

Существующие модели деформации поликристалла не позволяют предсказать преимущественный поворот решетки отдельного зерна.

На основании результатов, полученных для 4-х исследованных зерен, можно заключить, что основным фактором, определяющим траекторию переориентации зерна, является его пластическое взаимодействие с соседними зернами.

ЛИТЕРАТУРА

1. Рыбин В.В. Большие пластические деформации. М.: Металлургия, 1986. 224 с.

2. Kröner E. Zur plastischen Verformung des Vielkristalls // Acta. Met. 1961. V. 9. № 2. P. 155-161.
3. Tiem S., Bervejieller M. and Ganona G.R. Grain shape effects an the slip system activity and on the lattice rotations // Acta Met. 1986. V. 34. № 11. P. 2139-2149.
4. Рыбин В.В., Титовец Ю.Ф., Самоилов А.Н. Применение метода локальной рентгеновской дифрактометрии для исследования пластически деформированных поликристаллов // Заводская лаборатория. 1988. Т. 54. № 2. С. 44-55.
5. Вассерман Г., Гревен Н. Текстуры металлических материалов. М.: Металлургия, 1969. 655 с.

БЛАГОДАРНОСТИ: Работа поддержана РФФИ (грант № 99-02-16876).

УДК 669.01 (075.8)

ВЛИЯНИЕ МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ НА КРИОГЕННЫЕ СВОЙСТВА АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ

© А.М. Минаев, Л.Н. Тялина

Россия, Тамбов, Государственный технический университет

Minaev A.M., Tyalina L.N. Influence of martensite transformation on the cryogenic properties of austenitic steels. In activity, the findings of the investigation of the toughness of steels X18H10T and X17H13M3T in the temperature range 300...77 K are adduced. With temperature increase in these steels under impact destruction, martensite deformation (α'') is derived. The transformation of austenite in α'' -phase augments the activity of the germing of a crack, but reduces the activity of its development. The influence of the two inversely operational factors results in relation of toughness to temperature, by the way, by maximum curve.

Из свойств, наиболее чувствительных к изменению температуры, является ударная вязкость. От того, как она изменяется с понижением температуры, зависит надежность работы конструкции. Нами исследовалось поведение аустенитных сталей X18H10T и X17H13M3T при охлаждении от 300 до 77 К. В этом температурном интервале α' -фазы (мартенсита охлаждения) в обеих сталях обнаружено не было. Эксперименты по разрушению образцов показывают, что в стали X18H10T образуется мартенсит деформации (α'' -фаза) при снижении температуры, начиная от 300 К. Чем ниже температура испытания, тем больше образуется α'' -фазы. В стали X17H13M3T α'' -мартенсит обнаруживается лишь ниже 173 К. Эти температуры (300 и 173 К) можно принять за точки M_d рассматриваемых сталей.

Сериальные зависимости «ударная вязкость – температура» были получены на 5-ти образцах стандартного типа с разными надрезами и поперечным сечением. В стали X18H10T при понижении температуры вязкость возрастает с 2,3 МДж/м² (температура 300 К) до 3,0 МДж/м² (температура 170 К), а затем плавно снижается до 2,5 МДж/м² к температуре 77 К. В стали X17H13M3T наблюдается несколько иная зависимость: при охлаждении ударная вязкость сначала падает с 2,5 МДж/м² (300 К) до 1,7 МДж/м² при 170 К, после чего начинается ее рост до 2,3 МДж/м² (77 К). Такое изменение свойств сталей объясняется фазовым $\gamma \rightarrow \alpha''$ -превращением, которое протекает в процессе деформации. Это подтверждается тем, что подъем

ударной вязкости, например, в стали X17H13M3T совпадает с температурой начала образования мартенсита деформации – точкой M_d (~170 К).

Экспериментально было показано, что превращение аустенита в мартенсит деформации ($\gamma \rightarrow \alpha''$) увеличивает работу зарождения трещины (A_3), а образовавшийся α'' -мартенсит уменьшает работу ее развития (A_p). Наличие двух противоположно действующих факторов приводит к зависимости a_n (или $A_n = A_3 + A_p$) от температуры в виде кривой с максимумом.

Важным для практики является вопрос о влиянии на ударную вязкость уже имеющегося мартенсита, полученного до испытания. Для выяснения этого вопроса заготовки из стали X18H10T подвергались растяжению при 173 К на различную величину с целью получения разного количества мартенсита. Из таких деформированных заготовок изготавливались ударные образцы, имеющие 0, 5, 10, 20 и 30 % мартенсита. Делалось три вида надрезов ($r = 0,25; 0,5$ и 1,0 мм) на глубину во всех случаях 2,0 мм. Были построены зависимости вязкости этих образцов от температуры. Оказалось, что увеличение в структуре мартенситной составляющей уменьшает ударную вязкость при 300 К в основном за счет снижения работы распространения трещины, тогда как работа зарождения трещины изменяется мало. Увеличение исходного количества мартенсита до 10 % при 173 К снижает только работу распространения трещины; при большом количестве α'' -фазы начинает падать и работа зарождения трещины.

ны при практически постоянном и очень низком значении A_p .

Как отмечалось ранее, прирост ударной вязкости в стали X18H10T наблюдается при понижении температуры до 173 К. Величина этого максимума уменьшается при обострении надреза. При определенной «крити-

ческой» остроте надреза ($r < 0,2$ мм) вязкость перестает зависеть от температуры.

Влияние исходного количества мартенсита на температурную зависимость вязкости подобно влиянию изменения остроты надреза: при содержании мартенсита $\geq 30\%$ в ударных образцах температурного максимума вязкости не наблюдается.

УДК 539.67:620.17

НЕУПРУГИЕ ЭФФЕКТЫ ПРИ ИЗУЧЕНИИ ЛОКАЛЬНОЙ ПОВРЕЖДЕННОСТИ СТАЛЕЙ

© А.Н. Чуканов

Россия, Тула, Государственный университет

Chukanov A.N. Inelastic effects at study of local damage of steels. The supervision and analysis of inelastic effects accompanying local destruction can serve the thin tool of research into the origin of destruction. The parameters of similar inelastic effects reflect the evolution of the pressure field at the concentrator (crack) and testify to the material condition. In the work, the mechanism of inelastic relaxation of the Bordony type is specified at development local damage in α -Fe and steels.

Начало разрушения (этап обратимой локальной поврежденности – ЛП), как правило, связано с исчерпанием микропластичности у концентратора пиковых напряжений путем их релаксации и дальнейшим развитием внутренних поверхностей. Наблюдение и анализ сопутствующих ЛП эффектов неупругой релаксации может служить тонким инструментом исследования зарождения разрушения. Параметры подобных неупругих эффектов (НЭ), отражая эволюцию поля напряжений концентраторов, свидетельствуют о предельности состояния материала. Сложность заключается в точной идентификации механизма НЭ, развивающегося при ЛП.

В ОЦК металлах при развитии ЛП может формироваться НЭ, отражающий термически стимулированное взаимодействие парных дислокационных перегибов на головных дислокациях плоских скопления в окрестностях концентратора (трещины) [1]. Цель работы – уточнение механизма НЭ с участием двойных термических перегибов в поле напряжений концентратора в α -Fe при развитии ЛП малоуглеродистых сталей.

На температурных зависимостях внутреннего трения (ТЗВТ) α -Fe известны два релаксационных максимума, обусловленных образованием парных геометрических перегибов в плоских скоплениях дислокаций. Это процессы α - и γ -релаксации Бордони [2]. Согласно модели В.И. Владимирова [3], парные перегибы на краевых дислокациях могут объединяться под действием поля пиковых напряжений концентратора с образованием субмикротрещины. Учитывая вероятностный характер термофлуктуационного образования и слияния дислокаций в месте перегиба, можно предположить, что подобная субмикротрещина осциллирует (раскрывается и закрывается) в поле знакопеременных напряжений. Это значительно видоизменяет протекающие α - и γ -релаксации Бордони.

В общем случае, энергия активации релаксационного процесса Бордони может быть представлена в виде [2]:

$$W = 2W_n \left[1 - \left(\frac{\sigma}{\sigma_n} \right)^n \right], \quad (1)$$

где $2W_n$ – энергия активации образования парного перегиба критической длины, $\sigma = \text{const}$ – среднее значение напряжений, действующих в кристалле, σ_n – напряжение Пайерлса, $n \approx 3/4$. Модель В.И. Владимирова не учитывает, что плоские скопления в ОЦК металлах образованы смешанными дислокациями. Для уточненного расчета¹ энергии W_n в ОЦК железе должен рассматриваться процесс образования наклонного перегиба на смешанной дислокации. Упругая энергия наклонного перегиба W_n в приближении линейного натяжения в общем виде была рассчитана в [4]:

$$W_n = W_{n0} \pm \frac{\nu G b^2 d |\cos \beta \sin \beta|}{2\pi(1-\nu)} \ln \frac{d}{2\epsilon r \sin \psi}, \quad (2a)$$

$$W_{n0} = \frac{G b^2 d}{4\pi} \left(\cos^2 \beta + \frac{\sin^2 \beta}{1-\nu} \right) \times \\ \times \left[(\cos \psi - 1) \text{ctg} \psi \ln \frac{d}{\epsilon r \sin \psi} - 2 \text{ctg} \psi \ln \left(\cos \frac{\psi}{2} \right) + \right.$$

¹ Расчет выполнен при участии проф. Д.М. Левина (ТулГУ)