

ЗАРОЖДЕНИЕ И РОСТ ДИСЛОКАЦИОННЫХ ПЕТЕЛЬ В ВАНАДИИ В ЗАВИСИМОСТИ ОТ СКОРОСТИ ВВОДА РАДИАЦИОННЫХ ДЕФЕКТОВ

Ф.А. Хасанов

Московский государственный индустриальный университет (МГИУ)

Введение

Исследование механизмов зарождения и роста дислокационных петель имеет большое значение, как для теории радиационного повреждения, так и для разработки радиационно-стойких материалов. В облученных металлических материалах процессы образования петель в значительной степени контролируют низкотемпературное радиационное упрочнение и охрупчивание, а при повышенных температурах определяют и инкубационные периоды стационарного набухания и ползучести.

Данная проблема весьма актуальна для сплавов на основе ванадия, которые в настоящее время рассматриваются как перспективные малоактивируемые материалы в качестве конструкций термоядерных реакторов типа DEMO. Одним из наиболее существенных недостатков этих сплавов является их сильное низкотемпературное радиационное охрупчивание, которое в значительной степени, определяется образованием дислокационных петель междуузельного типа [1]. В связи с этим анализ параметров зарождения и роста петель в облученном ванадии представляет несомненный теоретический и практический интерес. Существенным для проблемы моделирования радиационной повреждаемости является и анализ влияния скорости введения радиационных точечных дефектов на структуру и свойства облучаемых материалов.

В данной работе в рамках модельных представлений [1,2] приведены результаты анализа параметров зарождения и роста дислокационных петель междуузельного типа в техническом (99,52%) и электролитическом (99,98%) ванадии, облученных электронами с энергией 2,2 МэВ и 1 МэВ соответственно. Температура облучения и скорости введения точечных дефектов составляла 100°C и $1 \cdot 10^{-8} \text{ c}^{-1}$ (V – 99,52%) и 20°C и $8,8 \cdot 10^{-5} \text{ c}^{-1}$ (V – 99,98%). Облучение электронами с энергией 1 МэВ проводилось на высоковольтном микроскопе JEM-1000, а с энергией 2,2 МэВ – на линейном ускорителе У-10. Предварительно образцы ванадия отжигались в безмасляном вакууме (давление $1,3 \cdot 10^{-4} \text{ Pa}$) при 1000°C.

Экспериментальные данные и их анализ.

На рисунках 1 и 2 приведены результаты расчетов общей концентрации междуузельных атомов в дислокационных петлях c_i^e в зависимости от времени облучения на основе обработки электронномикроскопических изображений. Концентрация определялась по формуле:

$$c_i^e = \frac{p \bar{d}^2}{4} |\bar{b}| c \quad (1)$$

где d^2 – средний диаметр петель, ρ – плотность дислокационных петель, \bar{b} – вектор Бюргера, равный $2,63 \cdot 10^{-10}$ м.

Сплошные линии, приведенные на рисунках 1 и 2 через экспериментальные точки, представляют собой результат обработки экспериментальных данных в соответствии с зависимостью:

$$c_i^e = c_{i0}^e + a \cdot th(b \cdot (t - \phi)) \quad (2)$$

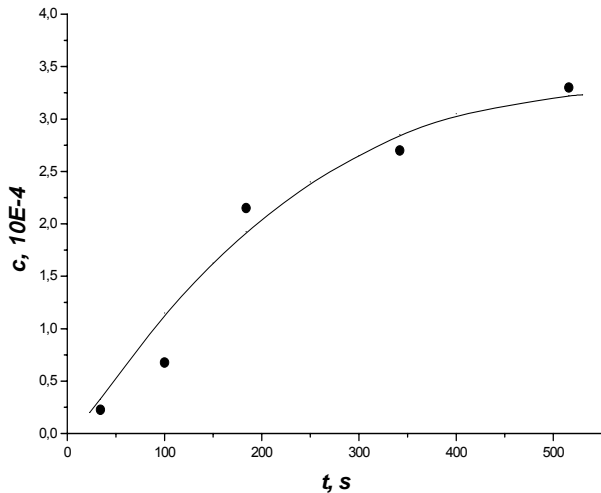


Рис.1. Кинетическая зависимость изменения общей концентрации междоузельных атомов в дислокационных петлях при электронном облучении ванадия чистотой 99,98 % электронами с энергией 1 МэВ при температуре 20 °С.

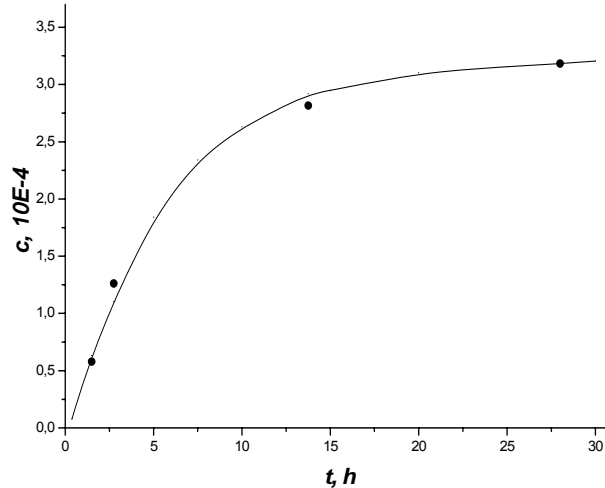


Рис.2. Кинетическая зависимость изменения общей концентрации междоузельных атомов в дислокационных петлях при электронном облучении ванадия чистотой 99,52 % электронами с энергией 2,2 МэВ при температуре 100 °С.

Данная зависимость получена в работах [2,3].

В формуле (2) величина c_{i0}^e интерпретируется как общая концентрация междоузельных атомов в зародышах петель критического размера, т.е. зародышей, которые при облучении растут с вероятностью равной единице, t и ϕ – время облучения образцов ванадия и зарождения дислокационных петель соответственно.

Так как в формуле (2) $c_{i0}^e \ll a$, величина a соответствует фактически, общей концентрации междоузельных атомов в петлях при насыщении, т.е. $a \approx c_{is}^e$. Величина b характеризует скорость поглощения точечных дефектов междоузельными петлями при насыщении.

В рамках модельных представлений [2,3] выражение для a и b равны:

$$a = \left[\frac{2GK_i}{(R + K_i)K_v} \right]^{1/2} \quad (3)$$

$$b = \left[\frac{GK_iK_v}{2(R + K_i)} \right]^{1/2} \quad (4)$$

В формулах (3) и (4) G – скорость введения точечных дефектов, K_i и K_v – константы поглощения дислокационными петлями вакансий и междоузельных

атомов соответственно, R – константа взаимной рекомбинации междоузельных атомов и вакансий.

В таблице приведены параметры рождения и роста в $V - 99.52\%$ и $V - 99.98\%$, полученные в результате обработки экспериментальных зависимостей в соответствии с формулой (2) в рамках модели [2,3].

Величина ρ_{oc} в таблице – экспериментальная плотность петель, которая на стадии их роста сохраняется практически постоянной, J_i – средняя скорость зарождения петель, W – параметр, характеризующий эффективную ширину активационного барьера для зарождения петель, β_{oc} – начальная скорость поглощения междоузельных атомов одной петлей критического размера, η' – параметр, характеризующий степень взаимной рекомбинации междоузельных атомов и вакансий, t_s – время выхода общей концентрации междоузельных атомов в петлях при насыщении, d_s – средний диаметр петель при насыщении. Формульные выражения всех указанных выше величин приведены в работах [1-3].

Величина l_s – среднее расстояние между петлями при насыщении. Для петель, как дискретных барьеров для подвижных дислокаций, величина l , принимается, обычно, равной [1]:

$$l = (d \cdot \rho)^{-1/2} \quad (5)$$

Таблица. Плотность петель и параметры, полученные при обработке экспериментальных данных в соответствии с зависимостью $c_i^e = c_{i0}^e + a \cdot \text{th}(b \cdot (t - \tau))$ для ванадия электролитической чистоты (99,98 %) и технической чистоты (99,52 %).

Материал, %	$\rho_{oc}, \text{м}^{-3}$	$\tau, \text{с}$	$a, (10^{-4})$	$b, \text{с}^{-1}$	$J, \text{м}^{-2}\text{с}^{-1}$	W
$V - 99,98$	$(0,6-1,2) \cdot 10^{22}$	27	3,3	$5 \cdot 10^{-3}$	$2,1 \cdot 10^{19}$	32
$V - 99,52$	$2,1 \cdot 10^{20}$	840	3,1	$3,75 \cdot 10^{-5}$	$2,5 \cdot 10^{17}$	80

Материал, %	$\beta_{oc}, \text{с}^{-1}$	K_v	η'	$t_s, \text{с}$	$d_s, \text{нм}$	$l, \text{нм}$
$V - 99,98$	19	30	$3,1 \cdot 10^4$	655	11	90
$V - 99,52$	3,9	0,241	0,26	$8,45 \cdot 10^4$	88	233

Из экспериментальных зависимостей и параметров, приведенных в таблице, следует:

1. Как в электролитическом, так и в технической ванадии, имеется инкубационный период, соответствующий времени зарождения петель ϕ , а на стадии роста петель их плотность сохраняется практически постоянной. Кстати эти стадии характерны и при обычном термическом распаде пересыщенных твердых растворов. Это заключение согласуется как с выводами из работ [4,5], так и с экспериментальными данными по зарождению и росту дислокационных петель в алюминии и его сплавах [1-

3]. Качественное различие в механизмах термического распада твердых растворов и образования дислокационных петель при облучении вместе с тем существенно: в зарождении и росте петель участвуют два типа противоположных частиц – вакансии и междоузельные атомы.

2. На стадии роста концентрации междоузельных атомов в петлях c_i^e и диаметры петель стремятся к насыщению, что так же согласуется с результатами работ [1-3].
3. При сопоставлении результатов для ванадия чистотой 99,52 % и 99,98 % , для которых скорости введения точечных дефектов резко отличаются ($1 \cdot 10^{-8} c^{-1}$ для V-99,52 % и $8,8 \cdot 10^{-5} c^{-1}$ для V-99,98 %) следует отметить, что несмотря большое различие в степени их взаимной рекомбинации η' (0,26 и $2,84 \cdot 10^3$) плотность петель ρ_{oc} и скорость их зарождения J_i в ванадии чистотой 99,98 % существенно выше, а время зарождения ϕ и время выхода концентрации междоузельных атомов в петлях на насыщении t_s значительно меньше. Вместе с тем следует отметить, что концентрации междоузельных атомов в петлях при насыщении $a \approx c_{is}^e$ практически одинаковы, что при большой плотности петель в ванадии чистотой 99,98 % вполне объясняет значительно меньшую величину их диаметра при насыщении d_s по сравнению с ванадием чистотой 99,58 % (11 нм и 89 нм соответственно).
4. Различие в температурах облучения V- 99,98 % и V – 99,52 % фактически не влияет на процессы образования петель в этих материалах, поскольку общие концентрации междоузельных атомов в петлях насыщении $a \approx c_{is}^e$ практически равны.
5. Как известно, низкотемпературное радиационное охрупчивание полностью контролируется механизмом низкотемпературного радиационного упрочнения [1]. Для дискретных препятствий – дислокационных петель – повышение предела текучести σ_y имеет вид:

$$\Delta\sigma_y = \frac{M\alpha\mu b}{l} = M\alpha\mu b(d\rho)^{1/2} \quad (5)$$

В формуле (5) М – фактор Тейлора, α – коэффициент жесткости препятствий, μ – модуль сдвига.

В работе [1] показано, что для дислокационных петель междоузельного типа в облученном ванадии коэффициент α для петель размером от 7,4 нм до 83 нм сохраняется неизменным

($\alpha = 0,35$). Отсюда, а также из таблицы и формулы (5) непосредственно следует, что несмотря на практически равную общую концентрацию междоузельных атомов в петлях при насыщении c_{is}^e (величина a в V-99,98% примерно равна величине a в V-99,52%) радиационное упрочнение $\Delta\sigma_y$ в V-99,98 % будет примерно в 2,5 раза выше, чем в V-99,52% в силу различия в величинах l_s (90 нм и 230 нм соответственно).

Основные выводы.

1. Определена кинетика и параметры зарождения и роста дислокационных петель междоузельного типа при электронном облучении ванадия чистотой 99,52 % и 99,98 %. Полученные результаты согласуются как с разработанными теоретическими представлениями [2,3], так и с экспериментальными данными, приведенными в работах [1-3] для других металлических систем.
2. Показано, что практически все параметры, определяющие процессы зарождения и роста дислокационных петель существенно зависят от скорости введения радиационных точечных дефектов. Следует особо отметить, что при высоких скоростях введения радиационных точечных дефектов усиливается тенденция к низкотемпературному радиационному упрочнению и охрупчиванию облученных материалов.
3. Полученные результаты необходимо учитывать при моделировании исследованных в данной работе процессов, когда скорости введения дефектов в штатных условиях и при моделирующем облучении существенно различаются.

1. Л.И. Иванов, Ю.М. Платов. Радиационная физика металлов и ее приложения. М., Интерконтакт Наука, 2002, 300 с.
2. Лазоренко В.М., Платов Ю.М., Симаков С.В. Зарождение и рост дислокационных петель междоузельного типа в разбавленных сплавах на основе алюминия. Физика металлов и материаловедение, 1984, т.58, №5, с. 943-949.
3. Platov Yu.M., Lazorenko V.M., Simakov S.V., Tovtin V.I., Ivanov V.V. Instability of solid solutions under irradiations. Key Engineering Materials. Sci. Forum., 1992, v.97-99, p. 253-272.
4. K.S. Russell, R.M. Powell. Dislocation loops nucleation in irradiation metals. Acta Metal. , 1973, v.21, p. 187-193.
5. K.S. Russell. Nucleation in Solids: The induction and steady state effects. Advanced in colloid and interface science. 1980, №3-4, p.205-318.