

УДК 539.374:539.25:539.4.015

М.В. Дегтярев, Т.И. Чашукина, Л.М. Воронова

ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ В НАКОВАЛЬНЯХ БРИДЖМЕНА

M.V. Degtyarev, T.I. Chashchukhina, L.M. Voronova

Institute of Metal Physics, Ural Division of the Russian Academy of Sciences,
18 Kovalevskaya St., Ekaterinburg, Russia

STRUCTURE EVOLUTION OF METALS AND ALLOYS UNDER DEFORMATION IN BRIDGEMAN ANVILS

Установлена стадийность развития структуры при исследовании металлов и сплавов, в которых при деформации в наковальнях Бриджмена развивается преимущественно один из следующих структурообразующих процессов: деформационное упрочнение, динамический возврат, инициируемое давлением сдвиговое фазовое превращение, двойникование, динамическая рекристаллизация. Показано влияние этих процессов на формирование однородной субмикроструктурной структуры и измельчение ее элементов.

БОЛЬШАЯ ПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ, ВЫСОКОЕ ДАВЛЕНИЕ, СТРУКТУРА, ДЕФОРМАЦИОННОЕ УПРОЧНЕНИЕ, ДВОЙНИКОВАНИЕ, БАРИЧЕСКОЕ ФАЗОВОЕ ПРЕВРАЩЕНИЕ, ДИНАМИЧЕСКИЙ ВОЗВРАТ, ДИНАМИЧЕСКАЯ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИЯ.

Stage development of the structure has been established in the study of metals and alloys, in which mainly one of the following structure-forming processes develops upon deformation in Bridgman anvils: work hardening, dynamic recovery, pressure-induced phase transformation, twinning, and dynamic recrystallization. The influence of these processes on the formation of a homogeneous submicrocrystalline structure and the refinement of its elements was shown.

SEVERE PLASTIC DEFORMATION, HIGH PRESSURE, STRUCTURE, WORK HARDENING, TWINNING, PRESSURE-INDUCED PHASE TRANSFORMATION, DYNAMIC RECOVERY, DYNAMIC RECRYSTALLIZATION.

Способы измельчения элементов структуры металлов и сплавов с помощью пластической деформации и результаты указанного воздействия исследуются уже несколько десятилетий. Из всех известных методов наибольших деформаций, а следовательно, наиболее эффективного измельчения, позволяет достигать метод деформирования в наковальнях Бриджмена в условиях высокого квазигидростатического давления. Авторы ряда работ отмечали, что после некоторой достаточно большой деформации, полученной этим методом, твердость и структура многих материалов выравниваются по площади образца, за исключением, возможно, небольшой области

вблизи его центра, и не изменяются с увеличением угла поворота наковальни. Такая структура была названа диссипативной [1], а деформация, к ней приводящая – интенсивной [2].

До настоящего времени существенными и не решенными до конца остаются вопросы, связанные непосредственно с предельным измельчением структуры при деформации. Все еще неясно, при каких условиях формируется диссипативная структура и от чего зависит критическое значение угла поворота.

Предпринятая авторами настоящей статьи попытка установить степени деформации образования диссипативной структуры

в различных материалах привела к разработке методики, позволившей определить факторы, способствующие или препятствующие формированию в структуре деформируемого материала высокоугловых границ, и выявить тенденции к дальнейшему деформационному измельчению элементов, образующих структуру.

Чтобы получить ответы на поставленные вопросы, мы исследовали материалы, в каждом из которых доминирует один из следующих структурообразующих процессов:

деформационное упрочнение (железо и конструкционные стали);

динамический возврат (никель);

барическое фазовое превращение (аустенитные стали);

динамическая рекристаллизация (медь).

Обычно в результате большой деформации, при повороте наковальни на 5 – 15 оборотов, средний размер элементов структуры составляет порядка 0,1 мкм, а его вариации, связанные с изменением числа оборотов наковальни и расстоянием от центра образца, имеют порядок 0,01 мкм. Для оценки значимости этих вариаций мы применили метод рекристаллизации, поскольку размер зерна, формирующегося при рекристаллизационном отжиге, зависит от степени деформации [3]. При деформации железа и конструкционных сталей доминирующим структурообразующим

процессом выступает деформационное упрочнение. Поэтому в указанных материалах развитие рекристаллизации зависит только от степени деформации. Оказалось (рис. 1), что размеры рекристаллизованных зерен уменьшались как с увеличением числа оборотов наковальни, так и в каждом образце уменьшались в направлении от центра образца к его периферии. Наиболее наглядные результаты получены на армко-железе, где рекристаллизованное зерно можно выявить методом оптической микроскопии. На рис. 1 видно, что, несмотря на более высокую температуру отжига (650 °С) образцов, деформированных на 15 оборотов, рекристаллизованное зерно в них на соответствующих радиусах мельче, чем после деформации на 5 оборотов и отжига при более низкой температуре (600 °С) [4]. Эти результаты доказывают, что с увеличением числа оборотов наковальни структура не выравнивается по радиусу образца и не наблюдается установившейся стадии деформации.

Повышение температуры отжига до 750 °С выявило [5], что по радиусу образца меняется не только размер зерна, но и тип рекристаллизованной структуры (рис. 2). Этот результат инициировал исследование стадийности изменения структуры металлических материалов при деформации в наковальнях Бриджмена.

Стадии деформации выявляются по

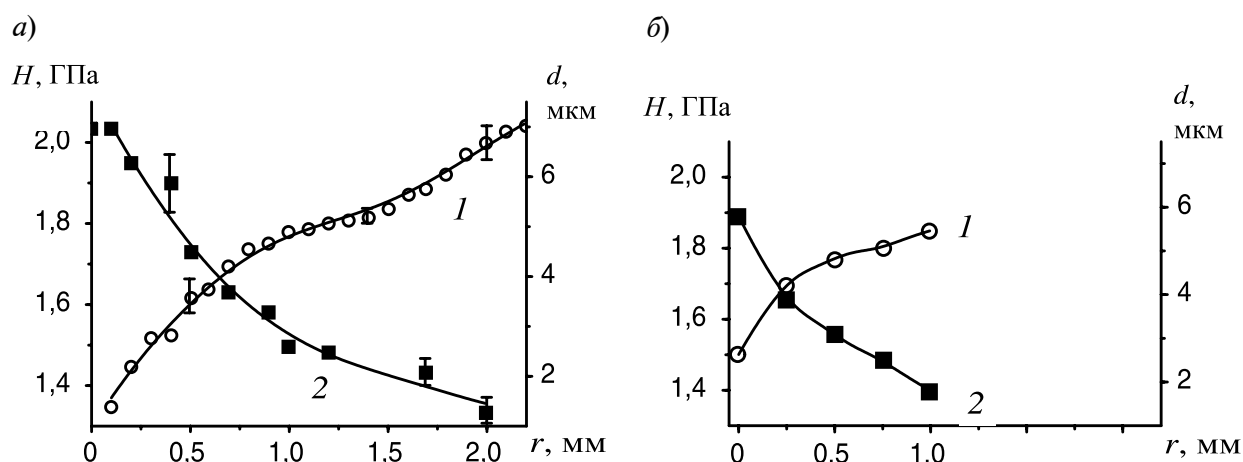


Рис. 1. Изменение твердости (1) и среднего размера (2) рекристаллизованных зерен по радиусам армко-железа, подвергнутого деформации в наковальнях Бриджмена и последующему отжигу в течение 1 часа: а – 5 оборотов наковальни, 600 °С; б – 15 оборотов, 650 °С

кривым деформационного упрочнения. Поскольку смена стадий не всегда сопровождается появлением заметных аномалий на кривых, в работе [6] была предложена

обработка кривых в координатах «истинное напряжение – корень квадратный из истинной деформации». Тогда параболические стадии преобразуются в прямолиней-

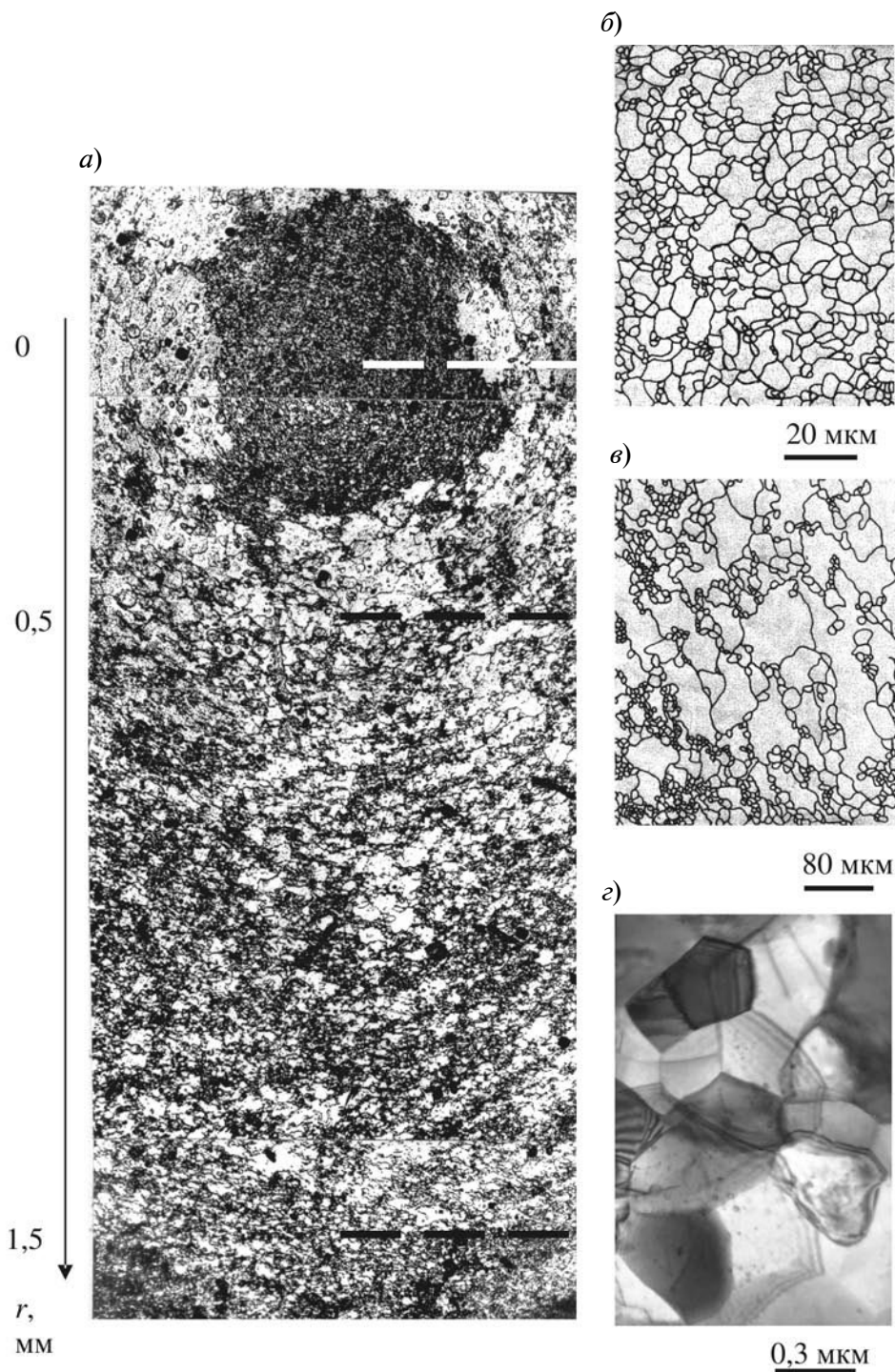


Рис. 2. Панорама структуры образца армко-железа после деформации в наковальнях Бриджмена (5 оборотов наковальни) и отжига при 750 °С (1 час) (а) и увеличенные изображения микроструктуры на разных расстояниях r от центра образца, мм: 0(б); 0,5 (е); 1,5 (з)

ные с разным углом наклона. В настоящей работе эта методика применена для выявления стадийности при большой деформации сдвигом под давлением (до $e = 10$). В качестве характеристики прочности использована твердость. Для сопоставления результатов, полученных на разных образцах, была разработана методика расчета истинной деформации.

Необходимо отметить, что в наших работах всегда осуществлялась деформация в наковальнях без боковой поддержки образца. В этом случае деформация сопровождается непрерывным уменьшением его толщины за счет вытекания материала в зазор между наковальнями. Число оборотов наковальни мы ограничивали пятнадцатью: при этом сохранялось закономерное изменение структуры деформированного материала по радиусу образца. Образцы до деформирования всегда имели толщину $0,300 \pm 0,005$ мм, поскольку известно, что распределение давления при сжатии в наковальнях Бриджмена зависит от толщины образца [7]. Диаметр образца составлял 5 мм.

Образцы после деформирования имели форму двояковыпуклой линзы. Толщину каждого из них измеряли по двум взаимно перпендикулярным диаметрам с шагом 0,5 мм, причем разброс значений толщины на

одинаковом расстоянии от центра образца, как правило, не превышал 10 %. Различие в толщине разных образцов, деформированных с одинаковым углом поворота, иногда оказывалось существенно больше. Это послужило веской причиной отказа от оценки деформации по углу поворота наковальни.

Для вычисления деформации e , получаемой в наковальнях без боковой поддержки, в работе [4] мы предложили формулу

$$e = e_{\text{сд}} + e_{\text{ос}} = \ln \left(1 + \left[\frac{\varphi \cdot r_i}{h_{ir}} \right]^2 \right)^{0,5} + \ln \frac{h_0}{h_{ir}}, \quad (1)$$

где $e_{\text{сд}}$, $e_{\text{ос}}$ – логарифмические деформации сдвига и осадки; φ – угол поворота подвижной наковальни; r_i – расстояние от оси вращения наковальни; h_0 , h_{ir} – значения толщины образца до и после деформации на расстоянии r_i от центра.

Формула (1) не имеет строгого обоснования, но ее применение позволяет однозначно сопоставлять структуру и твердость различных материалов как после деформирования с разным углом поворота наковальни, так и на разных расстояниях от центра образца. Эта формула часто используется в литературе, однако ее пригодность для подсчета деформации в наковальнях по схеме с боковой поддержкой, по-видимому, не исследована. Погрешность логарифмической

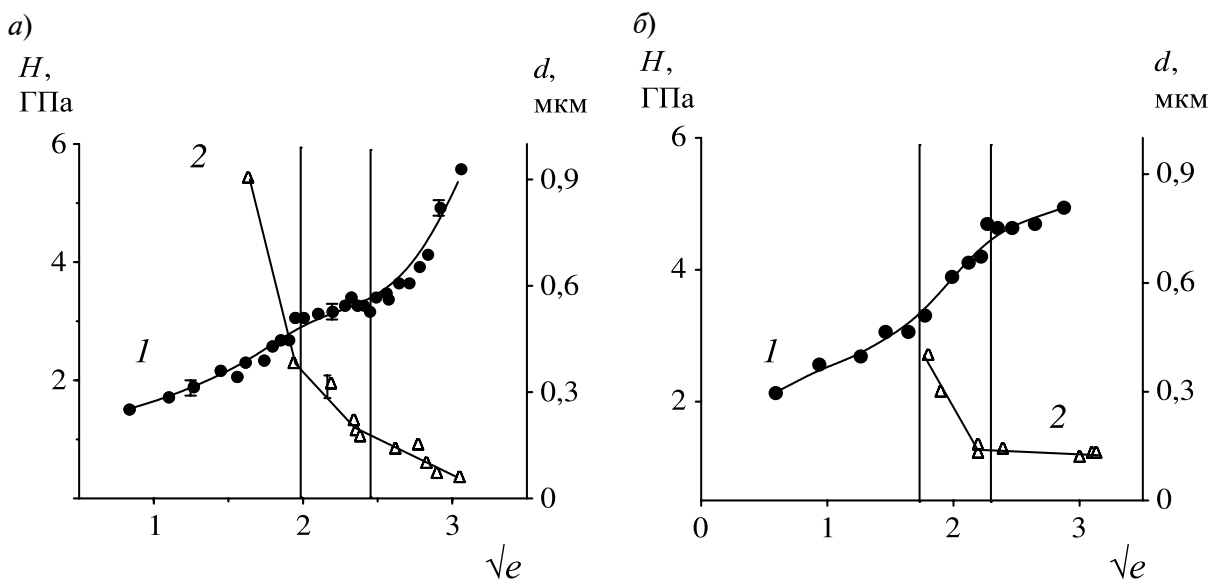


Рис. 3. Стадийный характер деформации различных металлов: а – железо (чистота 99,97 %), б – никель; 1 – твердость, 2 – средний размер зерен

деформации, связанная с разбросом значений толщины, не превышала $\Delta e = \pm 0,2$.

Твердость деформированных материалов мы измеряли по двум взаимно перпендикулярным диаметрам с шагом 0,25 мм, а затем усредняли результаты четырех измерений, выполненных на одинаковом расстоянии от центра образца. Измерения проводили обычно на двух-трех сериях образцов, каждая из которых состояла из 7 – 10 образцов. Последние деформировали с разными углами поворота наковальни (от 15 град до 10 – 15 об.). Полученную совокупность значений (их общее количество составляло от 150 до 300) разбивали по интервалам логарифмической деформации $\Delta e = 0,4$ (это соответствовало удвоенной погрешности определения последней) и в каждом интервале определяли среднее значение твердости. Такая процедура обеспечивала статистическую значимость полученных результатов. По ним мы строили зависимости в координатах «твердость – корень квадратный из логарифмической деформации». Перегибы на этих зависимо-

стях служили показателями границ стадий структурных состояний деформированного материала (рис. 3).

Полученные результаты показали также соответствующую стадийность изменения среднего размера элемента структуры от логарифмической деформации (см. рис. 3, а и таблицу). Каждая стадия характеризуется определенными значениями коэффициентов увеличения твердости и измельчения элементов структуры [8]. На последней из выявленных нами стадий в железе и конструкционных сталях эти коэффициенты отличны от нуля, т. е. в этих материалах предел деформационного измельчения кристаллитов еще не достигнут (см. таблицу).

Далее, для определения типа структуры, на каждой из выявленных стадий достаточно исследовать структуру материала после деформации, отдаленной по величине от границы стадии.

На первой стадии в железе и конструкционных сталях формируется ячеистая структура, образованная широкими дислокационными субграницами. Для нее

Коэффициенты роста твердости и измельчения элементов на разных стадиях структурного состояния, а также степень деформации, твердость и размер элементов в начале соответствующих стадий

Материал	Стадия структурного состояния									
	Смешанная					СМК-				
	e_{1-2}	H_{1-2} , ГПа	d_{1-2} , мкм	$k_{т2}$	$k_{изм2}$	e_{2-3}	H_{2-3} , ГПа	d_{2-3} , мкм	$k_{т3}$	$k_{изм3}$
Железо (99,97%)	4,0	3,0	0,45	0,1	0,10	6,0	3,2	0,19	0,5	0,04
Армко-железо	2,6	2,8	0,35	0,3	0,06	5,3	3,7	0,17	0,3	0,02
Сталь 20Г2Р закаленная без закалки отпущенная	2,2	5,2	0,14	0,5	0,02	6,6	7,4	0,06	0,2	0,01
	1,6	2,7	0,50	0,6	0,20	3,7	3,5	0,25	0,6	0,03
Сталь 30Г2Р	1,0	2,8	0,55	0,3	0,12	3,6	3,6	0,17	0,9	0,03
Сталь 30ХГСН2А	1,0	3,2	0,40	0,2	0,07	3,6	3,9	0,15	1,1	0,03
Сталь 12Х18Н10Т	–	–	–	0,6	0,10	5,0	4,8	0,08	0	0
Сталь 4Х14Н14В2М, 6 ГПа	–	–	–	0,2	0,07	4,8	4,8	0,05	0,2	0,01
	–	–	–	0,1	0,03	6,2	4,8	0,10	0,3	0,03
Никель	3	3,3	0,40	0,6	0,15	5,3	4,6	0,14	0,06	0,004

Обозначения: e – логарифмическая деформация; H – твердость; d – размер элементов; k_t , $k_{изм}$ – коэффициенты роста твердости и измельчения; нижние индексы (1–2) и (2–3) соответствуют значениям в начале стадий, 1, 2, 3 – стадии ячеистой, смешанной и СМК- структур, соответственно.

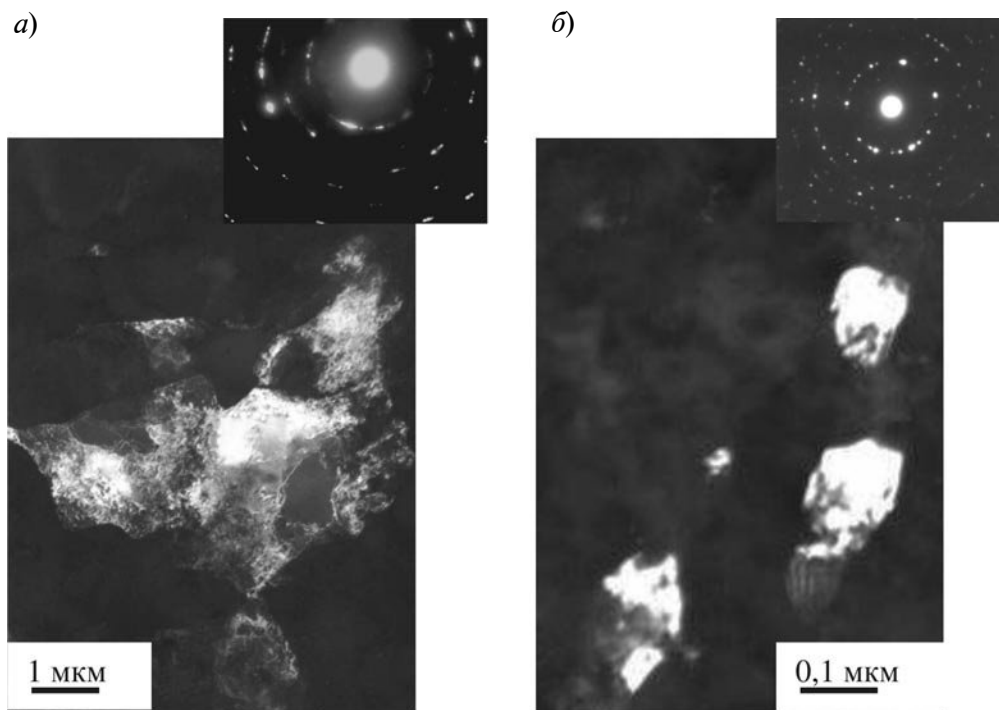


Рис. 4. Микроструктура на разных стадиях деформации:
a – ячеистая структура (железо (99,97 %), $e = 2,5$); *б* – СМК-структура (армко-железо, $e = 9$)

характерно плавное изменение контраста в темном поле при переходе от одной ячейки к другой (рис. 4, *a*) и постепенное перемещение контраста по изображению при изменении угла наклона гониометра, вследствие непрерывного изменения ориентировки кристаллографических плоскостей. Это проявляется в азимутальном размытии рефлексов на электронограммах. В теле ячеек наблюдаются дислокации.

Появление на второй стадии деформации микрокристаллитов с высокоугловыми границами связано с тем, что дислокационный механизм деформации, преобладающий на первой стадии, постепенно заменяется на ротационный [9] (дисклинационный [10, 11]). На третьей стадии пластические ротации охватывают весь объем деформируемого материала, формируется субмикрокристаллическая (СМК) структура [12]. Микрокристаллиты характеризуются тонкими границами, на которых происходит резкое изменение темнопольного контраста (рис. 4, *б*). При изменении угла наклона гониометра микрокристаллит целиком выходит из отражающего положения и «гаснет»,

рядом «загораются» соседние микрокристаллиты по мере попадания их в отражающее положение.

Электронограмма образована точечными рефлексами, их количество возрастает при измельчении микрокристаллитов. В смешанной структуре эти точечные рефлексы наблюдаются на фоне размытых дуг, соответствующих ячеистой субструктуре. Присутствие микрокристаллитов в СМК- и смешанной структурах не позволяет надежно разделить эти два структурных состояния электронно-микроскопическим методом.

Смене типа структуры при деформации соответствует изменение текстуры. Повышение степени деформации на стадии ячеистой структуры сопровождается усилением относительной интенсивности линии $(110)_\alpha$. Наибольшая относительная интенсивность этой линии и, соответственно, наименьшая интенсивность всех остальных отражений соответствует стадии смешанной структуры (рис. 5). На стадии СМК структуры при увеличении степени деформации относительные интенсивности линий изменяются в обратной последовательности, прибли-

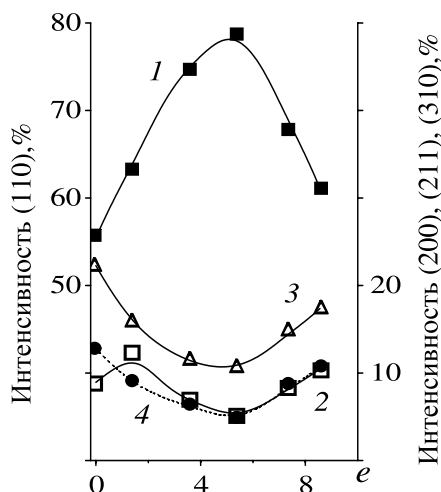


Рис. 5. Изменение вклада дифракционных максимумов в общую интенсивность дифрагировавшего излучения при деформации железа (99,97 %); приведены данные по линиям (110) (1), (200) (2), (211) (3), (310) (4)

жаясь к значениям, характерным для бесструктурного поликристаллического железа. Таким образом, на стадии СМК-структуры изменяется взаимная разориентировка микрокристаллитов.

По данным таблицы видно, что переход от одной стадии к другой не связан с достижением единого порогового размера элементов структуры, например, в железе чистотой 99,97 % в начале стадии СМК-структуры средний размер микрокристаллитов составляет 0,19 мкм, а в закаленной стали 20Г2Р – 0,06 мкм [8].

Наши исследования показали [8], что в железе и конструкционных сталях при деформации на стадии СМК-структуры наблюдается отчетливое измельчение микрокристаллитов всех размеров. Это подтверждается непрерывным уменьшением наибольшего, среднего и наиболее вероятного размера, а также результатами рекристаллизационных отжигов.

Часто в литературе к нано- и субмикрокристаллической относят деформационную структуру, в которой преобладают высокоугловые разориентировки, но допускается присутствие и малоугловых границ [13]. Отжиг такой структуры показал (рис. 6), что присутствие некоторой доли малоу-

гловых границ превращает ее в структуру другого типа – смешанного, поскольку оно драматически сказывается на ее термической стабильности: вызывает стремительный рост зерна при нагреве (особенно наиболее крупного) и приводит к сильной разнотерности. В то же время однородная изотропная СМК-структура при отжиге трансформируется в субмикроструктуру сотового типа, характеризующуюся наименьшей скоростью роста зерна до начала (альфа→гамма)-превращения (см. рис. 6).

Такие же стадии деформации, как в железе, были выявлены в никеле [14], однако наблюдалось отличие на стадии СМК-структуры. В никеле значения коэффициентов увеличения твердости и уменьшения размеров элементов структуры оказались близкими к нулю (см. рис. 3, б и таблицу). В СМК-структуре присутствовали микрокристаллиты, объем которых разделен малоугловыми границами с разориентировкой до 5 град. Это, по-видимому,

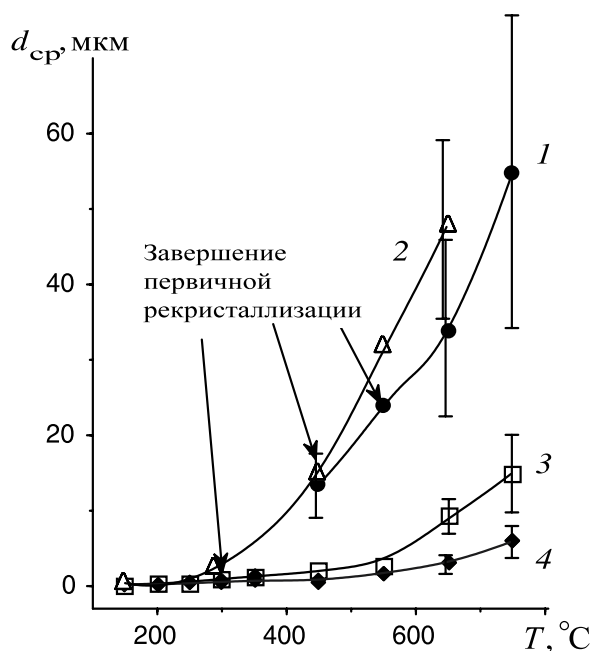


Рис. 6. Изменение среднего размера рекристаллизованного зерна при отжиге железа (99,97 %) с различной исходной структурой:

1 – ячеистого типа ($e = 0,6$); 2 – смешанного типа ($e = 4$, $d = 0,30$ мкм); 3 – СМК-1 ($e = 6$, $d = 0,20$ мкм); 4 – СМК-2 ($e = 8$, $d = 0,15$ мкм)

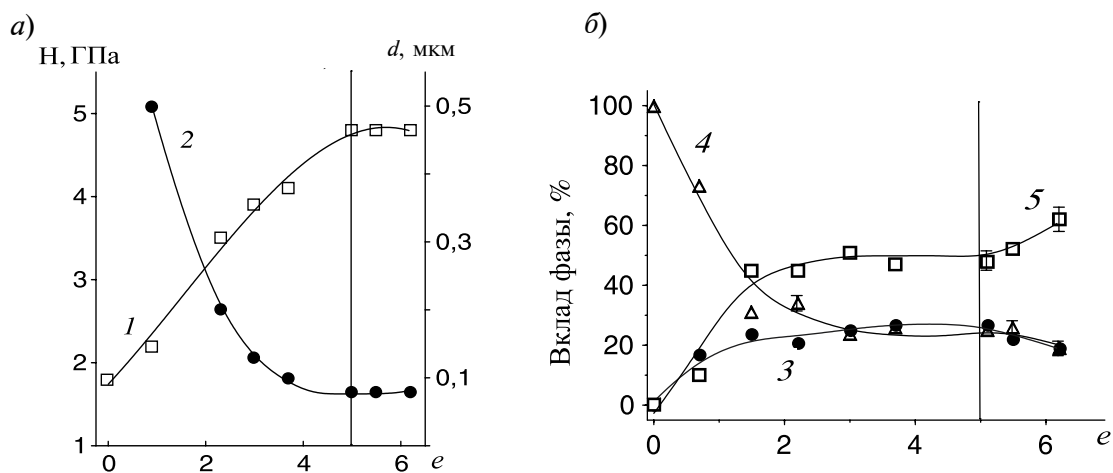


Рис. 7. Стадийность структурообразования в стали 12X18H10T:

a – изменение твердости (1) и среднего размера зерен (2); b – изменение фазового состава после деформации сдвигом под давлением 6 ГПа и разгрузки; фазы α (3), γ (4), ϵ (5)

связано с образованием при деформации никеля не только винтовых дислокаций, формирующих границы кручения, устойчивые по отношению к напряжению и температуре (как в железе), но и краевых дислокаций, формирующих относительно более подвижные границы наклона. Эти границы, по-видимому, не превращаются в высокоугловые, поскольку рассыпаются ранее, чем по ним произойдет разворот. Таким образом, в никеле на стадии СМК-структуры доминирует динамический возврат, определяющий предел измельчения элементов структуры.

Свои особенности в стадийность деформации вносит барическое фазовое превращение. Так, в стали 10X18H10T за стадией упрочнения следует стадия, на которой твердость и размер элементов структуры остаются неизменными (рис. 7), однако растет количество фазы высокого давления [15]. По-видимому, здесь фазовое превращение выступает доминирующим релаксационным процессом, альтернативным измельчению элементов структуры и связанному с ним упрочнению. Для выявления роли сдвигового барического превращения нами исследована сталь 4X14H14B2M. Под давлением 6 ГПа она остается однофазной, а после деформации под давлением 10 ГПа в ней сохраняется до 15 % ϵ -фазы высокого давления. Оказалось, что фазовое превращение замедляет рост твердости на поздних этапах

деформации и задерживает переход к стадии СМК-структуры (см. таблицу) [16]. Образование даже небольшого (около 15 %) количества фазы высокого давления не позволяет в исследованном интервале деформаций получить структуру со средним размером элементов менее 50 нм, тогда как в отсутствие ϵ -фазы удается измельчить микрокристаллиты в среднем до размера 30 нм.

В литературе существует представление, что механизмом измельчения нанокристаллической структуры металлов и сплавов после исчерпания возможностей дисклинационного (ротационного) механизма может служить деформационное двойникование [17]. Деформация в наковальнях Бриджмена при температуре жидкого азота активизирует двойникование в металлах, в которых оно не реализуется при комнатной температуре деформации. Это позволило оценить влияние двойникования на формирование и эволюцию деформационной СМК-структуры в железе и никеле [14, 18]. В этих материалах деформационные двойники наблюдаются на стадии ячеистой структуры (рис. 8, a). Кроме того, значительную долю объема занимает структура в виде пакетов чередующихся полос с высокоугловыми взаимными разориентировками, а в пределах полосы ориентировка меняется мало. После перехода на последующие стадии деформации двойники и микрополосы разбиваются поперечными малоугловыми грани-

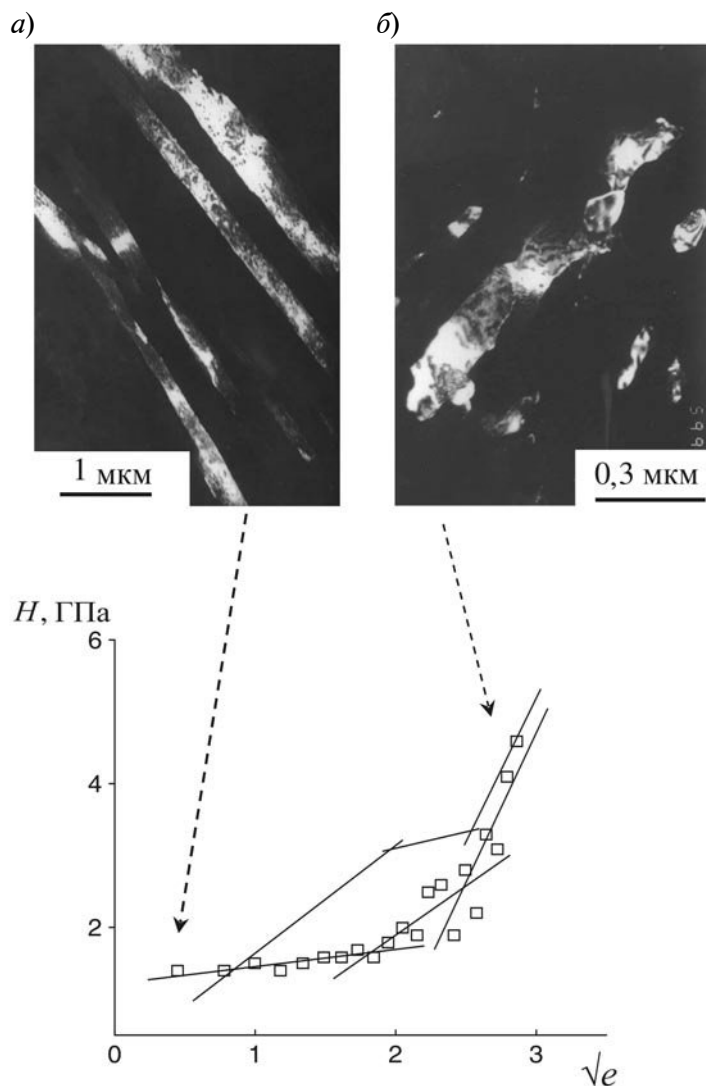


Рис. 8. Структура (а, б) и твердость (в) железа (99,97 %) после деформации сдвигом под давлением при $T = 80$ К; а, б – темные поля в рефлексах типа $(110)_{\text{дв}}$ и $(110)_{\alpha}$ ($\epsilon = 0,5$ и $8,6$), соответственно. На графике символы соответствуют температуре 80 К, тонкие линии – комнатной температуре

цами, но образования новых двойников не обнаружено. На последней стадии структура состоит из дискретно разориентированных микрокристаллитов и близких к ним по размерам фрагментов двойников и микрополос с разориентировкой, непрерывно меняющейся в пределах полосы (рис. 8, б). В микрополосах и двойниках формирование СМК-структуры задерживается, поэтому средний размер элементов структуры после деформации при 80 К до достижения третьей стадии остается большим, чем в результате деформации при комнатной температуре. Следует отметить, что и твердость

железа и никеля, деформированных при 80 К, на первой и второй стадиях ниже, чем после деформации при комнатной температуре (рис. 8, в).

Принципиально другой подход применен нами при анализе стадий структурообразования, когда в материале развивается динамическая рекристаллизация. В этом случае структура определяется не степенью деформации, а ее температурой и скоростью. Их совместное влияние можно оценить с помощью параметра Зинера – Холломона:

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

где $\dot{\epsilon}$, с^{-1} – истинная скорость деформации; ΔH – энергия активации высокотемпературной деформации (для чистых металлов ее значение близко к энергии активации самодиффузии); R – универсальная газовая постоянная; T , К – температура деформации.

Большая деформация снижает температуру рекристаллизации и, например, в меди может привести к динамической рекристаллизации при комнатной температуре. В этом случае стадийность формирования структуры связана со степенью развития динамической рекристаллизации и не определяется однозначно логарифмической деформацией [19]. По-видимому, динамическая рекристаллизация, которая при комнатной температуре неизбежно сопровождается постдинамической рекристаллизацией, приводит к пределу уменьшения размера элементов структуры, например на уровне 0,15 мкм в меди.

Итак, в результате проведенных исследований установлена стадийность развития структуры металлов и сплавов, в которых при деформации в наковальнях Бриджмена развивается преимущественно один из следующих структурообразующих процессов: деформационное упрочнение, динамический возврат, инициируемое давлением сдвиговое фазовое превращение, двойникование, динамическая рекристаллизация. Определены границы стадий структурных состояний, тип структуры и коэффициенты увеличения твердости и

измельчения элементов структуры на каждой из стадий.

Однородная СМК-структура, образующаяся при доминировании деформационного упрочнения, не является предельной: при продолжении деформации происходит непрерывное повышение твердости материала, разрушение текстуры, измельчение микрокристаллитов и повышение их размерной однородности.

Преобладание динамического возврата и динамическая рекристаллизация приводят к достижению предела измельчения элементов структуры.

Появление фазы высокого давления, так же как и двойникование, задерживает формирование однородной СМК-структуры и замедляет ее измельчение. Увеличение количества фазы высокого давления на стадии СМК-структуры может приводить к стабилизации размеров микрокристаллитов и твердости материала.

Авторы выражают благодарность кандидату физико-математических наук, заведующему лабораторией физики высоких давлений Института физики металлов (ИФМ) УрО РАН В.П. Пилюгину за проведение деформации сдвигом под давлением.

Работа выполнена по теме «Структура» № г.р.01201064335 и при частичной финансовой поддержке гранта РФФИ 11-03-00401 и проекта УрО РАН №12-У-2-1017.

Электронно-микроскопическое исследование выполнено в ЦКПЭМ ИФМ УрО РАН.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Теплов В.А., Пилюгин В.П., Талуц Г.Г. Образование диссипативной структуры и фазовые переходы в сплавах железа при сдвиге под давлением // Известия РАН. Металлы. 1992. № 2. С. 109–115.
2. Попов А.А., Валиев Р.З., Пышминцев И.Ю., Демаков С.Л., Илларионов А.Г. Формирование структуры и свойств технически чистого титана с нанокристаллической структурой после деформации и последующего нагрева // Физика металлов и металловедение. 1997. Т. 83. Вып. 5. С. 127 – 133.
3. Горелик С.С. Рекристаллизация металлов и сплавов. М: Металлургия, 1978. 568с.
4. Дегтярев М.В., Чашухина Т.И., Воронова Л.М., Давыдова Л.С., Пилюгин В.П. Деформационное упрочнение и структура конструкционной стали при сдвиге под давлением // Физика металлов и металловедение. 2000. Т. 90. № 6. С. 83 – 90.
5. Дегтярев М.В., Воронова Л.М., Чашухина Т.И. Рост зерна при отжиге армко-железа со структурой различного типа, созданной деформацией сдвигом под давлением // Физика металлов и металловедение. 2005. Т. 99. № 3. С. 58 – 68.
6. Трефилов В.И., Моисеев В.Ф., Печковский Э.П., Горная И.Д., Васильев А.Д. Деформационное упрочнение и разрушение поликристаллических металлов. Киев: Наукова думка, 1987. 248 с.

7. **Тупица Д.И., Пилогин В.П.** Использование сплавов железо-никель для изучения распределения давления в наковальнях Бриджмена // *Физика металлов и металловедение*. 1990. № 8. С. 103–106.

8. **Дегтярев М.В.** Стадийность эволюции структуры железа и конструкционных сталей при сдвиге под давлением // *Физика металлов и металловедение*. 2005. Т. 99. № 6. С. 47 – 60.

9. **Рыбин В.В.** Большие пластические деформации и разрушение металлов. М.: *Металлургия*, 1986. 224 с.

10. **Владимиров В.И., Романов А.Е.** Дисклинации в кристаллах. Л.: *Наука*, 1986. 224 с.

11. **Рыбин В.В.** Структурно-кинетические аспекты физики развитой пластической деформации // *Известия вузов. Физика*. 1991. Т. 34. № 3. С. 7 – 22.

12. **Смирнова Н.А., Левит В.И., Пилогин В.П., Кузнецов Р.И., Давыдова Л.С., Сазонова В.А.** Эволюция структуры ГЦК монокристаллов при больших пластических деформациях // *Физика металлов и металловедение*. 1986. Т. 61. № 6. С. 1170 – 1177.

13. **Валиев Р.З., Александров И.В.** Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией. М.: «Логос», 2000. 272 с.

14. **Пилогин В.П., Гапонцева Т.М., Чашухина Т.И., Воронова Л.М., Шинова Л.И., Дегтярев М.В.** Эволюция структуры и твердости никеля

при холодной и низкотемпературной деформации под давлением // *Физика металлов и металловедение*. 2008. Т. 105. № 4. С. 438 – 448.

15. **Пацелов А.М., Дегтярев М.В., Пилогин В.П., Чашухина Т.И., Воронова Л.М., Чернышев Е.Г., Талуц Г.Г.** Особенности стабилизации ε -фазы стали 12X18H10T при сдвиге под давлением // *Физика металлов и металловедение*. 2004. Т. 98. № 2. С. 100 – 107.

16. **Чашухина Т.И., Дегтярев М.В., Воронова Л.М.** Формирование ультрадисперсной структуры в аустенитной стали, устойчивой к фазовому превращению под давлением // *Известия РАН. Серия физическая*. 2007. Т. 71. № 2. С. 287 – 269.

17. **Liao X.Z., Zhao Y.H., Scriniasan S.G., Zhu Y.T., Valiev R.Z., Gunderov D.V.** Deformation twinning in nanocrystalline copper at room temperature and low strain rate // *Appl. Phys. Lett.*. 2004. Vol. 84. No. 4. P. 592–594.

18. **Пилогин В.П., Дегтярев М.В., Воронова Л.М., Чашухина Т.И.** Особенности измельчения структуры чистого железа при низкотемпературной деформации под высоким давлением // *Деформация и разрушение материалов*. 2011. № 1. С. 26 – 30.

19. **Чашухина Т.И., Дегтярев М.В., Романова М.Ю., Воронова Л.М.** Динамическая рекристаллизация в меди, деформированной сдвигом под давлением // *Физика металлов и металловедение*. 2004. Т. 98. № 6. С. 98 – 107.

REFERENCES

1. **Teplov V.A., Pilyugin V.P., Taluts G.G.** Obrazovanie dissipativnoi struktury i fazovye perekhody v splavakh zheleza pri sdvige pod davleniem. *Izvestiya RAN. Metall*, 1992, No. 2, pp. 109–115. (rus)

2. **Popov A.A., Valiev R.Z., Pyshmintsev I.Yu., Demakov S.L., Illarionov A.G.** Formirovanie struktury i svoistv tekhnicheski chistogo titana s nanokristallicheskoj strukturoi posle deformatsii i posleduyushchego nagreva. *Fizika metallov i metallovedenie*, 1997, Vol. 83, No. 5, pp. 127–133. (rus)

3. **Gorelik S.S.** Rekristallizatsiya metallov i splavov. Moscow, *Metallurgiya*, 1978. 568s. (rus)

4. **Degtyarev M.V., Chashchukhina T.I., Voronova L.M., Davydova L.S., Pilyugin V.P.** Deformatsionnoe uprochnenie i struktura konstruktsionnoi stali pri sdvige pod davleniem. *Fizika metallov i metallovedenie*, 2000, Vol. 90, No. 6, pp. 83–90. (rus)

5. **Degtyarev M.V., Voronova L.M., Chashchukhina T.I.** Rost zerna pri otzhige armko-zheleza so strukturoi razlichnogo tipa, sozdannoi

deformatsiei sdvigom pod davleniem. *Fizika metallov i metallovedenie*, 2005, Vol. 99, No. 3, pp. 58–68. (rus)

6. **Trefilov V.I., Moiseev V.F., Pechkovskii E.P., Gornaya I.D., Vasil'ev A.D.** Deformatsionnoe uprochnenie i razrushenie polikristallicheskich metallov. Kiev, *Naukova dumka*, 1987. 248 p. (rus)

7. **Tupitsa D.I., Pilyugin V.P.** Ispol'zovanie splavov zhelezo-nikel' dlya izucheniya raspredeleniya davleniya v nakoval'nyakh Bridzhmena. *Fizika metallov i metallovedenie*, 1990, No. 8, pp. 103–106. (rus)

8. **Degtyarev M.V.** Stadiinost' evolyutsii struktury zheleza i konstruktsionnykh staley pri sdvige pod davleniem. *Fizika metallov i metallovedenie*, 2005, Vol. 99, No. 6, pp. 47–60. (rus)

9. **Rybin V.V.** Bol'shie plasticheskie deformatsii i razrushenie metallov. Moscow, *Metallurgiya*, 1986. 224 p. (rus)

10. **Vladimirov V.I., Romanov A.E.** Disklinatsii v kristallakh. Leningrad, *Nauka*, 1986. 224 p. (rus)

11. **Rybin V.V.** Strukturno-kineticheskie aspekty fiziki razvitoi plasticheskoi deformatsii. *Izvestiya*

vuzov. Fizika, 1991, Vol. 34, No. 3. С. 7–22. (rus)

12. Smirnova N.A., Levit V.I., Pilyugin V.P. Kuznetsov R.I., Davydova L.S., Sazonova V.A. Evolyutsiya struktury GTsK monokristallov pri bol'shikh plasticheskikh deformatsiyakh. *Fizika metallov i metallovedenie*, 1986, Vol. 61, No. 6, pp. 1170–1177. (rus)

13. Valiev R.Z., Aleksandrov I.V. Nanostrukturnye materialy, poluchennye intensivnoi plasticheskoi deformatsiei. Moscow, «Logos», 2000. 272 p. (rus)

14. Pilyugin V.P., Gapontseva T.M., Chashchukhina T.I., Voronova L.M., Shchinova L.I., Degtyarev M.V. Evolyutsiya struktury i tverdosti nikelya pri kholodnoi i nizkotemperaturnoi deformatsii pod davleniem. *Fizika metallov i metallovedenie*, 2008, Vol. 105, No. 4, pp. 438–448. (rus)

15. Patselov A.M., Degtyarev M.V., Pilyugin V.P., Chashchukhina T.I., Voronova L.M., Chernyshev E.G., Taluts G.G. Osobennosti stabilizatsii ϵ -fazy stali 12KH18N10T pri sdvige pod davleniem. *Fizika metallov i metallovedenie*, 2004, Vol. 98, No.

2, pp. 100–107. (rus)

16. Chashchukhina T.I., Degtyarev M.V., Voronova L.M. Formirovanie ul'tradispersnoi struktury v austenitnoi stali, ustoichivoi k fazovomu prevrashcheniyu pod davleniem. *Izvestiya RAN. Seriya fizicheskaya*, 2007, Vol. 71, No. 2, pp. 287–269. (rus)

17. Liao X.Z., Zhao Y.H., Scriniasan S.G., Zhu Y.T., Valiev R.Z., Gunderov D.V. Deformation twinning in nanocrystalline copper at room temperature and low strain rate. *Appl. Phys. Lett.*, 2004, Vol. 84, No. 4, pp. 592–594.

18. Pilyugin V.P., Degtyarev M.V., Voronova L.M., Chashchukhina T.I. Osobennosti izmel'cheniya struktury chistogo zheleza pri nizkotemperaturnoi deformatsii pod vysokim davleniem. *Deformatsiya i razrushenie materialov*, 2011, No. 1, pp. 26–30. (rus)

19. Chashchukhina T.I., Degtyarev M.V., Romanova M.Yu., Voronova L.M. Dinamicheskaya rekristallizatsiya v medi, deformirovannoi sdvigom pod davleniem. *Fizika metallov i metallovedenie*, 2004, Vol. 98, No. 6, pp. 98–107. (rus)

ДЕГТЯРЕВ Михаил Васильевич — доктор технических наук, старший научный сотрудник, заместитель директора Института физики металлов УрО РАН.

620219, г. Екатеринбург, ул. С. Ковалевской, 18
degtyarev@imp.uran.ru

ЧАЩУХИНА Татьяна Игоревна — кандидат технических наук, старший научный сотрудник, заместитель директора Института физики металлов УрО РАН.

620219, г. Екатеринбург, ул. С. Ковалевской, 18
highpress@imp.uran.ru

ВОРОНОВА Людмила Мееровна — кандидат технических наук, старший научный сотрудник, заместитель директора Института физики металлов УрО РАН.

620219, г. Екатеринбург, ул. С. Ковалевской, 18
highpress@imp.uran.ru