

PACS: 61.66.-f

Е.Г. Пашинская

ВЛИЯНИЕ СДВИГОВЫХ НАПРЯЖЕНИЙ
НА ПРОЦЕССЫ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ
ПРИ КОМБИНИРОВАННЫХ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЯХ

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

Статья поступила в редакцию 5 мая 2004 года

*Рассмотрено влияние сдвиговых напряжений на процессы структурообразования на примере схем интенсивной сдвиговой комбинированной пластической деформации (винтового прессования, прокатки со сдвигом). Показано, что пластическая деформация со сдвигом способствует более быстрому протеканию полигонизации и рекристаллизации *in situ* в процессе деформации и позволяет сформировать мелкие зерна с большеугловыми границами и малым количеством дислокаций в теле зерна. Особенности сформированной структуры позволяют развиваться процессам зернограницного проскальзывания и внутризеренного скольжения; развитие пористости стимулирует активный диффузионный массоперенос. Полученные особенности структуры определяют одновременно высокие характеристики прочности и пластичности материала непосредственно после деформации и приводят к гораздо более медленному исчерпанию ресурса пластичности при последующих деформациях.*

Комбинированные пластические деформации являются признанным инструментом для формирования мелкодисперсных структур. Под этим термином понимается деформация в условиях действия нескольких сил или моментов сил. В последнее время активно развиваются схемы интенсивной пластической деформации с применением высокого давления и сдвига. Накопилось значительное количество данных о совместном влиянии сдвиговых напряжений и давлений на процессы структурообразования для различных материалов [1–5]. Получен целый класс материалов с высоким уровнем пластичности при сохранении прочности. Большое число работ [1–7] доказывает необходимость применения высоких давлений, так как считается, что именно наличие их позволяет реализовать механизмы релаксации (фрагментацию и порообразование) без разрушения металла. Это дает возможность продолжить процесс деформирования с накоплением степени деформации. Необходимо отметить, что в указанных работах рассматривается холодная или теплая пластическая деформация, при которой отсутствие давления дей-

ствительно приводит к формированию микротрещин и развитию их в макротрещины.

В то же время особенности процессов горячей деформации, в частности высокие значения коэффициентов диффузии, позволяют осуществить массоперенос и «залечить» дефекты в ходе деформации. Это дает принципиальную возможность применить комбинированную интенсивную горячую пластическую деформацию со сдвигом без приложения высокого давления для получения материалов с высоким уровнем прочности и пластичности одновременно. Однако необходимо учитывать, что в случае применения горячей пластической деформации со сдвигом изменения структуры и свойств будут связаны с особенностями не только самой деформации, но и фазовых превращений в процессе охлаждения.

В последние годы большое внимание уделяется [5,7–9] наследованию особенностей структур, сформированных в процессе горячей пластической деформации. Достоверно показано [10,11], что ее схема, количество проходов, температура деформации, особенно температура ее окончания, определяют протекание процессов распада аустенита после деформации, наряду с влиянием скорости охлаждения. Традиционные формы прокатки, разработанные и апробированные в течение ряда лет, оптимизируют процесс деформации по усилиям клеток, устойчивости раската, производительности стана. Регулирование температуры окончания прокатки и скорости охлаждения, а также микролегирование сталей позволяют получить мелкие рекристаллизованные зерна с высокоугловыми границами и большим количеством дислокаций в теле зерна, закрепленных примесными атомами [12,13]. Именно поэтому металл, имеющий после горячей пластической деформации удовлетворительное сочетание прочность-пластичность, при дальнейших деформационных обработках (холодной высадке, волочении) быстро теряет пластичность и требуется специальная термическая обработка для ее восстановления и получения возможности продолжения деформации.

Например, на рис. 1,а показано изменение механических свойств стали 08Г2СЦ в зависимости от степени деформации: после деформации 70% наблюдается значительное снижение относительного сужения. Отжиг (рис. 1,б) приводит к росту пластических характеристик δ , ψ ; фиксируется значительный рост относительного сужения при температуре отжига 600°C. Однако проведение отжига означает дополнительное расходование энергетических и материальных ресурсов, в то время как остаются неиспользованными возможности повышения пластичности вследствие формирования особой структуры и субструктуры материалов, характеризующиеся малыми (менее 1 μm) размерами и низкой (порядка 10^6 – 10^7 cm^{-2}) плотностью дислокаций в теле зерна.

Необходимо учитывать, что в случае проведения теплой или горячей деформации определяющий вклад в формирование структуры металла вносят

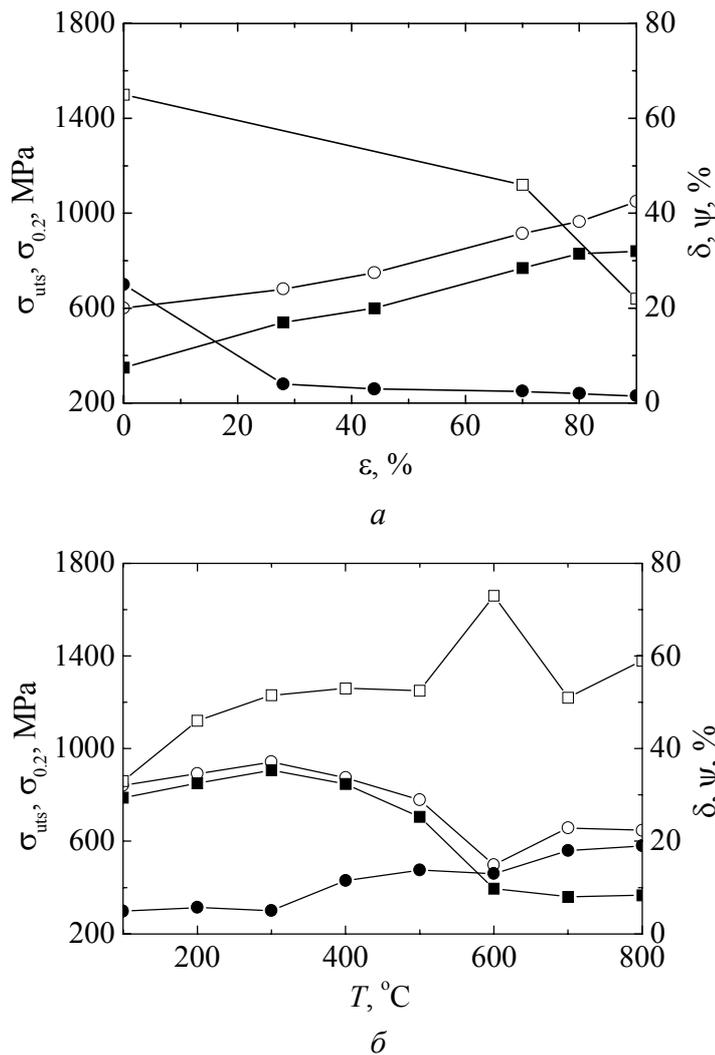


Рис. 1. Изменение механических свойств малоуглеродистой стали 08Г2СЦ при увеличении степени деформации (а) и последующем отжиге (б): ● — δ, ○ — σ_{uts}, ■ — σ_{0.2}, □ — ψ

процессы ее перестройки в ходе деформации при высоких температурах: полигонизация и рекристаллизация. Известно, что механизм зарождения и роста зерен в ходе рекристаллизации бывает различным, в том числе возможно протекание рекристаллизации *in situ*. Новые высокоугловые границы образуются в результате пластического деформирования, и исходное зерно разделяется на части субмикронного размера. Вследствие динамического возврата границы приобретают более уравновешенную структуру, и формируется явно выраженная сверхмелкозернистая структура. Этот процесс не сопровождается значительным перемещением границ зерен.

В работе [8] показано, что протекание рекристаллизации по такому механизму позволяет сформировать новые зародыши зерен из блоков с использованием субграниц переменной ориентации, в отличие от статической рекристаллизации, при которой зародыши растут на границах старых большеугловых зерен.

Однако динамическая полигонизация, происходящая непосредственно во время деформации, конкурирует с рекристаллизацией *in situ*. Развитие рекристаллизации или полигонизации определяется энергией активации движе-

ния дислокаций: для α -Fe, Cu и др. [16,17] она сопоставима с энергией деформации; для γ -Fe, Al, Ti и др. отличается значительно. Во втором случае вероятнее протекание полигонизации. Поскольку субграницы, сформированные динамической полигонизацией, могут быть мало- и среднеугловыми, свойства металла будут определяться не только границами зерен, но и тем, какие именно субграницы образовались в результате деформации. В исследованиях М.Л. Бернштейна с сотрудниками [8,9] показано, что в ряде случаев среднеугловые границы достаточно устойчивы и в процессе деформации мало изменяются (не рассыпаются и не аннигилируют), лишь увеличивая угол разориентировки до больших углов. Таким образом, формирование уровня механических свойств будет определяться развитием двух процессов (полигонизации и рекристаллизации) и их вкладом в структурообразование.

Большинство хорошо апробированных и широко применяемых схем термомеханической обработки формирует мелкое зерно (№ 9–11 по ГОСТ 5639–78) с развитой субструктурой и большим количеством дислокаций ($> 10^{10} \text{ см}^{-2}$) в теле зерна. Например, на рис. 2,а показана тонкая структура меди М1 после холодной прокатки с плотностью дислокаций порядка 10^{10} см^{-2} . И хотя, согласно уравнению Холла–Петча, прочностные свойства такого металла высоки благодаря формированию мелкозернистой структуры, динамические свойства дислокационного массива снижены, что приводит к малому ресурсу пластичности.

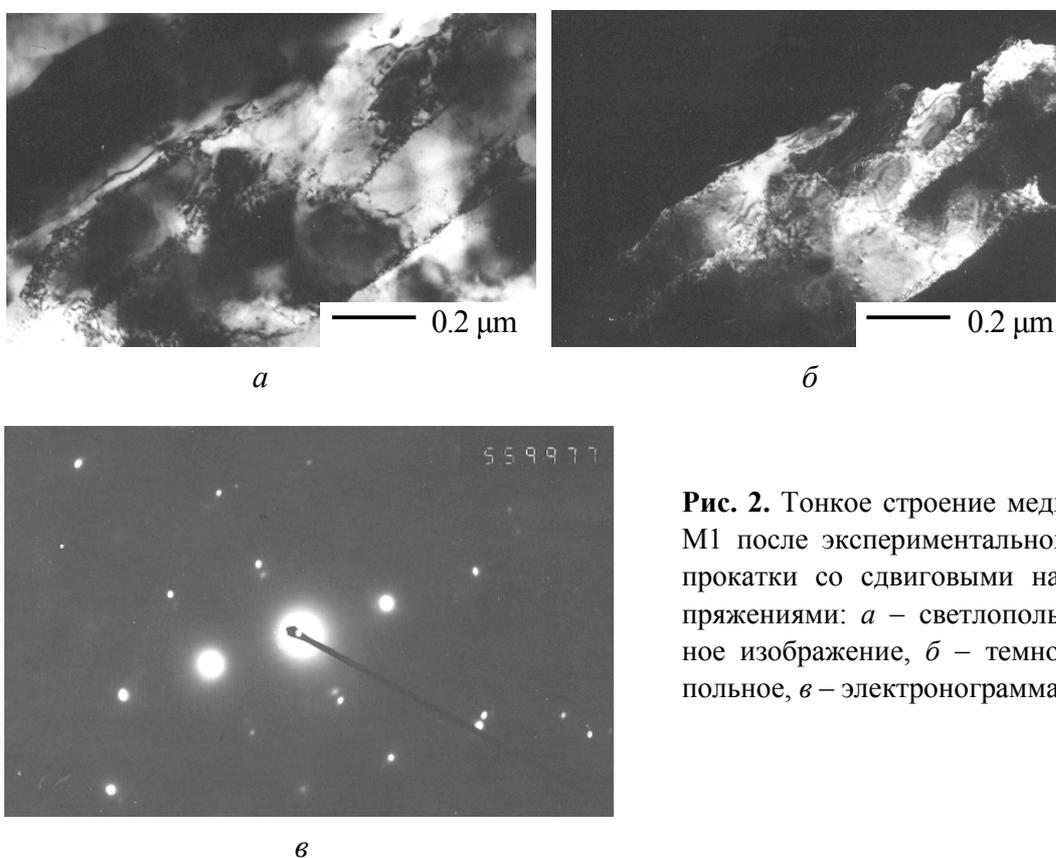


Рис. 2. Тонкое строение меди М1 после экспериментальной прокатки со сдвиговыми напряжениями: а – светлопольное изображение, б – темнопольное, в – электронограмма

Использование технологий интенсивной пластической деформации со сдвигом, в отличие от «классических» схем термомеханической обработки, позволяет формировать мелкие рекристаллизованные зерна (менее 1 μm) с малым количеством дислокаций в объеме зерна (10^6 – 10^7 cm^{-2}) либо такие же мелкие рекристаллизованные зерна, но состоящие из субзерен с границами переменной ориентации (рис. 2,б). Во втором случае субзерна также содержат малое количество дислокаций [11,12,14]. По существующим представлениям получение мелкого зерна с малым количеством дислокаций требует большой скорости стока дислокаций в процессе деформации. Этого можно достигнуть за счет либо отказа от легирования твердого раствора, либо увеличения температуры деформации. Однако для конструкционных материалов оба пути являются малоприменимыми, так как при известных схемах пластической деформации это приведет к формированию крупного зерна, что проявится в уровне свойств.

В то же время существует большое количество наблюдений, свидетельствующих о благотворном влиянии сдвиговых напряжений на динамические характеристики дислокационной структуры. В работе [14] отмечается, что только в случае одновременного кручения и растяжения в условиях сверхпластичности удается наблюдать реализацию всех стадий структурообразования: горячий наклеп \rightarrow неустановившаяся динамическая полигонизация \rightarrow установившаяся динамическая полигонизация \rightarrow динамическая собирательная полигонизация \rightarrow динамическая рекристаллизация \rightarrow динамическая собирательная рекристаллизация. Именно наличие сдвиговой деформации приводит к активному протеканию указанных процессов, а интенсивность деформации обеспечивает значительную фрагментацию структуры. Совокупное влияние этих двух параметров создает предпосылки формирования мелкодисперсной структуры с большеугловыми границами зерен и незначительным количеством дислокаций в теле зерна аналогично структурам, получаемым после применения специальных методов интенсивной пластической деформации со сдвигом (кручение в наковальнях Бриджмена, равноканальное угловое прессование).

Мы считаем, что значительные одномоментные сдвиговые напряжения позволяют создать условия повышенной подвижности дислокационной структуры как при холодной, так и при горячей деформации. Нами изучено влияние комбинированной пластической деформации (кручения с растяжением) на структуру меди [15]. Показано, что такая деформация приводит к образованию мелкокристаллической структуры (размер зерен 0.3–1.0 μm) с высоким уровнем пластических и прочностных характеристик. Установлено, что при создании комбинированного напряженного состояния наличие касательных напряжений делает более легким процесс пластического течения под действием нормальных напряжений, вследствие чего напряжения течения снижаются в 2–5 раз. Это служит еще одним экспериментальным подтверждением высказанного предположения о различной подвижности дис-

локационной структуры в зависимости от вида напряженного состояния, при котором она формируется. При развивающейся деформации дислокации перемещаются в границы зерен, способствуя созданию фасеток в границах, увеличивая их толщину, угол разориентации и обеспечивая вклад плоскостей скольжения, обычно не задействованных в процессе пластической деформации.

Современные представления о мезоскопических процессах в структурообразовании при пластической деформации [24,25] рассматривают роль изгибной моды в ходе фрагментации. Высокая плотность дислокаций приводит к локальным изгибам кристаллических плоскостей, предшествующих фрагментации, и практически определяет размер будущих фрагментов. Снятие напряжений и образование тонких границ фрагментов определяет переход к ротационной моде (поворотам на дискретные углы).

Благотворное влияние сдвиговых напряжений может базироваться на том факте, что значительные одномоментные сдвиговые напряжения дают возможность сформировать большое количество дислокаций с винтовыми компонентами [16].

В настоящее время принято считать [17–19], что активация движения винтовых дислокаций больше, чем краевых, поэтому пластичность в значительной степени обеспечивается перемещением последних. Это типично для начальных этапов деформации. На конечных же этапах деформация обеспечивается именно перемещением винтовых дислокаций [17,18,20] (II и III этапы кривых растяжения-сжатия).

На рис. 3 приведены кривые сжатия медного композита $\text{Cu} + \text{Cu}_2\text{O}$ после винтового прессования [21]. Запись кривых осуществляли с одновременной фиксацией структурных изменений композита, исследовали характер линий скольжения на разных стадиях деформирования. Рисунок иллюстрирует, что на третьей стадии деформация обеспечивается в основном поперечным скольжением винтовых фрагментов дислокаций. На кривых сжатия наблюдается три стадии: 1) легкого скольжения с малым коэффициентом упрочнения; 2) быстрого упрочнения; 3) динамического отдыха с постепенно уменьшающимся по мере роста деформации упрочнением. Эти стадии отличаются по механизмам движения и взаимодействия дислокаций. На стадии 1 видны прямые линии скольжения по первичной системе. Плотность линий растет с увеличением степени деформации. Концу легкого скольжения соответствует значительная активность вторичных систем скольжения. В стадии 2 длина линий скольжения убывает обратно пропорционально пластическому сдвигу. Плотность линий сдвига растет, а при переходе к 3-й стадии наблюдаются следы поперечного скольжения и фрагментация полос скольжения. Таким образом, в случае развивающейся деформации все больший вклад вносят винтовые дислокации.

Теоретические представления и практические опыты [6,22,23] показывают, что существует некий критический размер зерна (обычно называют ве-

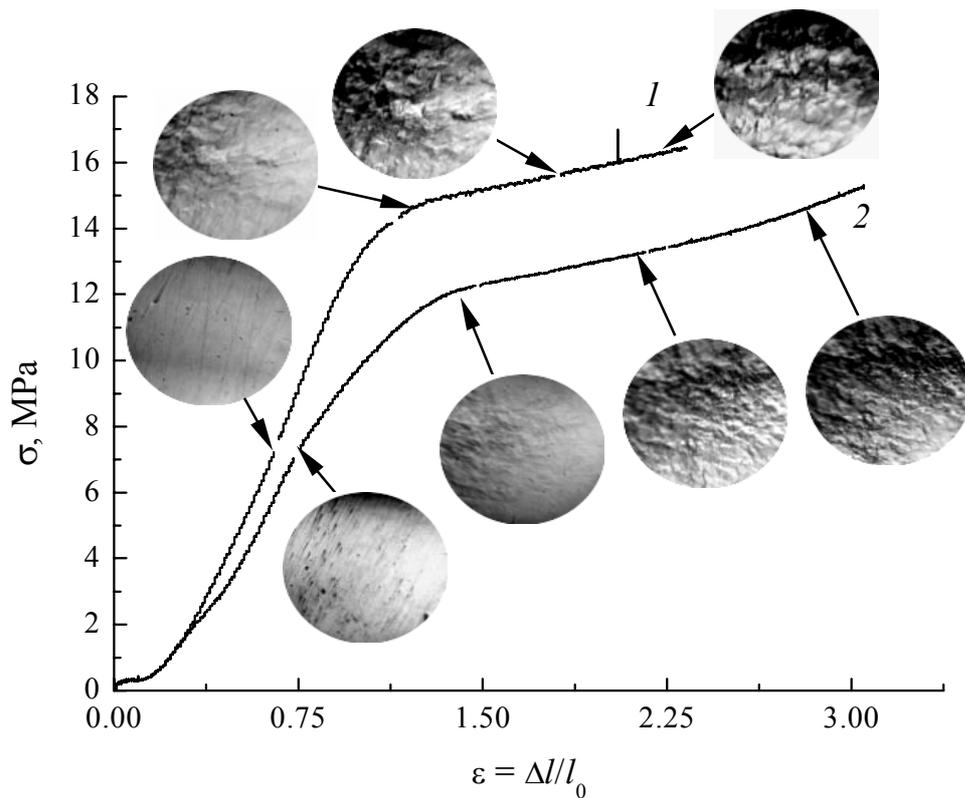


Рис. 3. Диаграммы сжатия медного композита $\text{Cu} + \text{Cu}_2\text{O}$ после винтового прессования в направлении перпендикулярном (1) и параллельном (2) оси винтового прессования

личину порядка $1\text{--}0.1 \mu\text{m}$), достижение которого приводит к скачку свойств за счет изменения соотношения объема зерна и объема границ и реализации механизмов зернограницного проскальзывания. «Включение» именно этих механизмов обеспечивает высокую пластичность при сохранении прочности. Однако из приведенных данных следует, что кроме собственно размера зерна следует учитывать особенности строения границ зерен, распределение дислокаций внутри зерен и тип дислокационной структуры [6,22,23].

Границы, сформированные интенсивной пластической деформацией со сдвигом, как правило, очень подвижны и могут быть названы неравновесными. Под этим термином понимаются: границы с неравновесной концентрацией точечных дефектов; границы с искривленной поверхностью; границы, содержащие решеточные дислокации и внесенные зернограницные дефекты [22]. Соответственно неравновесное состояние зернограницной структуры характеризуется повышенной энергией и нескомпенсированными дальнедействующими напряжениями. Энергии неравновесной и равновесной границ, создающих одинаковый разворот кристаллов, различаются величиной энергии упругого поля и энергии взаимодействия между элементами зернограницной структуры. В таких структурах даже в случае прекращения деформации происходят процессы самопроизвольной релаксации при

комнатных температурах. Система стремится уменьшить степень неравновесности за счет отдыха, возврата, полигонизации, а в некоторых случаях и рекристаллизации. Такую рекристаллизацию можно было бы назвать статической, поскольку она происходит после окончания процесса деформации. Но имеет место одно существенное отличие: подвод энергии не производится и рекристаллизация протекает без нагрева за счет энергии, накопленной во время деформации.

Наши опыты на меди М1 показали, что ее вылеживание в течение 1.5 лет после винтового прессования [2,3] приводит к росту зерен с 200 nm ($0.2 \mu\text{m}$) до $200 \mu\text{m}$, т.е. размер зерна увеличивается самопроизвольно на три порядка (рис. 4). Аналогичные явления наблюдались нами с течением времени также в сложных сплавах [12,13], что вполне объяснимо с точки зрения закрепления границ примесными атомами или выделениями второй фазы. Такие материалы склонны к изменению температур статической рекристаллизации на $100\text{--}200^\circ\text{C}$, что зафиксировано многочисленными исследованиями [5,6]. Эти факты однозначно свидетельствуют о значительном отличии динамических характеристик границ. Очевидно, что для них характерна высокая степень неравновесности и подвижности границ. Следовательно, если схема деформации [26–28] позволяет сформировать большое количество винтовых

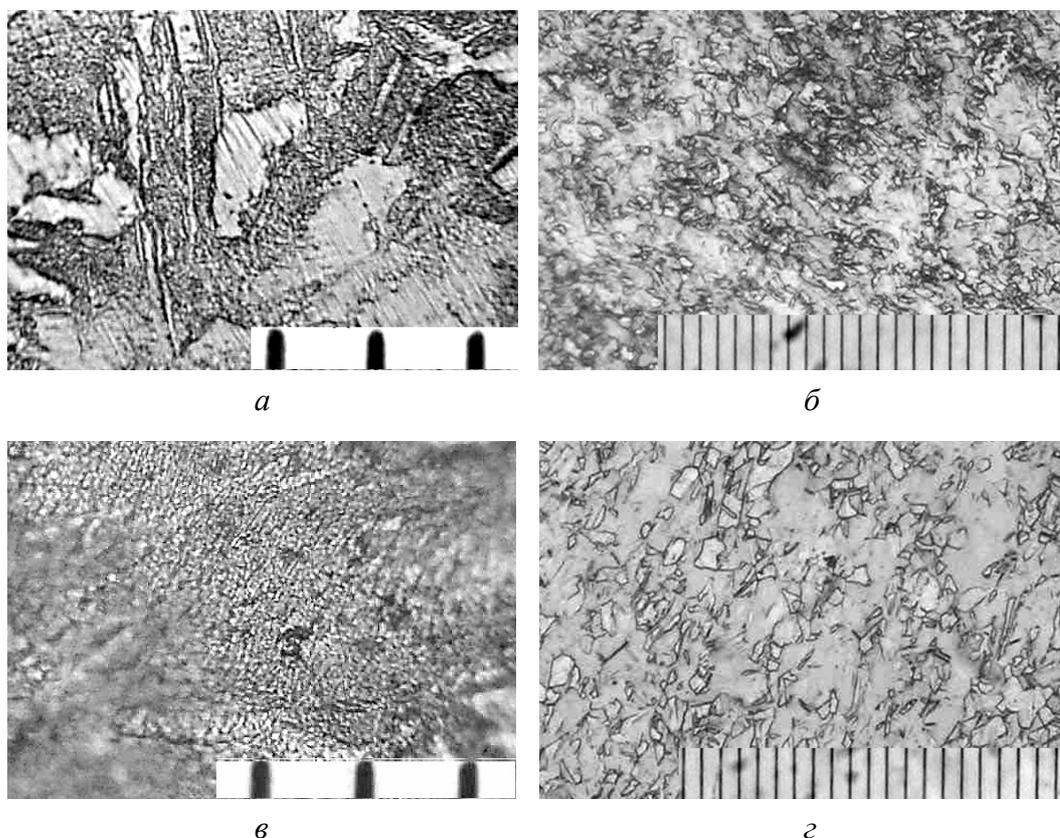


Рис. 4. Микроструктура меди М1, подвергнутой винтовому прессованию: *а, в* – непосредственно после прессования; *б, г* – после вылеживания при $T = 25^\circ\text{C}$ в течение 1.5 лет

дислокаций или дислокаций, содержащих винтовую компоненту, перемещающихся при деформации из тела зерна на границу, то их динамические свойства будут существенно отличаться. Поэтому при деформации со сдвигом сформированные полигонизацией и рекристаллизацией *in situ* границы имеют большую подвижность и способность реализовать механизмы зернограницного скольжения и ротации, а значительное количество вакансий способствует активному протеканию внутризеренного скольжения и направленного диффузионного массопереноса.

Полученные данные позволяют сделать вывод о том, что для получения материалов с повышенным ресурсом пластичности задачи, которые должны решаться с применением новых комбинированных схем интенсивной деформации, могут звучать так: получение большеугловых границ мелких ($\leq 1 \mu\text{m}$) зерен либо субзерен со значительным вкладом винтовых дислокаций или дислокаций, содержащих винтовую компоненту.

Применение интенсивных методов деформации со значительными сдвиговыми одномоментными напряжениями дает возможность сформировать дислокационную структуру, обеспечивающую протекание полигонизации и рекристаллизации *in situ* в процессе деформации. Это позволяет сформировать мелкие зерна с малым количеством дислокаций в теле зерна и большеугловыми границами, способствующими протеканию зернограницного проскальзывания под нагрузкой. Подвижность сформированной дислокационной структуры и большое количество вакансий приводят к реализации активного диффузионного массопереноса и внутризеренного скольжения.

В заключение автору хотелось бы выразить искреннюю благодарность М.М. Мышляеву, С.В. Добаткину, А.А. Толпе и В.В. Пашинскому за плодотворные дискуссии.

1. Н.И. Носкова, А.В. Корзников, С.Р. Идрисова, ФММ **89**, № 4, 103 (2000).
2. В.Н. Варюхин, Е.Г. Пашинская, С.В. Добаткин, С.Г. Сынков, В.М. Ткаченко, А.В. Решетов, ФТВД **12**, № 4, 53 (2002).
3. В.Н. Варюхин, Е.Г. Пашинская, Л.С. Метлов, А.Ф. Морозов, А.С. Домарева, С.Г. Сынков, В.Г. Сынков, Т.П. Заика, ФТВД **12**, № 1, 29 (2002).
4. С.Н. Каверина, Э.П. Печковский, Г.Ф. Саржан, С.А. Фирстов, Металлофизика и новейшие технологии **24**, 251 (2002).
5. Т.И. Чащухина, М.В. Дегтярев, Л.М. Воронова, Л.С. Давыдова, В.П. Пилюгин, ФММ **91**, № 5, 75 (2001).
6. Р.З. Валиев, И.В. Александров, Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией, Логос, Москва (2000).
7. Ф.З. Утяшев, Ф.У. Еникеев, В.В. Латыш, Металлы № 4, 72 (1998).
8. М.Л. Бернштейн, Структура деформированных металлов, Металлургия, Москва (1977).

9. М.Л. Бернштейн, В.А. Займовский, Механические свойства металлов, Металлургия, Москва (1979).
10. А.А. Толпа, В.А. Шеремет, А.И. Максаков, А.А. Рыжиков, Е.Г. Пашинская, Металл и литье Украины № 12, 22 (2002).
11. А.А. Толпа, В.А. Шеремет, А.И. Максаков, А.А. Рыжиков, Е.Г. Пашинская, Металл и литье Украины № 12, 22 (2002).
12. О.И. Дацко, Е.Г. Пашинская, Изв. вузов. Черная металлургия № 8, 32 (1994).
13. В.В. Пашинский, О.И. Дацко, Е.Г. Пашинская, Изв. вузов. Черная металлургия № 2, 95 (1992).
14. С.В. Добаткин, Л.М. Капуткина, ФММ 91, № 1, 79 (2001).
15. О.Г. Пашинська, В.В. Пашинський, А.С. Домарева, І.І Тищенко, МОМ № 4, 44 (2003).
16. А.М. Беликов, А.И. Доржжсин, А.М. Роцупкин и др., Пластическая деформация нитевидных кристаллов, Изд-во ВГУ, Воронеж (1991).
17. В.В. Гриднев, В.Г. Гаврилюк, Ю.Я. Мешков, Прочность и пластичность холоднодеформированной стали, Наукова думка, Киев (1974).
18. Я.Б. Фридман, Механические свойства металлов, Т. 1, Машиностроение, Москва (1974).
19. В.А. Павлов, Физические основы холодной деформации ОЦК металлов, Наука, Москва (1978).
20. М.А. Криштал, И.Л. Миркин, Ползучесть и разрушение сплавов, Металлургия, Москва (1966).
21. Е.Г. Пашинская, Н.Н. Белоусов, В.М. Ткаченко, в сб.: II Евразийская научно-практическая конференция «Прочность неоднородных структур», 20–22 апреля 2004 г., Москва, с. 88.
22. О.А. Кайбышев, Р.З. Валиев, Границы зерен и свойства металлов, Металлургия, Москва (1987).
23. Г. Глейтер, Б. Чалмерс, Большеугловые границы зерен, Мир, Москва (1975).
24. Т.Е. Константинова, ФТВД 10, № 4, 49 (2000).
25. Т.Е. Константинова, ФТВД 8, № 4, 85 (1998).
26. В.К. Воронцов, П.И. Полухин, И.Н. Потапов, В.А. Белевитин, В.В. Бринза, Изв. вузов. Черная металлургия № 5, 96 (1976).
27. В.А. Белевитин, В.Ф. Обеснюк, Э.Р. Логунова, Металлы № 3, 26 (2003).
28. Y. Beygelzimer, V. Varyukhin, D. Orlov, S. Synkov, A. Spuskanyuk, E. Pashinska, in: Proc. of the 2nd International Conference on «Nanomaterials by Severe Plastic Deformation: NanoSPD2», December 9–13, 2002, Austria, Wien.

E.G. Pashinskaya

SHEARING-STRAIN EFFECTS ON PROCESSES OF STRUCTURE FORMATION UNDER COMBINED PLASTIC DEFORMATIONS

Influence of shearing strain on processes of structure formation has been considered on the example of schemes of combined severe shearing plastic deformation (screw pressing, rolling with shear). It is shown that plastic deformation with shear favours a faster course

of polygonization and recrystallization during the deformation and makes the formation of fine grains with large-angle boundaries and small quantity of dislocations in grain body possible. The formed peculiar structure promotes the development of grain-boundary slippage and intragrain slip processes; development of porosity stimulates the active diffusional mass transfer. The peculiarities of structure simultaneously define improved strength and plasticity characteristics of the as-deformed material and result in a much more slower exhaustion of plasticity resources during subsequent straining.

Fig. 1. Changes in mechanical properties of low-carbon steel 08Г2ЦЦ with the increase of deformation degree (a) and under subsequent annealing ($\bar{\sigma}$): ● – δ , ○ – σ_{uts} , ■ – $\sigma_{0.2}$, □ – ψ

Fig. 2. Fine structure of copper M1 after experimental rolling with shearing stresses: a – light-field image, $\bar{\sigma}$ – dark-field one, $\bar{\sigma}$ – electron diffraction pattern

Fig. 3. Compression diagrams for copper composite Cu + Cu₂O after screw pressing in directions perpendicular (1) and parallel (2) to the axis of screw pressing

Fig. 4. Microstructure of copper M1 past screw pressing: $a, \bar{\sigma}$ – just after pressing; $\bar{\sigma}, \bar{\sigma}$ – after holding at $T = 25^\circ\text{C}$ for 1.5 years