

Исследование дислокационно-динамического проникновения гелия в олово и кадмий, деформированные растяжением в среде жидкого гелия

© О.В. Клявин, Б.А. Мамырин, Л.В. Хабарин, Ю.М. Чернов

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

E-mail: mamyrin.mass@pop.ioffe.rssi.ru

(Поступила в Редакцию 11 июля 2001 г.)

Исследовались кривые выделения гелия из монокристаллов Sn, деформированных растяжением в среде жидкого ^3He и ^4He и поликристаллов Cd в ^4He . Для Sn установлено качественное соответствие между диаграммами растяжения и содержанием в них гелия. У Cd и Sn обнаружен различный характер пиков выделения гелия, расположенных в области температур как до, так и выше температуры их плавления. Анализируются причины указанного различия и высказывается предположение о наличии химической связи атомов гелия с дефектной структурой исследованных металлов.

Авторы выражают благодарность Российскому фонду фундаментальных исследований за поддержку настоящей работы (грант № 99-03-32536).

Настоящая работа является продолжением исследований физических закономерностей механизма влияния внешней среды на физико-механические свойства твердых тел — явления дислокационно-динамической диффузии (ДДД) — проникновения частиц газообразной или жидкой среды в кристаллические материалы по зарождающимся и движущимся дислокациям [1–3]. Явление ДДД было обнаружено на модельной среде жидкого гелия. Были исследованы монокристаллы CsJ, LiF, NaCl [2,3] и поликристаллы металлов In, Zn, Pb, Cu [4], Al [5], Ti [6]. В них обнаружено наличие значительного количества гелия после деформации в среде жидкого гелия, изучены процессы выделения гелия из деформированных на различные степени образцов с целью анализа его количества и выявления типа ловушек, удерживающих атомы гелия в указанных материалах при различных температурах.

Исследования кристаллов LiF [4], деформированных в жидком гелии ($T = 4.2\text{--}1.3\text{ K}$), позволили выявить различные типы ловушек и пути миграции атомов гелия в этих объектах. Общность явления ДДД была также подтверждена для среды тяжелой воды [7], молекулы которой проникают в поверхностный слой кристаллов LiF в различном количестве и на различную глубину в зависимости от типа дислокаций (краевых или винтовых) и степени пластической деформации. Проникновение внешней среды не только в кристаллические, но и в аморфные материалы было обнаружено на примере аморфных эвтектических пленок $\text{Pd}_{84.5}\text{--Si}_{15.5}$ и $\text{N}_{78}\text{--Si}_8\text{--B}_{14}$ [8], деформированных растяжением в среде жидкого ^3He и ^4He . Установлена однозначная связь между количеством атомов гелия и числом, а также длиной пластических сдвигов в этих материалах. Получены кривые выделения гелия из аморфных пленок в широкой области температур вплоть до температуры их плавления, что позволило высказать предположение

о наличии химической связи атомов гелия со структурой дефектов, возникающих в процессе пластической деформации. Таким образом, физический механизм явления ДДД, характерный для кристаллических материалов в аморфных пленках, трансформируется в явление механохимического проникновения атомов гелия по динамически возбужденным дефектам их межкаустерной атомной структуры, где возникают и развиваются пластические сдвиги.

Задача настоящей работы — расширение круга материалов, имеющих различный тип кристаллической решетки, с целью обнаружения и изучения в них явления ДДД при деформации в среде жидкого гелия.

1. Методы исследования

Использовались монокристаллы Sn (99.998%) (решетка тетрагональная оцк) и поликристаллический Cd (99.8%) (решетка гпу). Образцы Sn ($25 \times 4.5 \times 1.5\text{ mm}$) ориентации $\langle 110 \rangle$, обеспечивающей максимальную их пластичность по системе скольжения $\{100\}\langle 010 \rangle$, деформировались растяжением со скоростью $\dot{\epsilon} = 10^{-4}\text{ s}^{-1}$ в жидком ^4He ($T = 4.2\text{ K}$) на $\epsilon = 0.7, 3, 4.6$ и 11% и в ^3He ($T = 1.8\text{--}0.6\text{ K}$) на $\epsilon = 0.9$ и 6.4% со скоростью $\dot{\epsilon} = 10^{-3}\text{ s}^{-1}$. Образцы кадмия ($21 \times 3 \times 0.7\text{ mm}$) деформировались растяжением ($\dot{\epsilon} = 10^{-4}\text{ s}^{-1}$) до разрыва ($\epsilon = 7\%$) в жидком ^4He ($T = 4.2\text{ K}$). Определение содержания гелия в деформированных образцах проводилось масс-спектрометрическим методом. Анализ выделения гелия из образцов олова был выполнен после их пятилетней выдержки при 300 K с целью ответа на вопрос, сохраняется ли гелий в олове после его деформации в жидком гелии и длительном хранении этого металла при $T = 300\text{ K}$, близкой к температуре его рекристаллизации ($T_r \approx 0.5T_s \approx 255\text{ K}$). Образцы

кадмия исследовались через пять дней после их испытаний до разрыва при 4.2 К. В работе использовался масс-спектрометр с чувствительностью по $^4\text{He} \sim 10^9$ и $^3\text{He} \sim 10^5$ ат. [9]. Деформированные образцы разрезались на части электроникровым методом. Анализировалась как рабочая длина образцов, так и переходные зоны к их лопаткам, а также области шейки.

Кривые экстракции гелия из деформированных образцов олова и кадмия были получены путем их динамического отжига со скоростью 7 К/мин в области температур $T = 300\text{--}800$ К. В монокристаллах олова было измерено содержание гелия в зависимости от степени их деформации при 4.2 К. Полученные кривые сопоставлялись с диаграммой растяжения образцов.

2. Результаты исследований

2.1. Олово. Было измерено содержание гелия ($N, \text{at}/\text{cm}^2$) в образцах, деформированных в жидком гелии на различные степени деформации (ε) при $T = 4.2$ К, а также в недеформированных частях образцов. В лопатках оно оказалось примерно на два порядка меньше ($\sim 5 \cdot 10^9 \text{at}/\text{cm}^2$), чем после деформации олова в жидком гелии ($\sim (1\text{--}8) \cdot 10^{11} \text{at}/\text{cm}^2$). Полученная зависимость $N(\varepsilon)$ представлена кривой 1 на рис. 1 в сравнении с типичной диаграммой растяжения $\sigma(\varepsilon)$ монокристаллов олова при $T = 4.2$ К (кривая 2). Видна качественная корреляция между обеими кривыми, имеющими вид зависимостей с насыщением. Однако на начальных степенях деформации имеет место сильное расхождение в характере указанных кривых. Аналогичный вид зависимостей $N(\varepsilon)$ и $\sigma(\varepsilon)$ был получен нами ранее для поликристаллического алюминия [5], деформированного растяжением в жидком ^3He при $T = 0.6$ К. Причины обнаруженного расхождения кривых, по нашему мнению, заключаются в следующем. На начальной стадии деформации пластическое формирование кристаллических тел определяется возникновением, динамическим ростом и резким увеличением в них числа полос (линий) скольжения [10], сопровождающимся образованием градиента плотности дислокаций в поверхностном слое материалов [11]. Этот процесс можно описать S-образной кривой [12]. При дальнейшем повышении степени деформации динамический рост длины и числа пластических сдвигов резко замедляется из-за наличия их пересечения, взаимодействия с границами зерен, субблоками и образования деформационных границ, а также прохождения через все поперечное сечение образца. Это приводит к торможению сдвигов и как следствие к интенсивному упрочнению материала. При этом число полос скольжения практически не растет, а пластическая деформация обеспечивается в основном за счет размножения дислокаций механизмом их поперечного скольжения [13]. Сравнение кривых растяжения и выделения гелия для олова и алюминия показывает (рис. 1), что для обоих типов металлов

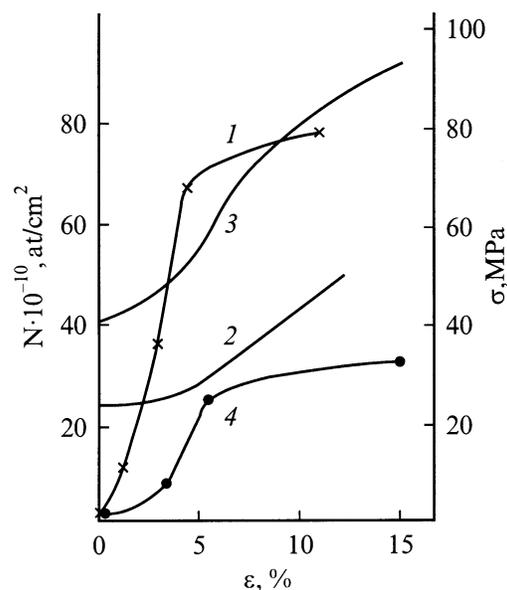


Рис. 1. Зависимости количества (N) атомов ^4He в образцах монокристаллов Sn (1) и поликристаллов Al [5] (4) от степени их деформации и диаграммы растяжения Sn (2) и Al (3) при $T = 4.2$ К.

интенсивное проникновение атомов гелия происходит в основном на участке легкого скольжения (до $\varepsilon \sim 5\%$) при малом коэффициенте упрочнения. На этой стадии пластическая деформация в них реализуется путем зарождения и резкого увеличения числа (плотности) полос скольжения,двигающихся с высокими скоростями. Описанная кинетика процесса сдвигообразования наблюдалась на примере кристаллов LiF при киносъемке возникновения и развития в них полос скольжения вблизи и за пределом текучести непосредственно в среде жидкого гелия [14–16]. В монокристаллах олова этот процесс происходит с очень малым коэффициентом упрочнения в сравнении с поликристаллическим алюминием, у которого он гораздо выше из-за наличия в нем границ зерен (ср. кривые 2, 3 на рис. 1 при $\varepsilon < 5\%$). Вследствие указанной причины различие в характере кривых растяжения и содержания гелия для алюминия оказалось гораздо меньше, чем для олова (ср. кривые 2, 3 и 1, 4).

С ростом ε по причинам, изложенным выше, скорости полос (линий) скольжения уменьшаются на несколько порядков, что приводит к понижению амплитуд колебаний атомов в ядрах движущихся дислокаций [17], а следовательно, к уменьшению количества гелия, поглощаемого дислокациями. Следует учитывать также тот факт, что гелий проникает не в весь объем деформируемого олова, а лишь в его тонкий поверхностный слой из-за наличия примесных и накопления деформационных стопоров, на которых зависают дислокации при своем движении. Кроме того, переход размножения дислокаций из источников типа Франка–Рида на начальной стадии пластической деформации олова к размножению механизмом поперечного скольжения при больших ε

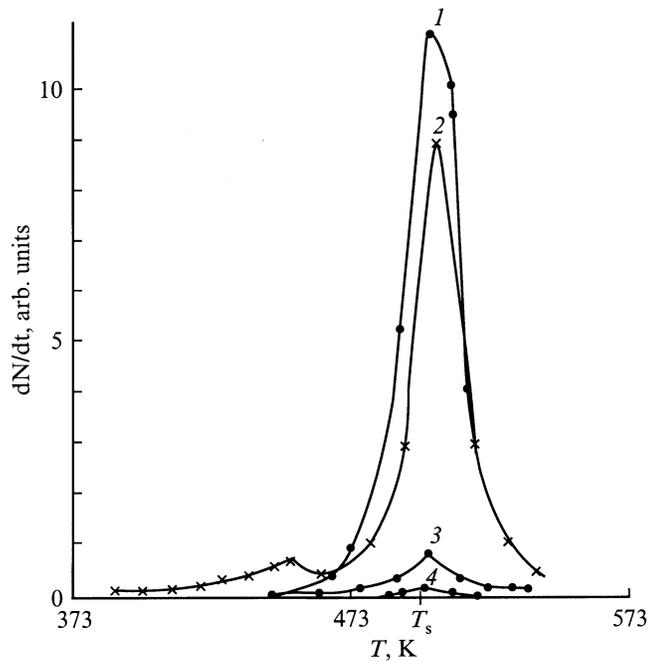


Рис. 2. Кривые относительной скорости выделения атомов ^3He из монокристаллов Sn, деформированных при $T = 1.8\text{--}0.6\text{ K}$: 1–3 — переходные к лопаткам части ($\varepsilon = 0.9\%$), 4 — средняя часть образца ($\varepsilon = 6.4\%$). Содержание ^3He ($N, 10^9\text{ at/cm}^2$): 1 — 63, 2 — 40, 3 — 4.6, 4 — 0.3.

также резко уменьшает скорости движения дислокаций из-за их торможения на стопорах. Атомы гелия могут также выделяться из поверхностного слоя образцов при дальнейшей их деформации [18]. Последняя

сопровождается ростом общей плотности дислокаций и уменьшением числа подвижных дислокаций, усилением их взаимодействия и процесса аннигиляции с учетом наличия сил изображения в поверхностном слое деформируемого материала [11]. Указанные выше причины приводят к значительному уменьшению интенсивности проникновения гелия в движущиеся дислокации, а следовательно, к ослаблению зависимости $N(\varepsilon)$.

Далее были получены кривые экстракции гелия из образцов олова, деформированных как в жидком ^3He ($T = 0.6\text{ K}$, рис. 2), так и в жидком ^4He ($T = 4.2\text{ K}$, рис. 3). Характер кривых для обоих типов атомов гелия качественно оказался одинаковым. Основной пик выделения гелия практически совпадает с температурой плавления олова ($T_s = 505\text{ K}$). Однако для образцов, деформированных в ^4He , кривые выделения гелия имеют более протяженный характер по шкале температур. Можно предположить, что этот эффект обусловлен различием физических свойств атомов ^4He и ^3He , влияющих на глубину их проникновения в деформируемый металл. Это различие косвенно подтверждается результатами работы [19], где показано на кристаллах LiF, деформированных сжатием до уровня предела текучести в жидком ^3He ($T = 3\text{ K}$), что изменение плотности винтовых дислокаций в их поверхностном слое простирается на глубину до $50\text{ }\mu\text{m}$ в сравнении с $25\text{ }\mu\text{m}$ при деформации в жидком ^4He ($T = 4.2\text{ K}$).

Важно отметить, что выделение гелия имеет место не только вблизи и при температуре плавления олова, но и при $T > T_s$. Эта тенденция прослеживается

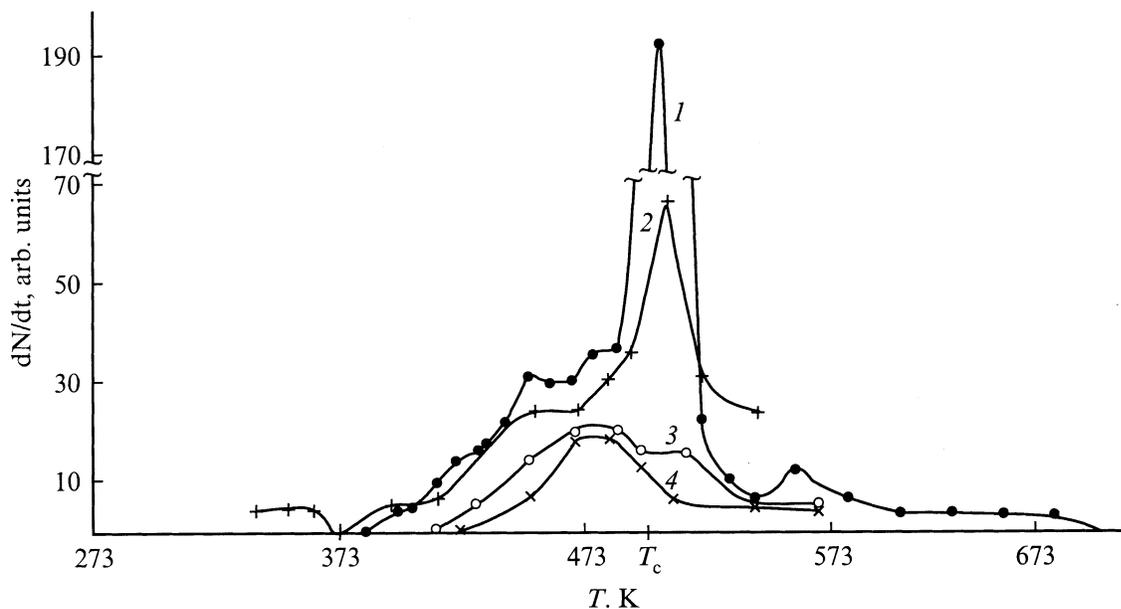


Рис. 3. Кривые относительной скорости выделения атомов ^4He из монокристаллов Sn, деформированных при $T = 4.2\text{ K}$, $\varepsilon = 7.6\%$: 1, 2 — переходные к лопаткам части, 3, 4 — средние части образца. Содержание ^4He ($N, 10^9\text{ at/cm}^2$): 1 — 137, 2 — 57, 3 — 15.2, 4 — 14.8.

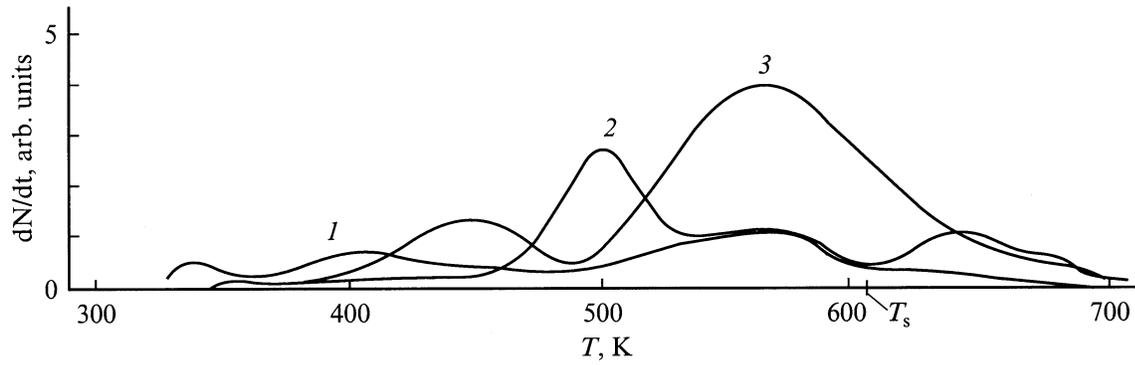


Рис. 4. Кривые относительной скорости выделения ^4He из поликристаллического Cd, деформированного на $\varepsilon = 7\%$, при $T = 4.2\text{ K}$ для различных частей образца: 1 — средняя часть, 2 — переходная к лопаткам часть, 3 — шейка. Содержание гелия (N , 10^{11} at/cm^2): 1 — 1.4, 2 — 6.8, 3 — 5.9.

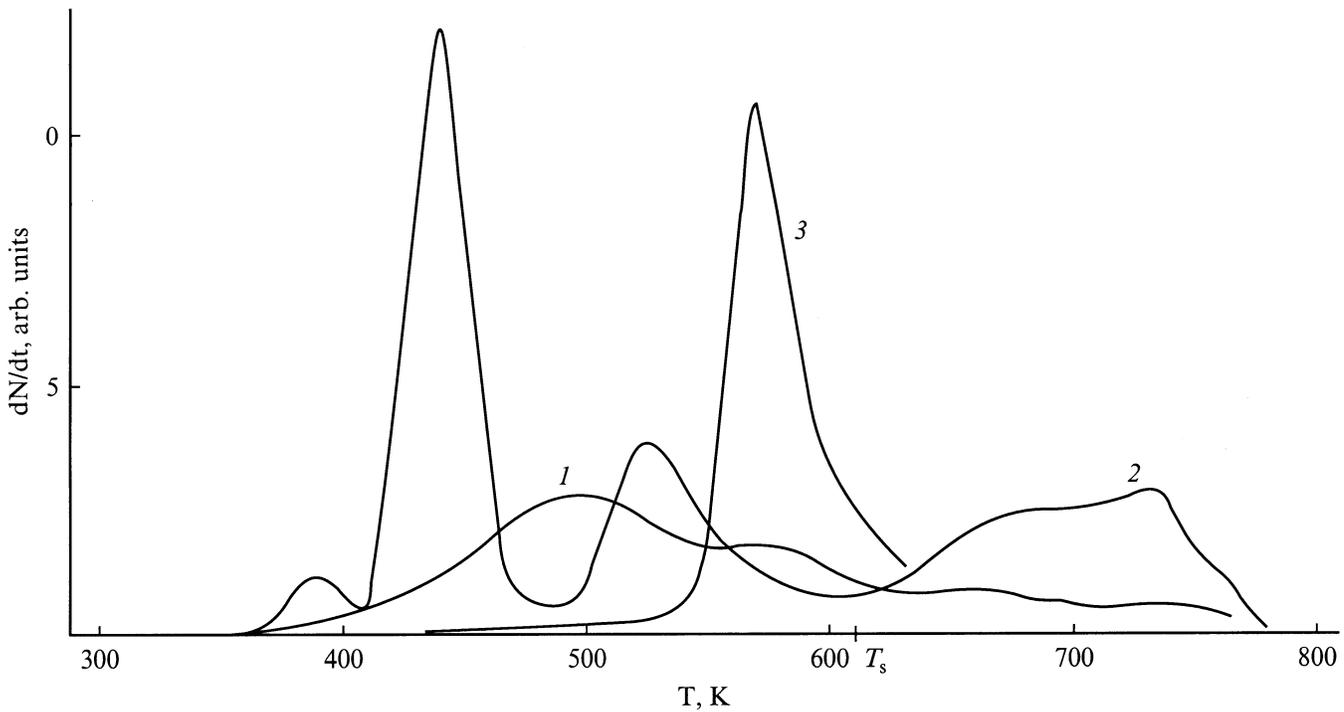


Рис. 5. То же, что на рис. 4, но при большем количестве атомов ^4He в различных частях образца: 1 — средняя часть, 2 — переходная к лопаткам часть, 3 — шейка. (N , 10^{12} at/cm^2): 1 — 0.82, 2 — 61, 3 — 2.9.

также для среды ^4He в сравнении с ^3He (ср. рис. 2 и 3). По-видимому, атомы гелия в обоих случаях находятся в очень глубоких ловушках, обусловленных наличием их химической связи с дефектной структурой деформированных образцов олова. Такая связь была обнаружена с помощью метода гелиевой дефектоскопии в кристаллах LiF [20]. Для них энергия взаимодействия атомов гелия с катионами решетки достигала -0.45 eV , что в 30 раз больше, чем ван-дер-ваальсово взаимодействие, характерное для инертных газов. Кроме того, при высоких температурах повышается вероятность коагуляции гелия, проникшего по механизму ДДД в кристаллы олова, в пузырьки разных размеров, которые могут выходить из расплава этого металла с большой энергией активации.

2.2. Кадмий. Образец кадмия, деформированный до разрыва ($\varepsilon = 7\%$) при $T = 4.2\text{ K}$, был разрезан механически на 12 частей. Количество гелия в его рабочем сечении находилось в пределах $N = (1-8) \cdot 10^{11}\text{ at/cm}^2$ и составляло в среднем $\bar{N} = 3.5 \cdot 10^{11}\text{ at/cm}^2$. Переходные зоны образца содержали $N = (21-110) \cdot 10^{11}\text{ at/cm}^2$, а $\bar{N} = 42 \cdot 10^{11}\text{ at/cm}^2$. В обеих шейках образца величина $\bar{N} = 24 \cdot 10^{11}\text{ at/cm}^2$, а ее разброс $N = (19-29) \cdot 10^{11}\text{ at/cm}^2$. Таким образом, содержание гелия в рабочем сечении оказалось примерно в 12 раз меньше, чем в переходной зоне образца, и в 7 раз меньше, чем в шейке. Обнаруженные отличия в величинах \bar{N} в различных частях образца кадмия обусловлены в первую очередь различной степенью пластической деформации в

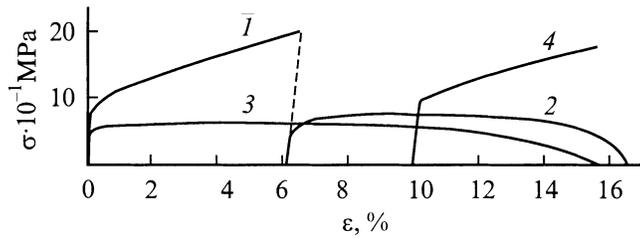


Рис. 6. Кривые растяжения поликристаллического Cd (99.98%) при: 1 — 4.2, 2 — 300 К после $\varepsilon = 6\%$ при 4.2 К, 3 — 300, 4 — 4.2 К после $\varepsilon = 10\%$ при 300 К.

них. Действительно, в шейке величина ε гораздо выше, чем в средней части образца из-за наличия большой сосредоточенной деформации, поэтому количество гелия в ней существенно (в 7 раз) больше. Однако в переходных к лопаткам зонах \bar{N} было выше (в 1.7 раза), чем в шейке. Этот факт связан со следующим обстоятельством. Значительная доля гелия, поглощенного дислокациями в области шейки, теряется за счет множественного образования в ней микро- и макротрещин [16]. Эти трещины приводят к резкому увеличению площади свободной поверхности в шейке, а следовательно, к облегчению выделения гелия из ее объема, которое стимулируется также выходом дислокаций, содержащих гелий, на свежую поверхность с учетом наличия сил изображения, способствующих этому процессу. В переходных к захватам областях образца степень пластической деформации гораздо ниже, чем в его рабочем сечении и тем более в шейке. Однако следует заметить, что в этой зоне мы имеем набор элементов скольжения, соответствующих всему диапазону деформации образца ($\varepsilon = 0-7\%$). В большей части поперечного сечения, примыкающего к рабочей части образца, полосы скольжения, ориентированные по плоскостям базиса, не перекрываются между собой и не взаимодействуют с границами зерен ввиду малой степени их деформации. В этом случае гелий, проникший в полосы скольжения, остается в них и не выделяется в процессе деформации образца, а следовательно, в полосах скольжения накапливается максимальное количество гелия.

Кривые выделения гелия из кадмия были получены для двух серий образцов, принадлежащих различным их частям, с малым и большим содержанием N атомов ${}^4\text{He}$ в них (рис. 4, 5). Рассмотрим выделение гелия из различных частей образцов при малом N . Из рис. 4 видно, что максимумы располагаются в широкой области температур ($T = 340-700$ К), основные — находятся при $T < T_s$, но выделение гелия продолжается также и при $T > T_s$. Все максимумы достаточно широкие и плавные. Этот факт указывает на наличие большого спектра энергетических ловушек для атомов гелия. Основные максимумы можно приписать следующим температурам: средняя часть образца (кривая 1) характеризуется наличием двух низкотемпературных максимумов ($T \approx 340$ и 410 К), которые отсутствуют в

шейке и переходной части образца, и одного высокотемпературного максимума ($T \approx 570$ К), характерного для всех исследованных частей образцов. Низкотемпературные максимумы обусловлены большим количеством микротрещин в шейке, что облегчает выход гелия из объемных и приповерхностных ловушек при отогреве и выдержке образца при 300 К. В средней части, где процесс разрушения материала практически отсутствует, гелий сохраняется частично в приповерхностных ловушках. В шейке были обнаружены лишь два высокотемпературных максимума при $T < T_s$ ($T \approx 450$ и 570 К). Переходная часть образца, содержащая максимальное количество гелия (кривая 2), характеризуется наличием трех высокотемпературных максимумов выделения гелия ($T \approx 500, 570$ и 640 К). Она имеет небольшой максимум при $T > T_s$ ($T = 670$ К).

Кривые экстракции при большом содержании гелия приведены на рис. 5. Для них характерно наличие более острых и больших по амплитуде максимумов выделения гелия в более широкой области температур по сравнению с малым N (ср. рис. 4, 5). Эти максимумы располагаются как при $T < T_s$ ($T \approx 380, 430, 520, 570$ К), так и при $T > T_s$ ($T \approx 680$ и 730 К). Последние два размытых максимума обнаружены для переходной части образца, они перекрывают друг друга. Причина их возникновения может быть связана с выделением пузырьков гелия разных размеров из расплава кадмия. Не исключено также наличие влияния окисной пленки кадмия, через которую диффундируют атомы гелия.

Сравнение кривых для малых и больших N показывает, что с ростом N величина и острота пиков выделения гелия резко повышаются и увеличивается количество выделившегося гелия при $T > T_s$. Таким образом, повышение содержания гелия в различных частях образцов оказывает значительное влияние на характер его экстракции и распределения по различным типам ловушек, возникших как в процессе пластической деформации кадмия, так и в процессе его рекристаллизации при отогреве от 4.2 до 300 К.

Ловушками атомов гелия в деформированных образцах олова и кадмия являются области пластических сдвигов. Количество и разнообразие ловушек зависит от многих факторов: типа решетки, исходной дефектной и примесной структуры, степени пластической деформации (плотности дислокаций, количества деформационных вакансий, интенсивности образования субграниц и вакансионных пор), а также от наличия процесса рекристаллизации этих металлов, приводящего к радикальному изменению их субструктуры при отогреве от 4.2 К и выдержке при 300 К. Так, интенсивность снятия низкотемпературного упрочнения кадмия настолько велика, что диаграмма его растяжения при 300 К (рис. 6, кривая 1) после преддеформации на 6% при 4.2 К (рис. 6, кривая 2) практически совпадает с кривой 3, полученной при 300 К. Предварительное растяжение кадмия на 10% при 300 К практически не влияет на диаграмму его деформации при 4.2 К (ср. кривые 2 и 4). Указанные

выше процессы приводят к перераспределению гелия в объеме деформированных в жидком гелии образцов и собиранию атомов гелия в пузырьки в вакансионных порах, а также в границах блоков и зерен. Более узкий интервал температур выделения гелия из монокристаллов олова по сравнению с кадмием (ср. рис. 2–5), вероятно, обусловлен их длительной пятилетней выдержкой при температуре рекристаллизации ($T_r \approx 255$ К), в результате чего атомы гелия перераспределились в более глубокие энергетические ловушки. Для идентификации различных типов ловушек гелия и определения их активационных параметров необходимы эксперименты по динамическому отжигу образцов с различными скоростями после их деформации в жидком гелии.

Таким образом, в монокристаллах олова, деформированных растяжением в жидком ^3He и ^4He , обнаружен гелий, который сохраняется в них после пяти лет выдержки при 300 К. При этом амплитуда пиков выделения гелия, расположенных в области, близкой к T_s и выше этой температуры, резко понижается при уменьшении общего содержания гелия в деформированных образцах. Установлена качественная корреляция между кривой растяжения монокристаллов олова, деформированных в среде жидкого ^3He , и содержанием гелия в этом металле в зависимости от степени его деформации. Пики на кривых выделения гелия из поликристаллического кадмия, деформированного до разрыва при 4.2 К, наблюдаются в широкой области температур как до, так и выше температуры плавления кадмия. С повышением содержания гелия в деформированных образцах высота пиков значительно увеличивается, а область температур выделения гелия расширяется. Появление высокотемпературных пиков выделения гелия из олова и кадмия при $T \geq T_s$ указывает на наличие явления механохимического проникновения в них гелия. Оно, вероятно, обусловлено появлением химической связи атомов гелия с дефектной структурой, возникающей в процессе пластической деформации исследованных металлов в жидком гелии.

Авторы выражают благодарность С.Н. Голяндину и В.С. Юденичу за помощь в работе, а также В.Г. Бенгусу, С.Э. Шумилину и В.В. Пустовалову за предоставление образцов олова, деформированных в жидком гелии.

Список литературы

- [1] О.В. Клявин, Б.А. Мамырин, Л.В. Хабарин, Ю.М. Чернов. ФТТ **18**, 5, 1281 (1976).
- [2] O.V. Klyavin, N.P. Likhodedov, A.N. Orlov. Progr. Surf. Sci. **33**, 4, 259 (1990).
- [3] О.В. Клявин. ФТТ **13**, 3, 513 (1993).
- [4] О.В. Клявин, Б.А. Мамырин, Л.В. Хабарин, Ю.М. Чернов, В.С. Юденич. ФТТ **24**, 7, 2001 (1982).
- [5] О.В. Клявин, Б.А. Мамырин, Л.В. Хабарин, Ю.М. Чернов. Изв. РАН Сер. физ. **63**, 9, 1876 (1999).
- [6] О.В. Клявин, Б.А. Мамырин, Л.В. Хабарин, Ю.М. Чернов. Труды междунар. семин. "Актуальные проблемы прочности". Вестник ТГУ, Тамбов **3**, 3, 211 (1998).
- [7] Г.И. Швец, О.В. Клявин, А.Г. Банщикова. ФТТ **27**, 9, 2618 (1985).
- [8] О.В. Клявин, Б.А. Мамырин, Л.В. Хабарин, Ю.М. Чернов, В.З. Бенгус, Е.О. Табачникова, С.Э. Шумилин. ФТТ **42**, 7, 1256 (2000).
- [9] Б.А. Мамырин, Ю.А. Акулов, Л.В. Хабарин, В.С. Юденич. ПТЭ **2**, 151 (1982).
- [10] А.В. Степанов. Основы практической прочности кристаллов. Наука, М. (1974). 132 с.
- [11] В.П. Алехин. Физика прочности пластичности поверхностных слоев материалов. Наука, М. (1983). 279 с.
- [12] В.З. Бенгус, Т.П. Коваленко, В.А. Куклев. ДАН СССР **247**, 6, 1372 (1979).
- [13] Б.И. Смирнов. Дислокационная структура и упрочнение кристаллов. Наука, Л. (1981). 236 с.
- [14] О.В. Клявин, А.В. Никифоров. Динамика дислокаций. Наук. думка, Киев, (1975). 376 с.
- [15] О.В. Клявин, А.В. Никифоров. ФТТ **18**, 3, 1167 (1976).
- [16] О.В. Клявин. Физика пластичности кристаллов при гелиевых температурах. Наука, М. (1987). 255 с.
- [17] W.G. Hoover, N.E. Hoover, W.C. Moss. J. Appl. Phys. **50**, 829 (1979).
- [18] Ю.А. Акулов, И.Н. Зимкин, О.В. Клявин, Д.А. Рутгер, Л.В. Хабарин, Ю.М. Чернов, В.С. Юденич. ФТТ **32**, 5, 1537 (1990).
- [19] О.В. Клявин, Ю.М. Чернов, Н.Н. Правдина, И.И. Рыкова. ФТТ **20**, 10, 3100 (1978).
- [20] А.Я. Купряжкин, А.Ю. Куркин. ФТТ **35**, 11, 3003 (1993).