ПРОЧНОСТЬ И ПЛАСТИЧНОСТЬ

УДК 669.3:539.89

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРНО-СКОРОСТНЫХ УСЛОВИЙ ДЕФОРМАЦИИ В НАКОВАЛЬНЯХ БРИДЖМЕНА НА ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ В МЕДИ ТЕХНИЧЕСКОЙ ЧИСТОТЫ

© 2015 г. Д. К. Орлова, Т. И. Чащухина, Л. М. Воронова, М. В. Дегтярев

Институт физики металлов им.М.Н. Михеева УрО РАН, 620137 Екатеринбург, ул. С. Ковалевской, 18 e-mail: highpress@imp.uran.ru

> Поступила в редакцию 24.02.2015 г.; в окончательном варианте — 11.03.2015 г.

Исследована медь технической чистоты (99.9 мас. % Cu), деформированная сдвигом под давлением при комнатной температуре. Установлена связь структуры меди с температурно-скоростными условиями деформации. Показано, что примесное торможение препятствует росту зерна при постдинамической рекристаллизации. Это позволило в меди технической чистоты в отличие от высокочистой меди (99.99 мас. %) определить условия, при которых происходит преимущественно либо наклеп деформируемого материала, сопровождающийся непрерывным повышением твердости и измельчением элементов структуры, либо динамическая рекристаллизация, приводящая к стабилизации значений твердости и среднего размера зерна. Показано, что в условиях наклепа структура исследованной меди определяется величиной истинной деформации, а в условиях динамической рекристаллизации. – температурно-скомпенсированной скоростью деформации.

Ключевые слова: деформация, структура, твердость, динамическая рекристаллизация, медь. **DOI**: 10.7868/S0015323015090132

введение

Существуют разные мнения о механизмах формирования дисперсной разориентированной структуры при большой пластической деформации [1-7]. Одним из механизмов рассматривается динамическая рекристаллизация (ДР). Разные авторы находили признаки развития динамической рекристаллизации в металлах и сплавах, для которых температура деформации ~20°С является как высокой [8, 9], так и низкой гомологической температурой [10]. В этих работах определяли зависимость структуры и свойств материалов от степени деформации, как это принято при исследовании холодной деформации. В работе [11] был предложен другой подход к анализу эволюции структуры, который обычно применяется в случае горячей деформации, когда развитие структуры рассматривается в зависимости от температурно-скоростных условий деформации. Такой подход позволил выявить стадийность структурообразования в условиях проявления ДР. При этом в работе [11] была исследована медь высокой чистоты (99.99 мас. %), существенное влияние на формирование структуры которой оказывает постдинамическая рекристаллизация (ПДР), приводящая к росту отдельных очень крупных зерен. Поскольку изменение структуры в этом материале не прекращается после окончания деформации, установление закономерностей развития динамической рекристаллизации затруднено. Известно, что легирование малым количеством примеси — эффективный способ торможения роста зерна [12]. Поэтому целью настоящей работы было исследование стадийности структурообразования в условиях проявления динамической рекристаллизации в меди технической чистоты.

МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Образцы меди чистотой 99.9 мас. % диаметром 5 мм и толщиной 0.3 мм деформировали сдвигом под давлением 6 ГПа при комнатной температуре со скоростями вращения наковальни 0.3 и 1 об./мин. Угол поворота наковальни изменяли от 15° до 15 оборотов. Величину деформации вычисляли по формуле:

$$e = e_{cg} + e_{oc} = \ln(1 + (\varphi r/h_{ir})^2)^{1/2} + \ln(h_o/h_{ir}),$$
 (1)

где e_{ca} — деформация сдвига, e_{oc} — деформация осадки, ϕ — угол поворота наковальни, h_o , h_{ir} — толщина образца до и после деформирования на расстоянии r_i от центра. Истинная деформация достигала значения e = 12, с экспериментальной погрешностью определения ±0.2 [13].



Измерения микротвердости проводили по двум взаимно перпендикулярным диаметрам образцов на приборе ПМТ-3 при нагрузках 0.25 и 0.125 Н. При размере структурных составляющих менее 1 мкм эта характеристика по существу является твердостью. Для построения усредненной зависимости твердости от истинной деформации все значения, полученные на разных образцах, разбивали по интервалам $\Delta e = 0.4$, и в каждом интервале определяли среднее значение.

Структуру исследовали с помощью электронного микроскопа JEM 200СХ на расстоянии 1.5 мм от центра образцов. Размер элементов структуры определяли по электронно-микроскопическим светлопольным изображениям и темнопольным изображениям в рефлексе (111), по результатам более 200 измерений с погрешностью менее 10% [14]. Рассчитывали коэффициент вариации линейных размеров зерен, как отношение среднеквадратичного отклонения к среднему размеру зерна. С использованием программы "STATISTICA" строили гистограммы распределения элементов структуры по размерам. Определяли максимальный, минимальный и наиболее вероятный размер элемента структуры.

Температурно-скоростные условия деформации характеризовали параметром Зинера–Холломона (3–X) [15, 16] в виде:

$$\ln Z = \ln \dot{e} + \Delta H / RT, \qquad (2)$$

где \dot{e} – истинная скорость деформации, с⁻¹; ΔH – энергия активации высокотемпературной деформации, для чистых металлов ее значение близко к энергии активации самодиффузии; *R* – газовая постоянная; *T* – температура деформации, К. Принимали $\Delta H = 107$ кДж/моль [17]; *R* = = 8.31 Дж(моль K)⁻¹; *T* = 300 К. Предполагали, что в каждом деформированном образце сначала проходили структурные изменения, как при деформации с меньшим углом поворота наковальни, а различия возникали при продолжении деформации в ходе дальнейшего поворота. Поэтому скорость деформации рассчитывали по формуле:

$$\dot{e} = \Delta e / \Delta \tau,$$
 (3)

где Δe – деформация, при которой произошло изменение структуры по сравнению с образцом, деформированным с меньшим углом поворота наковальни, $\Delta \tau$, с – время, за которое достигается соответствующее приращение деформации.

Разброс значений параметра 3–X, связанный с воспроизводимостью экспериментальных результатов при переходе от одной серии образцов к другой, не превышал 1. Поэтому в дальнейшем принята абсолютная погрешность измерения $\Delta \ln Z = \pm 0.5$.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Для меди высокой чистоты установлено [11]. что динамическая рекристаллизация начинается по достижении истинной деформации e = 2, и дальнейшее ее развитие зависит от параметра $\ln Z$. В интервале $34 < \ln Z < 38$ динамическая рекристаллизация проходит во всем объеме материала (стадия полностью ДР структуры), при $\ln Z > 42$ признаков динамической рекристаллизации не обнаружено (стадия ячеистой структуры), при промежуточных значениях 38 < lnZ < 42 объемная доля структуры, претерпевшей динамическую рекристаллизацию, уменьшается с увеличением InZ. На рис. 1 приведены значения параметра 3–Х для меди технической чистоты, рассчитанные на различном расстоянии от центра образцов, деформированных с разным углом поворота наковальни, при двух скоростях ее вращения. Также указаны границы стадий структурных состояний, определенные в работе [11] для высокочистой меди. Экспериментальные результаты показывают, что значения $\ln Z$ могут как изменяться по радиусу образца, так и оставаться постоянными. Видно, что при снижении скорости вращения наковальни от 1 до 0.3 об./мин происходит смещение зависимостей в область меньших значений lnZ.

Так, если при скорости вращения наковальни $\omega = 1$ об./мин и углах поворота 15° и 30° температурно-скоростные условия соответствуют области (1), где в высокочистой меди ДР не развивается, то при $\omega = 0.3$ об./мин зависимости для этих углов уже лежат в промежуточной области (2), где должны формироваться отдельные ДР зерна. При деформации на 5 оборотов наковальни, в зависимости от скорости вращения, температурно-скоростные условия деформации соответствуют либо области (2), либо области (3) — полной ДР. После 10 оборотов независимо от скорости вращения наковален ДР охватывает весь объем образца.

Ранее, в работе [18], при исследовании меди чистотой 99.99% было установлено, что влияние скорости вращения наковальни на структуру становится наиболее явным, если при деформации с одинаковым углом поворота температурноскоростные условия оказываются в разных областях структурных состояний. Можно выделить два наиболее характерных случая, когда угол поворота наковальни составляет 15° и 180°. Так, деформация с $\phi = 15^{\circ}$ при разных скоростях вращения наковальни обеспечивает получение близкой истинной деформации e = 1.5-2, но температурноскоростные условия сильно различаются. При $\omega = 1$ об./мин (lnZ = 42.5) образуется дислокационная ячеистая структура. Уменьшение скорости вращения наковальни до 0.3 об./мин приводит к снижению $\ln Z$ до 41.5, что соответствует переходу к стадии частичной ДР и, действительно, на фоне



Рис. 1. Температурно-скоростные условия деформации меди технической чистоты при разной скорости вращения наковален:

 $a - \omega = 1$ об./мин, б $- \omega = 0.3$ об./мин.



Рис. 2. Микроструктура меди технической чистоты на стадии наклепа (lnZ>42); а, б – φ = 15°, e = 1.9, lnZ = 42.7, ω = = 1 об./мин; в – φ = 45°, e = 2.9, lnZ = 41.8, ω = 1 об./мин.

ячеистой структуры наблюдаются отдельные зародыши рекристаллизации (микрокристаллиты). Деформация с $\omega = 0.05$ об./мин характеризуется $\ln Z = 39.5$ и обеспечивает условия для образования большого количества микрокристаллитов, часть из которых приобретает геометрически правильную форму и полосчатый контраст на границах [18].

Электронно-микроскопическое исследование меди технической чистоты показало, что тип структуры также согласуется с температурно-скоростными условиями деформации. На первой стадии структура образована дислокационными ячейками с постепенно изменяющейся малоугло-

вой разориентировкой (таким значениям $\ln Z$ соответствует структура меди, деформированной на 15° и 30° при скорости вращения наковальни 1 об./мин). На рис. 2а, 26 представлены микрофотографии подобной структуры, причем на рис. 26 темнопольное изображение, полученное в рефлексе типа (111) γ , демонстрирует непрерывно меняющуюся ориентировку в пределах соседних ячеек. В данных температурно-скоростных усло-

¹ Здесь и далее значения $\ln Z$ приводятся на расстоянии от оси вращения образца r = 1.5 мм.



Puc. 3. Микроструктура меди технической чистоты на стадии отдельных динамически рекристаллизованных зерен $(38 < \ln Z < 42)$. a – φ = 360°, e = 5.0, lnZ = 39.5, ω = 1 об./мин; б – φ = 180°, e = 5.0, lnZ = 40.4, ω = 1 об./мин; в – φ = 45°, e = 3.5, lnZ = 40.3, ω = 0.3 об./мин.

виях основными структурообразующими процессами оказываются наклеп и динамический возврат, причем последний, по-видимому, действует на всех стадиях деформации. При уменьшении $\ln Z$ ниже 42 (41.8 для $\phi = 45^{\circ}$ при $\omega = 1$ об./мин и 41.5 для $\phi = 15^{\circ}$ при $\omega = 0.3$ об./мин) и переходе на вторую стадию в структуре наблюдаются первые упруго искаженные микрокристаллиты с высокоугловыми границами (отмечено стрелкой на рис. 2в). Такие микрокристаллиты являются зародышами ДР. Подобные элементы структуры также образуются под действием ротационных мод деформации в условиях криогенных температур, исключающих развитие ДР [19, 20]. Вероятно, при деформации в наковальнях Бриджмена нет существенных различий в механизмах образования микрокристаллитов при наклепе и ДР. При продолжающейся деформации в условиях наклепа происходит непрерывное накопление искажений кристаллического строения микрокристаллитов, приводящее к разделению их внутреннего объема новыми высокоугловыми границами и, таким образом, к измельчению элементов структуры. В условиях ДР на этот процесс накладывается термоактивируемое движение высокоугловой границы микро-



Рис. 4. Микроструктура меди технической чистоты на стадии полной динамической рекристаллизации (10 об, LnZ = 37.2, e = 8.1, $\omega = 1$ об./мин).

кристаллита, обусловленное разницей в плотности дислокаций в теле микрокристаллита и окружающей матрице, в результате чего средний размер ДР зерна может стабилизироваться. Тем не менее, ряд исследователей не придает значения различию процессов деформационного упрочнения и ДР [21].

Деформация меди технической чистоты при температурно-скоростных условиях в интервале $41.5 > \ln Z > 38.0$, независимо от скорости вращения наковальни, сопровождается появлением рекристаллизованных зерен (рис. 3а, 3б), и при продолжении деформации, с уменьшением lnZ, объемная доля таких зерен растет. Динамически рекристаллизованные зерна содержат участки с повышенной плотностью дислокаций, образовавшихся в ходе деформирования уже после формирования зародыша (отмечено стрелкой на рис. 3а), и области с низкой плотностью дефектов, возникшие за движущейся высокоугловой границей. В зернах, сформированных при постдинамической рекристаллизации в высокочистой меди, часто наблюдались двойники отжига [11]. В меди технической чистоты, исследованной в данной работе, двойники отжига встречаются существенно реже (рис. 3в). Наличие двойников в рекристаллизованных зернах является важным структурным признаком постдинамической рекристаллизации. При динамической рекристаллизации, напротив, двойникование затруднено [22]. Таким образом, наличие примесей, содержащихся в меди технической чистоты, существенно затрудняет ПДР, но не приводит к ее полному подавлению.

Когда условия деформации соответствуют области $\ln Z < 38.0$, ДР охватывает весь объем материала. Поскольку зародышей рекристаллизации много, столкновение растущих зерен происходит быстро, и образуются мелкие, близкие по размеру рекристаллизованные зерна, часто геометрически правильной формы (рис. 4).

На рис. 5 представлены гистограммы распределения по размерам элементов структуры (дислокационных ячеек, микрокристаллитов, рекри-

сталлизованных зерен) меди на разных стадиях деформации, а в таблицах 1, 2 приведены основные характеристики распределения элементов структуры по размерам — средний d_{cp} и наиболее вероятный $d_{веp}$ размеры, коэффициент вариации линейных размеров зерен *K*, рассчитанный как отношение среднеквадратичного отклонения к среднему размеру зерна, а также соответствующие значения истинной деформации и ее температурно-скоростные условия.

Распределение по размерам на всех стадиях одномодальное. На стадии деформационного упрочнения (стадия 1) и даже в начале стадии 2, когда появляются первые микрокристаллиты, повышение истинной деформации приводит к измельчению элементов структуры и повышению их размерной однородности (рис. 5а, 5б). На второй стадии закономерного измельчения элементов структуры не наблюдается, на распределении появляется "хвост" в области крупных размеров (рис. 5г), коэффициент вариации линейных размеров повышается до 0.7-0.8. Коэффициент вариации характеризует размерную однородность структуры: для однородной структуры K = 0.5 - 0.6, увеличение его значения до 1.2 свидетельствует о появлении аномально крупных зерен и существенной размерной неоднородности структуры [23]. Ранее в [11] было показано, что в чистой меди "хвост" в области размеров зерен 5-7 мкм обусловлен развитием постдинамической рекристаллизации. В меди технической чистоты, исследованной в настоящей работе, этот "хвост", наблюдаемый в области размеров 1.0-1.5 мкм, может быть вызван как ПДР, так и ростом зерен в процессе ДР. В пользу последнего свидетельствует рис. Зб, на котором видно, что внутри достаточно крупного зерна присутствует субструктура, разделяющая зерно на блоки. Такая субструктура могла появиться только в результате деформации растущего рекристаллизованного зерна.

На третьей стадии формируется размерно однородная структура, K = 0.6. Форма и параметры распределения зерен по размерам не зависят от



Рис. 5. Гистограммы распределения элементов структуры по размерам. $a - \phi = 15^{\circ}$, e = 1.9, $\ln Z = 42.7$, $\omega = 1 \text{ oб./мин}$; $\delta - \phi = 45^{\circ}$, e = 2.9, $\ln Z = 41.8$, $\omega = 1 \text{ oб./мин}$; $B - \phi = 60^{\circ}$, e = 4.8, $\ln Z = 40.2$, $\omega = 0.3 \text{ oб./мин}$; $\Gamma - \phi = 180^{\circ}$, e = 5.8, $\ln Z = 39.2$, $\omega = 0.3 \text{ oб./мин}$; $\pi - 10 \text{ oб.}$, e = 8.1, $\ln Z = 37.2$, $\omega = 1 \text{ oб./мин}$; e - 15 oб., e = 9.0, $\ln Z = 35.2$, $\omega = 0.3 \text{ oб./мин}$.

истиной деформации и скорости вращения наковальни (рис. 5д, е, табл. 1, 2).

На рис. 6 приведена зависимость среднего размера элементов структуры от истинной деформации *е* для двух скоростей вращения наковальни. С

Поворот наковальни	Стадия	$\ln\!Z$	е	$d_{ m cp,}$ мкм	$d_{\rm вер,}$ мкм	σ	К
$\phi = 45^{\circ}$	1	41.8	2.9	0.23	0.12	0.14	0.6
$\phi = 60^{\circ}$	2	41.3	3.2	0.26	0.14	0.18	0.7
$\phi = 180^{\circ}$		40.4	5.0	0.21	0.10	0.18	0.8
1 об.		39.4	5.0	0.19	0.10	0.14	0.7
5 об.		38.4	9.2	0.16	0.08	0.10	0.6
10 об.	3	37.1	9.2	0.17	0.10	0.10	0.6
15 об.		36.6	9.6	0.19	0.10	0.13	0.5

Таблица 1. Параметры структуры меди, деформированной со скоростью вращения наковальни $\omega = 1$ об./мин

Поворот наковальни	Стадия	$\ln Z$	е	$d_{ m cp,}$ мкм	$d_{\rm Bep,}$ мкм	σ	К
$\phi = 15^{\circ}$	2	41.7	2.4	0.39	0.18	0.27	0.7
$\phi = 30^{\circ}$		41	2.9	0.31	0.09	0.29	0.9
$\phi = 45^{\circ}$		40.3	3.5	0.31	0.12	0.25	0.8
$\phi = 180^{\circ}$		39.2	5.8	0.24	0.13	0.18	0.8
1 об.		38.9	7.5	0.28	0.14	0.20	0.7
5 об.	3	37.3	9.3	0.20	0.10	0.12	0.6
10 об.		36.7	9.6	0.17	0.08	0.13	0.8
15 об.		35.2	9.0	0.18	0.12	0.10	0.6

Таблица 2. Параметры структуры меди, деформированной со скоростью вращения наковальни $\omega = 0.3$ об./мин

увеличением *е* сначала происходит измельчение структуры независимо от скорости вращения наковальни, а после достижения e = 5 наблюдается зависимость d_{cp} от ω . При $\omega = 1$ об./мин значение d_{cp} стабилизируется на уровне 0.19 \pm 0.02 мкм. При $\omega = 0.3$ об./мин в интервале деформации e = 5-8 в условиях $\ln Z = 38-40$, средний размер возрастает до 0.28 мкм, а затем при e > 9 ($\ln Z < 38$) элементы структуры вновь измельчаются до значений, соответствующих более высокой скорости деформирования.

На рис. 7 приведены зависимости твердости от истинной деформации с учетом разделения на стадии согласно температурно-скоростным условиям деформации, т.е. интервалам $\ln Z$. На первой стадии ($\ln Z > 42$) твердость растет с увеличением истинной деформации, на третьей стадии ($\ln Z < 38$) практически не меняется. На второй стадии наблюдается большой разброс значений твердости. Ранее в работах [11, 18] при исследовании чистой меди было показано, что такой разброс связан с



Рис. 6. Зависимость среднего размера элементов структуры от истинной деформации для двух скоростей вращения наковальни: 0.3 об./мин (светлые значки) и 1 об./мин (темные значки);



разнозернистостью структуры, наблюдающейся на промежуточной стадии в условиях преобладания ДР ($\ln Z < 40$). Поэтому на рис. 7 данные, относящиеся к промежуточной стадии, разбили на две части по значениям lnZ: один массив данных относится к области $40 < \ln Z < 42$, когда преобладает наклеп, а второй — к области $38 < \ln Z < 40$, когда ведущую роль играет ДР. Видно, что в первой области разброс значений твердости существенно меньший, чем во второй. В области преобладания наклепа твердость растет с увеличением истинной деформации, и данные, относящиеся к первой ($\ln Z > 42$) и промежуточной (область 40 < $< \ln Z < 42$) стадиям составляют одну зависимость. Данные, относящиеся к области значений 38 < lnZ < <40 промежуточной стадии и к третьей стадии $(\ln Z < 38)$ также составляют одну зависимость, которая демонстрирует выход на насыщение. Следует отметить, что в меди технической чистоты коэффициент вариации линейных размеров зерен при $\ln Z < 40$ не превышает 0.8, т.е. не происходит существенного роста отдельных зерен в процессе



Рис. 7. Зависимость твердости от истинной деформации с учетом разделения на стадии согласно интервалам ln *Z*.

 $\bigcirc \ln Z < 38$; ● 38 < $\ln Z < 40$; ▲ 40 < $\ln Z < 42$; $\triangle \ln Z > 42$.



Рис. 8. Зависимость среднего размера элементов структуры от температурно-скомпенсированной скорости деформации. $\bigcirc -\omega = 0.3$ об./мин; $\blacktriangle -\omega = 1$ об./мин.

ПДР. Поэтому разброс значений твердости в этом интервале lnZ может быть связан не столько с размерной неоднородностью структуры, как в чистой меди [11, 18], сколько с неоднородным распределением дефектов вследствие развития ДР.

На рис. 8 представлена зависимость среднего размера зерна от температурно-скомпенсированной скорости деформации (lnZ). В данном случае не рассматривается структура, образовавшаяся при $\ln Z > 42$, т.к. в этой области динамическая рекристаллизация еще не началась и новые высокоугловые границы еще не сформированы. Экспериментальные данные можно разделить на три группы в соответствии с интервалами lnZ. В области значений $\ln Z > 40$, где основную роль играет наклеп, нет единой зависимости для разных скоростей вращения наковальни. Согласно рис.6 в этой области d_{cp} определяется истинной деформацией: чем выше e, тем меньше d_{cp} . Поскольку близким значениям $\ln Z$ при скорости вращения наковальни 1 об./мин соответствует большая деформация, чем при $\omega = 0.3$ об./мин, зависимость для первой скорости лежит ниже, чем для второй. В области развитой ДР (lnZ < 38.0) экспериментальные значения в пределах погрешности измерения не различаются.

В области $40 > \ln Z > 38$ при деформации с $\omega = 1$ об./мин изменение размера зерна прекращается, а после деформации с $\omega = 0.3$ об./мин наблюдается незакономерный разброс значений, явной зависимости от условий деформации не прослеживается. Это может быть связано с конкурирующим влиянием ДР и наклепа, а также с ПДР, полностью подавить которую, по-видимому, не удалось. При малой скорости вращения наковальни деформируемый материал достаточно долго находится в температурно-скоростных условиях, обеспечивающих протекание ДР. С одной стороны, этого времени может быть достаточно,

чтобы выросло более крупное зерно в процессе ДР, пока не исчерпана движущая сила — градиент плотности дислокаций через движущуюся границу. С другой стороны возможно, что при деформации создается такая плотность центров рекристаллизации, способных к росту, которая при последующей ПДР приводит к формированию большего количества столкнувшихся зерен размером более 0.5 мкм.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В меди технической чистоты примесное торможение препятствует росту зерна при постдинамической рекристаллизации. Это позволяет установить закономерности формирования структуры в условиях динамической рекристаллизации.

Развитие динамической рекристаллизации происходит по достижении той же величины истинной деформации (e = 2) и в тех же интервалах изменения параметра Зинера-Холломона, которые установлены при деформации меди чистотой 99.99 мас. %. В интервале 35 < lnZ < 38 динамическая рекристаллизация проходит во всем объеме материала, при $38 < \ln Z < 42$ объемная доля структуры, претерпевшей динамическую рекристаллизацию, уменьшается с увеличением $\ln Z$. При $\ln Z > 42$ признаков динамической рекристаллизации не обнаружено. Увеличение скорости вращения наковален затрудняет развитие динамической рекристаллизации. В отличие от высокочистой меди, в меди технической чистоты выявлена зависимость твердости и среднего размера элементов структуры от истинной деформации, а не только от температурно-скоростных условий деформации (lnZ). При температурно-скоростных условиях, обеспечивающих наклеп, с ростом деформации твердость повышается, а элементы структуры измельчаются. В условиях деформации, способствующих динамической рекристаллизации, наблюдается выход твердости и размеров элементов структуры на насыщение.

Работа выполнена по теме "Кристалл" при финансовой поддержке проекта УрО РАН 15-17-2-11. Электронно-микроскопическое исследование выполнено в ЦКП "Испытательный центр нанотехнологий и перспективных материалов" ИФМ УрО РАН.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- 1. *Рыбин В.В.* Большие пластические деформации и разрушение металлов. М: Металлургия, 1986. 224 с.
- Глезер А.М. О природе сверхвысокой пластической (мегапластической) деформации // Изв. РАН. Сер. физ. 2007. Т. 71. № 12. С. 1764–1772.
- 3. Degtyarev M.V., Chashchukhina T.I., Voronova L.M., Patselov A.M., Pilyugin V.P. Influence of the relaxation processes on the structure formation in pure metals and

alloys under high-pressure deformation // Acta Mater. 2007. V. 55. P. 6039–6050.

- 4. An X.H., Lin Q.Y., Wu S.D., Zhang Z.F., Figueiredo R.B., Gao N., Langdon T.G. Significance of stacking fault energy on microstructural evolution in Cu and Cu–Al alloys processed by high-pressure torsion // Philosophical Magazine. 2011. V. 91. № 25. P. 3307–3326.
- 5. *Tikhonova M., Kuzminova Y., Belyakov A., Kaibyshev R.* Nanocrystalline S304H austenitic stainless steel processed by multiple forging // Mater. Sci. 2012. № 31. P. 68–73.
- Рыбин В.В., Золоторевский Н.Ю., Ушанова Э.А. Фрагментация кристаллов при наличии деформационного двойникования и динамической рекристаллизации // ФММ. 2015. Т. 116. в печати.
- Дьяконов Г.С., Жеребцов С.В., Климова М.В., Салищев Г.А. Эволюция микроструктуры технически чистого титана в ходе криогенной прокатки // ФММ. 2015. Т. 116. № 2 С. 191–198.
- Дитенбере И.А., Тюменцев А.Н., Корзников А.В., Корзникова Е.А. Эволюция микроструктуры никеля при деформации кручением под давлением // Физ. мезомех. 2012. Т. 15. № 5. С. 59–68.
- 9. Ширинкина И.Г., Петрова А.Н., Бродова И.Г., Пилюгин В.П., Антонова О.В. Фазовые и структурные превращения в алюминиевом сплаве АМц при разных методах интенсивной пластической деформации // ФММ. 2012. Т. 1. № 2. С. 181–186.
- Попова Е.Н., Попов В.В., Романов Е.П., Пилюгин В.П. Влияние степени деформации на структуру и термическую стабильность нанокристаллического ниобия, полученного сдвигом под давлением // ФММ. 2007. Т. 103. № 4. С. 426–432.
- Чащухина Т.И., Дегтярев М.В., Романова М.Ю., Воронова Л.М. Динамическая рекристаллизация в меди, деформированной сдвигом под давлением // ФММ. 2004. Т. 98. Вып. 6. С. 98–107.
- 12. Горелик С.С. Рекристаллизация металлов и сплавов. М.: Металлургия, 1978. 568 с.
- 13. Чащухина Т.И., Дегтярев М.В., Воронова Л.М. Влияния давления на эволюцию структуры меди при

большой пластической деформации // ФММ. 2010. Т. 109. № 2. С. 216–224.

- 14. *Салтыков Н.А.* Стереометрическая металлография. М.: Металлургия, 1970. 375 с.
- Левит В.И., Смирнов М.А. Высокотемпературная термомеханическая обработка аустенитных сталей и сплавов / Челябинск: ЧГТУ.1995. 276 с.
- 16. Sakai T., Jonas J.J. Dynamic recrystallization: mechanical and microstructural considerations// Acta Met. 1984. V. 32. № 2. P. 189–209.
- Амирханов Н.М., Исламгалиев Р.К., Валиев Р.З. Релаксационные процессы и рост зерен при изотермическом отжиге ультрамелкозернистой меди, полученной интенсивной пластической деформацией // ФММ. 1998. Т. 86. № 3. С. 99–105.
- Чащухина Т.И., Воронова Л.М., Дегтярев М.В., Покрышкина Д.К. Деформация и динамическая рекристаллизация в меди при разной скорости деформирования в наковальнях Бриджмена // ФММ. 2011. Т. 111. № 3. С. 315–324.
- Пилюгин В.П., Гапонцева Т.М., Чащухина Т.И., Воронова Л.М., Щинова Л.И., Дегтярев М.В Эволюция структуры и твердости никеля при холодной и низкотемпературной деформации под давлением // ФММ. 2008. Т. 105. Вып. 4. С. 438–448.
- Пилюгин В.П., Воронова Л.М., Дегтярев М.В., Чащухина Т.И., Выходец В.Б., Куренных Т.Е. Эволюция структуры чистого железа при низкотемпературной деформации под высоким давлением // ФММ. 2010. Т. 110. № 6. С. 590–599.
- 21. Глезер А.М., Варюхин В.Н., Томчук А.А., Малеева Н.А. Происхождение высоугловых границ зерен в металлах, подвергнутых мегапластической деформации // ДАН. 2014. Т. 457. № 5. С. 535–538.
- Левит В.И., Смирнова Н.А., Давыдова Л.С. Двойникование и измельчение зерна при динамической рекристаллизации никелевого сплава // ФММ. 1989. Т. 68. № 2. С. 334–341.
- 23. Новиков В.Ю. Вторичная рекристаллизация. М.: "Металлургия". 1990. 128 с.