

PACS: 62.20.Fe

Е.Г. Пашинская

ИЗМЕНЕНИЕ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ
И СТРУКТУРНАЯ ПЕРЕСТРОЙКА МЕДИ ПРИ КОМБИНИРОВАННОЙ
ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ
РАЗНОНАПРАВЛЕННЫМ КРУЧЕНИЕМ

Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины
ул. Р. Люксембург, 72, г. Донецк, 83114, Украина
E-mail: pashinsk@hpress.fti.ac.donetsk.ua

Статья поступила в редакцию 10 ноября 2006 года

*Изучены особенности интенсивной комбинированной деформации одновременными растяжением и разнонаправленным кручением (РПК). Показано, что смена направления кручения приводит к снижению условного предела текучести $\sigma_{0,2}$. Установлено, что данное явление связано с частичной аннигиляцией дефектов при смене направления кручения. Увеличение степени деформации приводит к росту предела прочности σ_{ult} при продолжающемся снижении $\sigma_{0,2}$. Обнаружено, что при больших деформациях РПК способствует развитию рекристаллизации *in situ*, что обеспечивает высокий уровень пластических свойств при сохранении значительно-го уровня прочностных характеристик.*

Введение

Использование интенсивной пластической деформации для получения материалов, характеризующихся одновременно высоким уровнем прочностных и пластических характеристик, – одно из перспективных направлений обработки металлов давлением и материаловедения [1,2]. Для выбора оптимальных условий деформирования требуется учитывать большое количество факторов: схему напряженного состояния, физические особенности материалов (вид решетки, энергию дефектов упаковки), степень и температуру деформации и др. В частности, это относится к схемам комбинированной пластической деформации с использованием простого сдвига, предложенным в [3,4]. Все рассматриваемые в [5–9] схемы относятся к комбинированным схемам интенсивной пластической деформации, так как деформация материала протекает в условиях сложного нагружения и многоуровневый процесс деформации сопровождается существенными текстурными и структурными преобразованиями материала. Одновременное влияние нескольких факторов затрудняет анализ полученных результатов и делает необходимыми-

ми модельные эксперименты с изменением одного параметра. Вопросы влияния давления на процессы структурообразования исследовались наиболее глубоко, например, в работах [10,11]. В то же время влияние простого сдвига остается недостаточно изученным.

По мнению [12], для изучения влияния простого сдвига больше всего подходит кручение, так как на поверхности закручиваемого стержня реализуется чистый сдвиг. Ранее нами были исследованы изменения структуры и свойств меди после растяжения и однонаправленного кручения (РОК) [13,14]. В ходе эксперимента по одновременному кручению и растяжению образцов зафиксировано снижение условного предела текучести $\sigma_{0.2}$ при увеличении количества оборотов. В проведенных экспериментах было установлено, что уровень $\sigma_{0.2}$ может снижаться в 2–5 раз и, следовательно, деформация кручением облегчает течение материала под действием нормальных напряжений. Для достижения условного предела текучести $\sigma_{0.2}$ требуется меньшая работа внешних сил, а значит, и меньшие растягивающие напряжения.

Другим следствием обнаруженного эффекта является то, что при растяжении материала с большей степенью деформации кручением изменения структуры (при равных растягивающих напряжениях) происходят активнее, чем в материале с меньшей степенью деформации кручением. Показано, что такая деформация приводит к образованию мелкокристаллической (размер зерен 0.3–1.0 μm) структуры с высоким уровнем пластических и прочностных характеристик. Поэтому эволюционные процессы перестройки микроструктуры происходят при меньших нормальных напряжениях или при меньшей накопленной деформации.

Большой интерес представляет изучение одновременного растяжения и кручения при смене направления вращения. При такой схеме деформации весьма вероятно проявление частичной аннигиляции дефектов [12]. Это может также сказаться на эволюционных перестройках тонкой структуры и привести к росту пластичности материала.

Данная статья посвящена рассмотрению влияния РРК на эволюцию микроструктуры, механических и физических свойств на примере меди М1. Целью работы является изучение особенностей процессов деформации, накопления дефектов в условиях интенсивной комбинированной деформации с РРК.

Материал и методика эксперимента

В качестве модельного материала выбрали отожженную медную проволоку М1. Образцы подвергали одновременному кручению и растяжению на установке К-5 (ДСТУ 1545–80), позволяющей фиксировать количество оборотов, а также осуществлять смену направления кручения. Общее количество оборотов обозначали буквой N ; количество оборотов при кручении по часовой стрелке – N_1 ; при смене направления кручения количество

оборотов против часовой стрелки – N_2 ; суммарное количество оборотов – $N = N_1 + N_2$.

Образцы испытывали на растяжение с помощью компьютеризированного структурно-деформационного комплекса ИМАШ20-75+21673-50 с системой микрокомпьютерного управления и максимальным нагружением $1 \cdot 10^4$ N. Рабочая длина образцов при испытании на растяжение составляла 100 mm. По результатам измерений проводили сравнительный анализ изменений характеристик прочности и пластичности в зависимости от количества оборотов, учитывая при этом смену направления кручения.

Методами оптической микроскопии исследовали микроструктуру при увеличениях $\times(50-2000)$. Для определения размера зерен и их границ изготавливали шлифы, которые подвергали электрохимической полировке и травлению. Травитель состоял из следующих компонентов: 50% HNO_3 , 25% H_3PO_4 и 25% CH_3COOH [15]. Металлографический анализ образцов осуществляли на микроскопе «Neophot-32», фотографирование элементов структуры – фотокамерой «Nikon. Coolpix 2000». Кроме того, проводили рентгеноструктурные исследования на ДРОН-3: оценивали полуширину линий (220) и (111).

На образцах с разным уровнем деформации после РПК измеряли микротвердость прибором ПМТ-3 при нагружении 0.25 N с фиксированным шагом 0.2 mm. Результаты обрабатывали с помощью программы «Statistica 5.5».

После деформации на образцах измеряли электросопротивление 4-зондовым методом. Оценивали относительное изменение электросопротивления $\Delta\rho/\rho_0$ в сравнении с исходным отожженным образцом, рассчитанное по формуле

$$\Delta\rho/\rho_0 = \frac{\rho_i - \rho_0}{\rho_0} 100 \%, \quad (1)$$

где ρ_i , ρ_0 – электросопротивление соответственно i -го и исходного отожженного образцов.

Температурный коэффициент сопротивления меди ρ_i/ρ_{\min} измеряли в отожженном и деформированном состояниях в зависимости от температуры и количества оборотов.

Эксперимент и его обсуждение

Изменение уровня механических свойств меди после растяжения и знакопеременного кручения (цифры у точки показывают количество оборотов по/против часовой стрелки) представлено на рис. 1.

Видно, что при растяжении образца меди после однонаправленного кручения уровень пластичности ниже, а уровень прочностных свойств выше, чем у образца после отжига (0/0). Анализ данных показывает заметные изменения в уровне свойств. В табл. 1 приведены механические свойства некоторых образцов после РПК. Несмотря на общее увеличение степени деформации при разнонаправлен-

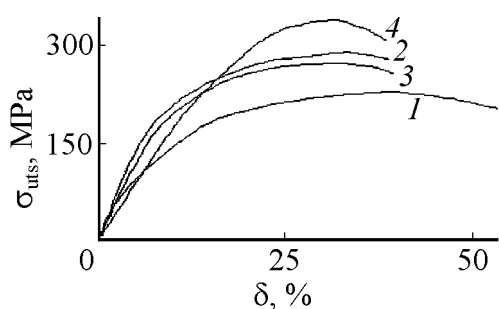


Рис. 1. Кривые растяжения медной проволоки после РПК при количестве оборотов по/против часовой стрелки: 1 – 0/0; 2 – 20/0; 3 – 20/2; 4 – 25/100

ном кручении, наблюдается снижение уровней предела прочности и условного предела текучести. Факт роста пластических характеристик после РПК при росте степени деформации неординарен и требует проведения дополнительных исследований. При значительном (25/100) увеличении степени деформации предел прочности и условный предел текучести растут, сужение падает, что вполне объясняется с точки зрения фрагментации структуры под действием деформации.

Таблица 1

Изменение механических свойств медной проволоки после РПК

Общее количество оборотов $N (N_1/N_2)$	Условный предел текучести $\sigma_{0.2}$, N/mm^2	Предел прочности σ_{uts} , N/mm^2	Относительное сужение ψ , %
0 (0/0)	82	207	79
25 (25/0)	119	272	65
30 (25/5)	111	261	68
35 (25/10)	89	285	75
40 (20/20)	92	316	79
40 (40/0)	130	340	57

Измерения микротвердости в поперечном и продольном сечениях образцов, деформированных РОК, показывают рост микротвердости (рис. 2). При смене направления вращения на противоположное значения микротвердости сначала уменьшаются, а затем при увеличении степени деформации растут,

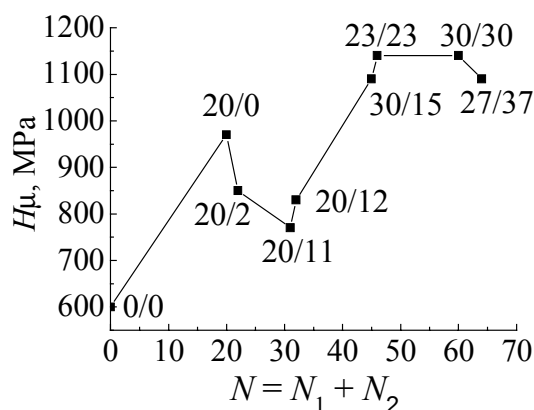


Рис. 2. Изменение микротвердости H_u меди при РПК (цифры у точки – количество оборотов по/против часовой стрелки)

достигая и превосходя первоначальный уровень. Нелинейное изменение микротвердости может быть связано с аннигиляцией дефектов при смене направления кручения. В пользу высказанного объяснения свидетельствует приведенное на рис. 3 изменение температурного коэффициента электросопротивления ρ_i/ρ_{min} . У каждой экспериментальной точки указано число оборотов по/против часовой стрелки. Для сравнения измерения проводились также на образцах,

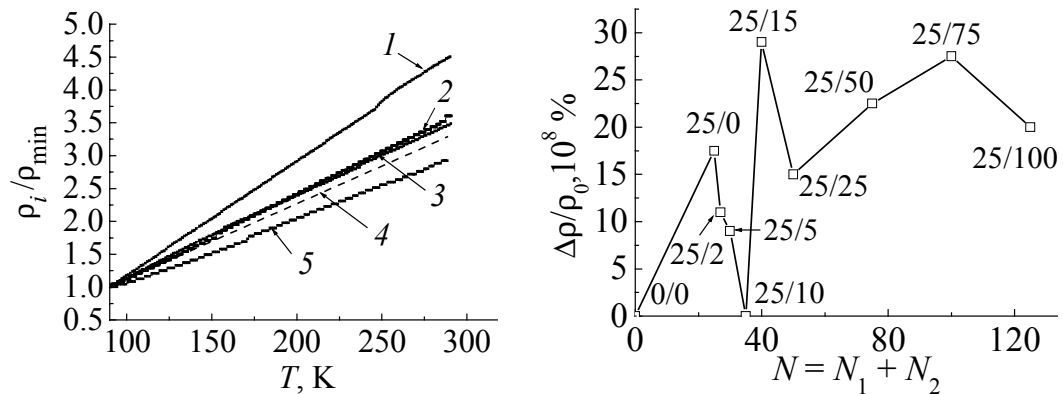


Рис. 3. Зависимость температурного коэффициента электросопротивления меди ρ_i/ρ_{\min} от температуры, вида деформации и количества оборотов при РПК: 1 – одноосное растяжение; 2 – РПК: 60/0; 3 – РПК: 40/10; 4 – РПК: 40/20; 5 – отжиг: 0/0

Рис. 4. Изменение относительного электросопротивления $\Delta\rho/\rho_0$ от количества оборотов при РПК (цифры у точки – количество оборотов по/против часовой стрелки)

деформированных одноосным растяжением. Наиболее высоким уровнем температурного коэффициента сопротивления при температурах 90–273 К обладают образцы, прошедшие одноосное растяжение, наиболее низким – отожженные. Для образцов после РПК характерны средние значения температурного коэффициента сопротивления. Смена направления кручения приводит к снижению уровня этого коэффициента, что свидетельствует об уменьшении количества дефектов [16]. Как видно из рис. 4, величина относительного электросопротивления образцов с увеличением общей деформации изменяется сложным образом. Нами показано ранее [17], что кручение без изменения направления вращения (РОК) вызывает повышение сопротивления образцов и соответствует известному степенному изменению электросопротивления металла при кручении. Однако после двух оборотов в противоположном направлении при РПК сопротивление падает, дальнейшее увеличение числа оборотов опять приводит к росту относительного электросопротивления. Уменьшение последнего при выполнении РПК на 25/25 оборотов может свидетельствовать о начале протекания рекристаллизации *in situ* в процессе кручения [16].

В работе [18] показано, что интенсивная пластическая деформация никеля приводит к росту плотности дефектов, в том числе точечных. Существенное влияние на электросопротивление металлов, по оценкам [19], оказывают вакансии и дислокации, влияние остальных дефектов на несколько порядков меньше. Поэтому наблюдаемые эффекты связаны преимущественно с изменением количества точечных дефектов и дислокаций, и объяснить полученные результаты можно на основании особенностей деформации при комбинированном нагружении. Авторы [20] показали, что одноосное нагружение способствует генерации межузельных атомов, а кручение способствует генерации вакансий. Основной источник точечных дефектов в данном случае –

скользящие винтовые дислокации с элементарными порогами краевой ориентации. При перемещении в одну сторону за «протаскиваемым» порогом образуется цепочка точечных дефектов (вакансий и межузельных атомов). Увеличение плотности металла при смене направления вращения также свидетельствует о частичной аннигиляции точечных дефектов.

При изменении направления вращения не все вакансии аннигилируют тогда, когда порог «протаскивается» в обратном направлении [21,22]. Происходящая частичная взаимная аннигиляция дефектов изменяет электросопротивление образца, именно поэтому степень аннигиляции дефектов зависит от числа оборотов в одну и другую стороны. Наблюдаемое явление подобно эффекту Баушингера, заключающемуся в уменьшении сопротивления материала малым пластическим деформациям (снижение предела упругости) после предварительной пластической деформации противоположного знака [12,23]. Однако эффект Баушингера обычно наблюдают в области упругих напряжений и связывают с препятствиями в виде дислокаций леса на пути движения дислокаций при смене знака деформирования.

В нашем опыте наблюдаемые эффекты проявляются в области неупругих напряжений. Изменения механических свойств, электросопротивления, микротвердости могут быть связаны с поведением винтовых дислокаций при напряжениях, близких к пределу текучести. Исследования подвижности винтовых дислокаций в колонне электронного микроскопа показали, что пластическое течение контролируется плотностью винтовых дислокаций [24]. Поэтому наблюдаемые при знакопеременном кручении эффекты могут быть связаны с частичной аннигиляцией вакансий при обратном движении винтовых дислокаций или винтовой компоненты смешанных дислокаций.

Подтверждением высказанного предположения могут служить данные авторов [25], зафиксировавших, что при циклическом нагружении критическая плотность дислокаций в меди, необходимая для образования ячеистой структуры, на 1–2 порядка выше, чем при статическом напряжении. Обнаруженные факты авторы связывают с поперечным скольжением винтовых дислокаций, образовавших при своем движении множество дислокационных петель и вакансий. При циклической нагрузке часть созданных дефектов исчезает. Это приводит к тому, что для образования ячеек требуется большая плотность дислокаций.

Авторы [26] наблюдали, что при одноосном нагружении происходит искривление границ, дислокации накапливаются преимущественно в приграничных областях и очень неоднородно, а при кручении дислокации распределяются однородно по телу зерна. В работе отмечается, что согласно существующим представлениям о механизмах рекристаллизации миграция и искривление исходных границ происходят в основном из-за градиента наклепа. Обсуждается вопрос о «преимущественно грубом единичном скольжении в случае одноосной деформации и о тонком множественном скольжении при кручении». Авторы [26] считают, что именно множественное

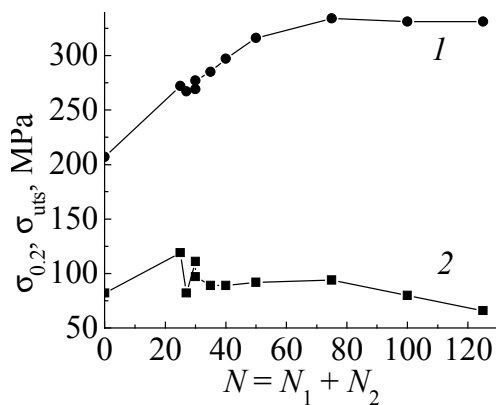


Рис. 5. Механические свойства медной проволоки при растяжении после РПК: 1 – σ_{uts} ; 2 – $\sigma_{0.2}$

друг с другом при смене направления деформации на противоположное, можно с достаточной степенью уверенности утверждать, что эти явления связаны с перестройкой дефектной структуры меди при смене направления кручения.

Зафиксированные нами изменения должны отразиться также на уровне механических характеристик, в частности пределе текучести. На рис. 5 приведены результаты изменения уровней пределов прочности и текучести при увеличении количества оборотов. В данном случае выполнялось РОК до 25 оборотов, затем происходила смена направления вращения и производилось РПК до $N = 100$, после чего проводились стандартные механические испытания на растяжение. Хорошо заметен общий рост предела прочности σ_{uts} с увеличением N . Однако мы видим, что при смене направления вращения (25/2) изменяется ход обеих кривых (σ_{uts} и $\sigma_{0.2}$). Это свидетельствует о том, что наблюдаемые изменения электропроводности и микротвердости при смене направления вращения связаны с частичной аннигиляцией дефектов и проявляются также на уровне макрохарактеристик материала.

Анализ изменения предела текучести при увеличении степени деформации не показывает роста $\sigma_{0.2}$. Эта ситуация не является типичной, так как хорошо известно, что при увеличении степени деформации в процессе РОК значения пределов прочности и текучести возрастают [14]. В табл. 1 приведены данные по относительному сужению медных образцов после РПК. Относительное сужение ψ для отожженной меди составило 79%, при РОК значения ψ уменьшаются до 57% ($N_1 = 40$). При увеличении степени деформации N_2 до 5, 10, 20 оборотов фиксируется постепенный рост сужения соответственно до 68, 75, 79%. Полученные при некоторых режимах РПК значения относительного сужения соответствуют исходному уровню ψ отожженного материала. Наблюдаемые изменения велики и не могут быть объяснены только аннигиляцией дефектов при смене знака кручения.

Публикации последних лет [27–29] показывают, что комбинированная интенсивная пластическая деформация, включающая простой сдвиг, может

скольжение обеспечивает эффективность кручения, так как одновременно движущиеся дислокации различных систем скольжения сталкиваются, переплетаются и не доходят до высокоугловых границ. При одновременном растяжении с кручением реализуются оба указанных выше микромеханизма, и таким образом обеспечиваются процессы активной перестройки дефектной структуры.

С учетом того, что изменения электросопротивления, микротвердости и механических свойств коррелируют

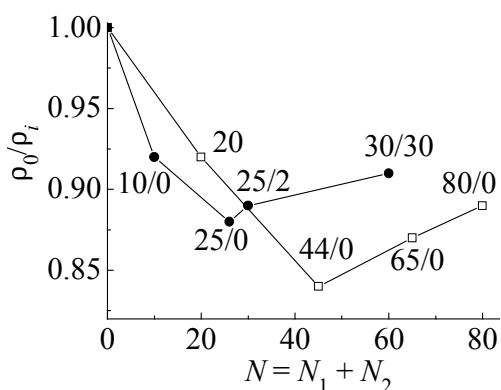


Рис. 6. Зависимость ρ_0/ρ_i от количества оборотов после РРК (●) и РОК (□) при 300 К (цифры у точки – количество оборотов по/против часовой стрелки)

приводить к развитию процессов полигонизации и рекристаллизации при комнатной температуре. Особенно ярко это выражается на чистых металлах, в частности меди, характеризующейся достаточно высокой гомологической температурой [30]. Протекание этих процессов может приводить к изменению физико-механических свойств материала.

На рис. 6 показано изменение относительной проводимости ρ_0/ρ_i меди при РОК и РРК. При однонаправленном кручении процесс роста проводимости начинается при бóльших

степенях деформации, чем при разнонаправленном. Это говорит о том, что процессы аннигиляции дислокаций при развитии рекристаллизации в случае разнонаправленного кручения начинаются при меньших степенях деформации и, следовательно, смена знака деформации способствует развитию процессов перестройки дефектной структуры.

Для объяснения данного факта был выполнен микро- и рентгеноструктурный анализ медной проволоки после знаконаправленного кручения.

Подтверждением данной точки зрения могут служить результаты изменения полуширины рентгеновских линий, приведенные в табл. 2. Фиксируется значительное уширение линий (111), (220) для образца, деформированного кручением в одну сторону, (№ 2) по сравнению с отожженным (№ 1). Сравнение полуширины образца № 2 и претерпевшего разнонаправленное кручение (№ 3) показывает меньшую полуширину последнего. Поскольку полуширина линий характеризует микронапряжения и размеры блоков одновременно, то уменьшение ширины линий образца № 3 по сравнению с образцом № 2 может свидетельствовать о протекании процессов перестройки структуры и *in situ* рекристаллизации. Дальнейшая деформация способствовала росту количества дефектов кристаллической решетки и уширению линий (№ 4).

Таблица 2

Изменение полуширины линий меди после РРК

№ образца	Количество оборотов N_1/N_2 по/против часовой стрелки	Общее количество оборотов $N = N_1 + N_2$	Полуширина линий, deg	
			(220)	(111)
1	0	0	0.423	0.202
2	25/0	25	0.497	0.238
3	15/15	30	0.425	0.219
4	40/35	75	0.219	0.230

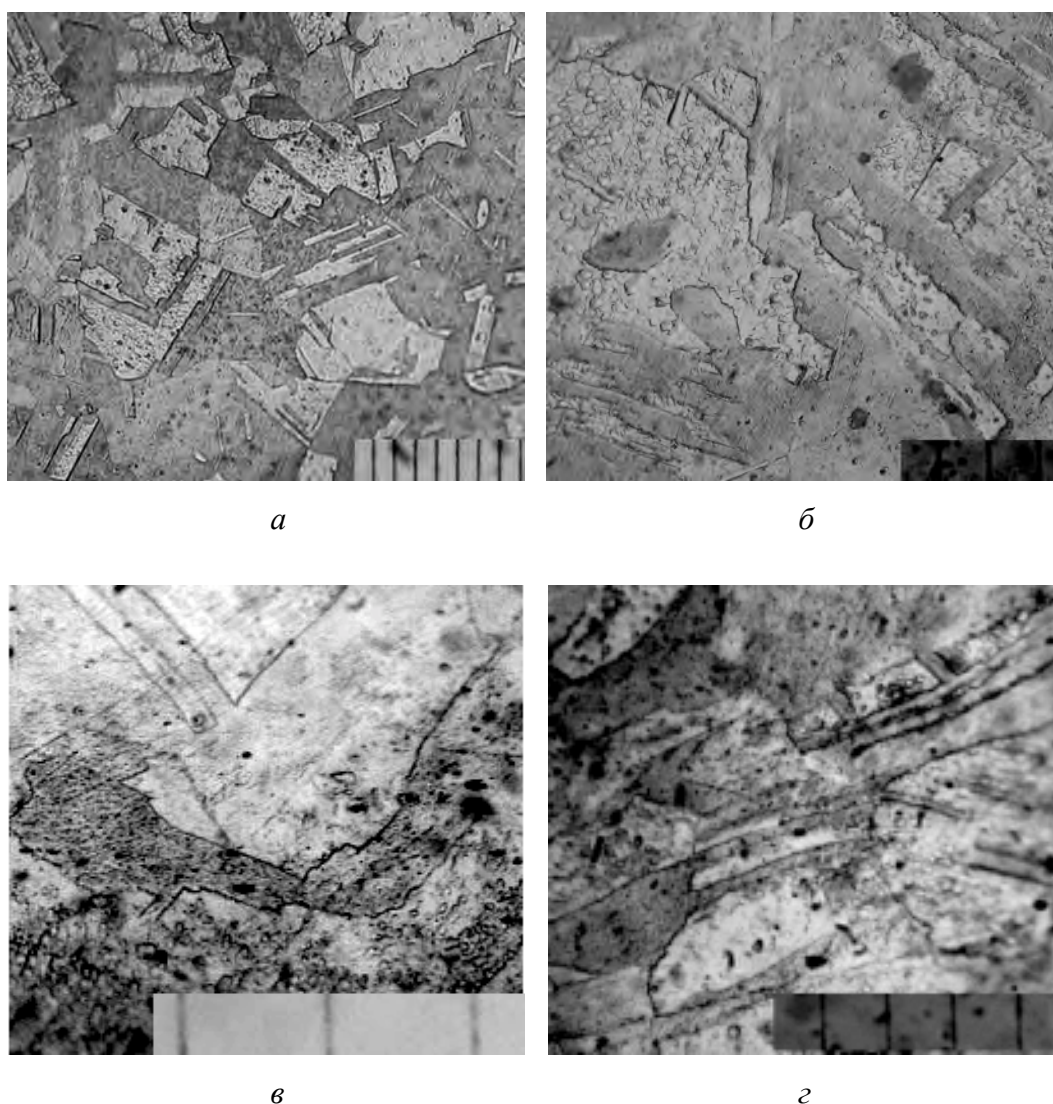


Рис. 7. Микроструктура меди после РРК при количестве оборотов по/против часовой стрелки: *а* – 0/0; *б* – 64/0; *в* – 25/25; *г* – 25/50. Расстояние между метками – 10 μm

На рис. 7,*а* показана структура медной проволоки после отжига. Видно, что при больших степенях деформации после РРК наблюдается заметное искривление границ зерен (рис. 7,*б*). На рис. 7,*в* хорошо заметно, что первоначально процесс развивается в отдельных зернах, не охватывая всего объема материала. В дальнейшем в процесс вовлекаются все зерна, а в некоторых местах локализованной деформации (например, в полосе деформации на рис. 7,*г*) начинаются процессы релаксации напряжений, заключающиеся в развитии полигонизации, а затем – рекристаллизации *in situ*. Хорошо видно образование новых единичных, мелких, округлых зерен внутри полосы, аналогично тому, как это наблюдали в работах [29–31]. Анализ микроструктуры показал, что в случае РРК формирование новых рекристаллизованных зерен происходит при меньших степенях деформации. Очевидно, что эти процессы определяют также сложное изменение относительного электросопротивления

при больших степенях деформации. При продолжающейся деформации новые зерна снова вовлекаются в процесс фрагментации до достижения критического уровня напряжений и начала повторного процесса рекристаллизации.

Таким образом, формирование микроструктуры меди при кручении с растяжением происходит под влиянием двух конкурирующих процессов: измельчения зерна и рекристаллизации *in situ*. Следует отметить, что смена направления кручения активизирует развитие этих процессов при меньших степенях деформации.

Очевидно, что данный процесс наблюдается вследствие характерных особенностей меди. Для других ГЦК-материалов (с более высокой гомологической температурой) энергии, внесенной при кручении образцов, может оказаться недостаточно для активного развития подобных процессов, поэтому эффективным путем в таком случае будет теплая или горячая интенсивная пластическая деформация с кручением.

Заключение

Показано, что физико-механические свойства меди в процессе комбинированной интенсивной пластической деформации одновременным растяжением и разнонаправленным кручением сложным образом зависят от количества оборотов и направления вращения.

Анализ процессов накопления дефектов в условиях РРК показал, что при вращении только в одном направлении электросопротивление металла растет, что можно объяснить увеличением количества дефектов кристаллического строения, в том числе вакансий. При смене направления вращения происходит частичная взаимная аннигиляция дефектов, приводящая к падению электросопротивления практически до исходного состояния. С дальнейшим увеличением числа оборотов в противоположную сторону электросопротивление растет с большей интенсивностью.

Масштаб наблюдаемых изменений физико-механических свойств меди не может быть отнесен только за счет аннигиляции дефектов. При развитой деформации эволюция структуры меди проходит под действием конкурирующих процессов измельчения зерен и рекристаллизации *in situ*. Смена направления деформации стимулирует развитие рекристаллизации.

Таким образом, схемы комбинированной интенсивной пластической деформации с использованием простого сдвига более эффективны, поскольку эволюционные процессы перестройки структуры происходят при меньших нормальных напряжениях или при меньшей накопленной деформации. Проведенные исследования позволяют выбирать пути оптимального деформирования с целью получения дисперсной субмикроструктурной структуры с высоким уровнем прочностных и пластических характеристик.

В заключение автор выражает искреннюю признательность В.Ю. Таренкову, Б.М. Эфросу, И.И. Тищенко за помощь в постановке задачи, проведении экспериментов и плодотворном обсуждении полученных результатов.

1. *Н.И. Носкова, Р.Р. Мулюков*, Субмикроструктурные и нанокристаллические металлы и сплавы, ИФМ УрО РАН, Екатеринбург (2003).
2. *Р.З. Валиев, И.В. Александров*, Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией, Логос, Москва (2000).
3. *V.M. Segal*, Mater. Sci. Eng. **197**, 157 (1995).
4. *В.М. Сегал, В.И. Резников, А.Е. Дробошевский, В.И. Копылов*, Металлы № 1, 115 (1981).
5. *В.Н. Варюхин, Е.Г. Пашинская, З.А. Самойленко, В.Г. Сынков, В.В. Пашинский, Я.Е. Бейгельзимер, С.Г. Сынков*, Металлы № 4, 79 (2001).
6. *О.А. Кайбышев, Р.А. Васин, В.К. Бердин, Р.М. Кашаев*, КШП № 4, 8 (1999).
7. *В.К. Бердин, Р.М. Кашаев*, КШП № 4, 12 (1999).
8. *В.М. Сегал*, Металлы № 1, 5 (2004).
9. *Ф.З. Утяшев, Ф.У. Еникеев, В.В. Латыш*, Металлы № 4, 72 (1998).
10. *Б.И. Береснев, К.И. Езерский, Е.В. Трушин, Б.И. Каменецкий*, Высокие давления в современных технологиях обработки материалов, Наука, Москва (1988).
11. *А.А. Богатов, О.И. Мижирецкий, Ю.А. Аксенов, В.Ф. Шшиминцев*, ФММ **45**, 1089 (1978).
12. *Я.Б. Фридман*, Деформация и разрушение, Машиностроение, Москва (1974), т. 1.
13. *О.Г. Пашинська, В.В. Пашинський, А.С. Домарева, І.І. Тищенко*, Металознавство та обробка металів № 4, 44 (2003).
14. *Е.Г. Пашинская, Л.С. Метлов, И.И. Тищенко*, Деформация и разрушение материалов № 10, 24 (2005).
15. *В.С. Коваленко*, Металлографические реактивы. Справочник, Металлургия, Москва (1981).
16. *А.А. Лухвич, А.С. Каролик, В.И. Шарандо*, Структурная зависимость термоэлектрических свойств и неразрушающий контроль, Наука и техника, Минск (1990).
17. *В.Н. Варюхин, Е.Г. Пашинская, Л.С. Метлов, Н.Н. Белоусов, В.М. Ткаченко*, Труды X Международного семинара «Дислокационная структура и механические свойства металлов», ИФМ УрО РАН, Екатеринбург (2005).
18. *Б.М. Эфрос, С.Г. Сынков, Е.В. Попова, Т.П. Заика, Л.В. Лоладзе, В.Г. Сынков, В.А. Ивченко, В.Н. Варюхин*, ФТВД **12**, № 2, 27 (2002).
19. *G. Mohamed, B. Vascoix*, Acta mater. **48**, 3295 (2000).
20. *Б.Г. Лившиц, В.С. Крапошин, Я.Л. Линецкий*, Физические свойства металлов и сплавов, Металлургия, Москва (1980).
21. *И.И. Новиков, К.М. Розин*, Кристаллография и дефекты кристаллической решетки, Металлургия, Москва (1990).
22. *F.R.N. Nabarro*, Phys. Status Solidi **A104**, 47 (1987).
23. *М.Л. Бернштейн, В.А. Займовский*, Механические свойства металлов, Металлургия, Москва (1979).
24. *В.И. Трефилов, Ю.В. Мильман, С.А. Фирстов*, Физические основы прочности тугоплавких материалов, Наукова думка, Киев (1975).
25. *В.С. Иванова, В.Ф. Терентьев*, Природа усталости металлов, Металлургия, Москва (1975).
26. *М.И. Мазурский, Ф.У. Еникеев, Р.А. Васин, А.В. Муравлев, П.В. Чистяков, М.В. Караваева*, ФММ **88**, № 5, 90 (1999).

27. 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).
28. Т.И. Чащухина, М.В. Дегтярев, М.Ю. Романова, Л.М. Воронова, ФММ **98**, № 6, 98 (2004).
29. Н.А. Смирнова, В.И. Левит, В.И. Пилюгин, Р.И. Кузнецов, Л.С. Давыдова, В.А. Сазонова, ФММ **61**, 1170 (1986).
30. А.Н. Тюменцев, И.А. Дитенберг, Ю.П. Пинжин, А.Д. Коротаев, Р.З. Валиев, ФММ **96**, № 4, 33 (2003).

E.G. Pashinskaya

CHANGES IN PHYSICO-MECHANICAL PROPERTIES AND REARRANGEMENT OF COPPER STRUCTURE UNDER COMBINED SEVERE PLASTIC DEFORMATION BY ALTERNATING TWISTING

Peculiarities of severe combined deformation by simultaneous tension and alternating twisting (TAT) have been studied. A change in the direction of twisting has been shown to result in decreasing arbitrary yield point $\delta_{0.2}$. It has been found that the phenomenon is due to a partial annihilation of defects when the direction of twisting is changed. An increase in the degree of deformation results in the increase of ultimate strength δ_{uts} with $\delta_{0.2}$ decreasing. It has been detected that at severe deformations the TAT favours the in situ development of recrystallization, thus providing a high level of plastic properties with high strength characteristics conserved.

Fig. 1. Curves for copper wire tension past TAT and number of turns clock-/anticlockwise: 1 – 0/0; 2 – 20/0; 3 – 20/2; 4 – 25/100

Fig. 2. Changes in microhardness H_{μ} of copper during TAT (numerals near the point – number of turns clock-/anticlockwise)

Fig. 3. Dependence of the temperature coefficient of copper electrical resistance ρ_i/ρ_{min} on temperature, type of deformation and number of turns during TAT: 1 – uniaxial tension; 2 – TAT: 60/0; 3 – TAT: 40/10; 4 – TAT: 40/20; 5 – annealing; 0/0

Fig. 4. Changes in relative electrical resistance $\Delta\rho/\rho_0$ versus the number of turns during TAT (numerals near the point – number of turns clock-/anticlockwise)

Fig. 5. Mechanical properties of copper wire during tension past TAT: 1 – σ_{uts} ; 2 – $\sigma_{0.2}$

Fig. 6. Dependence of ρ_0/ρ_i on the number of turns after TAT (—o—) and after simultaneous tension and unidirectional twisting (□) at 300 K (numerals near the point – number of turns clock-/anticlockwise)

Fig. 7. Microstructure of copper past TAT (for the number of turns clock-/anticlockwise: a – 0/0; б – 64/0; в – 25/25; г – 25/50. Distance between the marks – 10 μm)