

PACS: 61.66.-f, 62.20.-x

Е.Г. Пашинская

СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ ИЗМЕНЕНИЙ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ МЕДИ ПОСЛЕ ПРОКАТКИ ПО СТАНДАРТНОЙ И ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЙ ТЕХНОЛОГИЯМ

Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины
ул. Р. Люксембург, 72, г. Донецк, 83114, Украина

Статья поступила в редакцию 1 июля 2005 года

Проведен сравнительный анализ изменений структуры и свойств меди после холодной прокатки по стандартной и экспериментальной технологиям. Стандартная прокатка осуществлялась по схеме «гладкой бочки», экспериментальная – с использованием специальных калибров, позволяющих достичь значительных сдвиговых деформаций. Показано, что прокатка со сдвигом дает возможность формировать дисперсную вихревую структуру без выраженной анизотропии свойств вдоль оси прокатки.

1. Введение

Одним из путей повышения качества металлопродукции является создание и использование эффективных технологических процессов, базирующихся на современных достижениях науки. Такие процессы реализуются при различных схемах комбинированной обработки, позволяющих повысить эксплуатационные свойства этих материалов путем целенаправленного изменения их структуры и тонкого строения, в частности методами деформирования.

При значительных пластических деформациях кристаллиты в поликристаллическом теле стремятся принять определенную предпочтительную кристаллографическую ориентировку относительно внешних деформирующих сил, в результате чего создается текстура деформации. Последняя приводит к анизотропии свойств поликристаллического тела. Вид текстуры и степень ее совершенства определяются в первую очередь типом решетки и зависят от структуры, химического состава, характера и схемы деформации [1]. Так, например, при волочении или ротационной ковке в проволоке или прутках образуются преимущественно осевые текстуры – кристаллиты ориентируются по кристаллографическим направлениям $[uvw]$ вдоль направления протяжки. Важное значение текстур определяется тем, что они обуслов-

ливают анизотропию, обычно нежелательную, но иногда направленно развиваемую (например, для создания оптимальных магнитных свойств трансформаторной стали [2]).

К недостаткам, вызванным сильной анизотропией, относится продольное «расщепление» волооченной проволоки или более легкое разрушение холоднокатаных листов при их изгибе вдоль направления прокатки по сравнению с изгибом перпендикулярно этому направлению [3]. Высокая плотность дислокаций и вакансий в сильнодеформированном металле приводит к накоплению избыточной внутренней энергии и увеличению удельного объема. В случае глубокой вытяжки, например, заготовки из анизотропного листового материала образуются неровные края, а на дне получаемой детали наиболее часто возникают рванины в тех случаях, когда ее края параллельны направлению прокатки [3]. Если известны условия работы детали, форма и расположение поверхности максимальных касательных напряжений, можно опытным путем установить, какая ориентировка кристаллов в детали, изготовленной из текстурированного металла, обеспечивает наибольшую прочность и долговечность.

В ряде случаев все же можно наметить пути наиболее целесообразного использования текстурированных металлов, изменяя создаваемую в них определенную кристаллографическую ориентировку. К примеру, при заданном виде напряженного состояния (положении и характере поверхности максимальных касательных напряжений) можно изменить характер текстуры таким образом, чтобы максимально удалить плоскости и направления легчайшего сдвига от поверхности максимальных касательных напряжений. Если задано определенное положение плоскостей и направлений легчайшего сдвига, то следует изменить схему напряженного состояния, т.е. положение и форму поверхности максимальных касательных напряжений [1]. Это приведет к развитию и использованию новых схем пластической деформации, позволяющих получить металлы без ярко выраженной анизотропии свойств. В последнее время появилось значительное количество публикаций [4–8], в которых предлагается использовать классические способы деформации (прокатку, волочение, прессование, ковку и др.) для реализации и накопления интенсивных сдвигов. В результате создаются такие условия деформации металла, при которых активный массоперенос осуществляется не только вдоль оси, но и в поперечном направлении, что позволяет изменить преимущественную кристаллографическую ориентировку или вообще сформировать малотекстурированный материал.

Исходя из этих соображений, выполнялась работа, целью которой было изучение влияния схемы напряженного состояния при прокатке на изменение структуры и свойств меди. Была поставлена задача усовершенствования способа получения металлических изделий, в котором за счет создания дополнительных интенсивных сдвиговых деформаций в ребровых калибрах обеспечивается получение мелкозернистой структуры без выраженной ани-

зотропии свойств в направлении прокатки. Наиболее близким по технической сущности к предлагаемому способу является способ получения металлических изделий [9]. Однако недостатком известного способа при производстве проката является невозможность обеспечить наличие интенсивных сдвиговых деформаций. Экспериментальный способ должен позволить за счет создания определенной величины дополнительных сдвиговых деформаций по сечению раската и количества раз их использования сформировать структуру, обладающую изотропными свойствами.

2. Методика эксперимента

Проводили эксперимент с целью выявления отличий в структуре и свойствах медных образцов при использовании двух схем деформации: экспериментальной и стандартной. Стандартную прокатку (СП) выполняли на гладкой бочке, экспериментальную (ЭП) – с применением валков со специальной калибровкой, позволяющих достичь значительных сдвиговых деформаций [10]. На рис. 1 представлена принципиальная схема ЭП.

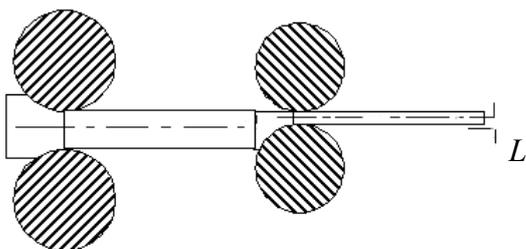


Рис. 1. Принципиальная схема ЭП

Исходную заготовку многократно деформировали в системах калибров, один из которых был пластовым, а второй – ребровым простой формы. В пластовых калибрах сечение раската выполняется прямоугольным или близким к прямоугольному. Ребровые калибры, в которых задавали раскат из пластовых калибров, были настроены со смещением (рис. 1).

Для эксперимента выбрали медь М1 следующего химического состава, %: Cu – 99.9; As – 0.002; Fe – 0.005; Ni – 0.002; Pb – 0.005; Sn – 0.002; S – 0.005; O – 0.08; Zn – 0.005; Sb – 0.002; Bi – 0.002. Медь характеризуется отсутствием полиморфных превращений, что делает ее идеальным модельным материалом для установления особенностей холодной деформации при разработке новых схем деформации. Осуществляли только холодную деформацию, чтобы избежать процессов рекристаллизации и получить объективную оценку изменений структуры и свойств образцов после различных схем деформации. Исходные прутки были получены путем прокатки, после чего выполняли отжиг меди при 500°C длительностью 2 h (образцы группы № 1) и длительностью 1 h (образцы группы № 2), а затем ее подвергали прокатке по стандартному режиму. Для экспериментального режима отжиг при 500°C выполняли в течение 1 h.

Микроструктуру отожженного и деформированных образцов исследовали при увеличениях 200–3000 на приборе «Neophot-32» после многократной полировки и травления на границы зерен 45%-ным раствором HNO₃. Фото-

графирование осуществляли цифровой камерой «Nikon». На образцах в поперечном и продольных направлениях проводили количественную оценку размеров зерен и их фрагментов, а также осуществляли измерение твердости по Виккерсу HV (нагрузка 200 г) и микротвердости H_{μ} (нагрузка 25 г). Погрешность измерений составила $\pm 5\%$.

3. Экспериментальные результаты и их обсуждение

На рис. 2, 3 приведены данные об изменении соответственно твердости и микротвердости при увеличении степени деформации в случае стандартной и экспериментальной технологий в поперечном и продольных направлениях. Максимальные значения твердости меди при СП составили 1300 МПа, при ЭП – 1270 МПа.

Как видно из рис. 2, для обоих вариантов прокатки максимальные значения твердости в продольном сечении достигнуты при разных степенях деформации: $e = 1.7$ (СП) и $e = 2.0$ (ЭП). При большем увеличении степени деформации начинается разупрочнение, что видно по падению твердости в продольном сечении для обеих схем деформации. В то же время в поперечном сечении для СП и ЭП продолжается рост твердости и повышается однородность структуры, так как уменьшается разброс значений твердости по сечению. Существующая разница между твердостью в разных сечениях может быть объяснена анизотропией структуры и свойств в разных направлениях относительно оси деформации. Анализ изменений твердости образцов групп № 1 и 2, отожженных соответственно в течение двух и одного часа, показывает некоторые различия в уровне твердости, но одинаковые тенденции. Поэтому для дальнейшего эксперимента образцы отжигали в течение 1 h, после чего выполняли ЭП.

В меди, прокатанной по экспериментальной технологии (рис. 3), на последнем этапе деформации разница в уровне микротвердости в разных сечениях практически отсутствует (менее 10 единиц), что свидетельствует о более равномерной структуре и меньшей анизотропии. При СП разница в значениях микротвердости на последнем этапе составляет 50–200 единиц. Таким образом, на конечных этапах деформации анизотропия при ЭП меньше, чем при СП.

Анализ рис. 2 показывает, что зависимости изменения твердости от степени деформации для СП и ЭП носят одинаковый характер с той разницей, что при СП процесс разупрочнения начинается на более ранних стадиях деформации. Динамика изменения HV в продольном сечении в случае СП и ЭП аналогична: при достижении $e = 1.7$ прирост твердости начинает уменьшаться. В поперечном сечении HV растет при обоих способах деформации. Однако зависимость H_{μ} от степени деформации для разных способов деформации отличается: в поперечном сечении она одинакова, а в продольном – различна (растет при ЭП и уменьшается при СП).

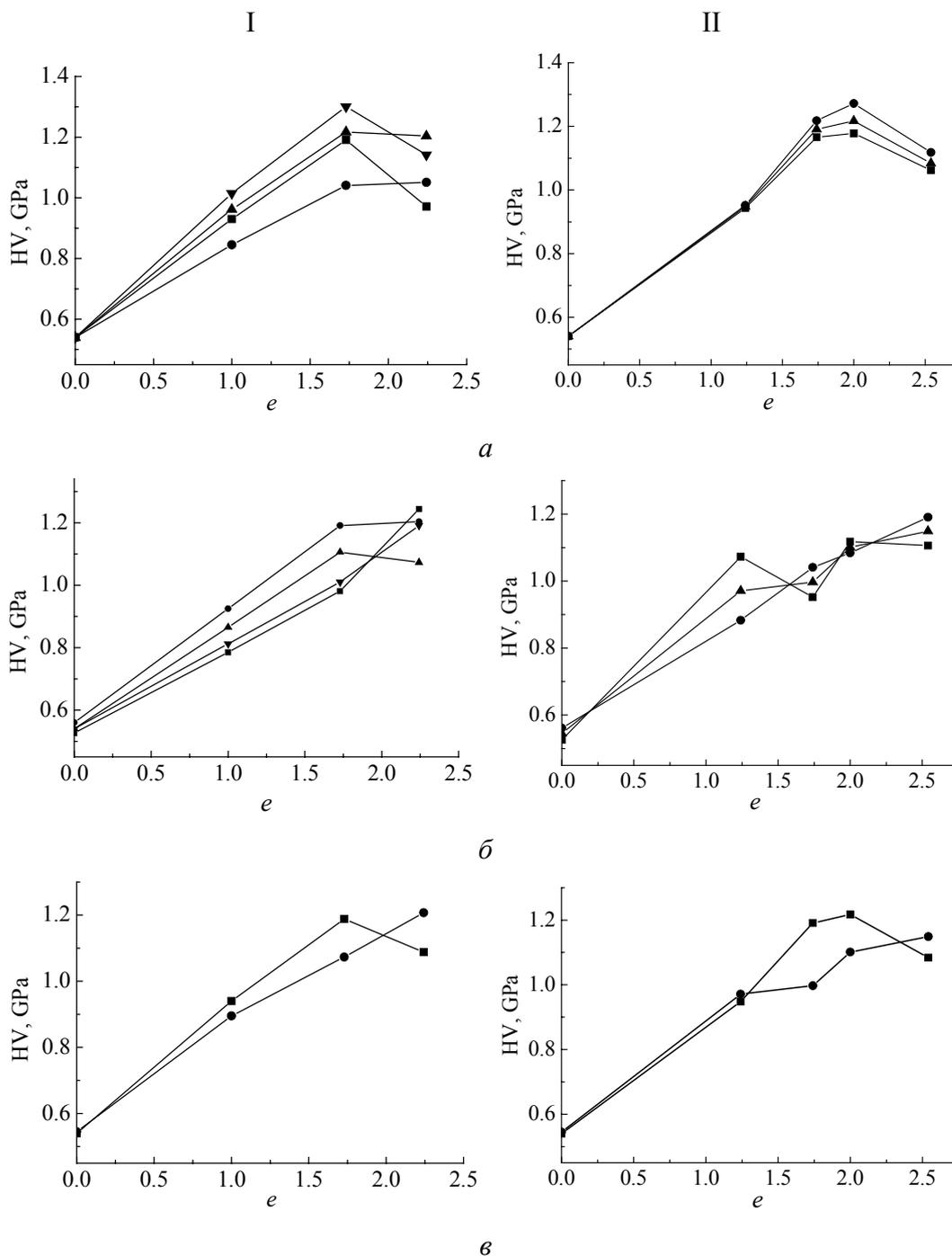


Рис. 2. Изменение твердости меди М1 при стандартной (I) и экспериментальной (II) технологиях прокатки: *а* – поперечное сечение, *б* – продольное, *в* – среднее значение твердости:

I,*а,б*: значения для образцов группы № 1 на поверхности (■) и в центре (●), для образцов группы № 2 на поверхности (▲) и в центре (▼);

II,*а,б*: значения на поверхности (■), в центре (●) и среднее (▲);

I,II,*в*: ■ – продольное сечение, ● – поперечное

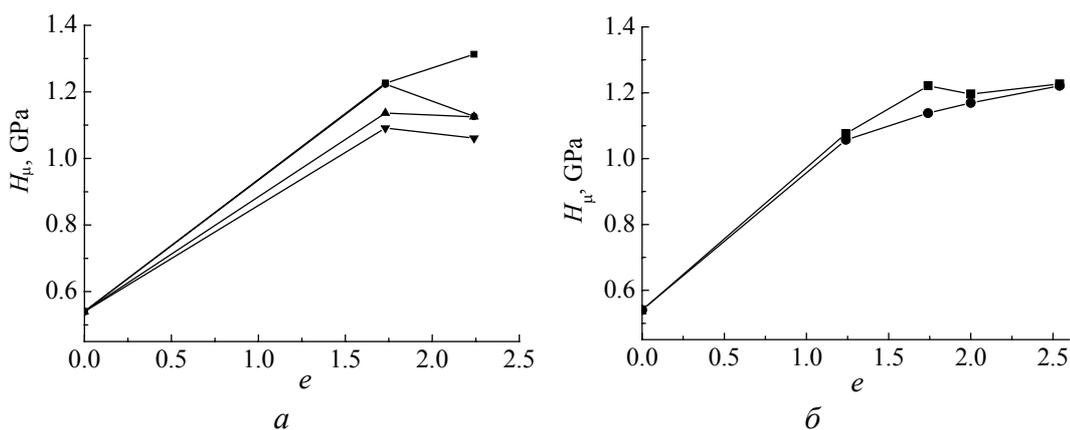


Рис. 3. Изменение микротвердости меди М1 в зависимости от способа и степени деформации: *a* – стандартная технология: образцы группы № 1: ■ – поперечное сечение, ▲ – продольное; образцы группы № 2: ● – поперечное сечение, ▼ – продольное; *б* – экспериментальная технология: ■ – поперечное сечение, ● – продольное

Принято считать, что динамика изменения значений твердости и микротвердости с увеличением степени деформации может отличаться, но быть однонаправленной. Поэтому различное поведение H_V и H_μ в случае применения ЭП требует дальнейших исследований, в частности изучения изменений микроструктуры и плотности.

На рис. 4,*a,б* представлена типичная структура меди после отжига в поперечном и продольном сечениях. Видно, что в продольном сечении структура относительно равномерная и равноосная с явно выраженными двойниками отжига. В поперечном сечении зерно также сравнительно равноосное, в целом более мелкое (таблица), что объясняется наследованием структуры после предварительных прокатки иковки.

Оба способа деформации приводят к измельчению структуры, размер зерна колеблется от 7 до 150 μm (рис. 4,*в-е*). В результате деформации зерна не только измельчаются, но и меняют свою форму: стандартная деформация приводит к появлению текстуры.

При СП в продольном сечении зерна из равноосных становятся вытянутыми и ориентированными вдоль оси деформации, что характеризуется пониженным коэффициентом вытянутости $k = d/l$ (таблица), тогда как в поперечном сечении при увеличении степени деформации до $e = 2.24$ зерно становится практически равноосным. Его размер на последних этапах деформации уменьшается до 9 μm . Снижение уровня твердости и микротвердости в продольном сечении, увеличение размера зерна на последних этапах деформации в совокупности с мелким равноосным зерном в поперечном сечении может свидетельствовать о протекании процесса рекристаллизации в процессе деформации. Об этом же свидетельствует динамика изменений средних значений коэффициента вытянутости.

Однако, следует отметить, что падение уровня твердости и микротвердости может быть связано и с развитием пористости.

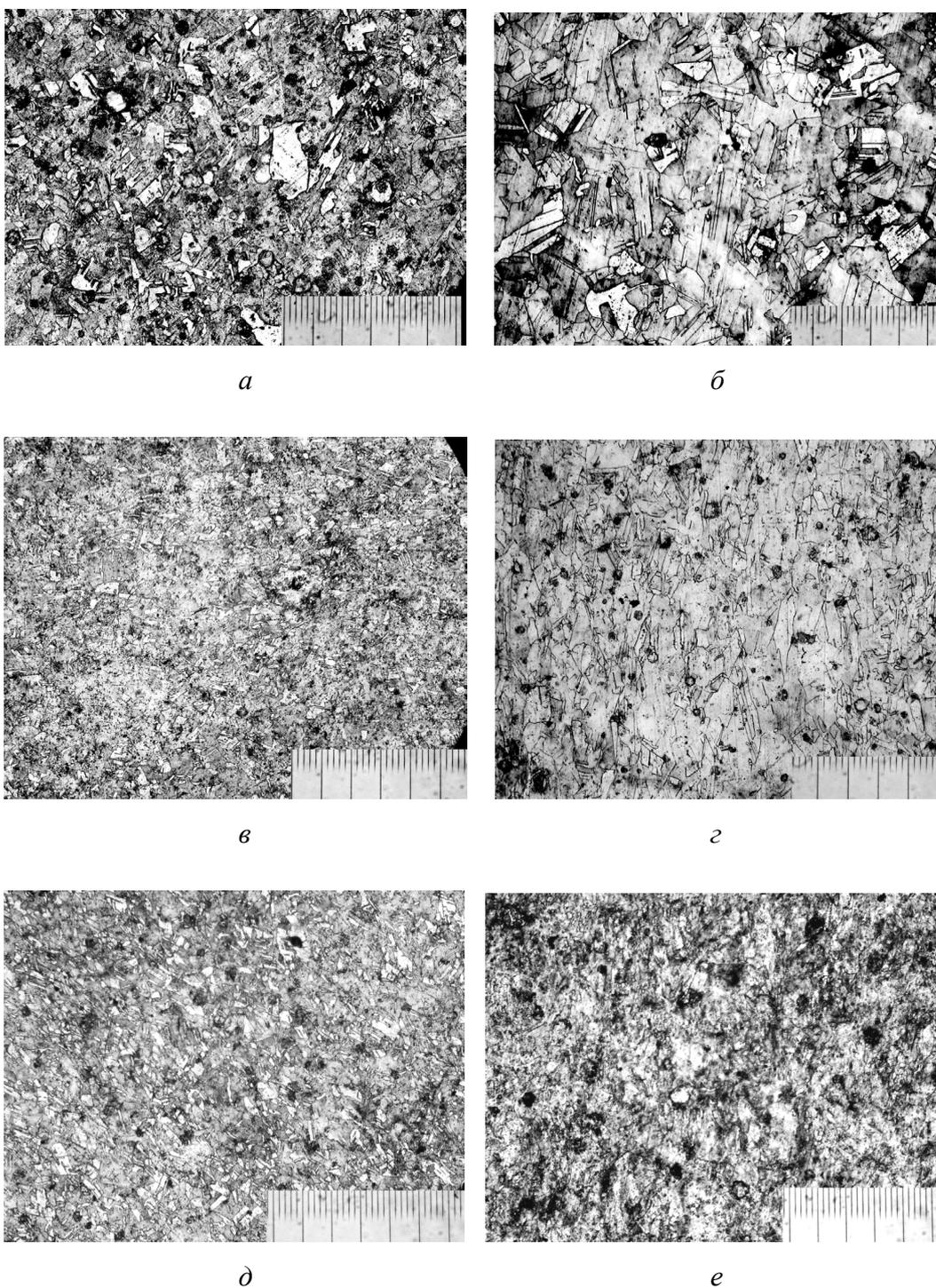


Рис. 4. Микроструктура меди М1 после отжига (*a*, *б*), СП (*в*, *г*) и ЭП (*д*, *е*), $\times 250$: *a*, *в*, *д* – поперечное сечение, *б*, *г*, *е* – продольное; одно деление – 10 μm

Изменение размера зерен и коэффициента вытянутости меди М1 в зависимости от вида и степени деформации

Вид обработки	Суммарная степень деформации	Размер зерна (μm) для сечения								
		поперечного			продольного			среднего		
		d	l	$k = d/l$	d	l	$k = d/l$	d	l	$k = d/l$
Отжиг, 500°C, 1 h	0	150	170	0.88	200	200	1	175	185	0.95
СП	1.0	29	44.5	0.65	85	135	0.63	57	89.75	0.64
	1.73	9	25	0.37	30	75	0.405	19.5	50	0.39
	2.24	8.5	9	0.95	15	105	0.15	11.75	57	0.21
ЭП	1.24	35	47	0.75	90	150	0.6	62.5	98.5	0.63
	1.74	25	39	0.64	25	56	0.45	25	47.5	0.53
	2.00	12	24	0.5	8	33	0.24	10	28.5	0.35
	2.54	10	40	0.25	7	15	0.47	8.5	29.5	0.29

ЭП измельчает структуру на ранних этапах деформации так же, как и СП. Зерно измельчается и вытягивается вдоль оси деформации. На рис. 5 видно, что при ЭП коэффициент формы зерна в поперечном сечении имеет такой же характер изменений, как и для зерна в продольном сечении при СП – зерно вытягивается вдоль оси деформации. Зерно в образцах в поперечном сечении после ЭП характеризуется уменьшением коэффициента вытянутости при росте степени деформации, в то время как при сопоставимых степенях деформации при СП коэффициент близок к 1, что говорит о равноосном зерне (рис. 5). Сравнительный анализ (рис. 5,а,б) показывает, что на последних этапах деформации изменения коэффициента формы зерна для СП свидетельствуют о существенной анизотропии, а для схемы ЭП анизотропия не выражена. В поперечном сечении зерно после СП имеет меньшие размеры, чем при экспериментальной технологии при сопоставимой степени деформации.

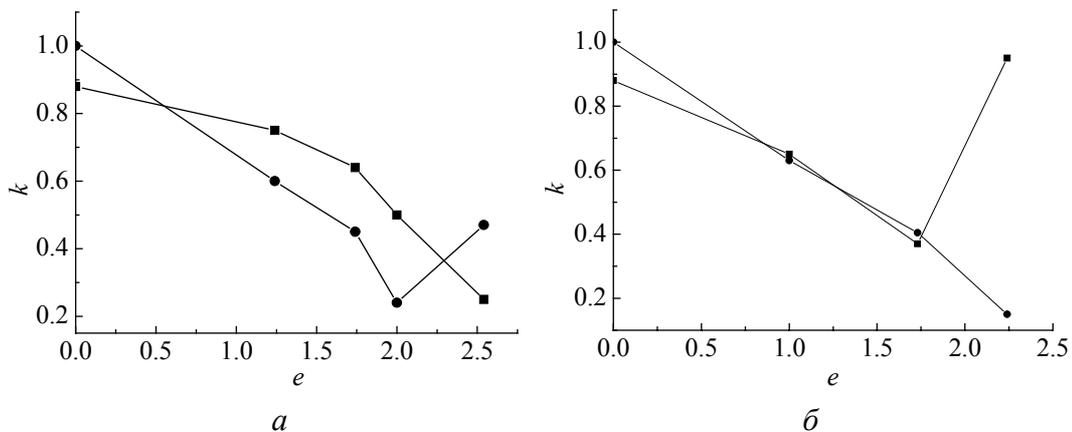


Рис. 5. Изменение коэффициента формы зерна k при ЭП (а) и СП (б) в зависимости от степени деформации e для поперечного (■) и продольного (●) сечений

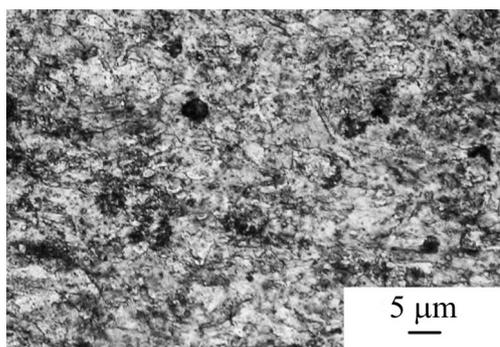


Рис. 6. Микроструктура меди М1 при $e = 2.54$ после ЭП

Зависимость коэффициента формы зерна металла после ЭП в продольном сечении имеет такой же характер, как в образцах после СП в поперечном сечении. Однако существенным отличием структур, полученных разными способами, является то, что на последнем этапе деформации в продольном сечении при ЭП формируется так называемая вихревая структура, в то время как при СП образуется вытянутое, ориентированное вдоль оси деформации зерно. Зерно после ЭП в продольном сечении очень мелкое и не ориентированное вдоль оси деформации. Необходимо отметить, что достаточно трудно оценить истинное сечение зерна, поскольку оно состоит из фрагментов, «закрученных» относительно оси деформации, поэтому длину зерна можно считать достаточно условной.

Увеличение размера зерна при $e = 2.54$ в поперечном сечении в совокупности с падением твердости в продольном сечении может объясняться протеканием рекристаллизации в процессе деформации. Если учесть, что при этом мы наблюдаем в обоих сечениях рост микротвердости до уровня, соответствующего стандартной схеме деформации, то можно предположить, что такая ситуация объясняется наличием мелких рекристаллизованных зерен (рис. 6), которые еще не успели вырасти. Это может приводить к высокому уровню микротвердости при несколько большем размере зерна. В общем, при ЭП в поперечном сечении мы наблюдаем изменения, характерные для продольного сечения СП, и наоборот. Наблюдаемое явление не типично и объясняется особенностями перетекания металла в калибрах при проведении ЭП. Именно такой ориентировкой кристаллитов объясняется ранее отмеченный факт необычных изменений твердости и микротвердости образцов после ЭП.

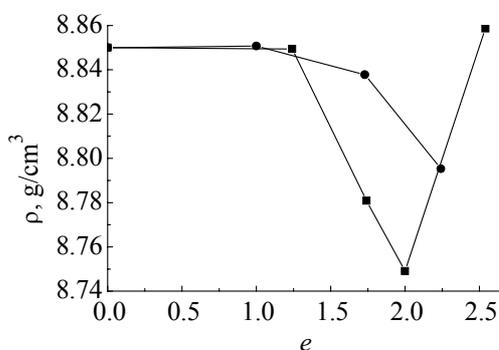


Рис. 7. Изменение плотности меди М1 при ЭП (■) и СП (●)

Измерение плотности меди (рис. 7) показало, что падение уровня твердости и микротвердости на заключительных этапах деформации может объясняться принципиально разными факторами. Так, после СП плотность меди снижается с ростом степени деформации, а после ЭП – начинает увеличиваться при достижении $e = 2.0$. Такое повышение плотности может объясняться активно протекающей в процессе деформации рекристаллизацией и частичным залечиванием дефектов.

Таким образом, в случае применения СП наблюдается одновременное развитие процесса фрагментации, порообразования и начала рекристаллизации. Те же процессы происходят при ЭП, однако более активное протекание процессов рекристаллизации приводит к значительному уменьшению пористости на последнем этапе деформации.

Выводы

1. Установлено, что в ходе ЭП на последнем этапе деформации формируется дисперсная структура. СП способствует образованию структуры, ориентированной вдоль оси деформации. После экспериментальной прокатки фиксируется зерно размером 7–10 μm , содержащее более мелкие фрагменты. Сформированное зерно хаотически ориентировано по направлению к оси деформации. Полученные образцы отличаются меньшей анизотропией свойств по различным сечениям. Преимуществом схемы является высокая плотность металла и большая равномерность свойств в поперечном и продольных сечениях, что объясняется особенностями течения материала при ЭП.

2. Анализ показал, что предложенная схема деформации позволяет достичь максимального уровня твердости при больших степенях деформации, чем при СП. При тех же степенях деформации ЭП в среднем меньше измельчает зерно за счет активного протекания процессов рекристаллизации. Эти особенности и высокая плотность материала означают, что после ЭП прокатанный материал будет иметь больший запас пластичности по сравнению с СП, аналогично тому, как это было получено для высокоуглеродистой эвтектоидной стали [10]. Анализ данных показывает, что особенности структуры при ЭП и СП обеспечиваются конкурентным протеканием фрагментации и рекристаллизации *in situ*, причем процессы рекристаллизации при ЭП протекают быстрее, чем при СП. Данная схема деформации может позволить увеличить частные обжатия и сократить количество промежуточных отжигов. Высокий уровень твердости и микротвердости в образцах позволяет надеяться получить высокие характеристики прочности на других материалах при использовании ЭП.

1. М.Л. Бернштейн, Структура деформированных металлов, Металлургия, Москва (1977).
2. А.Т. Неделин, Л.В. Миронов, Сталь № 4, 78 (2002).
3. В.Н. Гриднев, В.Г. Гаврилюк, Ю.Я. Мешков, Прочность и пластичность холоднодеформированной стали, Наукова думка, Киев (1974).
4. Н.А. Ахмадеев, Р.З. Валиев, В.И. Копылов, Р.Р. Мулюков, Металлы № 5, 96 (1992).
5. С.В. Добаткин, Р.З. Валиев, Н.А. Красильников, Г.И. Рааб, В.Н. Коненкова, МиТОМ № 9, 31 (2000).
6. К.Н. Kim, D.N. Lee, Acta Materialia Inc. № 49, 2583 (2001).

7. Е.Г. Пашинская, А.А. Толпа, Д.П. Кукуй, В.Н. Варюхин, С.И. Марчук, И.И. Тищенко, *Металлофиз. новейшие технол.* **27**, 535 (2005).
8. В.В. Губернаторов, Л.Р. Владимиров, Т.С. Сычева, В.П. Пилюгин, Б.К. Соколов, А.Н. Мартемьянов, В.С. Матвеева, *ФММ* **98**, № 4, 83 (2004).
9. Патент Украины № 7957, МПК В21В1/00
10. Е.Г. Пашинская, А.А. Толпа, *Металлы* № 5, 85 (2004).

E.G. Pashinskaya

COMPARATIVE ANALYSIS OF CHANGES IN STRUCTURE AND PROPERTIES OF COPPER ROLLED BY STANDARD AND EXPERIMENTAL TECHNOLOGIES

A comparative analysis of changes in structure and properties of copper past cold rolling by standard and experimental technologies has been performed. The standard rolling was by the «flat body» scheme. The experimental scheme gave considerable shearing strain due to the utilization of special rolls. It is shown that rolling with shear makes it possible to develop the disperse vortex structure with no pronounced anisotropy of properties along the rolling axis.

Fig. 1. Diagram of experimental rolling

Fig. 2. Changes in copper M1 microhardness under standard (I) and experimental (II) rolling technologies: a – cross-section, \bar{b} – longitudinal section, \bar{c} – average hardness value:

I, a, \bar{b} : values for sample № 1 on the surface (■) and in the centre (●), for sample № 2 on the surface (▲) and in the centre (▼);

II, a, \bar{b} : values on the surface (■), in the centre (●) and average one (▲);

I, II, \bar{c} : ■ – longitudinal section, ● – cross-section

Fig. 3. Changes in microhardness of copper M1 depending on deformation type and degree: a – standard technology: sample № 1: ■ – cross-section, ▲ – longitudinal section; sample № 2: ● – cross-section, ▼ – longitudinal section; \bar{b} – experimental technology: ■ – cross-section, ● – longitudinal section

Fig. 4. Microstructure of copper M1 past the annealing (a, \bar{b}), standard rolling (SR) (\bar{c}, z) and experimental rolling (ER) (\bar{d}, e), $\times 250$: a, \bar{c}, \bar{d} – cross-section, \bar{b}, z, e – longitudinal section; one division – 10 μm

Fig. 5. Changes in coefficient of grain shape k under ER (a) and SR (\bar{b}) depending on deformation degree e for cross- (■) and longitudinal (●) section

Fig. 6. Microstructure of copper M1 for $e = 2.54$ past the ER

Fig. 7. Changes in density of copper M1 past ER (■) and SR (●)