

PACS: 81.40.-z

В.Н. Варюхин, Н.И. Матросов, Э.А. Медведская,
Л.Ф. Сенникова, А.Б. Дугадко, А.В. Спусканюк

ПОВЕДЕНИЕ МЕДИ ПРИ СДВИГОВОЙ ДЕФОРМАЦИИ В ДРОБНОМ РЕЖИМЕ

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

Исследовано поведение меди при обработке равноканальным угловым прессованием (РКУП) с дробным режимом деформации. Показана возможность формирования в меди субмикроструктурного (СМК) состояния.

Одним из перспективных процессов обработки, позволяющих достигать больших однородных деформаций без изменения сечения заготовок, считается РКУП. Оно характеризуется равенством поперечного сечения вертикального и горизонтального деформирующих каналов ($2\theta = 90^\circ$) и высокой единичной интенсивностью деформации ($\Delta\Gamma = 2$). Многократное повторение цикла обработки обеспечивает в исходном сечении большую суммарную степень деформации, полученные при этом СМК- и наноструктурные материалы обладают уникальными механическими и физическими свойствами.

Известные источники содержат достаточно обширную информацию о влиянии интенсивной пластической деформации при РКУП с $\theta = 45^\circ$ на структуру и свойства обрабатываемых материалов и весьма ограниченную информацию о влиянии дробного режима деформирования при РКУП с $\theta \geq 60^\circ$ [1–4].

Настоящая работа посвящена изучению особенностей поведения модельного материала (меди), изменений его структурного состояния и свойств при сдвиговой деформации в дробном режиме с применением конструкции инструмента (оснастки) РКУП при углах пересекающихся каналов $\theta \geq 60^\circ$.

Исследовали образцы из меди М1 (99.9% Cu) после РКУП по схеме с двумя, тремя и четырьмя каналами с единичной интенсивностью деформации $\Delta\Gamma = 0.35; 0.536; 1.08; 1.42$ и 1.69 , а также в процессе ее накопления в материале заготовки при указанных выше условиях деформации с величиной $e \leq 8.79$ (рис. 1).

Оптические исследования структуры и определение микротвердости проводили в различных точках поперечного сечения образца. Размеры зерен и

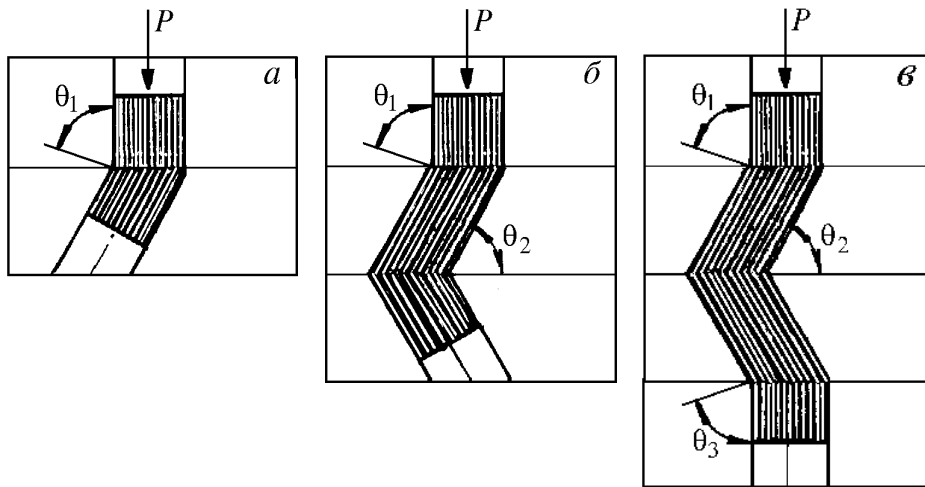


Рис. 1. Схемы сдвиговой деформации в дробном режиме: *a* – два рабочих канала $\theta_1 = 75\text{--}80^\circ$; *б* – три рабочих канала $\theta_1 = 75\text{--}80^\circ$, $\theta_2 = 60\text{--}70^\circ$; *в* – четыре канала $\theta_1 = \theta_3 = 75\text{--}80^\circ$, $\theta_2 = 60\text{--}70^\circ$

их распределение оценивали на базе измерений не менее 40 зерен. Микротвердость рассчитывали по результатам не менее 10 измерений.

Исследования зеренной структуры образцов, деформированных по схеме с тремя пересекающимися каналами и углами пересечения $\theta_1 = 80^\circ$ и $\theta_2 = 70^\circ$ при единичной интенсивности $\Delta\Gamma = 1.08$, показали, что субмикронные зерна появляются при накоплении деформации $e \geq 6.2$ (10 циклов проталкивания). В исходном отожженном состоянии (550°C , 2 h) структура образца меди характеризуется размерами зерен от 6 до 40 μm . С накоплением деформации происходит дробление зеренной структуры с уменьшением как минимального, так и максимального размеров зерен (рис. 2). Проработка структуры

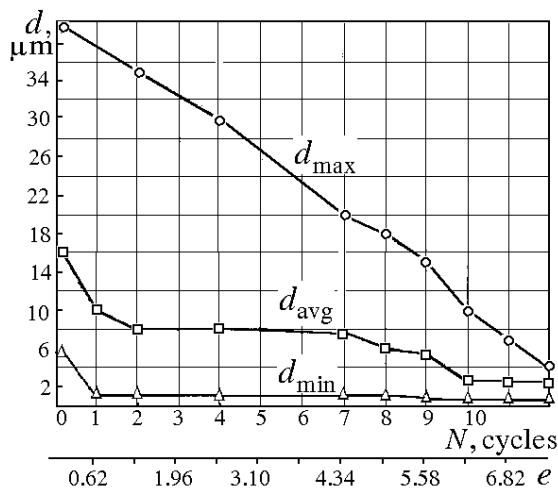


Рис. 2. Изменение размера зерен в зависимости от накопленной деформации в условиях, близких к простому сдвигу: материал заготовки – медь М1; диаметр заготовки – 15 мм; $\Delta\Gamma = 1.08$

по краям образцов более интенсивная, в середине образца – менее интенсивная. Однородность проработки, размерная однородность зерен повышаются по мере увеличения суммарной степени пластической деформации сдвигом, вплоть до формирования СМК-структуры размером 0.3–0.5 μm . Если для исходной структуры $d_{\max}/d_{\min} = 40/6$ (размеры зерен в μm), то после деформации $e = 4.34$ (7 циклов проталкивания) размерная характеристика суживается и составляет $d_{\max}/d_{\min} = 20/1$.

Дальнейшее увеличение суммарной деформации приводит к следующему изменению размера зерен: степень деформации $e = 6.2$ (10 циклов) – $d_{\max}/d_{\min} = 10/0.5$; $e = 7.44$ (12 циклов) – $d_{\max}/d_{\min} = 4/0.3$. Среднеарифметический размер зерен уменьшается от $16 \mu\text{m}$ (исходное состояние) до $2.35 \mu\text{m}$ ($e = 7.44$, 12 циклов), а коэффициент неоднородности размера зерен в сечении образца (d_{\max}/d_{avg}) сокращается соответственно от 6.6 до 2.12.

Одновременно с уменьшением абсолютной величины зерен и повышением однородности структуры растет общее количество субмикронных зерен (рис. 3).

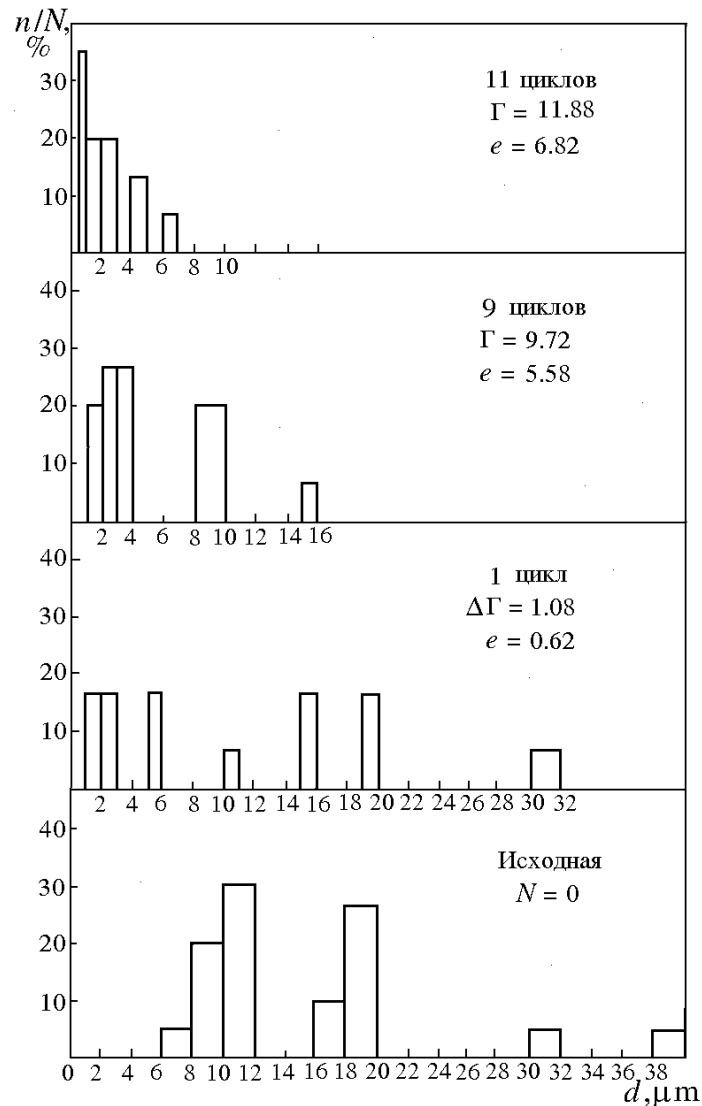


Рис. 3. Распределение зерен по размерам в меди после РКУП в дробном режиме. Таким образом, при деформации с исследуемой единичной интенсивностью наблюдается формирование структуры двух типов: СМК (размер зерен $0.3\text{--}0.5 \mu\text{m}$) и динамически полигонизованной ($2\text{--}3 \mu\text{m}$).

Мы полагаем, что небольшие единичные интенсивности и соответствующий им низкий атермический эффект разогрева образцов при деформации исключают или тормозят процессы динамического возврата и рекристаллизации. Образцы в выбранных условиях не разогреваются до температур, превышающих температуру активной рекристаллизации. Поэтому в исследованиях конкретной схемы деформации не наблюдаются характерные для меди циклы динамической рекристаллизации, деформации и восстановления структуры [5,6], о чем свидетельствует характер кривой зависимости изменения размера зерен от суммарной величины деформации (см. рис. 1).

Механизмы динамического возврата и рекристаллизации уже явно выражены при четырехканальном прессовании с истинной деформацией $\epsilon > 1.64$, где фактор внешнего трения и атермический эффект оказывают значительное воздействие на особенности формирования структуры деформированной меди.

Аналогичное влияние на процессы структурообразования и формирования СМК-состояния оказывают также угловой параметр технологии и величина угла пересечения рабочих каналов деформирующих втулок. С уменьшением угла пересечения каналов (увеличением единичной интенсивности) при одинаковой схеме деформации (количестве деформирующих каналов) эффективность обработки повышается.

Один цикл обработки по схеме с тремя деформирующими каналами с угловыми параметрами $\theta_1 = 80^\circ$ и $\theta_2 = 70^\circ$ приводит к формированию структуры со средней величиной зерна $\approx 10 \mu\text{m}$, а при угловых параметрах $\theta_1 = 75^\circ$ и $\theta_2 = 60^\circ$ обеспечивается средний размер $\approx 4 \mu\text{m}$.

Уже после одного цикла прессования микротвердость возрастает от 660 до 1200 МПа и при увеличении циклов деформации до 12 существенно не изменяется

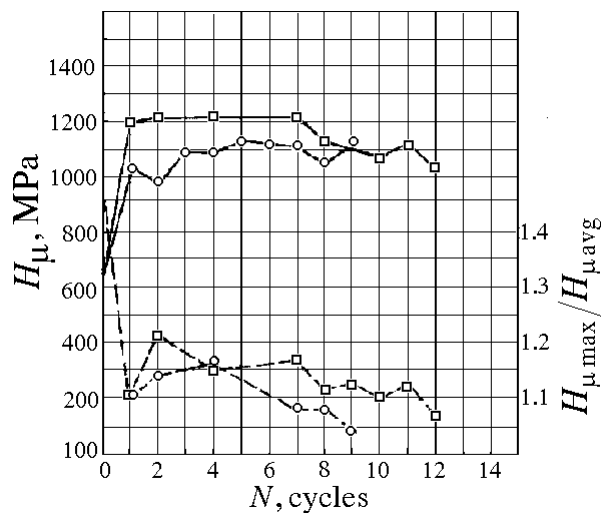


Рис. 4. Зависимость микротвердости меди М1 от числа циклов деформации РКУП в дробном режиме: $-\square-$ — $\Delta\Gamma = 1.08$, $-\circ-$ — $\Delta\Gamma = 1.69$

(рис. 4).

Метод исследования микротвердости не отражает наблюдаемых существенных изменений в структуре с образованием субмикронных зерен и ростом их количества.

С увеличением накопленной деформации проработка сечения становится более однородной. Степень неоднородности распределения микротвердости $H_{\mu \max}/H_{\mu \text{avg}}$ снижается от 1.22 до 1.06.

После разовой деформации через два канала с

углом пересечения $\theta = 80^\circ$ и $\Delta\Gamma = 0.35$ микротвердость характеризуется значением $H_\mu = 1100$ МПа, после деформации по аналогичной схеме ($\theta_1 = 75^\circ$ и $\Delta\Gamma = 0.53$) $H_\mu = 1180$ МПа. При увеличении разовой деформации, достигаемой по схеме деформации через три пересекающихся канала с углами $\theta_1 = 75\text{--}80^\circ$ и $\theta_2 = 60\text{--}70^\circ$, величина H_μ существенно не изменяется.

Микротвердость отдельных зерен в сечении больше среднеарифметической микротвердости на 10–20%, что указывает на равномерное распределение микротвердости по сечению образцов, деформированных простым сдвигом при дробном режиме деформации. С определенной долей осторожности можно предварительно говорить о тенденции повышения степени неравномерности распределения микротвердости по сечению с увеличением угла пересечения каналов и, следовательно, уменьшением единичной интенсивности. В частности, при угле $\theta = 75^\circ$ отношение $H_{\mu \max}/H_{\mu \text{ avg}} = 1.11\text{--}1.13$, а при угле $\theta = 80^\circ$ оно составляет 1.19–1.21.

Таким образом, на основе результатов исследований:

- установлена возможность формирования в материале (меди) СМК-состояния при деформировании сдвигом в дробном режиме;
- получены данные о характере изменения зеренной структуры в зависимости от величины единичной интенсивности (угла пересечения рабочих каналов) и накопленной деформации;
- показана целесообразность увеличения накопленной деформации ($e > 7.44$) по схеме дробного деформирования с единичной интенсивностью $\Delta\Gamma = 1.08$ для изучения возможной эволюции СМК- в наноструктурное состояние.

1. В.М. Сегал, В.И. Резников, А.Е. Дробышевский и др., *Металлы* № 1, 115 (1981).
2. В.М. Сегал, В.И. Резников, В.И. Копылов и др., *Пластическое структурообразование в металлах*, Наука и техника, Минск (1994).
3. Р.А. Андреевский, А.М. Глезер, *ФММ* **88**, № 1, 50 (1999).
4. Г.И. Рааб, Р.З. Валиев, *МиТОМ* № 9, 27 (2000).
5. Е.Н. Попова, Л.А. Родионова, В.В. Попов, С.В. Сударева, Е.П. Романов, А.Е. Воробьева, Е.А. Дергунова, А.К. Шиков, В.И. Панцырный, *ФММ* **84**, № 5, 114 (1997).
6. Х. Мекинг, Г. Готштейн, в кн.: *Рекристаллизация в металлах*, *Металлургия*, Москва (1982), с. 202–230.

*V.N. Varyukhin, N.I. Matrosov, E.A. Medvedskaya,
L.F. Sennikova, A.B. Dugadko, A.V. Spuskanyuk*

BEHAVIOUR OF COPPER UNDER SHEARING STRAIN IN FRACTIONAL MODE

The behaviour of copper under the equal-channel angular extrusion (ECAE) in the frac-

tional mode of straining has been investigated. It is shown that in copper a submicrocrystalline (SMC) state can be formed.

Fig. 1. Schemes of shearing strain in the fractional mode: $\dot{\alpha}$ – two operating channels $\theta_1 = 75-80^\circ$; $\dot{\alpha}'$ – three operating channels $\theta_1 = 75-80^\circ$, $\theta_2 = 60-70^\circ$; $\dot{\alpha}''$ – four channels $\theta_1 = \theta_3 = 75-80^\circ$, $\theta_2 = 60-70^\circ$

Fig. 2. A change in grain size depending on accumulated strain in conditions close to the ordinary shear: billet material – copper M1; billet diameter – 15 mm; $\Delta\Gamma = 1.08$

Fig. 3. Size distribution of grains in copper after ECAE in the fractional mode

Fig. 4. Dependence of copper M1 microhardness on quantity of ECAE fractional mode deformation cycles: $-\square-$ – $\Delta\Gamma = 1.08$, $-\circ-$ – $\Delta\Gamma = 1.69$