

УДК 669.715:656 (вычитано!!!)

**ОЦЕНКА ПЛОТНОСТИ ПОДВИЖНЫХ ДИСЛОКАЦИЙ
ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ
НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ**

И. А. Вакуленко, О. А. Чайковский*, к. т. н., доц.

*Днепропетровский национальный университет железнодорожного
транспорта им. академика В. Лазаряна,*

**ГВУЗ «Приднепровская государственная академия
строительства и архитектуры»*

Постановка проблемы. В процессе циклического нагружения постепенное накопление дефектов кристаллического строения, их распределение приводят к достижению условий формирования очага разрушения металлического материала. При этом скорость накопления дефектов кристаллического строения и, в первую очередь, дислокаций, начало формирования субструктурных образований, таких как стенки фрагментов и дислокационная ячеистая структура в отдельных, благоприятно ориентированных относительно действующих напряжений зернах, может рассматриваться как начало инкубационного периода процесса разрушения металла [1]. Из многочисленных объяснений процесса зарождения усталостного разрушения широкого распространения получил механизм, основанный на возникновении ступеньки в месте выхода полосы скольжения на поверхность изделия [2]. На основании этого постепенное накопление дефектов кристаллического строения вблизи ступенек до предельно допустимой концентрации следует считать одной из основных причин, приводящих к формированию микротрещины. Учитывая, что размер зерна для однофазных сплавов и низкоуглеродистых сталей является основным структурным элементом [3], скорость накопления дефектов внутреннего строения в металле за цикл нагружения будет неизбежно определяться указанной характеристикой и зависимой от нее плотностью подвижных дислокаций. Известные свидетельства неоднозначности влияния размера зерна на развитие процессов усталости часто обусловлены неоправданным отождествлением поведения металлических материалов при статическом и циклическом нагружениях.

Цель работы. Целью работы явилась оценка плотности подвижных дислокаций при циклическом нагружении низкоуглеродистой стали.

Материал и методика исследований. В качестве материала для исследования использовалась низкоуглеродистая сталь с 0,1 % углерода. Различный размер зерна феррита достигали за счет изменения величины холодной пластической деформации и температуры отжига. Микроструктуру стали исследовали под световым микроскопом. Размер зерна определяли, используя методики количественной металлографии. Испытания на усталость проводили на испытательной машине «Сатурн-10», при схеме нагружения – симметричный цикл знакопеременного изгиба. Характеристикой, определяющей поведение металла при усталости, являлось максимальное

значение амплитуды нагружения (σ_{-1}), в условиях неограниченной выносливости образца.

Изложение основного материала. При статическом нагружении, диспергирование зеренной структуры феррита низкоуглеродистой стали сопровождается увеличением сопротивления микропластической деформации (σ_0), входящей в уравнение кривой деформации ($\sigma = \sigma_0 + K\varepsilon^m$). Зависимость σ_0 от размера зерна феррита подобна известному соотношению типа Холла – Петча [3]:

$$\sigma_0 = \sigma_i + k_y \cdot d^{-\frac{1}{2}}, \quad (1)$$

где σ_i – напряжение трения кристаллической решетки феррита, величина k_y – определяет влияние границ зерен на σ_0 , d – размер зерна феррита.

По сравнению с однонаправленным статическим нагружением, когда после преодоления распространяющимся течением первой большеугловой границы зерна до момента окончательного разрушения металл выдерживает значительные пластические деформации, при циклическом нагружении картина значительно сложнее. Уже на начальных этапах знакопеременного деформирования, перемещения дислокаций ограничиваются объемом зерна феррита низкоуглеродистой стали, при этом состоянии твердого раствора обязательно оказывает влияние на процесс формирования очага зарождения микротрещины. Переход от инкубационного периода роста микротрещины к ускоренному в литературе связывается с пересечением первой большеугловой границы зерна [1; 2]. Начиная от указанного момента, рост усталостной трещины становится в еще большей степени зависимым от размера зерна феррита.

В результате усталостных испытаний исследуемой стали с различным размером зерна, была построена зависимость σ_{-1} от d , которая представлена на рисунке 1.

Изменение σ_{-1} от размера зерна феррита (рис.1) подчиняется соотношению, подобному (1):

$$\sigma_{-1} = \sigma'_i + k'_y \cdot d^{-\frac{1}{2}}, \quad (2)$$

где σ'_i и k'_y постоянные, аналогичные соответствующим характеристикам уравнения (1). Из анализа зависимости σ_{-1} от d (рис.1) были определены параметры уравнения (2) σ'_i и k'_y , значения которых соответственно составили 90 МПа и $12,5 \text{ Н/мм}^{3/2}$. Полагая по аналогии с (1), что напряжение

σ_i' характеризует напряжение трения кристаллической решетки, 90 МПа значительно превышает известные значения указанной характеристики. Так, по оценкам [5,6], напряжение трения кристаллической решетки железа составляет значения 8–17 МПа. Для феррита, в случае отсутствия карбидной фазы в структуре стали, величина σ_i равна 12 МПа, что вполне укладывается в интервал значений 8–17 МПа [4].

σ_{-1} , МПа

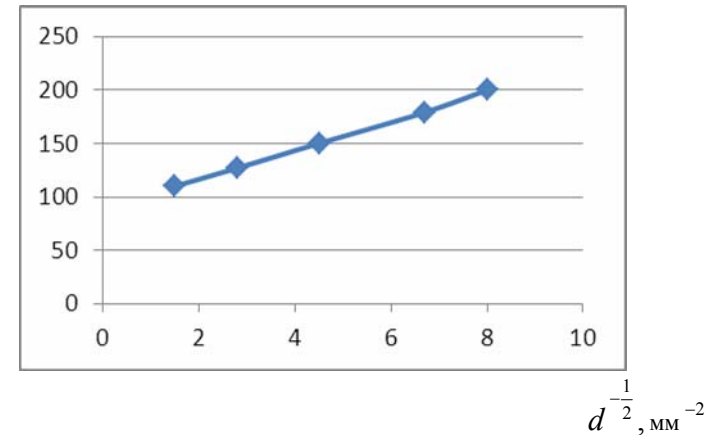


Рис. 1. Зависимость σ_{-1} от размера зерна феррита низкоуглеродистой стали

Из построения соотношения σ_0 от d (для условий статического нагружения исследуемой стали) постоянные уравнения (1), составили значения: $\sigma_i = 50$ МПа и $k_y = 10 \text{Н/мм}^{3/2}$. По сравнению с $\sigma_i = 12$ МПа, различие достигло 38 МПа. Указанное несоответствие связано с эффектами упрочнения от присутствия повышенной концентрации атомов углерода в решетке феррита низкоуглеродистой стали [5].

Для условий циклического нагружения, различие между величинами σ_i и σ_i' стало еще большим и достигло 78 МПа (90 МПа–12 МПа). Высокие значения σ_i' при усталостном нагружении указывают на более значительное (по сравнению со статическим деформированием) блокирование атомами углерода движущихся дислокаций. Подтверждением указанного явления может служить повышение вероятности развития множественного скольжения дислокаций по различным кристаллографическим системам для

кристаллической решетки типа ОЦК [5; 7]. На основании этого, величину σ_i' можно записать в виде:

$$\sigma_i' = \sigma_i + \Delta, \quad (3)$$

где $\Delta = 78$ МПа – величина твердорастворного упрочнения феррита при реверсивном нагружении.

Абсолютные значения характеристик k_y' и k_y отличаются в меньшей степени. Из этого следует, что характер влияния границ зерна феррита на напряжение распространения пластической деформации в меньшей степени, чем состояние твердого раствора, зависит от схемы нагружения низкоуглеродистой стали. Другой составляющей величины σ_{-1} следует считать напряжение, требуемое для начала движения дислокаций от их источника до границ зерна (σ_1). Из соотношения (2) получим:

$$\sigma_1 = \frac{k_y'}{2\sqrt{l}}, \quad (4)$$

где l – расстояние источника дислокаций от границы зерна феррита. Принимая $l = 0,5d$ как среднее значение интервала от 0 до $l=d$ [3; 5], были подсчитаны величины σ_1 . Из абсолютных значений следует, что величина σ_1 , в несколько раз меньше σ_{-1} . При этом, чем больший размер зерна, тем значительней различие между ними. В дополнение к рассмотренным вкладам в σ_{-1} от σ_i , Δ и σ_1 необходимо учесть прирост напряжения для зарождения требуемого количества подвижных дислокаций (σ_2). Абсолютные значения σ_2 для исследуемой стали определяли как разницу:

$$\sigma_2 = \sigma_{-1} - \sigma_i - \Delta - \sigma_1. \quad (5)$$

С другой стороны, количество подвижных дислокаций (ρ), требуемое для поддержания течения металла может быть оценено соотношением [7]:

$$\rho = \left[\frac{\sigma_d}{\alpha \mu b} \right]^2, \quad (6)$$

где σ_d – напряжение, необходимое для зарождения ρ подвижных дислокаций, α – коэффициент, который принимает значения от 0,1 до 1,0, μ – модуль сдвига, b – вектор Бюргера. После подстановки в (7) вместо σ_d величины σ_2 , $\alpha = 0,6$ (среднего значения интервала 0,1–1,0),

$\mu = 8,2 \cdot 10^4$ МПа и $b = 2,48 \cdot 10^{-7}$ мм (для феррита), были рассчитаны значения ρ . Характер зависимости ρ от d для условий циклического нагружения исследуемой стали, представлен на рисунке 2.

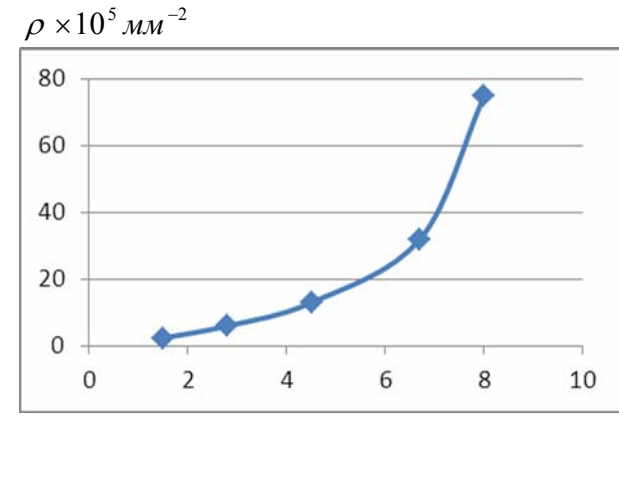


Рис. 2. Влияние размера зерна феррита на ρ низкоуглеродистой стали

Сравнительный анализ ρ с аналогичной характеристикой исследуемой стали для условий статического растяжения (ρ_1) показал, что по мере увеличения размера зерна феррита различие между ними уменьшается. Так, для размеров зерна феррита 15–16 мкм $\rho = 7,5 \cdot 10^6 \text{ мм}^{-2}$, $\rho_1 = 10^7 \text{ мм}^{-2}$; для $d = 115\text{--}120$ мкм $\rho = 4,4 \cdot 10^5 \text{ мм}^{-2}$, $\rho_1 = 4,2 \cdot 10^5 \text{ мм}^{-2}$.

Из полученных результатов следует, что с ростом d , вклад от границ зерен феррита в уровень значений усталостной прочности снижается. Для размеров зерен более 100 мкм основное влияние на σ_{-1} начинает переходить к твердорастворному упрочнению, определяемому величиной σ_i' , по соотношению (4).

Практическая ценность. Оценка раздельного вклада в уровень усталостной прочности низкоуглеродистой стали является полезной при выборе обработки, основанной на соотношении эффектов упрочнения от состояния твердого раствора и от размера зерна феррита.

ВЫВОДЫ

1. Установлено, что уровень усталостной прочности низкоуглеродистой стали определяется аддитивным вкладом от твердо растворного упрочнения, размера зерна феррита и напряжения для поддержания требуемого количества подвижных дислокаций.
2. С ростом размера зерна феррита происходит снижение вклада от границ зерен и прирост роли твердо растворного упрочнения в достигаемый уровень усталостной прочности.

Литература

1. Vakulenko I. A. Mechanism of the Effect of the Ferrite Grain Size on the Fatigue Strength of a Low-Carbon Steel / I. A. Vakulenko, O. N. Perkov, V. G. Razdobreev // Russian Metallurgy: Pleaders Publishing, Ltd. – Vol. 2008. – № 3. – P. 225–228.
2. Коттрелл А. Х. Дислокации и пластическое течение в кристаллах / А. Х. Коттрелл // М. : Металлургиздат, 1958. – 255 с.
3. Вакуленко И. А. Морфология структуры и деформационное упрочнение стали / И. А. Вакуленко, В. И. Большаков // Дн-вск : Маковецкий, 2008. – 196 с.
4. Вакуленко И. А. О связи величины σ_0 кривой деформации с параметрами уравнения Холла – Петча / И. А. Вакуленко, В. А. Пирогов, В. К. Бабич // Металлофизика. – 1986. – Т. 8. – № 6. – С. 61–64.
5. Бабич В. К. Деформационное старение стали / В. К. Бабич, Ю. П. Гуль, И. Е. Долженков // М. : Металлургия, 1972. – 320 с.
6. Crist B. W. Comparison of the Hall – Petch parameters of Zone-refined Iron Determined by the Grain Size and Extrapolation Methods / B. W. Crist // Acta Metallurgica. – 1967. – Vol. 15. – № 5. – P. 809–816.
7. Garofalo F. Factors Affecting the Propagation of a Luders Band and the Lower Yield and Flow Stressers / F. Garofalo // Met. Transaction. – 1971. – Vol. 2. – № 8. – P. 2315–2317.

УДК 669.715:656

Оценка плотности подвижных дислокаций при циклическом нагружении низкоуглеродистой стали / И. А. Вакуленко, О. А. Чайковский // Металознавство та термічна обробка металів : науков. та інформ. журнал / Д. : ДВНЗ ПДАБА, 2013. – № 4. – С. 54–59. – Рис. 2. – Бібліограф. : (7 назв).

Полученная зависимость для усталостной прочности низкоуглеродистой стали основана на аддитивном вкладе от упрочнения твердого раствора атомами углерода, границ зерна феррита и количества подвижных дислокаций. Установлено, что по мере увеличения размера зерна феррита его влияние на уровень усталостной прочности стали снижается.

Отримана залежність для межі міцності при втомі низьковуглецевої сталі заснована на адитивному вкладі від зміцнення твердого розчину атомами вуглецю, меж зерен фериту і кількості рухливих дислокацій. Установлено, що у міру збільшення розміру зерна фериту його вплив на рівень межі міцності при втомі сталі знижується.

Of undertaken studies dependence is got for strength stress at fatigue of low-carbon steel, that is based on an additive deposit from work-hardening of solid solution the atoms of carbon, borders of grain of ferrite and amount of movable dislocations. It is in-process set that as far as increased of grain of ferrite, his influence goes down on the level of strength stress at fatigue of low-carbon steel.