

РАДИАЦИОННО-ИНДУЦИРОВАННЫЙ МЕХАНИЗМ ОБРАЗОВАНИЯ СУПЕРДИСЛОКАЦИЙ В СЛОЖНОЛЕГИРОВАННЫХ СПЛАВАХ ЦИРКОНИЯ

В.В. Брык

(ННЦ "Харьковский физико-технический институт",
г. Харьков, Украина)

Предложен механизм образования периодически чередующихся рядов вакансионных и междоузельных дислокационных петель в сплаве Zr-Nb-Sn-Fe при облучении.

Образование супердислокаций - упорядоченных структур дислокационных петель, расположенных периодически вдоль определенных кристаллографических направлений, неоднократно наблюдалось экспериментально в различных материалах [1,2], в том числе и в циркониевых сплавах [3,4]. Такие структуры Адамсоном названы "вельветовым контрастом" (из-за чередования светлых и темных полос на снимках микроструктуры.) Это же явление упорядочения наблюдалось нами в облученном нейтронами циркониевом сплаве Э-635, легированном Sn, Nb и Fe (Рис.1) [5]. Впоследствии, образование супердислокаций в этом сплаве было зафиксировано и в работах ГНЦ РФ ВНИИМ [6]. Таким образом, можно утверждать, что это явление характерно для сплава Э-635.

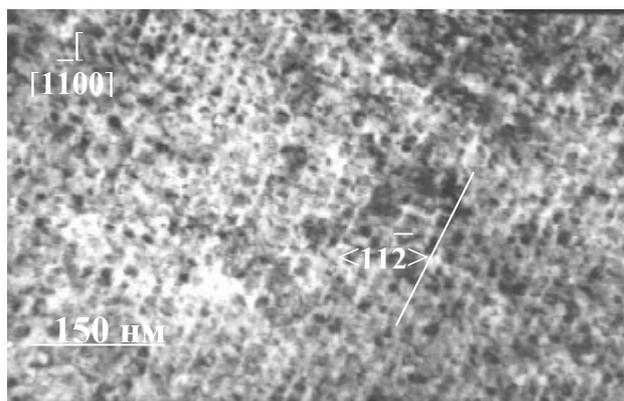


Рис. 1 Супердислокации в сплаве Э-635, облученном в реакторе БОР-60

Интерес к изучению подобного рода структур обусловлен не только их влиянием на изменение макроскопических свойств ма-

териала, но и уникальной природой супердислокаций. Их свойства не укладываются в общепризнанную схему эволюции краевых дислокаций и дислокационных петель. Так междоузельные супердислокации вместо того, чтобы монотонно увеличивать радиус или находятся в стационарном состоянии, или исчезают при больших дозах облучения. Появление вакансионных супердислокаций кажется еще более удивительным, так как вакансионные петли имеют преференс к междоузлиям и, следовательно, не могут расти. Зарождение их в каскадах не может объяснить упорядочение вакансионных петель [2], а, следовательно, и образование из них супердислокаций.

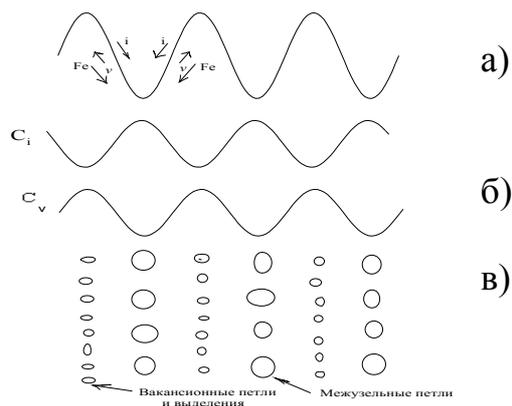


Рис.2 Схема модели образования супер-дислокаций в сплаве Э-635 при облучении; а - концентрационная волна олова; б - профиль концентрации междоузельных атомов; в - профиль концентрации вакансий; г - схема образующейся при облучении дислокационной структуры

Объяснение этих физических явлений с единой точки зрения дано в работе [7], где в рамках линейной теории упругости вычисляется энергия взаимодействия супердислокаций с точечными дефектами (ТД) и собственная энергия супердислокации. Показано, что с ростом плотности петель в супердислокации её собственная энергия растет, а энергия взаимодействия с ТД уменьшается. Последнее обстоятельство становится причиной уменьшения преференса супердислокации в сравнении с преференсом изолированной петли. В этой работе объяснены также и особенности поведения междоузельных и вакансионных супердислокаций при увеличении дозы облучения. Однако причины образования упорядоченного чередования рядов междоузельных и вакансионных петель в рамках линейной теории упругости также не объяснимы. По мнению автора, зарождение подобных структур можно объяснить, рассматривая некоторые особенности распада пересыщенного твердого раствора при облучении.

Известно, что при определенных температурно-концентрационных условиях состояние пересыщенного твердого раствора оказывается абсолютно нестабильным (лабильным), тем более, если при этом материал облучается. Эти условия можно выяснить с помощью диаграммы состояния под облучением, отражающей только значения объемной (химической) свободной энергии¹. Это оправданно, так как при анализе образования зон или когерентных выделений можно пренебречь поверхностной энергией и рассматривать процесс распада с образованием "сегрегатов" флуктуацией состава. Особое значение при зонном распаде имеет большая концентрация вакансий. При облучении это условие всегда обеспечено. Принимая во внимание появление большого числа мелкодисперсных когерентных выделений при облучении материалов, спинодальный характер их зарождения вполне вероятен. Рассмотрим особенности такого процесса и следствия, к которым это может привести.

¹ К сожалению, такие диаграммы, как правило, отсутствуют.

Процесс расслоения твердого раствора на стабильные фазы будет сопровождаться соответствующими потоками атомов легирующих элементов. Очевидно, что эти потоки должны приводить к согласованной миграции дефектов - вакансий и междоузлий. Причем, если расслоение твердого раствора будет носить спинодальный, т.е. периодический характер, то и концентрация дефектов вследствие миграции будет иметь периодические пространственные колебания (Рис.2). Эти потоки будут самосогласованными, но для вакансий и междоузлий противоположно направленными. Рассматривая циркониевый сплав Э-635 разумно предположить, что конечным итогом распада будет образование выделений Zr_4Sn . Поэтому, по мере распада твердого раствора будет возникать нарастающая концентрационная волна атомов олова (см. рис. 2а). Этот процесс должен сопровождаться направленным в зоны увеличения концентрации олова потоками вакансий, так как вакансии являются не только носителями атомов, но и играют роль "третьего" элемента [8]. Очевидно, навстречу вакансионному потоку возникнет поток собственных атомов, состоящий, главным образом, из атомов железа - элемента наиболее быстро диффундирующего в растворе Zr-Nb. Возникнут обогащенные железом области. Железо же, как подрамерная примесь, будет быстро вытесняться из гангельной конфигурации в междоузельное положение собственными атомами. Поэтому, наряду с модулированными периодическими химическими неоднородностями будут самосогласованно возникать области пересыщенные по междоузлиям и вакансиям так же периодически расположенные в объеме материала. Очевидно, что в областях с вакансионным пересыщением будут зарождаться вакансионные дислокационные петли (подобно их зарождению в каскадах) и предвыделения Zr_4Sn , а в областях с междоузельным пересыщением междоузельные петли с сегрегированным на них железом или выделения с высокой концентрацией железа, например, $(Zr,Nb)_2Fe$ или $(Zr,Nb)_3Fe$. Понятно, что эти петли будут упорядочены в определенных кристаллографических направлениях. Та-

ким образом, должна образоваться упорядоченная структура чередующихся вакансионных и междоузельных супердислокаций. В работе [9], где изучалась природа петель, образующих "вельветов" контраст, было установлено, что ряды петель состоят преимущественно из вакансионных петель, между которыми расположены междоузельные петли. Как видим, предложенный механизм должен приводить именно к структурам такого рода. Более того, в зависимости от того какие химические элементы принимают участие в расслоении твердого раствора можно предположить образование нескольких видов возникающих упорядоченных структур:

- чередование вакансионных и междоузельных супердислокаций;
- чередование вакансионных супердислокаций с рядами, состоящими из междоузельных петель и выделений;
- чередование междоузельных супердислокаций с рядами, содержащими выделения и вакансионные петли.

Нельзя забывать и о диффузии различных комплексов дефектов, в том числе и дефект - атом примеси, образующихся при облучении, поэтому точная схема процесса будет выглядеть несколько сложнее, однако, суть его от этого не изменится.

В заключение отмечу, что подобное разделение потоков точечных дефектов при расслоении твердого раствора сплава 33Fe-66Cr-Al наблюдалось ранее в работе [10]. В этом сплаве при дозе облучения 100 с.н.а. были обнаружены распухшие и свободные от пор области размером ~500 нм. Распухшие отдельные зоны достигали 25 %. Распухшие области обогащались по железу и обеднялись по хромю, а области не подверженные распуханию, соответственно, обеднялись по железу (до 18%) и обогащались по хромю (до 82%). Такая существенная структурная и химическая неоднородность облученного сплава 33Fe-66Cr-Al в работе [10] также объяснялась тенденцией сплава к спинодальному распаду и действием эффекта Киркендалла.

Автор благодарит И.М. Неклюдова и О.В. Бородин за полезные обсуждения затронутых в работе вопросов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. V.K. Sikka, J Moteff. Damage in neutron-irradiated molybdenum. (1) Characterization of as-irradiated microstructure// J. Nucl. Mater., 1974. Vol 54. p.325-345.
2. J.E. Westmoreland, J.A. Sprague, P.R. Malberg. Dose rate effects in nickel-ion irradiated nickel.-Radiat.Eff. 1975. Vol. 26. p.1-16.
3. Jonstons A., Kelly P.M., Blayk R.G. // J. Nucl.Mater. 1977. Vol. 66. p.236-242.
4. Adamson R.B., Bell W.L. and Lee D. ASTM-STP 551(1974). p.14.
5. О.В. Бородин, В.В. Брык, И.М. Неклюдов и др. Эволюция структурно-фазовых состояний циркониевых сплавов под облучением //ВАНТ Труды конференции "Проблемы циркония и гафния в атомной энергетике" 14-19 июня 1999г. г.Алушта, Крым. с. 119-120.
6. В.И. Шишов, А.В. Никулина, А.В. Целищев, М.М. Перегуд, В.А. Маркелов Радиационно-индуцированный рост и изменения микроструктуры в циркониевых сплавах под действием нейтронного облучения //ВАНТ Труды конференции "Проблемы циркония и гафния в атомной энергетике" 14-19 июня 1999г. г.Алушта, Крым. с.122.
7. Turkin A.A., Dubinko V.I. Formation of dislocation patterns under irradiation // Appl.Phys. 1994. Vol.A58. p.35-39.
8. Я.С. Уманский, Ю.А. Скаков. Физика металлов. Атомное строение металлов и сплавов.- М.: Атомиздат, 1978. с. 352/
9. P.M. Kelly, R.G. Blake and A. Jonstons// J. Nucl.Mater., 1976. Vol. 59. p.307.
10. Bryk V.V., V.N. Voyevodin, I.M. Neklyudov, A.N. Rakitskij. Microstructure investigation of Cr and Cr alloys irradiated with heavy ions// J. Nucl.Mater. 1995. Vol. 225. p.146-153.