

МЕТАЛЛУРГИЯ И МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

УДК 620(186.4+179.16)

А.В. Гончар, В.В. Мишакин

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА УСТАЛОСТНОГО РАЗРУШЕНИЯ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ 15ЮТА НЕРАЗРУШАЮЩИМИ МЕТОДАМИ КОНТРОЛЯ

Нижегородский филиал института машиноведения РАН

Исследуется процесс развития микропластических деформаций зерна и образования полос скольжения, а также изменение скорости распространения упругих волн при усталостном разрушении стали 15ЮТА. Получена высокая корреляционная связь, близкая к линейной, между концентрацией грубых полос скольжения и величиной микропластической деформации при различных значениях амплитуды нагружения (от 275 до 336 МПа). Интенсивность изменения микропластической деформации в зависимости от концентрации полос скольжения предлагается использовать в качестве диагностического параметра для прогнозирования количества циклов нагружения, соответствующего появлению макротрещины. Исследования показали неоднозначное поведение скорости распространения упругих волн по мере исчерпания ресурса материала, что можно объяснить двумя факторами: накоплением микроповреждений и влиянием изменения кристаллографической текстуры в процессе упругопластического циклического деформирования.

Ключевые слова: неразрушающий метод контроля, усталостное разрушение, металлография, полосы скольжения, циклическое нагружение, ультразвук, оптический метод.

Одним из самых опасных видов разрушения является усталостное. Так, из акта технического расследования причин аварии, произошедшей 17 августа 2009 года на Саяно-Шушенской ГЭС, по результатам комплексных исследований выявлено, что основной причиной аварии, а именно разрушения шпилек, является развитие усталостной поврежденности [1].

Множество стальных конструкций и деталей машин подвергаются многократным нагрузкам, напряжения которых лежат ниже макроскопического предела текучести. Тем не менее, в отдельных микрообластях материала наблюдаются микропластические деформации, где и происходит процесс накопления рассеянных микроповреждений, что, в конечном итоге, приводит к появлению макротрещин и окончательному разрушению материала [2].

Появление пластических микродеформаций при упругих макродеформациях обусловлено неоднородностью свойств, напряжений и деформаций второго рода.

В соответствии с критериями пластичности при сложном напряжённом состоянии пластические микродеформации возникают в так называемых “слабых” зонах [2], где интенсивность напряжения превышает предел текучести. В работе [3] показано, что при любой схеме напряженного состояния показатели относительной неоднородности поля интенсивностей напряжений и деформаций в кубических поликристаллах зависят только от свойств материала, т.е. пропорциональны анизотропии упругих свойств зерен, а в материалах с гексагональной и тетрагональной решеткой зерен – от величины напряжений, деформаций и схемы напряжённого состояния.

Известно, что по мере циклирования, как правило, в зернах феррита поликристаллического материала образуются линии скольжения часто по двум пересекающимся плоско-

стям. В зернах, где действует в основном одна из систем скольжения, образуются более грубые полосы скольжения, из которых по мере циклирования образуются глубокие устойчивые полосы скольжения [4]. В поликристаллических материалах размеры полос скольжения ограничены размерами зерен.

Рельеф полос скольжения представляет собой чередующиеся выступы (экструзии) и впадины (интрузии). Интрузии представляют собой промежуток между двумя соседними экструзиями и даже не достигают уровня недеформированной поверхности. Скорость роста интрузий составляет от 1 до 10 нм/цикл [4].

Исследования показывают, что между поверхностью материала и экструзией возникает концентратор напряжения, который может привести к зарождению усталостной трещины. Согласно такой модели, трещины должны образовываться в местах сильной концентрации скольжения, т.е. в основаниях интрузий [4].

Экспериментально установлено, что локальная амплитуда пластической деформации в УПС постоянна и в 100 раз выше, чем в окружающей матрице.

Установлено, что при циклическом деформировании устойчивые полосы скольжения являются главными носителями пластической деформаций [4]. Исследования показали, что усталостное разрушение сопровождается изменением характеристик распределения микропластических деформаций [3].

Как правило, микропластические деформации измеряются методом сеток, размер которых больше или соизмерим с размером зерна [5].

Исследование связи деформаций на уровне зерна и процесса локализации деформации в виде полос скольжения внутри зерна является актуальной задачей, так как эти процессы играют важную роль при усталостном разрушении металлов.

Исследования показывают, что период накопления рассеянной микроповрежденности составляет более 80% от общей долговечности материалов [4].

Важным является также то, что структурные изменения позволяют использовать методы неразрушающего контроля (НК) для диагностики состояния материалов. Процесс развития микропластических деформаций и формирования полос скольжения можно контролировать оптическим методом как в лабораторных условиях, так и непосредственно на конструкции, например, с помощью переносной оптической установки СПЕКТР МЕТ [6].

Однако необходим контроль деградации материала не только на поверхности изделия, но и во всём объёме. Среди методов неразрушающего контроля, кроме оптического, можно выделить акустический метод исследования.

Целью данной работы является изучение связи усталостного разрушения с развитием микропластических деформаций и формированием полос скольжения на примере низкоуглеродистой стали 15ЮТА, а также влияния усталостного нагружения на акустические параметры.

Сложные преобразования структуры при деформировании сплавов не дают возможности построить единую теорию, связывающую структурные изменения с параметрами распространения упругих волн.

При усталостном нагружении в отсутствии аллотропических изменений на скорости распространения упругих волн (СР УВ) могут влиять, по крайней мере, два фактора – формирование кристаллографической текстуры, которая приводит к анизотропии упругих свойств материала [7], и накопление микроповреждений, в том числе микропор, микротрещин.

Влияние разрыхления материала, которое происходит при образовании микропор, микротрещин, на СР УВ в текстурованных материалах можно учесть, используя аналитические зависимости модулей упругости от концентрации и среднего размера трещин, приведенные в [8]. Учитывая выводы этих работ, можно записать:

$$K = K_0 + k_1\psi; \quad \mu = \mu_0 + k_2\psi; \quad (1)$$

где K_0 , K – модули объемного сжатия до и после образования несплошностей; μ_0 , μ – модули сдвига до и после образования пор; k_1, k_2 – коэффициенты; ψ – структурная поврежденность, связанная с разуплотнением материала:

$$\psi = (\rho_0 - \rho) / \rho_0, \quad (2)$$

ρ_0 и ρ – плотности материала до и после образования пор.

Связь скоростей объемных волн с характеристиками кристаллографической текстуры приведена в [7]. Учитывая выражения (1)-(2), а также зависимости скоростей объемных УВ от коэффициентов функции распределения ориентировок, можно записать:

$$V_{zx}^2 = \mu(\psi) / \rho(\psi) - c(\psi) \frac{16}{35} \sqrt{2} \pi^2 \left(W_4^{00} - \sqrt{\frac{5}{2}} W_4^{20} \right) \frac{1}{\rho(\psi)}; \quad (3)$$

$$V_{zy}^2 = \mu(\psi) / \rho(\psi) - c(\psi) \frac{16}{35} \sqrt{2} \pi^2 \left(W_4^{00} + \sqrt{\frac{5}{2}} W_4^{20} \right) \frac{1}{\rho(\psi)}; \quad (4)$$

$$V_{zz}^2 = \left(K(\psi) + \frac{4\mu(\psi)}{3} \right) / \rho(\psi) + \frac{32}{35} \sqrt{2} \pi^2 W_4^{00} c(\psi) / \rho(\psi), \quad (5)$$

где W_4^{20} , W_4^{00} – коэффициенты функции распределения ориентировок (ФРО); V_{zx} и V_{zy} – скорости поперечных волн, поляризованных вдоль и поперек направления проката и распространяющихся перпендикулярно поверхности; V_{zz} – скорость продольных волн, распространяющихся в том же направлении, $c = c_{11} - c_{12} - 2c_{44}$; c_{ij} – модули упругости монокристаллов в поликристаллическом материале.

Для исследования влияния усталостного разрушения на структуру и акустические свойства материала использовались образцы, вырезанные вдоль направления проката из листовой горячекатаной стали 15ЮТА. Образцы подвергались симметричному циклическому нагружению по схеме консольного изгиба с частотой 9 Гц. Химический состав стали 15ЮТА: С 0,09-0,15 %; Si 0,5-0,8 %; Mn 0,8-1,2 %; Cr, Ni, Cu не более 0,3%; Al и Ti не более 1,5%. Геометрические размеры образцов – 120x20x3 мм. В середине образцов был выполнен концентратор напряжения полукруглой формы для локализации упругопластической деформации. Каждая серия испытаний включала 10-15 тысяч циклов. Испытания проводились при нормальных условиях до появления макротрещины. После каждой серии испытаний проводились ультразвуковые измерения и металлографические исследования.

Изучение микроструктуры материала проводилось оптическим методом с помощью переносного металлографического комплекса СПЕКТР.

Фотографии микроструктуры, исследуемой в зоне концентратора, приведены на рис. 1, а-в (для материала в исходном состоянии рис. 1, а, после 100 000 циклов нагружения рис. 1, б и после образования усталостной макротрещины (222 000 циклов) рис. 1, в). Структура исследуемой стали состоит из перлита и феррита. Средний размер диаметра зерна составил 8 мкм. Как видно из фотографий поверхности микрошлифов, после первой серии усталостных испытаний в некоторых зернах появляются полосы скольжения в виде тонких линий. После нескольких серий эксперимента наблюдается как увеличение длины и ширины полос скольжения, так и образование новых, появляются темные пятна – что связано со стесненным поворотом и фрагментацией зерен в процессе разрушения материала, которое приводит к изменению условий отражения света (угла отражения и коэффициента отражения) от поверхности материала.

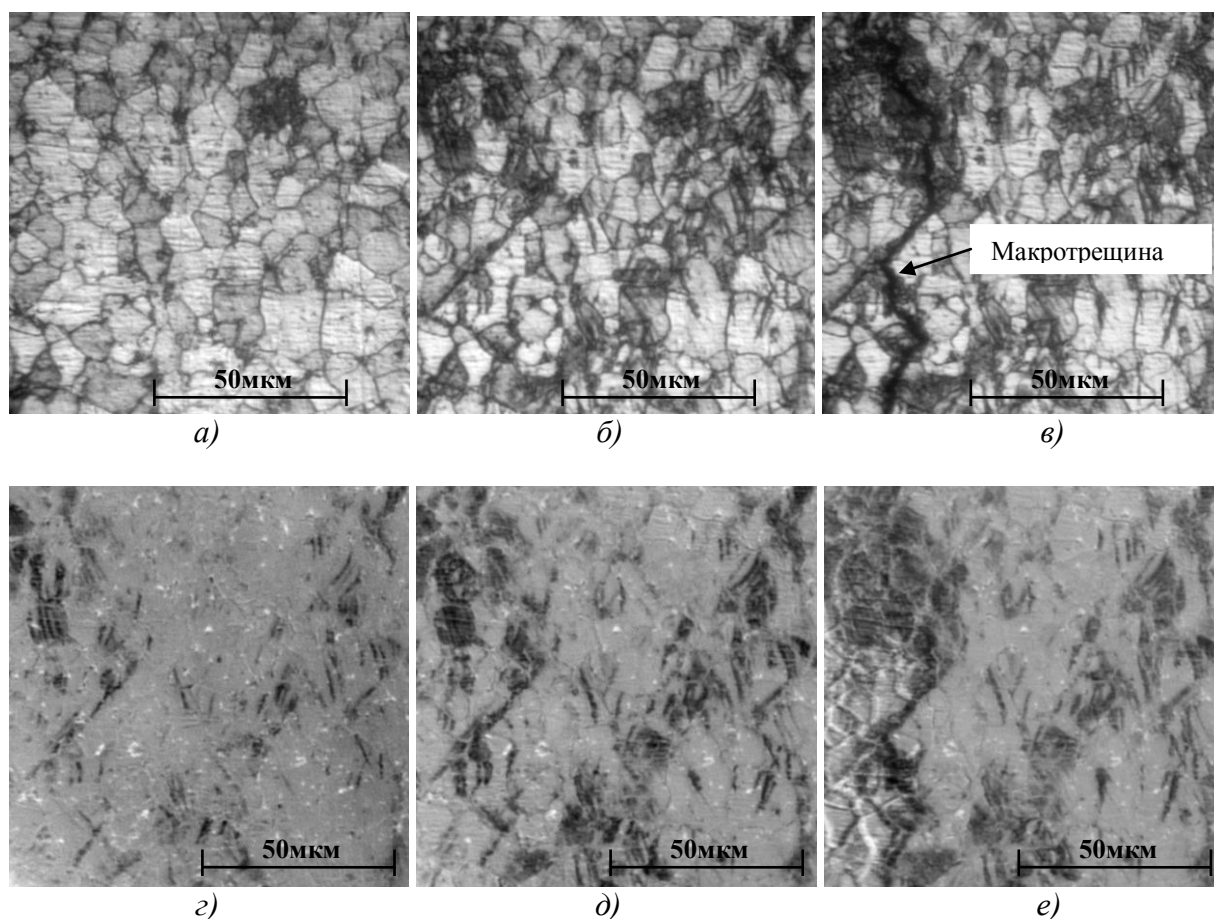


Рис. 1. Фотографии поверхности микрошлифа стали 15ЮТА одной и той же области исследования:

a – исходное состояние материала до нагружения; *б* – после 100 тыс. циклов нагружения; *в* – после образования макротрещины; изменение яркости поверхности микрошлифа; *г* – после первой серии испытаний (23000 циклов); *д* – после 100 000 циклов; *е* – после образования усталостной трещины (222 000 циклов)

С увеличением числа циклов при заданной амплитуде напряжения, пластическая деформация охватывает и ряд других зерен. На рис. 1, *в* представлено изменение структуры после образования макротрещины.

Для характеристики структурных изменений, связанных как с деформацией на уровне зерна, так и с появлением полос скольжения, использовался следующий подход. Фотографии микроструктуры (рис. 1, *a-в*) были отмасштабированы и повернуты относительно начальной (соответствующей начальному состоянию материала). Масштабирование и поворот проводился до появления максимального контраста текущего изображения с исходным. В программе Mathcad отредактированные изображения были преобразованы в двумерный массив данных, каждый элемент которого соответствовал величине интенсивности (яркости) пикселя на фото, которая может принимать значения от 0 до 255. Для выявления структурных изменений проводилось вычитание значений элементов последующих двумерных массивов значений интенсивности для различных серий нагружения из матрицы, соответствующей начальному состоянию материала. В результате вычитания получены массивы данных. Для их визуализации они были преобразованы обратно в фотографии рис. 1, *г-е*. Анализ рисунков изменения структуры в области образования трещины даёт повод предположить о кластерном механизме образования трещины, когда наиболее протяжённые повреждённые фрагменты материала сливаются, образуя макроскопическую трещину.

Изменение интенсивности каждой точки поверхности для каждой серии усталостного нагружения вычислялось по формуле:

$$\Delta I_{i,j} = I_{i,j} - I_{i,j}^0, \quad (6)$$

где $I_{i,j}^0$ - значение интенсивности точки поверхности, соответствующей начальному состоянию материала; $I_{i,j}$ - значение интенсивности точки поверхности, соответствующей состоянию материала после одной из серии усталостного нагружения. Для количественной оценки общей величины структурных изменений поверхности среднее значение изменения затемнения (параметр S) определялось по формуле:

$$S = \frac{1}{n \cdot m} \sum_{i=1}^n \sum_{j=1}^m \Delta I_{i,j}, \quad (7)$$

где n и m количество точек поверхности по горизонтали и вертикали соответственно.

Относительное изменения параметра S определялось как:

$$S_{отн} = S/S^*,$$

где S^* - значение параметра S , соответствующего моменту образования макротрещины.

С помощью комплекса СПЕКТР-МЕТ были проведены измерения расстояний между точками пересечения опорной линии с границами зерен. Эти расстояния использовались в дальнейшем для определения характеристик микропластических деформаций. Величина деформации в i -м зерне определялась как

$$\varepsilon_i = \frac{l_i - l_{i0}}{l_{i0}} \cdot 100\%, \quad (8)$$

где l_{i0} – начальное расстояние между точками; l_i – расстояние между точками после циклического нагружения. Среднее по модулю значение микропластической деформации, измеряемой вдоль и поперек проката, определялось как:

$$\bar{\varepsilon}_{x,y} = \frac{1}{m} \sum_i^m |\varepsilon_i^{x,y}|, \quad (9)$$

где m – количество зерен, по которым проводились вычисления, $|\varepsilon_i^{x,y}|$ - абсолютное значение деформации в i -м зерне вдоль и поперек оси нагружения. Погрешность измерения величины микропластической деформации составила не более 0,5 %. Погрешность измерения длины и ширины грубых полос скольжения – 0,1 и 1 мкм соответственно.

На рис. 2, а дана зависимость $S_{отн}$ от количества циклов нагружения N , на рис. 2, б приведена зависимость микропластической деформации от N .

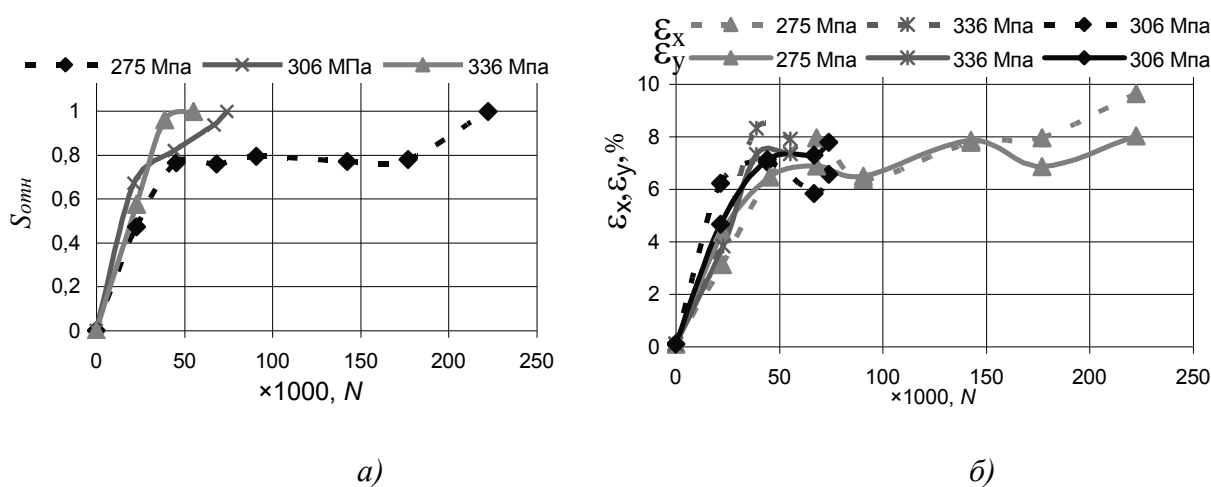


Рис. 2. Зависимость $S_{отн}$ от количества циклов нагружения (а) и величина микропластической деформации от количества циклов нагружения (б)

Среднее по абсолютному значению величины микропластической деформации не превышало 9%.

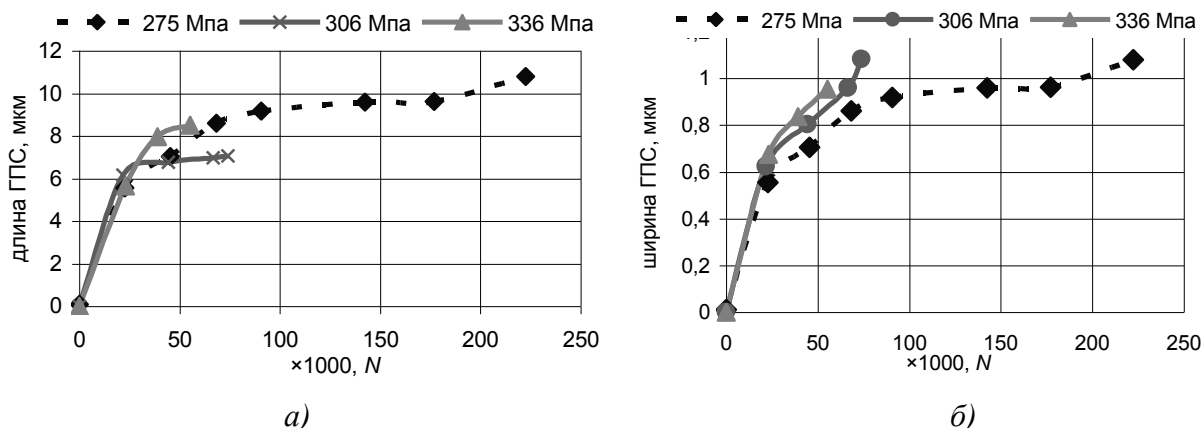


Рис. 3. График зависимости длины (а) и ширины (б) грубых полос скольжения от количества циклов нагружения

Графики зависимости длины и ширины грубых полос скольжения (ГПС) от количества циклов нагружения представлены на рис. 3, а, б.

График зависимости концентрации ГПС от относительного значения количества циклов нагружения N/N^* , где N^* - критическое значение количества циклов нагружения, соответствующее появлению макротрещины, представлен на рис. 4, а.

Длина и ширина полос скольжения при критическом значении циклов нагружения для разных амплитуд нагружения отличалась не существенно и достигала 7-10 мкм и 1 мкм соответственно. Концентрация полос скольжения в момент появления макротрещины для различных амплитуд нагружения значительно отличались от $2,5 \times 10^9$ до 25×10^9 полос на m^2 .

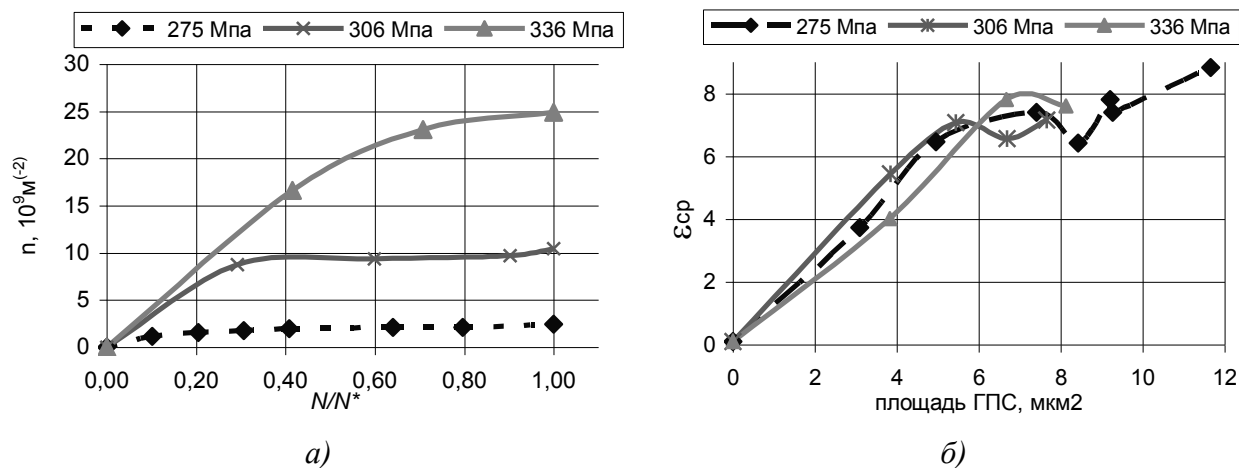


Рис. 4. Зависимости:
а - концентрации грубых ПС от количества циклов нагружения;
б - величины микропластической деформации от площади грубых ПС

Зависимость среднего значения микропластических деформаций вдоль и поперек проката $\varepsilon_{cp} = (\bar{\varepsilon}_x + \bar{\varepsilon}_y) / 2$ от среднего значения площади ГПС представлен на рис. 4, б. Как видно из рис. 2, б имеется два характерных участка. На начальном этапе нагружения происходит наиболее интенсивное развитие микропластических деформаций, а затем её замедление и стабилизация на уровне 7%. Стабилизацию микропластической деформации можно

объяснить появлением микропор, микротрещин в полосах скольжения, способствующих релаксации микронапряжений в очагах микропластической деформации. Для амплитуд нагружения 275–336 МПа стабилизация значения микропластических деформаций происходит в районе 40000 циклов.

Получена зависимость величины микропластических деформации ε_x и ε_y от концентрации грубых полос скольжения рис. 5, а, б, из которых видно, что произошло разделение в соответствии с амплитудами нагружения. Аппроксимируя связь концентрации грубых ПС от величины микропластической деформации линейной зависимостью и вычислив тангенс угла наклона Q этих кривых, получим график зависимости N^* от Q рис. 6, а. Зависимость $N^*(Q)$ определяется выражением:

$$N^* = 39 + 51 * Q. \tag{10}$$

Таким образом, связь критического значения количества циклов N^* с Q можно использовать для прогнозирования появления макротрещины.

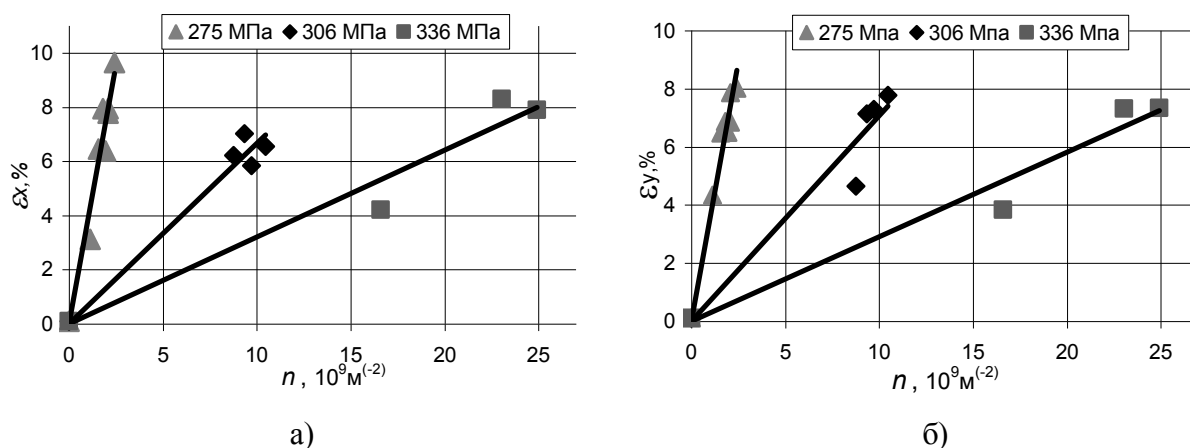


Рис. 5. Зависимость величины микропластических деформаций от концентрации грубых полос скольжения

В результате акустических исследований получена неоднозначная зависимость изменения скорости распространения продольных УВ от относительного значения количества циклов нагружения N/N^* (рис. 6, б).

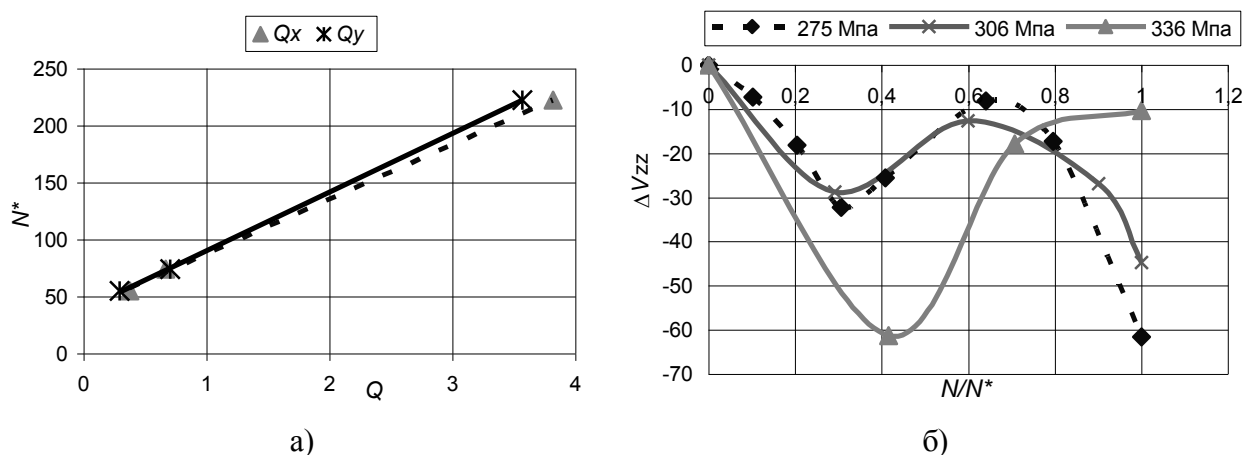


Рис. 6. Зависимость (а) критического значения количества циклов нагружения от коэффициента Q ; зависимость (б) изменения скорости распространения продольных волн от количества циклов нагружения N/N^*

Из графика видно, что на начальном этапе циклического деформирования до значений $N/N^* = 0,3-0,4$ происходит уменьшение скорости распространения продольных УВ. Снижение скорости распространения УВ на этой стадии можно объяснить уменьшением упругих модулей вследствие накопления микроповрежденности.

При дальнейшем нагружении ($N/N^* = 0,4-0,7$) наблюдается увеличение СР УВ. Можно предположить, что на этой стадии происходит изменение условий формирования кристаллографической текстуры при появлении микропор, микротрещин, что ведет к изменению текстуры и увеличению скорости УВ.

Стадийность разрушения металла при упруго-пластическом деформировании приводит к аналогичному поведению графиков $\Delta V_{zz}(N/N^*)$ при различных амплитудах нагружения.

Вывод

Получено, что в процессе усталостного разрушения происходит локализация и закрепление очагов микропластических деформаций. Развитие микропластических деформаций характеризуется двумя участками. На начальном этапе нагружения наблюдается наиболее интенсивное развитие микропластических деформаций, а затем её замедление и стабилизация по мере исчерпания ресурса материала. Стабилизацию микропластической деформации можно объяснить появлением микропор, микротрещин в полосах скольжения, способствующих релаксации микронапряжений в очагах микропластической деформации. Получена высокая корреляционная связь, близкая к линейной, между концентрацией грубых полос скольжения и величиной микропластической деформации при различных значениях амплитуды нагружения (от 275 до 336 МПа). Предлагается использовать интенсивность изменения микропластической деформации в зависимости от концентрации полос скольжения в качестве диагностического параметра для прогнозирования критического значения количества циклов нагружения, соответствующего появлению макротрещины. В результате акустических исследований получена неоднозначная зависимость изменения скорости распространения продольных упругих волн от количества циклов нагружения, которую можно объяснить влиянием двух факторов - накоплением микроповреждений и формированием кристаллографической текстуры при усталостном разрушении.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (грант 09-08-00892 и грант 09-08-00827).

Библиографический список

1. Акт технического расследования причин аварии, происшедшей 17 августа 2009 года в филиале ОАО «РусГидро» - «Саяно-Шушенская ГЭС им. П.С. Непорожного» от 04.10.2009.
2. **Гурьев, А.В.** Роль микропластических деформаций в формировании частотной зависимости / А.В. Гурьев, А.П. Карпов // Проблемы прочности. 1986. №4. С. 24–27.
3. **Вайнштейн, А.А.** Развитие пластических микродеформаций при упругих макродеформациях // Проблемы прочности. 1985. №7(90-92).
4. **Терентьев, В.Ф.** Усталость металлических материалов / В.Ф. Терентьев. – М.: Наука, 2003. – 254 с.
5. **Кукса, Л.В.** Общие закономерности и особенности микронеоднородной деформации в поликристаллах при различных видах напряженного состояния и температурах испытания // Проблемы прочности, 1990. №8. С. 58–64.
6. **Митенков, Ф.М.** Использование оптического и акустического методов контроля для оценки поврежденности сталей на ранних стадиях усталостного разрушения / Ф.М. Митенков [и др.] // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2009. №12. С. 40–45.

7. **Allen, D.R.** The Measurement of Residual Stress in Textured Steel Using an Ultrasonic Velocity Combinations Technique / D.R. Allen, C.M. Sayers // Ultrasonics, 1984. - V. 22. No.4. P. 179–188.
8. **Вавакин, А.С.** Об эффективных характеристиках неоднородных сред с изолированными неоднородностями / А.С. Вавакин, Р.Л. Салганик // Механика твердого тела. 1975. № 3. С. 65–76.

*Дата поступления
в редакцию 17. 06.2011*

A.V. Gonchar, V.V. Mishakin

THE DAMAGE INVESTIGATING OF 1015 STEEL IN THE EARLY STAGES OF FATIGUE LOADING USING NONDESTRUCTIVE METHODS

We studied the development process of grain's microplastic strains and the slip bands formation, as well as change in the speed of elastic waves propagation under fatigue loading of 1015 steel. High correlation that is nearly to linear, between the concentration of slip bands and the microplastic strain for different values of the loading amplitudes (from 275 to 336 MPa) was obtained. The changes of microplastic strain depending on the slip bands concentration are encouraged to use as a diagnostic parameter for predicting the number of critical loading cycles. The nonmonotonic behavior of the velocity elastic waves of propagation as a function of exhaustion of the resource material has been shown.

Key words: nondestructive testing, fatigue damage, metallography, slip bands, cycle fatigue, ultrasonic, optical method.