

РАЗДЕЛ ВТОРОЙ

ФИЗИКА РАДИАЦИОННЫХ ПОВРЕЖДЕНИЙ И ЯВЛЕНИЙ В ТВЕРДЫХ ТЕЛАХ

УДК 539.12.04

К ВОПРОСУ О РОЛИ ЭНЕРГИИ ДЕФЕКТА УПАКОВКИ В ИЗМЕНЕНИИ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ В РЕЗУЛЬТАТЕ РАДИАЦИОННОГО И ТЕРМИЧЕСКОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ

С.Н.Вотинов, О.П.Максимкин

Всесоюзный Институт неорганических материалов им. А.А.Бочвара, г.Москва, Россия

Институт ядерной физики НЯЦ РК, г.Алматы, Казахстан

В даній роботі приведені та аналізуються результати власних та відомих з літератури даних по дослідженню змін структури та фізико-механічних властивостей опромінених металевих полікристалів, а також дається оцінка впливу ЕДУ на радіаційне зміцнення, крихкість та повзучість.

В настоящей работе приведены и анализируются результаты собственных и известных из литературы данных по исследованию изменений структуры и физико-механических свойств облученных металлических поликристаллов, а также crystals дается оценка влияния ЭДУ на радиационное упрочнение, охрупчивание и ползучесть.

The owners and famous from the literature results of investigation of structure modifications, physical and mechanical properties irradiated polycrystals metall are shown and analysed. Also influence of the stacking fault energy on radiation hardening, radiation creep and radiation embrittlement are estimated.

ВВЕДЕНИЕ

Исследование особенностей изменений структуры и механических свойств материалов в результате облучения высокоэнергетическими частицами является одной из основных задач радиационного материаловедения, успешное решение которой определяется уровнем, достигнутым в изучении физических процессов, происходящих в облучаемых металлических материалах. Сложность в понимании этих процессов обусловлена многочисленными и, в основном, малоизученными структурными и фазовыми превращениями, инициируемыми воздействием радиации и приводящими к существенным изменениям физико-механических свойств металлов и сплавов.

Известно, что облучение, как правило, повышает пределы текучести и прочности (радиационное упрочнение), вызывает увеличение скорости низкотемпературной ползучести материалов и приводит к снижению пластичности (радиационное охрупчивание). В результате интенсивных исследований этих эффектов к настоящему времени накоплен значительный фактический материал, однако, физическая природа и механизмы указанных явлений окончательно не установлены, а теоретические представления о них находятся в стадии развития.

Тем не менее, можно утверждать, что особенности и масштабы эффектов радиационного повреждения во многом зависят от такой важной характеристики кристаллов как энергия дефекта упаковки (ЭДУ) [1,2]. Об этом свидетельствуют, например, многочисленные данные, указывающие на связь ЭДУ и параметров макроскопических явлений в облученных металлических материалах (распухание [3], коррозионное растрескивание под напряжением [4] и т.д.). Наряду с тем при сравнении изменений структуры и свойств материалов, характеризующихся различной ЭДУ, не всегда строго учитываются связанные с этим особенности процессов, протекающих как во время, так и после облучения.

РАЗВИТИЕ МЕЖУЗЕЛЬНЫХ ДИСЛОКАЦИОННЫХ ПЕТЕЛЬ ПРИ ОТЖИГЕ ОБЛУЧЕННЫХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ С РАЗЛИЧНОЙ ЭНЕРГИЕЙ ДЕФЕКТА УПАКОВКИ

Известно, что при определенных условиях облучения и пострадиационного отжига в структуре многих металлов и сталей обнаруживают дислокационные петли вакансионного и/или межузельного типа [4,5] (см. рис.1). Вопросы образования и развития петель к настоящему времени рассмотрены доста-

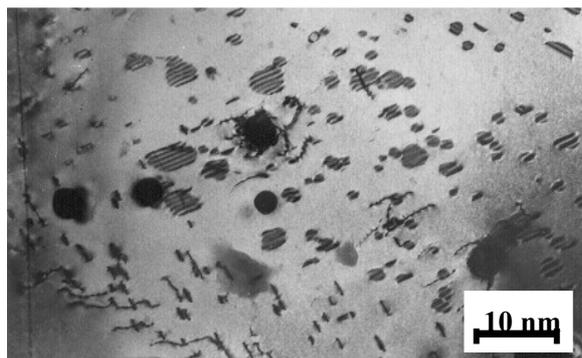
точно подробно в связи с тем, что они тесно связаны с таким практически важным явлением, как радиационное распухание, во многом предопределяющим ресурс работы тепловыделяющих сборок ядерных реакторов.

Поскольку при распухании большую роль играют газообразные элементы, то вполне естественно, что значительное количество работ по изучению развития дислокационных петель выполнено на материалах, содержащих имплантированный или трансмутантный гелий: молибдене, нержавеющей аустенитных сталях 0X16H15M3Б, 0X16H15M3Т [6-9]. В частности, изучение дислокационной структуры стали 0X16H15M3Б, облученной на циклотроне альфа-частицами (50 МэВ , $1 \cdot 10^{17} \text{ ч/см}^2$), показало, что практически все наблюдаемые петли имеют дефект упаковки и представляют собой дислокационные петли Франка межзельного типа с вектором Бюргерса $a/3\langle 111 \rangle$, лежащие в плоскостях $\{111\}$, которые в отдельных случаях трансформируются в полные петли типа $a/2 \langle 110 \rangle$ по реакции типа $a/3 [111] + a/6 [112] = a/2 [110]$.

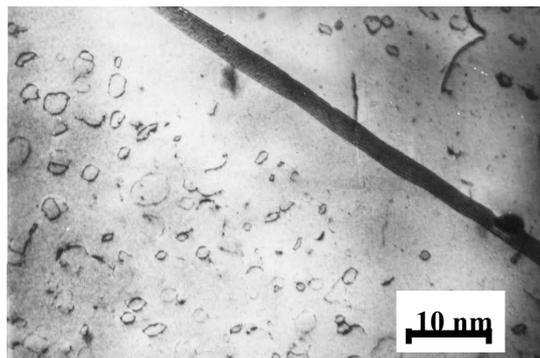
Большое внимание уделялось также изучению кинетики развития дислокационных петель в процессе послерадиационного нагрева [6-9]. Установле-

но, что после 1 ч отжига во всех исследованных материалах (Мо, 0X16H15M3Б, 0X16H15M3Т) наблюдается хорошо развитая петлевая структура. Показано [9], что в молибдене увеличение среднего размера петель происходит по линейному от времени отжига закону, и определена энергия активации этого процесса. Оказалось, что с увеличением времени отжига колоколообразная кривая распределения петель по размерам трансформируется: величина максимума уменьшается, а его положение смещается в сторону больших размеров.

Из сказанного выше следует, что на температурный рост петель в металлических материалах, в первую очередь, оказывают влияние такие факторы, как тип кристаллической решетки, содержание легирующих добавок и примесей, а также, как можно ожидать, наличие дефектов упаковки и величина ЭДУ. В этой связи нами проведено сравнительное изучение результатов кинетики роста дислокационных петель в некоторых металлах и сплавах, облученных и отожженных при сопоставимых условиях (время облучения и отжига, температура отжига, концентрация гелия). Результаты анализа сведены в табл.1, в которой для каждого исследованного материала приведены также значения энергии дефекта упаковки.



а



б

Рис. 1. а) дислокационные петли в имплантированной гелием ($10^{-3} \text{ ат.}\%$) и отожженной (973 К , 1 ч) стали 0X16H15M3Т; б) ПЭМ-изображение микроструктуры ниобия, имплантированного гелием до концентрации $1,3 \cdot 10^{-2} \text{ ат.}\%$ и отожженного при 1273 К , 1 ч ($\times 52000$)

Таблица 1

Средний размер межзельных петель в имплантированных гелием и отожженных металлах и сталях с различной ЭДУ

Материал	Мо	Nb	0X16H15M3Б	AISI 316
Параметр	/9/	/рис.1б/	/8/	/11/
Диаметр петли, нм	15	40	70	150
Концентрация гелия или флюенса	$4,5 \cdot 10^{-2} \text{ ат.}\% \text{ He}$	$1,3 \cdot 10^{-2} \text{ ат.}\% \text{ He}$	$1 \cdot 10^{-2} \text{ ат.}\% \text{ He}$	$3,2 \cdot 10^{16} \text{ част/см}^2$
Термообработка	$T=1370 \text{ К}$, 1 ч	$T=1270 \text{ К}$, 1 час	$T=970 \text{ К}$, 1 ч	$T=1020 \text{ К}$, 2 ч
ЭДУ, мДж/м ²	~ 300 /2/	~ 150 /12/	~ 50 /13/	$20 \div 40$ /14/

На основании данных, представленных в таблице 1, можно отметить, что при малых (1 ч) временах отжига, проводимого при $T=0,5T_{пл}$ ($T_{пл}$ – температура плавления в К), выполняется следующее условие: чем меньше энергия дефекта упаковки материала, тем больше средний диаметр межзельных петель. Заметим в этой связи, что согласно многочисленным данным, распухание реакторных материалов до определенных флюенсов тем существеннее, чем ниже ЭДУ [16].

РАДИАЦИОННОЕ УПРОЧНЕНИЕ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ С РАЗЛИЧНОЙ ЭДУ

Если предположить, что доминирующим механизмом низкотемпературной пластической деформации облученных кристаллов является перемещение дислокаций, то очевидно, что они будут испытывать затруднения при своем движении, «наталкиваясь» на препятствия – радиационные дефекты. В зависимости от характеристик этих барьеров (природа, мощность и т.п.) могут различаться способы их преодоления: огибание, срыв, перерезание (модели Зегера, Флейшера, Орована, Формена–Мейкина и др.) или переползание в параллельные атомные плоскости, свободные от дефектов.

Последний случай наиболее наглядно демонстрирует, что в данных условиях значительно сложнее перемещаться расщепленным дислокациям, переползание которых затруднено. Принимая это во внимание, следует ожидать, что эффект радиационного упрочнения будет больше в кристаллах с расщепленными дислокациями, т.е. характеризующихся низкой ЭДУ. Подтверждением сказанному являются, например, результаты экспериментов, выполненных на железе и его сплавах с Co, Ni, Mn (цитируется в [2]). В то же время в некоторых работах [16] приведены данные, свидетельствующие о том, что величины прироста предела текучести чистых Cu, Ni и Al в результате облучения электронами и последующей целенаправленной механико-термической обработки (программное упрочнение) возрастают в соответствии с увеличением ЭДУ. Таким образом, на сегодняшний день нет общепризнанной точки зрения по данному вопросу.

С целью преодоления указанных противоречий и получения дополнительной информации нами были выполнены эксперименты по облучению и последующим механическим испытаниям ряда металлов технической чистоты: Cu, Ni, Nb, Ta, Mo [17–21]. При этом параметры облучения были выдержаны максимально идентичными: ампула с образцами находилась в фиксированном месте вертикального канала реактора ВВР-К, работавшего на постоянной мощности (10 МВт), температура облучения не превышала 373 К. В результате экспериментов по статическому растяжению при 290 К необлученных и облученных образцов установлено (см.рис.2), что, по крайней мере, до флюенса нейтронов $2 \cdot 10^{19}$ н/см² ($E > 0,1$ МэВ) относительный прирост предела текучести уменьшается в соответствии с расположением исследованных металлов по возрастанию величины

ЭДУ, – эффект относительного радиационного упрочнения максимален для Cu ($\gamma_{дв} = 30$ мДж/м²) и минимален для Mo ($\gamma_{дв} = 300$ мДж/м²), т.е. $\Delta\sigma_T/\sigma_T \sim \gamma_{дв}^{-1}$.

Качественно близкий результат был получен ранее в [22], где отмечается, что после облучения металлы с ГЦК-решеткой (низкая ЭДУ) упрочнялись больше, чем металлы с ОЦК-решеткой (высокая ЭДУ). Что же касается упомянутых выше данных по программному упрочнению [16], то причина расхождения этих результатов с нашими заключается скорее всего в том, что в данной работе облучение проводили при сравнительно низких температурах, а последующее деформирование металлов – при высоких, когда становятся подвижными точечные дефекты. Это привело, по-видимому, к усилению взаимодействия точечных дефектов с расщепленными дислокациями, и, как следствие, наблюдалось явление, схожее по своей природе с радиационноотжиговым упрочнением. Поскольку это взаимодействие, как правило, тем больше, чем больше ЭДУ, то и полученный результат, с одной стороны, отличается от нашего, а с другой, – также свидетельствует о важной роли ЭДУ в подобных экспериментах.

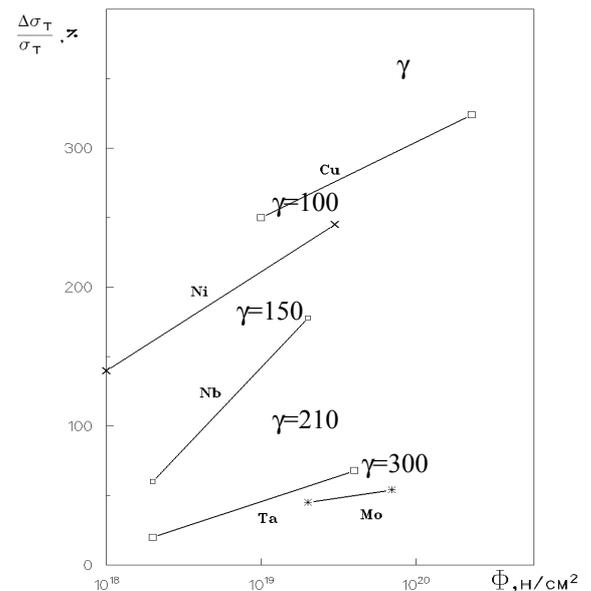


Рис.2. Относительное радиационное упрочнение металлов с различной энергией дефекта упаковки (мДж/м²). Данные по ЭДУ приведены согласно [2,12]

Анализируя имеющиеся экспериментальные данные, мы пришли к выводу, что сравнивать эффекты радиационного упрочнения металлов и сплавов корректнее не по пределу текучести, а по напряжению течения σ_m , соответствующего началу наиболее протяженной стадии пластической деформации, характеризующейся максимальным значением показателя деформационного упрочнения $n = \lg\sigma/\lg\epsilon$ [23]. Согласно нашим данным [24] $n_{\max} \approx 0,3$ для нержавеющей стали 12X18H10T. Это связано с тем, что влия-

ние ЭДУ на величину предела текучести не столь велико, как на значение σ_m , поскольку именно к тому моменту деформации, когда в кристалле будут исчерпаны возможности простого перемещения дислокаций и начнется процесс их накопления с последующим перераспределением и образованием ячеек, способность дислокаций переползать (определяемая, в частности, степенью их расщепленности) должна сыграть большую роль. При этом можно ожидать, что уровень изменения величины σ_m выявится более эффективно, чем степень радиационного упрочнения, найденная на пределе текучести.

РАДИАЦИОННОЕ ОХРУПЧИВАНИЕ

Одной из наиболее важных проблем радиационного материаловедения является охрупчивание – существенное снижение пластичности металлов и сплавов под воздействием одновременно потока высокоэнергетических частиц, температуры и напряжений. В ряде случаев успешная борьба с охрупчиванием затрудняется тем, что технологические мероприятия, направленные на повышение пластичности, влекут за собой ряд непредсказуемых и отрицательных воздействий на другие свойства облучаемых материалов, например, ядерно-физические и коррозионные свойства, свариваемость и т.д.

На основании анализа большого числа экспериментальных результатов – собственных [25,26], и известных из литературы [27,28], можно утверждать, что существуют три отчетливо выраженные температурные области изменения характеристик прочности и пластичности аустенитных нержавеющих сталей и сплавов, которые схематично показаны на рис.3. Видно, что относительное равномерное удлинение материалов с ГЦК-решеткой уменьшается в первой и третьей областях, тогда как во второй практически не изменяется. Причем такое поведение свойственно как необлученным, так и облученным материалам, аустенитным сталям и сплавам.

Установлено также, что в каждой из трех наблюдаемых температурных областей существенно различается вид диаграмм растяжения (I – гладкие, с высоким значением показателя деформационного упрочнения n , II – зубчатые, с различной формой, частотой и амплитудой зубцов, III – гладкие, с низким значением n , но более продолжительным ниспадающим участком сосредоточенной деформации) и характер разрушения материала (I – внутризеренное, с образованием шейки, III – межзеренное, без локализации деформации, II – смешанное).

Ход температурного изменения характеристик пластичности, а также различный вид кривых течения и характера разрушения свидетельствуют, в частности, о том, что при низких и высоких температурах механизмы деформации аустенитных сплавов различаются. Так, в первой и во второй температурных областях на схеме, приведенной на рис.3, преобладающими являются внутризеренные механизмы (I – двойникование, мартенсито-образование и скольжение дислокаций, II – скольжение и переползание дислокаций), а в третьей области – межзеренное

смещение (III – проскальзывание и повороты кристаллитов, сопровождаемые процессами рекристаллизации) [26,27].

Если эффект охрупчивания оценивать величиной $\Delta = (\epsilon_k - \epsilon_0) \cdot \epsilon_0^{-1}$, где ϵ_0 и ϵ_k – характеристики пластичности (относительная деформация) материала до и после облучения соответственно, то обсчет экспериментальных данных, проведенных для различных сталей и сплавов, свидетельствует, что по абсолютной величине Δ сравнительно высока в первой, минимальна во второй и максимальна в третьей области (см.табл.2). В соответствии с этим результатом, а также с учетом температуры облучения различают низкотемпературное и высокотемпературное радиационное охрупчивание.

Исходя из вышеизложенного, представляется разумным проблему охрупчивания аустенитных нержавеющих сталей и сплавов рассматривать как комплексную задачу, имеющую специфические особенности в каждой из обозначенных на схеме температурных областей. В то же время есть веские основания полагать, что во всех трех исследованных диапазонах температур большую роль в становлении пластичности играет энергия дефекта упаковки материала. Так, на основании выявленных закономерностей изменения механических свойств и параметров мартенситного $\gamma \rightarrow \alpha'$ ($\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha'$) перехода в нержавеющих сталях с низкой ЭДУ, мы пришли к выводу [31–34], что изменение пластичности в области 250...420 К связано, в основном, с изменением склонности материалов, облученных нейтронами и альфа-частицами, к мартенситному превращению при деформации. Или, другими словами, поскольку вероятность образования деформационного α' -мартенсита увеличивается с ростом расщепления дислокации, роль ЭДУ в формировании низкотемпературных пластических свойств аустенитных метастабильных сталей становится все более существенной с понижением температуры. В этом случае мартенситное превращение играет двоякую роль: с одной стороны, оно выступает как механизм релаксации напряжений, а с другой, при достаточном количестве α' -фазы, обеспечивает необходимое упрочнение мест сосредоточенного течения в стальном образце и в итоге поддерживает деформацию однородной в пределах его рабочей длины [35].

С ростом температуры ЭДУ аустенитных сталей возрастает [36], и в промежуточном температурном интервале II ее величина становится больше, чем в области I (см.рис.3). Это приводит к тому, что существенную роль в определении пластических свойств при температурах (0,15...0,5) $T_{пл}$ начинает играть динамическое деформационное старение, обусловленное взаимодействием подвижных дислокаций с примесными и легирующими атомами. Многочисленными исследованиями установлено, что увеличение значений ЭДУ с ростом температуры приводит к усилению взаимодействия точечных дефектов с подвижными дислокациями и, как следствие, к изменению прочностных и пластических свойств облученных материалов.

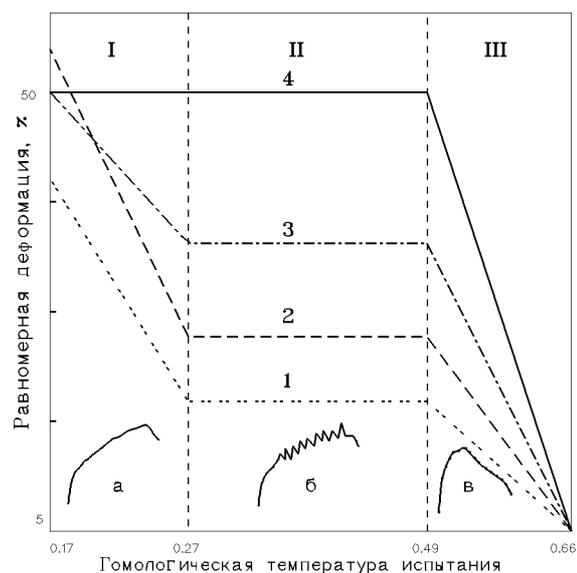


Рис.3. Три температурные области изменения пластичности аустенитных нержавеющей сталей и сплавов (схема). 1, 2 – метастабильная сталь типа 12X18H10T в облученном и необлученном состоянии соответственно, 3 – стабильная аустенитная сталь X16H15M3Б, 4 – высоконикелевый сплав X20H45M4БРЦ. (а, б, в – диаграммы растяжения). Для стали 12X18H10T температуры начала и конца указанных областей составляют соответственно I – 290...470, II – 470...870, III – 870...1170 К

Таблица 2

Изменение пластических свойств аустенитных сталей и сплавов в интервале температур 290...1170 К

№ №	Материал, химический состав	Термообработка, скорость растяжения, состояние материала	Характеристика пластичности, %	Относительное уменьшение пластичности (%) в области температур (К)			Источник
				290...470	470...870	870...1170	
1	12X18H10T	1150°C, 1 ч., 1,6 м/мин, необл.	$\delta_p=43$	49	20	–	[26]
		Облуч. ($2 \cdot 10^{20}$ н/см ²)	$\delta_p=32$	38	0	–	
2	X16H15M3Б	1150°C, 1,5 ч., охл. в воде, необл.	$\delta_p=55$	30	0	60	[28]
		Облуч. ($T_{обл.}=100^\circ\text{C}$, $5 \cdot 10^{20}$ н/см ²)	$\delta_p=30$	25	-70	68	
3.	0X18H19	1100°C, $1 \cdot 10^{-2} \dots 3,5 \cdot 10^{-4}$ с ⁻¹	$\delta_p=55$	36	0	65	[29]
4.	0X17H13M2	1100°C, $1 \cdot 10^{-2} \dots 3,5 \cdot 10^{-4}$ с ⁻¹ , необл.	$\delta_p=40$	16	0	70	
5.	X20H45M4Б	1050°C, 1 ч., необл.	$\delta_p=52$	5	0	-70	/30]
		Облуч. ($1,6 \cdot 10^{21}$ н/см ²)	$\delta_p=35$	0	0	50	

Для этих условий актуальным становится изучение эффекта Портевена–Ле Шателье (определение параметров деформационных полос, классификация зубчатости и т.п.), а также закономерностей упрочнения с одновременным контролем за изменением структуры и элементного состава в зоне локализа-

ции деформации и разрушения образцов необлученных и облученных металлических материалов с различной ЭДУ [37-40].

Отметим, что при ДДС характеристики пластичности ГЦК-кристаллов остаются практически неизменными в отличие от ОЦК-кристаллов, т.е. эффек-

та радиационного охрупчивания аустенитных сталей и сплавов в температурной области II, как правило, не наблюдается.

Можно ожидать, что роль ЭДУ будет также значительной в диапазоне температур, соответствующих области III на схеме 3, где большую роль играют процессы пластической деформации, связанные с границами зерен.

РАДИАЦИОННАЯ ПОЛЗУЧЕСТЬ

Ускорение ползучести металлов и сплавов под облучением является практически важным эффектом, приводящим к нежелательным изменениям размеров и формы деталей и узлов атомного реактора, что может иметь катастрофические последствия. В этой связи оправдан пристальный интерес к этой проблеме (см., например, [10,41]).

Согласно результатам целого ряда исследований реакторной ползучести металлов и сплавов [42-44] выполняется условие $\dot{\epsilon} \sim \gamma_{\text{ду}}$, т.е. скорость ползучести тем выше, чем больше ЭДУ. С учетом соотношения $\Delta\sigma_T/\sigma_T \sim \gamma_{\text{ду}}^{-1}$, полученного выше, имеем $\dot{\epsilon} \sim (\Delta\sigma_T/\sigma_T)^{-1}$. К такому же выводу можно придти, анализируя экспериментальные данные, приведенные в [45,46], из которых следует, что при сопоставимых условиях испытания ($\sigma/\sigma_T \approx 0,75$; $T/T_{\text{пл}} \approx 0,45$) скорость радиационной ползучести алюминия ($41,7 \cdot 10^{-3} \text{ ч}^{-1}$) в несколько раз выше, чем у меди ($15,4 \cdot 10^{-3} \text{ ч}^{-1}$), для которой ЭДУ в 5 раз меньше, чем у алюминия.

Вместе с тем, сами авторы работ [45-47], рассматривая этот вопрос с позиций разрабатываемых ими представлений о корреляции изменений скорости радиационной ползучести и предела текучести, считают, что полученные результаты являются следствием того, что $\sigma_T(\text{Al}) < \sigma_T(\text{Cu})$, и, обобщая, приходят к выводу, что $\dot{\epsilon} \sim \sigma_T^{-B}$, где $B = \text{const}$ ($B > 0$).

Это соотношение, на первый взгляд, не вызывает сомнения, т.к. отражает то обстоятельство, что более прочный на старте материал будет меньше деформироваться в процессе ползучести. Однако это было бы безоговорочно лишь в том случае, если структура и прочность материала под воздействием облучения не изменялись. Между тем многочисленные эксперименты показывают иное: скорость ползучести есть характеристика процесса деформации, и она определяется непрерывно эволюционирующей под облучением структурой (см. обзор [48]). С другой стороны, предел текучести есть характеристика состояния (определяется исходной структурой), и, очевидно, что величина σ_T при длительном облучении в условиях ползучести, по крайней мере, не уменьшается.

В таком случае следует ожидать, что скорость радиационной ползучести будет зависеть, преимущественно, от эффективности упрочнения материала: чем прочнее становится материал, тем меньше он "ползет", т.е. должно выполняться условие: $\dot{\epsilon} \sim \Delta\sigma_T^{-1}$. Может даже оказаться так, что менее прочный на старте материал под воздействием излучения будет упрочняться интенсивнее, и аб-

солютное значение σ_T его станет больше, чем у более прочного до испытания материала. Таким образом, по нашему мнению, существенную роль в определении скорости радиационной ползучести играет не столько абсолютное начальное значение предела текучести, как величина радиационного упрочнения или, в случае сравнения с другими материалами, – относительная величина упрочнения $\Delta\sigma_T/\sigma_T$. Поскольку выше было показано, что изменение $\Delta\sigma_T/\sigma_T$ с ростом флюенса тем больше, чем меньше ЭДУ, то из этого следует, что $\dot{\epsilon} \sim \gamma_{\text{ду}}$.

На наш взгляд, контрольным экспериментом для определения, какое из соотношений $\dot{\epsilon} \sim \sigma_T^{-1}$ или $\dot{\epsilon} \sim (\Delta\sigma_T/\sigma_T)^{-1} \sim \gamma_{\text{ду}}$ является наиболее правильным, мог бы послужить такой, где сравниваются между собой два металлических материала А и В, для которых выполняются условия: $\sigma_A > \sigma_B$, но в то же время $\text{ЭДУ}_A > \text{ЭДУ}_B$ или $\sigma_A < \sigma_B$, $\text{ЭДУ}_A < \text{ЭДУ}_B$. Этими парами материалов могли бы быть, например, медь-никель, или медь-золото и т.п.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Таким образом, изучая рассмотренные выше радиационные эффекты – упрочнение, охрупчивание, ползучесть – следует помнить о том, что в их основе лежит, в основном, взаимодействие двух микрообъектов – движущейся дислокации и препятствий на ее пути. В этой связи можно утверждать, что при анализе этих эффектов необходимо учитывать не только характеристики препятствий – дефектов кристаллической решетки (мощность, распределение и т.п.), но и, в наименьшей степени, параметры самой дислокации, такие как ее расщепленность, контролируемую величиной ЭДУ.

Дефекты упаковки и величина их энергии играют большую роль также и в формировании тонкой структуры при отжиге облученных металлических материалов.

ЛИТЕРАТУРА

1. А.Н.Орлов. *Введение в теорию дефектов в кристаллах*. М., Высшая школа, 1983, 144 с.
2. Я.Д.Вишняков. *Дефекты упаковки в кристаллической структуре*. М., Металлургия, 1970, 216 с.
3. В.С.Хмелевская, В.Г.Малынкин, В.Н.Быков., Ю.В.Желтов, А.И.Иванов. Влияние энергии дефектов упаковки на процессы, происходящие в материалах при облучении. //ВАНТ, серия: *Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение*, 1988, вып. 1(43), 1–80, стр.29–36.
4. В.Ф.Зеленский, И.М.Неклюдов, Т.П.Черняева *Радиационные дефекты и набухание металлов*, Киев, "Наукова думка", 1988, 293с.
5. Ю.В.Конобеев. Радиационные дефекты в металлах. /В сб. *Моделирование на ЭВМ дефектов в кристаллах*. Ленинград, 1979, стр. 40–75.

6. Ш.Ш. Ибрагимов., В.Ф. Реутов. Проблемы поведения гелия в металлах. /В сб.: *Радиационные дефекты в металлах*, Алма-Ата, 1988, Наука, стр. 3–24.
7. Г.Т. Ждан., Б.М. Сукуров., Б.Д. Уткелбаев. Особенности влияния гелия на процесс старения стали 0X16H15M3B. // *Атомная энергия*, 1990, №5, стр. 294–297.
8. В.Ф. Реутов, Б.Д. Уткелбаев., С.П. Вагин., Г.Т.-Ждан. Термическая стабильность дислокационных петель и формирование мелкодисперсных фаз в стали 0X16H15M3B, легированной гелием. // *Атомная энергия*, 1990, т.69, №3, стр. 140–142.
9. Ш.Ш. Ибрагимов, В.Ф. Реутов, Г.Т. Ждан. Развитие дислокационных петель в Мо, легированном гелием, в процессе послерадиационного отжига. /В сб.: *Радиационные эффекты в металлах и сплавах*, Алма-Ата, Изд-во «Наука», 1985, стр. 20–28.
10. С.Н. Вотинов, В.И. Прохоров, З.Е. Островский. *Облученные нержавеющие стали*. М., Наука, 1987, с.127.
11. K. Shiraishi. and K. Fucui. // *Journal of Nuclear Material*, v.117 (1983), p.134-142.
12. В.Н. Трефилов., С.А. Фирстов. /В кн.: «*Металлофизика*», вып.35, Киев, «Наукова Думка», 1971, с.11-34.
13. Ю.В. Конобеев, С.И. Руднев. Оценка ЭДУ петель Франка в нержавеющей аустенитной стали 0X16H15M3B. // *Атомная энергия*, 1982, т.53, №2, с.107-108.
14. G.P. Sanderson. and D.T. Llewellyn. Mechanical properties of standard austenitic stainless steels in the temperature range –196 to +800°C. // *Iron. Steel Inst.*, 1969, v.207, pp.1129-1140.
15. А.М. Шалаев *Радиационно-стимулированные процессы в металлах* “Энергоатомиздат”, 1988, с.175.
16. И.А. Гиндин, И.М. Неклюдов и др. Исследование влияния облучения высокоэнергетичными электронами (250 МэВ) на структуру и свойства алюминия. // *Вопросы Атомной науки и техники, серия: «Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение»*, Вып. 1(1), Харьков, 1974, стр. 71–73.
17. Ш.Ш. Ибрагимов, О.П. Максимкин, Ш.Б. Шиганак, Х.Г. Кадыров. Влияние размера зерна на радиационное упрочнение и охрупчивание меди. /В сб. *Радиационные эффекты в металлах и сплавах*, Наука, Алма-Ата, 1985, с. 108–112.
18. О.П. Максимкин., Ш.Б. Шиганак. *К вопросу о роли границ зерен и упрочнении и высокотемпературном охрупчивании облученных металлических материалов*. Препринт ИЯФ АН КазССР, 1–86, Алма-Ата, 1986, 35 с.
19. О.П. Максимкин. Упрочнение облученного нейтронами ниобия в процессе отжига дефектов. // *Известия АН КазССР*, сер.: «Физ.-мат.», 1994, № 6, с.27–31.
20. О.П. Максимкин. Радиационное и радиационноотжиговое упрочнение тантала. // *ФММ*, т. 80, № 5, 1995, стр. 165–168.
21. Ш.Ш. Ибрагимов., О.П. Максимкин, А.С. Добровольский. Радиационно-отжиговое упрочнение облученных нейтронами молибдена и ниобия и III стадия возврата. /В кн. *Радиационные дефекты в металлах*, Алма-Ата, 1981, с. 189–194.
22. Л.Н. Быстров, Л.Н. Иванов. Действие излучений на металлические материалы. // *Физика и химия обработки материалов*, 1976, № 1, стр. 17–26.
23. Л.Д. Соколов. *Сопrotивление материалов пластической деформации*. Гос. научн.-техн. изд-во литературы по черной и цветной металлургии, М., 1963.
24. О.П. Максимкин, И.В. Астафьев, М.Ж. Сакбаев. Построение диаграмм структурных состояний деформируемой облученной нержавеющей стали 12X18H10T. // *Известия МН-АН РК*, 1997, № 6, с.3-11.
25. В.Д. Балашов, С.Н. Вотинов, П.П. Гринчук. и др. *Роль реакторного облучения в высокотемпературной хрупкости сталей*. Доклад IAEA-SM-120/D-8, Vienna, 1969, v.1, p.429-459.
26. Ш.Ш. Ибрагимов, О.П. Максимкин. Пластичность облученной стали 12X18H10T в области температур 293–823 К. // *Известия АН КазССР*, 1987, №6, с.6-9.
27. Sh.Sh. Ibragimov, O.P. Maksimkin, Sh.B. Shiganakov. Grain boundary deformation in nickel irradiated by α -particles. // *Phys. Status Sol.* (a), v. 75, 1983, p. 55–58.
28. В.Д. Балашов, С.Н. Вотинов, В.И. Прохоров. Влияние облучения на механические свойства ГЦК-сплавов системы Fe-Cr-Ni. // *Препринт НИИАР П-79*, 1970.
29. Л.Э. Альмейда, С.Н. Монтейро. *Значение динамического деформационного старения в аустенитной нержавеющей стали*. // Перевод А-36347, ГПНТБ из сборника "Proceeding of International Conference on Mechanical Behaviour of Materials", 2 nd Boston, 1976, Proceeding p.p. 1697–701.
30. А.М. Паршин, В.Д. Ярошевич, А.И. Лапин. Деформационная способность и склонность к хрупкости аустенитных хромоникелевых сплавов при нейтронном облучении. /В кн. "*Структура, прочность и пластичность сталей и сплавов*", труды ЛПН, №379, с. 13–20.
31. О.П. Максимкин, Ш.Б. Шиганак и др. Исследование зернограничного проскальзывания в никеле и в стали 12X18H10T, облученных нейтронами и α -частицами. // *Изв. АН Каз.ССР*, сер.: «Физ.-мат.», 1985, № 6, с.18–23.
32. Ш.Ш. Ибрагимов, О.П. Максимкин, Д.Х. Садвакасов. Мартенситное превращение и механические свойства стали 12X18H10T, облученной нейтронами. // *ФММ*, 1990, №7, с.199–201.
33. О.П. Максимкин, Д.Х. Садвакасов. Влияние скорости деформации на мартенситное превращение в облученной нейтронами стали. // *ФММ*, 1991, №9, с.202–205.
34. О.П. Максимкин, Д.Х. Садвакасов. Влияние температуры деформации и отжига на мартенситное превращение в облученной нейтронами стали. // *ФММ*, 1992, №5, с.136–139.

35. O.P. Maksimkin, and O.V. Tivanova. The characteristics of Strength and Ductility for Neutron-Irradiation Metals and Alloys. /In "Effects of Radiation on Materials" (20-th International Symposium) ASNM 100 Barr Harbor Drive P.O. Box C 700 West Conshohocken, PA 19428-2959, pp.343-355.
36. Ю.Н.Петров. Дефекты и бездиффузионное превращение в стали. Киев, //Наукова Думка, 1972.
37. О.П.Максимкин, М.Ж.Сакбаев. Процессы старения в облученной нейтронами стали 12Х18Н10Т. //Металлофизика, 1993, т.15, №7, с.13-19.
38. И.В.Астафьев, О.П.Максимкин, М.Ж.Сакбаев. Эффект Портевена-Ле-Шателье в стали 12Х18Н10Т, облученной нейтронами. //Проблемы прочности, 1994, №12, с.52-56.
39. И.В.Астафьев, О.П.Максимкин, М.Ж.Сакбаев. Термические эффекты и энергия западания в процессе прерывистого течения. //Проблемы прочности, 1994, № 11, стр.26-29.
40. О.П.Максимкин, М.Н.Гусев, О.В.Тиванова, Е.А.Ткаченко. Some features of fracture and deformation localization in irradiated metallic polycrystals Abstract of 10-th International Conference on fracture, OAHU, 2-6 December 2001, p.60.
41. М.Д.Абрамович, С.Н.Вотинов, А.Г.Иолтуховский Радиационное материаловедение на АЭС. М., Энергоатомиздат, 1984, 134с.
42. Л.Д.Соколов, Ю.В.Желтов. О связи ползучести и радиационного распухания металлов с энергией дефектов упаковки. //Изв. АН СССР, сер. Металлы, 1977, № 6, стр.115-117.
43. Ю.В.Желтов, И.Г.Мальшев, Л.В.Соколов. О корреляции скорости радиационной ползучести металлов с энергией дефекта упаковки. //Изв. АН СССР, сер. Металлы, 1980, № 3, стр. 177-179.
44. T.L. Reiley. On the stacking fault energy dependence of irradiation creep. //Scripta Met., 1981, v.15, N 3, p. 313-317.
45. С.К.Кусаинов. Исследование радиационной ползучести алюминия и урана. Автореферат диссертации на соискание ученой степени канд. физ.-мат. наук, Алма-Ата, 1984.
46. Е.В.Чумаков. Ползучесть поликристаллической меди при реакторном облучении. Авто-реферат диссертации на соискание ученой степени канд. физ.-мат. наук, Алма-Ата, 1987г.
47. Д.В.Камшилин Исследование корреляции между скоростью ползучести и пределом текучести облучаемых металлических материалов. Автореферат диссертации на соискание ученой степени канд. физ.-мат. наук, Алма-Ата, 1991.
48. Е.Н.Логунцев, В.А.Сафонов, С.Н.Тюменцев, А.В.Козлов, В.Н.Налесник. Дислокационная структура, развивающаяся в процессе радиационной ползучести. //ФММ, 1984г., т.57, №4, с.802-807.