

ВЛИЯНИЕ РАЗМЕРА ЗЕРНА ФЕРРИТА НА ФОРМИРОВАНИЕ ПОЛОС ДЕФОРМАЦИИ В НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ

INFLUENCE OF GRAIN SIZE OF FERRIT ON FORMING OF BARS DEFORMATION IN LOW-CARBON STEEL

¹Игорь Вакуленко, ²А. Кавалек, ²Б. Кочуркевич

¹Днепропетровский национальный университет железнодорожного, кафедра «Технология материалов» ²Czestochowa University of Technology, Faculty of Material Processing Technology and Applied Physics, Institute of Metal Forming and Safety Engineering

Abstract

The observed of yied point and put together them to be the result of a directional variation in the grain size of ferrite to cause nucleation of mobile dislocations for formation bars deformation in low carbon steel.

Введение

Для однофазных сплавов и низко углеродных сталей основной структурной характеристикой является размер зерна [1]. После достижения определенной степени пластической деформации, когда нарушается соотношение между процессами прироста количества дислокаций и равномерностью их распределения в пределах одного зерна, возникают условия формирования периодических дислокационных структур. Считается, что указанные процессы дислокационной перестройки в значительной степени обусловлены структурными изменениями в матрице металла уже на первых этапах распространения пластической деформации [2]. Учитывая, что участок прерывистой деформации имеет практическое значение при изготовлении изделий холодным деформированием, представляет определенный научный интерес объяснение процессов формирования зародыша полосы деформации в низкоуглеродистой стали.

1. Материал и методика исследований

Материалом для исследования служила низкоуглеродистая сталь с содержанием углерода 0.06%. Различный размер зерна феррита получали за счет комбинации обработок: закалки от нормальных температур нагрева, отпуска, пластической деформации и отжига. Механические свойства определялись при испытаниях на растяжение со скоростью деформации 10^{-3} s^{-1} . Размер зерна феррита определяли используя методики количественной металлографии.

2. Результаты исследований и их обсуждение

Для низкоуглеродных сталей измельчение зерна феррита (d) сопровождается увеличением предела текучести (σ_T), что подчиняется уравнению:

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

где σ_i — напряжение трения кристаллической решетки, k_y — величина, оценивающая степень сопротивления границ зерна процессу распространения пластической деформации. Уже при напряжениях ниже предела текучести, можно наблюдать необратимое перемещение дислокаций, что приводит к росту их концентрации вблизи с большеугловыми границами зерен (рис. 1 а, б).

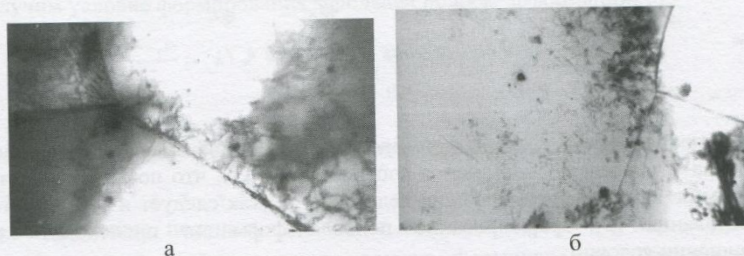


Рис. 1. Дислокационная структура феррита после деформации 1% (а, б).
Увеличение 20000

Указанное явление будет сопровождаться обязательным изменением сопротивления границ зерна распространению деформации [1, 2], хотя по уравнению (1) величина k_y должна быть постоянной. На основании этого неопределенность в определении k_y привела к необходимости разработки другой методики оценки параметров уравнения (1). В работе [3] впервые была предложена методика определения параметров уравнения (1), на основе анализа кривой деформации (экстраполяция области однородного деформационного упрочнения на нулевую пластическую деформацию) (рис. 2). В результате были получены, как считалось сначала идентичные характеристики, хотя указанные параметры (σ_i и k_y) уже были зависимыми от d . Параметры уравнения (1), которые определяются по методике экстраполяции кривой деформации, имеют уже несколько иной смысл [1]: σ_i — напряжение необратимого перемещения дислокаций и k_y — концентрация напряжения необходимая для работы источника дислокаций. В работе [2] показано, величина σ_0 может быть описана соотношением:

$$\sigma_0 = \sigma_i + \frac{k_y}{\sqrt{2d}} + \alpha \mu b \sqrt{\rho_m} \quad (2)$$

где α – постоянная, μ – модуль сдвига, b – вектор Бюргерса, $\rho_{m\rho_n}$ – плотность подвижных дислокаций.

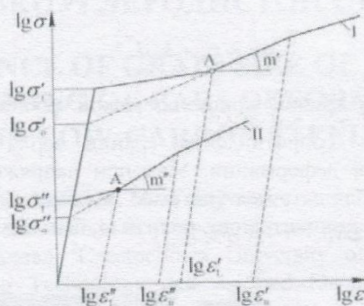


Рис. 2. Методика определения величин σ_0 и k'_y ($k'_y = \frac{\sigma_T - \sigma_0}{d^{\frac{1}{2}}}$)

Для определения условий формирования зародыша полосы деформации (Чернова–Людерса) воспользуемся соотношением (2), что позволит оценить раздельное влияние составляющих величины σ_0 . Как следует из результатов исследования [3], формирование полос деформации происходит при выполнении условий:

$$\sigma_d \succ \sigma_i \quad (3)$$

где σ_d – напряжение разблокирования дислокаций, которое входит в уравнение (1) в виде $\sigma_d = k_y d^{\frac{1}{2}}$. Из анализа кривых нагружения следует, что величина σ_0 для горячекатаных и отожженных сталей значительно ниже чем для термически упрочненных. Рассматривая первое слагаемое уравнения (2) можно видеть, что величина σ_i закаленной стали значительно превосходит аналогичную характеристику стали в отожженном состоянии. Обусловлено это сохранением повышенной плотности дислокаций, которые были введены в систему при закалке даже после подолжительного отпуска при повышенных температурах [1, 2]. Другое слагаемое соотношения (2) определяется из анализа кривой деформации. Для закаленных сталей, независимо от температуры отпуска, развитие процессов перераспределения атомов углерода в α – твердом растворе и их переход на дислокации способствуют торможению дислокаций. В результате наблюдается увеличение σ_i и снижение k_y . Третье составляющее уравнения (2) позволяет оценить вклад от процессов зарождения дислокаций при формировании фронта полосы деформации. Учитывая данные [4], величина σ_m может быть оценена по соотношению:

$$\rho_m = \frac{\varepsilon_l}{bd} \quad (4)$$

где ε_l – деформация Людерса. Как следует из рис. 2, увеличение размера зерна феррита будет сопровождаться вполне закономерным уменьшением различия между абсолютными значениями σ_T и σ_0 (рис. 2). В свою очередь, величина ε_l будет непрерывно уменьшаться. При выполнении равенства:

$$\sigma_T \approx \sigma_0 \quad (5)$$

деформация Людерса должна отсутствовать. После подстановки в (5) соответствующих соотношений для σ_T и σ_0 и проведения преобразований, получим условие формирования зародыша полосы деформации:

$$\rho_m > \left(\frac{\sigma_l}{\mu b} \right)^2 \quad (6)$$

Подставляя в (6) реальные значения характеристик ($\mu = 8,2 \cdot 10^4 \text{ кг/см}^2$, $b = 2,48 \cdot 10^{-7} \text{ см}$, $\sigma_l \approx 15 - 20 \text{ кг/см}^2$ [1,2,4], хотя имеются и другие данные), можно получить оценочное значение $\rho_m \approx 4 \cdot 10^{-5} \text{ см}^{-2}$, ниже которого полоса деформации не должна формироваться. Для проверки полученного значения можно воспользоваться соотношением (4) и реальными экспериментальными данными. На рис. 3 приведена зависимость величины ε_l (1) и деформации формирования дислокационной периодической структуры (ε_n) (2) от размера зерна феррита ($d^{-1/2}$, $\text{см}^{-1/2}$).



Рис. 3. Влияние размера зерна феррита ($d^{-1/2}$, $\text{см}^{-1/2}$) на ε_l (1) и ε_n (2)

Экстраполируя зависимости $\varepsilon_f, \varepsilon_n \sim f(d^{-1/2})$ до пересечения с осью абсцисс, определим величину d , которой должен соответствовать момент распада равномерного распределения дислокаций и, как следствие этого, исчезновения деформации Людерса. Значение d составляет примерно 500–700 мкм. Подставляя в (4) для исследуемой стали $d=115$ мкм и соответствующее значение $\varepsilon_f=10^{-2}$ (рис. 3) было получена величина $\rho_m=3,5 \cdot 10^5 \text{ м}^{-2}$. Таким образом, при увеличении размера зерна и одновременном уменьшении ε_f , будет снижаться необходимая плотность подвижных дислокаций, требуемая для формирования фронта полосы Чернова – Людерса. Одновременно с этим будут возрастать параметры деформационного упрочнения, свидетельствующие о приросте дислокаций до значений обеспечивающих поддержание пластического течения. Чем больше размер зерна и выше скорость накопления дислокаций, тем сложнее поддерживать равномерность распределения дислокаций в пределах одного зерна феррита. Распад равномерного распределения дислокаций на периодические структуры препятствует достижению условий формирования фронта полосы деформации.

Вывод

Распад равномерного распределения дислокаций на периодические структуры при формировании фронта полосы деформации, является одной из основных причин отсутствия области прерывистого течения на кривых деформации низкоуглеродистых сталей.

Литература

1. Бабич В.К., Гуль Ю.П., Долженков И.Е.: Деформационное старение стали. М.: Металлургия, 1972, с. 320.
2. Вакуленко И.А., Большаков В.И.: Морфология структуры и деформационное упрочнение стали. Днепропетровск: Маковецкий, 2008, с. 196.
3. Cottrell A.H.: Theory of brittle fracture in steel and similar metals, Trans. Met. Soc. AIME, 1958, V 212, pp. 192–209.
4. Garofalo F.: Factors affecting the propagation of a Luders band and the lower yield and flow stresses in iron, Met. Trans. 1971, V. 2, № 8, p. 2315–2317.