



Strathprints Institutional Repository

Konkova, Tatyana and Mironov, S. and Korznikov, A. (2009) Влияние криогенной прокатки на микроструктуру и механические свойства меди. Упрочняющие технологии и покрытия (9). pp. 40-47. ISSN 1813-1336 ,

This version is available at <http://strathprints.strath.ac.uk/58612/>

Strathprints is designed to allow users to access the research output of the University of Strathclyde. Unless otherwise explicitly stated on the manuscript, Copyright © and Moral Rights for the papers on this site are retained by the individual authors and/or other copyright owners. Please check the manuscript for details of any other licences that may have been applied. You may not engage in further distribution of the material for any profitmaking activities or any commercial gain. You may freely distribute both the url (<http://strathprints.strath.ac.uk/>) and the content of this paper for research or private study, educational, or not-for-profit purposes without prior permission or charge.

Any correspondence concerning this service should be sent to Strathprints administrator: strathprints@strath.ac.uk

Т. Н. Конькова, С. Ю. Миронов, А. В. Корзников

*(Учреждение Российской Академии Наук Институт Проблем Суперпластичности
Металлов РАН)*

Влияние криогенной прокатки на микроструктуру и механические свойства меди

Конькова Татьяна Николаевна – аспирант Учреждения Российской Академии Наук Института Проблем Суперпластичности Металлов РАН, г. Уфа, Россия, konkova_05@mail.ru, (347)282-37-12.

Миронов Сергей Юрьевич – н.с. Учреждения Российской Академии Наук Института Проблем Суперпластичности Металлов РАН, к.ф.-м.н, г. Уфа, Россия, (347) 282-37-12.

Корзников Александр Вениаминович – с.н.с. Учреждения Российской Академии Наук Института Проблем Суперпластичности Металлов РАН, д.т.н, профессор, г. Уфа, Россия, (347) 282-38-58.

В работе исследовалось влияние криогенной прокатки на структуру и механические свойства меди. Установлено, что криогенные условия прокатки приводят к измельчению микроструктуры. Показано, что эволюция зеренной структуры определялась вытягиванием зерен в ходе прокатки, а вклад механического двойникования и фрагментации был невелик. На основе анализа текстурных данных был сделан вывод, что основным механизмом криогенной деформации являлось «обычное» $\{111\}\langle 110\rangle$ дислокационное скольжение. Показано, что криогенная прокатка приводит к существенному повышению прочности и некоторому снижению пластичности материала.

Ключевые слова: *Криогенная деформация; Прокатка; Медь; Микроструктура; Текстура*

T.N. Konkova, S.Yu. Mironov, A.V. Korznikov

(Institute for Metal Superplasticity Problem RAS)

Effect of cryogenic rolling on microstructure and mechanical properties of copper

Konkova Tatyana – post-graduate student of IMSP RAS, Ufa, Russia, (347) 282-37-12.

Mironov Sergey- research assistant at IMSP RAS, Ph.D., Ufa, Russia, (347) 282-37-12.

The effect of cryogenic rolling on the structure and mechanical properties of copper was studied. The grain structure evolution was shown to be mainly governed by the geometrical effect of the imposed strain whereas the contribution of the mechanical twinning and grain subdivision was found to be not significant. The analysis of the developed texture demonstrated that the plastic flow arises mainly from conventional $\{111\}\langle 110 \rangle$ slip. The cryogenic rolling was shown to increase strength and decrease ductility and both effects might be attributed to the substructure.

Keywords: *Severe plastic deformation, cryogenic deformation, rolling, copper, microstructure, texture.*

1. Введение

Измельчение размера зерен в конструкционных материалах может существенно улучшить их прочностные характеристики в условиях холодной деформации и пластические в условиях горячей. Как следствие, имеет место устойчивый практический интерес к разработке технологий, позволяющих радикально уменьшить размер зерен. В настоящее время перед материаловедами стоит задача формирования субмикро- и нанокристаллических (СМК и НК) структур, причем в объемах, пригодных для промышленного использования.

Наиболее перспективным способом формирования СМК структур в настоящий момент считается интенсивная пластическая деформация (ИПД) [1]. ИПД является важным методом фундаментального исследования структуры и свойств СМК материалов, а также изучения эволюции микроструктуры в ходе больших деформаций. К сожалению методы ИПД характеризуются рядом существенных недостатков, затрудняющих их промышленное использование. Важнейшими из них являются относительно высокая трудоемкость и дороговизна этих методов, а также крайне ограниченные объемы материала, в которых может быть сформирована СМК структура. В связи с этим есть насущная потребность в разработке более простых и дешевых технологий пригодных для промышленного применения.

Одним из возможных способов может служить прокатка при температуре жидкого азота (так называемая криогенная прокатка). Предполагается, что крайне

низкие температуры деформации значительно затрудняют процессы возврата и, тем самым, существенно ускоряют измельчение микроструктуры.

В последнее время был проведен ряд попыток использования криогенной прокатки для измельчения микроструктуры [2-4]. Значительная часть этих работ была выполнена на меди, что, по-видимому, объясняется исключительно высокой пластичностью этого материала. Эти предварительные исследования показали, что пластическое течение меди в экстремальных условиях криогенной деформации сопровождается интенсивным механическим двойникованием, а также формированием полос сдвига. Как следствие, было отмечено формирование микроструктуры со средним размером зерен порядка 0.1 мкм [3,4].

В связи с этим микроструктуры после криогенной деформации заслуживают особо тщательного изучения. В настоящее время микроструктурные исследования в этой области осуществлялись, в основном, посредством просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ). Однако, наряду с очевидными преимуществами, ПЭМ имеет ряд серьезных ограничений, не позволяющих проводить полную аттестацию микроструктуры. К числу важнейших из них следует отнести высокую трудоемкость измерений (особенно кристаллографических), а также крайне низкую их статистическую выборку.

В рамках данной работы была предпринята попытка более тщательной аттестации микроструктуры и механических свойств меди подвергнутой криогенной прокатке. С этой целью для микроструктурных исследований был привлечен относительно новый метод автоматического анализа картин дифракции обратно рассеянных электронов (EBSD) [5].

2. Материал и методики исследований

В качестве материала исследования была использована технически чистая (99.9%) медь марки М1. Горячекатаный пруток был разрезан на части диаметром 40 мм и длиной 70 мм и подвергнут «abc» деформации в интервале температур 500-300°C [6]. При каждой температуре образцы были подвергнуты 3 осадкам примерно на 40% по высоте вдоль трех ортогональных осей. Состояние, полученное в результате этой обработки, было принято за исходное.

Из центральной части кованных заготовок были вырезаны образцы для прокатки в виде пластин размерами 45x45x5 мм³ (Рис. 1). Криогенная прокатка осуществлялась на прокатном стане ЛИС 6/200 с диаметром рабочих валков 200 мм при постоянной

скорости прокатки 100 мм/с. В данной работе при описании процесса прокатки использовалась обычная система координат, включающая в себя направление прокатки (НП), поперечное направление (ПН) и направление нормали к плоскости прокатки (НН) (Рис. 1б). С целью достижения более однородного распределения деформации использовалась относительно небольшая степень обжатия за один проход – около 10%. Общая деформация составляла 50% обжатия, что примерно соответствует истинной деформации $\epsilon \sim 1.0$.

Важно отметить, что криогенная деформация осуществлялась в воздушной атмосфере. Перед каждым циклом деформации образцы охлаждались в контейнере с жидким азотом до температуры $-196 \pm 10^\circ\text{C}$. Интервал времени между извлечением образца из контейнера и началом деформации составлял, в среднем, около 40 сек; общее время деформации составляло порядка 2-3 мин. После деформации образец снова помещался в контейнер с азотом, где выдерживался до полного охлаждения. Процесс повторялся до достижения заданной степени накопленной деформации. Таким образом, предполагается, что криогенные условия деформации были, в целом, обеспечены.

С целью изучения сформировавшейся структуры в реальном (трехмерном) пространстве микроструктурные исследования проводились в двух сечениях прокатанного образца: плоскости прокатки (НП-ПН плоскость на рис. 1б) и продольном сечении (НП-НН плоскость на рис. 1б). Микроструктурный анализ осуществлялся методом EBSD. Образцы для микроструктурных исследований подвергались предварительной шлифовке на водоупорной абразивной бумаге с различным размером зерна абразива. Окончательная подготовка поверхности осуществлялась путем электролитической полировки в 7% растворе ортофосфорной кислоты H_3PO_4 в дистиллированной воде при комнатной температуре и напряжении от 10 до 35 В.

EBSD-анализ проводился при помощи программного обеспечения TSL OIM™, установленного на сканирующем электронном микроскопе с полевым катодом Hitachi S-4300SE. EBSD-сканирование осуществлялось посредством автоматического перемещения пучка электронов по гексагональной сетке. Были получены EBSD-карты состоящие из ~ 400.000 – 500.000 пикселей и содержащие от нескольких сотен до полутора десятка тысяч зерен. Шаг сканирования (размер пикселя) варьировался от 50 до 500 нм. В целях минимизации ошибки каждая электронограмма автоматически индицировалась по семи Кикучи-линиям. Доля успешно индицированных электронограмм варьировалась от 99.9% до $\sim 100\%$ от их общего числа. Средняя

величина коэффициента характеризующего корректность индицирования электронограмм (так называемый, «confidential index», CI [7]) варьировалась для различных EBSD-карт от 0.15 до 0.66. Для сравнения, считается, что если этот коэффициент превышает величину 0.1, то доля корректно индицированных электронограмм составляет 95% [7]. Неиндицированные электронограммы, а также электронограммы с низким CI обычно соответствовали регионам возле границ зерен. С целью избавления от сомнительных результатов EBSD данные были подвергнуты автоматической корректировке: все мелкие зерна, состоящие из 3 пикселей и меньше, были автоматически удалены с EBSD карт как не внушающие доверия. При вычислении разориентировки из всех кристаллографически эквивалентных её описаний использовалось описание с минимальным углом. Разориентировка вычислялась между соседними (смежными) точками сканирования. Ввиду экспериментальной погрешности EBSD-метода все малоугловые границы с разориентировкой меньше 2° были исключены из рассмотрения. В качестве критерия мало- и большеугловых границ (МУГ и БУГ соответственно) использовалась разориентировка 15° . Распределение границ по углам разориентировки приводилось по их длине. Размер структурных элементов (зерен/субзерен) определялся методом секущих.

Механические свойства исследовались посредством испытаний на одноосное растяжение до разрушения и измерений микротвердости по Виккерсу. Образцы для одноосного растяжения имели размеры рабочей части $12 \times 3 \times 2 \text{ мм}^3$ и вырезались либо из радиального сечения исходной ковальной заготовки (в случае исходного материала), либо из плоскости прокатки с продольной осью параллельно НП (в случае криогенной прокатки). Поверхность образцов шлифовалась на абразивной бумаге с последующей окончательной полировкой на алмазной пасте. Испытания осуществлялись на универсальной испытательной машине «INSTRON» модели 1185 и проводились при комнатной температуре и постоянной скорости движения траверсы соответствующей начальной скорости деформации 10^{-3} с^{-1} . Всего испытывалось по 4 образца на каждое из исследуемых состояний. Для повышения точности измерений общего удлинения до разрушения на одну из поверхностей образцов были нанесены риски перпендикулярно оси растяжения через каждые 0.5 мм. Расстояния между рисками и общие размеры рабочей части образцов были измерены до и после деформации на инструментальном микроскопе ИМЦ 150x50 с точностью порядка 10 мкм.

Измерения микротвердости выполнялись на приборе Axiovert 100 с приставкой для измерения микротвердости Microhardness Tester при нагрузке 50 г и выдержке 10 с. Всего проводилось по 10 измерений на каждое из исследуемых состояний.

3. Результаты и обсуждение

3.1. Исходное состояние

Микроструктура и текстура исходного состояния приведены на рис. 2. На EBSD карте, показанной на рис. 2а, зерна окрашены в соответствии с их кристаллографической ориентировкой относительно оси последней осадки (цветовой код ориентировки дан в правом нижнем углу карты); МУГ изображены тонкими светлыми линиями, а БУГ – толстыми темными линиями. Видно, что зеренная структура относительно однородна в пределах карты, и в ней преобладают относительно равноосные зерна. Тем не менее, в структуре отмечается некоторая строчечность в радиальном направлении. Средний размер зерен в направлении последней осадки составляет около 1.6 мкм, а в радиальном – 1.8 мкм. В структуре преобладают БУГ, удельная доля которых составляет ~ 69%.

Спектр разориентировок (Рис. 2б) характеризуется ярко выраженным малоугловым максимумом, а также повышенным содержанием двойниковых границ $60^\circ\langle 111 \rangle$, удельная доля которых составляет ~5%. Двойниковые максимумы указаны стрелками на распределениях границ по углам и осям разориентировки. Уместно упомянуть, что повышенное содержание двойников отжига в микроструктуре меди обычно связывается с процессами рекристаллизации и роста зерен.

Текстура исходного состояния представлена прямыми полюсными фигурами $\{100\}$, $\{110\}$ и $\{111\}$ (Рис. 2в). Как следует из рисунка, материалу присуща слабая *текстура куба* $\{100\}\langle 100 \rangle$. Следует отметить, что текстура куба в ГЦК металлах обычно ассоциируется с рекристаллизацией.

3.2. Криогенная прокатка

3.2.1. Морфология микроструктуры и размер зерен

Большие (обзорные) EBSD карты, полученные с плоскости прокатки и с продольного сечения листа, приведены на рис. 3а и 3б соответственно. На этих картах зерна окрашены в соответствии с их кристаллографической ориентировкой относительно нормали к плоскости прокатки (цветовой код ориентировки дан в правом верхнем углу рисунков). Для простоты только БУГ показаны на картах.

Характерной чертой зеренной структуры в плоскости прокатки является её направленность под углом примерно 35° к направлению прокатки (Рис. 3а). С другой стороны видно, что продольные и поперечные размеры зерен существенно увеличились по сравнению с исходным средним размером зерен, составляющим 1.8 мкм. В этой

связи важно отметить, что в продольном сечении прокатанного листа (Рис. 3б) зерна сильно вытянуты в направлении прокатки. Основываясь на сопоставлении микроструктур обоих сечений листа (Рис. 3), можно предположить, что исходные зерна были сплюснены в ходе прокатки в соответствии с постулатом Тейлора. Важно отметить, что средняя «толщина» зерен в продольном сечении (Рис. 3б) уменьшилась примерно вдвое по сравнению с исходной микроструктурой и составляет около 0.8 мкм. Учитывая, что общее обжатие в ходе прокатки составляло 50%, можно сделать вывод, что геометрический эффект деформации играл значительную роль в эволюции зеренной структуры.

Высокоразрешающие EBSD карты, полученные как с плоскости прокатки, так и с продольного сечения листа, приведены на рис. 4а и 4б соответственно. На этих картах показаны только границы разориентации, при чем МУГ обозначены тонкими серыми линиями, а БУГ – толстыми темными линиями.

Видно, что микроструктуре присуща довольно развитая сеть МУГ, удельная доля которых варьируется от 73% до 79% в зависимости от сечения образца. В некоторых зернах можно выделить наличие серий прямолинейных и протяженных субграниц пересекающих зерна на четко очерченные фрагменты, разориентировка на довольно протяженных сегментах подобных субграниц превышает 15° (выделено рамкой на рис. 4б). Данные наблюдения можно интерпретировать как признак фрагментации микроструктуры [8,9]. Однако в большинстве случаев МУГ являются довольно короткими и изогнутыми, преимущественно концентрируются у границ исходных зерен и характеризуются относительно небольшой разориентировкой. Исходя из этого, можно предположить, что фрагментация развивается не очень интенсивно, и её вклад в измельчение зеренной структуры не очень велик.

Отличительной чертой микроструктуры обоих сечений также является наличие линзообразных кристаллитов (некоторые примеры указаны стрелками на рис. 4), окаймленных границами с разориентировкой близкой к двойниковой разориентации $60^\circ \langle 111 \rangle$. Учитывая криогенные условия деформации, специфическую морфологию этих кристаллитов, а также тот факт, что они нередко сгруппированы в серии, можно с уверенностью предположить, что это, скорее, механические двойники, нежели двойники отжига. Таким образом, результаты эксперимента вполне соответствуют литературным данным [3,4], отмечающим активизацию двойникования в условиях криогенной деформации. Однако удельная доля двойников в структуре визуально не очень высока, что, скорее всего, свидетельствует о незначительной роли этого механизма в эволюции микроструктуры.

Суммируя вышесказанное, можно заключить, что эволюция зеренной структуры, вероятно, в основном определялась геометрическим сжатием зерен, что вело к изменению их формы, но не меняло объема. Механическое двойникование и фрагментация микроструктуры (другими словами, образование полос сдвига), хотя и имели место, но их вклад в структурообразование был не велик.

3.2.2. Спектр разориентировок

Спектры разориентировок для структур в плоскости прокатки и в продольном сечении листа даны на рис. 5а и 5б соответственно, распределения границ по осям разориентации показаны в правых верхних углах рисунков. Для сравнения произвольное распределение также приведено на рис. 5.

Видно, что экспериментальные распределения границ по углам разориентировки существенно отличаются от произвольного распределения. Наиболее существенное различие связано с наличием ярко выраженного малоуглового максимума в реальных спектрах разориентировок. Фактически данный пик отражает развитую сеть малоугловых границ в пределах зерен (Рис. 4). Интересно отметить, что доля БУГ в продольном сечении (27%) несколько выше, чем в плоскости прокатки (21%). Можно предположить, что данный эффект связан с вытягиванием исходных зерен (Рис. 3б) и, таким образом, увеличением протяженности их границ в продольном сечении.

Следует выделить также несколько повышенную долю двойниковых разориентировок, обуславливающих слабый пик в районе 60° и кластер возле полюса $\langle 111 \rangle$. Доля двойниковых границ в плоскости прокатки (4.7%) несколько выше, чем в продольном сечении листа (3.5%). Учитывая анизотропную (линзообразную) форму двойников, можно допустить, что этот эффект связан с наличием некоторой преимущественной геометрической ориентации двойников в плоскости прокатки перпендикулярно НП. В этом случае суммарная протяженность двойниковых границ в плоскости прокатки должна быть выше, чем в продольном сечении. Хотя вне зависимости от исследуемого сечения, долю двойниковых границ следует признать относительно низкой. Таким образом, кристаллографические измерения подтверждают вывод о незначительной роли двойникования в условиях криогенной прокатки.

3.2.3. Текстура

Текстурные данные, полученные методом EBSD с плоскости прокатки и с продольного сечения листа, представлены в виде прямых полюсных фигур (ППФ) для плоскостей $\{100\}$, $\{110\}$ и $\{111\}$ на рис. 6а и 6б соответственно. Для сравнения на рис.

бв также показаны проекции идеальной *текстуры латуни* $(110)[\bar{1}12]$ на ППФ $\{100\}$, $\{110\}$ и $\{111\}$. Следует подчеркнуть, что все ППФ на рис. 6 даны в обычной системе координат для прокатки: направление прокатки вертикально и поперечное направление горизонтально.

Прежде всего, следует отметить довольно хорошее соответствие между экспериментальными данными, полученными как с плоскости прокатки, так и с продольного сечения листа (рис. 6а и 6б соответственно). Видно, что в обоих случаях текстура, сформировавшаяся в материале, с некоторым приближением может быть описана как *текстура латуни* $(110)[\bar{1}12]$ (рис. 6в). Следует отметить, что в обоих случаях текстурные максимумы на экспериментальных ППФ несколько смещены от своих идеальных положений. Данный эффект, скорее всего, связан с небольшими отклонениями реальных плоскости и направления прокатки от идеальных. Кроме качественного, можно отметить и хорошее количественное соответствие текстур: в обоих сечениях максимальная интенсивность текстуры примерно в четыре раза превышает уровень фона (рис. 6а и 6б).

Текстура латуни обычно формируется при прокатке ГЦК металлов на умеренные величины обжатия. Например, образование этой текстуры было недавно отмечено в ходе относительно небольшой криогенной деформации алюминия [2]. Таким образом, исходя из текстурных данных, можно предположить, что ни криогенные условия деформации, ни исходная мелкозернистая структура не привели к изменению фундаментальных механизмов пластического течения в условиях криогенной прокатки.

3.3. Влияние криогенной прокатки на механические свойства

Механические свойства исходного и прокатанного состояний сведены в таблице 1. Видно, что криогенная прокатка существенно (в среднем, примерно в полтора раза) повысила прочностные свойства. Однако, как показано выше, деформация в условиях криогенной прокатки не сопровождалась значительным измельчением зеренной структуры и, таким образом, упрочняющий эффект не может быть объяснен в рамках закона Холла-Петча. С целью проверки влияния сформировавшейся в материале текстуры на прочность, на основе EBSD-данных были вычислены факторы Шмидта и Тейлора для условий одноосного растяжения; средние значения этих факторов приведены в таблице 2. Видно, что разница малозначительна, и, таким образом, прирост прочности не мог быть обусловлен кристаллографической текстурой. Исходя из этого, уместно предположить, что обнаруженное упрочнение связано, главным

образом, с субструктурой: формированием развитой сети МУГ (Рис. 4 и 5), а также, возможно, с повышенной плотностью дислокаций в пределах зерен.

Анализируя данные табл. 1, следует отметить, что криогенная прокатка практически не повлияла на локализованное сужение в шейке, притом, что общее удлинение до разрушения понизилось почти вдвое. Можно предположить, что обнаруженное уменьшение пластичности связано, в основном, с локализацией деформации в «шейке». Согласно известному критерию Консидера, $d\sigma/d\varepsilon \leq \sigma$ локализация деформации в «шейке» при одноосном растяжении обусловлена равенством напряжений течения и деформационного упрочнения. Таким образом, можно предположить, что субструктурное упрочнение ускорило образование шейки и, таким образом, уменьшило общую пластичность до разрушения.

4. Выводы

В данной работе исследовалось влияние криогенной прокатки на микроструктуру и механические свойства меди. На основе работы сформулированы следующие выводы.

- 1) Показано, что эволюция зеренной структуры, в основном, определялась геометрическим эффектом деформации, а вклад механического двойникования и фрагментации был мал.
- 2) На основе анализа текстурных данных был сделан вывод, что криогенные условия деформации не привели к фундаментальному изменению характера пластического течения, и основным механизмом деформации было «обычное» $\{111\}\langle 110 \rangle$ скольжение.
- 3) Установлено, что криогенная прокатка приводит к существенному увеличению прочности и некоторому снижению пластичности. Показано, что оба эффекта могут быть связаны с формированием развитой субструктуры в пределах зерен.

Авторы признательны профессору Салищеву Г.А. за идею данного исследования. Они также очень признательны к.т.н. Галееву Р.М. и к.т.н. Валиахметову О.Р. за осуществление теплой «abc» деформации, а также к.ф.-м.н. Даминову Р.Р. за помощь в проведении эксперимента по криогенной прокатке.

Библиографический список

1. Валиев Р.З, Александров И.В. Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией. - М.: Логос, 2000. 272 с.

2. **The** effect of cryogenic temperature and change in deformation mode on the limiting grain size in a severely deformed dilute aluminium alloy / Y. Huang, P.B. Prangnell // *Acta Mater.* 2008. Vol. 56. P. 1619–1632.

3. **Microstructural** evolution and nanostructure formation in copper during dynamic plastic deformation at cryogenic temperatures / Y.S. Li, N.R. Tao, K. Lu // *Acta Mater.* 2008. Vol. 56. P. 230–241.

4. **Mechanical** properties and rolling behaviors of nano-grained copper with embedded nano-twin bundles / Y. Zhang, N.R. Tao, K. Lu // *Acta Mater.* 2008. Vol. 56. P. 2429–2440.

5. **Characterisation** of fine-scale microstructures by electron backscatter diffraction (EBSD) / F.J. Humphreys // *Scripta Mater.* 2004. Vol. 51. P. 771–776.

6. **Submicrocrystalline** structure in copper after different severe plastic deformation schemes / Dobatkin S.V., Salishev G.A., Kuznetsov A.A., Kon'kova T.N // *Materials Science Forum.* 2007. 558-559. P. 189-194.

[7] TSL. OIM Version 3.0. On-line help. Draper, UP: TSL; 2001.

7. TSL. OIM Version 3.0. On-line help. Draper, UP: TSL; 2001.

8. **Большие** пластические деформации и разрушение металлов / Рыбин В.В. // М.: Металлургия, 1986. 224 с.

9. **High** angle boundaries formed by grain subdivision mechanisms / D. A. Hughes and N. Hansen // *Acta Mater.* 1997. Vol. 45. P. 3871-3886.

Таблица 1. Влияние криогенной прокатки на механические свойства меди

Материал	Прочность			Пластичность	
	Предел текучести, $\sigma_{0.2}$ (МПа)	Предел прочности, $\sigma_{0.2}$ (МПа)	Микротвердость (Hv)	Общее удлинение до разрушения, δ (%)	Сужение в шейке, ψ (%)
Исходный материал	210	270	1170	48	90
Криогенная прокатка	340	391	1650	25	89

Таблица 2. Факторы Шмидта и Тейлора

Материал	Средний фактор Шмидта	Средний фактор Тейлора
Исходный материал	0,45	2,92
Криогенная прокатка	0,47	3,00

Рис. 1. Образец для криогенной прокатки: схема вырезки (а), размеры и система координат (б).
Примечание: **НП**-направление прокатки, **ПН** – поперечное направление, **НН** – направление нормали к плоскости прокатки

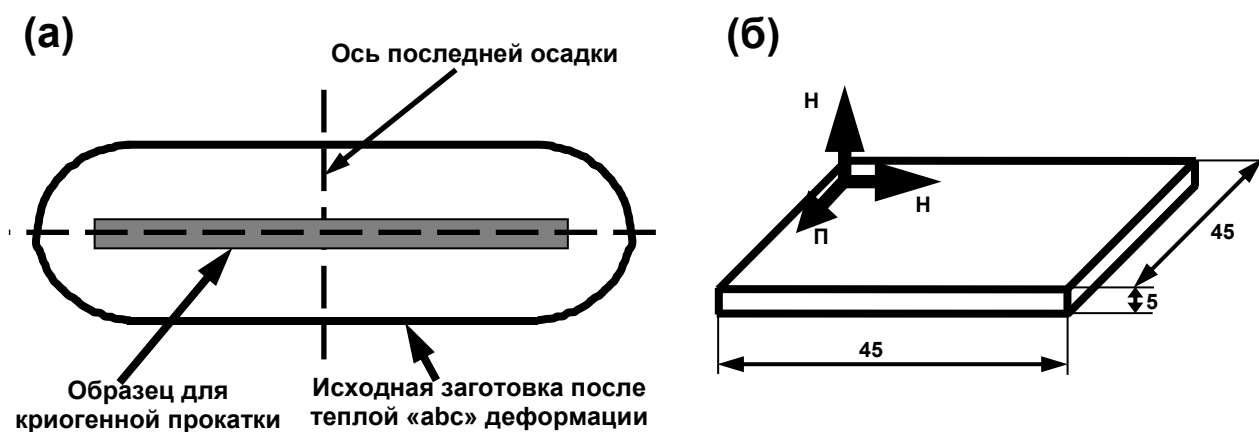


Рис. 2. Микроструктура исходного материала: (а) EBSD-карта, (б) спектр разориентировок (распределение границ по осям разориентировки показано в правом верхнем углу рисунка), (в) Текстура. Примечание: **НО** – направление последней осадки, **РН** – радиальное направление образца.

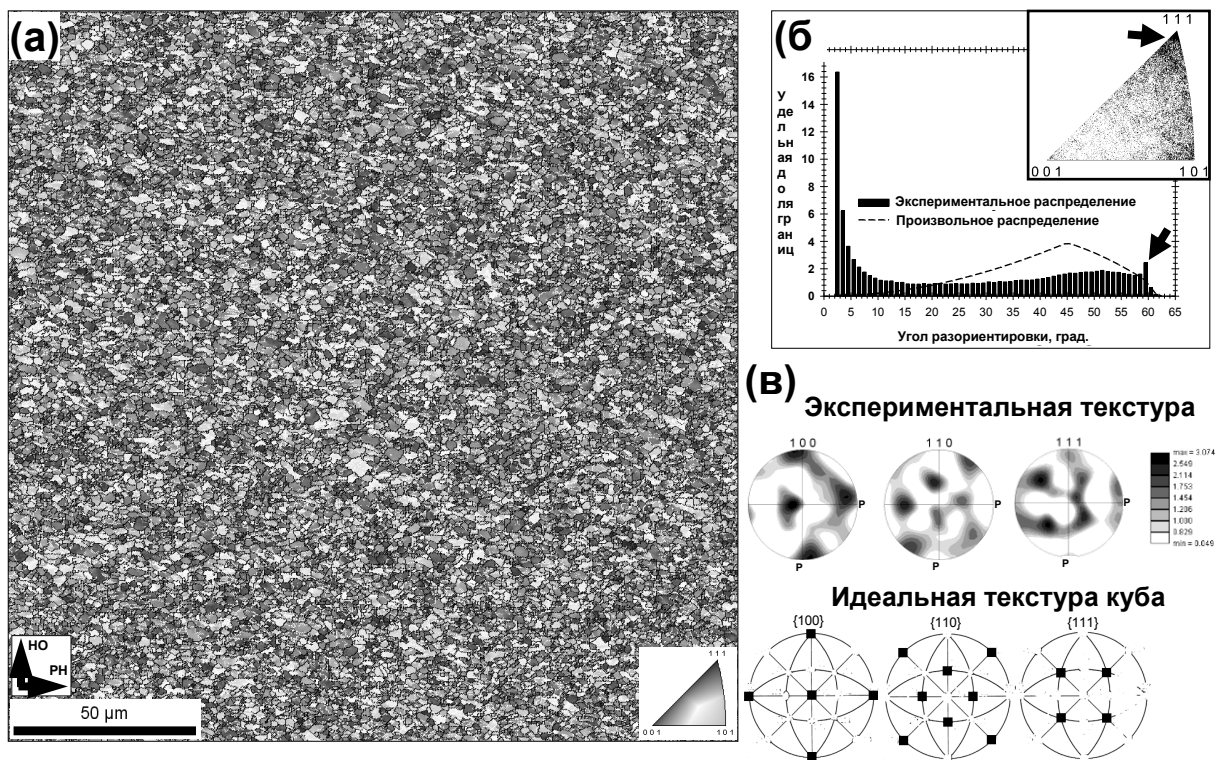


Рис. 3. Обзорные EBSD-карты микроструктуры, полученные с плоскости прокатки (а) и с продольного сечения прокатанного листа (б). Примечание: **НП** – направление прокатки, **НН** – направление нормали к плоскости прокатки, **ПН** – поперечное направление

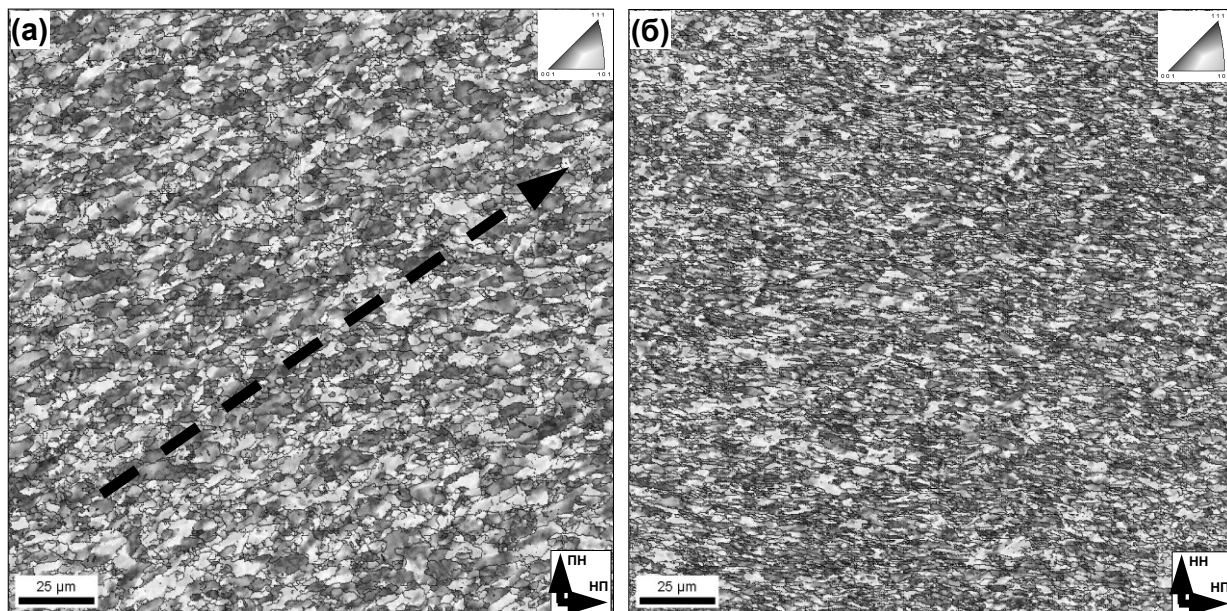


Рис. 4. Высокоразрешающие EBSD-карты микроструктуры, полученные с плоскости прокатки (а) и с продольного сечения прокатанного листа (б). Примечание: **НП** – направление прокатки, **НН** – направление нормали к плоскости прокатки, **ПН** – поперечное направление

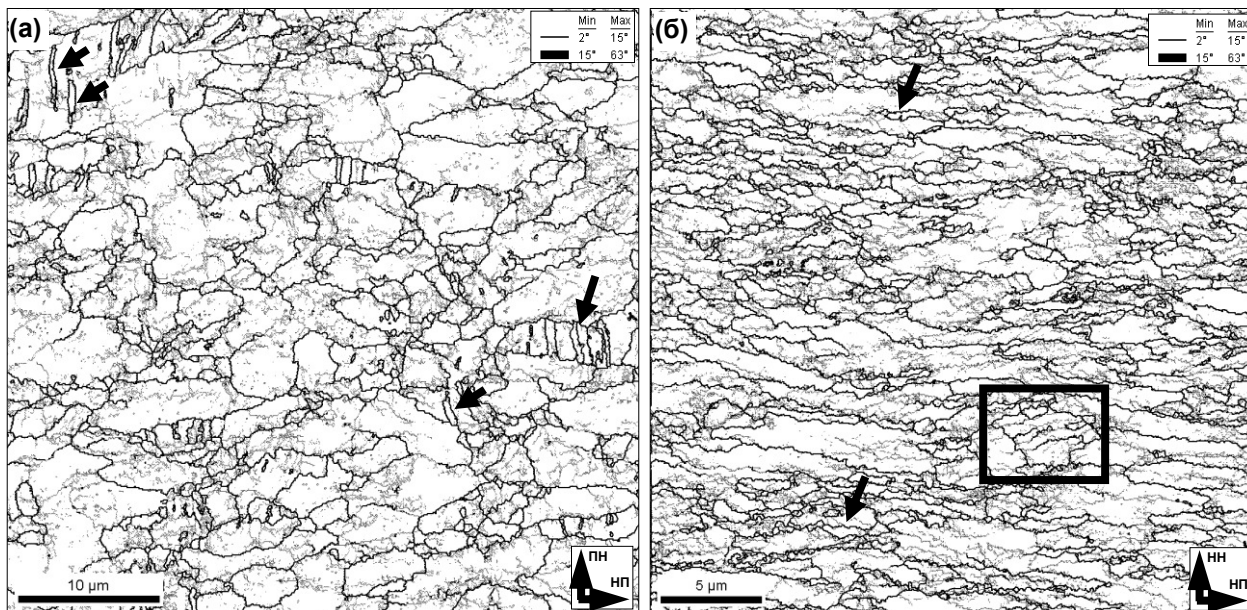


Рис. 5. Спектр разориентировок для структуры в плоскости прокатки (а) и структуры продольного сечения прокатанного листа (б). Примечание: распределения границ по осям разориентировки даны в правых верхних углах рисунков.

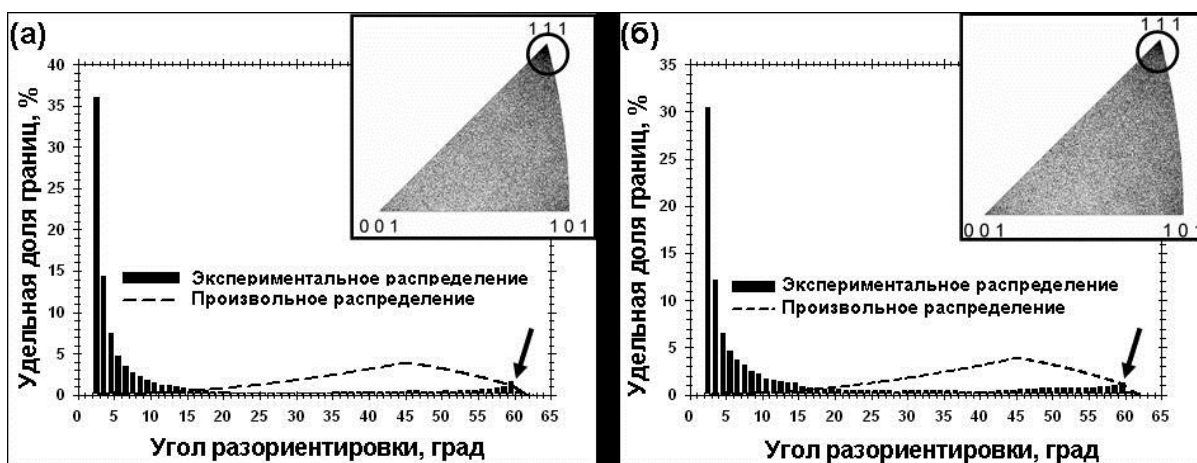


Рис. 6. Текстурные данные, полученные с плоскости прокатки (а) и с продольного сечения прокатанного листа (б), а также схема, иллюстрирующая *текстуру латуни* (в). Примечание: **НП** – направление прокатки, **ПН** – поперечное направление, **НН** – направление нормали к плоскости прокатки

