

УДК 669.018

Н.В. КАМЫШАНЧЕНКО, А.В. ГАЛЬЦЕВ*, И.М. НЕКЛЮДОВ*****ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ВАКАНСИЙ И ВАКАНСИОННЫХ КОМПЛЕКСОВ НА ПРЕДЕЛ ТЕКУЧЕСТИ АІ, ПОДВЕРГНУТОГО ДЕФОРМАЦИОННОМУ СТАРЕНИЮ**

Механические свойства металлов наиболее чувствительны к присутствию в них точечных дефектов. Влияние точечных дефектов на кинетику пластической деформации весьма разнообразно: точечные дефекты могут быть основными носителями пластической деформации (диффузионной ползучести, краудинной пластичности и др.), имитировать скорость неконсервативного движения дислокаций, служить центрами закрепления дислокаций.

Протекание микропластической деформации в реальных кристаллических телах при их нагружении в макроупругой области известно давно [1–3]. Дислокационная природа этого явления не вызывает сомнения. Изучены и научно обоснованы механизмы зарождения и развития микропластических деформаций, каждый из которых имеет право на существование. К ним можно отнести механизмы, связанные с разблокировкой и движением имеющихся в исходном материале дислокаций. Не исключаются процессы, за основу в которых взято зарождение новых дислокаций в процессе микропластической деформации в областях концентраторов напряжений [4]. Структура реальных кристаллических тел всегда макро- или микронеоднородная. Микронеоднородность проявляется в несовершенстве кристаллической структуры, что приводит к неоднородности напряженного состояния при упругом нагружении материала.

В нагруженном образце протекание микропластических сдвигов может сильно влиять на состояние концентраторов напряжений. В большинстве случаев оно приводит к их релаксации. Однако возможно и обратное влияние.

Знание закономерностей и механизма микропластической деформации материала при его макроупругом нагружении на основе особенностей реальной структуры и характера распределения напряжений в образце является чрезвычайно важным для понимания механизмов неупругости, формирования предела текучести, хрупкого разрушения и др.

Одним из возможных методов определения влияния точечных дефектов на кинетику пластической деформации может быть закалка от высоких температур. Интерес к этому вопросу возник при изучении влияния характера изменения структуры и свойства металлов после резкой смены температуры, а также связан с возможностью получения ценных сведений о взаимодействии точечных дефектов друг с другом и влиянии их на свойства металлов.

В качестве металла для исследования был выбран поликристаллический алюминий чистотой 99,995 %, с размером зерна ~0,22 мм.

Систематические исследования влияния скорости закалки на концентрацию вакансий, образующихся в результате этого, представлены в работах [5–7].

Методикой определения концентрации закалочных вакансий были определены данные для исследуемого алюминия.

В табл. 1 приведены значения пределов текучести отожженных образцов и прошедших закалку от различных температур в воду при температуре испытания 77 К.

Таблица 1

№ п/п	$T_{\text{закал}}, \text{ К}$	Предел текучести $\cdot 10^{-7}$, Н/м^2 при 77 К	Величина закалочного упрочнения $\cdot 10^{-7}$, Н/м^2	Расчетная концентрация вакансий $C_v \cdot 10^{-4}$
1	Отожженный	0,35	-	-
2	673	0,53	0,18	$2,0 \pm 0,18$
3	773	0,93	0,58	$11,0 \pm 0,19$
4	823	1,1	0,75	$20 \pm 0,18$
5	873	1,2	0,85	$37,5 \pm 0,18$
6	923	1,35	1,00	$120 \pm 0,18$

С повышением температуры нагрева перед закалкой происходит увеличение концентрации вакансий и монотонное возрастание величины предела текучести после закалки. Максимальное значение начального упрочнения достигается после закалки с предплавильной температуры в охлажденную до 273 К воду. Последующий отжиг при температуре 273 К сопровождается дальнейшим повышением микропластической деформации в макроупругой области.

Известно, что в ГЦК-решетке энергетически выгодно образовывать комплексы. В табл. 2 приведены некоторые энергетические параметры образования (E_0) и миграции (E_m) точечных дефектов в алюминии, полученные методом закалки [8, 9].

Таблица 2

Значение энергии образования (E_0 , эВ) и миграции (E_m , эВ) дефектов в алюминии

Виды энергии	E_{0V}	E_{mV}	E_{0bV}	E_{mbV}	$E_{0V} + E_{mV}$	E_q
Al	0,66	0,64	0,2	0,46	1,3	1,28

Учитывая малость энергии миграции бивакансий по сравнению с энергией миграции моновакансий, можно утверждать, что они вносят заметный вклад в диффузионные процессы. Еще более подвижны тривакансии. Установлено, что в ГЦК-решетке энергетически выгодно образовываться комплексу из четырех вакансий по вершинам тетраэдра. Рассмотренные комплексы в принципе могут служить центрами «конденсации» других вакансий, образуя таким путем вакансионные крупные скопления вакансий [9]. При этом вакансионный механизм диффузии является главным, и коэффициент самодиффузии записывается в виде [8]

$$D = D_0 e^{-E_q / kT}, \quad (1)$$

где D_0 – предэкспоненциальный температурный независимый множитель; E_q – энергия активации самодиффузии, равная

$$E_q = E_{0V} + E_{mV}. \quad (2)$$

Другими словами, в объеме материала в результате последующего температурного отжига образуются большие кластеры из точечных дефектов. Так как алюминий отличается высокой чистотой, то после закалки и последующего отжига образуются объемные дефекты в основном из вакансий, которые и будут главными носителями пластической деформации, способствующими созданию сопротивления движению дислокаций.

Кинетику взаимодействия вакансионных дефектов с дислокациями удобно проследить на деформированных в макроупругой области с остаточной деформацией до 0,5 % при низких, но достаточных для протекания перераспределения вакансиях и их комплексах [10–12].

Повторное деформирование отличается от предыдущего приростом напряжения течения (рис. 1). Прирост $\Delta\sigma(t)$ характеризуется наличием максимума, величина и время достижения которого зависят от температуры, при которой происходит повторное деформирование, скорости и

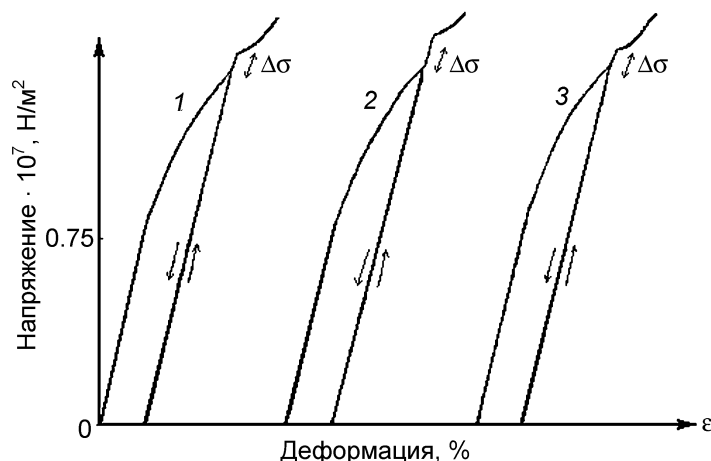
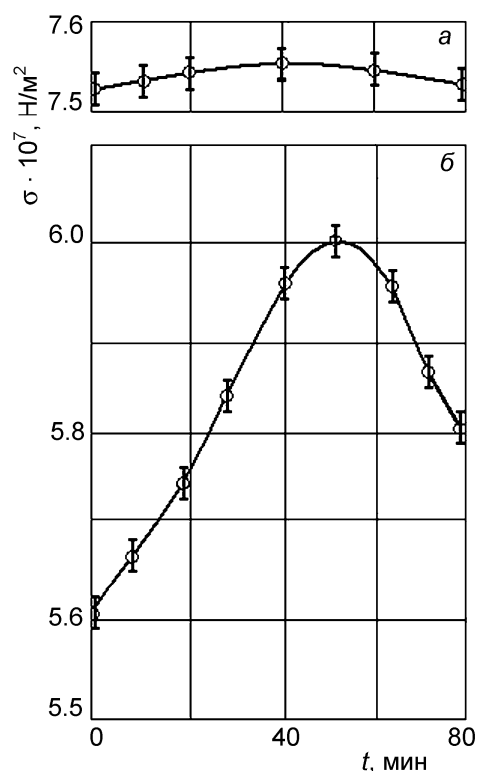


Рис. 1. Зависимость прироста напряжения течения чистого (99,995 %) алюминия от времени старения (t_c) при 77 К после закалки с 823 К и величины остаточной деформации ~0,5 % при 77 К: $t_c = 600$ (кр. 1), 1800 (кр. 2) и 4200 с (кр. 3)



величины предварительной деформации (рис. 2). Увеличение предела текучести в результате низкотемпературного старения под нагрузкой более устойчиво и при последующем отогреве до комнатной температуры.

Рост напряжения течения на начальной стадии старения деформированного после закалки алюминия является следствием возникновения вакансионных атмосфер вокруг дислокации благодаря превышению количества подхода

Рис. 2. Зависимость прироста напряжения течения закаленного алюминия от времени старения при 77 К после быстрого (а) и медленного нагружения (б) до $\varepsilon = 0,5\%$

вакансий к дислокациям над числом их аннигиляций на ступеньках и других стоках. Снижение $\Delta\sigma$ со временем низкотемпературного старения свидетельствует об уменьшении плотности центров закрепления на дислокациях. Это связано с уменьшением концентрации вакансий в объеме зерен, в результате чего диффузионный поток к дислокациям становится меньше, чем вдоль дислокаций к стокам. Максимум прироста напряжения течения, по-видимому, соответствует условию равновесия скоростей образования и распада закрепленных центров на дислокациях.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Фридель Ж. Дислокации. – М.: Мир, 1967. – 644 с.
2. Браун Н. // Микропластичность. – М.: Металлургия, 1972. – С. 147–211.
3. Криштал М.А., Головин Р.А. Внутреннее трение и структура металлов. – М.: Металлургия, 1976. – 376 с.
4. Дударев Е.Ф. // Изв. вузов. Физика. – 1976. – № 8. – С. 118–132.
5. Tzanetakis P., Aillaire J., and Revel G. // Phys. Status Solidi. B. – 1976. – V. 75. – No. 2. – P. 433–439.
6. Wollubeger H. // Nucl. Mater. – 1978. – V. 68–70. – P. 362–371.
7. Флин С.П., Бесс Дж., Лазарус Д. // Дефекты в закаленных металлах / Под ред. докт. техн. наук А.А. Цветаевой. – М.: Атомиздат, 1969. – С. 44–57.
8. Орлов А.Н., Трушин Ю.В. Энергия точечных дефектов в металлах. – М.: Энергоатомиздат, 1983. – 72 с.
9. Камышанченко Н.В. Влияние механико-термического воздействия на структуру и свойства закаленных чистых металлов / Деп. в ВИНТИ 23.08.1984, №5979-84 Деп.
10. Дефекты в закаленных металлах: Материалы Междунар. конф. / Под ред. докт. техн. наук А.А. Цветаевой. – М.: Атомиздат, 1969. – 384 с.
11. Кулон Н., Фридель Ж. Дислокации и механические свойства кристаллов. – М.: ИЛ, 1960. – 164 с.
12. Гиндин И.А., Неклюдов И.М., Бобонец И.И., Камышанченко Н.В. // Изв. вузов. Физика. – 1971. – № 12. – С. 77–81.

*Белгородский госуниверситет

**ННЦ ХФТИ, Украина

E-mail: galtsev@bsu.edu.ru

Поступила в редакцию 12.03.07,
после доработки – 28.11.07.