

---

# MATERIALS. TECHNOLOGIES. DESIGN

---

УДК 669.2:669.35:621.73.043:539.424  
Р.А.С. 81.40.Лм

DOI 10.54708/26587572\_2025\_732240

## THE EFFECT OF ROTARY SWAGING ON THE MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF BRASS L63 ALLOYED WITH Sn

*Natalia Sergeevna Martynenko<sup>1a</sup>, Eleonora Ivanovna Chistyukhina<sup>1,2</sup>, Ivan Sergeevich Nikitin<sup>3</sup>,  
Olga Vladislavovna Rybalchenko<sup>1</sup>, Elena Alexandrovna Lukyanova<sup>1</sup>, Diana Rivochna Temralieva<sup>1</sup>,  
Vladimir Alexandrovich Andreev<sup>1</sup>, Sergey Vladimirovich Dobatkin<sup>1</sup>*

<sup>1</sup> A.A. Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science of the Russian Academy of Sciences, Leninskiy Prospect, 49, 119334 Moscow, Russia

<sup>2</sup> National University of Science and Technology MISIS, Leninskiy Prospect, 4, 119049 Moscow, Russia

<sup>3</sup> Belgorod State University, 85 Pobedy st., 308015 Belgorod, Russia

<sup>a</sup> nataliasmartynenko@gmail.com

---

### ABSTRACT

A study of the microstructure and mechanical characteristics of L63 brass alloyed with Sn after rotary swaging (RS) and additional annealing was conducted. It was shown that RS leads to the decomposition of the supersaturated  $\alpha$  solution and the release of the  $\beta$ -phase, the proportion of which increases with increasing degree of deformation ( $\varepsilon$ ). In addition, an ultrafine-grained (UFG) structure is formed inside the  $\alpha$ -phase grains after RS at  $\varepsilon = 2.31$ . It consists of subgrains with a size of about 500 nm, shear bands with a width of 200 to 500 nm, and deformation twins with a width of 50–100 nm. Subsequent heating of the alloy after RS at  $\varepsilon = 2.31$  leads to additional precipitation of the  $\beta$ -phase inside the grains of the  $\alpha$ -phase, the proportion of which increases with increasing annealing duration. It was established that RS increases the strength properties of Sn-alloyed L63 brass without significantly reducing ductility. Additional heating at 350 °C initially increases the strength and ductility of the alloy due to relaxation and recovery processes, as well as an increase in the proportion of the  $\beta$ -phase. However, as the annealing duration increases and, accordingly, the proportion of  $\beta$ -phase, the strength and ductility of the alloy decrease again. The yield stress, ultimate tensile strength and elongation of L63 brass alloyed with Sn increased to 476±10 MPa, 639±3 MPa and 12.2±0.7%, respectively, after RS at  $\varepsilon = 2.31$  and subsequent heating at 350 °C for 30 minutes.

### KEYWORDS

Copper alloys; rotary swaging; microstructure; recrystallization; mechanical properties.

## ВЛИЯНИЕ РОТАЦИОННОЙ КОВКИ НА МИКРОСТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ЛАТУНИ Л63, ЛЕГИРОВАННОЙ Sn

*Наталья Сергеевна Мартыненко<sup>1a</sup>, Элеонора Ивановна Чистюхина<sup>1,2</sup>,  
Иван Сергеевич Никитин<sup>3</sup>, Ольга Владиславовна Рыбальченко<sup>1</sup>,  
Елена Александровна Лукьянова<sup>1</sup>, Диана Ривовна Темралиева<sup>1</sup>,  
Владимир Александрович Андреев<sup>1</sup>, Сергей Владимирович Добаткин<sup>1</sup>*

<sup>1</sup> Институт metallurgии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Россия, 119334 г. Москва, Ленинский пр., 49

<sup>2</sup> Университет науки и технологий МИСИС, Россия, 119049 г. Москва, Ленинский пр., 4

<sup>3</sup> Белгородский государственный национальный исследовательский университет, Россия, 308015 г. Белгород, ул. Победы, 85.

<sup>a</sup> nataliasmartyenko@gmail.com

## АННОТАЦИЯ

Проведено исследование микроструктуры и механических характеристик латуни Л63, легированной Sn, после ротационной ковки (РК) и дополнительного нагрева. Показано, что РК приводит к распаду пересыщенного  $\alpha$  раствора и выделению  $\beta$ -фазы, доля которой растет с увеличением степени деформации ( $\varepsilon$ ). Кроме того, после РК при  $\varepsilon = 2,31$  внутри зерен  $\alpha$ -фазы формируется ультрамелкозернистая (УМЗ) структура, состоящая из субзерен размером порядка 500 нм, полос сдвига шириной от 200 до 500 нм и двойников деформации шириной 50–100 нм. Последующий нагрев сплава после РК при  $\varepsilon = 2,31$  приводит к дополнительному выделению внутри зерен  $\alpha$ -фазы  $\beta$ -фазы, доля которой растет с увеличением продолжительности отжига. Установлено, что РК повышает прочностные характеристики латуни Л63, легированной Sn, без существенной потери пластичности. Дополнительный нагрев при 350 °C сначала повышает прочность и пластичность сплава из-за протекания процессов релаксации и возврата, а также увеличения доли  $\beta$ -фазы. Однако по мере увеличения продолжительности отжига и, соответственно, доли  $\beta$ -фазы прочность и пластичность сплава снова снижаются. После РК при  $\varepsilon = 2,31$  и последующего нагрева при 350 °C в течение 30 минут в латуни Л63, легированной Sn, условный предел текучести, предел прочности и относительное удлинение возросли до  $476 \pm 10$  МПа,  $639 \pm 3$  МПа и  $12,2 \pm 0,7\%$  соответственно.

## КЛЮЧЕВЫЕ СЛОВА

Медные сплавы; ротационная ковка; микроструктура; рекристаллизация; механические свойства.

### Введение

Медь и сплавы на ее основе занимают особое место среди конструкционных материалов благодаря сочетанию высоких технологических и эксплуатационных свойств [1]. Наиболее распространенными промышленными сплавами на основе меди являются бронзы, содержащие различные легирующие элементы, а также латуни. Латунями называются двойные или многокомпонентные сплавы на основе меди, основным легирующим элементом которых является цинк [2]. Дополнительно они могут быть легированы такими элементами как Sn [3], Ni [4], Pb [5], Mn [4], Fe [6], Si [7] и др. Цинк имеет высокую растворимость в меди, которая составляет около 39 масс.% при 454 °C и 35 масс.% при

комнатной температуре [8]. При этом латуни обладают хорошей пластичностью, а с повышением содержания цинка также возрастает прочность. Например, для достижения максимальной прочности необходимо добавить в сплав около 45 масс.% Zn, а максимальной пластичности – около 32 масс.% Zn. Однако стоит учитывать, что при увеличении содержания цинка выше 39 масс.% наблюдается резкое падение пластичности, а добавка более 45 масс.% Zn снижает прочность [9]. Это связано с тем, что латунь с содержанием Zn до 39 масс.% является однофазной и состоит из зерен  $\alpha$ -твёрдого раствора Zn в Cu ( $\alpha$ -латунь). При содержании Zn в интервале от 39 до 45 масс.% в структуре появляется хрупкая  $\beta$ -фаза, и такие сплавы называются

$\alpha+\beta$  латуни. В сплавах с содержанием Zn более 45% структура состоит только из  $\beta$ -фазы, которая не поддается холодной деформационной обработке. Исходя из этого, в основном в промышленности применяются  $\alpha$  и  $(\alpha+\beta)$  латуни. Однако  $\beta$ -латуни также представляют собой интерес, так как в сплавах на их основе проявляется эффект памяти формы и сверхупругость [10].

В промышленности наиболее широкое применение нашли латуни марок Л90, Л68, Л63, содержащие 8,5–12 масс.% Zn, 30–33 масс.% Zn и 35–37 масс.% Zn соответственно. Данные латуни являются однофазными и в целом состоят только из  $\alpha$ -фазы. При этом, несмотря на то что в латуни Л63 наблюдается небольшое количество  $\beta$ -фазы, ее малое количество практически не влияет на большинство свойств, поэтому она обычно относится к однофазным сплавам. Благодаря своей низкой стоимости, легкости в литье и деформации, а также высокой упругости и хорошей коррозионной стойкости латуни нашли широкое применение в военной промышленности, авиационной промышленности, например при изготовлении корпусов двигателей, автомобилестроении, электротехнической промышленности, судостроении, а также при производстве труб и музыкальных инструментов [11]. Однако для более успешного применения латуней в различных областях народного хозяйства необходимо улучшать те свойства, которые значимы для конкретного применения. Например, для большинства применений важным свойством является повышенная прочность, а для производства труб и судостроения – коррозионная стойкость. Поэтому исследованиям, посвященным улучшению механических и функциональных свойств латуней, до сих пор уделяется много времени.

Основным способом улучшения характеристик латуней является регулирование их структурно-фазового состава путем деформационной обработки и легирования. Так небольшая добавка различных легирующих элементов позволяет повышать проч-

ностные свойства латуней за счет твердо-растворного упрочнения и дисперсионного твердения. Например, небольшая добавка Ti усиливает эффект дисперсионного упрочнения в сплаве Cu-40%Zn за счет выпадения мелких дисперсоидов [12]. Добавка Al повышает прочностные характеристики и коррозионные свойства латуней из-за его растворения в  $\alpha$ -твердом растворе [13]. Также коррозионную стойкость повышают добавки Ni и Si, а Si к тому же улучшает износостойкость, обрабатываемость резаньем, свариваемость, горячую и холодную деформируемость (даже при отрицательных температурах) [13]. Также хорошая обрабатываемость технической  $\alpha+\beta$  латуни, содержащей до 40 масс.% Zn, обычно достигается добавлением 2–2,5 масс.% Pb из-за способности свинцовых шаровидных частиц ограничивать высокую вязкость, которую демонстрирует чистая бинарная латунь [14]. А в сплавах системы Cu–Zn–Sn с небольшим содержанием Sn наблюдался низкотемпературный эффект сверхпластичности [15]. Эйзенвассер и Браун также показали, что в латунях, содержащих от 33 до 35 масс. % Zn и до 5 масс.% Sn, наблюдаются псевдоупругость и эффект памяти формы из-за сохранения  $\beta$ -структурой и наличия мартенситного превращения ниже комнатной температуры [16]. При этом, несмотря на положительный эффект, достигаемый за счет добавок легирующих элементов, основным методом улучшения механических характеристик латуней в промышленности является пластическая деформация. Основными методами, позволяющими получать заготовки и изделия из латуни, являются прокатка, прессование и волочение. Однако для значительного улучшения прочностных свойств степень деформации должна быть достаточно высокой. Например, Калмыков с соавторами показали, что значимого повышения твердости и прочности можно добиться только прокаткой со степенью обжатия 30% и более [17]. Что примечательно, более низкая температура деформации позволяет получать хорошее сочетание прочности и

пластичности. Так, в сплаве Cu-30%Zn после прокатки при сверхнизкой температуре с обжатием 70% было получено сочетание высокой прочности и превосходной пластичности, которое было заметно лучше, чем в том же сплаве, прокатанном при комнатной температуре и обжатии 90% [18]. Это было достигнуто за счет образования ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры и двойников деформации нанометрового масштаба. Опираясь на этот факт, можно сделать вывод о том, что формирование УМЗ структуры в двухкомпонентных и многокомпонентных латунях открывает широкие возможности для получения сплавов с желаемым сочетанием свойств. Данное предположение было подтверждено в исследованиях, проводимых при использовании методов интенсивной пластической деформации (ИПД) на сплавах системы Cu-Zn [15, 19–22], так и на других перспективных металлических материалах [23–26]. Однако промышленная применимость методов ИПД все еще остается под вопросом. Поэтому в последнее время много работ ориентировано на получение УМЗ структуры традиционными промышленными методами деформации. Одним из таких методов является ротационная ковка [27].

Применение ротационной ковки как метода получения УМЗ микроструктуры в настоящее время является довольно актуальной и широко исследуемой темой благодаря тому, что РК является промышленным и довольно недорогим способом деформационной обработки. Существует большое количество работ, проведенных на титановых, магниевых, цинковых и других сплавах, а также на сталях, которые показали, что РК является перспективным методом получения оптимального сочетания механических и функциональных свойств. Схожие работы также проводились на медных сплавах. Так было показано, что холодная РК в сочетании с последующим старением позволяет получать хорошее сочетание прочности, пластичности и электропроводности в низколегированных

бронзах [28–32]. Также существуют работы, показывающие перспективность использования ротационной ковки для улучшения свойств однофазных и двухфазных латуней [33, 34]. Однако работ, направленных на исследование влияния РК на структуру и свойства цинковых латуней, крайне мало. Поэтому целью данной работы было изучение влияния РК, а также последующего нагрева на структуру и механические свойства латуни Л63, дополнительно легированной Sn.

## 1. Методика исследований

В настоящей работе материалом исследования выступила латунь марки Л63, дополнительно легированная Sn. Фактическое содержание элементов, определенное с использованием рентгенофлуоресцентного волнодисперсионного спектрометра BRUKER S8 Tiger (серия 2) в вакууме, соответствовало 37,2 масс.% Zn и 2,7 масс.% Sn. Для выплавки сплава использовали медь марки М06, цинк марки Ц0 и олово марки О1. Для обеспечения более равномерного распределения легирующих элементов по сечению слитка и уменьшения ликвации олово в расплав вводили в виде лигатуры Cu-55 масс.% Sn, предварительно выплавленной из исходных металлов. Процесс выплавки осуществляли в индукционной печи с последующей отливкой слитков (диаметр 52 мм; высота 200 мм) в водоохлаждаемую чугунную изложницу. Далее для получения заготовок требуемого диаметра исследуемый сплав подвергали горячему прессованию при температуре 630 °C до конечного диаметра 20 мм. Перед проведением ротационной ковки сплав подвергался отжигу в течение 2 часов при 800 °C с последующей закалкой в воду комнатной температуры.

Для проведения деформации закаленный пруток длиной 200 мм механически обтачивали до диаметра 19 мм. Ротационную ковку латуни осуществляли на ротационно-ковочной машине РКМ 2129.02. Деформацию проводили при температуре 550 °C в десять проходов с промежуточным уменьшением

диаметра прутка от 0,6 до 1,5 мм в зависимости от этапа деформации до конечного диаметра 6 мм. При этом перед первым этапом деформации пруток нагревали до 550 °С и выдерживали в печи в течение 45 мин. В дальнейшем после каждого обжатия пруток подогревали при 550 °С в течение 10 минут. В процессе ковки от прутка с промежуточным диаметром, равным 12 мм, были отрезаны образцы-свидетели для контроля структуры и механических свойств. Степень деформации рассчитывалась как натуральный логарифм отношения начальной и конечной площадей поперечного сечения ( $\varepsilon = \ln(F_{\text{нач}}/F_{\text{кон}})$ ), где  $F_{\text{нач}}$  и  $F_{\text{кон}}$  – начальная и конечная площади поперечного сечения прутка соответственно). Исследовались состояния латуни, при которых степень деформации сплава составляла 0,92 и 2,31, то есть диаметры прутка составляли 12 и 6 мм соответственно.

Исследование микроструктуры сплава проводили методами световой и просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) в продольном направлении прутка (как после прессования с последующей закалкой, так и после РК). Для исследований методом оптической микроскопии использовали оптический микроскоп ADF I350 (ADF OPTICS CO. LTD). ПЭМ анализ проводили на образцах после РК на просвечивающем электронном микроскопе JEM-2100 (Jeol) со значением ускоряющего напряжения, равным 200 кВ. Для расчета среднего размера зерна использовали метод случайных секущих при применении программного обеспечения Image ExpertPro 3.

Исследование микротвердости проводили на автоматическом микротвердометре 402MVD Instron Wolpert Wilson Instruments при нагрузке 100 г и времени выдержки индентора 10 с. Микротвердость обработанных РК прутков измеряли в продольном сечении прутка. При этом проводили исследование неоднородности проработки заготовки, измеряя микротвердость при движении от одного края прутка к другому с шагом 1 мм. Твердость измеряли методом Бринелля на

испытательной машине ИТ 5010-01 с диаметром стального индентора 2,5 мм под нагрузкой 62,5 кг, время выдержки 30 с. Испытания проводили при комнатной температуре.

Исследование механических характеристик сплавов проводилось путем испытаний на одноосное растяжение и построения кривых «напряжение – деформация». Для этого плоские образцы с рабочей длиной 5,75 мм и поперечным сечением 2×1 мм, вырезанные параллельно направлению деформации, исследовали на испытательной машине Instron 3382. Испытания проводились при комнатной температуре с использованием не менее трех образцов на каждое состояние.

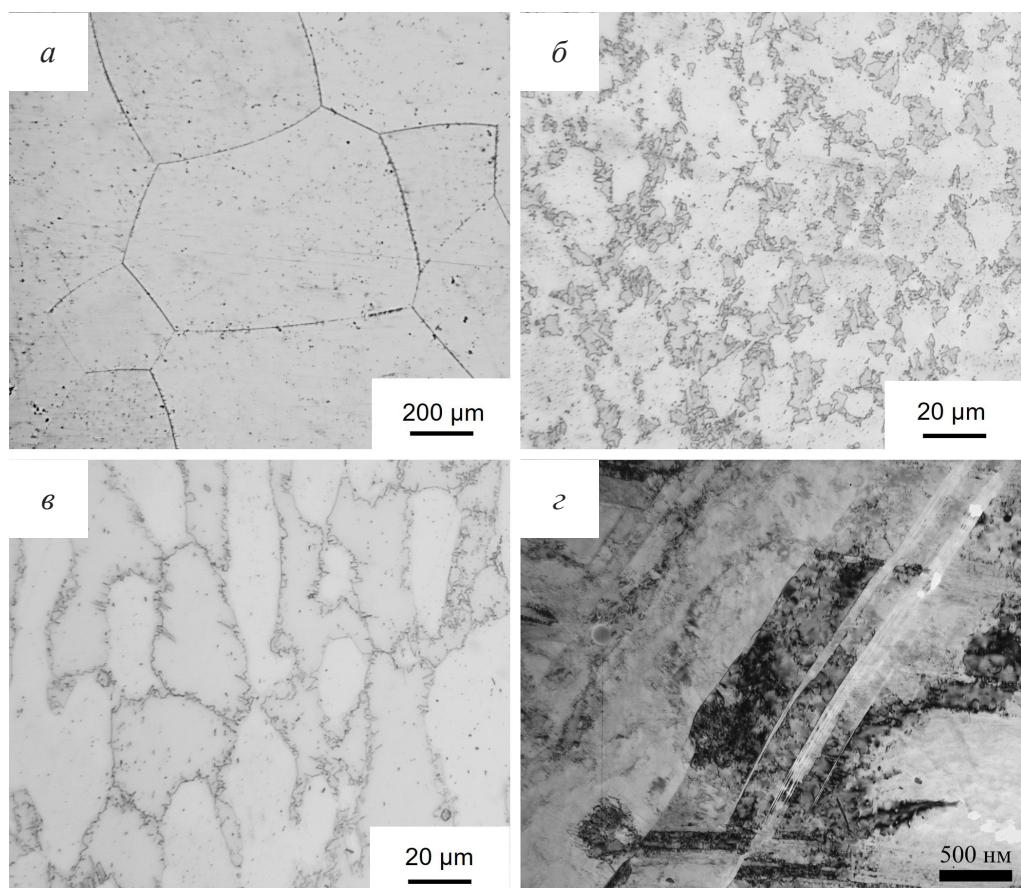
## 2. Результаты и их обсуждение

На рис. 1 представлена микроструктура латуни Л63, легированной Sn, в различных структурных состояниях. В закаленном состоянии структура сплава состоит из равнозернистого  $\alpha$ -твердого раствора со средним размером  $430\pm26$  мкм (рис. 1, а). После РК при 550 °С происходит распад пересыщенного твердого раствора на основе Cu и выпадение  $\beta$ -фазы (более темная фаза на рис. 1, б, в). После РК со степенью деформации, равной 0,92, структура состоит из зерен  $\alpha$ -фазы неправильной формы с размером  $\sim 15\text{--}20$  мкм, окруженных тонкой сеткой  $\beta$ -фазы толщиной 5–10 мкм (рис. 1, б). Увеличение степени деформации до 2,31 вызывает рост зерен и  $\alpha$ , и  $\beta$ -фазы и их вытягивание вдоль направления РК (рис. 1, в). Ширина зерен обеих фаз после РК при 550 °С со степенью деформации  $\varepsilon = 2,31$  составляет  $\sim 20\text{--}25$  мкм. Также следует отметить, что объемная доля  $\beta$ -фазы с увеличением степени деформации также растет, по-видимому, из-за увеличения количества и общей длительности промежуточных подогревов. Доля  $\beta$ -фазы составила  $\sim 28\%$  и  $\sim 50\%$  для сплава, деформированного при  $\varepsilon = 0,92$  и  $\varepsilon = 2,31$  соответственно.

Результаты ПЭМ исследований латуни Л63, легированной Sn, после РК при 550 °С со степенью деформации  $\varepsilon = 2,31$  приведены на рис. 1, г. Исследования показали, что внутри удлиненных зерен  $\alpha$ -фазы формиру-

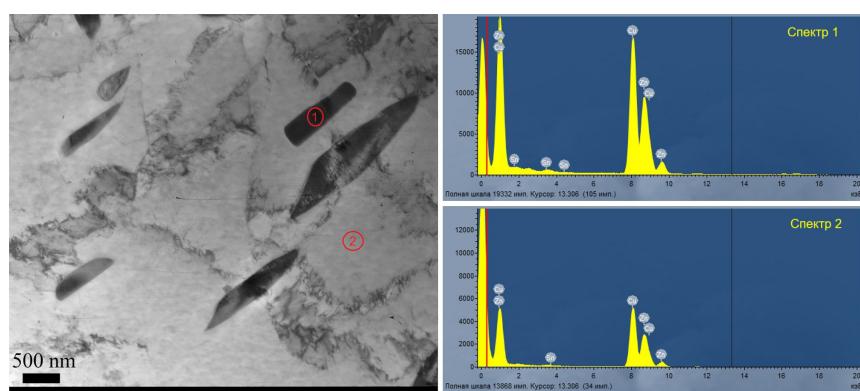
ется ультрамелкозернистая (УМЗ) структура. Данная структура состоит из субзерен размером порядка 500 нм, полос сдвига шириной от 200 до 500 нм, а также отдельных двойников деформации шириной 50–100 нм. Допол-

нительно в структуре было зафиксировано формирование удлиненных частиц, содержащих Sn (рис. 2). Ширина данных частиц составила 200–300 нм, а длина 500 нм до пары микрон.



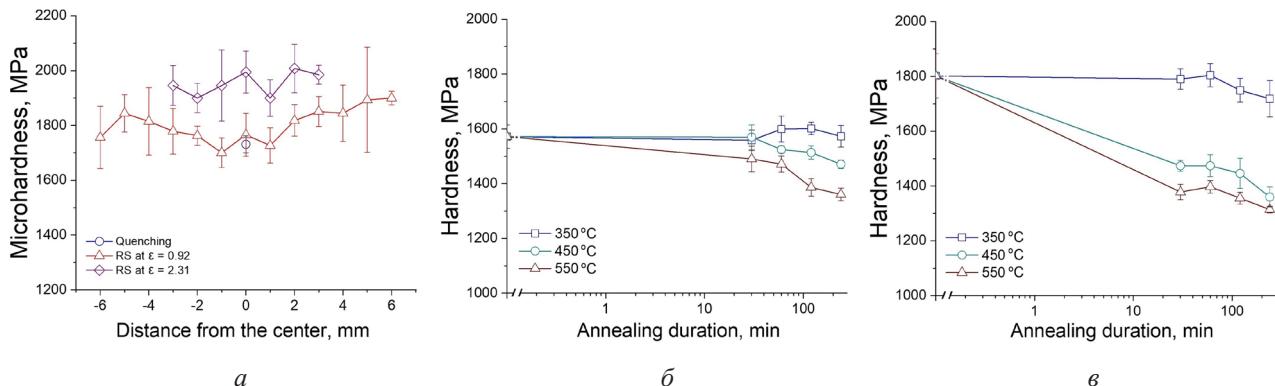
**Рис. 1.** Микроструктура латуни Л63, легированной Sn, после закалки (a), после РК при  $\varepsilon = 0,92$  (б) и после РК при  $\varepsilon = 2,31$  (в, г)

**Fig. 1.** Microstructure of brass L63, alloyed with Sn, after quenching (a), after RS at  $\varepsilon = 0.92$  (б) and after RS at  $\varepsilon = 2.31$  (в, г)



**Рис. 2.** Изображения частиц, богатых Sn, дополненные результатами ПЭМ-ЭДС анализа

**Fig. 2.** TEM images of Sn-rich particles, supplemented by TEM-EDS analysis results



**Рис. 3.** Изменение микротвердости (Microhardness) в зависимости от удаленности от центра (Distance from the center) прутка (а), а также зависимость твердости по Бринеллю (Hardness) от времени отжига в минутах (Annealing duration, min) для латуни L63, легированной Sn, после РК при  $\varepsilon = 0,92$  (б) и после РК при  $\varepsilon = 2,31$  (в)

**Fig. 3.** Change in microhardness depending on the distance from the center of the rod (a), as well as the dependence of Brinell hardness on annealing duration in minutes for brass L6 alloyed with Sn 3 after RS at  $\varepsilon = 0.92$  (b) and after RS at  $\varepsilon = 2.31$  (c)

Исследование распределения микротвердости по сечению прутка представлено на рис. 3, а. Результаты показывают, что в процессе РК при 550 °C структура по сечению заготовки довольно равномерно проработана, так как микротвердость в центре и на краю в целом не различается. Однако стоит отметить, что после РК со степенью деформации  $\varepsilon = 0,92$  не наблюдается существенного роста микротвердости относительного исходного состояния сплава. В закаленном состоянии микротвердость латуни L63, легированной Sn, составляла  $1731 \pm 31$  МПа, тогда как после РК при  $\varepsilon = 0,92$  –  $1766 \pm 78$  МПа. Вероятно, такое поведение связано с протекающим в процессе РК распадом и сильного обеднения  $\alpha$ -фазы Zn и Sn из-за появления  $\beta$ -фазы. При этом повышение степени деформации до 2,31 приводит к небольшому росту микротвердости сплава (до  $1995 \pm 76$  МПа), по-видимому, из-за роста доли  $\beta$ -фазы и формирования внутри зерен  $\alpha$ -фазы УМЗ структуры.

На рис. 3, б и в представлено исследование влияния температуры и продолжительности отжига на твердость деформированной латуни L63, легированной Sn. Отжиги проводили при температурах 350, 450 и 550 °C и времени выдержки 30 минут, 1, 2 и 4 часа

на сплаве после РК при  $\varepsilon = 0,92$  и  $\varepsilon = 2,31$ . После каждого этапа отжига проводилось измерение твердости по методу Бринелля. Результаты исследования показали, что твердость сплава в обоих состояниях зависит от температуры нагрева. В целом при увеличении температуры отжига от 350 до 550 °C твердость снижается вне зависимости от времени выдержки. При этом при отжиге сплава после РК при 350 °C твердость с увеличением времени отжига практически не меняется. Так, например, латунь после РК при  $\varepsilon = 0,92$  имела твердость  $1571 \pm 43$  МПа, а после дополнительного отжига при 350 °C в течение 4 часов –  $1573 \pm 39$  МПа. В случае РК при  $\varepsilon = 2,31$  значения составляли  $1802 \pm 81$  МПа и  $1719 \pm 67$  МПа соответственно. С другой стороны, после отжига при 450 °C в течение 4 часов значения для сплава после РК при  $\varepsilon = 0,92$  и при  $\varepsilon = 2,31$  составляли  $1471 \pm 17$  МПа и  $1360 \pm 37$  МПа соответственно, а после отжига при 550 °C в течение 4 часов –  $1360 \pm 24$  МПа и  $1314 \pm 12$  МПа соответственно. Проведенные исследования позволяют сделать вывод о том, что повышение температуры отжига после РК приводит к интенсификации процесса разупрочнения в латуни L63, дополнительно легированной Sn. Кроме того, повышение степени дефор-

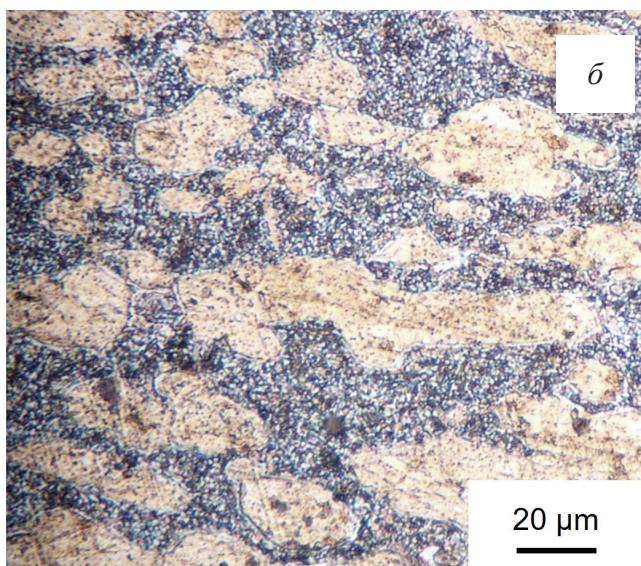
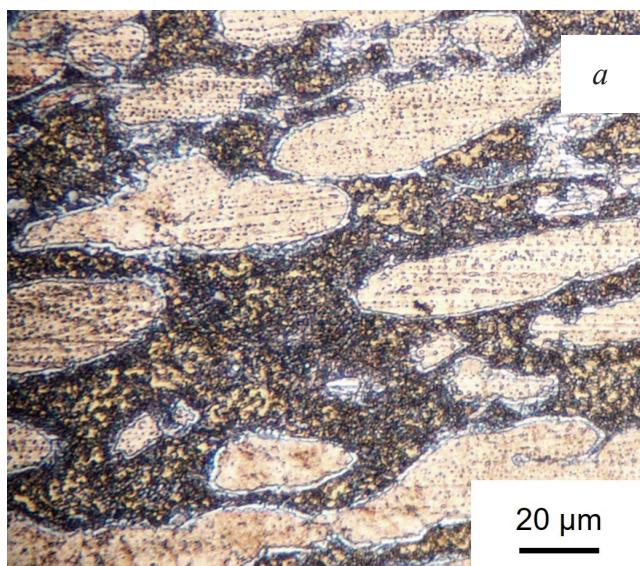
мации также ускоряет этот процесс. В целом такая ситуация является типичным поведением металлов и сплавов при нагреве, в которых при увеличении температуры отжига происходит интенсификация процессов релаксации, возврата и рекристаллизации из-за роста подвижности атомов в структуре. При этом с повышением степени деформации накапливается больше дефектов кристаллической решетки, которые активизируют процессы, направленные на то, чтобы вернуться к состоянию с меньшими внутренними напряжениями.

Исходя из установленных зависимостей влияния температуры и степени деформации на значения твердости при отжиге, было принято решение изучить структуру латуни L63, дополнительно легированной Sn, после РК при  $\varepsilon = 2,31$  и дополнительного нагрева при  $350^{\circ}\text{C}$  в течение 30 минут и 4 часов (рис. 4).

Исследования микроструктуры сплава после РК и дополнительного нагрева показали, что после нагрева структура также состоит из  $\alpha$ - и  $\beta$ -фаз. Однако нагрев провоцирует дополнительный распад  $\alpha$ -фазы и появление в ней включений  $\beta$ -фазы. При этом с увели-

чением времени отжига количество  $\beta$ -фазы увеличивается.

Механические свойства латуни L63, легированной Sn, определяли в закаленном состоянии после РК при  $\varepsilon = 0,92$  и  $\varepsilon = 2,31$ , а также после РК при  $\varepsilon = 2,31$  с дополнительным нагревом при  $350^{\circ}\text{C}$  в течение 30 минут и 4 часов (табл. 1). Проведенные исследования показали, что РК приводит к повышению прочности латуни L63, легированной Sn. После РК со степенью деформации  $\varepsilon = 0,92$  наблюдается небольшой рост условного предела текучести с  $323 \pm 14$  МПа до  $378 \pm 14$  МПа и рост предела прочности с  $397 \pm 13$  МПа до  $568 \pm 9$  МПа сплава относительно исходного состояния. При этом после РК при  $\varepsilon = 0,92$  не происходит снижение пластичности, которое было равно  $5,0 \pm 2,2\%$  и  $6,4 \pm 0,8\%$  до и после РК соответственно. С увеличением степени деформации происходит дополнительный рост прочности, а также наблюдается небольшое увеличение пластичности латуни L63, легированной Sn. После РК при  $\varepsilon = 2,31$  условный предел текучести, предел прочности и относительное удлинение составили  $473 \pm 21$  МПа,  $547 \pm 69$  МПа и  $9,9 \pm 4,6\%$  соответственно.



**Рис. 4.** Микроструктура латуни L63, легированной Sn, после РК при  $\varepsilon = 2,31$  с дополнительным отжигом при температуре  $350^{\circ}\text{C}$  в течение 30 минут (а) и 4 часов (б)

**Fig. 4.** Microstructure of brass L63 alloyed with Sn after RS at  $\varepsilon = 2.31$  with additional annealing at  $350^{\circ}\text{C}$  for 30 minutes (a) and 4 hours (b)

Таблица 1. Механические характеристики латуни Л63, легированной Sn, в различных состояниях

Table 1. Mechanical characteristics of brass L63, alloyed with Sn, in different states

Состояние / State	$\sigma_{0,2}$ , МПа / YS, MPa	$\sigma_b$ , МПа / UTS, MPa	$\delta$ , % / El, %
Закалка / Quenching	323±14	397±13	5,0±2,2
РК при $\varepsilon = 0,92$ / RS at $\varepsilon = 0.92$	378±14	568±9	6,4±0,8
РК при $\varepsilon = 2,31$ / RS at $\varepsilon = 2.31$	473±21	547±69	9,9±4,6
РК при $\varepsilon = 2,31$ + отжиг 350 °C, 30 мин / RS at $\varepsilon = 2.31$ + annealing at 350 °C, 30 min	476±10	639±3	12,2±0,7
РК при $\varepsilon = 2,31$ + отжиг 350 °C, 4 ч / RS at $\varepsilon = 2.31$ + annealing at 350 °C, 4 hrs	425±22	556±83	7,3±5,0

Дополнительный отжиг при 350 °C в течение 30 минут не оказывает эффекта на условный предел текучести (476±10 МПа), но положительно влияет на предел прочности и относительное удлинение, которые увеличиваются до 639±3 МПа и 12,2±0,7% соответственно. Однако после увеличения времени нагрева до 4 часов механические характеристики возвращаются к уровню, соответствующему состоянию до нагрева ( $\sigma_{0,2} = 425\pm22$  МПа,  $\sigma_b = 556\pm83$  МПа и  $\delta = 7,3\pm5,0\%$ ). Рост прочности сплава после РК при обоих степенях деформации обусловлен измельчением зерна и распадом пересыщенного твердого раствора с выделением  $\beta$ -фазы. Дополнительный нагрев при 350 °C, с одной стороны, приводит к протеканию процессов релаксации и возврата, которые должны снижать прочность и улучшать пластичность сплава, а с другой стороны – провоцирует продолжение распада пересыщенного твердого раствора и выделение  $\beta$ -фазы, что несколько повышает прочность. При этом с увеличением времени выдержки до 4 часов, данной фазы становится больше, что уже негативно влияет и на прочность, и на пластичность из-за ее хрупкости.

## Выводы

1. Ротационная ковка латуни Л63, легированной Sn, приводит к распаду пересыщен-

ного твердого раствора и выделению  $\beta$ -фазы, доля которой возрастает с увеличением степени деформации. При этом внутри удлиненных зерен  $\alpha$ -фазы, сформировавшихся после РК при  $\varepsilon = 2,31$ , наблюдается ультрамелкозернистая (УМЗ) структура, состоящая из субзерен размером порядка 500 нм, полос сдвига шириной от 200 до 500 нм, а также отдельных двойников деформации шириной 50–100 нм и частиц, богатых Sn. Дополнительный нагрев при 350 °C приводит к продолжению протекания распада  $\alpha$ -фазы и увеличения доли  $\beta$ -фазы с ростом продолжительности нагрева.

2. После РК наблюдается повышение прочностных характеристик сплава без существенного снижения его пластичности. При этом после дополнительного нагрева при 350 °C предел прочности и пластичность сплава сначала возрастают (выдержка 30 минут), а затем возвращаются к уровню, соответствующему состоянию до нагрева (выдержка 4 часа).

3. Наилучшее сочетание прочности и пластичности для латуни Л63, легированной Sn, было получено после РК при  $\varepsilon = 2,31$  и дополнительного нагрева при 350 °C в течение 30 минут ( $\sigma_{0,2} = 476\pm10$  МПа,  $\sigma_b = 639\pm3$  МПа и  $\delta = 12,2\pm0,7\%$ ).

## Благодарности / Acknowledgments

Работа выполнена в рамках государственного задания номер №075-00319-25-00.

*The work was carried out within a support of the state assignment of Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science of the Russian Academy of Sciences (Theme No. 075-00319-25-00).*

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Mao Q., Liu Y., Zhao Y. A review on copper alloys with high strength and high electrical conductivity // Journal of Alloys and Compounds. 20024. Vol. 990. Art. 174456. DOI: 10.1016/j.jallcom.2024.174456.
2. Hong H., Wang Q., Dong C., Liaw P. K. Understanding the Cu-Zn brass alloys using a short-range-order cluster model: significance of specific compositions of industrial alloys // Scientific Reports. 2014. Vol. 4. Art. 7065. DOI: 10.1038/srep07065.
3. Misra S., Pahari D., Giri S., Puravankara S., Jana P. P. Synthesis, crystal structures, phase width and electrochemical performances of  $\gamma$ -brass type phases in Cu-Zn-Sn system // Journal of Alloys and Compounds. 2021. Vol. 855(2). Art. 157372. DOI: 10.1016/j.jallcom.2020.157372.
4. Nagase T., Shibata A., Matsumuro M., Takemura M., Semboshi S. Fabrication of the Casting Products in CuZnMnNi Medium-Entropy Brasses // Materials Transactions. 2021. Vol. 62(6). P. 856–863. DOI: 10.2320/matertrans.MT-M2020259.
5. Fadhil A.A., Ghattas M.S., Iskander B.A., Ajeel S.A., Enab T.A. Structural characterization and detecting processes of defects in leaded brass alloy used for gas valves production // Alexandria Engineering Journal. 2018. Vol. 57(3). P. 1301–1311. DOI: 10.1016/j.aej.2017.04.017.
6. Xiao Z., Yang X., Wang J., Fang Z., Guo C., Zhang D., Yang Y., Zhang X. Influence of Fe addition on annealing behaviors of a phosphorus containing brass // Journal of Alloys and Compounds. 2017. Vol. 712. P. 268–276. DOI: 10.1016/j.jallcom.2017.04.087.
7. Liu L.H., Ma H.W., Yang S.J., Zhao Y.J., Cai W.S., Chen T., Zhang W.W., Yang C. Decomposition of cellular structure in selective laser melted Cu-Zn-Si silicon brass and its influence on microstructure, mechanical and corrosion properties // Material Science and Engineering: A. 2022. Vol. 841. Art. 143055. DOI: 10.1016/j.msea.2022.143055.
8. Massalski T.B. Binary alloy phase diagrams. Ohio: ASM International, 1986. 981 p.
9. Kovalevskaya Zh.G., Bezborodov V.P. Fundamentals of Materials Science. Structural Materials. Tomsk: Tomsk Polytechnic University Publishing, 2009. 110 p. (In Russian) [Ковалевская Ж.Г., Безбородов В.П. Основы материаловедения. Конструкционные материалы. Томск: Издательство Томского политехнического университета, 2009. 110 с.].
10. Yakovtseva O.A., Kaboyi P.K., Irzhak A.V., Mikhailovskaya A.V. Influence of minor aluminum addition on the superplastic deformation of a microduplex Cu-Zn alloy // Fizicheskaya Mesomehanika. 2023. Vol. 26. No. 3. P. 62–71. [Яковцева О.А., Кабойи П.К., Иржак А.В., Михайловская А.В. Влияние малой добавки алюминия на особенности и механизмы сверхпластической деформации сплава Cu-Zn с микродуплексной структурой // Физическая мезомеханика. 2023. Т. 26. №. 3. С. 62–71]. DOI: 10.55652/1683-805X\_2023\_26\_3\_62.
11. Priyambodo B.H., Suhartoyo S.S. Increased corrosion resistance on Cu35%Zn surface by shot peening process // Journal of Physics: Conference Series. 2020. Vol. 1430. Art. 012055. DOI: 10.1088/1742-6596/1430/1/012055.
12. Li S., Imai H., Atsumi H., Kondoh K. An investigation of microstructure and phase transformation behavior of Cu40Zn-1.0 wt.% Ti brass via powder metallurgy // Journal of Materials Engineering and Performance. 2013. Vol. 22. P. 3168–3174. DOI: 10.1007/s11665-013-0602-3.
13. Pugacheva N.B., Pankratov A.A., Frolova N.Y., Kotlyarov I. V. Structural and phase transformations in  $\alpha$  +  $\beta$  brasses // Russian Metallurgy. 2006. Vol. 2006. P. 239–248. DOI: 10.1134/S0036029506030104.
14. Balík J., Faltus J., Janeček M. High temperature creep of modified  $\alpha$  +  $\beta$  brasses // Materials Science and Engineering: A. 2008. Vol. 494(1–2). P. 113–121. DOI: 10.1016/j.msea.2008.06.001.
15. Neishi K., Uchida T., Yamauchi A., Nakamura K., Horita Z., Langdon T. G. Low-temperature superplasticity in a Cu-Zn-Sn alloy processed by severe plastic deformation // Materials Science and Engineering: A. 2001. Vol. 307(1–2). P. 23–28. DOI: 10.1016/j.msea.2008.06.001.
16. Eisenwasser J.D., Brown L.C. Pseudoelasticity and the strain-memory effect in Cu-Zn-Sn alloys // Metallurgical and Materials Transactions A. 1972. Vol. 3. P. 1359–1363.
17. Kalmykov A.S., Shatalov R.L., Genkin A.L. The influence of deformation conditions for the rolling of brass sheets on the structure and hardness // News of the Tula State University. Technical Sciences. 2019. No. 5. P. 152–156. (In Russian) [Калмыков А. С., Шаталов Р. Л., Генкин А. Л. Влияние деформационных условий

прокатки латунных листов на структуру и твердость // Известия Тульского государственного университета. Технические науки. 2019. № 5. С. 152–456].

18. Wang P., Jie J., Sun X., Liu W., Li T. Simultaneous Achievement of High Strength and Superior Ductility in an As-Rolled Cu-30Zn Brass // Journal of Materials Engineering and Performance. 2019. Vol. 28(12). P. 7782–7788). DOI: 10.1007/s11665-019-04503-3.

19. Volokitina I. E. Effect of preliminary heat treatment on deformation of brass by the method of ECAP // Metallovedenie i Termicheskaya Obrabotka Metallov. 2021. No. 3. P. 51–54. (In Russian) [Волокитина И. Е. Влияние термической обработки на деформирование латуни методом РКУП // Металловедение и термическая обработка металлов. 2021. № 3. С. 51–54]. DOI: 10.30906/mitom.2021.3.51-54.

20. Kim H.S., Kim W.Y., Song K.H. Effect of post-heat-treatment in ECAP processed Cu-40%Zn brass // Journal of Alloys and Compounds. 2012. Vol. 536(1). P. 200–203. DOI: 10.1016/j.jallcom.2011.11.079.

21. Zaynulina L.I., Situdikov V.D., Alexandrov I.V., Wei W. Effect of SPD on the structure formation and mechanical properties of the Cu-10% Zn alloy // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. 2018. Vol. 447. Art. 012041. DOI: 10.1088/1757-899X/447/1/012041.

22. Zhang P., An X. H., Zhang Z. J., Wu S. D., Li S. X., Zhang Z. F., Figueiredo R. B., Gao N., Langdon T. G. Optimizing strength and ductility of Cu-Zn alloys through severe plastic deformation // Scripta Materialia. 2012. Vol. 67(11). P. 871–874. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2012.07.040.

23. Abdurakhmanova E.D., Khafizova E.D., Polenok M.V., Nafikov R.K., Korznikova E.A. Influence of high-pressure torsion on the structure and mechanical properties of Zn-1%Fe-5%Mg zinc alloy // Frontier Materials & Technologies. 2024. No. 2. P. 9-22. doi: 10.18323/2782-4039-2024-2-68-1

24. Situdikov V.D., Khafizova E.D., Polenok M.V. Microstructure and properties of the Zn-1%Li-2%Mg alloy subjected to severe plastic deformation // Frontier Materials & Technologies. 2023. No. 2. P. 117-130. doi: 10.18323/2782-4039-2023-2-64-7

25. Rybalchenko O.V., Anisimova N.Yu., Kiselevsky M.V., Rybalchenko G.V., Martynenko N.S., Bochvar N.R., Tabachkova N.Yu., Shchetinin I.V., Shibaeva T.V., Konushkin S.V., Tokar A.A., Raab A.G., Dobatkin S.V. Effect of equal-channel angular pressing on structure and properties of Fe-Mn-C alloys for biomedical applications, Materials Today Communications. 2022. Vol. 30. Art. 103048. <https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2021.103048>.

26. Valiev R.R., Modina Y.M., Selivanov K.S., Semenova I.P., Khafizova E.D., Valiev R.Z., Savin Ya.N.

Enhanced service properties of a protective coating on a titanium alloy with an ultrafine-grained structure // Materials Letters. 2021. Vol. 305. Art. 130781, <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2021.130781>.

27. Mao Q., Liu Y., Zhao Y. A review on mechanical properties and microstructure of ultrafine grained metals and alloys processed by rotary swaging // Journal of Alloys and Compounds. 2022. Vol. 896. Art. 163122. DOI: 10.1016/j.jallcom.2021.163122

28. Martynenko N., Rybalchenko O., Bodyakova A., Prosvirnin D., Rybalchenko G., Morozov M., Yusupov V., Dobatkin S. Effect of Rotary Swaging on the Structure, Mechanical Characteristics and Aging Behavior of Cu-0.5%Cr-0.08%Zr Alloy // Materials. 2023. Vol. 16(1). Art. 105. DOI: 10.3390/ma16010105.

29. Martynenko N., Rybalchenko O., Straumal P., Tabachkova N., Lukyanova E., Rybalchenko G., Prosvirnin D., Beletsky E., Prokofiev P., Yusupov V., Dobatkin S., Straumal B. Increasing strength and electrical conductivity of Cu-0.77%Cr-0.86%Hf alloy by rotary swaging and subsequent aging // Journal of Materials Science. 2024. Vol. 59. P. 5944–5955. DOI: 10.1007/s10853-024-09332-x.

30. Li X., Li C., Sun L., Gong Y., Pan H., Tan Z., Xu L., Zhu X. Enhancing strength-ductility synergy of Cu alloys with heterogeneous microstructure via rotary swaging and annealing // Material Science and Engineering: A. 2025. Vol. 920. Art. 147501. DOI: 10.1016/j.msea.2024.147501.

31. Huang A.H., Wang Y.F., Wang M.S., Song L.Y., Li Y.S., Gao L., Huang C.X., Zhu Y.T. Optimizing the strength, ductility and electrical conductivity of a Cu-Cr-Zr alloy by rotary swaging and aging treatment // Material Science and Engineering: A. 2019. Vol. 746. P. 211–216. DOI: 10.1016/j.msea.2019.01.002.

32. Zhao L., Chen L., Luo B., Liang Y., Shi J., Zhang S., Lin Z., Shi P., Zheng T., Zhou B., Guo Y., Li Q., Liu C., Shen Z., Ding B., Zhong Y. Low-dislocation-density ultrafine lamellar structure buffering triples ductility in Cu-8wt.%Sn alloy treated by rotary swaging and appropriate annealing // Material Science and Engineering: A. 2024. Vol. 889. Art. 145847. DOI: 10.1016/j.msea.2023.145847.

33. Al-Hamday N., Brokmeier H.-G., Gan W. Crystallographic texture and lattice strain evolution during tensile load of swaged brass // Material Science and Engineering: A. 2018. Vol. 711. P. 149–155. DOI: 10.1016/j.msea.2017.11.047.

34. Chistyukhina E.I., Martynenko N.S., Rybalchenko O.V., Nikitin I.S., Lukyanova E.A., Gorbenko A.D., Temralieva D.R., Straumal P.B., Andreev V.A., Dobatkin S.V. The influence of rotary swaging and subsequent annealing on the structure and mechanical properties of L68 single-phase brass // Frontier Materials & Technologies. 2025. No. 3. P. 113–124. DOI: 10.18323/2782-4039-2025-3-73-9