

Разнообразие беспорядка и разномасштабного порядка при вариациях интенсивной деформации меди

© З.А. Самойленко¹, Н.Н. Ивахненко^{1,2}, Е.И. Пушенко¹, Е.Г. Пашинская¹, В.Н. Варюхин¹

¹ Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины, Донецк, Украина

² Донецкий национальный университет экономики и торговли им. М. Туган-Барановского, Донецк, Украина

E-mail: yulduz@pochta.ru

(Поступила в Редакцию 22 мая 2014 г.)

В окончательной редакции 18 июля 2014 г.)

Исследовали закономерности структурных изменений атомного порядка и беспорядка в образцах меди после интенсивной деформации медной полосы прокаткой со сдвигом. Прокатка со сдвигом выполнялась в валках с продольными и поперечными проточками, а также при комбинации проточек обоих типов. Обработка позволила увеличить прочностные характеристики на 30% при одновременном росте пластических на 15% в сравнении с традиционной технологией прокатки на гладких валках. Выявлено разнообразие атомного порядка, формирующегося в процессе использованных деформаций в виде четырех разноразмерных структурных групп: мелких кристаллов с дальним порядком (102–103 Å), деформационных кластеров с мезоскопическим порядком (100–400 Å), аморфных кластеров с намечающимся порядком (15–30 Å) и областей с разупорядоченно расположенными атомами. Показано, что в образце, подвергнутом прокатке по комбинированному режиму, создаются условия, благоприятные для формирования совершенного сочетания мелкокристаллических (37%) и кластерных (13%) разномасштабных групп атомного порядка (50%) в беспорядке (50%). В образце же с традиционной технологией прокатки в наибольшем количестве (~80%) присутствуют области с разупорядоченно расположенными атомами, а мелкокристаллические (16%) и кластерные (4%) структурные группы создают недостаточно организованный атомный порядок для получения высоких параметров механической прочности и пластичности.

1. Введение

В настоящее время ведущие научные центры мира работают над проблемами по структурной модификации перспективных и функциональных конструкционных материалов. Авторами [1–5] предлагаются новые методы интенсивной пластической деформации (ИПД) путем винтовой экструзии, равноканального углового прессования,ковки и др. Однако до сих пор не решена проблема получения материалов с новыми свойствами для применения их в промышленности. В то же время развит деформационный метод прокатки со сдвигом в калибрах с гребенчатой поверхностью для полосы, приводящий к росту прочности на 30% одновременно с ростом пластических свойств на 15% в сравнении со стандартной технологией. Метод обеспечивает формирование разномасштабного структурного состояния с регулируемой долей наноструктуры [6–8]. В этом методе усовершенствованной стандартной технологией прокатки в результате дополнительного перетекания металла в поперечном направлении (относительно оси прокатки) создаются дополнительные сдвиговые напряжения. При обычных традиционных деформациях происходит накопление упругой энергии путем увеличения количества дефектов. Релаксация напряжений приводит к формированию аморфных зон или пор и микротрещин. При комбинированной пластической деформации со сдвигом включаются мощные диссипативные процессы за счет

развития эффекта интенсивного движения дефектов [6]. Активный сток дефектов способствует увеличению разориентировок границ до большеугловых. Данная ситуация позволяет эффективно сформировать мелкодисперсную структуру с высокоугловыми границами, характеризующиеся высоким уровнем пластических и прочностных характеристик. В предлагаемой работе представлены физико-механические свойства образцов после прокатки со сдвигом при варьировании схемы и степени деформации по сравнению с традиционной прокаткой и анализ рентгеноструктурных исследований закономерностей формирования разномасштабного атомного порядка структурно модифицированного состояния меди для разных способов интенсивной деформации.

2. Образцы и методика

В качестве исследуемого материала применяли образцы из меди марки М1 (ГОСТ 859-2011) следующего состава, wt%: Fe ≤ 0.005; Ni ≤ 0.002; S ≤ 0.004; As ≤ 0.002; Pb ≤ 0.005; O ≤ 0.05; Sb ≤ 0.002; Bi ≤ 0.001; Sn ≤ 0.002; Cu + Ag ≥ 99.9. Заготовкой для прокатки служил литой пруток диаметром 25 mm, отожженный при температуре 600°C в течение 4 h. Исходный размер зерна перед прокаткой составлял 250 μm. Образцы для исследования представляли собой полосу, полученную после прокатки. Для получения полосы

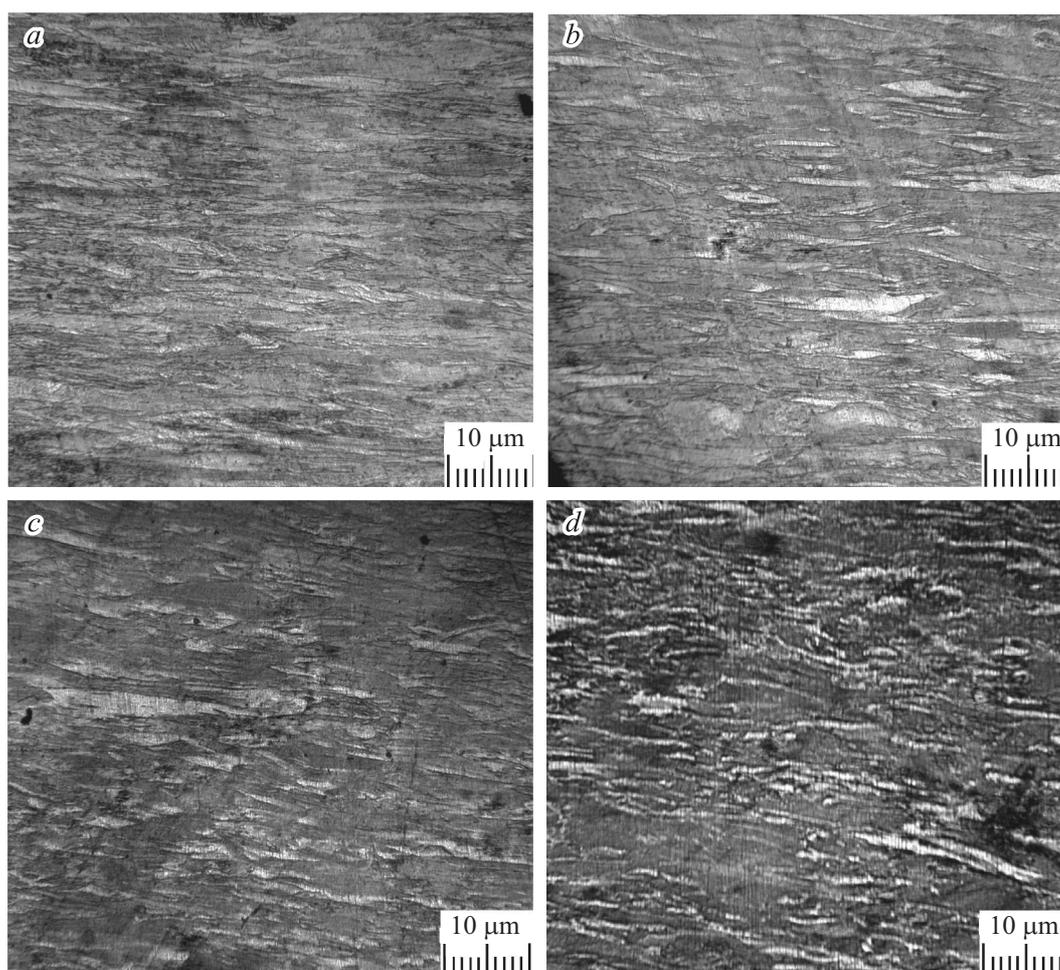


Рис. 1. Изображение микроструктуры меди М1 после прокатки по разным режимам: *a* — традиционный способ изготовления валков, № 1; *b* — на валках с продольными проточками, № 2; *c* — на валках с поперечными проточками, № 3; *d* — комбинированная прокатка, № 4 — образец из области поперечного сечения полосы.

прокатка выполнялась в калибрах с гребенчатой поверхностью. Исходную заготовку многократно деформировали в системах калибров, что позволило в результате структурной модификации сформировать структуру с измененным соотношением прочность–пластичность. Прокатка осуществлялась на стане 100. Прокатка для получения полосы выполнялась по четырем режимам: на гладких валках (далее режим № 1), на валках с продольными проточками (режим № 2), на валках с поперечными проточками (режим № 3) и комбинированной прокаткой со сдвигом (сочетание продольных и поперечных проточек, режим № 4). Микроструктуру образцов исследовали при увеличениях 100–3000 на приборе „Neophot-32“ после многократной полировки и травления на границах зерен. Измерение микротвердости H_p осуществляли при нагрузке 25 г. Погрешность измерений составляла $\pm 5\%$. Испытания на прочность выполняли на машине Schenck-100 при температуре 20°C и скорости нагружения 10 mm/min согласно ГОСТу 25.601-80. Рентгеноструктурные исследования

проводили с использованием CrK_α -излучения и камеры Дебая фотометодом, чувствительным к регистрации диффузного рассеяния рентгеновских лучей, с последующим микрофотометрированием дифрактограмм.

3. Результаты и обсуждения

3.1. Микроструктура в виде равноосных и деформированных зерен. Для исследований полученной структуры провели микроструктурный анализ (рис. 1). Наблюдаемое повышение температуры на 50°C при прокатке по режиму № 4, т.е. в 2.5 раза больше, чем для прокатки по режиму № 1, указывает на то, что при комбинированной прокатке материала было введено значительно больше энергии, чем при традиционной, и подведенная механическая энергия превратилась в тепловую, что обусловило повышение температуры материала из-за интенсивности деформации. Из рис. 1 видно, что изменение схемы деформации приводит к усложнению текстуры, оставшейся от валка.

Характеристики прочности и пластичности меди М1 после разных видов прокатки

Вид обработки	Начальная площадь, F , mm^2	Максимальная нагрузка, P_{max} , kN	Предел прочности, σ_b , MPa	Предел текучести, σ_t , MPa	Относительное удлинение, δ , %	Запас пластичности
Традиционный способ изготовления валков, № 1	12.24	3.58	292	195	7.53	1.5
Продольные проточки, № 2	9.99	3.72	372	275	7.22	1.4
Поперечные проточки, № 3	10.64	4.14	389	296	7.78	1.3
Комбинированные проточки, № 4	13.50	5.00	371	211	8.62	1.8

После традиционной прокатки зерна имеют нечеткие, искаженные границы и сильно вытянуты вдоль оси прокатки. После прокатки на валках с проточками наблюдаются зерна вытянутые, волнообразные, охватывающие весь объем подобно сетке. Исследования исходных отожженных образцов показали, что их размер зерна составляет $250 \mu\text{m}$. Показано, что самый большой размер зерен $1500 \mu\text{m}$ получается в результате прокатки по режиму № 2. Самой дисперсной будет структура после прокатки по режиму № 4, т.к. минимальный размер зерен в этом случае составляет около 300nm .

Рассмотрим микроструктуру меди после комбинированной прокатки (режим № 4) на оптическом микроскопе (рис. 1, *d*). Структура состоит из участков с разной травимостью зерен. Каждый участок представляет собой совокупность равноосных и деформированных зерен разной формы. Формирование зерен разного типа в процессе прокатки зависит от деформирования зерен, но когда степень деформации становится выше критической, то в ходе деформации развивается динамическая рекристаллизация. Вследствие этих процессов мы получаем структуру смешанного типа, состоящую из равноосных и деформированных зерен. Процессы фрагментации и рекристаллизации чередуются, что и приводит к поэтапному измельчению структуры, аналогично тому, как это наблюдали авторы [9–11]. Приведенные структуры являются мелкодисперсными. Анализ частотного распределения по размерам зерен структуры, полученной после прокатки по режиму № 4, показал, что максимальную частоту появления имеют зерна порядка $1 \mu\text{m}$. Комбинированная прокатка (сочетание поперечных и продольных проточек) позволяет сформировать наиболее дисперсную и однородную структуру по сравнению со стандартной технологией. Известно, что материалы с малыми размерами зерен имеют особые свойства. Поэтому следующим этапом изучения образцов стало исследование изменения их свойств.

3.2. Изменения механических свойств. Результаты измерения микротвердости в зависимости от способа прокатки представлены на рис. 2. Анализируя его, можно сделать вывод, что максимальному увеличению микротвердости способствует прокатка меди по режиму № 3, меньшему — по режиму № 2, а минимальному — по режиму № 4. Это указывает на то, что прокатка на валках с продольными проточками и

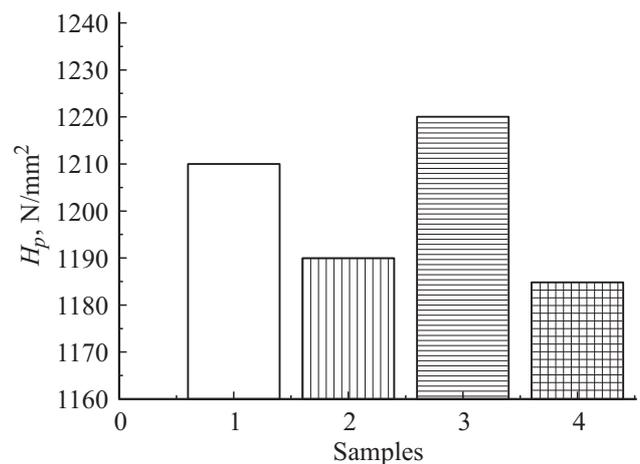


Рис. 2. Изменение микротвердости H_p , образца в зависимости от способа прокатки: 1 — традиционный способ изготовления валков; 2 — продольные проточки; 3 — поперечные проточки; 4 — комбинированные проточки.

комбинированная прокатка стимулируют процессы динамической рекристаллизации, благодаря чему материал можно деформировать с большими степенями.

В подтверждение этого в таблице приведены данные о механических свойствах образцов. Из таблицы можно видеть, что прокатка со сдвигом позволяет повысить прочность на 30% одновременно с ростом пластических свойств на 15% в сравнении со стандартной технологией. После прокатки по режиму № 3 и 4 также повышается и пластичность, особенно ярко это видно для режима № 4.

Результаты показывают, что режим № 4 способствует как упрочнению материала, так и повышению его пластичности в максимальной степени в сравнении с режимами № 1, 2, 3.

При этом заметно увеличивается только предел прочности, а предел текучести остается достаточно низким. Это указывает на повышение запаса пластичности, таким образом при деформации материала можно затрачивать меньше энергии на прокатку и деформировать его с большими степенями.

3.3. Нарушения кристаллографического порядка в атомной структуре. На всех дифракционных картинах, полученных от деформирован-

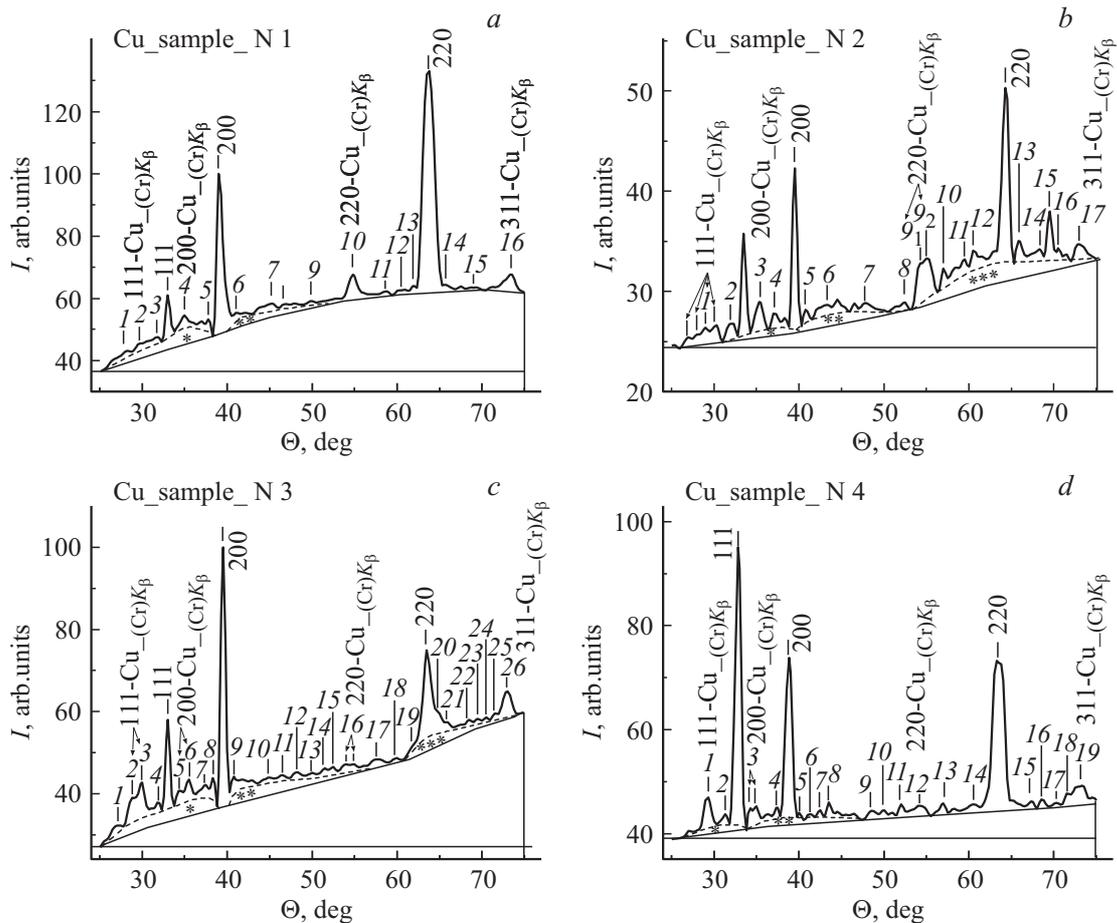


Рис. 3. Дифракционные картины от образцов меди после разных видов прокатки: *a* — традиционная прокатка; *b* — на валках с продольными проточками; *c* — с поперечными проточками; *d* — комбинированная прокатка.

ных образцов меди №1–4, можно видеть результаты четырех типов рассеяния рентгеновских лучей (рис. 3). 1 — узкие дебаевские линии — результат интерференции когерентного рассеяния рентгеновских лучей от семейств кристаллографических плоскостей с дальним атомным порядком. 2 — диффузные максимумы (отмечены арабскими цифрами) когерентного рассеяния от наноразмерных фрагментов плоскостей с наметавшимся дальним порядком в расположении атомов. 3 — диффузные полосы (гало, отмечены звездочками) также результат когерентного рассеяния от мелких группировок атомов аморфизированной структуры. 1–3 типы дифракционных отражений подчиняются закону Вульфа–Брэггов. 4 — фон, результат некогерентного диффузного рассеяния рентгеновского излучения от разупорядоченно расположенных атомов, изменяющийся $\sim \sin^2 \Theta$. Рассмотрим качественные различия указанных структурных групп для исследуемых вариантов деформации меди.

В результате традиционной прокатки №1 медь имеет основную кристаллическую структуру, свойственную ГЦК-решетке с типичным набором кристаллографических плоскостей (рис. 3, *a*), о чем свидетельствует табличный характер расположения дебаевских линий.

Однако ситуация, при которой максимальное значение интенсивности имеет отражение не от плотноупакованных диагональных плоскостей (111), указывает на произошедшие нарушения дальнего порядка в расположении атомов именно в этих группах плоскостей. В то же время усиление порядка в семействе вертикальных плоскостей (220), параллельных оси *OZ*, проходящих через атомы, расположенные в центрах смежных граней, проявляется в виде доминирующей интенсивности соответствующих дебаевских линий на рис. 3, *a*.

Прокатка №2 на валках с продольными проточками произвела сильное разрушение в основных (111) диагональных плоскостях ГЦК-структуры меди, но усилила атомный порядок в семействе вертикальных плоскостей (220), параллельных оси *OZ* и проходящих через середины боковых плоскостей решетки. Об этом свидетельствует уменьшение интенсивности линии (111) при увеличении интенсивности линии (220) на рис. 3, *b*.

Прокатка №3 на валках с поперечными проточками также способствовала разрушению порядка в кристаллографической структуре меди, так как в образцах приоритетное положение занимают плоскости (200), перпендикулярные оси *OZ* и *OY* и проходящие через

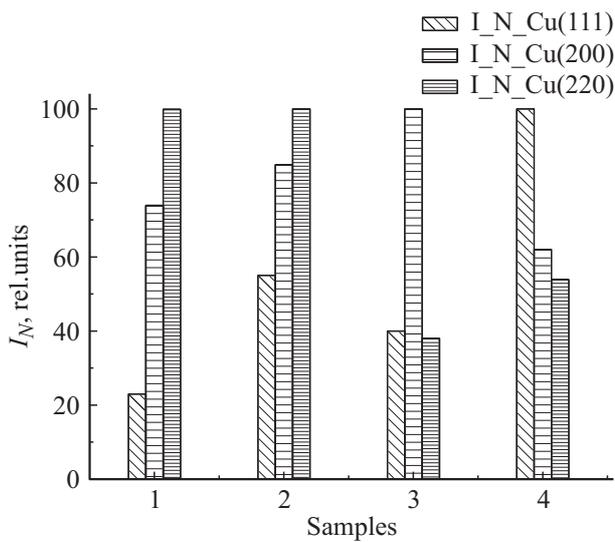


Рис. 4. Нормированные интенсивности дебаевских линий от семейств плоскостей (111), (200) и (220) для деформированных образцов меди в зависимости от способа прокатки: 1 — традиционный способ изготовления валков; 2 — продольные проточки; 3 — поперечные проточки; 4 — комбинированные проточки.

середины вертикальных плоскостей решетки, по атомам в центрах противоположных граней. На это указывают уменьшенные интенсивности линий от плоскостей (111) и (220) при высокой интенсивности от (200) (рис. 3, *c*).

Главным действием применения комбинированной прокатки №4 является реализация природной закономерности в расположении атомов в ГЦК-структуре, свойственной меди, и диспергирование кристаллографического порядка, о чем свидетельствуют табличное соотношение интенсивностей дебаевских линий, многочисленные диффузные максимумы и полосы во всех дифракционных углах при довольно невысокой интенсивности фона (рис. 3, *d*).

Для наглядности на рис. 4 представлены диаграммы нормированных интенсивностей, из которых видно, что только для комбинированной прокатки №4 дебаевские линии имеют распределение интенсивности, характерное для ГЦК-решетки меди.

3.4. Концентрационное соотношение разномасштабных областей атомного порядка. На рис. 5 представлены нормированные на 100% интегральные интенсивности полных дифракционных картин когерентного и некогерентного рассеяния рентгеновских лучей на дифракционных картинах от образцов меди после:

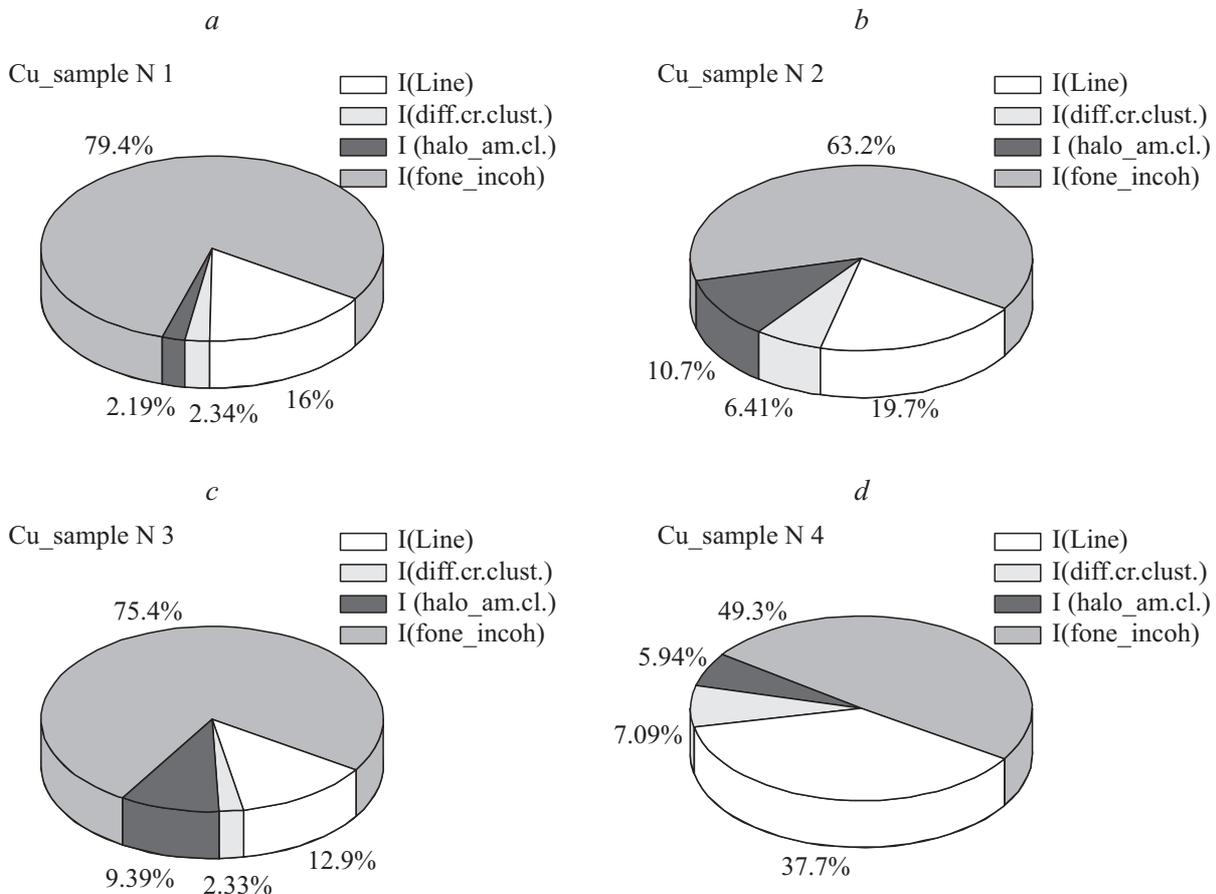


Рис. 5. Соотношение нормированных интегральных интенсивностей областей когерентного и некогерентного рассеяния рентгеновских лучей на дифракционных картинах от образцов меди после: *a* — традиционный способ изготовления валков; *b* — на валках с продольными проточками; *c* — на валках с поперечными проточками; *d* — комбинированная прокатка.

геновских лучей образцами меди. Учитывая различия в значениях экспериментальных интенсивностей, $I_{\Sigma} = k(I_{\text{line}} + I_{\text{diff. max}} + I_{\text{halo}} + I_{\text{fone}}) = 100$, были определены нормирующие множители k , которые для экспериментально полученных дифракций от образцов № 1–4 имели значения $k_1 = 1$; $k_2 = 3.78$; $k_3 = 1.16$; $k_4 = 2.945$, что позволило провести сравнение индивидуальных особенностей объемных концентраций разномасштабных структурных групп для примененных режимов прокатки меди (рис. 5).

Рассмотрим полученные результаты в направлении уменьшения масштаба атомного порядка. Области с дальним атомным порядком представляют собой мелкие монокристаллики и на дифракционных картинах они проявляются в виде дебаевских линий. Как видно на рис. 5, мелкие монокристаллики доминируют (37.7%) в образце № 4, подвергнутом комбинированной прокатке, тогда как для других видов прокатки их доля составляет менее 20%, причем меньше всего, 12.9%, в образце № 3 (рис. 5, c). Наноразмерные кристаллические кластеры с мезоскопическим атомным порядком, проявляющиеся в виде диффузных максимумов на дифракционных картинах, занимают наибольший объем (7.09% и 6.41%) в образцах № 4 и 2 (валки с комбинированной и продольной проточкой соответственно). В других образцах объем таких кластеров невелик, $\sim 2.3\%$. Аморфные кластеры с намечающимся дальним атомным порядком, $D \sim 20\text{--}30 \text{ \AA}$, видимые на дифракционных картинах как полосы, гало, занимают $\sim 10\%$ объема в структуре образцов № 2 и 3 после прокатки на валках с продольной или поперечной проточкой (рис. 5, b, c). В образцах № 4 и особенно № 1 объем аморфных кластеров мал, 5.94–2.19%. Межкластерные и межкристаллитные области с разупорядоченно расположенными атомами, как видно на рис. 5, a, b, c, для большинства из исследуемых образцов занимают примерно три четверти всего объема, при этом наименьшее значение, 49.3%, в структуре образца № 4 (рис. 5, d).

3.5. Деформации в различных группах кристаллографических плоскостей. Воздействие пластической деформации проявляется и в изменениях дифракционных углов Θ дебаевских линий, что, согласно условию дифракции $2d \sin \Theta = n\lambda$, указывает на изменение величины соответствующих межплоскостных расстояний d .

Из экспериментальных результатов, d_{exp} , и табличных параметров, d_{tab} , были рассчитаны величины деформаций, $\varepsilon = (d_{\text{exp}} - d_{\text{tab}})/d_{\text{tab}}$, произошедших в различных семействах плоскостей кристаллографической структуры меди после различных видов прокатки. Из результатов, представленных на рис. 6, можно видеть несколько особенностей реакций кристаллической структуры меди на деформационные воздействия прокатками разного вида.

Только в семействе плоскостей (220), проходящих через 2 атома в центрах смежных граней элементарной

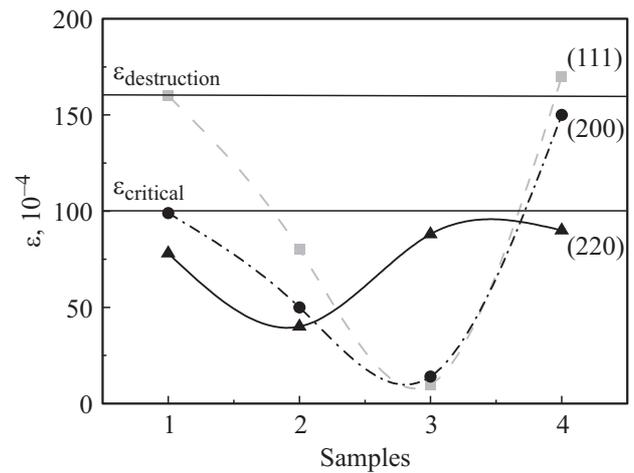


Рис. 6. Величины деформаций в кристаллографических плоскостях (111), (200) и (220) для исследованных образцов меди в зависимости от способа прокатки: 1 — традиционный способ изготовления валков; 2 — продольные проточки; 3 — поперечные проточки; 4 — комбинированные проточки.

ячейки и слабо заселенных, при наименьшем межплоскостном расстоянии реализуются процессы локальной релаксации упругих напряжений. При развитии такой релаксации имеем новый результат, указывающий, что при всех видах деформации лишь в группе плоскостей (220) величина изменений межплоскостных расстояний остается в пределах, неопасных для прочности материала, $\varepsilon < 100 \cdot 10^{-4}$.

Несколько большую опасность представляют плоскости (200), проходящие через 4 атома в центрах граней ГЦК-решетки, потому что в этих, (200), группах плоскостей прокатка № 4 (с использованием комбинированных проточек) вызывает формирование упругих напряжений, превышающих критические деформации, $\varepsilon > 100 \cdot 10^{-4}$.

Семейства же основной группы плоскостей (111) ГЦК-решетки, проходящие через 6 атомов (3 в центрах граней и 3 в вершинах кубической ячейки), при интенсивной деформации прокаткой по способу № 1 и 4, испытывают напряжения растягивающего характера с деформацией разрушающей величины, $\varepsilon > 160 \cdot 10^{-4}$.

Из зависимостей, представленных на рис. 6, следует, что прокатка с продольными, № 2, или поперечными, № 3, проточками не сохраняет опасных, $\varepsilon > 100 \cdot 10^{-4}$, упругих напряжений для всех типов кристаллографических плоскостей меди, о чем свидетельствуют значения $\varepsilon < 100 \cdot 10^{-4}$ (рис. 6, параметры для образцов № 2 и 3). Причина этого результата, как следует из присутствия трех гало на дифракционных картинах рис. 3, b и рис. 3, c, заключается в релаксации избыточных напряжений в виде частичной аморфизации структуры со структурным переходом дальний порядок–мезоскопический порядок, т.е. кристаллиты с узкими межкристаллитными границами переходят в кластеры с

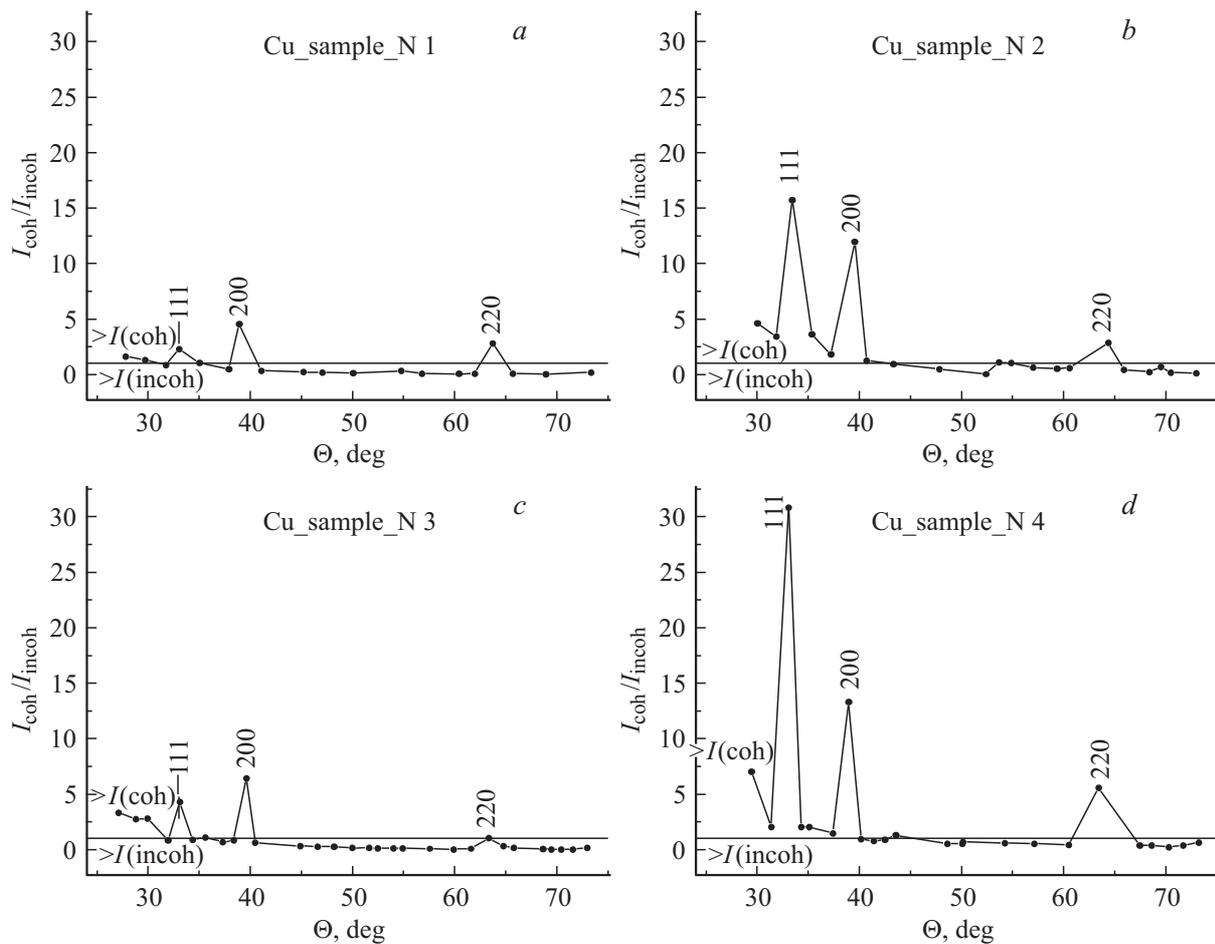


Рис. 7. Изменение соотношения интенсивностей когерентного и некогерентного рассеяний рентгеновских лучей образцами меди с различным видом деформации: *a* — традиционная прокатка; *b* — на валках с продольными проточками; *c* — на валках с поперечными проточками; *d* — комбинированная прокатка.

плавными межкластерными зонами. Уменьшается градиент перехода порядок–беспорядок, что способствует релаксации опасных напряжений, способных вызвать трещинообразование.

3.6. Соотношение кристаллографического порядка и беспорядка в атомной структуре. Сравнивая ординаты интенсивности когерентного и некогерентного рассеяний рентгеновского излучения во всем интервале дифракционных углов, можно видеть, что в образцах после прокаток № 1 и 3 сопоставимы области порядка и беспорядка, ($I_{\text{coh}}/I_{\text{incoh}} \approx 1$) (рис. 7, *a, c*), а после прокаток № 2 и 4 преобладает атомный порядок над беспорядком, ($I_{\text{coh}}/I_{\text{incoh}} > 1$) (рис. 7, *b, d*).

Результаты, представленные на рис. 7, показывают, что только после прокатки № 2 и 4 формируется кристаллографический порядок, свойственный природе ГЦК-решетки меди, с самым ярким отражением от семейства плоскостей (111), доказывая преимущество именно такого вида деформации, который характеризуется энергетическим минимумом.

3.7. Распределение размеров деформационных кластеров. Пилообразный характер уг-

ловых зависимостей распределения размеров деформационных кластеров для исследуемых образцов (рис. 8) означает неустойчивость этих структурных образований, что и подтверждается многообразием кривых на рис. 7.

Как видим, в области расположения доминирующих кристаллографических плоскостей (отмечены вертикальной линией с указанием типа, (hkl) , плоскостей) для образцов № 1, 3 и 4 располагаются и наиболее крупные кластеры, характеризующие источник распространения сдвиговых искажений при деформации кристаллической структуры меди в примененных условиях прокатки. Что же касается однородности размеров кластеров, то, как следует из вида кривых, наименьшее, $\pm 50 \text{ \AA}$, отклонение от среднего размера имеют структуры после прокатки на валках с продольными проточками № 2, тогда как для остальных видов интенсивной прокатки № 1, 3 и 4, отклонение от среднего размера кластера гораздо больше, оно составляет $\pm 100 \text{ \AA}$. Области аморфизированной структуры (отмечены отрезками прямых, *a*, на рис. 8) характеризуются малыми, $15\text{--}30 \text{ \AA}$, размерами атомных группировок (аморфных кластеров) и большим многообразием реализующихся межатомных связей, свойствен-

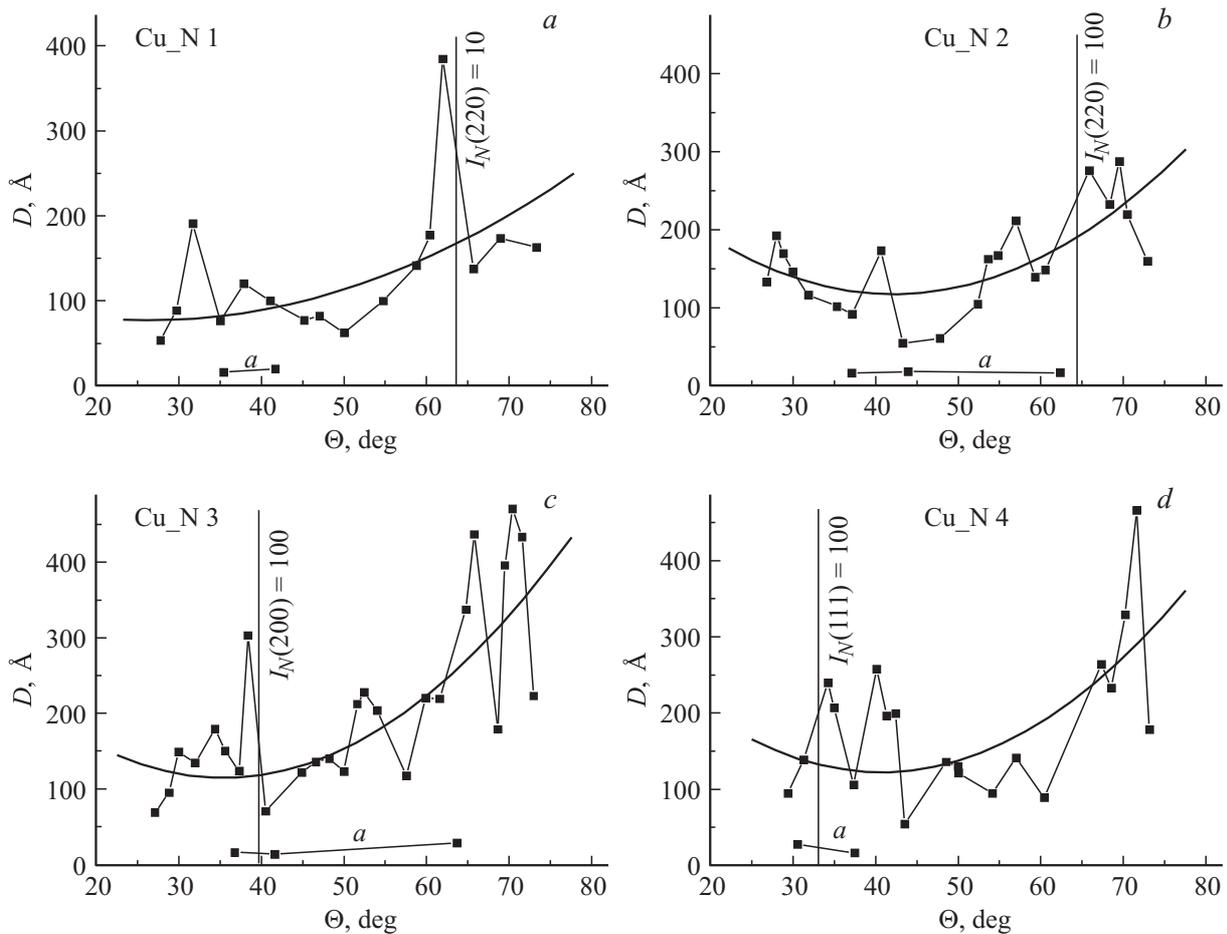


Рис. 8. Распределение размеров деформационных кластеров для образцов меди с различным видом деформации: *a* — традиционный способ изготовления валков; *b* — на валках с продольными проточками; *c* — на валках с поперечными проточками; *d* — комбинированная прокатка.

ных плоскостям (111) и (200) в случае прокатки № 1 и 4, или свойственных всем типам плоскостей, включая и (220), при использовании прокатки № 2 и 3.

4. Заключение

В работе показано, что интенсивная деформация прокаткой поликристаллической меди с использованием гребенчатой поверхности валков позволила увеличить прочностные характеристики на 30% при одновременном росте пластических на 15% в сравнении с традиционной технологией прокатки на гладких валках. При этом установлено, что деформация с использованием валков с гладкой (традиционной) или гребенчатой поверхностью (продольные, поперечные или комбинированные — продольные и поперечные проточки) приводит к формированию атомной структуры, сочетающей в себе элементы дальнего и мезоскопического порядков и беспорядка с вариацией доли и совершенства порядка в беспорядке в зависимости от конкретного способа деформации. Экспериментально обнаружено, что в об-

разце, подвергнутом комбинированной прокатке, при пластической деформации со сдвигом включаются мощные диссипативные процессы в результате интенсивного движения дефектов, при которых создаются условия, благоприятные для формирования совершенного сочетания мелкокristаллических (37%) и кластерных (13%) разномасштабных групп атомного порядка в беспорядке (50%). При использовании валков с продольными проточками в структуре порядок занимает (20 + 17%) соответственно, мелкокristаллические и кластерные группы, а беспорядок 63%. В образце, полученном после прокатки с помощью валков с поперечными проточками, области атомного порядка составляют 13% мелкокristаллические и 12% кластерные группы, а беспорядок 75%. В образце же с традиционной технологией прокатки (гладкие валки) в наибольшем количестве (~ 80%) присутствуют области с разупорядоченно расположенными атомами, а мелкокristаллические (16%) и кластерные (4%) структурные группы создают недостаточно организованный атомный порядок для получения высоких параметров механической прочности и пластичности.

Список литературы

- [1] Р.З. Валиев, И.В. Александров. Объемные наноструктурные металлические материалы. Получение, структура и свойства. Академкнига, М. (2007). 98 с.
- [2] М.М. Мышляев, М.М. Кулак, Е.Г. Пашинская. Наноструктурное материаловедение **8**, 217 (2010).
- [3] В.Н. Варюхин, Е.Г. Пашинская, В.М. Ткаченко, М.М. Мышляев. Металлофизика и новейшие технологии **35**, 233 (2013).
- [4] E. Pashinska, V. Varyukhin, S. Dobatkin. *Emerg. Mater. Res.* **2**, 121 (2013).
- [5] З.А. Самойленко, Н.Н. Ивахненко, Е.И. Пушенко, Е.Г. Пашинская, В.Н. Варюхин, А.В. Завдовеев. *ЖТФ* **83**, 7, 82 (2013).
- [6] Е.Г. Пашинская. Физико-механические основы измельчения структуры при комбинированной пластической деформации. Вебер, Донецк (2009). 352 с.
- [7] E. Pashinska, V. Varyukhin, A. Zavdoveev, V. Stolyarov. *Emerg. Mater. Res.* **1**, 121–126 (2012).
- [8] Е.Г. Пашинская, А.А. Толпа, М.М. Мышляев, В.В. Гришаев, А.В. Завдовеев. *Металлы* **6**, 25–31 (2011).
- [9] В.С. Иванова, А.В. Корзников. *Металлы* **1**, 103–111 (2002).
- [10] Е.Г. Пашинская, В.Н. Варюхин, А.В. Завдовеев, В.В. Бурховецкий, В.А. Глазунова. Деформация и разрушение материалов **6**, 35–41 (2012).
- [11] Е.Г. Пашинская, В.Ю. Таренков, В.Н. Варюхин, В.М. Ткаченко, И.И. Тищенко. Деформация и разрушение материалов **5**, 27–33 (2007).