

КРАТКИЕ СООБЩЕНИЯ

УДК 621.039.531

О ВОЗМОЖНОСТИ ОБРАЗОВАНИЯ МАРТЕНСИТА В АУСТЕНИТНЫХ НЕРЖАВЕЮЩИХ СТАЛЯХ ПОД ОБЛУЧЕНИЕМ

И.Н.Лантев, А.А.Пархоменко

Национальный научный центр «Харьковский физико-технический институт», г.Харьков, Украина

У метастабільній аустенітній сталі X18Ni10Ti під опроміненням, у місцях із підвищеною концентрацією вакансій, виникають всебічні розтягувальні напруження. Показано, що одним з реальних механізмів релаксації цих напружень може бути фазовий $\gamma \rightarrow \alpha$ перехід з утворенням α -мартенсіту.

В метастабильной аустенитной стали X10Ni10T под облучением, в местах с повышенной концентрацией вакансий, возникают всесторонние растягивающие напряжения. Показано, что одним из реальных механизмов релаксации этих напряжений может быть фазовый $\gamma \rightarrow \alpha$ переход с образованием α -мартенсита.

All size tensile stresses arise in the metastable austenitic stainless steels type Kh18Ni10Ti under irradiation. It is shown, that the $\gamma \rightarrow \alpha$ phase transition with α -martensitic nucleation is the of the real relaxation mechanism of the such stresses.

В настоящее время одним из актуальных вопросов реакторного материаловедения является прогнозирование поведения внутрикорпусных устройств (ВКУ) реакторов типа ВВЭР. Этот интерес связан с возможностью значительных структурно-фазовых изменений этих материалов и связанных с ними изменений свойств (в том числе распухания), стимулированных низкими скоростями создания смещений, не превышающими 10^{-10} сна/с [1].

Целью данной работы является изучение возможности протекания в материалах ВКУ – аустенитных нержавеющей сталей типа X18Ni10T – бездиффузионных фазовых превращений мартенситного типа и их возможной роли в стимулировании других структурных изменений и свойств.

Под облучением в материалах из-за высокой вакансионной пересыщенности могут возникать и накапливаться напряжения всестороннего растяжения [2, 3].

В условиях, когда подавлена подвижность дислокаций (в конце инкубационного периода распухания), релаксация возникающих напряжений возможна за счет фазообразования. Релаксация ГЦК- и ОЦК- решеток в результате мартенситных превращений объясняется объемным несоответствием $\gamma \rightarrow \alpha$ состояний (которое может достигать 1,6 %) и обусловлена поглощением вакансий мартенситом из окружающей аустенитной матрицы. Особенно эффективным этот способ релаксации может оказаться в местах флуктуационных повышений концентрации вакансий, в том числе в каскадах смещений.

Анализ литературы, касающейся мартенситных превращений в деформируемых аустенитных необлученных и облученных сталях, косвенно подтверж-

дает возможность такого рода превращений под действием напряжений. Так было выяснено, что:

а) для протекания индуцируемых напряжением мартенситных превращений предпочтительны именно растягивающие напряжения [4]. Под действием сжимающих гидростатических напряжений $\gamma \rightarrow \alpha$ переход затрудняется;

б) в облученной аустенитной хромоникелевой стали X18Ni10T наблюдается эффект значительного увеличения температуры конца индуцированного напряжением (деформацией) мартенситного превращения (МП) от 130 до 330°С (верхней температуры области, где возможен $\gamma \rightarrow \alpha$ переход) [5], что соответствует рабочим температурам ВКУ ВВЭР;

в) местами концентрации напряжений, способствующими МП в необлученных сталях, являются дефекты упаковки [6]. В свою очередь дефекты упаковки могут являться одной из основных структурных составляющих дефектной структуры сталей, облученных при температурах $\leq 300 \dots 330^\circ\text{C}$ [7];

г) установлено, что образование мартенсита облегчается с понижением энергии дефекта упаковки (Э.Д.У) стали [8], а в работе [9] однозначно установлена возможность снижения Э.Д.У материалов под облучением.

Известно, что мартенситная прослойка объемом V_m возникает в структурной ячейке γ -фазы объемом V_γ и ограничена ее естественными границами (границы зерна, границы ранее возникших прослоек и др.).

Для понимания роли вакансий в этом процессе обратимся к классической схеме энергетических состояний (см. рис.), лишь заменим межатомные расстояния на объемы элементарных кристаллических ячеек ω_γ и ω_α в соответствующих фазовых состояни-

ях, которые определим как V_γ/N_γ и V_μ/N_μ , соответственно. Фактически ω можно трактовать как объем атома в соответствующем состоянии. Увеличение, например, ω_γ объясняется накоплением избыточной концентрации вакансий в объеме γ -фазы. На схеме это изобразится, как заполнение энергетической “ямы” (заштрихованная область рис.1) и повышения E_γ до E_{\max} .

Заполнение “ямы” – процесс, строго говоря, флуктуационный и, следовательно, скачкообразный. В каком-то кристаллографическом направлении или в плоскости достигается скачком необходимое вакансионное пересыщение, превышает энергия активации процесса и, так же скачком, происходит превращение части объема γ -фазы в мартенсит. За счет поглощения мартенситом вакансий из объема, напряжения в нем релаксируют. Общая энергия системы (ячейка аустенита + прослойка мартенсита) снижается, и возникают условия для нового ее накопления. Процесс идет с поглощением энергии. Определив V_γ и V_μ , легко подсчитать концентрацию вакансий (C_v), необходимую для фазового $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения.

Для упрощения расчетов условно примем, что ячейка аустенита имеет форму шара с радиусом R , а мартенситная прослойка – эллипсоид вращения, вписанный в этот шар.

Тогда

$$n_v = \frac{4}{3} \pi R^2 r \cdot \frac{\omega_\mu - \omega_\gamma}{\omega_\gamma \omega_v},$$

где

R – радиус структурной ячейки аустенита, в которой возникает мартенсит;

r – малый радиус мартенситной прослойки;

ω_γ – объем атома в аустените;

ω_μ – объем атома в мартенсите;

ω_v – объем вакансии

и если $n_\gamma = \frac{V_\gamma - V_v}{\omega_\gamma}$,

где

$$V_\gamma = \frac{4}{3} \pi R^3, \text{ а } V_v = n_v \cdot \omega_v,$$

то

$$C_{v_{\gamma \rightarrow \alpha}} = \frac{r(\omega_\mu - \omega_\gamma)}{R\omega_\mu \omega_v + r(\omega_\mu - \omega_\gamma)(\omega_\gamma - \omega_v)}.$$

Эта формула выражает среднюю концентрацию вакансий в объеме структурной ячейки, в которой протекает образование и развитие мартенсита в виде линзы. Подобное же выражение можно получить и для сигарообразного (иглообразного) мартенсита, в котором только все R и r будут во второй степени.

Если вся структурная ячейка претерпевает мартенситное превращение, то $R = r$ и

$$C_{v_{\gamma \rightarrow \alpha}} = 1 \cdot \frac{\omega_v}{\omega_\mu - \omega_\gamma} + 1.$$

Эта концентрация, необходимая для превращения всей ячейки в мартенсит, одновременно выражает и ту локальную концентрацию вакансий, которая необходима для начала старта превращения в любой части объема структурной ячейки.

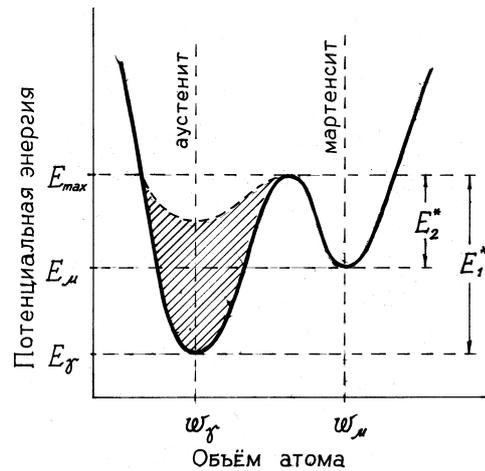


Схема зависимости потенциальной энергии аустенитной стали от ее фазового состояния

E_γ, ω_γ – потенциальная энергия и объем атома аустенита;

E_μ, ω_μ – потенциальная энергия и объем атома мартенсита;

E_1^*, E_2^* – энергия активации прямого (E_1^*) и обратного (E_2^*) фазового перехода

В сталях (сплав железо-углерод) $\omega_\mu - \omega_\gamma$ меняется от 1,2 до 1 \AA^3 с ростом концентрации углерода от 0 до 1,8 %.

Если $\omega_v \approx \omega_\gamma$, то величина $C_{v_{\gamma \rightarrow \alpha}}$ может изменяться в пределах 0,05...0,04 соответственно. Уменьшение $C_{v_{\gamma \rightarrow \alpha}}$ с ростом концентрации углерода в стали понятно. Углерод сам создает в решетке железа напряжения растяжения, которые растут с ростом его концентрации, а вакансионная доля вклада в усилия фазового перехода уменьшается. Полученная приближенная оценка концентрации вакансий, необходимой для $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения в сталях, является реальной для условий реакторного облучения, образования каскадов смещений и их перекрытия при флюенсах, не превышающих инкубационного периода распухания [10].

Таким образом, одним из возможных способов релаксации растягивающих напряжений, возникающих в метастабильной аустенитной нержавеющей стали X18H10T под облучением, является фазовое $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение с образованием α -мартенсита, протекающее в областях с повышенной концентрацией вакансий, в том числе в каскадах смещений.

ЛИТЕРАТУРА

1. S.I.Porollo A.N.Vorobjev, Yu.V.Konobeev at al. The influence of PWR-relevant atomic displacement rates and temperatures on void swelling // *Contribution of Materials investigation to the contribution of problems encountered in PWR (Materials Int. Symp. 14-18.09.1998)*. Fontevraud, France, p.93-97.
2. И.М.Ковенский, Н.В.Подборнов. Влияние вакансий на внутренние напряжения в электроосажденных металлах // *Металлы*. 1992, №5, с.189-192.
3. А.В.Кацман, Н.П.Резникова. О связи инкубационного периода распухания с внутренними напряжениями, возникающими в кристаллах при облучении // *Радиационное материаловедение. (Труды Международной конференции по радиационному материаловедению, г.Алушта, 22-25 мая 1990 г.)*. М.: ЦНИИАтоминформ, 1990, т.5, с.187-194.
4. J.R.Patel and M.Cohen // *Acta Metallurgica*. 1953, v.1, p. 531-538.
5. N.Hashimoto, S.J.Zinkle, A.F.Rowcliffe at al. // *Journal of Nuclear Materials*. 2000, v.283-287, p.528-534.
6. Y.A.Venables // *Phil. Mag.* 1962, v.7, p.35-43.
7. В.Ф.Зеленский, И.М.Неклюдов, Т.П.Черняева. *Радиационные дефекты и распухание металлов*. Киев: «Наукова думка», 1988.
8. H.M.Otte // *Acta Metallurgic*. 1957, v.5, p.614-619.
9. А.А.Пархоменко *К вопросу о влиянии облучения на энергию дефекта упаковки* // *Научные ведомости*, 1998, № 1(16). Изд-во БГУ, с.75-80.
10. P.J.Maziasz. Overview of microstructural evolution in neutron-irradiated austenitic stainless steels // *Journal of Nuclear Materials*. 1993, v.205, p.118-145.