-Math.), Prof., Department of physics, UrFU.
E-mail: chik63@mail.ru; o.a.chikova@urfu.ru.

Citation: Tkachuk G.A., Maltsev V.A., Chikova O.A. Research of microstructure and mechanical properties in LS59-1A brass submicrovolumes. *Izv. vuzov. Tsvet. metallurgiya*. 2019. No. 4. P. 40–47 (In Russ.).
DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2019-4-40-47.

Введение

Согласно ГОСТ 15527-2004 латунь ЛС59-1 содержит 57–60 % Cu, 37,05–42,2 % Zn и 0,8–1,9 % Pb, а также не более 0,75 % примесей. В ее микроструктуре наряду с основными фазами (α -твердый раствор легирующих элементов в меди и β -фаза — твердый раствор на основе электронного соединения CuZn) содержатся частицы свободного свинца (1–2 об.%) [1–5], которые локализуются главным образом на границах зерен или в междендритных областях, так как свинец практически не растворим в твердой меди и всегда присутствует в литых и деформируемых материалах в виде темных вкраплений овальной формы. Латунь ЛС59-1 хорошо обрабатывается давлением и резанием. Эти характеристики определяет свинец, входящий в ее состав в качестве легирующего элемента. На обрабатываемость латуни ЛС59-1 резанием влияет распределение включений Pb в микроструктуре [6]. При уменьшении количества свинца наблюдается снижение обрабатываемости, повышение силы резания и увеличение длины стружки [7]. Показано [8], что ухудшение трения при резании обусловлено присутствием на границе раздела пленки, богатой свинцом, с низкой прочностью на сдвиг. Предполагается [8], что значительное снижение пластичности связано с малой когезионной энергией раздела свинец—латунь.

Влияние примесей таких элементов, как кремний, железо, марганец, олово и висмут, на микроструктуру и обрабатываемость свинцовистых латуней исследовано в [9–12], особенно в контексте требований экологов о производстве латуней без свинца [13, 14]. Например, в работе [12] показано, что степень обрабатываемости латуни Cu—Zn—Pb возрастает с добавлением Mn. Изучение микроструктуры и твердости образцов $\alpha + \beta$ -латуней, полученных методом равноканального углового

прессования, выявило неоднородность кристаллического строения: повышенную плотность дислокаций в α -фазе по сравнению с β -фазой, а также более высокую твердость β -фазы, что обусловлено упорядочением, которое препятствует ее деформации [15].

В настоящей работе предложено оценивать обрабатываемость двухфазного слитка на основании опытных данных о модуле Юнга (E , ГПа) и твердости (H , ГПа), измеренных путем наноиндентирования. Метод оценки обрабатываемости двухфазного слитка основан на расчете величины дополнительного давления (P_r) [16, 17], которое возникает на границе α - и β -фаз при нагружении материала внешней силой. Давление P_r возникает из-за разницы в модулях упругости α - и β -фаз и может служить причиной разрушения слитков латуни при механической обработке. В работе [18] предложена модель, представляющая латунь как композит α - и β -фаз с разными деформационными свойствами, а в [19] с ее помощью описаны условия развития трещин межкуристаллического скола при незначительной деформации металла, отличных от трещин, появляющихся в результате коррозии. Авторы [20–22] использовали наноиндентирование как эффективный метод для точного измерения механических свойств отдельных фаз в многофазных сплавах, а в [23, 24] описан опыт изучения этим способом механических свойств различных микроструктурных зон латуней.

Цель настоящей работы состояла в металлографическом исследовании микроструктуры слитков латуни ЛС 59-1А средствами растровой электронной микроскопии, в том числе микрорентгено-спектрального анализа, для обнаружения дефектов технологического происхождения и контроля качества в условиях ПАО «Ревдинский завод по обработке цветных металлов» (РЗОЦМ, Свердлов-

ловская обл.). Ранее [25, 26] такое исследование было выполнено с помощью оптической микроскопии и обнаружены дефекты технологического происхождения трех типов: экзогенные неметаллические включения, включения ликвационного происхождения, несплошности и поры. В настоящее время качество промышленных заготовок из латуни ЛС59-1А на РЗОЦМ оценивается методом визуального осмотра для выявления поверхностных дефектов по требованиям ГОСТ 32597-2013 и с использованием вихретокового дефектоскопа фирмы «Foerster» [27].

С целью выявления возможных причин разрушения слитков латуни ЛС59-1А при механической обработке авторы настоящей работы, используя метод наноиндентирования, определили твердость и модуль Юнга основных фазовых составляющих: α -твердого раствора легирующих элементов в меди и β -фазы на основе электронного соединения CuZn, что позволило провести оценку механической обрабатываемости слитка.

Материалы и методика эксперимента

Объектами исследования были образцы латуни ЛС59-1А, отобранные от промышленных заготовок в условиях РЗОЦМ. Морфологию поверхности образцов изучали с помощью аналитического автоэмиссионного растрового электронного микроскопа Merlin («Carl Zeiss», Германия). Визуализацию морфологии поверхности осуществляли с использованием детектора вторичных электронов

Эвернхарта—Торнли. Обработку и анализ полученных данных проводили с помощью программного средства SmartSEM («Carl Zeiss»).

Механические свойства — модуль Юнга и твердость — основных фаз (α -твердый раствор легирующих элементов в меди и β -фаза — твердый раствор на основе электронного соединения CuZn) определяли методом наноиндентирования с помощью НаноСкан-4Д («ТИСНУМ», Россия) в соответствии с требованиями ГОСТ Р8.748-2011 (ISO 14577). В экспериментах применяли зондовый датчик, в качестве рабочей части которого используется алмазная призма Берковича. Для управления работой НаноСкан-4Д использовали ПО NanoScan Device, а для получения, хранения и статистической обработки результатов измерений — ПО NanoScan Viewer.

Измерения проводили в условиях непрерывного нагружения линейно нарастающей во времени нагрузкой до 50 мН при комнатной температуре. Нагружение и разгрузка индентора, а также запись диаграммы $P-h$ (прикладываемая нагрузка — глубина внедрения индентора) осуществлялись автоматически. Нанотвердость и модуль Юнга дендритов определяли в результате 50 измерений для каждой из фаз. Размер отпечатка индентора измеряли при наибольшей глубине погружения индентора. Максимальная глубина отпечатка при нагрузке 10 мН составляла 300 нм (рис. 1).

Для обработки результатов механических испытаний материала в субмикрорежимах использовали метод Оливера и Фара [28]. Значения твердо-

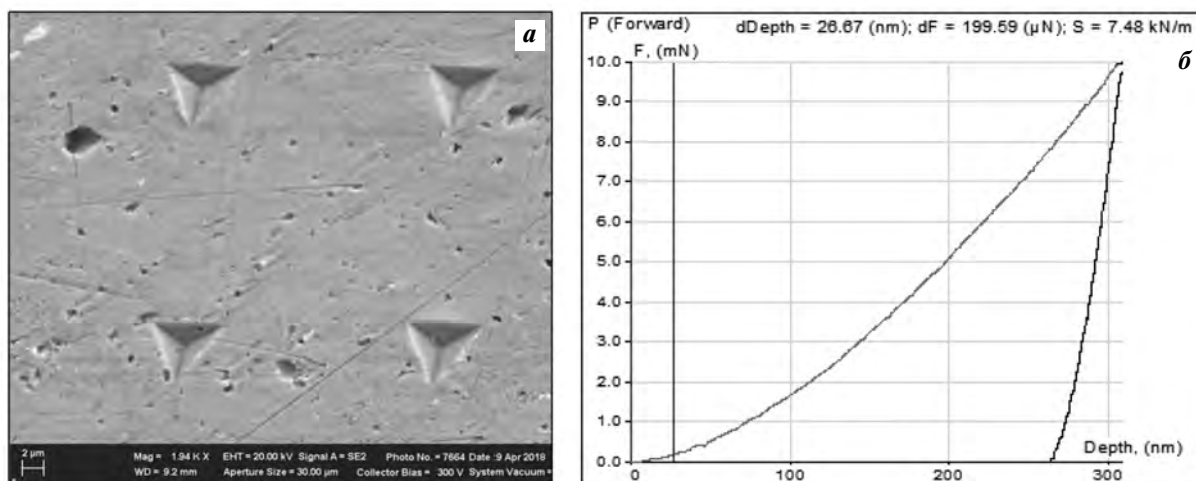


Рис. 1. Микроструктура латуни ЛС59-1А с изображениями индентов (а) и типичный протокол измерений для α -фазы (б)

сти рассчитывали как отношение максимальной нагрузки к площади проекции невосстановленного отпечатка:

$$H = \frac{P}{F},$$

где P — нагрузка на индентор, мН; F — площадь поверхности отпечатка твердости на поверхности образца, мм².

Определенная таким способом величина H равна среднему давлению на контактную поверхность индентор—образец. Для каждой выбранной области поверхности образца получали оптическое изображение, по цвету идентифицировали две основные фазы (α -твердый раствор легирующих элементов в меди и β -фаза на основе CuZn) и намечали области идентификации.

Результаты исследования и их обсуждение

Результаты исследования микроструктуры латуни ЛС59-1А средствами растровой электронной микроскопии (РЭМ) и микрорентгеноспектрального анализа (EDS) представлены на рис. 2 и 3. В микроструктуре слитка наряду с основными фазами (α -твердый раствор легирующих элементов в меди и β -фаза на основе CuZn) обнаружены частицы свободного свинца (1–2 об.%) (см. рис. 2) [10–14]. Они локализуются главным образом на границах зерен или в междендритных областях, так как свинец практически не растворим в твердой меди и всегда присутствует в литых и деформируемых материалах в виде темных вкраплений овальной формы.

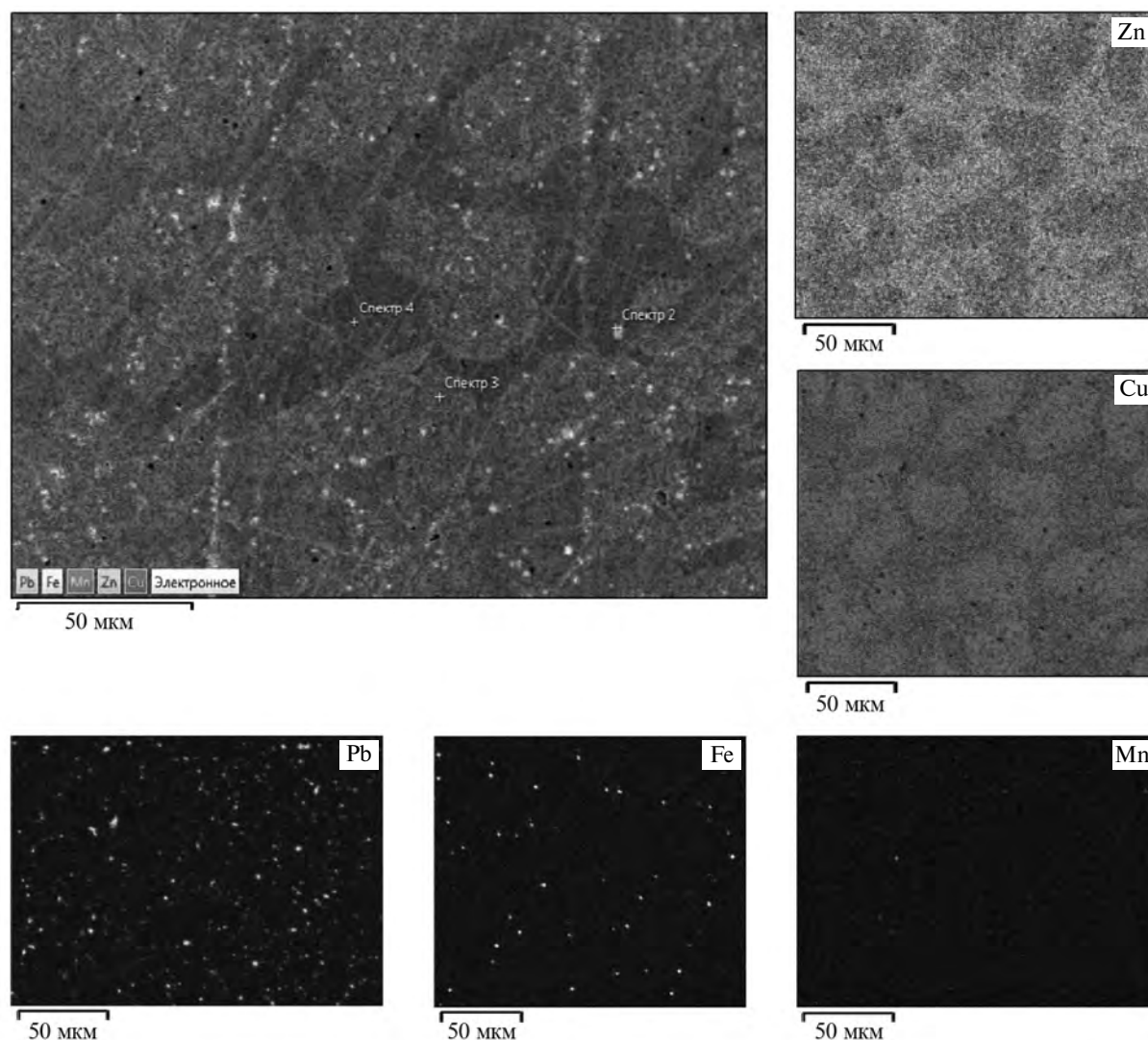


Рис. 2. Микроструктура слитка латуни ЛС59-1А и результаты EDS-анализа в виде карт распределения элементов

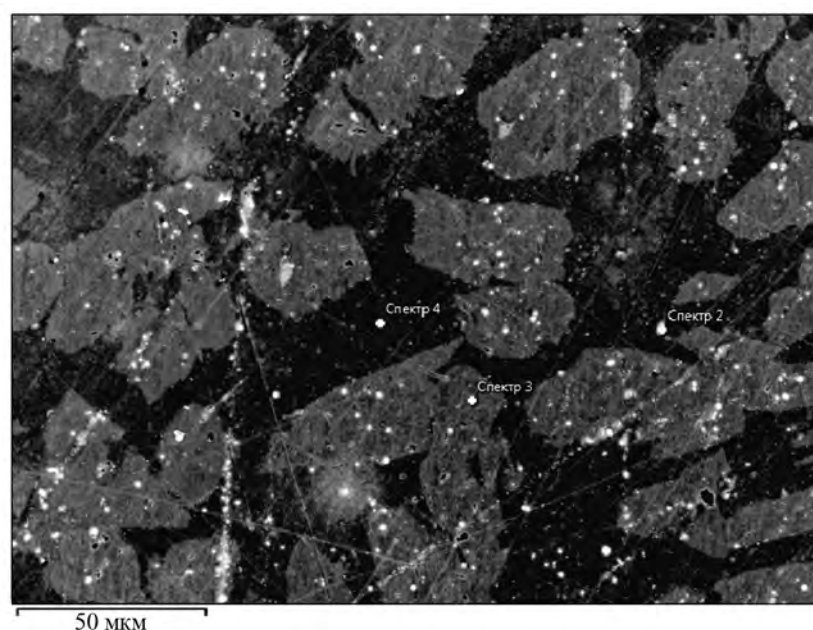


Рис. 3. РЭМ-изображение микроструктуры латуни ЛС59-1А в обратнорассеянных электронах и идентификация фаз по химическому составу

Наименование	Содержание, ат.%			
	Zn	Cu	Pb	O
α -фаза (спектр 3)	36,8	63,2	—	—
β -фаза (спектр 4)	40,8	54,2	5,0	—
Оксидные включения (спектр 2)	36,2	46,3	—	17,5

В микроструктуре слитка латуни ЛС59-1А также обнаружены поры и экзогенные неметаллические включения сложного комплексного состава $\text{CuO} + \text{ZnO}$. Оксидные включения и соединения, содержащие железо и марганец, локализованы по границам раздела α - и β -фаз. Экзогенные неметаллические включения и поры в латунях резко ухудшают их механические свойства, снижают прочность и пластичность. В местах их локализации возникают очаги коррозии [25, 26].

Таким образом, в условиях РЗОЦМ без применения металлографического метода контроля невозможно обеспечить гарантию высокого качества слитков латуни ЛС 59-1А.

Результаты определения механических свойств дендритов α -твердого раствора легирующих элементов в меди, а также междендритного пространства β -фазы на основе CuZn представлены на рис. 4 и в таблице. Учитывая, что максимальный размер отпечатка при нагрузке до 50 мН, равный 5 мкм,

сопоставим с масштабом дендритов (см. рис. 1), можно считать, что результат измерений для каждого отпечатка относится к объему, заключенному внутри одного дендрита, и не учитывает вклад от границ. Экспериментальные данные получены при наноиндентировании слитка латуни ЛС59-1А.

На рис. 4 наблюдается существенно большее относительное количество элементов выборки, соответствующее средним значениям модуля Юнга (E). Такой вид гистограмм свидетельствует о перераспределении дефектов кристаллической решетки (дислокаций) внутри кристаллитов α - и β -фаз. Отсутствие существенного различия случайного разброса значений H (при доверительной вероятности 95 %) для α - и β -фаз позволяет заключить об одинаковой степени однородности механических свойств дендритов и междендритного пространства [16, 17].

Согласно выводам работы [17] можно предположить наличие дополнительного давления (P_r), которое возникает на границе фаз α -твердого раствора легирующих элементов в меди и β -фазы на основе CuZn из-за нагружения материала внешней силой и из-за разницы значений модуля Юнга α - и β -фаз (см. таблицу). Это может служить дополнительной причиной разрушения латунных слитков при механической обработке. Несущественное различие значений H для дендритов α -фазы по отношению междендритному пространству β -фазы свидетельствует о высокой степени однородности механических свойств слитка ЛС59-1А.

Твердость и модуль Юнга основных фаз латуни ЛС59-1А

Фаза	H , ГПа	E , ГПа
α -твердый раствор легирующих элементов в меди	$2,01 \pm 0,11$	$112,31 \pm 4,81$
β -фаза — твердый раствор на основе электронного соединения CuZn	$2,21 \pm 0,12$	$123,69 \pm 4,79$

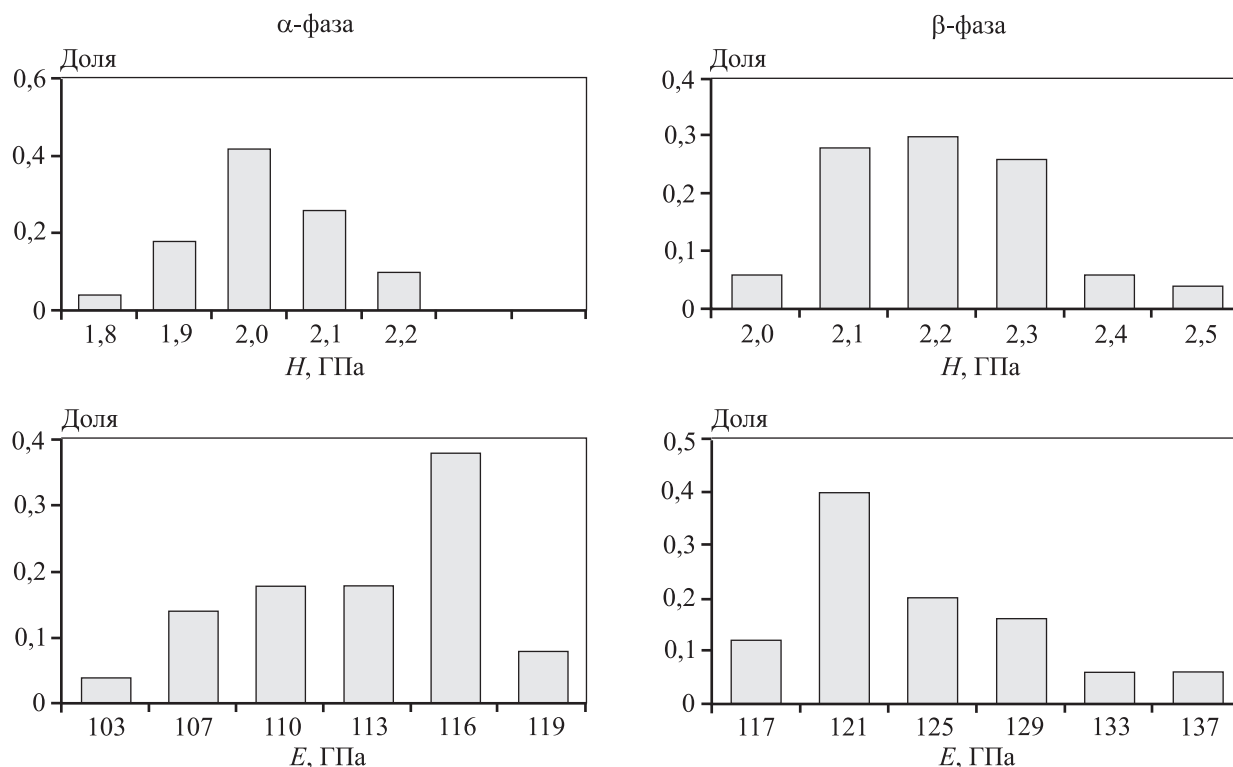


Рис. 4. Частотные диаграммы распределения модуля Юнга и твердости

На основе данных о среднем значении модуля Юнга дендритов α-фазы и междендритного пространства β-фазы был проведен расчет дополнительного давления (P_r), которое возникает на границе этих фаз при нагружении материала внешней силой (F) по алгоритму, описанному в работе [16]. Полученные результаты показали, что дополнительное давление, обусловленное различием модулей Юнга α-фазы и β-фазы, в 23 раза превышает внешнее усилие, что может служить причиной разрушения слитка ЛС59-1А при механической обработке.

Анализ диаграммы непрерывного нагружения материала при индентировании позволяет не только получить информацию о твердости материала, но и оценить доли упругой и пластической деформации в общей деформации под индентором [29]. Доля упругой составляющей в полной деформации характеризуется упругим восстановлением:

$$R = h_{\max} - h_{\text{res}}/h_{\max},$$

где $h_{\max}$ — максимальная глубина отступов, нм; h_{res} — остаточная глубина, или глубина отпечатка при разгрузке, нм. Анализ соотношения между характеристиками кривой нагружения и механиче-

скими свойствами материала, которое представлено в виде уравнения

$$H \approx \frac{1}{R} - 1,$$

показал, что чем больше упругое восстановление (R), тем ниже твердость (см. таблицу) [30, 31]. При переходе от α-твердого раствора легирующих элементов в меди к β-фазе на основе CuZn величина R изменяется незначительно (в 1,1 раза).

Выводы

1. Металлографическое исследование микроструктуры слитков латуни ЛС59-1А методами растровой электронной микроскопии показало наличие кроме основных фаз (α-твердый раствор легирующих элементов в меди и β-фаза — твердый раствор на основе электронного соединения CuZn), глобулярных включений свободного свинца (1–2 об.%), а также дефектов технологического происхождения: экзогенных неметаллических включений ($\text{CuO} + \text{ZnO}$), пор и включений, содержащих Fe и Mn. Они локализованы по границам раздела основных фаз: α-твердого раствора легирующих элементов в

меди и β -фазы на основе электронного соединения CuZn.

2. Определение методом наноиндентирования твердости (H , ГПа) и модуля Юнга (E , ГПа) основных фаз (α -твердого раствора легирующих элементов в меди и β -фазы на основе электронного соединения CuZn) позволило оценить упругое восстановление материала и дополнительное давление, которое возникает из-за разницы значений E отдельных фаз при внешнем нагружении. Дополнительное давление в 23 раза превышает внешнее усилие и может служить причиной разрушения слитков латуни ЛС59-1А при механической обработке. Переход от α -твердого раствора легирующих элементов в меди к β -фазе на основе электронного соединения CuZn практически не изменяет упругое восстановление материала (всего в 1,1 раза).

Литература/References

1. Pugacheva N.B., Pankratov A.A., Frolova N.Yu., Kotlyarov I.V. Structural and phase transformations in $\alpha + \beta$ brasses. *Russ. Metal. (Metally)*. 2006. No. 3. P. 239–248.
2. Hameed A.H., Abed A.T. Effect of secondary cooling configuration on microstructure of cast in semi-continuous casting of copper and brass. *Appl. Mech. Mater.* 2014. Vol. 575. P. 8–12.
3. Bagherian E.-R., Fan Y., Abdolvand A., Cooper M., Frame B. Investigation of the distribution of lead in three different combinations of brass feedstock. *Inter. J. Metalcast.* 2016. Vol. 3. P. 338–341.
4. Momeni A., Ebrahimi G.R., Faridi H.R. Effect of chemical composition and processing variables on the hot flow behavior of leaded brass alloys. *Mater. Sci. Eng. A*. 2015. Vol. 626. P. 1–8.
5. Muikku A., Hartikainen J., Vapalahti S., Tiainen T. Experimental work on possibilities to predict casting defects in LPDC brass castings. *Mater. Sci. Forum.* 2006. Vol. 508. P. 561–566.
6. García P., Rivera S., Palacios M., Belzunce J. Comparative study of the parameters influencing the machinability of leaded brasses. *Eng. Fail. Anal.* 2010. Vol. 17. No. 4. P. 771–776.
7. Amaral L., Quinta R., Silva T.E., Soares R.M.B., Castellanos S.D., de Jesus A.M.P. Effect of lead on the machinability of brass alloys using polycrystalline diamond cutting tools. *J. Strain Anal. Eng. Design.* 2018. Vol. 53. No. 8. P. 602–615.
8. Gane N. The effect of lead on the friction and machining of brass. *Philosophical Magazine A: Physics of Condensed Matter, Structure, Defects and Mechanical Properties*. 1981. Vol. 43. No. 3. P. 545–566.
9. Vilarinho C., Davim J.P., Soares D., Castro F., Barbosa J. Influence of the chemical composition on the machinability of brasses. *J. Mater. Proc. Technol.* 2005. Vol. 170. No. 1-2. P. 441–447.
10. Waheed A., Ridley N. Microstructure and wear of some high-tensile brasses. *J. Mater. Sci.* 1994. Vol. 29. No. 6. P. 1692–1699.
11. Han H., Huang X., Wu Y., Qin Y., Cao J. Microstructure and properties of a bismuth-brass. *Adv. Mater. Res.* 2012. Vol. 486. P. 270–273.
12. Lukac I.J., Bures R., Michalansky F., Lubiscak J. Effect of Mn on machinability of free-cutting brass. *Metalurgija*. 1993. Vol. 32. No. 4. P. 183–184.
13. Tam P.L., Schultheiss F., Ståhl J.E., Nyborg L. Residual stress analysis of machined lead-free and lead-containing brasses. *Mater. Sci. Technol. (U.K.)*. 2016. Vol. 32. No. 17. P. 1789–1793.
14. Schultheiss F., Windmark C., Sjöstrand S., Rasmusson M., Ståhl J.-E. Machinability and manufacturing cost in low-lead brass. *Int. J. Adv. Manufact. Technol.* 2018. Vol. 99. No. 9-12. P. 2101–2110.
15. Dutkiewicz J., Masdeu F., Malczewski P., Kukuła A. Microstructure and properties of $\alpha + \beta$ brass after ECAP processing. *Arch. Mater. Sci. Eng.* 2009. Vol. 39. No. 2. P. 80–83.
16. Chikova O.A., Reznik P.L., Ovsyannikov B.V. Structure and nanomechanical characteristics of Al–Cu–Mg–Si alloy with partly liquated grain boundaries upon heat treatment. *Phys. Met. Metallograph.* 2016. Vol. 117. No. 12. P. 1245–1250.
17. Чикова О.А., Константинов А.Н., Шишкина Е.В., Чезганов Д.С. Влияние микрогетерогенности и условий кристаллизации расплава Al–50%Sn на механические свойства фазовых составляющих слитка. *Изв. вузов. Цвет. металлургия*. 2014. No. 5. С. 3–7.
18. Chikova O.A., Konstantinov A.N., Shishkina E.V., Chezganov D.S. Influence of the microheterogeneity and crystallization conditions of the Al–50%Sn alloy on the mechanical properties of phase components of the ingot. *Russ. J. Non-Ferr. Met.* 2014. Vol. 55. No. 6. P. 505–508.
19. Hofmann U. Model for calculation the mean high temperature flow stress of leaded brasses. *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*. 2003. Bd. 34. No. 8. S. 746–755.
20. Hofmann U. A failure analysis on the causes of intercrystalline cracks in components made of leaded brass. *Pract. Metallograph.* 2010. Vol. 47. No. 10. P. 571–593.
21. Lan X., Li K., Wang F., Su Y., Yang M., Liu S., Wang J., Du Y. Preparation of millimeter scale second phase particles in aluminum alloys and determination of their me-

- chanical properties. *J. Alloys and Compd.* 2019. Vol. 784. P. 68–75.
21. Chen C.-L., Richter A., Thomson R.C. Investigation of mechanical properties of intermetallic phases in multi-component Al–Si alloys using hot-stage nanoindentation. *Intermetallics*. 2010. Vol. 18. No.4. P. 499–508.
 22. Kossman S., Iost A., Chicot D., Mercier D., Serrano-Muñoz I., Roudet F., Dufrénoy P., Magnier V., Cristol A.-L. Mechanical characterization by multiscale instrumented indentation of highly heterogeneous materials for braking applications. *J. Mater. Sci.* 2019. Vol. 54. No. 6. P. 4647–4670.
 23. Heidarzadeh A., Saeid T., Klemm V., Chabok A., Pei Y. Effect of stacking fault energy on the restoration mechanisms and mechanical properties of friction stir welded copper alloys. *Mater. Design*. 2019. Vol. 162. P. 185–197.
 24. Mesbah M., Fadaeifard F., Karimzadeh A., Nasiri-Tabrizi B., Rafieerad A., Faraji G., Bushroa A.R. Nano-mechanical properties and microstructure of UFG brass tubes processed by parallel tubular channel angular pressing. *Met. Mater. Inter.* 2016. Vol. 22. No. 6. P. 1098–1107.
 25. Tkachuk G.A., Chikova O.A., Maltsev V.A. Examining microstructure of industrial brass blanks with purpose for quality control in respect of defects of technological origin. *IOP Conf. Ser. Earth and Environmental Science*. 2017. Vol. 87(9). No. 092027.
 26. Tkachuk G.A., Shimov V.V., Chikova O.A. Examining the microstructure of industrial leaded brass blanks for quality control. *Solid State Phenomena*. 2017. Vol. 265. P. 348–351.
 27. Пугачева Н.Б., Овчинников А.С., Лебедь А.В. Анализ дефектов промышленных заготовок из латуней. *Цвет. металлы*. 2014. No. 10. P. 71–77.
Pugacheva N.B., Ovchinnikov A.S., Lebed A.V. Analysis of defects of industrial brass blanks. *Tsvetnye Metally*. 2014. No. 10. P. 71–77 (In Russ.).
 28. Oliver W.C., Pharr G.M. Measurement of hardness and elastic modulus by instrumented indentation: Advances in understanding and refinements to methodology. *J. Mater. Res.* 2004. Vol. 19. No. 1. P. 3–20.
 29. Golovin Yu.I. Nanoindentation and mechanical properties of solids in submicrovolumes, thin near-surface layers, and films: A Review. *Phys. Solid State*. 2008. Vol. 50. No. 12. P. 2205–2236.
 30. Chikova O.A., Shishkina E.V., Petrova A.N., Brodova I.G. Measuring the nanohardness of commercial submicrocrystalline aluminum alloys produced by dynamic pressing. *Phys. Met. Metallograph.* 2014. Vol. 115. No. 5. P. 523–528.
 31. Фирстов С.А., Горбань В.Ф., Печковский Э.П. Установление предельных значений твердости, упругой деформации и соответствующего напряжения материалов методом автоматического индентирования. *Материаловедение*. 2008. No. 8. С. 15–21.
Firstov S.A., Gorban' V.F., Pechkovskii E.P. Measurement of ultimate values of hardness, elastic strain and stress of materials by an automatic indentation method. *Materialovedenie*. 2008. No. 8. P. 15–21 (In Russ.).