

PACS: 62.20.Fe

Е.Г. Пашинская¹, В.В. Пашинский², А.С. Домарева¹,
И.И. Тищенко¹, С.Г. Сынков¹

ОСОБЕННОСТИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕДИ
ПОД ВЛИЯНИЕМ КОМБИНИРОВАННОГО НАГРУЖЕНИЯ
«КРУЧЕНИЕ–РАСТЯЖЕНИЕ»

¹Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины
83114, г. Донецк, ул. Р. Люксембург, 72

²Донецкий национальный технический университет
83000, г. Донецк, ул. Артема, 58

Статья поступила в редакцию 23 апреля 2003 года

Изучено влияние комбинированной пластической деформации (кручение с растяжением) на структуру меди. Показано, что такая деформация приводит к образованию мелкокристаллической структуры (размер зерен 0.3–1.0 мкм) 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.

Использование методов комбинированной интенсивной пластической деформации (ИПД) является одним из наиболее перспективных направлений в создании мелкокристаллических материалов с уникальными свойствами. Под комбинированной ИПД понимается деформация в условиях сложного напряженного состояния, которое вызывается действием на тело нескольких сил или моментов сил. Среди методов такой деформации можно выделить кручение под давлением, прессование призматической заготовки через матрицу с винтовым каналом и др. [1–5]. Применение комбинированной ИПД предоставляет принципиальные возможности разработки новых эффективных технологий обработки методами пластической деформации и получения повышенных прочностных и пластических характеристик деформированных материалов.

Реализация этих потенциальных возможностей требует углубленного исследования особенностей структурных преобразований под действием комбинированной деформации и связи структуры с комплексом механических характеристик. Для поиска оптимальной степени деформации, установления влияния нормальных и касательных напряжений оказалось важным изучить стадийность процессов деформации и трансформации субмикроскопической

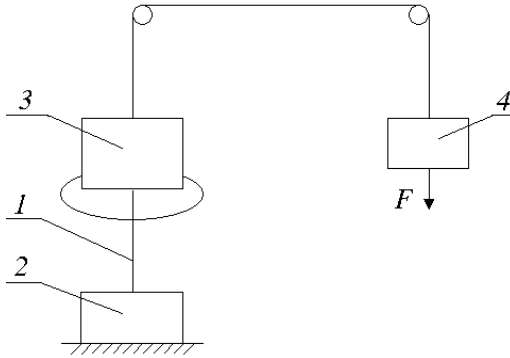


Рис. 1. Схема установки для испытания проволоки на кручение и растяжение: 1 – образец; 2 – захват, неподвижный в осевом направлении; 3 – подвижный захват, к которому приложена растягивающая сила F ; 4 – груз

определяются напряжения и деформации железа, меди, алюминия. Растяжение, в отличие от внешнего сжатия, позволяет реализовать более жесткую схему деформации, так как концентраторы напряжения при растяжении действуют более эффективно и трещины раскрываются.

Материал и методика исследований

Испытанию подвергали два типа образцов – изготовленные из меди М1 и композиционного материала на базе меди М1, который содержит алюминиевые волокна. Длина медных образцов 100 мм, композиционных – 80 мм. Исходные заготовки получили волочением (проволока из М1 \varnothing 2.4 и 3.0 мм) и гидрокструзией (проволока из композита Cu–Al \varnothing 0.7 мм). Образцы отжигали при 500°C в течение 1 h (табл. 1). Предельная деформация определялась как отношение количества оборотов к начальной рабочей длине образца (расстояние между захватами). Для сравнения проволоку испытывали на кручение в неотожженном состоянии.

Отдельные образцы (№ 18, 22, 23) подвергли избыточному кручению, которое реализовали следующим образом: при выработке свободного хода захвата процесс кручения останавливали и проводили манипуляции с целью искусственного увеличения зазора между планкой и концевым выключателем. Это позволило осуществить дополнительное кручение без приложения растягивающих сил – материал находился под действием только крутящего момента. Количество оборотов, которое выдерживала проволока до разрушения или до остановки прибора, фиксировали с помощью счетчика оборотов. После кручения проводили такие исследования: изучали микроструктуру-

структуры.

В качестве модельного материала в исследованиях была использована медь (99.9%). Для нее характерно отсутствие полиморфных преобразований, что дает возможность подробно изучить процессы трансформации микроструктуры под действием комбинированной пластической деформации. Исследования проводили на установке, позволяющей одновременно крутить и растягивать проволочные образцы (рис. 1). Кручение является традиционным методом испытания металлов, поскольку с его помощью сравнительно точно

Таблица 1

Результаты испытаний Cu-Al- и Cu-проволоки после кручения

Материал проволоки	Номер образца	Количество оборотов, turns	Нормальное напряжение, N/mm ²	Предельная деформация, turns/mm	Диаметр проволоки после обработки, mm	Состояние материала	Параметры термобработки
Композит Cu-Al	1	–	0	0	0.71	Неотожженный	–
	2	–	0	0	0.70	Отожженный	500°C, 1 h
	3	18.5	31	0.32	0.73	Неотожженный	–
	4	14.5	47	0.25	0.74		
	5	18.5	62	0.32	0.72		
	6	9	78	0.16	0.74		
	7	57	31	1.0	0.66	Отожженный	500°C, 1 h
	8	48	47	0.84	0.68		
	9	21	62	0.37	0.70		
	10	24.5	78	0.43	0.68		
Cu	11	–	–	–	2.4	Неотожженный	–
	12	9	13	0.14	2.4		
	13	13	8	0.2	2.33	Отожженный	500°C, 1.5 h
	14	19	13	0.29	2.38		
	15	7	27	0.11	2.2		
	16	22	8	0.34	2.4		
	17	9	13	0.14	2.1		
	18	25	27	0.38	2.15		
	19	–	36	0.11	3.0		
	20	8.5	36	0.11	2.9		
	21	8.5	36	0.23	2.9		
	22	18.5	36	0.23	2.93		
	23	18.5	36	0.23	2.93		

ру проволоки на микроскопе НЕОРНОТ-32; измеряли микротвердость в продольном и поперечном сечениях на приборе ПМТ-3; фотографировали микроструктуры с помощью фотокамеры CASIO QV-100; измеряли размеры медных зерен и алюминиевых волокон в поперечном d и продольном l направлениях; рассчитывали коэффициент вытянутости зерен как отношение d/l ; определяли плотность материала методом гидростатического взвешивания образцов; исследовали структуру в темном поле на наличие в материале пор и неметаллических включений.

Механические испытания медной проволоки проводили на разрывной машине Р-5, после чего анализировали структуру и микротвердость в местах разрыва.

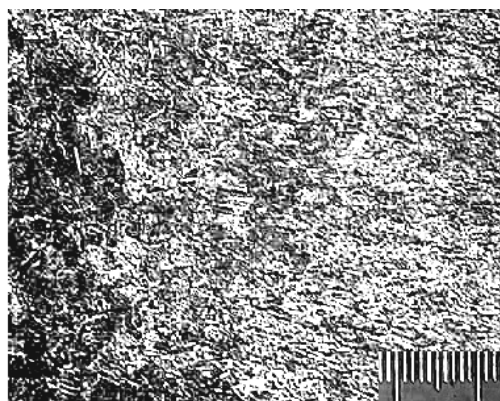
Полученные результаты и их обсуждение

Исходные образцы медной и медно-алюминиевой проволоки после первичной деформации гидрокструзией или волочением имеют мелкодисперсную ориентированную структуру. Хорошо известно [1–3], что под действием холодной пластической деформации в материалах формируется полосчатость структуры. В нашем случае это выражается в том, что алюминиевые волокна в образцах композита медь–алюминий и зерна меди в медных образцах принимают вытянутую форму в направлении действия первичной деформации.

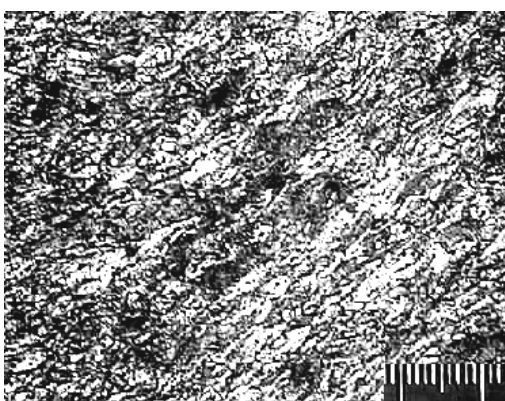
После дальнейшего отжига в продольном сечении большинства образцов формируется равномерная, мелкозернистая (10–20 μm) структура; анизотропии не наблюдается. В поперечном сечении структура равноосная, равномерная, мелкозернистая.

Исследования микроструктуры показали, что отжиг приводит к росту зерен меди, а последующая деформация кручением с растяжением – к уменьшению зерна в поперечном направлении и вытягиванию – в продольном. Избыточное кручение образца № 18 привело к уменьшению поперечного размера зерна практически до размера зерна после волочения.

Следует отметить, что после кручения в образцах, которые выдержали большое количество оборотов, в продольном сечении формируются вытянутые зерна, ориентированные под углом к оси первичной деформации (рис. 2,б). Наблюдается общее измельчение структуры с 50 до 1 μm ; минимальный размер зерен после кручения и растяжения достигает 0.3–1.0 μm . Но для некоторых образцов (табл. 1, № 14) в продольном сечении характерна структура с большими равноосными зернами в центре (со средним размером 50 μm), которая постепенно переходит в вытянутые, более мелкие зерна на поверхности (рис. 2,а) со средним соотношением ширины и длины 10 : 50 μm . Образец № 14 представляет собой незавершенный вариант перестройки структуры, когда ее изменение началось от поверхности, но не охватило весь объем материала, что, вероятно, привело к снижению ресурса пластичности. Некоторые образцы



а



б

Рис. 2. Микроструктура меди вдоль направления деформации после кручения: а – образец № 14; б – № 16 (расстояние между меньшими делениями 10 μm)

(№ 12, 15, 17, 20, 21) после отжига при 500°C выдержали небольшое количество оборотов и разорвались в месте зажима, что связано с конструкцией захватов.

Исследования микроструктуры показывают, что те образцы, которые при кручении перестроили структуру под действием напряжений от равноосной до мелкодисперсной вытянутой, выдержали большее количество оборотов.

Аналогичные изменения происходят также в композите Cu–Al при его кручении. В проволоке Cu–Al после гидроэкструзии формируется характерная структура (рис. 3,а): длинные алюминиевые волокна ориентированы вдоль оси деформации. Можно сказать, что алюминиевые волокна служат метками при течении меди. После кручения неотожженной проволоки алюминиевые волокна поворачиваются под углом к оси первичной деформации, причем одни волокна разрушаются, а другие сохраняют практически исходную длину (рис. 3,в). Аналогичное явление было зафиксировано раньше в [4] и связывалось с перестройкой структуры по границам линий Людерса.

Показано, что неотожженный образец № 3 при нагрузке 31 N/mm² выдерживает 0.32 turns/mm, а образец № 6 при 78 N/mm² – 0.16 turns/mm. Микроструктуры этих образцов отличаются тем, что в структуре образца № 6 (рис. 3,б) алюминиевые волокна ориентированы так, как и после первичной деформации, т.е. не поворачиваются. Это говорит о том, что при большей нагрузке для перестройки структуры под углом нужны большие касательные напряжения.

После кручения отоженных образцов № 8 и 10 (рис. 3,г,д), выдержавших до разрушения соответственно 0.84 и 0.43 turns/mm, в их структуре происходит фрагментация длинного тонкого волокна на отдельные составляющие, диаметр и длина которых приблизительно одинаковы (табл. 2). Образовавшиеся волокна ориентируются вдоль оси деформации. Это подтверждается данными количественной металлографии, проведенной по методу секущей.

Из сказанного выше следует, что на первых этапах (кручение и растяжение) деформации в структуре не наблюдаются заметных изменений. Однако при повышении степени деформации ε под действием касательных напряжений волокна поворачиваются под углом к оси первичной деформации и распадутся на отдельные, практически равноосные фрагменты. Чем значительно измельчилась структура, тем большие деформации кручения выдерживает материал. Все неотожженные образцы разорвались после относительно небольших крутящих деформаций, а на отоженных наблюдалась облегченная пластическая деформация под действием нормальных напряжений. Причем при более высоких деформациях происходит значительное измельчение структуры. Форма зерна изменяется от равноосной до вытянутой

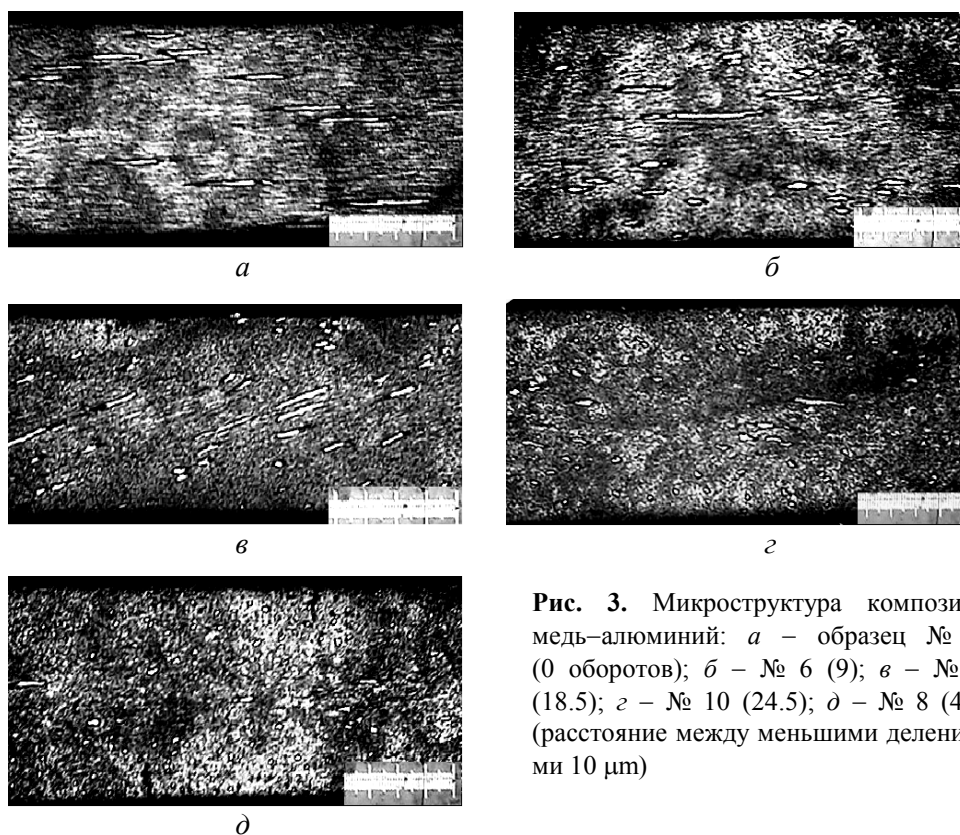


Рис. 3. Микроструктура композита медь–алюминий: *a* – образец № 1 (0 оборотов); *б* – № 6 (9); *в* – № 3 (18.5); *г* – № 10 (24.5); *д* – № 8 (48) (расстояние между меньшими делениями 10 μm)

Таблица 2

Размерные характеристики алюминиевого волокна после кручения Cu–Al-проволоки

Номер образца	Предельная деформация, turns/mm	Количество оборотов, turns	d , μm	l , μm
1	0	–	16	171
6	0.16	9	19	94
3	0.32	18.5	16	51
10	0.43	24.5	16.7	39
8	0.84	48	16.6	23

с изменением коэффициентов вытянутости зерна от 1 (в отожженном исходном состоянии) до 0.35 (после кручения).

Высказанное предположение о влиянии структурной перестройки отожженного материала на пластичность в процессе кручения требует проведения дополнительных исследований, в частности измерения микротвердости в продольном и поперечном сечениях в поверхностной зоне и в центре образца.

Исходная деформированная и отожженная медная проволока характеризуется равномерностью микротвердости H_{μ} по длине и диаметру. Возрастаание H_{μ} наблюдается с повышением ε , но лишь до значения 0.23 turns/mm. При дальнейшем росте деформации микротвердость снижается, протекает разупрочнение. Это, вероятно, связано с процессом образования пор

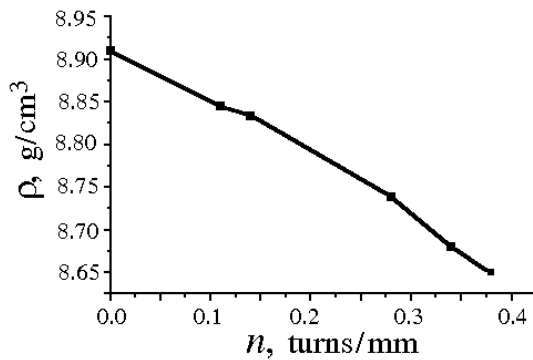


Рис. 4. График зависимости плотности меди ρ от количества оборотов n

(рис. 4). Анализ изменений H_{μ} в зависимости от количества оборотов показал, что существует закономерность ее распределения в поперечном сечении: на поверхности H_{μ} выше, чем в центре. Контроль уровня H_{μ} проволоки в поперечном и продольном сечениях после отжига показал ее равномерное распределение по сечению, поскольку температура и длительность отжига обеспечили полную рекристаллизацию.

Это объясняется более значительной деформацией на поверхности.

Аналогичная закономерность фиксируется также в направлении вдоль оси образца, что является следствием разрушения анизотропии зерен после волочения, поскольку они поворачиваются под углом 45° к оси деформации. С ростом последней все больше зерен поворачивается, что приводит к одинаковым значениям микротвердости в поперечном и продольном сечениях, относительно центра и поверхности.

Для исходного образца композита Cu–Al (№ 1) после гидроэкструзии характерно равномерное распределение микротвердости по длине и диаметру. После кручения значения H_{μ} по диаметру отличаются. Микротвердость в поперечном сечении образцов № 3 и 6 (см. табл. 1), которые выдержали соответственно 0.16 и 0.32 turns/mm, имеет максимальное значение на поверхности и минимальное – в центре (рис. 5). Это может объясняться как кручением, так и наследованием структуры в неотожженном образце после гидроэкструзии. Хорошо известно, что степени деформации на поверхности выше, что и приводит к росту H_{μ} . Данный эффект снимается при последующем полном рекристаллизационном отжиге композита Cu–Al, поэтому мы фиксируем равномерное распределение H_{μ} в поперечном сечении. В образцах № 8 и 10 (0.84 и 0.43 turns/mm) прослеживается обратная картина: H_{μ} на поверхности меньше, чем в центре. Такой характер распределения микротвердости по диаметру можно объяснить тем, что образцы № 3 и 6 приходятся на начальный этап деформации, когда H_{μ} на поверхности выше, чем в центре. При большей степени деформации отожженных образцов № 8 и 10 их центры становятся более наклепанными, и за счет сильных деформаций сдвига более мягкие частицы Al разрываются на равноосные фрагменты (см. рис. 3,з,д).

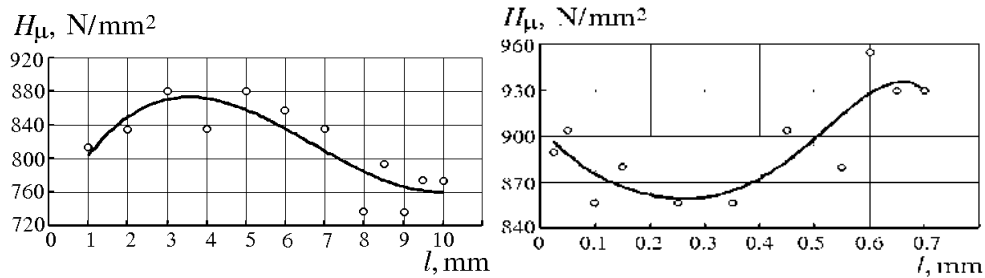


Рис. 5. Распределение микротвердости по продольному (а) и поперечному (б) сечениям образца № 6. (Измерения микротвердости в продольном сечении осуществлялись по центру образца от места разрыва до окончания локальной деформированной области образца, сформированной кручением)

Анализируя изменение микротвердости меди, алюминия и переходной зоны, можно сказать, что в поперечном сечении наблюдаются более высокие значения H_{μ} , чем в продольном. Как в отожженных, так и неотожженных образцах с ростом степени деформации в поперечном сечении наблюдается снижение, а в продольном – повышение микротвердости меди. В продольном сечении микротвердость элементов Al также повышается, что особенно характерно для образцов № 8 и 10 с наибольшей пластичностью (0.84 и 0.43 turns/mm). Эту разность в изменении микротвердости в поперечном и продольном сечениях можно объяснить изменением полосчатости структуры в процессе кручения. Необходимо отметить, что более мягкая составляющая структуры (Al) упрочняется интенсивнее, чем более твердая (Cu). После деформирования материал упрочняется в среднем на 50%.

Для оценки влияния на механические свойства структуры, формирующейся при кручении материала, проведены механические испытания на разрыв при растяжении на машине Р-5 (рис. 6). Воздействию подвергали медные образцы диаметром 3 mm, длиной 100 mm после отжига (500°C, 1 h) и кручения. В месте разрыва (в зоне шейки) зерна меди вытянуты в направлении действия сил растяжения (рис. 6).

В отожженных недеформированных образцах зерна в месте разрыва крупнее, чем после комбинированной деформации, приблизительно в 10–20 раз. Структура образца № 19 (отожженного, разорванного без кручения) однородная и плавно изменяется от мелкой вытянутой в месте разрыва до более крупной и равноосной по мере отдаления от шейки. В отожженных образцах после кручения и разрыва в структуре наблюдается чередование мелкозернистых полос с крупнозернистыми, наклоненными к оси образца приблизительно под углом 35–50°. Такое чередование структур может быть связано с возникновением полос сдвига, которые имеют свою структуру и поворачиваются под разными углами друг к другу. Распределение микротвердости по длине на всех образцах имеет приблизительно одинаковый характер: у места разрыва H_{μ} максимальная и дальше при отдалении от него наблюдается плавное снижение H_{μ} практически до величины исходного состояния.

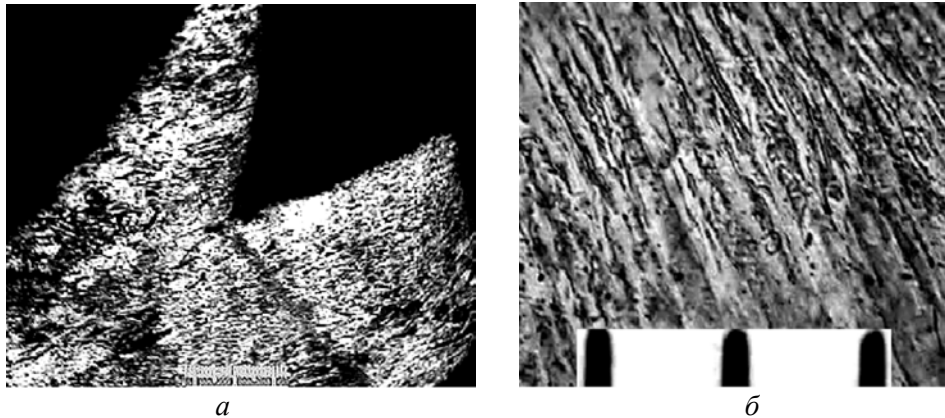


Рис. 6. Микроструктура образца меди № 22 после разрушения при кручении: *а* – $\times 100$; *б* – $\times 1000$ (расстояние между меньшими делениями $10 \mu\text{m}$)

График зависимости напряжения пластического течения меди от количества оборотов, приходящихся на 1 mm длины образца, при кручении представлен на рис. 7, где σ_{Ipf} – продольное напряжение, при котором пластическое течение в продольном направлении возникает при указанной степени пластической деформации кручением. В ходе эксперимента при создании комбинированного напряженного состояния за счет одновременного кручения и растяжения образца зафиксировано появление стадии облегченного пластического течения (под действием нормальных напряжений в образцах) с преобладающей пластической деформацией под действием касательных напряжений. Зафиксировано, что напряжение σ_{Ipf} снижается с увеличением степени деформации под действием касательных напряжений.

Если сравнивать медь с композитом, то можно сказать, что в отожженной меди уже при небольшой степени деформации кручением значение σ_{Ipf} резко уменьшается (практически до нулевого значения), а для композита характерно плавное изменение этого напряжения от количества оборотов (рис. 7). С увеличением степени деформации (количества оборотов) течение меди и медно-алюминиевого композита проходит легче. В общем можно сделать вывод, что деформация кручением облегчает течение материала. В проведенных экспериментах было установлено, что уровень σ_{Ipf} может быть в 2–5 раз ниже значения предела текучести, определенного на исходном материале во время стандартного испытания на растяжение (рис. 7).

Анализ кривых растяжения показал, что комбинированная пластическая деформация приводит к упрочнению меди (максимум кривой растяжения после кручения лежит выше, чем для недеформированной отожженной меди) и снижению пластичности. Поэтому разрушение крученой проволоки проходит быстрее, чем недеформированной (кривая растяжения образца № 19 имеет пологий вид, а у образцов № 20 и 23 она круче поднимается к максимуму).

После процесса комбинированной деформации выполнялись механические испытания для определения стандартных характеристик – пределов

прочности σ_{uts} и текучести σ_{ysl} , удлинения δ (табл. 3). Как видим, с повышением степени деформации кручением до 0.23 turns/mm в сравнении с недеформированным (отожженным) состоянием значение σ_{uts} увеличивается в 1.4 раза, σ_{ysl} – в 3.8 раза, а δ уменьшается в 2.3 раза.

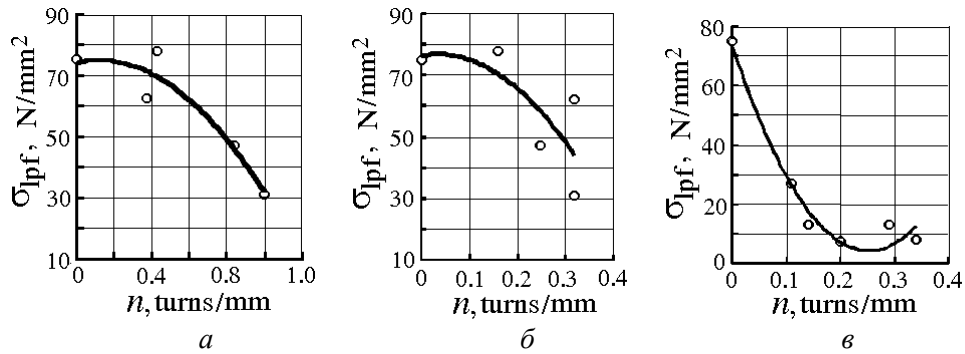


Рис. 7. Зависимость продольного пластического течения меди от количества оборотов: а, б – соответственно отожженный и неотожженный композит Cu–Al; в – отожженная медь

Таблица 3

Результаты механических испытаний на растяжение Cu-проволоки Ø 3 mm после кручения

Номер образца	Предельная деформация, turns/mm	Количество оборотов, turns	σ_{uts} , N/mm ²	σ_{ysl} , N/mm ²	δ , %
19	0.11	0	240	78	52
20	0.11	8.5	272	160	29
21	0.23	8.5	257	143	21
22	0.23	18.5	300	275	21
23	0.23	18.5	334	297	23

Выводы

В результате проведенных исследований можно сделать следующие выводы. Комбинированная деформация вызывает общее измельчение структуры на два порядка – минимальный размер зерен после кручения и растяжения достигает 0.3–1.0 μm .

Деформирование способствует упрочнению материала в среднем на 50% (значения σ_{uts} и H_{μ} сопоставлены). Эффективность влияния комбинированной пластической деформации повышается при формировании исходной структуры материала, способствующей облегченному движению дислокаций.

В частности, уменьшение концентрации неметаллических включений и плотности дислокаций, а также формирование равноосного зерна резко снижают предел текучести при фиксированном уровне касательных напряжений и позволяют уменьшить усилие деформации и достичь больших предельных степеней деформации до исчерпания запаса пластичности. Установлено, что при создании комбинированной деформации наличие касательных напряжений облегчает процесс пластического течения под действием нормальных напряжений и снижает в 2–5 раза значение σ_{1pf} . Это может быть использовано при разработке эффективных схем пластической обработки металлов.

Проведенные исследования показали, что процесс деформации осуществляется не сразу по всему объему образца. Сначала деформируются внешние пласты материала под действием максимальных касательных напряжений, а затем более глубокие слои до охвата всего объема материала. В процессе деформации наблюдается не только измельчение и вытягивание зерен, но и их поворот относительно оси действия растягивающих напряжений. Необходимо отметить, что деформированные зерна располагаются по закономерному порядку под определенным углом (35–50°) к оси деформации, что может объясняться действием максимальных касательных напряжений по сечениям, наклоненным под таким же углом к оси образца. Кроме того, пластическая деформация под действием комбинированного напряженного состояния приводит к общему измельчению зерна, но полученная структура не является равномерной и характеризуется ярко выраженной неоднородностью с чередованием участков дисперсной структуры с размером зерен на уровне 0.3–1.0 μm и более крупнозернистых с размером зерен 1.5–10 μm . Образец имеет слоистую макроструктуру (разделен в результате кручения на значительное количество наклоненных полос). При этом характерный размер таких участков колеблется на уровне 100–200 μm .

Необходимо отметить, что при высокой степени деформации структура становится более равномерной и в зонах не наблюдается резких отличий.

1. Ф.З. Утяшев, Ф.У. Еникеев, В.В. Латыш, *Металлы* № 5, 72 (1998).
2. В.Н. Варюхин, Е.Г. Пашинская, З.А. Самойленко, В.В. Пашинский, *Металлы* № 4, 79 (2001).
3. Я.Е. Бейгельзимер, В.Н. Варюхин, В.Г. Сынков, А.Н. Сапронов, С.Г. Сынков, *ФТВД* 9, № 3, 109 (1999).
4. 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).
5. Я.Б. Фридман, *Механические свойства металлов*, Т. 2. Механические испытания. Конструкционная прочность, Машиностроение, Москва (1974).
6. Н.И. Главацкая, *Металлофизика* 13, № 10, 11 (1991).
7. Р.З. Валиев, И.В. Александров, *Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией*, Логос, Москва (2000).
8. М.В. Маркушев, М.Ю. Мурашкин, *ФММ* 90, № 5, 92 (2000).
9. Р.З. Валиев, Р.К. Исламгалиев, *ФММ* 88, № 1, 50 (1999).

*E.G. Pashinskaya, V.V. Pashinskyi, A.S. Domareva,
I.I. Tishchenko, S.G. Synkov*

PECULIARITIES IN PLASTIC DEFORMATION OF COPPER UNDER A COMBINED TORSIONAL–TENSILE LOADING

This work is dedicated to study of the influence of combined deformation (torsion and strain) on structure of copper. It was shown that this deformation results in the formation of a fine crystalline structure (the grain size is 0.3–1.0 μm) with high level of plastic and strengthening characteristics. It was determined that with the combined straining condition the availability of tangential strains makes easier the process of plastic flow under the influence of normal strains. As a result, the flow stresses are 2–5 times as low.

Fig. 1. Schematic showing a plant for torsional and tensile testing of wire: 1 – specimen; 2 – grip immovable in axial direction; 3 – movable grip with the applied force F ; 4 – load

Fig. 2. Microstructure of copper along the direction of deformation after torsion: \hat{a} – specimen ¹ 14; \acute{a} – ¹ 16 (10 μm distance between smaller divisions)

Fig. 3. Microstructure of copper-aluminium composite: \hat{a} – specimen ¹ 1 (0 turns); \acute{a} – ¹ 6 (9); \hat{a} – ¹ 3 (18.5); \tilde{a} – ¹ 10 (24.5); \ddot{a} – ¹ 8 (48) (10 μm distance between smaller divisions)

Fig. 4. Density of copper ρ vs the number of turns n

Fig. 5. Microhardness distribution in longitudinal (\hat{a}) and cross-section of specimen ¹ 6. (Microhardness in longitudinal section was measured through specimen centre from the point of failure to the point of ending of the torsion-formed local deformed region of the specimen)

Fig. 6. Microstructure of copper specimen ¹ 22 after failure as a result of torsion: \hat{a} – $\times 100$; \acute{a} – $\times 1000$ (10 μm distance between smaller divisions)

Fig. 7. Dependence of the longitudinal plastic flow of copper on the number of turns: \hat{a} , \acute{a} – annealed and not annealed Cu–Al composite, respectively; \hat{a} – annealed copper