

Механодинамическое проникновение атомов гелия в алюминий и его сплавы при их деформировании в среде жидкого гелия

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

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

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

(Поступила в Редакцию 25 июня 2008 г.)

Исследованы закономерности проникновения атомов гелия в алюминий и его сплавы В95 и Д16Т при температуре 4.2 К в условиях одноосного растяжения, сжатия и при смене знака нагрузки. Выявлены роль скачкообразной деформации в величине эффекта и влияние примесей на количество атомов гелия, проникающих в деформируемые образцы. Показано, что условие аддитивности эффекта при последовательном изменении знака нагрузки зависит от особенностей деформации при растяжении и сжатии.

Работа выполнена при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проект № 06-08-01204).

PACS: 62.20.F-, 66.30.H-

1. Введение

В исследованиях влияния дефектного состояния материалов на механодинамическое проникновение (МДП) в них атомов среды [1–4] отсутствуют данные о влиянии примесей на величину эффекта. В то же время было показано, что существенную роль в МДП-эффекте играют механизм деформации материалов и их исходная кристаллическая и дефектная структура [4]. Так, при деформировании нанокристаллической меди в среде жидкого гелия оказалось, что в процессе зернограничной деформации происходит проникновение большего числа атомов внешней среды, чем при деформации путем скольжения дислокаций, а в случае двойникования эффект проникновения гелия в материал вообще отсутствует [3,4]. Помимо возможного влияния примесей на механизм деформации их роль в величине МДП-эффекта может проявиться в изменении типа ловушек гелия. Очевидно, что с увеличением количества примесей возрастает большее число примесных комплексов разного типа, которые могут захватить дополнительное число атомов внешней среды.

В настоящей работе изучалось МДП атомов гелия в алюминий и его сплавы Д16Т и В95 при их деформировании путем растяжения или сжатия в среде жидкого гелия при температуре $T = 4.2$ К. Предполагалось, что примеси в сплавах могут изменить механизм деформации и типы ловушек гелия и тем самым оказать влияние на величину МДП-эффекта. Использовалось также нагружение сжатием предварительно растянутых образцов, поскольку известно, что изменение знака нагрузки при 4.2 К для алюминия и его сплавов по-разному сказывается и на величине эффекта Баушингера, и на виде диаграмм сжатия или растяжения, в частности, на присутствии скачков на диаграммах, их количестве и величине [5]. Величина же скачка, как показано

в [3,4], также влияет на количество проникающих в кристаллические материалы атомов внешней среды при их деформировании.

2. Экспериментальная методика

Испытания одноосным растяжением или сжатием проводились на цилиндрических образцах из алюминия АД1 (99.3 wt.% Al), высокопрочного алюминиевого сплава В95 (1.7 wt.% Cu, 2.2 wt.% Mg, 0.4 wt.% Mn, 6 wt.% Zn, 0.2 wt.% Cr, Al — остальное) и из дуралюмина Д16Т (4.4 wt.% Cu, 1.5 wt.% Mg, 0.6 wt.% Mn, Al — остальное). Образцы на сжатие имели диаметр 4 mm и высоту 8 mm, на растяжение имели форму двойной гантели с длиной и диаметром рабочей части 30 и 4 mm соответственно. Из рабочей части некоторых образцов, деформированных растяжением, были изготовлены новые образцы, которые подвергались затем сжатию. Все образцы деформировались на универсальной испытательной машине Instron 1342 со скоростью $\dot{\epsilon} = 2 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ при температуре 4.2 К в среде жидкого гелия.

Определение содержания гелия в деформированных образцах проводилось высокоразрешающим масс-спектрометрическим методом [6]. Деформированные растяжением образцы разрезались на части электроискровым методом. Анализировалась только рабочая длина образцов без головок и переходных частей, в которых пластическая деформация происходила неконтролируемым образом. В образцах, деформированных сжатием, анализировался весь их объем. Для обнаружения ловушек гелия в деформированных образцах были получены кривые экстракции из них гелия при постоянной скорости их нагрева (4 К/min) в области температур от 300 К до температуры плавления.

Характеристики деформации алюминия и его сплавов Д16Т и В95 при 4.2 К и количество МДП-гелия в образцах

Материал	Вид деформации	Величина деформации ϵ , %	Величина скачков деформации ϵ_s , %	Количество МДП-гелия N_{sum}	
				10^{11} ат.	10^{12} ат./ cm^2
Алюминий АД-1	Растяжение	20	Скачки отсутствуют	< 5	< 0.2
	Сжатие	12	Мелкие скачки, $\epsilon_s \leq 0.5\%$	32.1	1.22
	»	37	$\epsilon_s \leq 1\%$	34.5	1.42
	Растяжение + сжатие	20 + 60	При растяжении скачков нет, при сжатии — $\epsilon_s \leq 1.5\%$	38.8	6.87
Сплав Д16Т	Растяжение	21	$\epsilon_s \leq 1.5\%$	43.3	4.14
	Сжатие	17	$\epsilon_s \leq 1.5\%$	45.5	5.74
	Растяжение + сжатие	20 + 18	$\epsilon_s \leq 1.5\%$	69.8	8.14
Сплав В95	Сжатие	20	$\epsilon_s \leq 2\%$	119.3	13.6
	Растяжение + сжатие	2 + 25	При растяжении скачков нет, разрушение хрупкое; при сжатии $\epsilon_s \leq 1.5\%$ до $\epsilon \approx 18\%$, затем два скачка с $\epsilon_s \approx 4\%$	222.9	25.3

3. Результаты опытов и их обсуждение

Кривые деформации образцов алюминия и его сплавов при сжатии, растяжении и полученные с изменением знака нагрузки в координатах напряжение (σ)–деформация (ϵ) приведены в [5]. В настоящей работе ограничимся лишь описанием и анализом скачков напряжений на диаграммах, что необходимо для объяснения особенностей МДП гелия в материалы разного состава, а также влияния знака нагрузки и его изменения на этот процесс.

При растяжении алюминия АД1 скачки появляются на участке, предшествующем разрушению, при $\epsilon \approx 20\%$. Для сплава Д16Т при растяжении скачки начинаются вблизи предела текучести на участке упрочнения; амплитуда их растет по мере роста деформации. Сплав В95 оказался хрупким при растяжении в жидком гелии, деформация перед разрывом не превышала 2%. При сжатии кривые напряжение–деформация для всех исследованных материалов качественно были похожи и различались только величиной напряжений; мелкие

скачки начинались сразу за пределом текучести, их амплитуда ϵ_s росла с деформацией. Для В95 после $\epsilon \approx 18\%$ амплитуда скачков резко возрастала, они становились похожими на гигантские локализованные сдвиги, наблюдаемые в ОЦК-металлах [2,4], а на поверхности образовывались трещины вдоль полос сдвига. Смена знака нагрузки (переход от растяжения к сжатию) практически не влияла на ход кривой деформации: напряжения течения возрастали, а характер скачков оставался таким же, каким он был при сжатии недеформированных образцов.

Как известно, вид кривой деформирования в жидком гелии зависит от характера процесса деформации и условий отвода тепла от мест локализованного сдвига [7,8]. Разницу в поведении алюминия и сплава Д16Т при растяжении можно связать с различным уровнем напряжений течения и, следовательно, с разной величиной упругой энергии, освобождаемой при прохождении локализованного сдвига и определяющей тепловой эффект процесса. Малые размеры образцов при сжатии по сравнению с растяжением, по-видимому, были причиной роста теплового эффекта, более раннего появления скачков и увеличения их амплитуды.

В таблице представлены результаты, полученные при определении полного числа атомов гелия N_{sum} , выделившихся из образцов алюминия и его сплавов после деформации в среде жидкого гелия при разных условиях нагружения. На рис. 1 показана зависимость величины МДП-гелия от деформации для алюминия.¹ Данные таблицы и рис. 1 показывают, что заметное количество гелия проникает в материал только при скачкообразной деформации, даже если амплитуда скачков очень мала. На зависимости количества МДП-гелия от деформации

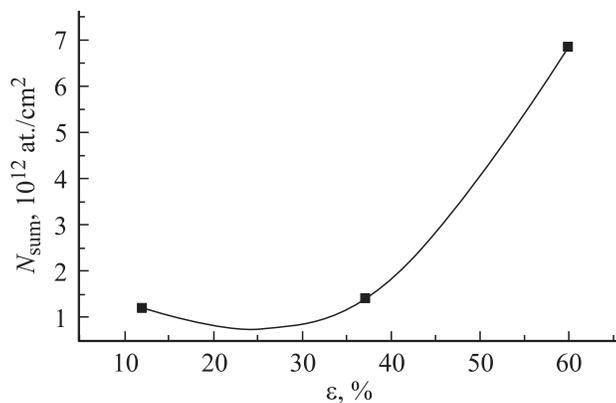


Рис. 1. Зависимость количества гелия, выделившегося из деформированных в жидком гелии при $T = 4.2$ К образцов алюминия, от величины деформации сжатия.

¹ Следует заметить, что для образца алюминия, испытывавшегося при растяжении, а затем сжатии, учитывалась только деформация сжатия, поскольку, как видно из таблицы, при растяжении количество МДП-гелия значительно меньше, чем при сжатии.

сжатия $N_{\text{sum}}(\varepsilon)$ наблюдаются два участка: примерно постоянное значение N_{sum} до $\varepsilon \approx 40\%$ и затем резкое его увеличение. Зависимость $N_{\text{sum}}(\varepsilon)$ для алюминия подобна аналогичной зависимости для меди [1,4], однако подъем зависимости для алюминия наблюдается при большей деформации.

Из таблицы также следует, что при одинаковых ε в сплавы алюминия при их деформации входит во много раз больше гелия, чем в алюминий. При этом в образцы Д16Т, для которого можно сравнить деформации разного знака, входит примерно одинаковое количество гелия при близких по величине ε , а при смене знака нагрузки количество вошедшего гелия определяется суммарной деформацией без учета знака. Это отличает сплав Д16Т от алюминия, для которого вклад в N_{sum} вносит только сжатие. Другое отличие обоих сплавов от алюминия заключается в том, что в них присутствует больший набор разнообразных дефектов структуры, являющихся ловушками гелия, что обеспечивает более интенсивное его проникновение в материал при деформировании.

В сплав В95 входит еще больше гелия, чем в Д16Т, особенно, когда начинаются большие скачки на диаграмме сжатия и образуются полосы гигантских локализованных сдвигов. Количество гелия, приходящееся на один большой скачок, для В95 сопоставимо с аналогичной величиной для железа и ниобия [2,4]. Очевидно, гигантские локализованные сдвиги создают более мощные ловушки гелия (возможно, связанные с появлением микротрещин), способные удерживать большие количества гелия.

На рис. 2,3 представлены кривые выделения гелия из деформированных в жидком гелии образцов алюминия и сплава Д16Т при их нагревании от комнатной температуры до температуры плавления. Для сплава при сжатии до деформации $\varepsilon = 17\%$ и до суммарной деформации растяжением + сжатием до $\varepsilon = 38\%$ наблюдается один большой широкий пик выделения гелия при температуре, близкой к температуре плавления T_m . Различие в форме пиков заключается в том, что в первом случае он асимметричный, а во втором — пик больше по величине и симметричный. В алюминии, деформированном сжатием до $\varepsilon = 37\%$, обнаружен низкотемпературный пик при $T \approx 0.6T_m$. Для $\varepsilon = 12\%$ наблюдается плавный ход зависимости количества выделившегося гелия от температуры с двумя небольшими высокотемпературными пиками. Наличие высокотемпературных пиков выделения гелия из сплава и алюминия с $\varepsilon = 12\%$ свидетельствует о захвате гелия глубокими ловушками с высокой энергией связи. Появление низкотемпературного пика поглощения гелия с увеличением степени деформации алюминия при сравнительно небольшом росте общего количества поглощенного гелия указывает на активизацию неглубоких ловушек и, следовательно, на перераспределение гелия в образце при его деформации, т.е. на переход атомов гелия из высокоэнергетических ловушек в низкоэнергетические.

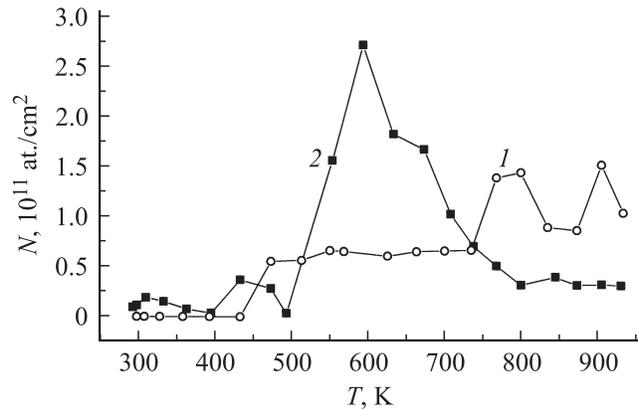


Рис. 2. Кривые экстракции гелия при нагревании образцов алюминия после их деформации сжатием в жидком гелии при $T = 4.2\text{ К}$ до $\varepsilon = 12$ (1) и 37% (2). Скорость деформации $\dot{\varepsilon} = 2 \cdot 10^{-4}\text{ с}^{-1}$.

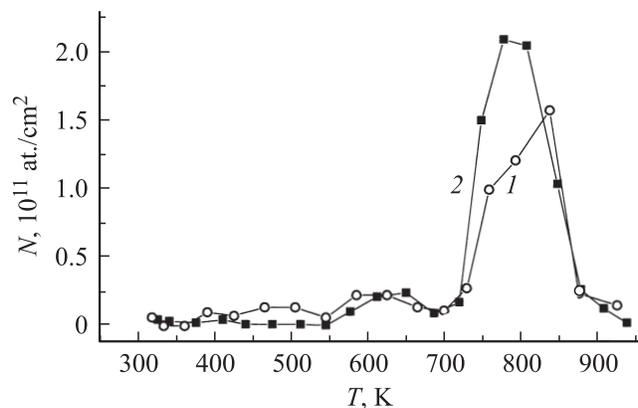


Рис. 3. Кривые экстракции гелия при нагревании образцов дуралюмина Д16Т после их деформации сжатием в жидком гелии при $T = 4.2\text{ К}$ до $\varepsilon = 17$ (1) и 18% (2). Образец, соответствующий кривой 2, предварительно деформирован растяжением в жидком гелии при $T = 4.2\text{ К}$ до $\varepsilon = 20\%$. Скорость деформации $\dot{\varepsilon} = 2 \cdot 10^{-4}\text{ с}^{-1}$.

На рис. 4 приведены зависимости доли гелия N/N_{sum} (N_{sum} — общее количество гелия, выделившегося в процессе нагревания) от температуры для алюминия и его сплава Д16Т. В сплаве при всех деформациях и в алюминии при малой деформации основное выделение гелия происходит при температурах, близких к температуре плавления. От 70 до 90% всего количества гелия выделяется при нагревании выше 700 К (кривые 1, 3, 4). Для алюминия при $\varepsilon = 37\%$ (кривая 2), наоборот, 80% всего гелия выделяется при нагревании в области температур 300–700 К.

При сравнении поведения различных изотопов гелия (^4He в настоящей работе и ^3He в [9]) можно заметить, что выделение ^3He при нагревании деформированных образцов алюминия происходит при более низких температурах (до 500 К), чем ^4He . В [10] было обнаружено, что интенсивность МДП ^3He в титан при $T = 1\text{ К}$ более

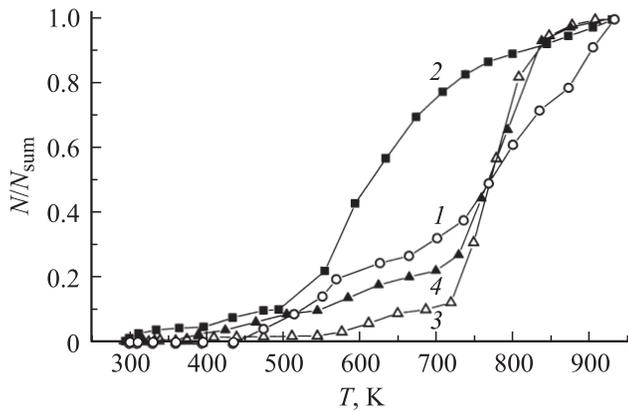


Рис. 4. Зависимости доли выделившегося гелия N/N_{sum} от температуры при нагревании алюминия (1, 2) и сплава Д16Т (3, 4). $\varepsilon = 12$ (1), 37 (2), 17% (3) — сжатие; 4 — 20% при растяжении и 17% при сжатии.

высокая, чем ^4He при $T = 4.2$ К для одинаковой степени деформации ($\varepsilon \approx 1\%$). Это, по-видимому, обусловлено разницей в массе атомов ^3He и ^4He и атермичностью процесса его механодинамического проникновения в поверхностные слои материала.

В [9] было также показано, что низкотемпературный пик заменяется высокотемпературным, а интегральная кривая выделения гелия смещается в сторону более высоких температур, если образец вырезать из области неравномерной деформации. Таким образом, еще одной из причин появления высокотемпературных пиков выделения гелия в сплаве Д16Т и алюминии при $\varepsilon = 12\%$ помимо изменения амплитуды скачков деформации может быть неравномерность деформации сплава при всех изученных деформациях и алюминия на начальной стадии упрочнения.

4. Заключение

Основные закономерности процесса МДП для алюминия и его сплавов существенно не отличаются от полученных ранее для других металлов. Примеси создают дополнительные ловушки для атомов гелия. Они приводят к появлению скачков на кривой деформации и тем самым увеличивают количество гелия в деформируемом материале. Важным представляется результат, показывающий, что скачкообразная деформация сопровождается более интенсивным проникновением атомов среды в материал, чем деформация, описываемая плавной кривой $\sigma(\varepsilon)$. При одноосном нагружении знак деформации слабо сказывается на количестве МДП-атомов гелия, если характер деформации при смене знака нагрузки не изменяется. В этом случае можно считать аддитивным процесс МДП при последовательном сжатии и растяжении. Подобным образом ведет себя также плотность дислокаций. В [11] на примере монокристаллов LiF, деформируемых при комнатной температуре, было показа-

но, что при небольшом числе последовательных циклов растяжения и сжатия плотность дислокаций определяется суммарной деформацией без учета ее знака. Однако в том случае, если растяжение при $T = 4.2$ К описывается плавной зависимостью $\sigma(\varepsilon)$, а сжатие скачкообразной, то основной вклад в величину МДП-эффекта вносит сжатие.

Список литературы

- [1] О.В. Клявин, В.И. Николаев, Л.В. Хабарин, Ю.М. Чернов, В.В. Шпейзман. ФТТ **45**, 2187 (2003).
- [2] О.В. Клявин, В.И. Николаев, Л.В. Хабарин, Б.И. Смирнов, Ю.М. Чернов, В.В. Шпейзман. ФТТ **49**, 1590 (2007).
- [3] О.В. Клявин, В.И. Николаев, Б.И. Смирнов, С.В. Хабарин, Ю.М. Чернов, В.В. Шпейзман. ФТТ **50**, 794 (2008).
- [4] О.В. Клявин, В.И. Николаев, Б.И. Смирнов, С.В. Хабарин, Ю.М. Чернов, В.В. Шпейзман. ФТТ **50**, 1402 (2008).
- [5] В.В. Шпейзман, В.И. Николаев. ФТТ **40**, 260 (1998).
- [6] О.В. Клявин, Б.А. Мамырин, Л.В. Хабарин, Ю.М. Чернов, В.С. Юденич. ФТТ **18**, 1281 (1976).
- [7] В.И. Старцев, В.Я. Ильичев, В.В. Пустовалов. Пластичность и прочность металлов и сплавов при низких температурах. Металлургия, М. (1975). 328 с.
- [8] Г.А. Малыгин. ФТТ **37**, 2281 (1995).
- [9] О.В. Клявин, Б.А. Мамырин, Л.В. Хабарин, Ю.М. Чернов. Изв. РАН. Сер. физ. **63**, 1876 (1999).
- [10] О.В. Клявин, Б.А. Мамырин, Л.В. Хабарин, Ю.М. Чернов. Вест. ТГУ **3**, 211 (1998).
- [11] Т.С. Орлова, Б.И. Смирнов, В.В. Шпейзман. ФТТ **23**, 1981 (1981).