

PACS: 81.40.-z, 80.40.Vw

Н.Н. Белоусов

ИССЛЕДОВАНИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТЕЙ ПЛАСТИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ И СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ ПРИ НАКОПЛЕНИИ БОЛЬШОЙ ДЕФОРМАЦИИ

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

Статья поступила в редакцию 11 марта 2008 года

Исследовано влияние предварительного деформирования методами равноканального углового (РКУ) прессования, гидроэкструзии (ГЭ) и поверхностной ультразвуковой (УЗ) деформации на характер формоизменения и структурообразования в продольном и поперечном сечениях локальных объемов большой деформации. Обнаружены стадийный характер пластического течения и многоуровневое структурообразование при локализации большой деформации в шейке образца. Разработаны и применены специальные методы: поверхностная деформация, кручение при растяжении, опережающее пластическое деформирование (ОПД) для управления процессами пластической деформации и структурообразования. Показана перспективность сочетания данных методов, способствующего усилению фрагментации структуры, делокализации деформации и увеличению пластичности материалов.

1. Актуальность темы и цель исследования

На стадии больших деформаций пластическое течение и структурообразование протекают по своим законам [1–9], которые отличаются от законов классической физики прочности и пластичности [10–12]. Актуальность изучения закономерностей пластического течения и структурообразования при больших деформациях объясняется не только внутренними потребностями физики больших деформаций, но и особой важностью прикладного значения данной проблемы. В первую очередь это относится к совершенствованию методов как интенсивной пластической деформации (ИПД), так и деформационного структурообразования: РКУ-прессования, кручения под давлением, прокатки со сдвигом, винтовой экструзии и др. [13–19]. В настоящее время по этим методам накоплен богатый производственный и технологический опыт [13,14,19], однако с научной точки зрения требуется понимание механизмов пластического течения и структурообразования на различных

структурно-деформационных уровнях (включая микро-, мезо- и макроуровни). Понимание механизмов пластического течения и закономерностей структурообразования на различных уровнях развития больших деформаций может оказать существенное влияние на практику формирования нанокристаллических структур и получение современных наноматериалов [15–18].

Существует много различных методов как получения больших пластических деформаций, так и изучения их влияния на процессы формоизменения и структурообразования [1,2,13,14,16,19]. Как правило, эти методы разработаны и используются независимо друг от друга и не всегда учитывают специфический характер пластического течения и структурообразования при развитии больших деформаций. Актуальным остается выбор такого метода, который бы комплексно сочетал методы получения больших пластических деформаций и непосредственного изучения процессов течения и структурообразования на различных структурно-деформационных (микро-, мезо- и макро-) уровнях. Одним из перспективных в этом отношении является метод получения и анализа кривых деформации в условиях локализации деформации в шейке растянутого образца [1–9]. Возможность и перспективность использования данного метода рассмотрены в работах [4,7–9]. Авторы [1–3,8] обосновали принципиальную возможность изучения закономерностей пластического течения [1,3] и структурообразования [2,8] при макролокализации большой деформации в шейке образца.

Цель работы – по кривым растяжения выбранных металлов и сплавов изучить закономерности структурообразования и характер изменения напряженно-деформированного состояния на различных структурно-деформационных уровнях после предварительной деформации.

2. Материал и методика исследований

Исследовали различные металлы и сплавы, отличающиеся энергией дефектов упаковки, наличием равноправных или независимых систем скольжения: Ni (99.98% Ni, $T_{\text{ann}} = 1273$ K, $t_{\text{ann}} = 3$ h, $d_{\text{av}} = 160$ μm); Cu (99.98% Cu, $d_{\text{av}} = 20, 180$ μm); Al (99.96% Al, $d_{\text{av}} = 80, 200$ μm); Zn (99.999% Zn монокристаллический (плоскости деформации (0001) и (11 $\bar{2}$ 2)) [20,21], 99.97% Zn поликристаллический, $d_{\text{av}} = 100, 220$ μm); Fe-армко (0.04% C, 0.04% Mn, 0.01% Si, 0.36% Cu, $d_{\text{av}} = 50, 120$ μm), Ст3, Ст45, высокоазотистая сталь (HNS) X18AG10H16 ($C_N = 0.06, 0.3, 0.57\%$). Материалы изучали как в исходном состоянии, так и после накопления больших деформаций комплексным методом, включающим РКУ-прессование ($N = 1-5$ проходов, диаметр образцов $D = 8$ mm, длина 24, 30 mm), гидроэкструзию ($\varepsilon = 0.6$), поверхностную деформацию сдвига УЗ-ударником ($f = 20$ kHz, $l = 10$ μm , $t = 1, 5, 10$ min) [23].

Структурно-деформационные *in situ* исследования проводили на усовершенствованных и компьютеризированных разрывных машинах ИМАШ-20-75 (АЛА-ТОО) и 2167Р-50, которые по физическим параметрам и экспери-

ментальным возможностям дополняли друг друга. Усовершенствование связано с улучшением технических характеристик и расширением экспериментальных возможностей машин путем: а) применения прямого и реверсивного кручения ($\varphi = \pm 0.10^\circ$) в условиях активного растяжения и ползучести ($\Delta F = \pm 0.01$ N, $\Delta l = \pm 1$ μm); б) непосредственного применения в конструкции машин новых структурно-чувствительных методов: 2D-оптической профилометрии ($\Delta h_{1,2} = \pm 10^{-6}$ m), дилатометрии ($\Delta l = \pm 10^{-7}$ m), оптической микроскопии (увеличение 10^{\times} – 1000^{\times}) в широком диапазоне длин волн (видимый, ультрафиолетовый) при обычном, косом и поляризованном освещении. Деформирование осуществляли в следующих режимах: с постоянной скоростью ($\dot{\epsilon} = \text{const}$), при постоянном напряжении ($\sigma = \text{const}$), при постоянной деформации ($\delta = \text{const}$). После РКУ-прессования изготавливали гантелеобразные цилиндрические ($d = 3 \pm 0.1$ mm, 5 ± 0.15 mm, $L = 15, 25$ mm) и плоские образцы с полированной поверхностью ($\nabla 8$), на которую с помощью микротвердомера ПМТ-3 ($P = 50$ g) алмазной пирамидой наносили контрольные отпечатки (в продольном и поперечном направлениях). После гидроэкструзии ($\epsilon = (d_0^2 - d^2) / d_0^2$, где $d_0 = 8$ mm, $d = 3$ mm) использовали готовые проволоочные образцы ($d = 3 \pm 0.2$ mm, $l = 100$ mm), которые подвергали кручению в процессе активного растяжения и ползучести.

В ходе комплексных испытаний на растяжение и ползучесть (при необходимости с наложением деформации кручения) через определенные промежутки времени Δt (вплоть до разрушения) проводили профилометрические измерения профиля и размеров шейки образца (в продольном l и поперечном d направлениях) с точностью $\Delta(l, d) = \pm 0.5, 1, 10$ μm , а также вычисления скорости пластической деформации путем деления приращения деформации $\Delta(\epsilon, \psi)$ на приращение времени Δt с точностью $\Delta(\epsilon, \psi) / \Delta t = \pm 0.5, 1, 10$ $\mu\text{m/s}$. Для этого использовали 2D-датчик перемещения и длиннофокусные микроскопы МВТ-71У4.2 (в конструкции ИМАШ20-75, увеличение 500^{\times}) или МБС-9 (в конструкции 2167Р-50, увеличение 100^{\times}). При использовании 2D-датчика перемещений в реальном масштабе времени одновременно с записью кривых растяжения и ползучести определяли скорость пластической деформации $\Delta(\epsilon, \psi) / \Delta t$ в двух направлениях: вдоль и поперек образца. Для контроля и компьютерного анализа 2D-размеров и профиля шейки образца и оценки скорости пластической деформации на различных стадиях локализации течения применяли также фоторегистрацию с помощью специальной цифровой фотокамеры, установленной на тубусе микроскопа и совмещенной с компьютером. Обработку картин осуществляли с помощью программ ImageTool и Origin. Профиль шейки с нанесенными отпечатками выводили на дисплей компьютера в реальном времени одновременно с кривой деформации. Будем различать стадии микро-, мезо- и макролокализации шейки при оптических исследованиях с увеличениями порядка 1000^{\times} , 100^{\times} и 10^{\times} соответственно. Морфологические параметры использовались для опреде-

ления истинных напряжений (деформаций) и характера их распределения вдоль и поперек оси растяжения образца. Отпечатки алмазной пирамиды применяли для измерения расстояния между ними (за определенный промежуток времени) с последующей оценкой скорости деформации.

Для *in situ* исследования эволюции деформационного рельефа в процессе растяжения применяли следующие методы оптической металлографии (ОМ): а) температурно-вакуумное травление полированной поверхности образца после различных степеней локализации течения в шейке непосредственно в деформационной камере (при $T = 350\text{--}850\text{ К}$, $P = 10^{-5}\text{--}10^{-6}\text{ мм Hg}$); б) химическое травление деформированной поверхности шейки (при $T = 300\text{ К}$, $P = P_{\text{atm}}$, для Fe травление в 5%-ном растворе пикриновой кислоты в этиловом спирте); в) косое освещение (при различных увеличениях) для изучения структурно-деформационного рельефа полированной поверхности образца на различных уровнях локализации деформации; г) оптическое исследование (в видимом и ультрафиолетовом диапазонах длин волн) характера напряженно-деформированного состояния по рисунку растрескивания окисного слоя (для Fe и стали), который предварительно получали путем контролируемого окисления поверхности нагретого образца в результате дозированного напуска кислорода в вакуумную камеру; д) оптическое исследование (при обычном и поляризованном освещении) характера растрескивания специального лака, предварительно нанесенного на поверхность образца, в местах наибольшего развития локального течения; е) оптическое изучение структурно-деформационного рельефа полированной поверхности образца с помощью интерференционного микроскопа МИИ-4.

Первые четыре метода применяли непосредственно в температурно-вакуумной камере деформационной машины ИМАШ-20-75, совмещенной с высокотемпературным микроскопом МВТ-71У4.2 и выводом оптической информации на дисплей компьютера. С помощью МИИ-4 проводили количественные исследования эволюции деформационного рельефа по таким параметрам, как длина, высота и плотность следов скольжения, с учетом, что длина линий скольжения пропорциональна длине свободного пробега дислокаций, высота ступеньки, образующейся на линии скольжения, – числу дислокаций, испущенных источником, а плотность линий скольжения – количеству активных источников дислокаций. Высоту ступенек вычисляли по измеренным величинам смещений интерференционных линий по формуле: $h = \lambda/2((N_3 - N_4)/(N_1 - N_2))$, где λ – длина волны монохроматического излучения, $N_1\text{--}N_4$ – положения интерференционных полос.

С помощью микроинтерферометра МИИ-4 ($\times 490$) измеряли искривления и выступы не менее 0.1 величины интервала между интерференционными полосами, что эквивалентно минимальной величине неровности на деформируемой поверхности, равной $(\lambda/2) \cdot 0.1 = 0.05\lambda$ (где λ – длина волны, $\lambda/2$ – величина интервала между интерференционными полосами). Для зеленого света ($\lambda = 0.550\text{ мкм}$) наименьшая величина деформационного рельефа, кото-

рую измеряли, равна $0.05 \cdot 0.55 = 0.0275 \text{ } \mu\text{m}$. Интерференционный метод применяли следующим образом: исследуемый образец деформировали ступенчато на различные степени деформации, и перед последующим деформированием проводили полировку боковой поверхности образца. Это обеспечивало практически полное уничтожение фона линий скольжения, созданных во время предыдущего этапа деформирования, и все наблюдаемые полосы скольжения относились к последнему этапу деформации.

Для микроструктурных исследований характера локализации деформации (методами оптической металлографии) после образования шейки различной кривизны (вплоть до разрушения) использовали следующую методику: одну половину образца разрезали поперек, а другую – вдоль их длины; изготавливали соответствующим образом шлифы с полировкой и химическим травлением для выявления микрозернистой структуры в поперечном и продольном сечениях.

При кручении цилиндрических образцов записывали диаграммы крутящих моментов как функции угла закручивания, из которых вычисляли: а) максимальные касательные напряжения по формуле [5]: $\tau_{\max} = 1/2\pi r^3 (3M + (dM/d\theta)\theta)$, где r – радиус образца; M – крутящий момент; производная $dM/d\theta$ определялась графически по кривой $M(\theta)$; θ – удельный угол закручивания, $\theta = \varphi/l$ (φ – угол кручения в rad, $l = 100 \text{ mm}$ – длина образца); б) максимальные сдвиговые деформации по формуле [5]: $g_{\max} = \ln(1 + \gamma^2/2 + \gamma\sqrt{1 + \gamma^2})$, где $\gamma = r/\theta$ – максимальный сдвиг, равный произведению радиуса r образца на удельный угол закручивания θ . При растяжении максимальные касательные напряжения τ_{\max} равны половине эффективного нормального напряжения S_0 , т.е. $\tau_{\max} = S_0/2$. Максимальный истинный сдвиг определяли по формуле [5]: $g_{\max} = \ln(1/(1 - \psi_n))$, $\psi_n = (s_0 - s_n)/s_0$, где s_n, s_0 – площадь сечения в шейке и на параболической стадии соответственно.

Обработку кривых деформации за пределом прочности осуществляли также в рамках теории Романа-Родригеса [22]: $\frac{A_{1,2}}{\varepsilon_2 - \varepsilon_1} = \frac{n_{1,2}}{n_{1,2} + 1} \sigma_{0,2} + \frac{1}{n_{1,2} + 1} \left(\frac{\sigma_2 \varepsilon_2 - \sigma_1 \varepsilon_1}{\varepsilon_2 - \varepsilon_1} \right)$,

где $n_{1,2}$ – коэффициент деформационного упрочнения на участке между ε_2 и ε_1 ; $A_{1,2}$ – работа, затраченная на деформирование образца в определенном интервале деформаций $\varepsilon = (\varepsilon_2 - \varepsilon_1)$, определялась как площадь под кривой деформации. Эта формула взята за основу, только вместо $\sigma_{0,2}$ подставляли σ_b , а напряжения и деформации брали истинные.

Поправочный коэффициент Бриджмена определяли по формуле [1]: $k_{Br} = \left(1 + 2\frac{R}{r}\right) \ln\left(1 + \frac{1}{2}\frac{r}{R}\right)^{-1}$, где r – радиус образца в шейке, R – радиус кривизны шейки.

Электронно-микроскопическое (ЭМ) определение размеров ячеек фрагментированной структуры осуществляли стандартными методами на элек-

тронном микроскопе ПЭМ-100К (при увеличении $(2-2.5) \cdot 10^{4\times}$) с предварительной подготовкой фольг на приборе ПТФ-2. Исследование эволюции структуры как функции истинной логарифмической деформации $e = \ln(1/(1 - \psi))$ в шейке после одноосной деформации растяжения и разрыва методом ПЭМ проводили двумя способами с использованием одного или нескольких образцов: 1) по достижении заданного локального сужения ψ деформирование прекращали и из наиболее тонкого сечения электроискровым методом (прибор ПТФ-2) вырезали заготовку диаметром 3 mm и толщиной 0.3 mm, затем электрохимическим травлением приготавливали фольги; 2) из деформированного вплоть до разрушения образца приготавливали несколько фольг из сечений с различными ψ . Размеры ячеек оценивали по формуле $d = 2\sqrt{S} / \pi$, где S – площадь ячейки. Плотность дислокаций подсчитывали по среднему расстоянию между ними [8]. Проявление фрагментированной структуры наблюдали в режиме темнопольного изображения. Компьютерную обработку осуществляли с помощью программы ImageTool.

Размеры областей когерентного рассеяния (ОКР) и величину внутренних микронапряжений рассчитывали методами рентгеноструктурного анализа (РСА) на дифрактометре ДРОН-3 с помощью программ DronCalc и FullProf. Плотность дислокаций Λ определяли стандартными методами ОМ путем химической полировки и травления поверхности с последующим подсчетом количества ямок травления на выделенных участках поверхности.

3. Результаты исследования и их обсуждение

Управление процессом локализации пластической деформации и локального структурообразования. Для управления процессом локализации пластической деформации и кинетикой формирования шейки на различных уровнях ее развития разработаны и применены специальные методы: 1) интенсивная поверхностная деформация со сдвигом; 2) кручение при растяжении; 3) опережающее пластическое деформирование. В первом случае поверхность образца перед растяжением предварительно интенсивно обрабатывали специальным УЗ-ударником, создающим сдвиговые компоненты деформации на поверхности образца [23], во втором – осуществляли кручение ($\Delta\varphi/\Delta t = 5 \cdot 10^{-3}$ rad/s) в процессе непрерывного растяжения ($\Delta\varepsilon/\Delta t = 10^{-3}$ s⁻¹) после предварительной деформации РКУ-прессованием, в третьем – проводили ОПД путем введения дополнительной энергии в образец за пределами зоны локализации большой деформации, что способствовало подготовке материала к распространению фронта пластической деформации перед шейкой образца.

Метод ОПД основан на использовании явления акустопластического эффекта [21,22]. ОПД выполняли УЗ-ударником со сферическим активатором [23], который мог: а) прижиматься к поверхности растягиваемого образца с силой в пределах $F = 1-10^3$ N; б) вращаться вокруг своей оси с различной скоростью $\Delta\varphi/\Delta t = 10-360^\circ/\text{min}$; в) перемещаться в направлении развития зоны локальной деформации со скоростью в пределах $\Delta l/\Delta t = 0.01-100$ mm/min.

В способе ОПД механическая энергия процесса формоизменения комбинировалась с дополнительной энергией периодического деформирования УЗ-частоты. Часть работы, которая при обычной локализации деформации затрачивалась на пластическое формоизменение в зоне формирования шейки, при ОПД выполнялась УЗ-активатором еще до начала процесса макролокализации деформации. Сохраненная работа способствовала удлинению формы шейки в продольном направлении и повышению пластичности материала за пределом прочности на ниспадающей части кривой деформации. Осуществляли варьирование скоростью оборотов и силой прижатия УЗ-активатора: при малых оборотах и небольших усилиях прижатия выполняли часть работы локального деформирования за пределами зоны формирования шейки; при больших оборотах и усилиях прижатия ($\varphi \geq 360^\circ/\text{min}$, $F \geq 10^3 \text{ N}$) в окрестность зоны локальной деформации вводили дополнительную тепловую энергию, что временно снижало прочность материала и повышало его пластичность в локальных объемах большой деформации. Кривые деформации записывали одновременно с фоторегистрацией морфологических параметров локализации пластической деформации на различных этапах формирования шейки (рис. 1).

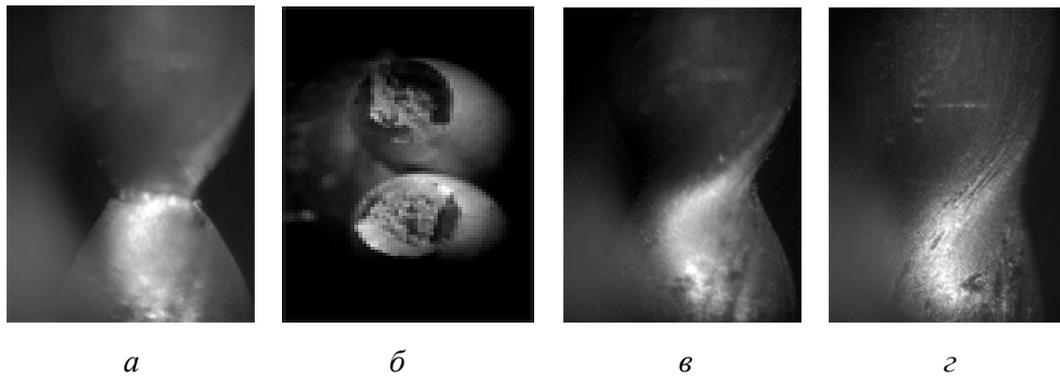


Рис. 1. Характер локализации пластического течения (*a*, *v*, *z*) и вид разрушения (*б*) образцов Cu при растяжении ($\Delta l/\Delta t = 1 \text{ mm/min}$) в условиях кручения ($\theta = 1.8 \text{ rad/mm}$); *a*, *v* – после РКУ-прессования (*a* – $N = 1$, *v* – $N = 3$) и ГЭ ($\varepsilon = 0.6$); *z* – после РКУ-прессования ($N = 3$), ГЭ ($\varepsilon = 0.6$) и ОПД ($F = 10^2 \text{ N}$, $\Delta\varphi/\Delta t = 3 \text{ rad/min}$, $\Delta l/\Delta t = 1.2 \text{ mm/min}$)

На рис. 2 приведены кривые деформации методом растяжения образцов Cu (исходные значения: $\sigma_0^T = 180 \text{ МПа}$, $\delta_0 = 45\%$), подвергнутых комбинированному воздействию больших деформаций.

При комбинировании методов пластической деформации реализована возможность целенаправленного управления процессами деформационного структурообразования на различных структурно-деформационных уровнях в локальных объемах больших деформаций. После многократной поверхностной деформации со сдвигом ($f = 20 \text{ kHz}$, $l = 10 \text{ }\mu\text{m}$, $t = 10 \text{ min}$) после РКУ-прессования ($N = 3$) в зависимости от силы прижатия ударника в исследуемых металлах возникал поверхностный слой с градиентной по толщине ($d = 2\text{--}20 \text{ }\mu\text{m}$)

структурой. Для образцов Cu (рис. 3) непосредственно под поверхностным слоем после травления и полировки обнаружено наличие сетки мезополос более мелкой, чем сопряженные макрополосы, наблюдаемые после РКУ-прессования без поверхностной деформации. Картина распределения мезополос зависела от ряда факторов, связанных с амплитудой, частотой и временем УЗ-деформации.

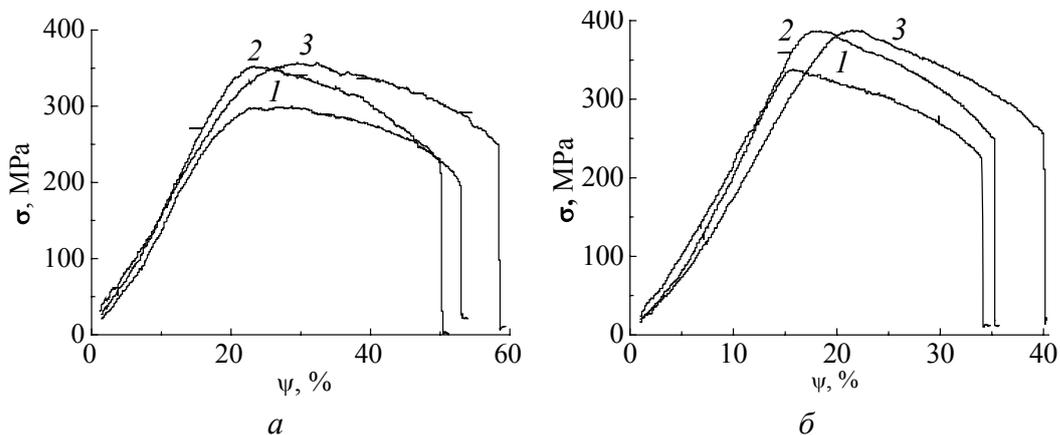


Рис. 2. Характерный вид кривых деформации образцов Cu при: *a* – растяжении ($\Delta l/\Delta t = 1 \text{ mm/min}$) в условиях кручения ($\theta = 1.8 \text{ rad/mm}$) с ОПД ($F = 10^2 \text{ N}$, $\Delta\phi/\Delta t = 3 \text{ rad/min}$, $\Delta l/\Delta t = 1.2 \text{ mm/min}$); *б* – многократной поверхностной деформации со сдвигом ($f = 20 \text{ kHz}$, $l = 10 \text{ }\mu\text{m}$, $t = 10 \text{ min}$, $n = 6$); 1, 2 – после предварительного РКУ-прессования ($l - N = 1$, $2 - N = 3$) и ГЭ ($\epsilon = 0.6$); 3 – после РКУ-прессования ($N = 3$), ГЭ ($\epsilon = 0.6$) и ОПД

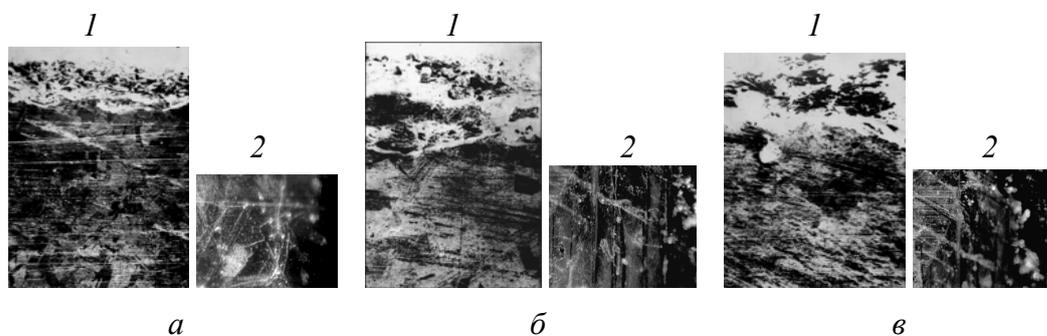


Рис. 3. Влияние поверхностной деформации со сдвигом ($f = 20 \text{ kHz}$, $l = 10 \text{ }\mu\text{m}$, $t = 10 \text{ min}$) и силы прижатия ударника F на микроструктуру Cu: *a* – $F = 10 \text{ N}$, *б* – 10^2 N , *в* – 10^3 N ; 1 – рельеф поверхности (продольный срез), увеличение $100\times$; 2 – сетка мезополос деформации под деформированным поверхностным слоем (поперечный срез), увеличение $500\times$

Поверхностная деформация со сдвигом после РКУ-прессования приводила к делокализации деформации на мезоуровне и создавала условия для задержки макролокализации деформации в шейке, что способствовало дополнительному упрочнению и удлинению стадии пластической деформации на макроуровне (см. рис. 2,б).

Морфологические особенности макролокализации течения и характер изменения напряженно-деформированного состояния в условиях большой деформации в локальном объеме. Исследованы морфологические особенности макролокализации течения и характер изменения напряженно-деформированного состояния вдоль проволоочного образца Cu после предварительного РКУ-прессования и ГЭ (рис. 4).

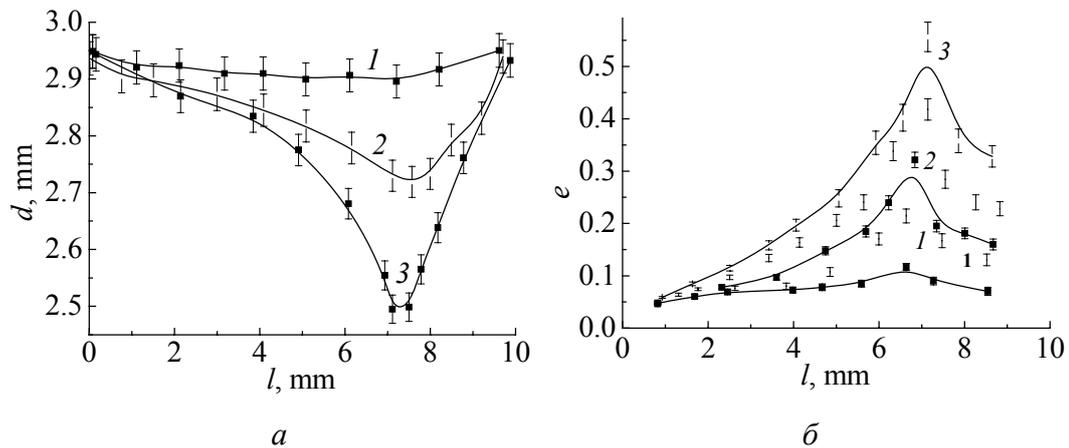


Рис. 4. Количественные изменения профиля шейки Cu (а) и распределение истинных деформаций (б) по длине образца после РКУ-прессования ($N = 5$) и ГЭ ($\varepsilon = 0.6$) для различных значений деформации и напряжения: 1 – $\delta = 3\%$, $\sigma = 120$ МПа; 2 – $\delta = 15\%$, $\sigma = 270$ МПа; 3 – $\delta = 25\%$, $\sigma = 375$ МПа

При увеличении кривизны шейки (рис. 4,а) наблюдается все большее повышение осевых нормальных напряжений при относительно все меньшем увеличении касательных напряжений (рис. 4,б). Это подтверждается тем, что разрушение образца в шейке происходит в основном в результате отрыва под действием нормальных напряжений, а не сдвигом под влиянием касательных напряжений. Морфологические особенности характера разрушения отрывом представлены на рис. 1,б. Согласно результатам, представленным на рис. 4, в процессе локализации большой деформации в шейке исследуемых образцов наблюдался градиентный характер распределения истинных деформаций: в центральной ее части степень деформации намного превышала значение равномерной деформации, а значения напряжений, действующих в области шейки, существенно превосходили предел прочности. При растяжении предварительно деформированных образцов в шейке начало формироваться «передеформированное» (по терминологии [2]) состояние, в котором должны протекать интенсивные структурные изменения, что является предметом настоящих исследований.

Определение деформационных условий нарушения однородности пластического течения путем учета искажающего влияния шейки при локализации большой деформации. Согласно методике, предложенной в [1,4], количественные морфологические изменения в шейке (для Zn, Al, Cu,

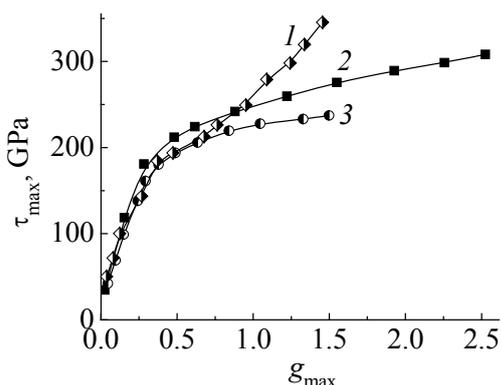


Рис. 5. Сопоставление кривых деформации Cu, полученных методами растяжения и кручения после РКУ-прессования ($N = 3$): 1 – растяжение без поправки; 2 – кручение; 3 – растяжение с учетом поправочного коэффициента k_{Br} на искажающее влияние шейки

Fe-армко, Ni) после РКУ-прессования находили отношением радиуса шейки r к радиусу кривизны ее контура R . Определяли зависимость формы шейки r/R от величины истинной деформации e , а также зависимость поправочного коэффициента Бриджмена k_{Br} [1] от r/R для Cu (после РКУ-прессования). Учет поправочного коэффициента k_{Br} позволил привести в соответствие кривые растяжения при макролокализации деформации (рис. 5, кривая 1) к кривым кручения, где деформация протекала однородно – без образования шейки (рис. 5, кривая 2).

Учет поправочного коэффициента на неоднородность (рис. 5, кривая 3)

позволил осуществить расчеты параметров напряженно-деформированного состояния на ниспадающей ветви диаграммы растяжения и свести неравномерный характер распределения напряжений в шейке к равномерному (для предварительно деформированных образцов). Это формально позволит в дальнейшем рассматривать развитие больших деформаций в шейке как однородный (равномерный) процесс.

Расширение условий применимости законов классической физики прочности и пластичности к физике больших деформаций. Если пластическую деформацию в шейке можно привести к однородной (при учете поправочных коэффициентов на неоднородность), то целесообразно попытаться распространить основные закономерности деформационного упрочнения и структурообразования (установленные для интервала равномерной деформации) на интервал больших локальных деформаций. Это позволило бы использовать ниспадающие ветви диаграммы растяжения для осуществления расчетов структурно-деформационных параметров в области больших локальных деформаций.

Для подтверждения данного предположения исходные кривые перестраивались в истинных координатах, соответствующих различным теориям равномерного течения [1,3,10–12], таких как: $\ln\sigma - \ln\epsilon$, $\sigma - \epsilon^{1/2}$, $\ln(d\sigma/d\epsilon) - \ln\epsilon$. Обработку кривых деформации за пределом прочности (см. рис. 1) осуществляли в рамках зависимостей [22] (учитывающей работу деформации и адиабатический нагрев) и [3] (описывающей условия формирования ячеистой структуры). Обнаружено количественное совпадение коэффициентов деформационного упрочнения (с точностью $\pm 20\%$). При построении кривых деформации (в координатах [22] и [3]) наблюдались перегибы при приблизительно одинаковых степенях локализации течения в шейке. В терминах классических представлений

[3] для условий равномерной деформации это может свидетельствовать о том, что стадийный характер развития структурно-деформационных процессов проявлялся и в начальных условиях развития больших деформаций.

Для объяснения характера пластического течения и деформационного структурообразования при больших деформациях (по крайней мере на начальных стадиях ее развития) целесообразно использовать знания классической физики прочности и пластичности применительно к закономерностям проявления коллективных эффектов в ансамбле сильно взаимодействующих дислокаций. Это обстоятельство может исключить необходимость разработки качественно новых теорий и принципов в рамках физики больших деформаций. На завершающей стадии локализации деформации в шейке, вероятно, следует ожидать появления качественно новых структурно-деформационных состояний.

Исследование влияния предварительного РКУ-прессования и гидроэкструзии на характер изменения микро- и мезоструктур на различных стадиях локализации деформации. Практический интерес представляют исследования характера микроструктурных изменений в условиях «передеформированного» состояния, которое формировалось в локальных объемах предварительно деформированных материалов. Исследовали влияние степени РКУ-прессования ($N = 1, 3$) и последующей ГЭ на характер формирования деформационного рельефа и дислокационной структуры при локализации деформации в шейке образца. Для монокристаллов Zn обнаружили, что уже при $N = 1$ на начальной стадии локализации деформации образуются узкие участки (шириной от 0.1 до 0.5 mm), в которых наблюдается уменьшение поперечного диаметра образца в пределах от 0.01 до 0.05 mm. В процессе дальнейшей локализации деформации начинал формироваться явно выраженный профиль шейки, состоящий из суммарного действия микро- и мезолокализованных сдвигов (в виде ступенек), которые смещались в разных участках шейки с различными скоростями и как бы запаздывали за величиной внешней макродеформации. На параболической стадии кривой деформации исходных образцов Zn наблюдали формирование лишь отдельных линий скольжения (рис. 6, I, a). В условиях локализации деформации после РКУ-прессования ($N = 1$) отмечали характерный деформационный рельеф в виде появления сопряженных полос деформации (под углом 45–60°) к направлению действия нагрузки (рис. 6, I, б). После РКУ-прессования ($N = 3$) в начальных условиях локализации деформации наблюдали появление новых ориентаций полос скольжения и увеличение их по толщине (рис. 6, I, в).

На рис. 6, II для монокристаллов Zn представлены характерные структуры из пирамидальных дислокаций при различных значениях величины РКУ-прессования.

Количественные изменения параметров деформационного рельефа и дислокационной структуры полированной поверхности Zn (после $N = 1$) в зависимости от степени локализации деформации представлены на рис. 7.

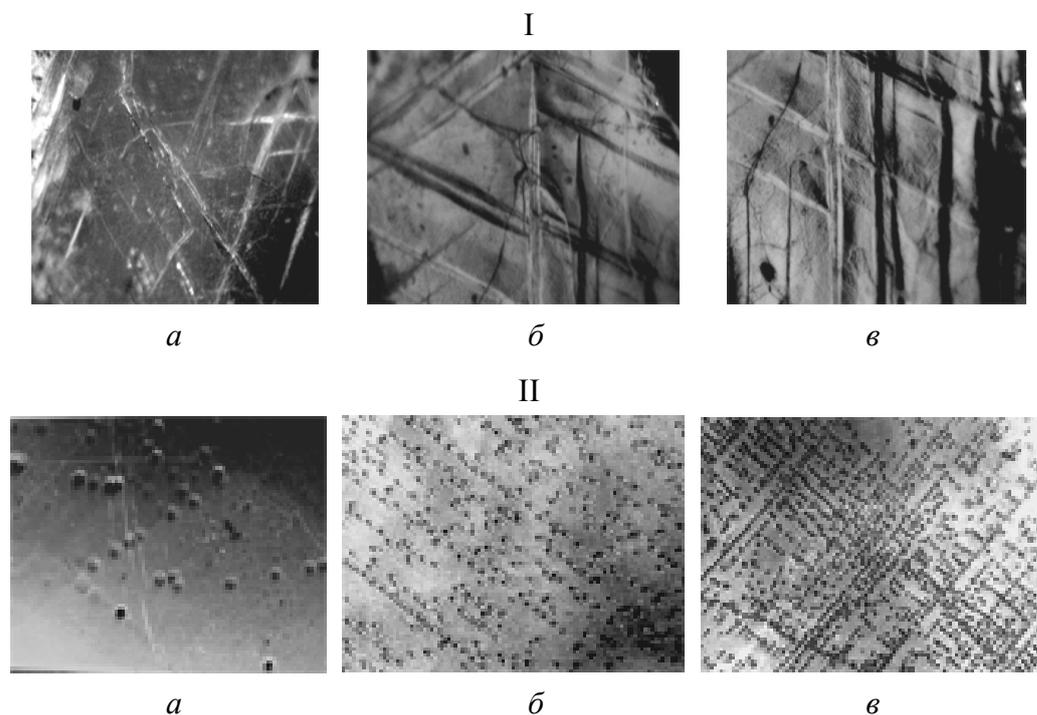


Рис. 6. Микроструктурные изменения при макролокализации деформации: I – деформационные рельефы на базисной плоскости; II – дислокационные структуры из пирамидальных дислокаций при различных значениях величины РКУ-прессования: *a* – $N = 0$, *б* – 1, *в* – 3; увеличение $500\times$

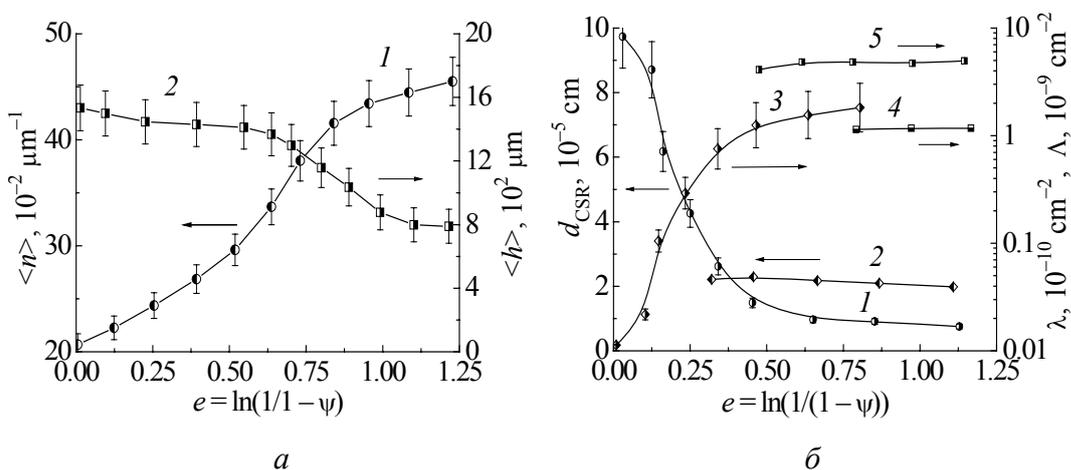


Рис. 7. Микроструктурные изменения средних параметров: *a* – деформационного рельефа методом ОМ: линейной плотности (1) и высоты (2) полос скольжения; *б* – субмикроструктурной и дислокационной структур различными методами: 1 – размеры ОКР (РСА); 2 – величина дислокационных ячеек (ПЭМ); 3, 4 – общая плотность дислокаций (3 – ОМ, 4 – РСА); 5 – плотность дислокаций в субграницах ячеек (ПЭМ)

Согласно результатам, представленным на рис. 7, для Zn в условиях макролокализации деформации, высота полос скольжения начинала уменьшаться по мере увеличения их плотности. Оба структурных элемента (высота и линейная плотность полос скольжения) выходили на насыщение по мере развития макролокализации пластической деформации. При переходе от мезо- к макролокализации деформации наблюдали нарушения прямолинейности полос деформации. Этими полосами образец разделялся на отдельные части с различной степенью деформации. При дальнейшем развитии макролокализации деформации эти части поворачивались и изгибались относительно друг друга и относительно направления действующей силы. Подобные исследования проведены для Fe-армко и Cu. При этом наблюдались закономерности, характерные для Zn.

Практический интерес представляют исследования характера морфологических изменений зеренной структуры в различных направлениях локальной деформации после предварительного РКУ-прессования и ГЭ. На начальной стадии макролокализации деформации в шейке образца начинали изменяться как форма, так и размеры зерен в поперечном (рис. 8, I) и продольном (рис. 8, II) сечениях.

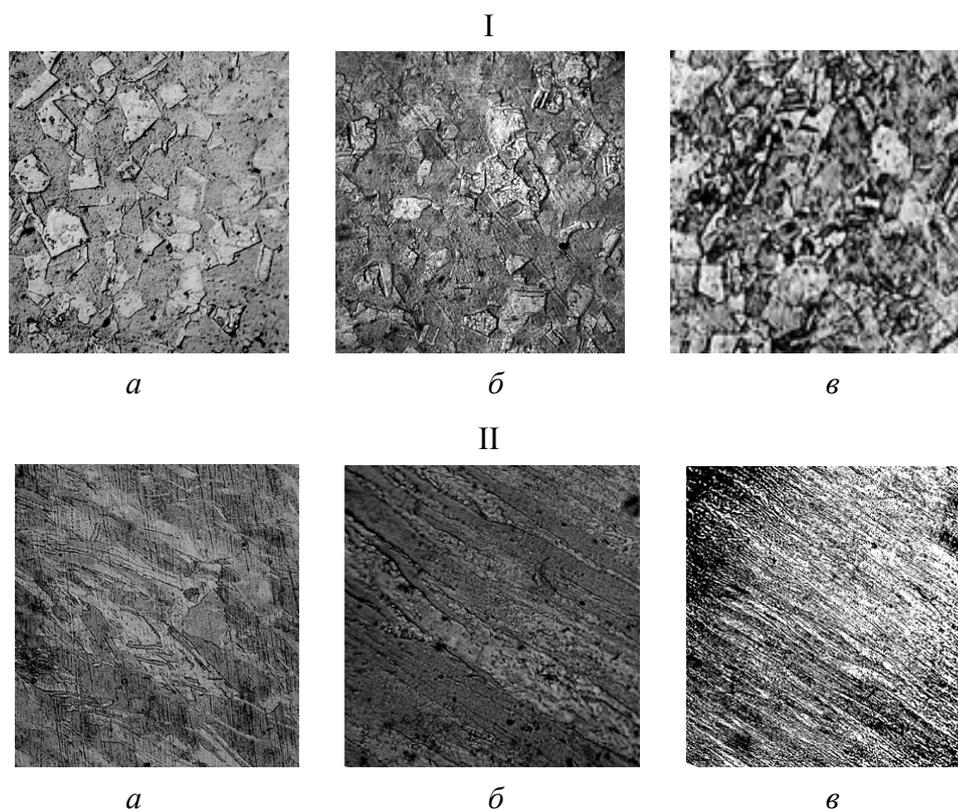


Рис. 8. Деформационные изменения микроструктуры Cu (после РКУ-прессования, $N = 2$) и ГЭ ($\varepsilon = 0.6$) в поперечном (I) и продольном (II) сечениях при различных значениях локализованной деформации: $a - e = 0.2$, $б - 0.5$, $в - 0.8$; увеличение $500\times$

Получено, что после РКУ-прессования ($N = 2$) и ГЭ ($\epsilon = 0.6$) зерна в поперечном сечении имели достаточно правильную полиэдрическую форму со средним размером в пределах $d \approx 50 \pm 5 \text{ }\mu\text{m}$ (рис. 8, I). В продольном сечении шейки при развитии макролокализации деформации начинала формироваться специфическая текстура растяжения (рис. 8, II): зерна настолько вытягивались, что металлографическое выявление их границ (температурно-вакуумным или химическим травлением) становилось затруднительным. Обнаружено, что интенсивность изменения формы и размеров различных зерен по мере развития макролокализации деформации в шейке зависела от их ориентации по отношению к растягивающей силе. Более значительные изменения структуры, вероятно, можно выявить на субмикроскопическом уровне с помощью методов ПЭМ.

Исследование влияния предварительного РКУ-прессования и гидроэкструзии на характер изменения субмикроскопических структур в локальном объеме большой деформации. Для различных стадий локализации деформации проведены электронно-микроскопические исследования (ПЭМ, увеличение $2.5 \cdot 10^{4\times}$ и $2 \cdot 10^{4\times}$) начальных стадий изменения параметров субмикроскопической структуры (Fe-армко, СтЗ, HNS ($C_N = 0.06\%$)) до и после обработки РКУ-прессованием и ГЭ (рис. 9). Обнаружено (рис. 9. I, a), что начальная стадия локализации деформации ($\psi \approx 0.2$) при $N = 1$ характеризовалась формированием ячеистой структуры среди однородно-распределенных

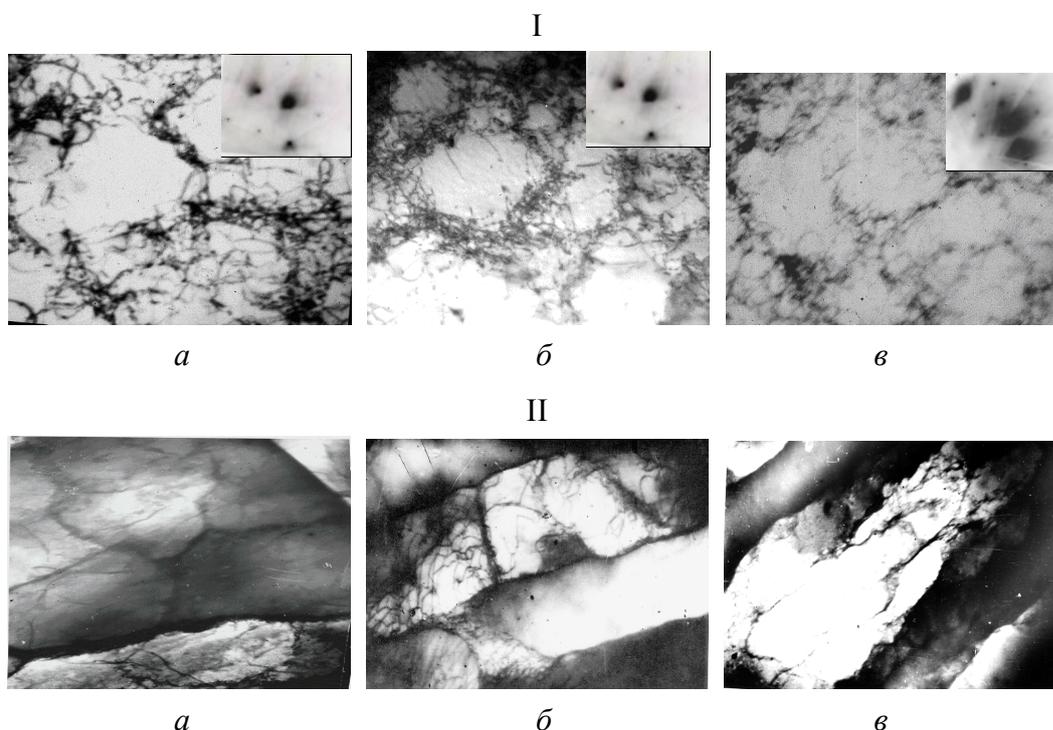


Рис. 9. Характерные изменения ячеистой структуры Fe-армко при макролокализации деформации в шейке (ПЭМ, светлое поле) в поперечном (I) и продольном (II) срезах шейки ($\psi \leq 0.6$): a – $N = 1$, б – $N = 3$; ($\psi \leq 0.4$) в – $N = 5$; увеличение $2.5 \cdot 10^{4\times}$

дислокаций. При дальнейшем развитии локализованного течения дислокационные линии искривлялись и перепутывались, трансформируясь в объемные образования типа жгутов и клубков (рис. 9, I, б). На характер формирования ячеистой структуры оказывали влияние, с одной стороны, степень предварительной деформации и стадия локализации деформации при формировании шейки, с другой – параметры исходной зеренной структуры деформационного происхождения. Обнаружено, что чем мельче зерно (больше степень предварительной деформации), тем легче образовывалась ячеистая структура внутри деформированных зерен. После обработки РКУ-прессованием ($N = 1, 3$) для Ni, Ст3 при макролокализации деформации ($\psi \leq 0.6$) в сравнении с исходным состоянием обнаружены общие закономерности с Fe-армко (рис. 9, I, а, б): ячейки становились более неоднородными по величине (со средним размером $d \approx 1-2 \mu\text{m}$); границы ячеек уширялись ($\Delta \approx 0.2-0.5 \mu\text{m}$) и состояли из хаотически переплетенных дислокаций с плотностью $\Lambda \approx 10^{10} \text{ cm}^{-2}$; разориентировка соседних границ увеличивалась до $\Delta\theta \approx 0.2-0.3^\circ$.

После максимальной обработки РКУ-прессованием ($N = 5$) параметры ячеистой структуры в сравнении с исходными при локализации деформации в шейке (на различных стадиях ее развития) изменялись следующим образом (рис. 9, I, в): а) ячейки начинали измельчаться, и их наиболее вероятный размер (при $\psi \leq 0.5$) асимптотически приближался к $d \approx 0.2-0.5 \mu\text{m}$; б) максимальные изменения происходили при деформации в пределах $0.1 \leq \psi \leq 0.3$, где размер ячеек уменьшался в $n \approx 2-3$ (в поперечном сечении) и увеличивался вдоль оси растяжения (продольный срез) приблизительно в столько же раз; в) при увеличении деформации в пределах $0.3 \leq \psi \leq 0.5$ размер ячеек изменялся не более чем в $n \approx 1.2-1.5$; г) толщина дислокационных границ уменьшалась от $\Delta \approx 0.5 \mu\text{m}$ (при $\psi \approx 0.05$) до $\Delta \approx 0.06 \mu\text{m}$ ($\psi \approx 0.5$); д) плотность дислокаций внутри субграниц увеличилась от $\lambda \approx 10^{10} \text{ cm}^{-2}$ (при $\psi \approx 0.05$) до $\lambda \approx 10^{11} \text{ cm}^{-2}$ ($\psi \approx 0.5$); е) углы разворота соседних ячеек увеличивались до $\theta_{\text{max}} \approx 0.3-0.5^\circ$. На завершающей стадии формирования шейки ($\psi \approx 0.5$, $N = 5$) в ячеистой структуре, кроме количественных, начинали проявляться и качественные изменения (рис. 9, I, в; II, в), обусловленные в первую очередь: а) появлением новых кристаллографических ориентаций в отдельных исследуемых участках; б) увеличением плотности нескомпенсированных дислокационных границ, которые обрывались, как правило, внутри ячеистой структуры; в) попарным группированием соседних оборванных границ в специфические конфигурации, имеющие форму замкнутых петель, охватывающих несколько ячеек; г) изменением дифракционного контраста (рис. 9, I, в) в различных участках ячеистой структуры, что может свидетельствовать о значительных локальных микронапряжениях, приводящих к изгибу плоскостей скольжения.

Обнаружено, что максимально деформированная структура ($\psi \approx 0.5$, $N = 5$) представляла собой набор таких петель, в результате чего исследуемая об-

ласть разбивалась (при темнопольном изображении) на сильноориентированные фрагменты (более чем на 1°) со значительно большими размерами (до $1 \mu\text{m}$), чем размеры отдельных ячеек. Кроме этого, чем больше вытягивались высокоугловые ячейки вдоль оси деформации, тем сильнее они разворачивались друг относительно друга (рис. 9,II). Структурные конфигурации типа диполей и частичных дисклинаций в условиях потери механической устойчивости ранее наблюдались на Mo в работе [8].

Согласно результатам, представленным на рис. 7,б, все исследуемые субмикроструктурные параметры (величина ОКР и дислокационных ячеек, плотность дислокаций в границах ячеек) в зависимости от степени деформации выходили на насыщение, начало которого в пределах точности эксперимента совпадало с интенсивным развитием шейки на ниспадающем участке кривой деформации. С выходом на участок макролокализации деформации кроме субмикроструктурных параметров наблюдалось также насыщение структурных параметров на мезо- и макроскопическом уровнях, а именно: внутризеренной плотности дислокаций (рис. 7,б), высоты и линейной плотности полос скольжения (рис. 7,а). Замечено, что чем больше величина РКУ-прессования, тем при меньших степенях деформации структурные параметры начинали выходить на насыщение. Характер изменения субмикро-, микро- и мезоскопических параметров деформационной структуры в локальных объемах (рис. 7,а,б) при переходе на уровень большой деформации, по-видимому, может свидетельствовать о том, что дислокационный механизм ее перестройки перестал играть доминирующую роль в пластическом течении в данных условиях. Тем не менее пластическое течение (в продольном сечении) в условиях макролокализации продолжалось, несмотря на исчерпание возможностей дислокационных перестроек (в поперечном сечении), поэтому более вероятно предположить участие другого конкурирующего механизма пластической деформации, либо образование новых структурных элементов, либо изменение характера напряженно-деформированного состояния при локализации деформации.

Таким образом, на различных стадиях формирования шейки осуществляется переход от механизма трансляционных сдвигов в границах индивидуальных ячеек (при поперечной макролокализации) к коллективным и самоогласованным сдвигам в границах целых групп ячеек в ансамбле сильно-взаимодействующих дислокаций (при продольной макролокализации). Подобный механизм трансформации дислокационных границ и характер изменения пластического течения и разрушения (в поперечном и продольном сечениях), по-видимому, можно применить для объяснения явления хрупковязкого перехода в Zn при изменении условий локализации большой деформации как в базисной, так и в пирамидальных системах скольжения [21,22]. Вероятность протекания таких процессов может увеличиваться при усилении влияния термической активации, например, за счет адиабатического нагрева в процессе растяжения и формирования шейки. Для подтверждения

данного предположения необходимы специальные теплофизические исследования. Кроме этого, анизотропное протекание деформационных процессов должно отразиться на характере изменения коэффициента Пуассона.

Влияние предварительного РКУ-прессования и гидроэкструзии на характер изменения скорости пластического течения и анизотропию локализации большой деформации. Сравнение кривых деформации образцов Cu, Zn, Al, Ni, Fe-армко в исходном состоянии и после РКУ-прессования в условиях $\Delta\varepsilon/\Delta t = \text{const}$ и $\sigma = \text{const}$ позволило выделить три стадии локализации деформации и установить корреляцию с коэффициентом деформационного упрочнения n при обработке в рамках деформационных теорий [2,22] (рис. 10). Выделены стадии: а) микролокализации деформации с линейным ростом скорости деформации при сравнительно постоянном коэффициенте деформационного упрочнения $n \geq 0.5$; б) мезолокализации деформации с началом скачкообразного изменения скорости деформации и нелинейным изменением коэффициента упрочнения $0.5 \geq n \geq 0.3$; в) макролокализации деформации с линейным ростом скорости деформации при прогрессирующем разупрочнении, связанном с образованием и развитием макроскопической шейки $n \leq 0.2$. После РКУ-прессования ($N = 5$) и поверхностной обработки наблюдаемые эффекты качественно изменялись и смещались по шкале деформации (рис. 10. кривые 2, 3). Вероятно, немонотонный характер изменения скорости пластического течения (рис. 10) может быть связан с характером изменения деформационного рельефа в условиях локализации деформации (см. рис. 7).

Для монокристаллов Zn, ориентированных для осуществления базисного скольжения [20,21], проведены подобные исследования и обнаружено, что увеличение поперечной деформации в условиях кручения инициировало уменьшение скорости деформации вдоль оси растяжения и увеличение ко-

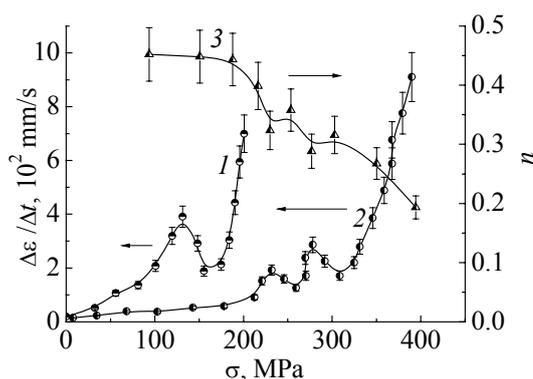


Рис. 10. Изменение скорости пластической деформации (кривые 1, 2) и коэффициента деформационного упрочнения (кривая 3) в зависимости от напряжения σ для исходных образцов Cu (кривая 1) и после деформации ($N = 5$, кривые 2, 3)

эффициента деформационного упрочнения. При резком повышении нагрузки на стадии макролокализации скорость пластической деформации в шейке росла с определенной задержкой (до нескольких секунд), не связанной с инерционными свойствами деформационных машин, что, вероятно, является одной из особенностей макролокализации большой деформации.

На различных этапах формирования шейки наблюдалась корреляция между появлением полос локализации деформации (см. рис. 7) и скачками деформации (рис. 10).

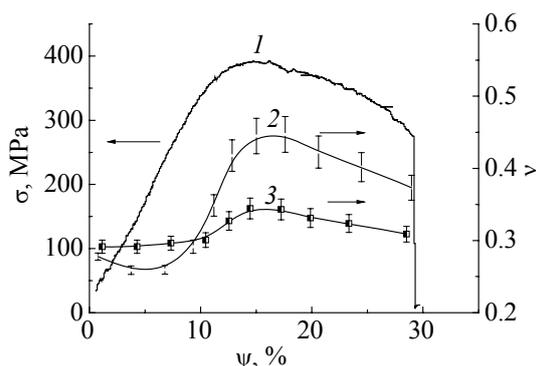


Рис. 11. Изменение напряжения (кривая 1) и коэффициента анизотропии профиля шейки ν в зависимости от степени деформации ψ для Cu: 2 – исходное состояние; 3 – после РКУ-прессования ($N = 5$) и поверхностной обработки

Скачки были различной величины: вдоль деформации – на порядок больше, чем в поперечном направлении. На параболической стадии кривой упрочнения и микролокализации наблюдалось пропорциональное изменение размеров образца в двух направлениях. При трансформации очага локализации деформации в шейке проявлялись отклонения от пропорционального изменения ее размеров: сечение переставало быть круглым, а контур терял вращательную симметрию. Эти процессы связаны с анизотропией пластического течения и

должны отразиться на величине и характере изменения коэффициента Пуассона, особенно в области больших деформаций. Исследования Cu показали (рис. 11, кривые 2, 3), что значение коэффициента Пуассона ν [5] за пределом упругой деформации увеличивалось от начального значения $\nu \approx 0.30$ (для исходного состояния) до $\nu \approx 0.46$ на пределе прочности. В условиях развития шейки коэффициент ν уменьшался до значения $\nu \approx 0.38$. Предварительная деформация комбинированными методами (РКУ-прессование ($N = 5$) и поверхностная УЗ-обработка) приводили к количественным изменениям в характере поведения ν (рис. 11, кривая 3).

Таким образом, характер изменения ν (рис. 11) может свидетельствовать о том, что вплоть до стадии макролокализации деформации более интенсивно изменяются поперечные размеры локальной области пластической деформации, связанные, в первую очередь, с влиянием касательных компонент напряжений. За пределом прочности замедляются изменения поперечных размеров и более интенсивно увеличиваются продольные размеры локальной области, связанные с нормальными напряжениями. Обнаружено, что морфологические изменения профиля шейки в ортогональном направлении развития деформации (рис. 11, кривые 2, 3) коррелируют с характером изменения параметров деформационной (см. рис. 7,а) и дислокационной (рис. 7,б) структур в поперечном сечении, а именно, выход на насыщение структурных параметров соответствует замедлению в данном направлении процесса локализации деформации. С другой стороны, наблюдалось увеличение скорости деформации в продольном направлении при больших локальных деформациях (см. рис. 10). Это может свидетельствовать о том, что развитие микропроцессов, сопровождающих накопление больших деформаций в локальных объемах, нельзя удовлетворительно объяснить в рамках дислокационных теорий классической физики прочности и пластичности без учета ха-

рактера самосогласованных структурно-деформационных изменений как в продольном, так и в поперечном направлениях.

Выводы

1. Область локализации деформации при формировании шейки рассмотрена как объект большой пластической деформации. Методом стандартных испытаний на растяжение получены кривые деформации для микро-, мезо- и макроуровней локализации пластических деформаций в зависимости от характера и величины предварительного РКУ-прессования, ГЭ и поверхностной УЗ-обработки.

2. Разработаны специальные методы: кручение при растяжении, опережающее пластическое деформирование, которые применялись для управления процессами локализации пластической деформации и структурообразования на различных уровнях накопления большой деформации. Обнаружена делокализация деформации на мезоуровне и задержка деформации на макроуровне, что способствовало увеличению стадии пластической деформации.

3. Обнаружен стадийный характер накопления большой деформации в локальных объемах и выявлены характерные стадии локализации течения. Изучено влияние на характер стадийности большой деформации вида и величины предварительной деформации.

4. Обнаружен многоуровневый характер структурообразования в продольном и поперечном сечениях локальных объемов большой деформации. Изучено влияние на характер многоуровневого структурообразования вида и величины предварительной деформации.

1. *П.В. Бриджмен*, Исследование больших пластических деформаций и разрыва, Изд-во науч. лит., Москва (1955).
2. *В.В. Рыбин*, Большие пластические деформации и разрушение металлов, Металлургия, Москва (1986).
3. *Деформационное упрочнение и разрушение поликристаллических металлов*, В.И. Трефилов (ред.), Наукова думка, Киев (1989).
4. *Н.Н. Давиденков, Н.И. Спиридонова*, Заводская лаборатория **11**, 583 (1945).
5. *А. Надаи*, Пластичность и разрушение твердых тел, Изд-во иностр. лит., Москва (1954), т. 1; Мир, Москва (1969), т. 2.
6. *О. Гофман, Е. Закс*, Введение в теорию пластичности для инженеров, Машгиз, Москва (1957).
7. *С.С. Одинг*, Проблемы прочности № 10, 103 (1938).
8. *А.С. Рубцов, В.В. Рыбин*, ФММ **44**, 611 (1977).
9. *Я.Б. Фридман, Т.К. Зилова, Н.И. Демина*, Изучение неоднородности пластической деформации и разрушения методом накатанных сеток, Оборонгиз, Москва (1962).
10. *Р. Хоникомб*, Пластическая деформация металлов, Мир, Москва (1972).
11. *Я.Б. Фридман*, Механические свойства металлов, Машиностроение, Москва (1974).

12. Р. Беккер, Г. Кронмюллер, Пластическая деформация монокристаллов, Мир, Москва (1969).
13. Р.З. Валиев, Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией, Логос, Москва (2000).
14. В.М. Сегал, В.И. Резников, В.И. Копылов, Д.А. Павлик, В.Ф. Малышев, Процессы пластического структурообразования металлов, Наука и техника, Минск (1994).
15. Ч. Пул, Ф. Оуэнс, Нанотехнологии, Техносфера, Москва (2005).
16. А.И. Гусев, Наноматериалы, наноструктуры, нанотехнологии, Физматлит, Москва (2005).
17. Р.А. Андриевский, А.В. Рагуля, Наноструктурные материалы, Академия, Москва (2005).
18. Нанотехнологии в ближайшем десятилетии. Прогноз направления исследований, Мир, Москва (2002).
19. Я.Е. Бейгельзимер, В.Н. Варюхин, Д.В. Орлов, С.Г. Сынков, Винтовая экструзия – процесс накопления деформаций, ТЕАН, Донецк (2003).
20. Н.Н. Белоусов, В.Н. Варюхин, О.И. Дацко, Ф.Ф. Лаврентьев, ФММ **68**, 799 (1989).
21. Н.Н. Белоусов, В.Н. Варюхин, О.И. Дацко, Ф.Ф. Лаврентьев, ФММ **68**, 1016 (1989).
22. S.U. Romani, P. Rodriguez, Scr. Met. **4**, 755 (1970).
23. Н.Н. Белоусов, И.А. Кулик, Тез. докл. Международной конф. «Мезоскопические явления в твердых телах», Донецк (2007), с. 93.

N.N. Belousov

INVESTIGATION OF REGULARITIES IN PLASTIC FLOW AND STRUCTURIZATION UNDER SEVERE DEFORMATION ACCUMULATION

Influence of preliminary deformation by methods of the equal-channel angular (ECA) pressing, hydrostatic extrusion (HE) and surface ultrasound (US) deformation on forming and structurization in longitudinal and cross-section of local deformation volumes has been investigated. With a high deformation localized in specimen's neck there was the multilevel structurization and the plastic flow proceeded in stages. Special methods, such as surface deformation, twisting with tension, plastic-deformation advance (PDA) have been developed and applied to control plastic deformation and structurization processes. Combination of the methods is of prospect as it favours structure fragmentation, deformation delocalization and increases plasticity of materials.

Fig. 1. Character of plastic flow localization (a , b , c) and type of Cu-sample failure (d) under tension ($\Delta l/\Delta t = 1$ mm/min) with twisting ($\theta = 1.8$ rad/mm); a , b – after ECA pressing ($a - N = 1$, $b - N = 3$) and HE ($\varepsilon = 0.6$); c – after ECA pressing ($N = 3$), HE ($\varepsilon = 0.6$) and PDA ($F = 10^2$ N, $\Delta\varphi/\Delta t = 3$ rad/min, $\Delta l/\Delta t = 1.2$ mm/min)

Fig. 2. Typical shape of deformation curves for Cu samples: a – tension ($\Delta l/\Delta t = 1$ mm/min) under twisting ($\theta = 1.8$ rad/mm) with PDA ($F = 10^2$ N, $\Delta\varphi/\Delta t = 3$ rad/min, $\Delta l/\Delta t = 1.2$ mm/min); b – after multiple surface deformation with shear ($f = 20$ kHz, $l = 10$ μ m,

$t = 10$ min, $n = 6$); 1, 2 – after preliminary ECA pressing ($1 - N = 1$, $2 - N = 3$) and HE ($\varepsilon = 0.6$); 3 – after ECA pressing ($N = 3$), HE ($\varepsilon = 0.6$) and PDA

Fig. 3. Influence of surface deformation with shear ($f = 20$ kHz, $l = 10$ μm , $t = 10$ min) and striker attractive force F on microstructure of Cu: $a - F = 10$ N, $b - 10^2$ N, $c - 10^3$ N; 1 – surface relief (longitudinal cut), $\times 100$; 2 – network of deformation mesobands under deformed surface layer (transverse cut), $\times 500$

Fig. 4. Quantitative changes in Cu neck profile (a) and distribution of true deformations (b) in sample length after ECA pressing ($N = 5$) and HE ($\varepsilon = 0.6$) for different values of deformation and stress: 1 – $\delta = 3\%$, $\sigma = 120$ MPa; 2 – $\delta = 15\%$, $\sigma = 270$ MPa; 3 – $\delta = 25\%$, $\sigma = 375$ MPa

Fig. 5. Comparison of Cu deformation curves obtained by methods of tension and twisting after ECA pressing ($N = 3$): 1 – tension without correction; 2 – twisting; 3 – tension with correction factor k_{Br} for distorting effect of the neck taken into account

Fig. 6. Changes in microstructure during deformation macrolocalization: I – deformation reliefs on basal plane; II – dislocation structures composed of pyramidal dislocations for different values of ECA pressing quantity: $a - N = 0$, $b - 1$, $c - 3$; $\times 500$

Fig. 7. Microstructural changes of mean parameters: a – deformation relief by OM method: linear density (1) and height (2) of slip band; b – submicrocrystalline and dislocation structures by different methods: 1 – dimensions of CSR (X-ray analysis); 2 – value of dislocation cells (TEM); 3, 4 – total dislocation density (3 – OM, 4 – X-ray analysis); 5 – dislocation density at subboundaries of cells (TEM)

Fig. 8. Deformational changes of Cu microstructure (after ECA pressing, $N = 2$) and HE ($\varepsilon = 0.6$) in transverse (I) and longitudinal (II) sections for different values of localized deformation: $a - e = 0.2$, $b - 0.5$, $c - 0.8$; $\times 500$

Fig. 9. Typical changes in cellular structure of armco-iron with deformation macrolocalization in the neck (TEM, light field), in transverse (I) and longitudinal (II) cuts of the neck ($\psi \leq 0.6$): $a - N = 1$, $b - N = 3$; ($\psi \leq 0.4$) $c - N = 5$; $\times 2.5 \cdot 10^4$

Fig. 10. Changes in plastic deformation velocity (curves 1, 2) and in coefficient of deformation hardening (curve 3) depending on stress σ for initial Cu samples (curve 1) and after deformation ($N = 5$, curves 2, 3)

Fig. 11. Changes in deformation (curve 1) and in coefficient of neck profile anisotropy v depending of deformation degree ψ for Cu: 2 – initial state; 3 – after ECA pressing ($N = 5$) and surface treatment