

05

Связь энергии деформации с коэффициентом Пуассона при циклическом нагружении аустенитной стали

© В.В. Мишакин, В.А. Ключников, А.В. Гончар

Институт проблем машиностроения РАН,
603024 Нижний Новгород, Россия
e-mail: imndt31@mts-nn.ru

(Поступило в Редакцию 5 сентября 2014 г.)

Исследована связь плотности энергии пластического деформирования стали 08X18H10T с коэффициентом Пуассона при циклическом нагружении. Получено, что выделение фазы мартенсита в процессе нагружения приводит к существенному увеличению плотности энергии пластического деформирования мягкой фазы – аустенита и изменению коэффициента Пуассона всего материала. Показано, что коэффициент Пуассона можно использовать в качестве диагностического параметра состояния аустенитной стали, в которой происходят фазовые превращения в процессе циклического деформирования.

Введение

В процессе циклического нагружения в поликристаллических материалах происходит сложный процесс эволюции микроструктуры, связанный с процессом накопления микроповреждений — вакансий, дислокаций, микропор, микротрещин и др. Кроме процесса накопления микроповреждений в сталях, например в сталях аустенитного класса, широко используемых в машиностроении, при усталостном нагружении и пластическом деформировании могут происходить интенсивные фазовые превращения, которые приводят к существенным изменениям физических свойств материала. Основные фазовые превращения в сталях аустенитного класса заключаются в формировании из фазы аустенита γ двух типов мартенситных фаз: α' -мартенсита, имеющего объемно-центрированную кубическую кристаллическую (ОЦК) решетку и ε -мартенсита, обладающего гексагональной плотноупакованной решеткой (ГПУ) [1–4]. Из-за различий в структуре α' -мартенсит обладает более высокой прочностью и термодинамической устойчивостью в отличие от ε -мартенсита, и его формирование является более предпочтительным. Мартенситные превращения могут происходить следующими способами: $\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha'$ или $\gamma \rightarrow \alpha'$ [1,2]. Характерной и важной особенностью мартенсита является его высокое сопротивление пластической деформации [1].

Аустенит γ и ε -мартенсит являются парамагнетиками, α' -мартенсит — ферромагнетиком. В процессе усталостного разрушения при выделении дополнительных фаз изменяются магнитные, прочностные свойства материала. Эти превращения влияют как на интенсивность деформационного упрочнения, так и на зарождение микроскопических усталостных трещин. Экспериментальные исследования показали высокую корреляцию между плотностью микротрещин и объемной долей кристаллов мартенсита [5]. Количество образовавшегося мартенсита может являться определяющим фактором усталостной деградации метастабильных аустенитных сталей [6].

Отличие модулей упругости выделившейся фазы мартенсита от модулей матрицы материала приводит к изменению упругих и акустических характеристик всего сплава.

Модель

В приближении Фойгта влияние фазы мартенсита на модули упругости всего материала можно учесть с помощью следующего выражения [7]:

$$M_c = M_1 \vartheta_1 + M_2 \vartheta_2, \quad (1)$$

где M_c , M_1 , M_2 — модули упругости всего материала, фазы 1 и фазы 2 соответственно, ϑ_1 , ϑ_2 — процентное содержание фаз 1 и 2 соответственно, $\vartheta_1 + \vartheta_2 = 1$.

Модули упругости функционально связаны со скоростями распространения упругих волн в сплавах. Связь модуля Юнга E и модуля сдвига μ со скоростью упругих волн выражается с помощью следующих выражений [8]:

$$E = \frac{\rho V_T^2 (4V_T^2 - 3V_L^2)}{V_T^2 - V_L^2}, \quad (2)$$

$$\mu = \rho V_T^2, \quad (3)$$

где V_T и V_L — скорости распространения сдвиговой и продольной ультразвуковых волн соответственно, ρ — плотность материала.

Такую упругую характеристику материала, как коэффициент Пуассона, можно определить акустическим методом, используя следующие соотношения времен или скоростей распространения поперечных и продольных упругих волн [9]:

$$\nu = \frac{\tau_r^2 - 2\tau_l^2}{2(\tau_r^2 - \tau_l^2)} = \frac{V_l^2 - 2V_r^2}{2(V_l^2 - V_r^2)}, \quad (4)$$

где τ_r и τ_l — времена распространения сдвиговой и продольной ультразвуковых волн соответственно.

Также коэффициент Пуассона можно выразить через модуль Юнга E и модуль сдвига μ [10]

$$\nu = -1 + \frac{E}{2\mu}. \quad (5)$$

Упрочнение материала в области малоциклового усталости связано в основном с появлением жестких частиц мартенсита. Выделение кристаллов мартенсита в процессе деформирования ведет к „перераспределению“ деформации в соседних микрообъемах более мягкой фазы — аустените [1].

Перераспределение деформации между фазами и изменение объемной доли фазы мартенсита приводят к изменению энергии, затрачиваемой на пластическое деформирование микрообъемов материала.

Энергия, затрачиваемая на пластическое деформирование, является важным критерием степени разрушения [11].

Предполагаем, что выделяющаяся более прочная по сравнению с аустенитом фаза мартенсита пластически не деформируется. Рассмотрим изменение плотности энергии, затраченной на пластическое деформирование аустенитной фазы в процессе усталостного нагружения, и ее связь с коэффициентом Пуассона.

Расстояние λ_0 между упрочняющими частицами в случае их равноосной формы зависит от объемной доли частиц ϑ_ε , их среднего размера D и определяется следующей зависимостью [1]:

$$\lambda_0 = D \left(\frac{\pi}{6\vartheta_\varepsilon} \right)^{1/2}. \quad (6)$$

Если средний размер частиц соизмерим с λ_0 , то расстояние между краями частиц определяется как $\lambda' = \lambda_0 - D$.

Деформация мягкой фазы между краями пластически не деформируемых частиц определяется как

$$\varepsilon'(t) = \frac{\lambda_0 \varepsilon(t)}{\lambda_0 - D} = \frac{\varepsilon(t)}{1 - D/\lambda_0} = \frac{\varepsilon(t)}{1 - (6/\pi)^{1/2} \vartheta_\varepsilon^{1/2}}, \quad (7)$$

где $\varepsilon(t)$ — пластическая деформация всего материала.

Влияние на величину ε' некоторого отличия формы частиц от равноосной можно учесть с помощью коэффициента k_f . Запишем выражение (7) в виде

$$\varepsilon'(t) = \frac{\varepsilon(t)}{1 - k_f (6/\pi)^{1/2} \vartheta_\varepsilon^{1/2}}. \quad (8)$$

Для равноосной формы $k_f = 1$.

Изменение величины пластической деформации зададим в виде

$$\varepsilon(t) = A_{0\varepsilon} \sin(\omega t), \quad (9)$$

где $A_{0\varepsilon} = \text{const}$, режим нагружения жесткий.

Предполагаем, что основной вклад в изменение упругих характеристик материала вносит образование фазы мартенсита. Связь коэффициента Пуассона с объемной

долей мартенсита при условии малых отличий упругих модулей выделившейся фазы от модулей матрицы в приближении Фойгта (2) можно представить линейной зависимостью

$$\vartheta_\varepsilon = k_\nu (\nu_c - \nu_{0c}), \quad (10)$$

где ν_c — текущее значение коэффициента Пуассона материала, ν_{0c} — исходное значение коэффициента Пуассона, k_ν — коэффициент.

Таким образом, зная изменения коэффициента Пуассона всего материала, измеряемого, например, акустическим методом, можно рассчитать объемную долю фазы мартенсита.

Предполагая, что основной вклад в упрочнение при больших амплитудах деформации вносит выделение мартенсита, запишем связь изменения среднего значения амплитуды напряжения в цикле от объемной доли упрочняющей фазы при циклическом деформировании в виде:

$$\sigma_A = \sigma_{0A} + f_\sigma(\vartheta_\varepsilon), \quad (11)$$

где σ_{0A} — изменение среднего значения амплитуды напряжения после первого цикла, $f_\sigma(\vartheta_\varepsilon)$ — функциональная зависимость упрочнения от объемной доли упрочняющей фазы. Текущее значение напряжения в цикле определяется уравнением $\sigma = \sigma_A + k_\varepsilon \varepsilon'$, где k_ε — коэффициент.

В качестве критерия разрушения будем использовать суммарную энергию, затраченную на пластическое деформирование единицы объема фазы аустенита, расположенной между краями пластически не деформируемых частиц мартенсита

$$U = \int_0^{\varepsilon^*} \sigma(t) d\varepsilon'(t), \quad (12)$$

где ε^* — величина накопленной деформации фазы аустенита в момент разрушения.

Величину σ_A , коэффициенты k_ν , k_ε и зависимость $f_\sigma(\vartheta_\varepsilon)$ определяли по данным экспериментальных исследований.

Методика проведения эксперимента

Для проведения исследований использовались 6 образцов круглого сечения, изготовленных из стали 08X18H10T, которая относится к метастабильным сталям аустенитного класса и широко используется в различных отраслях промышленности, в том числе в машиностроении и ядерной энергетике. Химический состав [12]: С не более 0.08%, Si не более 0.8%, Mn не более 2%, Cr 17–19%, Ni 9–11%, Ti не более 0.7%, S не более 0.02%, P не более 0.035%, Cu не более 0.3%, основа — железо. На образцах (диаметр рабочей части 12 mm) в центре были вырезаны площадки 3×50 mm для установки пьезоэлектрических преобразователей, каждая из которых была разбита на несколько зон.

Образцы подвергались циклическому деформированию, при котором задавалась амплитуда пластической деформации $A_{0\varepsilon}$. Частота нагружения около 3 Hz. Образцы были разделены на 3 пары, каждую из которых испытывали при одной из трех амплитуд пластической деформации, значения которых составляли 0,2, 0,4 и 0,6%. Испытания проводились в области малоциклового усталости. Количество циклов нагружения до образования макротрещины составляло для амплитуды нагружения $A_{0\varepsilon} = 0,2\%$ — 15 000, для амплитуды $A_{0\varepsilon} = 0,4\%$ — 1900, для амплитуды $A_{0\varepsilon} = 0,6\%$ — 500.

В процессе циклического деформирования ультразвуковым методом измерялись времена распространения продольных и поперечных упругих волн, рассчитывался коэффициент Пуассона.

Для измерения акустических параметров использовалась переносная акустическая установка, состоящая из генератора зондирующих сигналов, высокочастотного усилителя, цифрового осциллографа PC SCOPE 1000VS и ПК. Используемый метод — эхо-импульсный. Центральная частота пьезоэлектрических преобразователей ~ 5 МГц. Диаметр преобразователей для возбуждения продольных и поперечных волн составлял 6 мм.

Погрешность измерения времени распространения упругих волн — около 2–3 ns, погрешность измерения коэффициента Пуассона — $7 \cdot 10^{-4}$. Испытания проводились при комнатной температуре. Погрешность измерения скорости упругих волн составляла 2 м/с.

Численное моделирование

По данным работы [13] объемная доля магнитной α' -фазы в процессе циклического нагружения стали 08X18H10T изменялась от 5 до 35%. Акустические исследования циклически нагружаемой стали 08X18H10T показали, что коэффициент Пуассона при этом изменялся в пределах от 0,293 до 0,305. С учетом линейной зависимости $\nu_\varepsilon(v_c)$ (10) было определено значение коэффициента $k_\nu = 28,2$. С помощью измерения скоростей распространения упругих волн акустическим методом, измерения плотности по методу тройного гидровзвешивания были получены оценочные значения модуля Юнга E , модуля сдвига μ и коэффициента Пуассона ν для фазы аустенита $E_A = 206$ GPa, $\mu_A = 80$ GPa, $\nu_A = 0,291$, для фазы мартенсита $E_M = 184$ GPa, $\mu_M = 69$ GPa, $\nu_M = 0,328$.

Численные значения амплитуды напряжения первого цикла σ_{0A} и коэффициент k_ε были определены из петли гистерезиса $\sigma(\varepsilon)$.

Амплитуда напряжения цикла в процессе нагружения возрастала из-за упрочнения от 240 до 700 МПа. Исследования показали, что связь σ_A и объемной доли фазы мартенсита ϑ_ε (11) хорошо аппроксимируется линейной зависимостью

$$\sigma_A = \sigma_{0A} + k_\sigma \vartheta_\varepsilon, \quad (13)$$

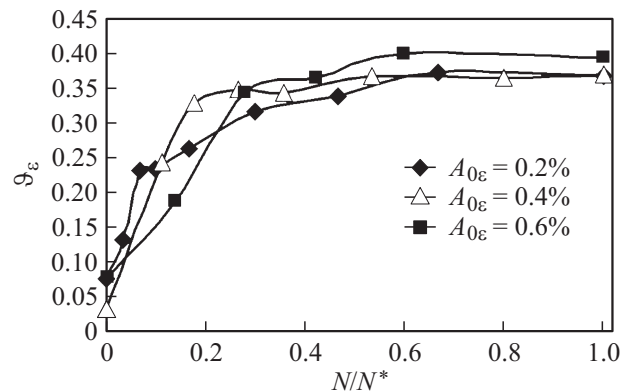


Рис. 1. График зависимости объемной доли фазы мартенсита от наработки (сталь 08X18H10T).

где $\sigma_{0A} = 18,1$ МПа, k_σ — коэффициент, различный для каждой амплитуды деформации, определяется по формуле

$$k_\sigma = k_1 + k_2 A_{0\varepsilon} + k_3 A_{0\varepsilon}^2, \quad (14)$$

где $k_1 = -100$, $k_2 = 6,345 \cdot 10^5$, $k_3 = -5,42 \cdot 10^7$ Па.

Связь объемной доли ϑ_ε , рассчитанной с помощью выражений (1) и (10) с наработкой материала, определяемой как отношение текущего количества циклов нагружения N к количеству циклов N^* , соответствующему моменту образования макротрещины длиной 1 мм, приведена на рис. 1 (приведены усредненные значения между образцами с одинаковой амплитудой деформации).

Время нагружения t , нормированное относительно времени, соответствующего образованию трещины t^* , выражается через наработку как $t/t^* = N/N^*$.

Связь $\vartheta_{\varepsilon(t)}$ хорошо аппроксимируется следующим степенным выражением:

$$\vartheta_\varepsilon = a \left(\frac{t}{t^*} \right)^b, \quad (15)$$

где $a = 0,4$, $b = 0,25$.

С учетом выражений (8), (9), (11) и (12) для плотности энергии можно записать

$$U = \int_0^{\varepsilon^*} \sigma(t) d\varepsilon'(t) = \int_0^{t^*} \left(\frac{\sigma_{0A} + k_\sigma \vartheta_\varepsilon(t) + k_\varepsilon \varepsilon'(t)}{2t(1 - q\sqrt{\vartheta_\varepsilon(t)})} \right) \times (2A_{0\varepsilon} \omega t \cos(\omega t) + qb\sqrt{\vartheta_\varepsilon(t)} \varepsilon'(t)) dt, \quad (16)$$

где $q = k\sqrt{6/\pi}$.

Зависимость плотности энергии, затраченной на деформирование мягкой фазы, от времени при циклическом деформировании для разных амплитуд деформации и коэффициенты формы $k_f = 0,8$ и 1 приведена на рис. 2. При коэффициенте формы $k_f = 0,8$ накопленная плотность энергии численно совпадает с плотностью энергии, рассчитанной по петле гистерезиса, полученной экспериментально.

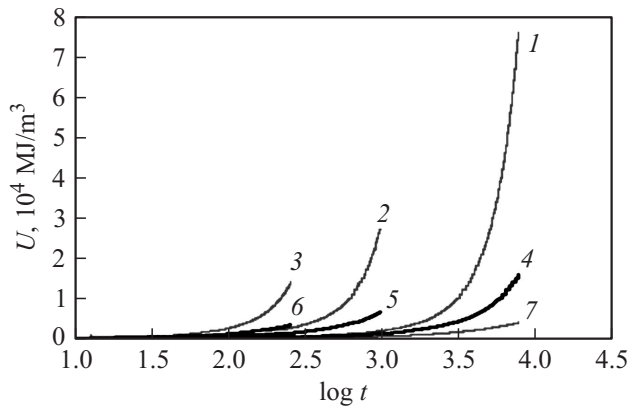


Рис. 2. Зависимости плотности энергии, затраченной на циклическое деформирование мягкой фазы, от времени: кривые 1–3 — для образцов с амплитудой нагружения 0,2, 0,4, 0,6% соответственно при $k_f = 1$, кривые 4–6 — для образцов с амплитудой нагружения 0,2, 0,4, 0,6% соответственно при $k_f = 0,8$, кривая 7 — для образца, в материале которого не происходит фазовых превращений при циклическом нагружении, с амплитудой деформации $A_{0\varepsilon} = 0,2\%$, $\nu_\varepsilon = 0$.

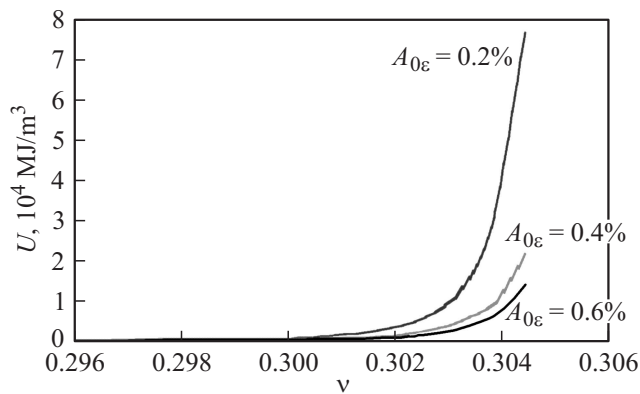


Рис. 3. Зависимости плотности энергии, затраченной на пластическое деформирование фазы аустенита, от коэффициента Пуассона.

На рис. 2 также показана плотность энергии для образца, материал которого не претерпевает фазовые превращения при циклическом нагружении с амплитудой деформации $A_{0\varepsilon} = 0,2\%$, т.е. $\nu_\varepsilon = 0$. Плотность энергии пластического деформирования мягкой фазы при фазовых превращениях увеличилась на заключительной стадии нагружения приблизительно в 40 раз.

Энергия U быстро растет с увеличением объемной доли твердой фазы, что существенно увеличивает вероятность появления микропор, микротрещин и образования макротрещины. Этим можно объяснить приведенную в [5] высокую корреляционную связь накопления микропор, микротрещин с ростом концентрации и объемной доли жесткой фазы в процессе усталостного разрушения. Графики показывают высокую чувствительность плотности энергии к коэффициенту k_f .

Появление фазы α' -мартенсита в процессе циклического деформирования стали 08X18N10T приводит к изменению упругих характеристик, росту коэффициента Пуассона всего материала и увеличению энергии, затраченной на пластическое деформирование фазы аустенита. Зависимость плотности энергии, затраченной на пластическое деформирование фазы аустенита, от коэффициента Пуассона всего материала представлена на рис. 3.

При заданной амплитуде нагружения контроль изменения коэффициента Пуассона акустическим методом позволит оценить текущую плотность энергии, затраченной на деформирование мягкой фазы относительно ее критического значения.

Учитывая то, что энергия является важным критерием разрушения материала и, учитывая высокую корреляционную связь энергии, затрачиваемой на пластическое деформирование фазы аустенита при циклическом нагружении с коэффициентом Пуассона, представляется перспективным использование коэффициента Пуассона, определяемого с высокой точностью акустическим методом, для определения степени деградации материала.

Заключение

Проведенные исследования показали, что кинетика образования мартенсита влияет на коэффициент Пуассона. Коэффициент Пуассона можно использовать в качестве диагностического параметра состояния аустенитной стали при усталостном разрушении.

Показано, что выделение жестких упрочняющих частиц мартенсита приводит к увеличению деформации в микрообъемах мягкой фазы — аустените и резкому повышению плотности энергии пластического деформирования, что ведет к ускоренному образованию микродефектов. Это объясняет высокую корреляцию плотности объемной доли жесткой фазы с плотностью микропор, микротрещин.

Работа выполнена при поддержке Российского научно-го фонда (грант № 14-19-01637).

Список литературы

- [1] Гольдштейн М.И., Бронфин Б.М., Литвинов В.С. Металлофизика высокопрочных сплавов. М.: Металлургия, 1986. 312 с.
- [2] Behrens E., Hübner S., Bouguecha A., Knigge J., Voges-Schwieger K., Weilandt K. // *Advanc. Mater. Research*. 2010. Vol. 137. P. 1–33.
- [3] Гуляев А.П. Металловедение. М.: Металлургия, 1986. 544 с.
- [4] Hedström P. Deformation and Martensitic Phase Transformation in Stainless Steels // *Luleå University of Technology, Department of Applied Physics and Mechanical Engineering, Division of Engineering Materials Sweden*, 2007. 160 p.
- [5] Соснин О.В. // *Материаловедение*. 2003. № 1. С. 27–32.

- [6] *Терентьев В.Ф., Колмаков А.Г., Блинов В.М.* // Деформация и разрушение материалов. 2007. № 6. С. 2–9.
- [7] *Шермергор Т.Д.* Теория упругости микронеоднородных сред. М.: Наука, 1977. 400 с.
- [8] *Муравьев В.В., Зувев Л.Б., Комаров К.Л.* Скорость звука и структура сталей и сплавов. Новосибирск: Наука, 1996. 184 с.
- [9] Неразрушающий контроль и диагностика: справочник / Под ред. В.В. Клюева. М.: Машиностроение, 1995. 488 с.
- [10] *Рохлин Л.Л.* Акустические свойства легких сплавов. М.: Наука, 1974. 140 с.
- [11] *Коллинз Дж.* Повреждение материалов в конструкциях. Анализ. Предсказание. Предотвращение. М.: Мир, 1984. 624 с.
- [12] Марочник сталей и сплавов / Под ред. В.Г. Сорокина. М.: Машиностроение, 1989. 640 с.
- [13] *Просвирнин Д.В.* Автореф. канд. дис. Особенности усталостного разрушения субмикроструктурных металлических материалов. М., 2010.