

# Влияние дефектного и структурного состояния ГЦК- и ОЦК-металлов на интенсивность механодинамического проникновения атомов гелия

© О.В. Клявин, В.И. Николаев, Б.И. Смирнов, Л.В. Хабарин, Ю.М. Чернов, В.В. Шпейзман

Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе Российской академии наук,  
194021 Санкт-Петербург, Россия

E-mail: shpeizm.v@mail.ioffe.ru, klyavin@mail.ioffe.ru

(Поступила в Редакцию 27 декабря 2007 г.)

Исследовались закономерности механодинамического проникновения гелия в процессе пластической деформации в ГЦК- (Cu) и ОЦК- (Fe, Nb) металлы с различной исходной дефектной структурой (моно-, нанокристаллические и пористые образцы). Показано, что интенсивность механодинамического проникновения в них зависит от вида сил связей (металлическая или ковалентная), определяющих степень локализации пластического течения этих металлов, а также от типа их дефектной структуры и характера пластического течения (дислокационная деформация, двойникование, межзеренное скольжение). Получены кривые экстракции гелия из образцов при различных величинах деформации. Обнаружен широкий набор пиков выделения гелия в зависимости от величины и характера пластической деформации изученных металлов. Это указывает на наличие в них различных типов ловушек гелия, определяющих его содержание и особенности выделения в исследованной области температур.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (проект № 06-08-01204).

PACS: 62.20.-x, 61.72.Ji

## 1. Введение

Изучение физического механизма явления механодинамического проникновения (МДП) частиц внешней среды в различные типы твердых тел в процессе пластической деформации показало, что оно зависит от ряда физико-химических параметров, определяющих интенсивность этого процесса [1–5]. К ним относятся тип частиц среды, ее плотность и состояние (газовая, жидкая), характер исходной дефектной структуры и степень пластической деформации исследуемых материалов. При использовании гелия в качестве модельной среды было обнаружено [3], что указанные параметры определяют наличие разного типа низко- и высокотемпературных ловушек атомов гелия при его экстракции из деформированных при  $T = 4.2\text{--}300\text{ K}$  кристаллических и аморфных материалов. Настоящая работа является продолжением исследований влияния дефектного и структурного состояния материалов на интенсивность проникновения в них атомов гелия на примере ГЦК- (Cu) и ОЦК- (Nb, Fe) металлов с различной кристаллической и исходной дефектной структурой (монокристаллы, наноструктурные и пористые образцы), деформированных в среде жидкого гелия при  $T = 4.2\text{ K}$ .

## 2. Материалы и методика исследований

Нанокристаллические медь, железо и ниобий были получены из поликристаллических прутков (заготовок) методом равноканального углового прессования. Цилиндрические образцы (Fe —  $3 \times 3 \times 8\text{ mm}$ , Nb —

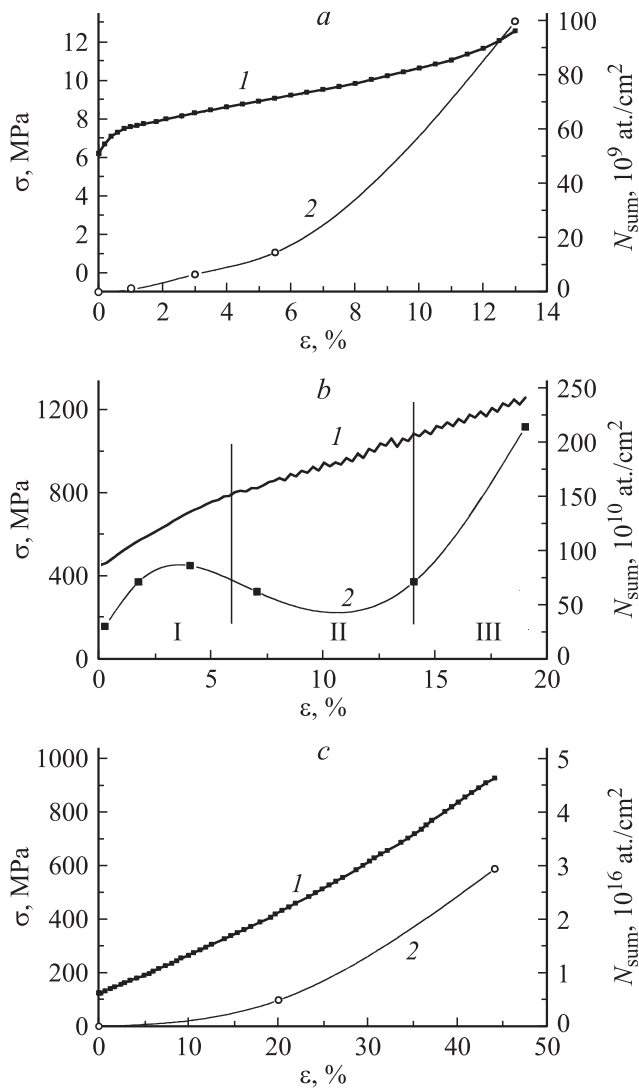
$2.5 \times 2.5 \times 6\text{ mm}$ ) имели размер зерна  $\sim 200\text{ nm}$ . Они деформировались сжатием при  $T = 4.2\text{ K}$  до различных степеней деформации  $\epsilon$  на машине Instron 1342 со скоростями  $\dot{\epsilon} = 4 \cdot 10^{-4}$  и  $2 \cdot 10^{-2}\text{ s}^{-1}$ .

Образцы меди (99.998%) исследовались в трех различных состояниях. Монокристаллы выращивались методом Бриджмена в графитовых формах в вакууме с ориентацией оси вблизи [110]. Из них изготавливались образцы ( $4 \times 1 \times 30\text{ mm}$ ) с лопатками и деформировались растяжением при  $T = 4.2\text{ K}$  со скоростью  $2 \cdot 10^{-4}\text{ s}^{-1}$ . Образцы нанокристаллической меди ( $4 \times 6 \times 14\text{ mm}$ ), полученные методом равноканального углового прессования, имели средний размер зерна  $100\text{ nm}$  и деформировались сжатием со скоростью  $2 \cdot 10^{-4}\text{ s}^{-1}$ . Пористая медь была получена испарением цинка из латуни. Она имела размер пор  $\sim 25\text{ }\mu\text{m}$ , концентрацию пор 13% и остаточное содержание цинка 14 wt.% [5]. Из нее изготавливались образцы квадратного сечения ( $2.5 \times 2.5 \times 6\text{ mm}$ ), которые деформировались сжатием со скоростью  $2 \cdot 10^{-4}\text{ s}^{-1}$ .

Определение содержания гелия в деформированных образцах проводилось высокоразрешающим масс-спектрометрическим методом с порогом чувствительности по  $\text{He}^4 \sim 10^9$  атомов [6]. Деформированные растяжением монокристаллические образцы меди разрезались на части электроискровым методом. Анализировалась рабочая длина образцов без торцов и лопаток, в которых пластическая деформация происходила неконтролируемым образом. Для обнаружения ловушек гелия в деформированных металлах были получены кривые экстракции из них гелия при постоянной скорости нагрева деформированных образцов ( $4\text{--}7\text{ K/min}$ ) в области  $T = 300\text{--}1400\text{ K}$ .

### 3. Экспериментальные результаты и их обсуждение

3.1. Медь. Диаграммы напряжение–деформация  $\sigma(\varepsilon)$  меди в различных исходных состояниях приведены на рис. 1. Видно, что при растяжении монокристалла меди (кривая 1 на рис. 1, *a*) наблюдается четко выраженная площадка текучести. Далее с увеличением  $\varepsilon$  наклон кривой дважды повышается. Он характеризует наличие упрочнения материала вследствие последовательного включения в процессе скольжения различных плоскостей системы  $\{111\}$ . При этом скачки на кривой растяжения отсутствуют. Диаграмма сжатия наномеди (кривая 1 на рис. 1, *b*) качественно отличается от диаграммы для монокристалла. Она имеет постоянный наклон, но сначала приобретает волнистый характер, постепенно переходящий в периодические скач-



**Рис. 1.** Диаграммы деформации меди (1) и зависимости количества гелия  $N_{\text{sum}}$  в образцах (2) от степени их пластической деформации  $\varepsilon$ . *a* — монокристалл (растяжение), *b* — наномедь (сжатие), *c* — пористая медь (сжатие).

ки с монотонно возрастающей амплитудой начиная с  $\varepsilon = 13\text{--}14\%$ . Согласно [4], последовательно реализуются три механизма деформации образцов наномеди: в области I — внутризеренное скольжение, в области II — механическое двойникование, в области III — межзеренный (поворотный) механизм. Внутризеренное скольжение дает волнистую кривую сжатия образца ( $\varepsilon = 5\text{--}7\%$ ). Далее (область II) возникает скачкообразная деформация с непостоянной возрастающей амплитудой, обусловленная появлением механического двойникования образца, которое охватывает несколько нанозерен близкой ориентации ( $\varepsilon = 7\text{--}14\%$ ). В конце кривой (область III,  $\varepsilon = 14\text{--}19\%$ ) процесс двойникования переходит в межзеренное скольжение, характеризующееся плавным увеличением числа скачков с почти постоянной амплитудой ( $\Delta\sigma = 1.5\text{ МПа}$ ). Кривая 1 сжатия образца пористой меди (рис. 1, *c*) имеет постоянный коэффициент упрочнения и почти гладкий характер с очень малыми, слабо возрастающими по амплитуде с ростом степени деформации скачками ( $\Delta\sigma = 0.9\text{ МПа}$ ). Таким образом, полученные кривые  $\sigma(\varepsilon)$  демонстрируют существенное влияние исходной дефектной структуры меди на характер ее пластической деформации.

Рассмотрим зависимости количества гелия  $N_{\text{sum}}(\varepsilon)$  в образцах меди с различной исходной дефектной структурой от степени их пластической деформации (рис. 1, *a*–*c*, кривые 2). Для монокристаллической меди накопление атомов гелия в образце на площадке текучести происходит менее интенсивно, чем на участке упрочнения (рис. 1, *a*). Связано это с тем, что в этой области процесс пластической деформации осуществляется за счет перемещения дислокаций с большими скоростями на краях линий (полос) скольжения, которые полностью заполняют образец к концу площадки текучести. За площадкой текучести деформация происходит во всем объеме образца путем перемещения дислокаций уже с меньшими скоростями, но со значительным увеличением плотности подвижных дислокаций, что приводит к возрастанию интенсивности проникновения гелия в образец.

Для наномеди накопление атомов гелия в процессе ее деформации происходит неравномерно (кривая 2 на рис. 1, *b*). На начальном участке ( $\varepsilon \leq 6\%$ ), где работает внутризеренный дислокационный механизм деформации, количество гелия в образце составляет  $(4\text{--}8) \cdot 10^{10}\text{ ат./см}^2$ . Далее, в области  $\varepsilon = 7\text{--}14\%$ , деформация образца реализуется посредством механизма двойникования. Она не приводит, как видно, к проникновению гелия в наномедь, так как движение двойнико- ющих дислокаций сопровождается очень малыми смещениями атомов решетки [6]. На участке  $\varepsilon = 14\text{--}19\%$ , где работает межзеренный механизм скольжения, интенсивность проникновения гелия в наномедь резко повышается. Количество гелия в образце составляет  $N = 2.1 \cdot 10^{11}\text{ ат./см}^2$ , что в 3 раза больше, чем для начального участка деформации. Иная ситуация имеет место для пористой меди (кривая 2 на рис. 1, *c*). Для

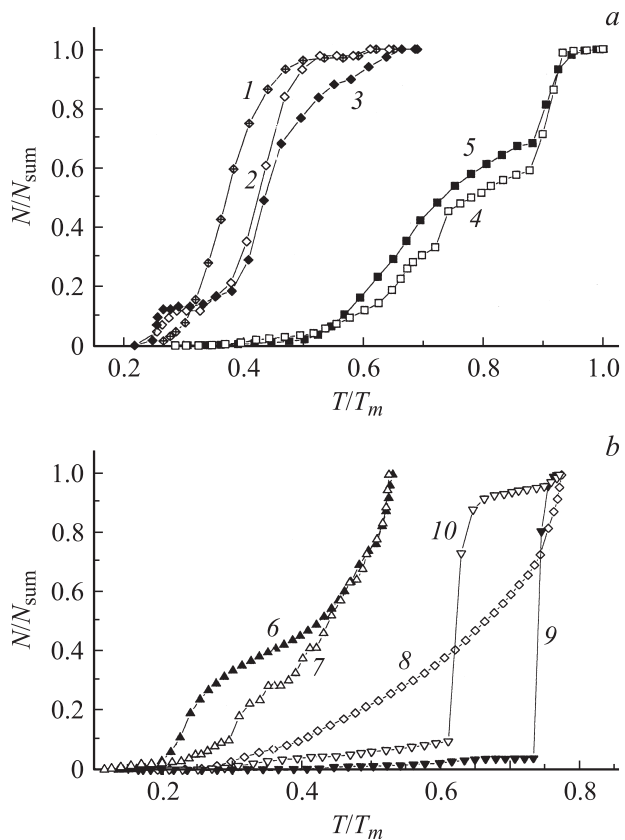
Характеристики деформации при  $T = 4.2$  К и количество МДП-гелия в образцах

Материал		Вид и скорость деформации $\dot{\varepsilon}, \text{s}^{-1}$	Величина деформации $\varepsilon, \%$	Число скачков	Средняя деформация в скачке $\varepsilon_s, \%$	Количество МДП-гелия $N_{\text{sum}}$	
						$10^{11}$ at	$10^{11}$ at/cm <sup>2</sup>
Cu	Монокрист.	Растяжение, $2 \cdot 10^{-4}$	13		—	2.6	1.0
Cu	Нанокрист.	Сжатие, $2 \cdot 10^{-4}$	7		$\leq 0.5$	1.3	0.64
Cu	»	То же	14		$\leq 0.5$	0.8	0.71
Cu	»	»	19		$\leq 1.5$	2.1	2.14
Cu	Пористая	»	19		$\leq 0.8$	28000	49000
Cu	»	»	42		$\leq 0.8$	150000	290000
Fe	Нанокрист.	»	19	3	6.3	34	27
Fe	»	»	51	8	6.4	3684	2947
Fe	»	Сжатие, $2 \cdot 10^{-2}$	54	5	10.7	238	190
Nb	Монокрист.	Сжатие, $4 \cdot 10^{-4}$	46	6	7.7	63	110
Nb	Нанокрист.	То же	33	3	11	65	130

нее наблюдается монотонное увеличение количества гелия в образцах с увеличением степени их деформации (рис. 1, с, кривая 2), которое отсутствует у наномеди. При этом количество гелия в пористой меди оказывается на несколько порядков больше, чем в моно- и наномеди, и оно резко повышается с ростом степени деформации (см. таблицу). Эта аномалия обусловлена наличием большого числа малоразмерных пор ( $\sim 25 \mu\text{m}$ ), что приводит к интенсивному проникновению гелия в деформируемые образцы по движущимся дислокациям как выходящим на границы пор, так и зарождающимся на них как концентраторах напряжений.

На рис. 2, *a, b* приведены зависимости доли гелия  $N/N_{\text{sum}}$  ( $N_{\text{sum}}$  — общее количество гелия, выделившегося в процессе нагревания) от нормированной температуры  $T/T_m$  ( $T_m$  — температура плавления). Полученные данные для образцов меди с разным исходным дефектным состоянием, деформированных до различных степеней, показаны на рис. 2, *a* (кривые 1–5). Для монокристаллического образца (кривая 1) выделение гелия резко замедляется при  $T/T_m \approx 0.5$ . У наномеди, деформированной до  $\varepsilon = 7\%$ , кривая  $N(\varepsilon)/N_{\text{sum}}$  смещается в сторону более высоких температур (кривая 2). При  $T/T_m \approx 0.4$  из монокристаллической меди выделяется примерно 80% гелия, а из наномеди — лишь 40%. Следовательно, ловушки гелия в наномеди более глубокие. Ими являются межзеренные квазиаморфные области, имеющие хаотическую вакансионно-кластерную структуру. При повышении степени деформации наномеди до  $\varepsilon = 19\%$  (кривая 3) появляются две особенности: выделение гелия из образца начинается скачкообразно при  $T/T_m \approx 0.25$  и имеет площадку. При этом наклон кривой 3, начиная с  $T/T_m \approx 0.45$ , значительно уменьшается по сравнению с кривой 2, полученной для образца, в котором при  $\varepsilon = 14\%$  межзеренное скольжение еще отсутствует. Кривые выделения гелия из пористой меди радикально отличаются от моно- и наномеди (ср. кривые 4, 5 и 1–3 на рис. 2). Они не имеют плавного характера и простираются вплоть до температуры плавления

меди. При этом с увеличением степени деформации образцов с 19 до 42% кривая 5 смещается в сторону более низких температур по сравнению с кривой 4 и



**Рис. 2.** Зависимости доли выделившегося гелия  $N/N_{\text{sum}}$  от нормированной температуры  $T/T_m$  при нагревании меди (*a*), ниобия и армо-железа (*b*). *a* — монокристалл,  $\varepsilon = 19\%$  (1); наномедь,  $\varepsilon = 14$  (2), 19% (3); пористая медь,  $\varepsilon = 19$  (4), 42% (5). *b* — монокристалл ниобия,  $\varepsilon = 46\%$  (6); нанониобий,  $\varepsilon = 33\%$  (7); наножелезо,  $\varepsilon = 19$  (8), 51 (9) и 54% (10). Скорость деформации  $\dot{\varepsilon} = 2 \cdot 10^{-4}$  (1–5, 8, 9),  $4 \cdot 10^{-4}$  (6, 7) и  $2 \cdot 10^{-2} \text{ s}^{-1}$  (10).

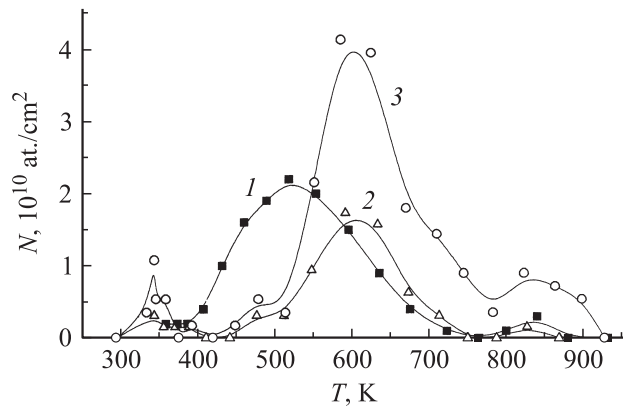


Рис. 3. Кривые экстракции гелия из меди. 1 — монокристалл ( $\varepsilon = 13\%$ ), 2 — наномедь (14%), 3 — наномедь (19%).

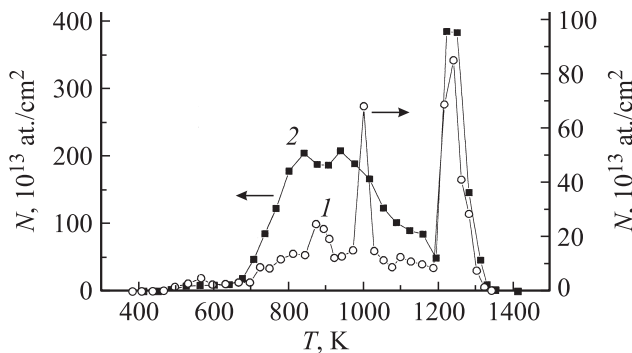


Рис. 4. Кривые экстракции гелия из пористой меди при  $\varepsilon = 19$  (1) и 42% (2).

становится более гладкой. Полученный для пористой меди результат указывает на то, что ловушки гелия в виде микропор прочно удерживают в себе накопленный гелий и с увеличением степени деформации образцов их глубина возрастает. Кривые 4, 5 имеют одну важную особенность. При  $T/T_m \approx 0.9$  они резко увеличивают свой наклон, указывающий на повышение скорости выделения гелия вблизи температуры плавления меди. По-видимому, при предплавленной температуре гелий интенсивно выделяется из большого числа пор, расположенных вблизи наружной поверхности образцов.

Кривые экстракции  $N(T)$  гелия при постоянной скорости нагрева образцов меди с различными исходными дефектными структурами на рис. 3 и 4. Они имеют различный характер. Для монокристаллического образца ( $\varepsilon = 13\%$ , кривая 1) обнаружены основной широкий максимум выделения гелия в области 370–750 К (пик при  $T \approx 0.4T_m$ ) и малый пик при  $T = 830$  К ( $T \approx 0.6T_m$ ). Они указывают на наличие различных типов низко- и высокотемпературных ловушек гелия, к которым относятся дислокации, моно- и бивакансии, междоузлия, деформационные и термические вакансионные поры. В нанокристаллической меди, деформированной на 14% (кривая 2), когда в ней еще не работает межзеренный

механизм скольжения, а имеют место внутризеренное скольжение и двойникование, основной максимум выделения гелия сдвигается в сторону более высоких температур  $T = 600$  К ( $\sim 0.45T_m$ ). Также сохраняется малый пик при  $T = 830$  К, но появляется малый низкотемпературный пик при  $T = 340$  К, который отсутствует у монокристаллической меди, деформированной примерно на ту же степень (ср. кривые 1, 2). При увеличении степени деформации до 19%, когда включается межзеренное скольжение, на кривой выделения гелия появляется дополнительный максимум при  $T \sim 700$  К ( $\sim 0.5T_m$ ), примыкающий к основному максимуму, а амплитуды малых максимумов повышаются (ср. кривые 2, 3).

У пористой меди характер выделения гелия при той же степени деформации (19%) резко меняется (рис. 4, кривая 1). Количество гелия в образце оказывается на несколько порядков выше, чем у моно- и нанокристаллической меди (см. таблицу). Если у меди, не содержащей пор, выделение гелия происходит из низкотемпературных (мелких) ловушек в области  $T = (0.2-0.6)T_m$ , то у пористой меди этот интервал начинается при  $T/T_m \approx 0.4$  (рис. 2, а, кривые 4, 5) и расширяется вплоть до температуры ее плавления. Это связано с тем, что ловушки гелия в виде пор имеют широкий разброс по размерам как в объеме образцов, так и особенно вблизи их наружной поверхности [7]. Поэтому максимумы выделения гелия (кривая 1 на рис. 3) находятся в очень широкой области температур. Пик, расположенный вблизи температуры плавления  $T = 1250$  К ( $T \approx 0.8T_m$ ), имеет взрывной (трехточечный) характер и возникает при выходе гелия из пор, расположенных вблизи поверхности образца. С ростом степени деформации образца до 42% появляются два перекрывающихся широких максимума выделения гелия в области  $T = 700-1200$  К, а трехточечный пик при  $T = 1250$  К содержит примерно в 4 раза больше гелия, чем при  $\varepsilon = 19\%$  (ср. кривые 1, 2). Он указывает на наличие одного сорта глубоких ловушек гелия, который накапливается как в исходных, так и в деформационных порах больших размеров. Они раскрываются вблизи наружной поверхности образца, и гелий выходит из них в большом количестве. Таким образом, исходная дефектная структура образцов меди оказывает существенное влияние как на интенсивность проникновения в нее гелия в процесс деформации, так и на характер его выделения вплоть до температуры плавления этого металла.

3.2. Наножелезо и нанониобий. Особенность ОЦК-металлов заключается в том, что они деформируются при  $T = 4.2$  К большими макроскачками (деформация в скачке  $\Delta\varepsilon = 6-11\%$ ) [8], число которых в области  $\varepsilon = 19-51\%$  составляет 3–8. При этом для нанокристаллического образца ниобия по сравнению с монокристаллическим деформация на один скачок существенно выше, а число скачков в 2 раза меньше (см. таблицу). Указанные свойства кривых  $\sigma(\varepsilon)$  вызваны сильной локализацией пластической деформации

образцов в виде широких полос макросдвигов, проходящих через все поперечное сечение. Они обусловлены ОЦК-структурой, имеющей направленные ковалентные связи, которые усиливают локализацию пластической деформации при очень низких температурах [2]. Рост деформации в скачках для нанониобия, по-видимому, связан с более высоким уровнем напряжений их деформирования по сравнению с монокристаллическими образцами, предел текучести которых при 4.2 К почти в 2 раза ниже (соответственно 1810 и 1047 МПа). Кроме того, межзеренное, структурно хаотическое сдвигообразование усиливает локализацию деформации в макрополосах сдвига по сравнению с монокристаллической структурой. Это приводит к дополнительному локальному разогреву макрополос, что в свою очередь усиливает в них локализацию пластической деформации. Согласно [9], величина локального разогрева областей макроскопических сдвигов в нанониобии составляет  $\Delta T \approx 200$  К; по-видимому, она не будет сильно отличаться по порядку величины и для наножелеза. Зависимости от приведенной температуры доли выделившегося гелия из моно- и нанониобия приведены на рис. 2, *b* (кривые 6, 7). Они значительно отличаются друг от друга в начальной части вплоть до  $T \approx 1200$  К ( $T \approx 0.45T_m$ ). Для монокристалла интенсивность выделения гелия в области  $(0.2-0.45)T_m$  значительно больше, чем для нанокристаллического образца, и лишь выше  $0.45T_m$  обе кривые практически совпадают. Это указывает на то, что число низкотемпературных ловушек гелия, их глубина и характер значительно отличаются для образцов ниобия с различным исходным структурным состоянием. Также были получены кривые экстракции гелия из этих образцов (рис. 5). Для монокристаллического образца эта кривая имеет один большой трехточечный пик при  $T \approx 620$  К ( $T \approx 0.23T_m$ ) и два малых трехточечных пика при  $T \approx 1300$  и  $1400$  К ( $T \approx 0.48T_m$  и  $0.52T_m$ ) с широким по температуре минимумом выделения гелия. Для нанокристаллического образца кривая носит прерывистый характер с чередованием малых и больших по амплитуде трехточечных пиков. Причем прекращение выделения гелия в образце (падение до нуля) приходится на широкий минимум выделения гелия для монокристаллического образца (ср. кривые 1 и 2 на рис. 5). Обнаруженные особенности экстракции гелия из нанокристаллического образца обусловлены облегчением процесса образования пор в его рыхлой межзеренной структуре в отличие от монокристалла. Это приводит к взрывному выделению гелия из пор различных размеров, расположенных как в объеме, так и вблизи наружной поверхности образца.

Образцы наножелеза имеют три степени деформации (19, 51, 54%). При малой степени деформации образца (рис. 6, кривая 1) экстракция гелия из него постепенно повышается с ростом температуры. Появляется один слабо выраженный пик вблизи 600 К, а также трехточечный высокотемпературный большой пик при  $T = 1350$  К ( $T \sim 0.75T_m$ ). С ростом степени деформации до 51%

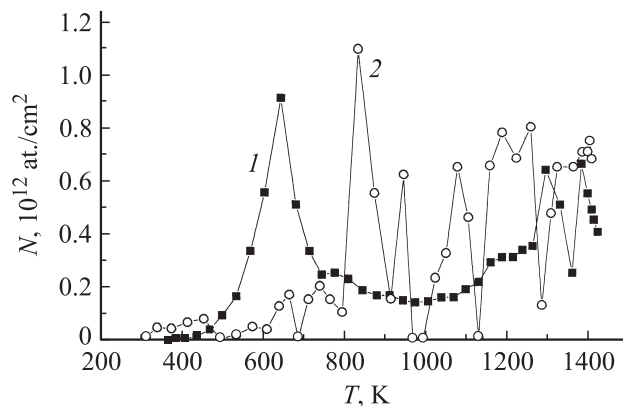


Рис. 5. Кривые экстракции гелия из ниобия. 1 — монокристалл ( $\epsilon = 46\%$ ), 2 — нанониобий (33%).

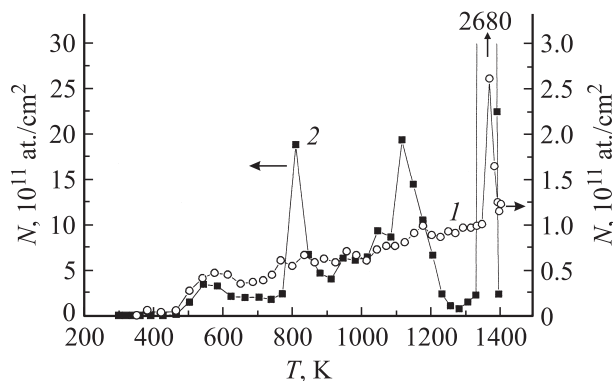


Рис. 6. Кривые экстракции гелия из наножелеза при  $\epsilon = 19$  (1) и 51% (2).

характер кривой  $N(T)$  резко меняется. Выделение гелия происходит неравномерно. Появляются три пика. Пик при  $T = 830$  К приблизительно соответствует температуре рекристаллизации железа ( $0.5T_m$ ). Второй пик возникает при  $T = 1140$  К ( $T \approx 0.6T_m$ ). Третий гигантский пик при  $T = 1350$  К ( $T \approx 0.75T_m$ ) имеет взрывной характер. Он соответствует выделению основного количества гелия, которое на несколько порядков больше, чем для образца, деформированного на малую степень (см. таблицу). Этот пик указывает на наличие глубоких ловушек гелия в виде вакансионных пор больших размеров. Количество гелия в деформированных образцах оказывается не пропорциональным числу скачков и степени их деформации, хотя деформация на один скачок сохраняется постоянной (см. таблицу). Это означает, что глубина ловушек в деформированных образцах сложным образом зависит от степени их деформации, а также от взаимного расположения макропластических сдвигов, наличия их пересечения. Оно приводит к образованию динамически залечивающихся микротрещин, в которые проникает гелий в большом количестве. Зависимость доли выделившегося гелия от нормированной температуры для наножелеза резко отличается от таковой для

нанониобия (ср. кривые 8–10 и 7 на рис. 2, *b*). При малой степени деформации (19%) выделение гелия происходит сравнительно равномерно вплоть до максимальной температуры нагрева образца  $T/T_m \approx 0.6$  (кривая 8 на рис. 2, *b*). При  $\varepsilon = 51\%$  гелий очень слабо экстрагируется из образца до  $T/T_m \approx 0.73$ . Затем происходит резкий скачок его выделения, соответствующий аномальному пику при  $T = 1350$  К (кривая 9 на рис. 2, *b*). При этом деформация на один скачок остается постоянной (см. таблицу). При увеличении скорости деформации с  $2 \cdot 10^{-4}$  до  $10^{-2} \text{ s}^{-1}$  и сохранении примерно той же степени деформации образца ( $\varepsilon = 51$  и  $54\%$ ) характер зависимости  $N(T/T_m)$  остается тем же (ср. кривые 9, 10 на рис. 2, *b*). Однако наклон начальной части кривой увеличивается, и скачкообразное выделение гелия происходит при более низкой температуре ( $T/T_m \approx 0.6$ ), а сама кривая претерпевает далее резкий излом. Число скачков уменьшается с 8 до 3, а величина деформации на скачок значительно повышается (см. таблицу). Это связано с ростом локальной температуры образца, приводящей к усилению локализации деформации в макрополосах скольжения. Детальный энергетический анализ ловушек гелия методом его экстракции совместно с изучением характера изменения дефектной структуры в процессе пластической деформации рассмотренных в настоящей работе металлов требует дальнейших систематических исследований.

#### 4. Заключение

Таким образом, в работе показано, что интенсивность проникновения МДП гелия в ГЦК- и ОЦК-металлы зависит от их кристаллической структуры и характера пластической деформации, который определяется различными типами как имеющихся, так и возникающих в них дефектов. К факторам, влияющим на интенсивность МДП частиц внешней среды, относятся 1) различные типы сил связей в ГЦК- и ОЦК-металлах (металлическая и ковалентная), определяющие степень локализации в них пластической деформации, появление макроскопических скачков деформации и, как следствие, высокий локальный разогрев макрополос скольжения; 2) различная исходная дефектная структура исследованных металлов (моно-, нанокристаллическая и пористая), обуславливающая различие механизмов их пластической деформации (дислокационный, двойнивающий, межзеренный). Указанные параметры определяют интенсивность накопления гелия и особенности его экстракции из деформированных образцов изученных металлов, содержащих различные типы ловушек гелия.

#### Список литературы

- [1] O.V. Klyavin, N.P. Likhodedov, A.N. Orlov. *Progr. Surf. Sci.* **33**, 259 (1990).
- [2] O.V. Klyavin. *ФТТ* **35**, 513 (1993).

- [3] O.V. Klyavin, B.A. Mamyurin, L.V. Habarin, Yu.M. Chernov. *ФТТ* **47**, 837 (2005).
- [4] O.V. Klyavin, V.I. Nikolaev, L.V. Habarin, Yu.M. Chernov, V.V. Shpeizman. *ФТТ* **45**, 2187 (2003).
- [5] O.V. Klyavin, V.I. Nikolaev, B.I. Smirnov, L.V. Habarin, Yu.M. Chernov, V.V. Shpeizman. *ФТТ* **50**, 794 (2008).
- [6] И.И. Новиков. Дефекты кристаллической решетки металлов. *Металлургия*, М. (1968). 188 с.
- [7] А.И. Петров, М.В. Разуваева, А.Б. Синани, В.В. Никитин. *ЖТФ* **68**, 125 (1998).
- [8] O.V. Klyavin, V.I. Nikolaev, B.I. Smirnov, L.V. Habarin, Yu.M. Chernov, V.V. Shpeizman. *ФТТ* **49**, 1590 (2007).
- [9] В.В. Шпейзман, В.И. Николаев, Б.И. Смирнов, А.Б. Лебедев, В.И. Копылов. *ФТТ* **42**, 1034 (2000).