



Strathprints Institutional Repository

**Konkova, Tatyana and Mironov, Sergey and Korznikov, A. (2009)
Формирование микроструктуры в ходе криогенной прокатки меди.
Rolling (12). pp. 2-8. ,**

This version is available at <http://strathprints.strath.ac.uk/58575/>

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

УДК 669.3:539.383-973:539.25

Формирование микроструктуры в ходе криогенной прокатки меди

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

*Учреждение Российской академии наук Институт проблем
сверхпластичности металлов РАН*

E-mail: konkova_05@mail.ru

Аннотация

Проведена тщательная аттестация микроструктуры и механических свойств меди, подвергнутой различной степени криогенной прокатки. Показано, что эволюция зеренной структуры, в основном, определялась геометрическим эффектом деформации. 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 дислокационное $\{111\}\langle 110\rangle$ скольжение. Установлено, что криогенная прокатка приводит к существенному увеличению прочности и некоторому снижению пластичности.

Ключевые слова: интенсивная пластическая деформация, криогенная деформация, прокатка, медь, микроструктура, текстура, дислокационное скольжение

1. Введение

Разработка и получение металлов и сплавов с размером зерен в десятые и сотые доли микрометра (субмикро- и нанокристаллов) с заданными физико-химическими свойствами является важной проблемой современного материаловедения. Свойства этих материалов определяются многими факторами, но ключевым фактором считается средний размер кристаллитов. Интенсивная пластическая деформация (ИПД) может сильно изменить структуру, фазовый состав и, соответственно, механические свойства материалов. Методы, использующие ИПД, например, сдвиг под давлением, равноканальное угловое прессование (РКУ), всесторонняя ковка успешно применяются для измельчения структуры различных материалов и существенно улучшают комплекс их механических свойств [1]. Однако обладают они и рядом недостатков, среди которых следует отметить относительно высокую трудоемкость,

высокую стоимость, а также ограниченные объемы материала, в котором может быть сформирована ультрамелкозернистая структура. В связи с этим необходимо разрабатывать более простые и дешевые технологии, пригодные для промышленного применения. Одним из возможных способов может служить прокатка при температуре жидкого азота (так называемая, криогенная прокатка). Такие условия, как предполагается, затрудняют процессы возврата и способствуют вовлечению новых механизмов измельчения микроструктуры.

В последнее время был проведен ряд попыток использования криогенной прокатки для измельчения микроструктуры [2-4], причем большая часть этих работ была выполнена на высокопластичной меди. Исследования показали, что пластическое течение меди в 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 представляется актуальным подробное изучение микроструктуры после криогенной деформации, а также механизмов ее формирования. Только глубокое понимание фундаментальных механизмов формирования такой структуры позволит подобрать оптимальный режим деформации. До настоящего момента микроструктурные исследования в этой области осуществлялись, в основном, посредством просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ). Однако, наряду с очевидными преимуществами, ПЭМ имеет ряд 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.

Данная работа была направлена на тщательную аттестацию микроструктуры и механических свойств меди, подвергнутой различной степени криогенной прокатки. С этой целью для микроструктурных исследований был привлечен относительно новый метод автоматического анализа картин дифракции обратно рассеянных электронов (EBSD) [5].

2. Методика исследования

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°С [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. 1а). Криогенная прокатка осуществлялась на прокатном стане ЛИС 6/200 с диаметром рабочих валков 200 мм при постоянной скорости прокатки 100 мм/с. 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%, 75% и 93% обжатия, что примерно соответствует истинной деформации $\epsilon \sim 1.0$, $\epsilon \sim 2.0$ и $\epsilon \sim 3.0$ соответственно.

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 образцов из контейнера и началом деформации составлял, в среднем, около 40 с; общее время деформации составляло порядка 2-3 мин. После деформации образцы снова помещались в контейнер с азотом, где выдерживались 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 образцов для EBSD осуществлялась путем полировки в электролите, состоящем из 70% раствора ортофосфорной кислоты H_3PO_4 в дистиллированной воде, при приложенном напряжении 5 В.

EBSD-анализ проводился при помощи программного обеспечения TSL OIMTM, 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 ~100% от их

общего числа. Средняя величина коэффициента характеризующего корректность индирования 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 индированных электронограмм составляет 95% [7]. Неиндированные 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 $12 \times 3 \times 2$ мм³ и вырезались либо из радиального сечения исходной кованой 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 3 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 замерены 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. Экспериментальные результаты и их 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; МУГ изображены тонкими светлыми линиями, а БУГ – толстыми темными линиями. Зеренная структура относительно однородна в пределах карты, и в ней преобладают относительно равноосные зерна. 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 ~ 59%.

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 состояния после 50%-, 75%- и 93%-прокатки, полученные с плоскости прокатки и с продольного сечения листа, приведены на рис. 3-5а, б соответственно. На этих картах зерна окрашены в соответствии с их кристаллографической ориентировкой относительно нормали к плоскости прокатки. Для простоты только БУГ показаны на картах.

Характерной чертой зеренной структуры после 50%-прокатки 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 сплющены в направлении нормали к плоскости прокатки. Структура после 75%-прокатки также характеризуется вытянутыми зернами как в плоскости прокатки (рис. 4а), так и в продольном сечении (рис. 4б). В отличие от предыдущего состояния зерна вытянуты в направлении прокатки. В плоскости прокатки видны исходные зерна, продольный размер которых визуальнo достигает 20 мкм, а поперечный ~

2-5 мкм. Однако визуальное восприятие не соответствует данным EBSD измерений, согласно которым среднее расстояние между БУГ значительно меньше, составляет ~ 2 мкм как вдоль НП, так и поперек. Данный эффект связан, по-видимому, как со сложной формой исходных зерен, которые зачастую сильно искривлены, так и с развитой субструктурой внутри них.

Основываясь на сопоставлении микроструктур обоих сечений, можно предположить, что исходные зерна были сплющены в ходе прокатки в соответствии с постулатом Тейлора. Важно отметить, что средняя “толщина” зерен в продольном сечении образцов (рис. 3б) уменьшилась примерно вдвое по сравнению с исходной микроструктурой и составляет около 0.8 мкм после 50%-прокатки и 0.6 мкм после 75%-прокатки. Согласно вышеупомянутому постулату Тейлора зерна должны деформироваться как весь образец в целом, следовательно в продольном сечении зерна должны быть значительно сплющены. Таким образом, по-видимому, геометрический эффект деформации играл значительную роль в эволюции зеренной структуры.

Микроструктура всех состояний характеризуется развитой сетью МУГ, удельная доля которых варьируется в зависимости как от степени деформации, так и от сечения образца. Наряду с этим, если в случае 50%- и 75%-прокатки доли МУГ в плоскости прокатки практически идентичны ($\sim 80\%$), то в случае 93%-прокатки необходимо отметить резкое увеличение доли БУГ ($\sim 42\%$). В некоторых зернах было отмечено наличие серий прямолинейных и протяженных субграниц, пересекающих зерна на четко очерченные фрагменты, разориентировка на довольно протяженных сегментах подобных субграниц превышает 15° . Данные наблюдения можно интерпретировать как признак фрагментации микроструктуры [8, 9]. Однако в большинстве случаев МУГ были довольно короткими и изогнутыми, преимущественно концентрировались у границ исходных зерен и характеризовались относительно небольшой разориентировкой.

Исходя из этого можно предположить, что фрагментация развивается не очень интенсивно, и её вклад в измельчение зеренной структуры не очень велик.

В качестве особенности микроструктуры после 75%- и 93%-прокатки можно также отметить наличие относительно небольших равноосных зерен, которые преимущественно концентрируются вдоль границ исходных зерен (рис. 4а, б и рис. 5а). Формирование этих зерен способствует измельчению зеренной микроструктуры. Однако механизм формирования этих зерен не вполне ясен.

Отличительной чертой микроструктуры также является наличие кристаллитов, разориентировка границ которых близка к двойниковой разориентации $60^\circ \langle 111 \rangle$. Учитывая криогенные условия деформации, специфическую морфологию этих кристаллитов, а также тот факт, что они были довольно часто 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. В качестве характерной черты двойниковых границ можно отметить тот факт, что практически все двойники были окружены двойниковыми границами только частично. Это значит, что разориентировка на двойниковых границах отклонилась от точно двойникового сопряжения в ходе последующей деформации. Данные наблюдения можно охарактеризовать как постепенное истощение двойникования и постепенное разрушение двойниковых границ в ходе деформации. Интересно отметить увеличение доли двойниковых границ при степени деформации 93%. Причина этого явления не вполне ясна, возможно имеет место интенсификация двойникования при больших величинах обжатия. Тем не менее, удельная доля двойников в структуре

очень мала, и, таким образом, вклад этого механизма в структурообразование представляется не очень значительным.

Суммируя вышесказанное, можно заключить, что эволюция зеренной структуры, вероятно, в основном определялась геометрическим сжатием зерен. Механическое двойникование и фрагментация микроструктуры хотя и имели место, но их вклад в структурообразование не был решающим.

3.2.2. Спектр разориентировок

Спектры разориентировок для структур в плоскости прокатки и в продольном сечении листа даны на рис. 3в, д, рис. 4в, д, и рис. 5б; распределения границ по осям разориентации показаны в правых верхних углах рисунков. Для сравнения также приведено произвольное распределение границ по углам разориентировки.

Очевидно, что экспериментальные распределения границ по углам разориентировки существенно отличаются от произвольного. 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.

Следует выделить также несколько повышенную долю двойниковых разориентировок на всех представленных спектрах, обуславливающих слабый пик в районе 60° и кластер возле полюса $\langle 111 \rangle$. Интересно отметить, что доля двойниковых границ в плоскости прокатки несколько выше, чем в продольном сечении. Учитывая специфическую морфологию 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 состояния, а также сечения образца, долю двойниковых границ следует признать относительно низкой. Таким образом, кристаллографические измерения подтверждают вывод о незначительной роли двойникового 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. 3г, е, рис. 4г, е и рис. 5в соответственно. Для сравнения на рис. 6 также показаны проекции идеальной *текстуры латуни* $(110)[\bar{1}12]$ на ППФ $\{100\}$, $\{110\}$ и $\{111\}$. Следует подчеркнуть, что все ППФ 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. Текстура, сформировавшаяся в материале в ходе криогенной прокатки, с некоторым приближением может быть описана как *текстура латуни* $(110)[\bar{1}12]$. Следует отметить, что 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.

Текстура латуни обычно формируется при прокатке ГЦК металлов на умеренные величины обжатия. Например, образование этой текстуры было 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 прокатанных состояний сведены в таблице 1. Видно, что криогенная прокатка существенно повысила прочностные свойства. Однако, как показано выше, деформация в условиях криогенной прокатки не сопровождалась принципиальным измельчением зеренной структуры и, таким образом, упрочняющий эффект связан не только с законом Холла-Петча. Вероятно, обнаруженное упрочнение связано, главным образом, с субструктурой: формированием развитой сети МУГ, а также, возможно, с повышенной плотностью дислокаций в пределах зерен. Анализируя данные табл., следует отметить, что криогенная 50%- и 75%-прокатка практически не повлияла на локализованное сужение в шейке, притом, что общее удлинение до разрушения после 50%-прокатки понизилось почти вдвое. Можно предположить, что обнаруженное уменьшение пластичности связано, в основном, с локализацией деформации в “шейке”. Согласно 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.

Резкое ухудшение механических свойств после 93%-прокатки не вполне понятно. Значительное уменьшение характеристик пластичности, возможно связано с наличием микротрещин в прокатанном материале, которые могли вызвать преждевременное разрушение. В этом случае механическое поведение материала определялось не столько микроструктурой, сколько распространением трещины в образце. Данное

предположение позволяет отчасти объяснить низкие предел текучести и предел прочности в материале после 93% прокатки (Таблица 1). Однако уменьшение микротвердости не может быть связано с этим эффектом и, таким образом, наблюдаемое разупрочнение материала требует дополнительного исследования.

4. Заключение

В работе исследовалась эволюция микроструктуры и механические свойства меди подвергнутой 50%-, 75%- и 93%-прокатке в криогенных условиях. 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 дислокационное $\{111\}\langle 110\rangle$ скольжение.
- 3) Установлено, что криогенная прокатка приводит к существенному увеличению прочности и некоторому снижению пластичности.

Авторы благодарны 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 экспериментов по криогенной прокатке.

5. Список литературы

1. Валиев Р.З, Александров И.В. Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией. - М.: Логос, 2000. 272 с.
2. Y. Huang, P.B. Prangnell, The effect of cryogenic temperature and change in deformation mode on the limiting grain size in a severely deformed dilute aluminium alloy, *Acta Mater.* 56 (2008) 1619–1632.
3. Y.S. Li, N.R. Tao, K. Lu, Microstructural evolution and nanostructure formation in copper during dynamic plastic deformation at cryogenic temperatures, *Acta Mater.* 56 (2008) 230–241.
4. Y. Zhang, N.R. Tao, K. Lu, Mechanical properties and rolling behaviors of nano-grained copper with embedded nano-twin bundles, *Acta Mater.* 56 (2008) 2429–2440.
5. F.J. Humphreys, Characterisation of fine-scale microstructures by electron backscatter diffraction (EBSD), *Scripta Mater.* 51 (2004) 771–776.
6. Dobotkin S.V., Salischev G.A., Kuznetsov A.A., Kon'kova T.N, Submicrocrystalline structure in copper after different severe plastic deformation schemes, *Materials Science Forum.* 558-559 (2007) 189-194.
7. TSL. OIM Version 3.0. On-line help. Draper, UP: TSL; 2001.
8. Рыбин В.В., Большие пластические деформации и разрушение металлов, М.: Металлургия, 1986. - 224 с.
9. D. A. Hughes and N. Hansen, High angle boundaries formed by grain subdivision mechanisms, *Acta Mater.* 45 (1997) 3871-3886.

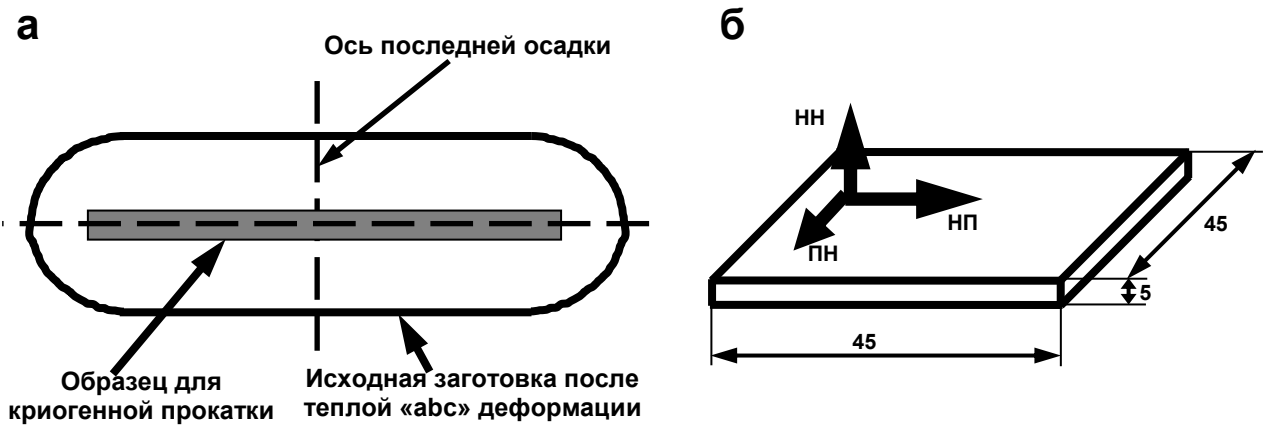


Рис. 1. Т. Н. Конькова, С. Ю. Миронов, А. В. Корзников. Формирование микроструктуры в ходе криогенной прокатки меди.

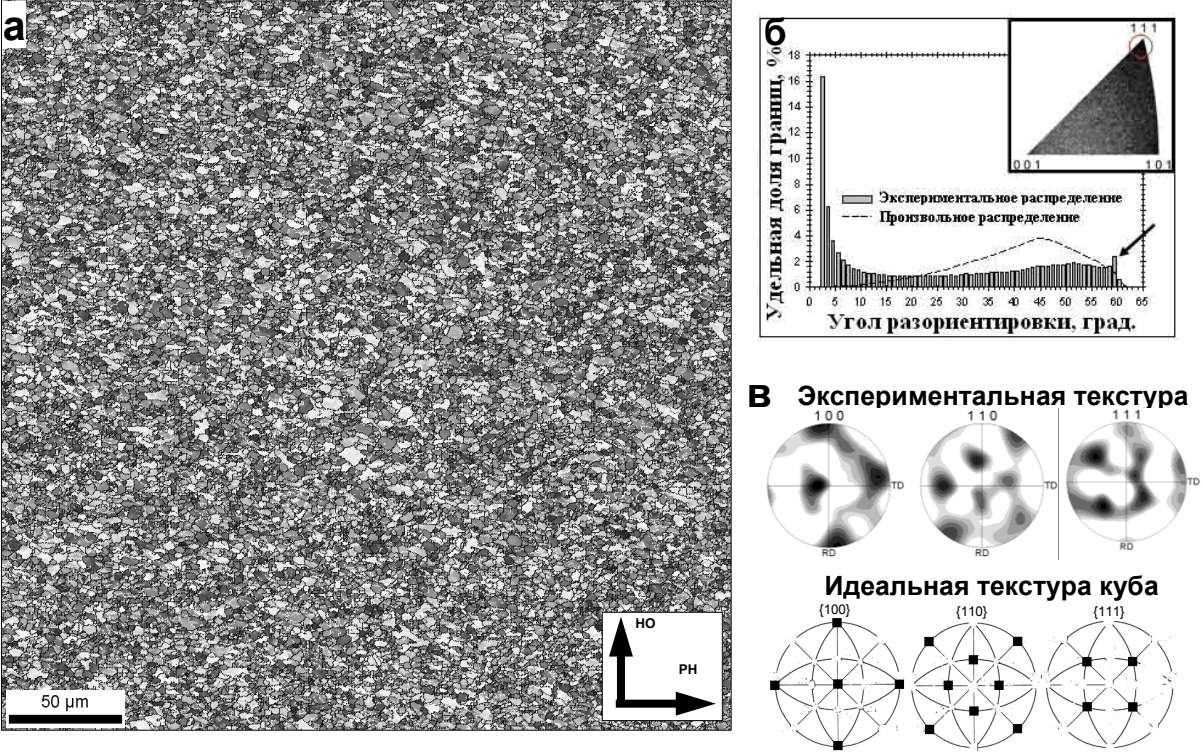


Рис. 2. Т. Н. Конькова, С. Ю. Миронов, А. В. Корзников. Формирование микроструктуры в ходе криогенной прокатки меди.

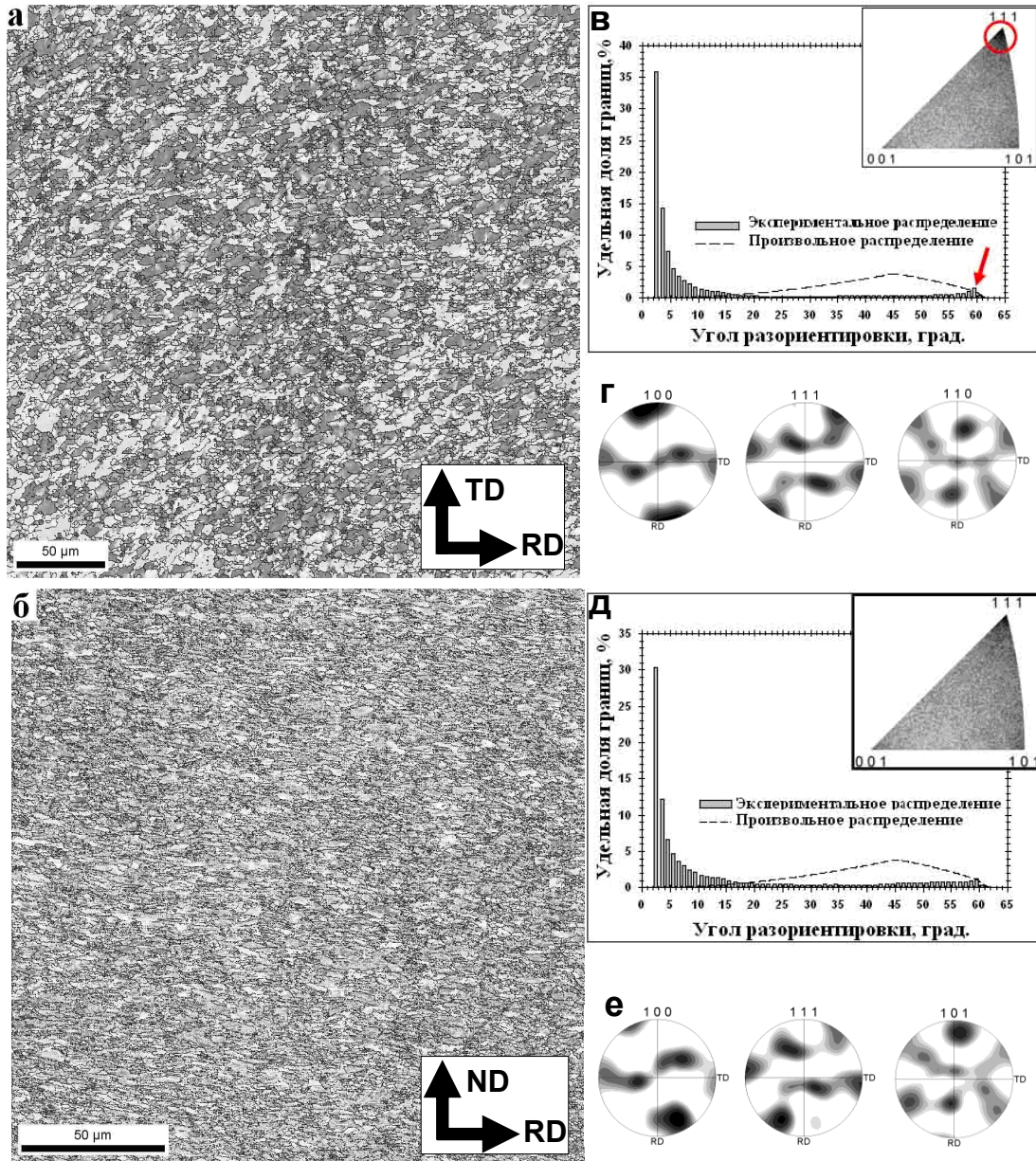


Рис. 3. Т. Н. Конькова, С. Ю. Миронов, А. В. Корзников. Формирование микроструктуры в ходе криогенной прокатки меди.

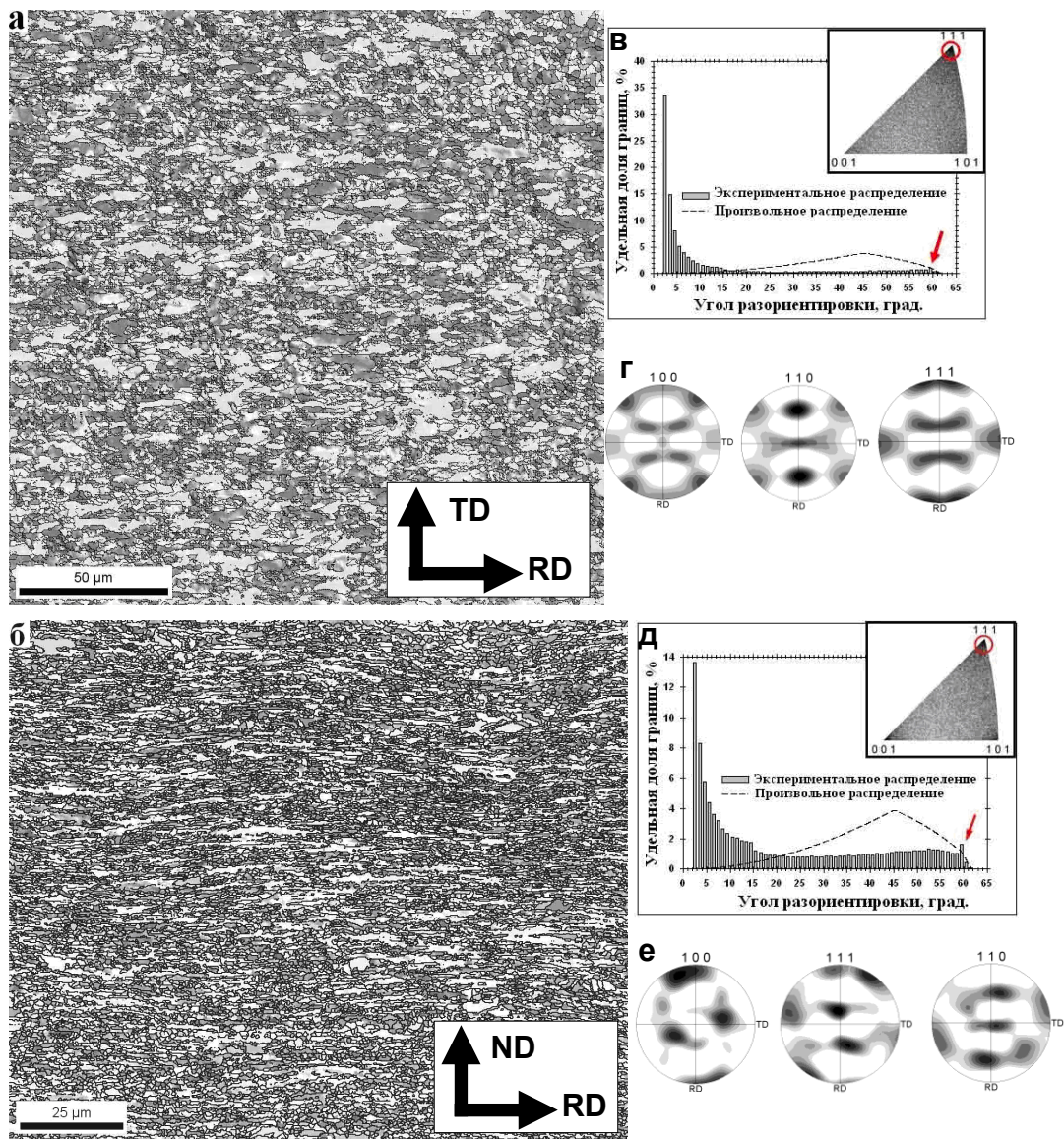


Рис. 4. Т. Н. Конькова, С. Ю. Миронов, А. В. Корзников. Формирование микроструктуры в ходе криогенной прокатки меди.

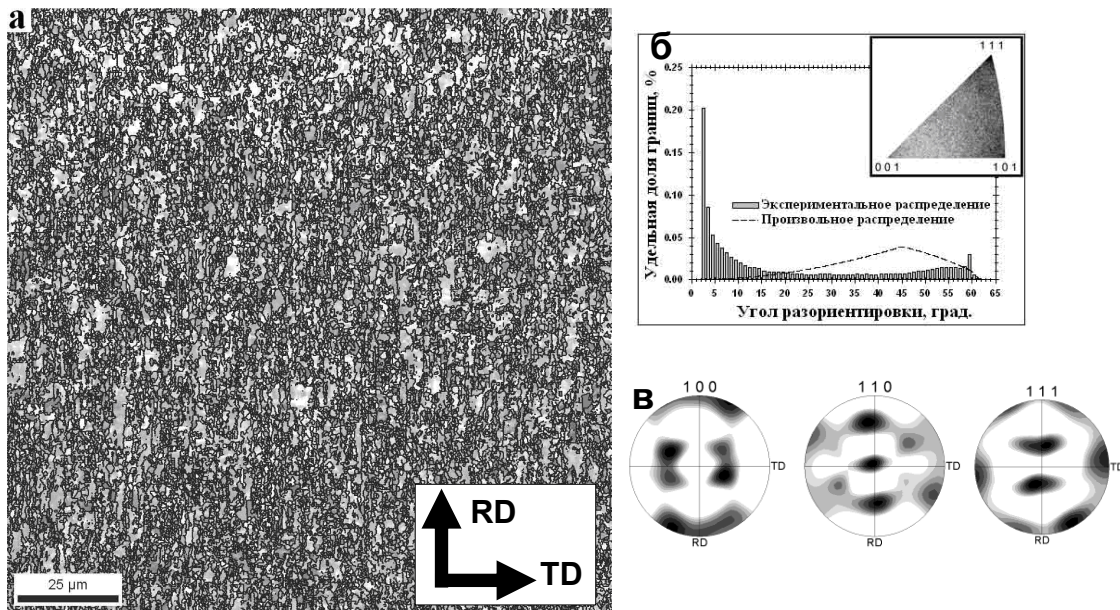


Рис. 5. Т. Н. Конькова, С. Ю. Миронов, А. В. Корзников. Формирование микроструктуры в ходе криогенной прокатки меди.

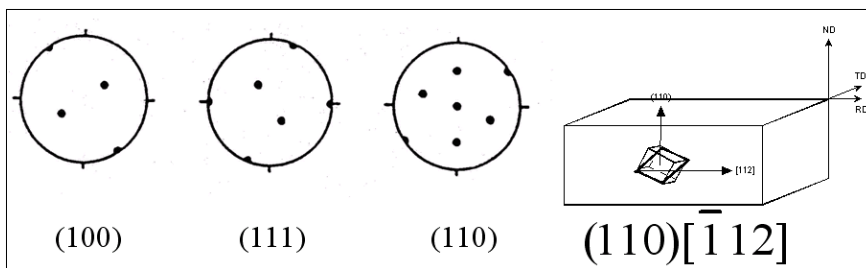


Рис. 6. Т. Н. Конькова, С. Ю. Миронов, А. В. Корзников. Формирование микроструктуры в ходе криогенной прокатки меди.

Таблица 1. Механические свойства меди, подвергнутой криогенной прокатке

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 50%	340	391	1650	25	89
Криогенная прокатка 75%	420	481	1760	20	54
Криогенная прокатка 93%	335	400	1600	6	18