

Влияние ротационнойковки и последующего отжига на структуру и механические свойства однофазной латуни Л68

Чистюхина Элеонора Ивановна*^{1,2,4}, инженер-исследователь

лаборатории металловедения цветных и легких металлов

им. академика А.А. Бочвара, магистрант кафедры металловедения и физики прочности

Мартыненко Наталья Сергеевна^{1,5}, кандидат технических наук, старший научный сотрудник

лаборатории металловедения цветных и легких металлов им. академика А.А. Бочвара

Рыбальченко Ольга Владиславовна^{1,6}, кандидат технических наук, ведущий научный сотрудник

лаборатории металловедения цветных и легких металлов им. академика А.А. Бочвара

Никитин Иван Сергеевич^{3,7}, кандидат технических наук, младший научный сотрудник

лаборатории механических свойств наноструктурных и жаропрочных материалов

Лукьянова Елена Александровна^{1,8}, кандидат технических наук, старший научный сотрудник

лаборатории металловедения цветных и легких металлов им. академика А.А. Бочвара

Горбенко Артем Дмитриевич^{1,9}, инженер-исследователь лаборатории

прочности и пластичности металлических и композиционных материалов и наноматериалов

Темралиева Диана Ривовна^{1,10}, инженер-исследователь

лаборатории металловедения цветных и легких металлов им. академика А.А. Бочвара

Страумал Петр Борисович^{1,11}, кандидат физико-математических наук, старший научный сотрудник

лаборатории металловедения цветных и легких металлов им. академика А.А. Бочвара

Андреев Владимир Александрович^{1,12}, кандидат технических наук, ведущий научный сотрудник

лаборатории пластической деформации металлических материалов

Добаткин Сергей Владимирович^{1,13}, доктор технических наук, профессор,

заведующий лабораторией металловедения цветных и легких металлов им. академика А.А. Бочвара

¹Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва (Россия)

²Университет науки и технологий МИСИС, Москва (Россия)

³Белгородский государственный национальный исследовательский университет, Белгород (Россия)

*E-mail: e.chistyuhina@mail.ru

⁴ORCID: <https://orcid.org/0009-0009-2192-3246>

⁵ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-1662-1904>

⁶ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-0403-0800>

⁷ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-5417-9857>

⁸ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-7122-6427>

⁹ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-3357-4049>

¹⁰ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-8392-7826>

¹¹ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-6192-5304>

¹²ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-3937-1952>

¹³ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-4232-927X>

Поступила в редакцию 30.06.2025

Пересмотрена 18.07.2025

Принята к публикации 25.08.2025

Аннотация: Медные сплавы на основе системы Cu–Zn, в частности латунь Л68, являются перспективными конструкционными материалами. Однако для повышения их надежности и расширения области применения необходимо повышать их прочностные характеристики. В работе изучалось влияние комбинации ротационнойковки (РК) и последующего отжига на структуру, прочность и пластичность латуни Л68. Для этого проведены исследования микроструктуры сплава в закаленном и деформированном состояниях, механические испытания на одноосное растяжение, исследование твердости по методу Бринелля, а также оценка структурно-фазовых переходов методом дифференциальной сканирующей калориметрии. Установлено, что в процессе РК происходит формирование не только вытянутых вдоль направления деформации зерен α -фазы, но и ультрамелкозернистой структуры внутри них, состоящей из субзерен, двойников деформации и полос сдвига. Последующий отжиг при 450 °С приводит к росту размера зерна до 3–5 мкм за счет протекания статической рекристаллизации. После РК наблюдается рост условного предела текучести ($\sigma_{0,2}$) и предела прочности (σ_B) в ~10 и ~3,5 раза соответственно при снижении значения относительного удлинения более чем в 6 раз. Последующий отжиг при 450 °С, вызвавший формирование рекристаллизованной структуры, привел к снижению прочностных характеристик латуни Л68 относительно деформированного состояния при одновременном росте значения относительного удлинения по сравнению как с деформированным, так и с исходным состоянием сплава. Однако стоит

© Чистюхина Э.И., Мартыненко Н.С., Рыбальченко О.В.,
Никитин И.С., Лукьянова Е.А., Горбенко А.Д.,
Темралиева Д.Р., Страумал П.Б., Андреев В.А., Добаткин С.В., 2025

отметить, что $\sigma_{0,2}$ и σ_B латуни Л68 после РК и последующего отжига при 450 °С превышают значения для закаленного сплава в среднем в ~2,5 и в ~1,7 раза соответственно и превышают значения, регламентированные ГОСТ 494-90, ГОСТ 1066-2015, ГОСТ 931-90 и ГОСТ 5362-78.

Ключевые слова: латунь Л68; ротационная ковка; ультрамелкозернистая структура; рекристаллизация; прочность; пластичность.

Благодарности: Работа выполнена при финансовой поддержке государственного задания № 075-00319-25-00.

Статья подготовлена по материалам докладов участников XII Международной школы «Физическое материаловедение» (ШФМ-2025), Толятти, 15–19 сентября 2025 года.

Для цитирования: Чистюхина Э.И., Мартыненко Н.С., Рыбальченко О.В., Никитин И.С., Лукьянова Е.А., Горбенко А.Д., Темралиева Д.Р., Страумал П.Б., Андреев В.А., Добаткин С.В. Влияние ротационнойковки и последующего отжига на структуру и механические свойства однофазной латуни Л68 // Frontier Materials & Technologies. 2025. № 3. С. 113–124. DOI: 10.18323/2782-4039-2025-3-73-9.

ВВЕДЕНИЕ

Медь и ее сплавы нашли широкое применение в электротехнической промышленности благодаря прекрасной электропроводности [1]. Однако медные сплавы, в частности сплавы системы Cu–Zn, используются и в качестве конструкционных материалов в судостроении и самолетостроении, нефтехимической промышленности, при производстве труб и сантехнических изделий, а также холодильного оборудования и изделий военного назначения [2]. Такое применение латуней обусловлено их высокой коррозионной стойкостью, немагнитностью и хорошей формемостью, а также балансом прочности и пластичности [3]. Латунь с содержанием цинка до 37 % является однофазной и представляет собой α -твердый раствор с кубической гранцентрированной решеткой [4]. Однофазная α -латунь с низким содержанием цинка относительно двухфазных ($\alpha+\beta$)-латуней более устойчива к коррозии и процессам обесцинкования [5; 6]. Однако основным недостатком однофазных латуней являются их низкие прочностные характеристики. Повысить механические свойства и, следовательно, расширить область применения латуней позволяет дисперсионное твердение и измельчение зерна путем деформационной обработки. При этом благодаря измельчению микроструктуры до ультрамелкозернистой (УМЗ) и/или наноразмерной структуры можно добиться существенного увеличения прочности медных сплавов. Сформировать нано- и УМЗ структуру в металлах и сплавах можно методами интенсивной пластической деформации (ИПД) [7]. Наиболее популярными методами ИПД, применяемыми к медным сплавам, являются кручение под высоким давлением [8], равноканальное угловое прессование (РКУП) [9], всесторонняя ковка [10] и др. Так, в работе [11] авторам удалось достичь сочетания относительно высоких показателей прочности и пластичности в сплаве Cu–30Zn, обработанном РКУП. В этом случае предел прочности сплава составил 565 МПа, предел текучести – 250 МПа, а относительное удлинение – 20 %. В другой работе после РКУП удалось добиться существенного упрочнения сплава Cu–30Zn ($\sigma_{0,2}$ =542 МПа, σ_B =692 МПа), сопровождающегося сильным падением пластичности (до δ =5,6 %) [11]. Однако, несмотря на преимущества методов ИПД для упрочнения металлов и сплавов, их применение в промышленности все еще затруднено. Поэтому разработка режимов обработки, позволяющих получать УМЗ структуру в медных сплавах без применения методов ИПД, является актуальной задачей.

В медных сплавах возможно добиться получения УМЗ структуры путем применения традиционных методов деформации. Например, в работе [12] методом криогенной прокатки с последующим рекристаллизационным отжи-

гом получили УМЗ структуру в латуни Cu–30Zn. В этом случае уменьшение среднего размера зерна до 0,5 мкм с долей большеугловых границ, равной 90 %, позволило вдвое повысить прочность исходного сплава. Другим традиционным методом деформации, успешно применяемым для улучшения физико-механических свойств материалов за счет создания УМЗ структуры, является ротационная ковка (РК). Традиционно этот метод применяется для изготовления полых и сплошных, цилиндрических и ступенчатых валов и осей с круглым и огранным сечением, поэтому его внедрение в производство не является затруднительным, в отличие от методов ИПД [13]. В настоящее время РК успешно применяется для измельчения структуры конструкционных титановых [14; 15] и алюминиевых [16] сплавов, сталей [17] и других материалов. Ранее нами уже была показана перспективность РК для получения УМЗ структуры в медных сплавах: так, были проведены исследования влияния РК на микроструктуру, механические свойства и электропроводность сплавов Cu–0,8%Нf [18], Cu–0,77%Cr–0,86%Нf [19] и Cu–0,5%Cr–0,08%Zr [20; 21]. В данных сплавах благодаря сформированной УМЗ структуре, а также осаждению частиц, богатых Cr, Zr и Hf, значительно возрастают прочность и электропроводность с одновременным снижением пластичности.

Цель работы – исследование влияния ротационнойковки и последующего отжига на структуру и механические свойства однофазной латуни Л68. Ожидается, что комбинация ротационнойковки и последующего отжига позволит получить сплав с улучшенными показателями прочности и пластичности.

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЯ

Материалом исследования была выбрана латунь марки Л68. Для выплавки исследуемого сплава в качестве шихтовых материалов использовались медь марки М06 и цинк марки Ц0. Выплавка сплава производилась в индукционной печи, отливка осуществлялась в водоохлаждаемую изложницу из чугуна диаметром 52 мм и высотой 200 мм. Химический состав был определен с использованием рентгенофлуоресцентного анализа на последовательном рентгенофлуоресцентном волнодисперсионном спектрометре BRUKER S8 Tiger (серия 2, Германия) в вакууме по стандартной методике с использованием программного обеспечения QUANT-EXPRESS (Bruker, Германия). Согласно проведенному анализу, исследуемый сплав состоял из 68±0,21 мас. % Cu и 32±0,13 мас. % Zn. Далее полученный слиток подвергался горячему прессованию при температуре 630 °С до конечного диаметра 20 мм. Затем

выполнялся отжиг прутка при 800 °С в течение 2 ч с последующей закалкой в воде.

РК выполнялась на ротационно-ковочной машине РКМ 2129.02 двухбойкового типа при комнатной температуре. Перед РК прутки механически обтачивали до 19 мм (исходный диаметр). РК производилась за 10 проходов с промежуточным уменьшением диаметра прутка с 0,6 до 1,5 мм в зависимости от этапа деформации до конечного диаметра 6 мм.

Степень деформации (ε) была определена по формуле

$$\varepsilon = \ln \frac{A_0}{A_k},$$

где A_0 – исходная площадь поперечного сечения заготовки;

A_k – конечная площадь поперечного сечения заготовки.

Таким образом, степень деформации, соответствующая конечному диаметру прутка 6 мм, была равна 2,31.

Исследование микроструктуры до и после РК при низких увеличениях осуществлялось на оптическом микроскопе ADF I350 (ADF OPTICS Co. LTD, Китай). Анализ микроструктуры после РК проводился в продольном сечении прутка, параллельно направлению деформаций. Микроструктуру после РК исследовали методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ). ПЭМ-анализ осуществляли с помощью микроскопа JEOL JEM 2100 (Япония) при ускоряющем напряжении 200 кВ. Образцы для просвечивающей микроскопии были подготовлены с помощью электролитической полировки на установке TenuPol 5 (Дания) с использованием электролита, содержащего HNO_3 и CH_3OH , при напряжении 19,5 В и температуре –25 °С. Размер структурных составляющих определяли методом случайных секущих в программной среде Digimizer.

Структурно-фазовые переходы изучали методом дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК) на приборе NETZSCH DSC 404 F3 Pegasus (NETZSCH, Германия) при линейном нагреве в диапазоне температур 150–700 °С в защитной атмосфере аргона со скоростью 10 К/мин в корундовых тиглях. Для лучшего понимания реакций, происходящих при нагреве исследуемых образцов, были разделены перекрывающиеся

пики. Полученные экспериментальные данные были описаны как суперпозиция гауссовых пиков, или гауссианов, означающая сложение нескольких гауссовых функций. Для проведения анализа разделения пиков использовалось программное обеспечение Origin Pro 2021. Была получена результирующая функция, которая имела несколько максимумов, описывающих превращения, происходящие при нагреве.

Для испытаний на одноосное растяжение были подготовлены плоские образцы с длиной рабочей части 5,75 мм, шириной 2 мм и толщиной 1 мм. Механические испытания проводились при комнатной температуре на испытательной машине Instron 3382 (Великобритания) при постоянной скорости нагружения 1 мм/мин. Для каждого состояния сплава было испытано не менее трех образцов. Твердость измеряли методом Бринелля на испытательной машине ИТ 5010-01 (Россия) с диаметром стального индентора 2,5 мм под нагрузкой 62,5 кг, время выдержки 30 с.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Из рис. 1 видно, что в закаленном состоянии структура латуни Л68 состоит из крупных зерен α -фазы размером 500–600 мкм и двойников отжига размером от 10 до 70 мкм. В процессе РК микроструктура существенно трансформируется. После РК формируются вытянутые вдоль направления ковки полосы шириной порядка 45 мкм.

После РК внутри вытянутых зерен α -фазы формируется УМЗ структура (рис. 2 а). Эта УМЗ структура состоит из двойников деформации шириной от нескольких десятков до 200 нм (рис. 2 б), субзерен размером 300–400 нм, границы которых выстроены широкими дислокационными стенками (рис. 2 с), а также полос сдвига шириной 400–500 нм (рис. 2 а). Следует также отметить, что формирование субзерен происходит по большей мере внутри полос сдвига (рис. 2 а).

Рис. 3 комбинирует исходные экспериментальные данные, отдельные полученные пики аппроксимации для исследованных сплавов и новую результирующую линию (кумулятивную кривую) аппроксимации перекрывающихся пиков на основе оценочных значений. Можно видеть, что новый подобранный профиль почти идентичен

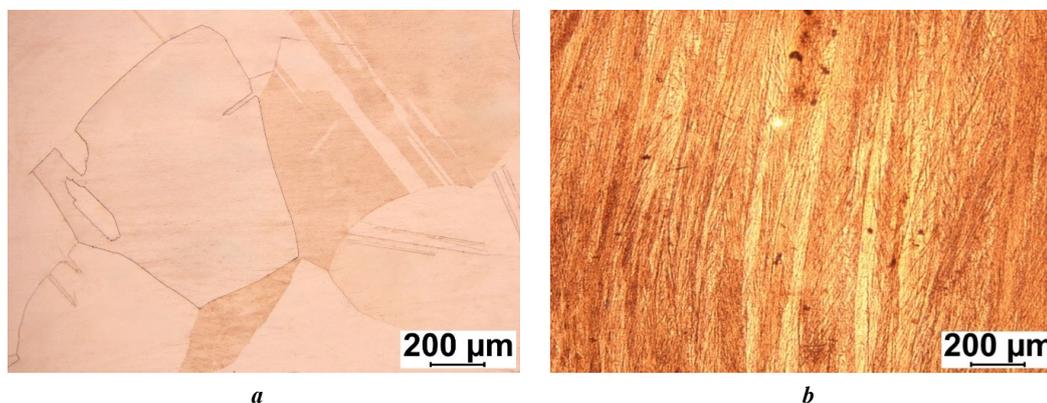


Рис. 1. Микроструктура латуни Л68 в закаленном состоянии (а) и после ротационной ковки при комнатной температуре (б)

Fig. 1. Microstructure of L68 brass in the quenched state (a) and after rotary swaging at room temperature (b)

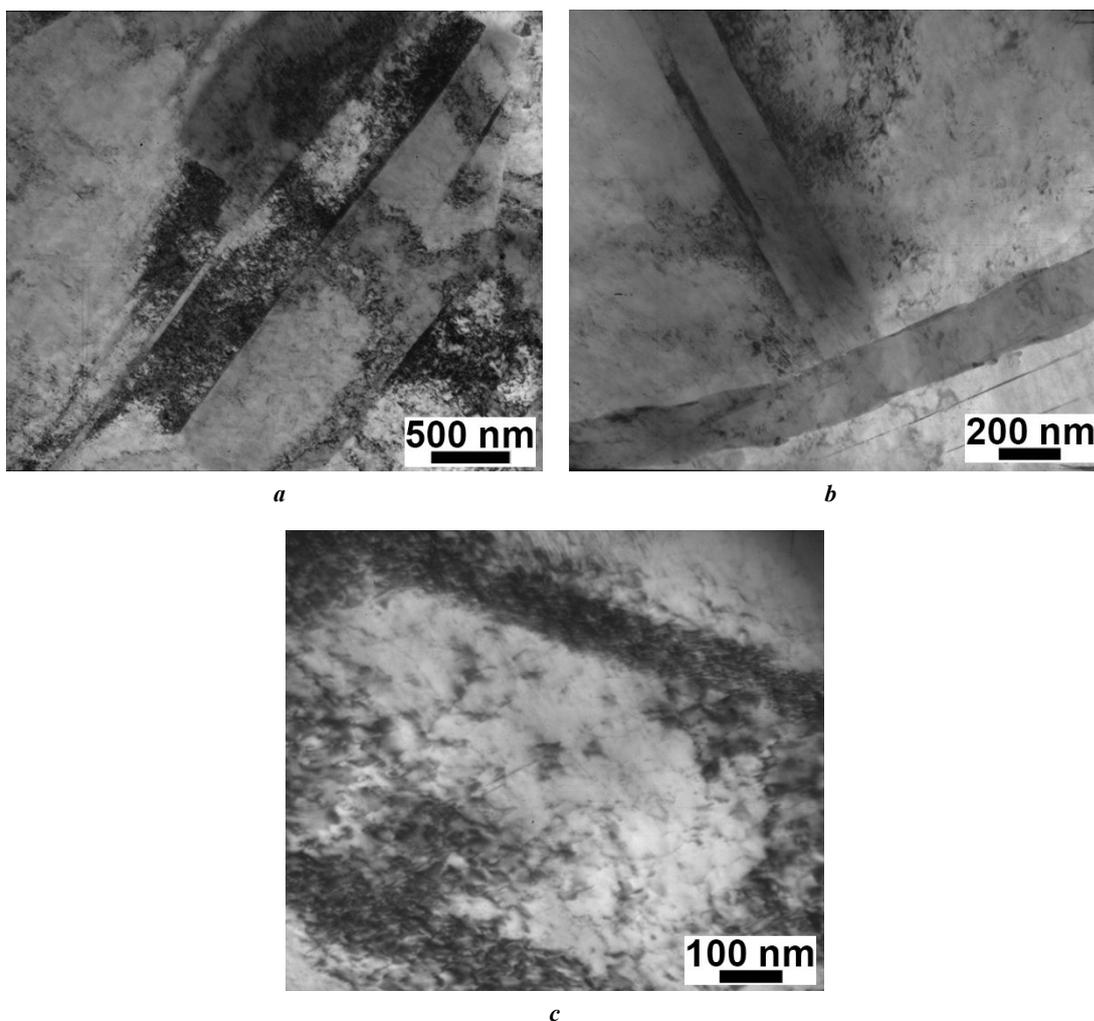


Рис. 2. ПЭМ-изображения латуни Л68 после ротационной ковки: структура сплава при увеличениях $\times 25\,000$ (a), $\times 50\,000$ (b) и $\times 100\,000$ (c)
Fig. 2. TEM images of L68 brass after rotary swaging: alloy structure at magnifications of $\times 25,000$ (a), $\times 50,000$ (b) and $\times 100,000$ (c)

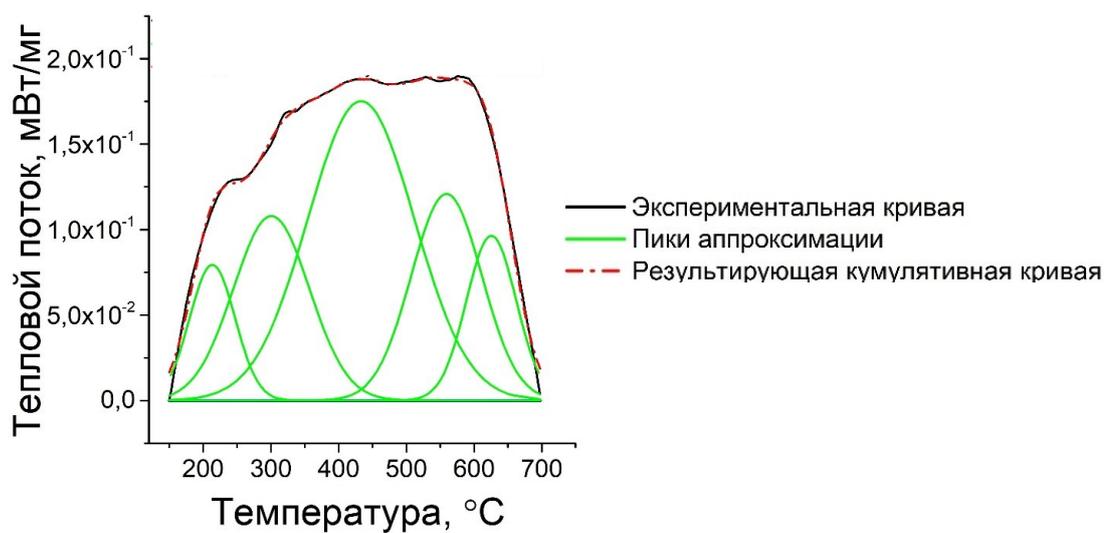


Рис. 3. Зависимость теплового потока от температуры нагрева для латуни Л68 после ротационной ковки
Fig. 3. Dependence of heat flow on heating temperature for L68 brass after rotary swaging

экспериментальному (рис. 3), что отражает точность процедуры разделения пиков, используемой в этом анализе.

Анализ ДСК кривой сплава выявил наличие пяти пиков теплопоглощения: два небольших пика, соответствующие температурам ~213 и ~301 °С, максимальный пик при ~433 °С, а также пики при ~560 и ~626 °С (рис. 3). На основе полученных результатов для латуни Л68 после РК были определены температурные режимы 450, 500 и 550 °С для последующего отжига. Выбор температур происходил из расчета, что при них уже должны произойти структурно-фазовые превращения. При этом температуры выше 550 °С не брались в расчет, чтобы избежать быстрого роста зерна.

Из рис. 4 видно, что дополнительный отжиг сплава после РК приводит к снижению твердости тем больше,

чем выше температура нагрева. При этом в интервале 30–240 мин время выдержки не оказывает существенного влияния на значения твердости.

После закалки сплав демонстрирует высокие значения пластичности при относительно низких прочностных свойствах (рис. 5). Проведение РК со степенью деформации 2,31 существенно повышает значения прочностных характеристик, при этом относительное удлинение уменьшается. После дополнительного отжига прочностные характеристики по сравнению со значениями после РК снижаются, но относительно закаленного состояния возрастают предел прочности, условный предел текучести и относительное удлинение.

Из таблицы 1 видно, что РК при $\epsilon=2,31$ привело к значительному увеличению прочности с повышением

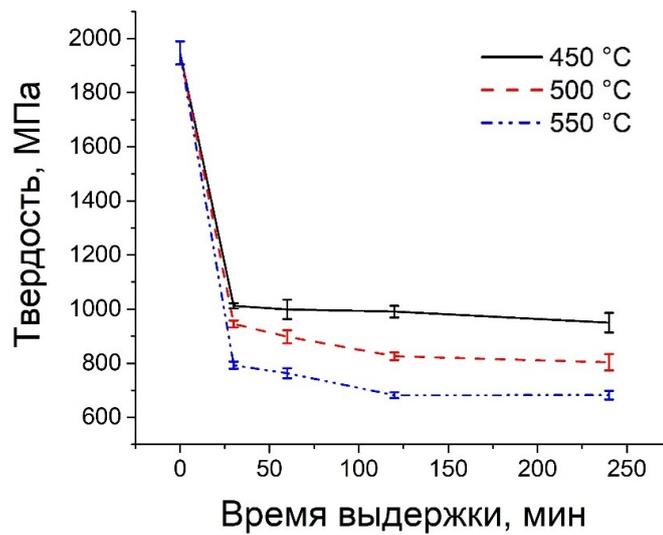


Рис. 4. Зависимость твердости латуни Л68 после ротационной ковки от температуры и времени нагрева
 Fig. 4. Dependence of the hardness of L68 brass after rotary swaging on the temperature and heating time

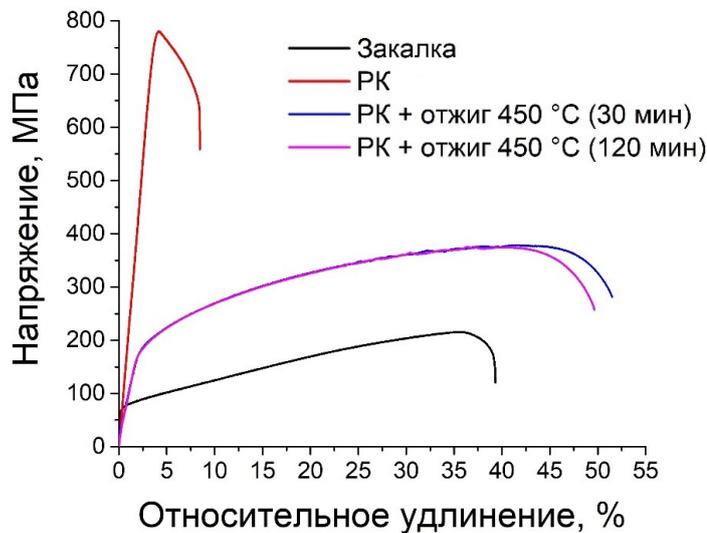


Рис. 5. Кривые растяжения латуни Л68 в различных состояниях
 Fig. 5. Stress-strain curves of L68 brass in different states

Таблица 1. Механические свойства латуни Л68 в различных состояниях
Table 1. Mechanical properties of L68 brass in different states

Состояние		$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %
Закалка		72±4	222±13	39,9±3,8
Ротационная ковка при $\varepsilon=2,31$	до нагрева	754±5	775±6	6,3±0,4
	450 °С (30 мин)	180±2	382±4	49,1±1,4
	450 °С (2 ч)	172±3	374±4	49,9±2,8

значений $\sigma_{0,2}$ и σ_B более чем в 10 и 3 раза соответственно при одновременном снижении δ более чем в 6 раз. Проведение дополнительного отжига при 450 °С в течение 30 и 120 мин после РК способствует снижению прочностных свойств и повышению пластичности. Однако относительно исходного состояния (после закалки) условный предел текучести возрастает в среднем в ~2,5 раза, предел прочности – в ~1,7 раза, а относительное удлинение повышается на 10. Свойства после отжига продолжительностью 30 и 120 мин приблизительно равны.

Структура латуни Л68 после РК и дополнительного отжига представляет собой преимущественно мелкие равноосные зерна (рис. 5). После отжига в течение 30 мин средний размер составляет 3,1±0,4 мкм, при увеличении продолжительности нагрева до 120 мин зерна несколько увеличиваются до 4,5±0,8 мкм. Следует также отметить, что внутри рекристаллизованных зерен происходит формирование отдельных двойников шириной не более 1 мкм (рис. 6).

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Исследование влияния холодной РК, а также последующего отжига на структуру и механические характеристики латуни Л68 показало, что РК приводит к обра-

зованию в сплаве вытянутой вдоль направления деформации микроструктуры (рис. 1), а также к формированию внутри вытянутых зерен УМЗ микроструктуры и существенному росту плотности дефектов кристаллической решетки (рис. 2). Такое изменение микроструктуры ведет к существенному росту прочности сплава (пределы текучести и прочности растут в ~10 и ~3,5 раза соответственно), однако сильно снижает его пластичность (δ уменьшается с 39,9±3,8 до 6,3±0,4 %).

Проведенный ДСК-анализ показал, что все выявленные превращения протекают с поглощением энергии (рис. 3). Так, вероятно, первые пики на ковальной латуни (~213 и ~301 °С) соответствуют протекающим процессам полигонизации и возврата. Схожие результаты были получены при проведении ДСК-анализа холоднодеформированной проволоки из свинцовой латуни ЛС59-1, где авторы выявили протекание данных процессов в интервале температур 115–235 °С [22]. Следующий пик на кривой для кованого сплава, соответствующий ~433 °С, вероятно, связан с началом процессов рекристаллизации. Известно, что в деформированной чистой меди процесс рекристаллизации начинает протекать при 250–350 °С [23; 24]. Температура начала рекристаллизации в этом случае зависит от чистоты меди, степени деформации и скорости нагрева образцов при исследовании. Добавка легирующих

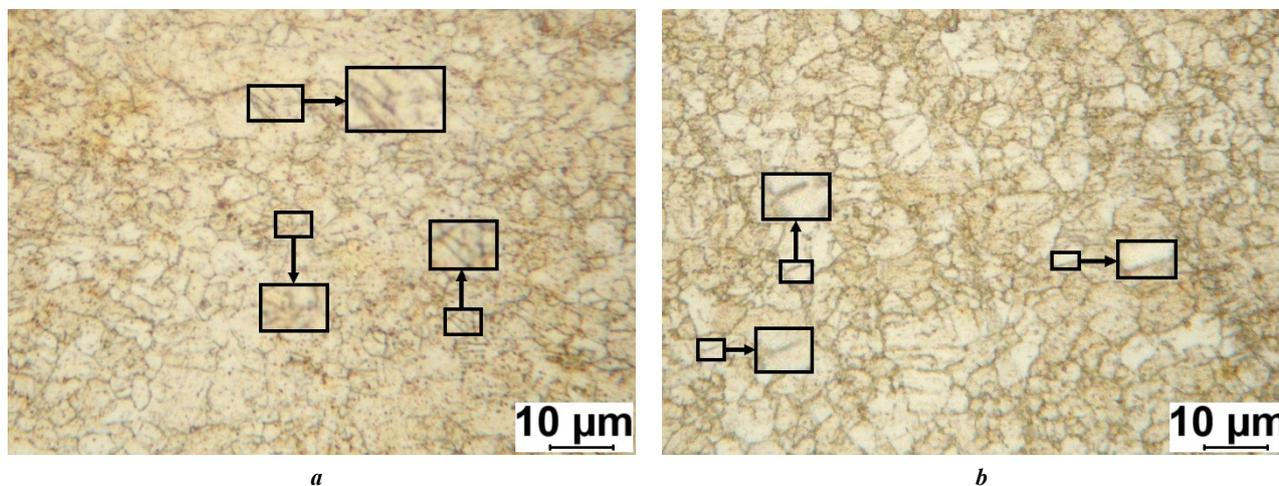


Рис. 6. Микроструктура латуни Л68 после ротационной ковки при комнатной температуре и последующего отжига в течение 30 мин (а) и 2 ч (б). Стрелки указывают на двойники
Fig. 6. Microstructure of L68 brass after rotary swaging at room temperature and subsequent annealing for 30 min (a) and 2 h (b). Arrows indicate twins

элементов увеличивает температуру рекристаллизации, в данном случае до ~433 °С. Факт протекания рекристаллизации при данной температуре подтверждается и микроструктурными исследованиями (рис. 6). Так, отжиг сплава при 450 °С вызывает формирование мелких равноосных зерен с отдельными двойниками. При этом увеличение времени отжига с 30 мин до 2 ч слабо влияет на размер формирующегося зерна, вызывая лишь небольшой рост с $3,1 \pm 0,4$ до $4,5 \pm 0,8$ мкм. При этом пики, соответствующие ~560 и ~626 °С, по-видимому, связаны либо с дальнейшим протеканием первичной рекристаллизации, либо с началом собирательной и вторичной рекристаллизации.

Формирование рекристаллизованной структуры после отжига вызвало существенное снижение прочности латуни Л68 относительно кованого состояния (рис. 5, таблица 1). Так, условный предел прочности в этом случае снизился в ~4,2 раза, а предел прочности – в ~2 раза. Однако стоит отметить, что полученные значения прочностных характеристик существенно превышают значения, полученные для закаленного сплава: в ~2,5 и ~1,7 раза для $\sigma_{0,2}$ и σ_B соответственно. При этом значения относительного удлинения возрастают как по сравнению с кованым состоянием (в ~7,9 раза), так и относительно закаленного состояния (на ~10 %). Что примечательно, механические характеристики латуни Л68, отожженной в течение 30 мин и 2 ч, практически не отличаются. Увеличение прочности сплава после РК по большей части связано с измельчением микроструктуры сплава и увеличением плотности дислокаций.

Как известно, на повышение прочности металлов и сплавов в основном влияют такие факторы, как размер зерна, наличие частиц второй фазы, рост плотности дефектов кристаллической решетки, в частности дислокаций, а также образование твердого раствора [25]. В проведенном исследовании наличия частиц второй фазы не было выявлено ни в одном из состояний сплава, поэтому вкладом данного механизма можно пренебречь. С другой стороны, в сплаве содержится $32 \pm 0,13$ мас. % Zn, который полностью растворен в медной матрице, образуя твердый раствор. Наличие цинка повышает прочностные характеристики чистой меди. Однако, как было сказано выше, структура сплава во всех трех состояниях (закаленное, кованое и отожженное) состоит из зерен твердого раствора цинка в меди разного размера. Это означает, что величина

вклада твердорастворного механизма в упрочнение имеет близкое значение для различных состояний сплава. В то же время РК приводит к существенному измельчению зерна относительно закаленного состояния. Кроме того, РК, как любая деформационная обработка, вызывает увеличение плотности дислокаций. Например, в работе [26] показали, что в процессе РК медного сплава Cu–3,11Сг наблюдался рост плотности дислокаций с $3,87 \times 10^{11} \text{ м}^{-2}$ в закаленном состоянии до $1,22 \times 10^{15} \text{ м}^{-2}$ после РК. Поэтому в данном эксперименте также следует ожидать существенного роста плотности дислокаций. Последующий отжиг при 450 °С приводит не только к росту размера зерна до 3–5 мкм из-за протекающей рекристаллизации, но и к снижению плотности дислокаций. В работе [26] также проводили расчет плотности дислокаций сплава Cu–3,11Сг после РК с последующим старением в интервале температур от 400 до 550 °С. Было показано, что нагрев в этом интервале температур приводит к небольшому снижению плотности дислокаций до $9,41 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$. Рост зерна и снижение плотности дислокаций приводят к уменьшению вклада этих механизмов в упрочнение, вследствие чего прочностные характеристики снижаются. При этом формирование мелких, рекристаллизованных зерен и снижение плотности дислокаций приводят к существенному улучшению пластичности сплава. Подобную картину наблюдали в работе [27] в процессе отжига при различных температурах сплава Cu–4,5 мас. % Al, подвергнутого РК. Авторы показали, что увеличение температуры и продолжительности отжига приводит к росту зерна за счет протекания рекристаллизации, что положительно сказывается на пластичности.

Резюмируя полученные данные, можно сделать вывод, что РК существенно повышает прочностные характеристики латуни Л68 при снижении ее пластичности, в то время как последующий отжиг позволяет получить состояние с улучшенными относительно закаленного состояния значениями прочности и пластичности. При этом как кованый, так и отожженный сплав может успешно применяться в народном хозяйстве для решения различных задач, так как полученные в работе механические характеристики не уступают регламентированным ГОСТ 494-90, ГОСТ 1066-2015, ГОСТ 931-90 и ГОСТ 5362-78 значениям или даже превышают их (таблица 2). Так, например, латунь после РК может применяться при

Таблица 2. Сравнение требований, предъявляемых к обработанной латуни Л68, с полученными в работе данными
Table 2. Comparison of the requirements for processed L68 brass with the data obtained in the work

Назначение / метод обработки	σ_B , МПа	δ , %	Источник
Проволока мягкая (диаметр 0,18–0,75 мм)	340	25	ГОСТ 1066-2015
Проволока твердая (диаметр 0,18–0,75 мм)	690–930	–	ГОСТ 1066-2015
Полоса холоднокатаная твердая	430–540	10	ГОСТ 931-90
Полоса холоднокатаная	290–370	42	ГОСТ 931-90
Полоса холоднокатаная	290–340	50	ГОСТ 5362-78
Труба мягкая	290	40	ГОСТ 494-90

Назначение / метод обработки	σ_B , МПа	δ , %	Источник
Труба полутвердая	340	35	ГОСТ 494-90
Ротационная ковка ($\epsilon=2,31$)	775±6	6,3±0,4	Текущее исследование
Ротационная ковка ($\epsilon=2,31$) + нагрев 450 °С (30 мин)	382±4	49,1±1,4	Текущее исследование

производстве изделий, для которых требуются высокие показатели прочности, например работающих в условиях истирания. Отожженная после РК латунь Л68 может применяться при производстве изделий, для которых важно сочетание прочности и пластичности, например сантехнических изделий. Кроме того, обработка методом РК может быть легко скомбинирована с другими методами деформации, например с волочением. Предполагается, что такая комбинация может привести к дополнительному улучшению механических характеристик.

ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ВЫВОДЫ

1. Ротационная ковка латуни Л68 приводит к образованию вытянутых вдоль направления деформации зерен α -фазы, внутри которых формируется УМЗ структура, состоящая из субзерен размером 300–400 нм, двойников деформации шириной от нескольких десятков до 200 нм, а также полос сдвига шириной 400–500 нм.

2. После отжига при 450 °С формируется рекристаллизованная микроструктура с размером зерна $3,1\pm 0,4$ и $4,5\pm 0,8$ мкм для 30 мин и 2 ч выдержки соответственно.

3. Формирование УМЗ структуры после ротационной ковки приводит к росту $\sigma_{0,2}$ и σ_B в ~ 10 и $\sim 3,5$ раза соответственно при снижении пластичности с $39,9\pm 3,8$ до $6,3\pm 0,4$ %. Последующий отжиг при 450 °С привел к снижению прочностных характеристик латуни Л68 из-за протекания рекристаллизации при одновременном росте значения относительного удлинения до ~ 49 %.

4. Продолжительность отжига при 450 °С не повлияла на величину механических характеристик сплава.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Yang Kuo, Wang Yihan, Guo Mingxing, Wang Hu, Mo Yongda, Dong Xueguang, Lou Huaafen. Recent development of advanced precipitation-strengthened Cu alloys with high strength and conductivity: a review // Progress in Materials Science. 2023. Vol. 138. Article number 101141. DOI: [10.1016/j.pmatsci.2023.101141](https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2023.101141).
2. Mousavi S.E., Sonboli A., Naghshehkesh N., Meratian M., Salehi A., Sanayei M. Different behavior of alpha and beta phases in a Low Stacking Fault Energy copper alloy under severe plastic deformation // Materials Science and Engineering: A. 2020. Vol. 788. Article number 139550. DOI: [10.1016/j.msea.2020.139550](https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.139550).
3. Imai H., Li S., Atsumi H., Kosaka Y., Kojima A., Umeda J., Kondoh K. Mechanical Properties and Machinability of Extruded Cu-40% Zn Brass Alloy with Bismuth via Powder Metallurgy Process // Transactions of JWRI. 2009. Vol. 38. № 1. P. 25–30. DOI: [10.18910/5502](https://doi.org/10.18910/5502).
4. Basori I., Gadhu R., Sofyan B.T. Effects of deformation and annealing temperature on the microstructures and mechanical properties of Cu-32% Zn Brass // ARPN Journal of Engineering and Applied Sciences. 2016. Vol. 11. № 4. P. 2741–2745. DOI: [10.4028/www.scientific.net/KEM.748.218](https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/KEM.748.218).
5. Galai M., Ouassir J., Ebn Touhami M., Nassali H., Benqlilou H., Belhaj T., Berrami K., Mansouri I., Oauki B. α -Brass and ($\alpha+\beta$) Brass Degradation Processes in Azrou Soil Medium Used in Plumbing Devices // Journal of Bio-and Tribo-Corrosion. 2017. Vol. 3. № 3. Article number 30. DOI: [10.1007/s40735-017-0087-y](https://doi.org/10.1007/s40735-017-0087-y).
6. Pelto-Huikko A., Salonen N., Latva M. Dezincification of faucets with different brass alloys // Engineering Failure Analysis. 2025. Vol. 169. Article number 109202. DOI: [10.1016/j.engfailanal.2024.109202](https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2024.109202).
7. Valiev R.Z., Islamgaliev R.K., Alexandrov I.V. Bulk nanostructured materials from severe plastic deformation // Progress in materials science. 2000. Vol. 45. № 2. P. 103–189. DOI: [10.1016/S0079-6425\(99\)00007-9](https://doi.org/10.1016/S0079-6425(99)00007-9).
8. Vidilli A.L., Machado I.F., Edalati K., Botta W.J., Bolfarini C., Koga G.Y. Wear-resistant ultrafine severely deformed brass (Cu-30Zn) // Materials Letters. 2024. Vol. 377. Article number 137465. DOI: [10.1016/j.matlet.2024.137465](https://doi.org/10.1016/j.matlet.2024.137465).
9. Chen Jianqing, Su Yehan, Zhang Qiyu, Sun Jiapeng, Yang Donghui, Jiang Jinghua, Song Dan, Ma Aibin. Enhancement of strength-ductility synergy in ultrafine-grained Cu-Zn alloy prepared by ECAP and subsequent annealing // Journal of Materials Research and Technology. 2022. Vol. 17. P. 433–440. DOI: [10.1016/j.jmrt.2022.01.026](https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2022.01.026).
10. Shahriyari F., Shaeri M.H., Dashti A., Zarei Z., Noghani M.T., Cho Jae Hyung, Djavanroodi F. Evolution of mechanical properties, microstructure and texture and of various brass alloys processed by multi-directional forging // Materials Science and Engineering: A. 2022. Vol. 831. Article number 142149. DOI: [10.1016/j.msea.2021.142149](https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.142149).
11. Radhi H.N., Mohammed M.T. Aljassani A.M.H. Influence of ECAP processing on mechanical and wear properties of brass alloy // Materials Today: Proceedings. 2021. Vol. 44. P. 2399–2402. DOI: [10.1016/j.matpr.2020.12.461](https://doi.org/10.1016/j.matpr.2020.12.461).
12. Konkova T., Mironov S., Korznikov A., Korznikova G., Myshlyayev M., Semiatin L. A two-step approach for producing an ultrafine-grain structure in Cu-30Zn brass.

- Materials Letters // *Materials Letters*. 2015. Vol. 161. P. 1–4. DOI: [10.1016/j.matlet.2015.08.025](https://doi.org/10.1016/j.matlet.2015.08.025).
13. Mao Qingzhong, Liu Yanfang, Zhao Yonghao. 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. Article number 163122. DOI: [10.1016/j.jallcom.2021.163122](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2021.163122).
 14. Naydenkin E.V., Mishin I.P., Zabudchenko O.V., Lykova O.N., Manisheva A.I. Structural-phase state and mechanical properties of β titanium alloy produced by rotary swaging with subsequent aging // *Journal of Alloys and Compounds*. 2023. Vol. 935. Article number 167973. DOI: [10.1016/j.jallcom.2022.167973](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2022.167973).
 15. Chuvil'deev V.N., Kopylov V.I., Nokhrin A.V. et al. Enhancement of the Strength and the Corrosion Resistance of a PT-7M Titanium Alloy Using Rotary Forging // *Russian Metallurgy (Metally)*. 2021. Vol. 2021. № 5. P. 600–610. DOI: [10.1134/S0036029521050050](https://doi.org/10.1134/S0036029521050050).
 16. Mao Qingzhong, Wang Long, Nie Jinfeng, Zhao Yonghao. Optimizing strength and electrical conductivity of 6201 aluminum alloy wire through rotary swaging and aging processes // *Journal of Materials Processing Technology*. 2024. Vol. 331. Article number 118497. DOI: [10.1016/j.jmatprotec.2024.118497](https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2024.118497).
 17. Дедюлина О.К., Салищев Г.А. Формирование ультрамелкозернистой структуры в среднеуглеродистой стали 40ХГНМ ротационной ковкой и ее влияние на механические свойства // *Фундаментальные исследования*. 2013. № 1-3. С. 701–706. EDN: [PUUIVF](https://www.elibrary.ru/uuuivf).
 18. Martynenko N.S., Bocharov N.R., Rybalchenko O.V., Prosvirnin D.V., Rybalchenko G.V., Kolmakov A.G., Morozov M.M., Yusupov V.S., Dobatkin S.V. Increase in the strength and electrical conductivity of a Cu–0.8 Hf alloy after rotary swaging and subsequent aging // *Russian Metallurgy (Metally)*. 2023. Vol. 2023. № 4. P. 466–474. DOI: [10.1134/S0036029523040158](https://doi.org/10.1134/S0036029523040158).
 19. Martynenko N., Rybalchenko O., Straumal P. et al. 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](https://doi.org/10.1007/s10853-024-09332-x).
 20. 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. Article number 105. DOI: [10.3390/ma16010105](https://doi.org/10.3390/ma16010105).
 21. Мартыненко Н.С., Бочвар Н.Р., Рыбальченко О.В., Бодякова А.И., Морозов М.М., Леонова Н.П., Юсупов В.С., Добаткин С.В. Влияние ротационной ковки и последующего старения на структуру и механические свойства сплава Cu–0,5%Cr–0,08%Zr // *Металлы*. 2022. № 3. С. 56–64. EDN: [MQEZDH](https://www.elibrary.ru/mqezdh).
 22. Illarionov A.G., Loginov Y.N., Stepanov S.I., Illarionova S.M., Radaev P.S. Variation of the Structure-and-Phase Condition and Physical and Mechanical Properties of Cold-Deformed Lead Brass Under Heating // *Metal Science and Heat Treatment*. 2019. Vol. 61. P. 243–248. DOI: [10.1007/s11041-019-00408-z](https://doi.org/10.1007/s11041-019-00408-z).
 23. Chen Jian, Ma Xiao-guang, Li Jun, Yao Yu-hong, Yan Wen, Fan Xin-hui. New method for analyzing recrystallization kinetics of deformed metal by differential scanning calorimeter // *Journal of Central South University*. 2015. Vol. 22. P. 849–854. DOI: [10.1007/s11771-015-2592-9](https://doi.org/10.1007/s11771-015-2592-9).
 24. Benchabane G., Boumerzoug Z., Thibon I., Gloriant T. Recrystallization of pure copper investigated by calorimetry and microhardness // *Materials Characterization*. 2008. Vol. 59. № 10. P. 1425–1428. DOI: [10.1016/j.matchar.2008.01.002](https://doi.org/10.1016/j.matchar.2008.01.002).
 25. Ситдииков В.Д., Хафизова Э.Д., Поленок М.В. Микроструктура и свойства сплава Zn–1%Li–2%Mg, подвергнутого интенсивной пластической деформации // *Frontier Materials & Technologies*. 2023. № 2. С. 117–130. DOI: [10.18323/2782-4039-2023-2-64-7](https://doi.org/10.18323/2782-4039-2023-2-64-7).
 26. Mao Qingzhong, Wang Long, Nie Jinfeng, Zhao Yonghao. Enhancing strength and electrical conductivity of Cu–Cr composite wire by two-stage rotary swaging and aging treatments // *Composites Part B: Engineering*. 2022. Vol. 231. Article number 109567. DOI: [10.1016/j.compositesb.2021.109567](https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2021.109567).
 27. Li Xingfu, Li Cong, Sun Lele, Gong Yulan, Pan Hongjiang, Tan Zhilong, Xu Lei, Zhu Xinkun. Enhancing strength-ductility synergy of Cu alloys with heterogeneous microstructure via rotary swaging and annealing // *Materials Science and Engineering: A*. 2025. Vol. 920. Article number 147501. DOI: [10.1016/j.msea.2024.147501](https://doi.org/10.1016/j.msea.2024.147501).

REFERENCES

1. Yang Kuo, Wang Yihan, Guo Mingxing, Wang Hu, Mo Yongda, Dong Xueguang, Lou Huafen. Recent development of advanced precipitation-strengthened Cu alloys with high strength and conductivity: a review. *Progress in Materials Science*, 2023, vol. 138, article number 101141. DOI: [10.1016/j.pmatsci.2023.101141](https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2023.101141).
2. Mousavi S.E., Sonboli A., Naghshehkish N., Meratian M., Salehi A., Sanayei M. Different behavior of alpha and beta phases in a Low Stacking Fault Energy copper alloy under severe plastic deformation. *Materials Science and Engineering: A*, 2020, vol. 788, article number 139550. DOI: [10.1016/j.msea.2020.139550](https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.139550).
3. Imai H., Li S., Atsumi H., Kosaka Y., Kojima A., Umeda J., Kondoh K. Mechanical Properties and Machinability of Extruded Cu–40% Zn Brass Alloy with Bismuth via Powder Metallurgy Process. *Transactions of JWRI*, 2009, vol. 38, no. 1, pp. 25–30. DOI: [10.18910/5502](https://doi.org/10.18910/5502).
4. Basori I., Gadhu R., Sofyan B.T. Effects of deformation and annealing temperature on the microstructures and mechanical properties of Cu–32% Zn Brass. *ARPJ Journal of Engineering and Applied Sciences*, 2016, vol. 11, no. 4, pp. 2741–2745. DOI: [10.4028/www.scientific.net/KEM.748.218](https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/KEM.748.218).
5. Galai M., Ouassir J., Ebn Touhami M., Nassali H., Benqilou H., Belhaj T., Berrami K., Mansouri I., Oauki B. α -Brass and $(\alpha+\beta)$ Brass Degradation Processes in Azrou Soil Medium Used in Plumbing Devices. *Journal of Bio-and Tribo-Corrosion*, 2017, vol. 3, no. 3, article number 30. DOI: [10.1007/s40735-017-0087-y](https://doi.org/10.1007/s40735-017-0087-y).
6. Peltto-Huikko A., Salonen N., Latva M. Dezincification of faucets with different brass alloys. *Engineering Failure Analysis*, 2025, vol. 169, article number 109202. DOI: [10.1016/j.engfailanal.2024.109202](https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2024.109202).
7. Valiev R.Z., Islamgaliev R.K., Alexandrov I.V. Bulk nanostructured materials from severe plastic deformation.

- Progress in materials science*, 2000, vol. 45, no. 2, pp. 103–189. DOI: [10.1016/S0079-6425\(99\)00007-9](https://doi.org/10.1016/S0079-6425(99)00007-9).
8. Vidilli A.L., Machado I.F., Edalati K., Botta W.J., Bolfarini C., Koga G.Y. Wear-resistant ultrafine severely deformed brass (Cu-30Zn). *Materials Letters*, 2024, vol. 377, article number 137465. DOI: [10.1016/j.matlet.2024.137465](https://doi.org/10.1016/j.matlet.2024.137465).
 9. Chen Jianqing, Su Yehan, Zhang Qiyu, Sun Jiapeng, Yang Donghui, Jiang Jinghua, Song Dan, Ma Aibin. Enhancement of strength-ductility synergy in ultrafine-grained Cu-Zn alloy prepared by ECAP and subsequent annealing. *Journal of Materials Research and Technology*, 2022, vol. 17, pp. 433–440. DOI: [10.1016/j.jmrt.2022.01.026](https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2022.01.026).
 10. Shahriyari F., Shaeri M.H., Dashti A., Zarei Z., Noghani M.T., Cho Jae Hyung, Djavanroodi F. Evolution of mechanical properties, microstructure and texture and of various brass alloys processed by multi-directional forging. *Materials Science and Engineering: A*, 2022, vol. 831, article number 142149. DOI: [10.1016/j.msea.2021.142149](https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.142149).
 11. Radhi H.N., Mohammed M.T. Aljassani A.M.H. Influence of ECAP processing on mechanical and wear properties of brass alloy. *Materials Today: Proceedings*, 2021, vol. 44, pp. 2399–2402. DOI: [10.1016/j.matpr.2020.12.461](https://doi.org/10.1016/j.matpr.2020.12.461).
 12. Konkova T., Mironov S., Korznikov A., Korznikova G., Myshlyaev M., Semiatin L. A two-step approach for producing an ultrafine-grain structure in Cu–30Zn brass. *Materials Letters*. *Materials Letters*, 2015, vol. 161, pp. 1–4. DOI: [10.1016/j.matlet.2015.08.025](https://doi.org/10.1016/j.matlet.2015.08.025).
 13. Mao Qingzhong, Liu Yanfang, Zhao Yonghao. 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, article number 163122. DOI: [10.1016/j.jallcom.2021.163122](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2021.163122).
 14. Naydenkin E.V., Mishin I.P., Zabudchenko O.V., Lykova O.N., Manisheva A.I. Structural-phase state and mechanical properties of β titanium alloy produced by rotary swaging with subsequent aging. *Journal of Alloys and Compounds*, 2023, vol. 935, article number 167973. DOI: [10.1016/j.jallcom.2022.167973](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2022.167973).
 15. Chuvil'deev V.N., Kopylov V.I., Nokhrin A.V. et al. Enhancement of the Strength and the Corrosion Resistance of a PT-7M Titanium Alloy Using Rotary Forging. *Russian Metallurgy (Metally)*, 2021, vol. 2021, no. 5, pp. 600–610. DOI: [10.1134/S0036029521050050](https://doi.org/10.1134/S0036029521050050).
 16. Mao Qingzhong, Wang Long, Nie Jinfeng, Zhao Yonghao. Optimizing strength and electrical conductivity of 6201 aluminum alloy wire through rotary swaging and aging processes. *Journal of Materials Processing Technology*, 2024, vol. 331, article number 118497. DOI: [10.1016/j.jmatprotec.2024.118497](https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2024.118497).
 17. Dedyulina O.K., Salishchev G.A. Formation of ultrafine-grained structure in medium-carbon steel 40HGNM by swaging and its influence on mechanical properties. *Fundamental research*, 2013, no. 1-3, pp. 701–706. EDN: [PUUIVF](https://doi.org/10.1016/j.fundres.2013.07.001).
 18. Martynenko N.S., Bochvar N.R., Rybalchenko O.V., Prosvirnin D.V., Rybalchenko G.V., Kolmakov A.G., Morozov M.M., Yusupov V.S., Dobatkin S.V. Increase in the strength and electrical conductivity of a Cu–0.8 Hf alloy after rotary swaging and subsequent aging. *Russian Metallurgy (Metally)*, 2023, vol. 2023, no. 4, pp. 466–474. DOI: [10.1134/S0036029523040158](https://doi.org/10.1134/S0036029523040158).
 19. Martynenko N., Rybalchenko O., Straumal P. et al. 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, pp. 5944–5955. DOI: [10.1007/s10853-024-09332-x](https://doi.org/10.1007/s10853-024-09332-x).
 20. 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, no. 1, article number 105. DOI: [10.3390/ma16010105](https://doi.org/10.3390/ma16010105).
 21. Martynenko N.S., Bochvar N.R., Rybalchenko O.V., Bodyakova A.I., Morozov M.M., Leonova N.P., Yusupov V.S., Dobatkin S.V. Effect of rotary swaging and subsequent aging on the structure and mechanical properties of a Cu-0.5% Cr-0.08% Zr alloy. *Russian metallurgy (Metally)*, 2022, vol. 2022, no. 5, pp. 512–519. DOI: [10.1134/S0036029522050081](https://doi.org/10.1134/S0036029522050081).
 22. Illarionov A.G., Loginov Y.N., Stepanov S.I., Illarionova S.M., Radaev P.S. Variation of the Structure-and-Phase Condition and Physical and Mechanical Properties of Cold-Deformed Leaded Brass Under Heating. *Metal Science and Heat Treatment*, 2019, vol. 61, pp. 243–248. DOI: [10.1007/s11041-019-00408-z](https://doi.org/10.1007/s11041-019-00408-z).
 23. Chen Jian, Ma Xiao-guang, Li Jun, Yao Yu-hong, Yan Wen, Fan Xin-hui. New method for analyzing recrystallization kinetics of deformed metal by differential scanning calorimeter. *Journal of Central South University*, 2015, vol. 22, pp. 849–854. DOI: [10.1007/s11771-015-2592-9](https://doi.org/10.1007/s11771-015-2592-9).
 24. Benchabane G., Boumerzoug Z., Thibon I., Gloriant T. Recrystallization of pure copper investigated by calorimetry and microhardness. *Materials Characterization*, 2008, vol. 59, no. 10, pp. 1425–1428. DOI: [10.1016/j.matchar.2008.01.002](https://doi.org/10.1016/j.matchar.2008.01.002).
 25. Sitdikov 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, pp. 117–130. DOI: [10.18323/2782-4039-2023-2-64-7](https://doi.org/10.18323/2782-4039-2023-2-64-7).
 26. Mao Qingzhong, Wang Long, Nie Jinfeng, Zhao Yonghao. Enhancing strength and electrical conductivity of Cu–Cr composite wire by two-stage rotary swaging and aging treatments. *Composites Part B: Engineering*, 2022, vol. 231, article number 109567. DOI: [10.1016/j.compositesb.2021.109567](https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2021.109567).
 27. Li Xingfu, Li Cong, Sun Lele, Gong Yulan, Pan Hongjiang, Tan Zhilong, Xu Lei, Zhu Xinkun. Enhancing strength-ductility synergy of Cu alloys with heterogeneous microstructure via rotary swaging and annealing. *Materials Science and Engineering: A*, 2025, vol. 920, article number 147501. DOI: [10.1016/j.msea.2024.147501](https://doi.org/10.1016/j.msea.2024.147501).

UDC 669.2:669.35:621.73.043:539.424
doi: 10.18323/2782-4039-2025-3-73-9

The influence of rotary swaging and subsequent annealing on the structure and mechanical properties of L68 single-phase brass

Eleonora I. Chistyukhina^{*1,2,4}, research engineer

at the Laboratory of Physical Metallurgy of Non-Ferrous and Light Metals named by Academician A.A. Bochvar, graduate student of Chair of Metal Science and Physics of Strength

Natalia S. Martynenko^{1,5}, PhD (Engineering), senior researcher

at the Laboratory of Physical Metallurgy of Non-Ferrous and Light Metals named by Academician A.A. Bochvar

Olga V. Rybalchenko^{1,6}, PhD (Engineering), leading researcher

at the Laboratory of Physical Metallurgy of Non-Ferrous and Light Metals named by Academician A.A. Bochvar

Ivan S. Nikitin^{3,7}, PhD (Engineering), junior researcher

of the Laboratory of Mechanical Properties of Nanostructured Materials and Superalloys

Elena A. Lukyanova^{1,8}, PhD (Engineering), senior researcher

at the Laboratory of Physical Metallurgy of Non-Ferrous and Light Metals named by Academician A.A. Bochvar

Artem D. Gorbenko^{1,9}, research engineer

at the Laboratory of Strength and Plasticity of Metallic and Composite Materials and Nanomaterials

Diana R. Temralieva^{1,10}, research engineer

at the Laboratory of Physical Metallurgy of Non-Ferrous and Light Metals named by Academician A.A. Bochvar

Petr B. Straumal^{1,11}, PhD (Physics and Mathematics), senior researcher

at the Laboratory of Physical Metallurgy of Non-Ferrous and Light Metals named by Academician A.A. Bochvar

Vladimir A. Andreev^{1,12}, PhD (Engineering), leading researcher

at the Laboratory of Plastic Deformation of Metallic Materials

Sergey V. Dobatkin^{1,13}, Doctor of Science (Engineering), Professor, Head

of the Laboratory of Physical Metallurgy of Non-Ferrous and Light Metals named by Academician A.A. Bochvar

¹*A.A. Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science of RAS, Moscow (Russia)*

²*University of Science and Technology "MISIS", Moscow (Russia)*

³*Belgorod State University, Belgorod (Russia)*

*E-mail: e.chistyuhina@mail.ru

⁴ORCID: <https://orcid.org/0009-0009-2192-3246>

⁵ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-1662-1904>

⁶ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-0403-0800>

⁷ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-5417-9857>

⁸ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-7122-6427>

⁹ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-3357-4049>

¹⁰ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-8392-7826>

¹¹ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-6192-5304>

¹²ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-3937-1952>

¹³ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-4232-927X>

Received 30.06.2025

Revised 18.07.2025

Accepted 25.08.2025

Abstract: Copper alloys based on the Cu–Zn system, in particular L68 brass, are promising structural materials. However, to improve their reliability and expand the scope of application, it is necessary to enhance their strength characteristics. In this work, the influence of a combination of rotary swaging (RS) and subsequent annealing on the structure, strength and ductility of L68 brass was studied. For this purpose, the alloy microstructure was studied in the quenched and deformed states, mechanical tests for uniaxial tension, a Brinell hardness study, and an assessment of structural and phase transitions using differential scanning calorimetry were carried out. It was found that during rotary swaging, both α -phase grains elongated along the deformation direction and an ultrafine-grained structure inside them consisting of subgrains, deformation twins and shear bands are formed. Subsequent annealing at 450 °C leads to an increase in the grain size to 3–5 μm due to static recrystallization. After rotary swaging, an increase in the offset yield strength ($\sigma_{0.2}$) and ultimate tensile stress limit (σ_B) by ~ 10 and ~ 3.5 times, respectively, is observed with a decrease in the relative elongation value by more than 6 times. Subsequent annealing at 450 °C, which caused the formation of a recrystallised structure, led to a decrease in the strength characteristics of L68 brass relative to the deformed state with a simultaneous increase in the relative elongation value compared to both the deformed and the initial state of the alloy. However, it is worth noting that $\sigma_{0.2}$ and σ_B of L68 brass after rotary swaging and subsequent annealing at 450 °C exceed the values for the quenched alloy by an average of ~ 2.5 and ~ 1.7 times, respectively, and exceed the values regulated by GOST 494-90, GOST 1066-2015, GOST 931-90, and GOST 5362-78.

Keywords: L68 brass; rotary swaging; ultrafine-grained structure; recrystallization; strength; ductility.

Acknowledgments: The work was carried out with the financial support of state assignment No. 075-00319-25-00.

The paper was written on the reports of the participants of the XII International School of Physical Materials Science (SPM-2025), Togliatti, September 15–19, 2025.

For citation: 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, pp. 113–124. DOI: 10.18323/2782-4039-2025-3-73-9.