

ПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ НА ЖЕЛЕЗНОЙ ОСНОВЕ

Методом локального деформирования изучены закономерности формирования полос сдвига в аморфных сплавах на основе железа. Предложены количественные характеристики для анализа характера пластической деформации аморфных сплавов. Рассмотрены механизмы формирования полос сдвига в полях напряжений индентора.

Введение

Стадийность процессов реализации деформирования твердых тел, обладающих пластичностью, предполагает, что пластическая деформация реализуется раньше, чем разрушение. Для стадии пластической деформации кристаллических твердых тел свойственно активное зарождение и развитие двойникования и скольжения, а стадии разрушения предшествует зарождение и развитие трещин. Естественно полагать, что и у аморфных материалов стадия разрушения будет связана с появлением микротрещин. Стадии же пластической деформации будут присущи некоторые специфические элементарные носители деформации, способствующие релаксации напряжений в местах их локализации. Согласно данным работ [1-3], такими носителями упругой энергии на стадии пластической деформации выступают полосы сдвига, которые по внешнему виду напоминают микротрещины, но по своей внутренней структуре существенно от них отличаются. Главное отличие полос сдвига от трещин заключается в наличии областей сцепления материала, находящегося по разные стороны плоскости сдвига [3].

Полосы сдвига в аморфных материалах на современном этапе изучения свойств конденсированных систем, не имеющих дальнего порядка, представляют большой научный интерес. В первую очередь потому, что в отличие, например, от двойникования и скольжения – основных каналов пластической деформации кристаллических твердых тел полосы сдвига в аморфных материалах мало изучены, что связано прежде всего с тем, что металлические стекла объектом всестороннего исследования стали сравнительно недавно. Поэтому представляется актуальной целью данной

работы, заключающаяся в изучении закономерностей формирования и развития полос сдвига у концентратора напряжений на поверхности аморфных сплавов на основе железа.

Методика эксперимента. Исследовались аморфные сплавы $\text{Fe}_{46.3}\text{-Cr}_{40}\text{-Mo}_{7.2}\text{-V}_{0.5}\text{-B}_{4.0}\text{-Si}_{2.0}$, $\text{Fe}_{81.4}\text{-Cr}_{4.0}\text{-Mo}_{6.0}\text{-Ni}_{5.2}\text{-C}_{1.0}\text{-Mn}_{2.1}\text{-Al}_{0.3}$, $\text{Fe}_{71.7}\text{-Ni}_{6.0}\text{-Co}_{2.4}\text{-Cr}_{7.5}\text{-Mo}_{7.9}\text{-B}_{4.0}\text{-Si}_{0.5}$, $\text{Fe}_{86}\text{-P}_{9.8}\text{-C}_{1.0}\text{-Si}_{0.9}\text{-Al}_{1.7}\text{-B}_{0.6}$ (в вес. %), которые были получены методом спиннингования на наружную поверхность закалочного диска. Скорость охлаждения составила $8 \cdot 10^5$ °C/с. Толщина лент имела порядок 70 мкм.

Рентгеноструктурный анализ проводился на ДРОН-3 в монохроматическом $\text{Cu K}\alpha$ -излучении.

Исследование закономерностей формирования полос сдвига у концентратора напряжения проводилось с помощью методики локального деформирования поверхности. В качестве концентратора напряжений выступала алмазная пирамида Виккерса стандартного прибора ПМТ-3. Испытаниям подвергались две стороны лент: сторона, контактировавшая при получении ленты с воздухом (сторона 1), и сторона, контактировавшая с медным диском-кристаллизатором (сторона 2). У отпечатка индентора наблюдались полосы сдвига двух типов (см. рис. 1): в виде лучей, идущих от отпечатка индентора, и в виде полуколец, окаймляющих индентор. Фиксировались следующие параметры: число лучей N_l , число полуколец N_n , длина лучей L_l и удаленность полуколец от отпечатка индентора L_n (по нормали к грани индентора).



Рис. 1. Деформационная картина, возникающая у отпечатка индентора на поверхности аморфного сплава на основе железа.

Снимок сделан с помощью CamScan-4

Исследования велись в интервале нагрузок на индентор от 0,25 до 1,5 Н. Для проверки наличия возможности формирования полос сдвига типа лучей у сплавов $\text{Fe}_{81.4}\text{-Cr}_{4.0}\text{-Mo}_{6.0}\text{-Ni}_{5.2}\text{-C}_{1.0}\text{-Mn}_{2.1}\text{-Al}_{0.3}$, $\text{Fe}_{71.7}\text{-Ni}_{6.0}\text{-Co}_{2.4}\text{-}$

$\text{Cr}_{7,5}\text{-Mo}_{7,9}\text{-B}_{4,0}\text{-Si}_{0,5}$, $\text{Fe}_{86}\text{-P}_{9,8}\text{-C}_{1,0}\text{-Si}_{0,9}\text{-Al}_{1,7}\text{-B}_{0,6}$ производился контроль при нагрузках от 2 Н и выше.

Результаты и их обсуждение. Рентгеноструктурный анализ показал, что исследуемые сплавы рентгеноаморфны. Это проявилось в типичном уширении пика, соответствующего плоскости (110) α – (Fe, Si). Другие пики на рентгенограмме отсутствовали.

На рис. 2 а и б представлены экспериментально полученные зависимости числа полос сдвига, типа полуколец от нагрузки на индентор для двух сторон лент. Для большинства рассматриваемых сплавов в исследованном интервале нагрузок данная зависимость линейная. У сплава $\text{Fe}_{46,3}\text{-Cr}_{40}\text{-Mo}_{7,2}\text{-V}_{0,5}\text{-B}_{4,0}\text{-Si}_{2,0}$ при малых нагрузках N_n растет, а при нагрузке, близкой к 1,0 Н, убывает.

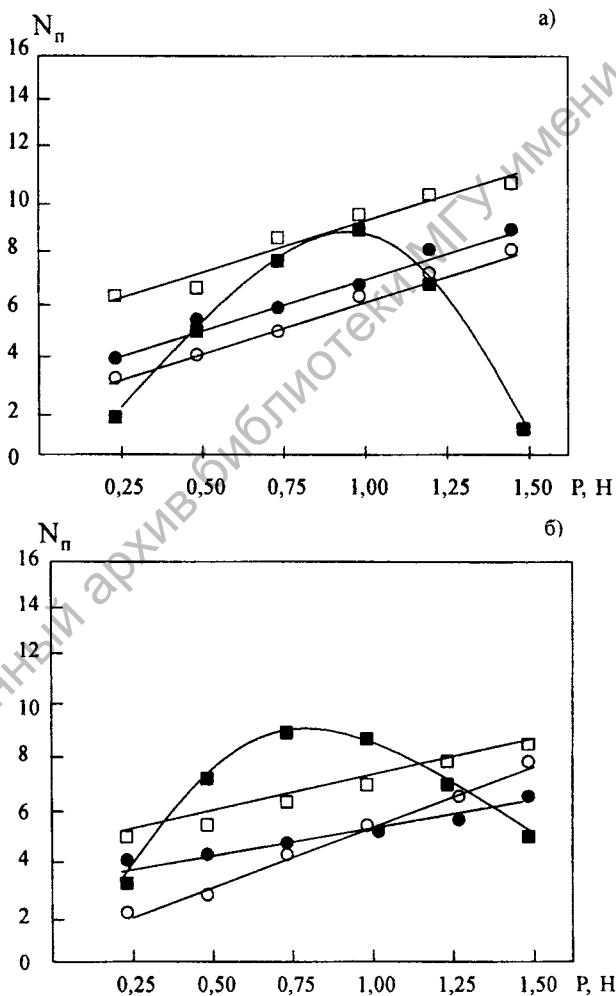


Рис. 2. Зависимость среднего числа полос сдвига типа полуколец от нагрузки на индентор: а) сторона 1; б) сторона 2; ■ – $\text{Fe}_{46,3}\text{-Cr}_{40}\text{-Mo}_{7,2}\text{-V}_{0,5}\text{-B}_{4,0}\text{-Si}_{2,0}$; □ – $\text{Fe}_{81,4}\text{-Cr}_{4,0}\text{-Mo}_{6,0}\text{-Ni}_{5,2}\text{-C}_{1,0}\text{-Mn}_{2,1}\text{-Al}_{0,3}$; ● – $\text{Fe}_{71,7}\text{-Ni}_{6,0}\text{-Co}_{2,4}\text{-Cr}_{7,5}\text{-Mo}_{7,9}\text{-B}_{4,0}\text{-Si}_{0,5}$; ○ – $\text{Fe}_{86}\text{-P}_{9,8}\text{-C}_{1,0}\text{-Si}_{0,9}\text{-Al}_{1,7}\text{-B}_{0,6}$.

Аналогичный вид имеют и зависимости $L_n = f(P)$ (см. рис. 3 а и б).

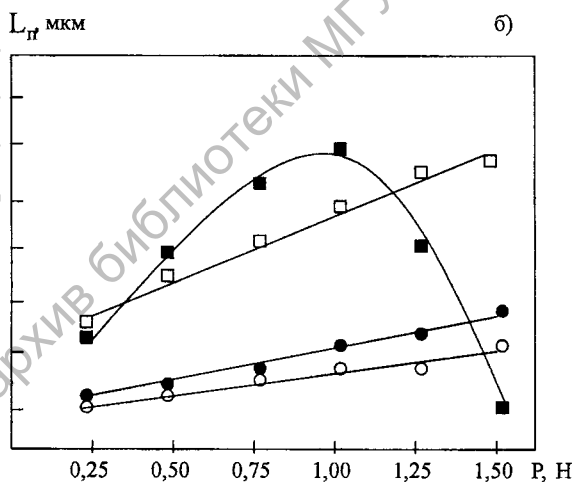
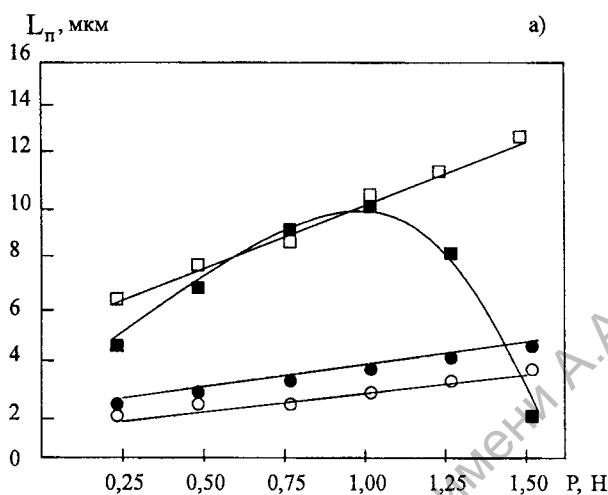


Рис. 3. Зависимость среднего удаления от грани индентора полос сдвига типа полуколец от нагрузки на индентор: а) сторона 1; б) сторона 2;
 ■ – Fe_{46.3}-Cr₄₀-Mo_{7.2}-V_{0.5}-B_{4.0}-Si_{2.0}; □ – Fe_{81.4}-Cr_{4.0}-Mo_{6.0}-Ni_{5.2}-C_{1.0}-Mn_{2.1}-Al_{0.3};
 ● – Fe_{71.7}-Ni_{6.0}-Co_{2.4}-Cr_{7.5}-Mo_{7.9}-B_{4.0}-Si_{0.5}; ○ – Fe₈₆-P_{9.8}-C_{1.0}-Si_{0.9}-Al_{1.7}-B_{0.6}.

Аномальное поведение полос сдвига у концентратора напряжений на поверхности сплава Fe_{46.3}-Cr₄₀-Mo_{7.2}-V_{0.5}-B_{4.0}-Si_{2.0} может быть объяснено перераспределением энергии деформирования между двумя каналами, такими как формирование полос сдвига в виде полуколец и в виде лучей. При нагрузке на индентор 1,0 Н, когда начинается спад кривых $N_n = f(P)$ и $L_n = f(P)$, у отпечатка индентора возникают полосы сдвига типа лучей (рис. 4). В результате меньше энергии идет на формирование полос сдвига типа полуколец из-за ее расхода на формирование

лучей. Этого не наблюдается у сплавов $Fe_{81.4}-Cr_{4.0}-Mo_{6.0}-Ni_{5.2}-C_{1.0}-Mn_{2.1}-Al_{0.3}$, $Fe_{71.7}-Ni_{6.0}-Co_{2.4}-Cr_{7.5}-Mo_{7.9}-B_{4.0}-Si_{0.5}$, $Fe_{86}-P_{9.8}-C_{1.0}-Si_{0.9}-Al_{1.7}-B_{0.6}$, так как формирование лучей у них начинается при нагрузках, близких к 2,0 Н, что выходит за область исследуемых нагрузок.

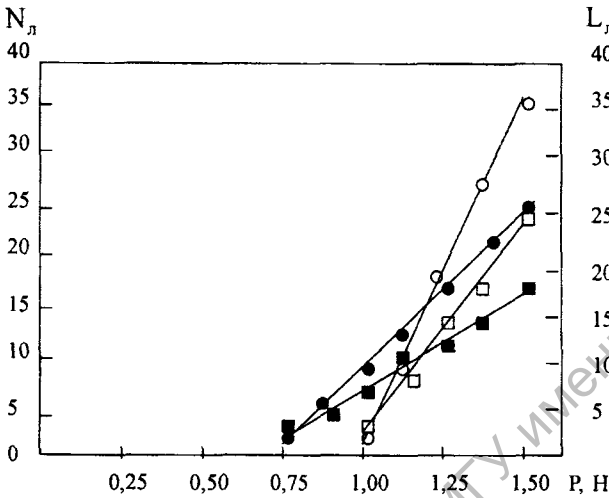


Рис. 4. Зависимость среднего числа и длины полос сдвига типа лучей от нагрузки на индентор у сплава $Fe_{46.3}-Cr_{40}-Mo_{7.2}-V_{0.5}-B_{4.0}-Si_{2.0}$:
 ● и ■ - $N_{л} = f(P)$, стороны 1 и 2 соответственно;
 ○ и □ - $L_{л} = f(P)$, стороны 1 и 2 соответственно

Следует отметить, что в данной работе решалась экспериментальная задача, схема которой представлена на рис. 5, где P – входной параметр, а $N_{н}$, $N_{л}$ и $L_{н}$, $L_{л}$ – выходные параметры. Другими словами, в качестве внешнего воздействия выступала контролируемая нагрузка на индентор, а в качестве отклика системы (в нашем случае аморфного материала) выступали измеряемые параметры $N_{н}$, $N_{л}$ и $L_{н}$, $L_{л}$.

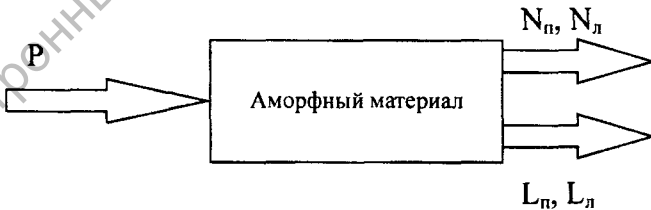


Рис. 5. Структурная схема эксперимента

Показанной на рис. 5 схеме в общем случае соответствует система уравнений:

$$\begin{aligned}
 N_{н} &= f_1(P); \\
 L_{н} &= f_2(P); \\
 N_{л} &= f_3(P); \\
 L_{л} &= f_4(P),
 \end{aligned}
 \tag{1}$$

где функции $f_1(P)$, $f_2(P)$, $f_3(P)$ и $f_4(P)$ определяются на основании экспериментальных данных, приведенных на рис. 2, 3 и 4. Для сплавов $Fe_{81.4}-Cr_{4.0}-Mo_{6.0}-Ni_{5.2}-C_{1.0}-Mn_{2.1}-Al_{0.3}$, $Fe_{71.7}-Ni_{6.0}-Co_{2.4}-Cr_{7.5}-Mo_{7.9}-B_{4.0}-Si_{0.5}$, $Fe_{86}-P_{9.8}-C_{1.0}-Si_{0.9}-Al_{1.7}-B_{0.6}$ функции $N_n = f_1(P)$ и $L_n = f_2(P)$ для каждой стороны ленты имеют вид

$$\begin{aligned} N_n &= A_1^i P + B_1^i; \\ L_n &= A_2^i P + B_2^i, \end{aligned} \quad (2)$$

а для сплава $Fe_{46.3}-Cr_{40}-Mo_{7.2}-V_{0.5}-B_{4.0}-Si_{2.0}$, -

$$\begin{aligned} N_n &= A_{11}^i P^2 + B_{11}^i P + C_{11}^i; \\ L_n &= A_{22}^i P^2 + B_{22}^i P + C_{22}^i, \end{aligned} \quad (3)$$

где A_1^i , B_1^i , C_1^i , A_2^i , B_2^i , C_2^i , A_{11}^i , B_{11}^i , C_{11}^i , A_{22}^i , B_{22}^i и C_{22}^i - эмпирические коэффициенты, определяемые по данным, представленным на рис. 2 и 3; i - параметр, указывающий на отношение коэффициентов к тому или иному сплаву, а именно значение i , равное 1, соответствует сплаву $Fe_{81.4}-Cr_{4.0}-Mo_{6.0}-Ni_{5.2}-C_{1.0}-Mn_{2.1}-Al_{0.3}$, 2 - сплаву $Fe_{71.7}-Ni_{6.0}-Co_{2.4}-Cr_{7.5}-Mo_{7.9}-B_{4.0}-Si_{0.5}$, 3 - сплаву $Fe_{86}-P_{9.8}-C_{1.0}-Si_{0.9}-Al_{1.7}-B_{0.6}$ и 4 - сплаву $Fe_{46.3}-Cr_{40}-Mo_{7.2}-V_{0.5}-B_{4.0}-Si_{2.0}$.

Для сплава $Fe_{46.3}-Cr_{40}-Mo_{7.2}-V_{0.5}-B_{4.0}-Si_{2.0}$ система (3) должна быть дополнена соотношениями

$$\begin{aligned} N_n &= D_1 P - E_1; \\ L_n &= D_2 P - E_2. \end{aligned} \quad (4)$$

Здесь D_1 , E_1 , D_2 и E_2 - эмпирические коэффициенты.

Рассчитанные значения коэффициентов, фигурирующих в формулах (2), (3) и (4), представлены в таблицах 1 и 2.

Таблица 1

Рассчитанные значения коэффициентов
в эмпирических выражениях (2)*

i	A_1^i, H^{-1}	B_1^i	$A_2^i, \text{мкм/Н}$	$B_2^i, \text{мкм}$
Fe-Cr-Mo-Ni-C-Mg-Al	$\frac{3,8}{2,4}$	$\frac{5,3}{4,8}$	$\frac{5,2}{5,6}$	$\frac{5,1}{4,0}$
	$\frac{3,6}{1,8}$	$\frac{3,2}{3,3}$	$\frac{2,4}{2,4}$	$\frac{2,1}{2,0}$
Fe-Ni-Co-Cr-Mo-B-Si	$\frac{1,8}{3,4}$	$\frac{2,3}{1,4}$	$\frac{1,2}{1,6}$	$\frac{1,8}{1,9}$

* Значение над чертой соответствует стороне 1, под чертой - стороне 2.

Таблица 2

Рассчитанные значения коэффициентов
в эмпирических выражениях (3) и (4)*

i	A_{11}^i	B_{11}^i	C_{11}^i	A_{22}^i	B_{22}^i	C_{22}^i	D_1	E_1	D_2	E_2
	H^{-2}	H^{-1}		$\frac{MKM}{H^2}$	$\frac{MKM}{H}$	МКМ	H^{-1}		$\frac{MKM}{H}$	МКМ
Fe-Cr-Mo-V-B-Si	$\frac{-6,9}{-6,5}$	$\frac{13,8}{13,0}$	$\frac{2,4}{2,3}$	$\frac{-7,7}{-10,0}$	$\frac{15,4}{20,0}$	$\frac{2,2}{1,7}$	$\frac{3,0}{2,3}$	$\frac{22,1}{17,2}$	$\frac{74,8}{50,5}$	$\frac{67,4}{40,3}$

* Значение над чертой соответствует стороне 1, под чертой – стороне 2.

Приведенные выше соотношения интересны в плане ввода количественных характеристик, удобных для анализа закономерностей формирования и развития полос сдвига. Так, например, могут быть определены зависимости между N_n и L_n , а также N_d и L_d . Для сплава $Fe_{81,4}-Cr_{4,0}-Mo_{6,0}-Ni_{5,2}-C_{1,0}-Mn_{2,1}-Al_{0,3}$, например, для стороны 1 зависимость $N_n = f(L_n)$ имеет вид

$$N_n = 0,7 L_n + 4,3. \tag{5}$$

Согласно данному соотношению для сплава системы $Fe_{81,4}-Cr_{4,0}-Mo_{6,0}-Ni_{5,2}-C_{1,0}-Mn_{2,1}-Al_{0,3}$ свойственна линейная связь между числом полос сдвига и их средней удаленностью от грани индентора. Это говорит о согласованности процессов формирования и развития полос сдвига типа полуколец.

Произведение среднего числа полос сдвига N_n или N_d на их длину даст среднюю суммарную длину полос сдвига, т.е.

$$\begin{aligned} \Sigma L_n &= N_n l_n; \\ \Sigma L_d &= N_d l_d. \end{aligned} \tag{6}$$

Здесь $l_n = \frac{\pi}{2} R$, а $R = L_n + r$ (где r – расстояние от центра отпечатка до грани). Нетрудно показать, что $r = h \operatorname{tg} \alpha$ (в этом выражении h – глубина проникновения индентора; α – угол при вершине индентора). Учитывая это, а также выражения (2) и (4), из (6) для сплавов $Fe_{81,4}-Cr_{4,0}-Mo_{6,0}-Ni_{5,2}-C_{1,0}-Mn_{2,1}-Al_{0,3}$, $Fe_{71,7}-Ni_{6,0}-Co_{2,4}-Cr_{7,5}-Mo_{7,9}-B_{4,0}-Si_{0,5}$, $Fe_{86}-P_{9,8}-C_{1,0}-Si_{0,9}-Al_{1,7}-B_{0,6}$ получим

$$\Sigma L_n = \frac{\pi}{2} (A_1^i P + B_1^i) (A_2^i P + B_2^i + h \operatorname{tg} \alpha). \tag{7}$$

Отсюда видно, что для указанных сплавов зависимость ΣL_n от P квадратичная, в то время как функция $L_n = f_1(P)$ линейная. Однако следует отметить, что квадратичный рост $\Sigma L_n = f(P)$ будет наблюдаться лишь в исследуемом интервале нагрузок на индентор.

В случае сплава $Fe_{46.3}-Cr_{40}-Mo_{7.2}-V_{0.5}-B_{4.0}-Si_{2.0}$ уравнения (6) будут иметь вид

$$\Sigma L_n = \frac{\pi}{2} (A_{11}^i P^2 + B_{11}^i P + C_{11}^i) (A_{22}^i P^2 + B_{22}^i P + C_{22}^i + h \operatorname{tg} \alpha);$$

$$\Sigma L_n = (D_1 P - E_1)(D_2 P - E_2). \quad (8)$$

В данном случае зависимость ΣL_n от P имеет четвертую степень, а $\Sigma L_n = f(P)$ квадратичная.

Интересны величины

$$\sigma_n = \frac{P}{(\Sigma L_n)^2};$$

$$\sigma_n = \frac{P}{(\Sigma L_n)^2}. \quad (9)$$

Они имеют размерность напряжений (Па или Н/м²). Поэтому им можно сопоставить физический смысл, который заключается в том, что σ_n и σ_n – это те части напряжений у индентора, которые релаксируют благодаря развитию полос сдвига, или напряжения, которые идут на формирование полос сдвига. Относительная доля этих напряжений может быть определена из формулы

$$\mu = \frac{\sigma - \beta_n \sigma_n - \beta_n \sigma_n}{\sigma} \cdot 100\%, \quad (10)$$

где σ – напряжения, создаваемые индентором; β_n и β_n – безразмерные корреляционные множители.

Из (9) нетрудно получить

$$\begin{aligned} \epsilon_n &= \sigma_n / E'; \\ \epsilon_n &= \sigma_n / E', \end{aligned} \quad (11)$$

где ϵ_n и ϵ_n – относительные деформации; E' – модуль пластичности 1-го рода.

Если использовать дислокационный подход к описанию процесса формирования полос сдвига [3], то можно ввести следующее соотношение для линейной плотности дислокаций полосы сдвига:

$$\begin{aligned} \rho_n &= \alpha_n n_n / L_n; \\ \rho_n &= \alpha_n n_n / L_n, \end{aligned} \quad (12)$$

где ρ_n и ρ_n – плотности дислокаций на полосах сдвига типа полукольца и лучей соответственно; n_n и n_n – число дислокаций; α_n и α_n – коэффициенты, учитывающие долю пор в полосе сдвига и области скопления дислокаций.

Подвижность дислокаций полос сдвига типа лучей можно определить средней длиной пробега всех дислокаций луча, которая равна половине длины луча, т.е.

$$\lambda = L_n / 2. \quad (13)$$

Интересны механизмы формирования полос сдвига у индентора. На рис. 6 показано распределение напряжений у индентора. Согласно данным работы [4] в области формирования полос сдвига (область ABCDE) материал находится в условиях всестороннего сжатия. Сдвиговые напряжения направлены под углом 45° к поверхности (см. левую часть рис. 6). Тогда действия нормальных σ и сдвиговых τ напряжений на полосы сдвига можно представить так, как это показано на рис. 7.

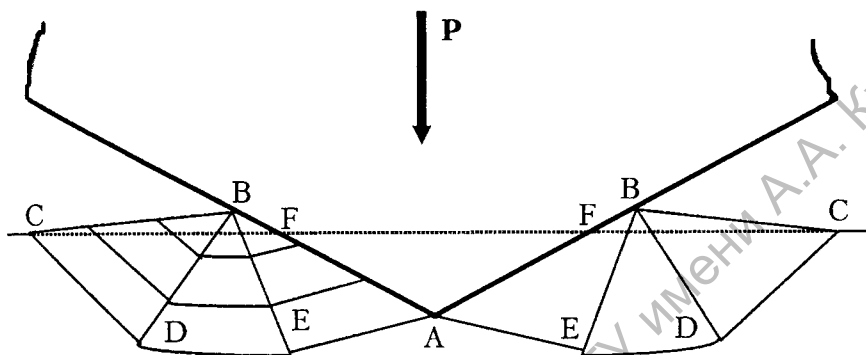


Рис. 6. Область пластической деформации у индентора и линии сдвига в ней [4]

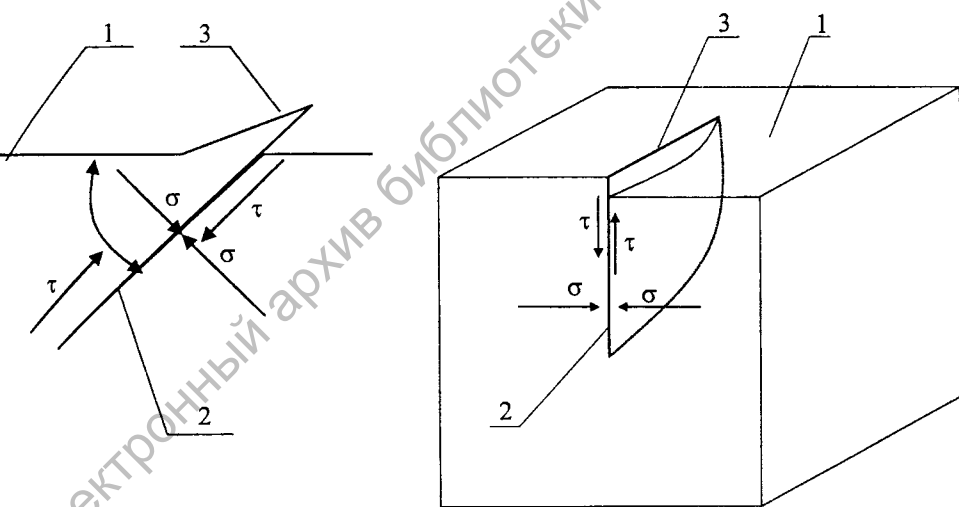


Рис. 7. Схема действия нормальных σ и скалывающих τ напряжений у индентора на полосы сдвига типа полуколец (а) и лучей (б): 1 – поверхность аморфного материала; 2 – полоса сдвига; 3 – чешуйка (а) или ступенька (б), наблюдаемые в микроскоп

В случае чешуйчатых навалов (такой вид при электронной микроскопии имеют полосы сдвига типа полуколец) скалывающие напряжения направлены к поверхности под углом 45° (см. рис. 7 а). Полосы сдвига развиваются вдоль направления максимальных сдвиговых напряжений, при этом на поверхности образуется своеобразная чешуйка. Нормальные напряже-

ния сжимают контактирующие части материала, расположенные по разные стороны плоскости сдвига.

Общеизвестно [3], что вдоль полос сдвига, еще на стадии пластической деформации аморфного материала, энергетически выгодно развитие трещин. Энергетическая выгода обусловлена специфическим строением полос сдвига в аморфном материале, которые по своей структуре больше напоминают цепочки пор в монокристалле. В нашем случае развитие трещин вдоль полос сдвига затруднено благодаря сжимающим напряжениям, в то время как для развития трещин необходимы раскрывающие напряжения, противоположные по направлению показанным на рис. 7. Поэтому энергетическая выгода развития трещин вдоль полос сдвига реализуется лишь при растяжении аморфных лент. В нашем случае это возможно лишь при наличии стопоров на пути развития полос сдвига, а также при их специфических формах, причем на отдельных участках полос при наличии раскрывающих напряжений (например, на изгибах полос).

Существуют работы, в которых рассматриваемые дефекты называют трещинами (см., например, [5]). При этом складывается впечатление о спорности представлений о природе дефектов, возникающих у отпечатка индентора [1-3]. Однако следует учитывать, что термин “полоса сдвига” в аморфных материалах несет иной смысл, чем в случае, например, монокристаллов. Полоса сдвига в аморфном материале, как уже отмечалось, по своей структуре существенно отличается от полосы сдвига в кристаллических телах. Отечественные авторы [3], дав название рассматриваемому дефекту “полоса сдвига”, обращали внимание на то, что определяющими в развитии данного дефекта являются сдвиговые напряжения, в то время как зарубежные авторы [5] подчеркивают близость этих образований к трещинам, а именно переходному состоянию от цепочек пор к трещине. При этом не учитывается рассмотренная в данной работе ситуация, когда на полосу сдвига действуют сжимающие напряжения и ее преобразование в трещину затруднено. Не учитывается также то, что при пересечении полосы сдвига проникают друг сквозь друга [1], что трещинам не свойственно, а характерно для дислокационных процессов (например, при двойниковании [6, 7]). Поэтому целесообразно в настоящее время дать новое название рассмотренным в данной работе дефектам с целью снятия отмеченных выше противоречий.

Полосы сдвига типа лучей формируются под действием сдвиговых напряжений, направленных от поверхности аморфной ленты (см. рис. 7 б). Это напоминает процесс формирования смешанной дислокации, у которой вектор Бюргерса параллелен дислокационной линии у поверхности и перпендикулярен ей в глубине материала. Как и в случае образования чешуйчатых навалов, у индентора лучи развиваются в полях сжимающих нормальных напряжений (см. рис. 7 б).

Количество полос сдвига, возникающих у индентора, равно числу активных источников формирования полос. На основании дислокацион-

ного подхода можно заключить, что активными будут те источники, для которых справедливо соотношение

$$\tau_{кр} = \frac{\alpha b G}{l}, \quad (14)$$

где $\tau_{кр}$ – критические сдвиговые напряжения начала генерации источником дислокаций; α – безразмерный коэффициент, обычно равный 0,5; b – модуль вектора Бюргерса; G – модуль сдвига; l – размер источника.

Следует отметить, что в (14) подразумевается, что речь идет о квазидислокациях, которые лишь введены для удобства списания процесса. По характеру развития полос (см. рис. 7) будем считать, что сдвиги в виде полуколец описываются краевыми дислокациями, а сдвиги типа лучей – смешанными. Также предположим, что величины b и l для двух рассматриваемых типов полос сдвига различны.

Учитывая приведенные на рис. 2 и 4 результаты, на основании (14) можно сделать вывод, что у полос сдвига типа полуколец величина b меньше, а l – больше, чем у полос сдвига типа лучей. Этим можно и объяснить более позднее вступление лучей в процесс пластической деформации.

Появление полос сдвига типа лучей у сплавов $Fe_{81.4}-Cr_{4.0}-Mo_{6.0}-Ni_{5.2}-C_{1.0}-Mn_{2.1}-Al_{0.3}$, $Fe_{71.7}-Ni_{6.0}-Co_{2.4}-Cr_{7.5}-Mo_{7.9}-B_{4.0}-Si_{0.5}$, $Fe_{86}-P_{9.8}-C_{1.0}-Si_{0.9}-Al_{1.7}-B_{0.6}$ при нагрузках, больших, чем 2 Н, в отличие от сплава $Fe_{46.3}-Cr_{40}-Mo_{7.2}-V_{0.5}-B_{4.0}-Si_{2.0}$, у которого они наблюдаются при 1 Н, на основании (14) может быть объяснено тем, что их модуль сдвига G несколько выше, чем у сплава системы $Fe_{46.3}-Cr_{40}-Mo_{7.2}-V_{0.5}-B_{4.0}-Si_{2.0}$.

Заключение

При локальном деформировании поверхности аморфных сплавов на основе железа пластическая деформация развивается путем формирования полос сдвига в виде чешуйчатых навалов и лучей.

Полосы сдвига в виде лучей возникают лишь при больших нагрузках. На основании дислокационного подхода возможно предположение, что у полос сдвига в виде полуколец величина вектора Бюргерса меньше, а размер их источника больше, чем у полос сдвига типа лучей.

В исследуемом интервале нагрузок зависимости N_n и L_n от P для сплавов $Fe_{81.4}-Cr_{4.0}-Mo_{6.0}-Ni_{5.2}-C_{1.0}-Mn_{2.1}-Al_{0.3}$, $Fe_{71.7}-Ni_{6.0}-Co_{2.4}-Cr_{7.5}-Mo_{7.9}-B_{4.0}-Si_{0.5}$, $Fe_{86}-P_{9.8}-C_{1.0}-Si_{0.9}-Al_{1.7}-B_{0.6}$ линейные. Для сплава $Fe_{46.3}-Cr_{40}-Mo_{7.2}-V_{0.5}-B_{4.0}-Si_{2.0}$ данные зависимости параболические. Однако зависимости N и L для данного сплава линейные.

Более позднее при повышении нагрузки на индентор формирование полос сдвига в виде лучей у сплавов $Fe_{81.4}-Cr_{4.0}-Mo_{6.0}-Ni_{5.2}-C_{1.0}-Mn_{2.1}-Al_{0.3}$, $Fe_{71.7}-Ni_{6.0}-Co_{2.4}-Cr_{7.5}-Mo_{7.9}-B_{4.0}-Si_{0.5}$, $Fe_{86}-P_{9.8}-C_{1.0}-Si_{0.9}-Al_{1.7}-B_{0.6}$, чем у сплава $Fe_{46.3}-Cr_{40}-Mo_{7.2}-V_{0.5}-B_{4.0}-Si_{2.0}$, может быть объяснено несколько более высоким значением модуля сдвига у первых, чем у последнего.

Автор благодарит М.Н. Верещагина за любезно предоставленные образцы и В.Г. Шепелевича за обсуждение результатов и помощь в проведении рентгеноструктурного анализа.

ЛИТЕРАТУРА

1. Особенности пластической деформации при индентировании пирамидой Виккерса поверхности аморфного сплава Fe-Cr-Mo-V-B-Si / М.Н. Верещагин [и др.] // Физика металлов и металловедение. – 2002. – Т. 93. – № 5. – С. 101-104.
2. Исследование методом локального деформирования особенностей пластической деформации аморфного сплава Fe-Cr-Mo-V-B-Si / М.Н. Верещагин [и др.] // Кристаллография. – 2002. – Т. 47. – № 4. – С. 691-696.
3. **Глезер, А.М.** Структура и механические свойства аморфных сплавов / А.М. Глезер, Б.В. Молотилор. – М.: Металлургия, 1992. – 208 с.
4. **Джонсон, К.** Механика контактного взаимодействия / К. Джонсон. – М.: Мир, 1989. – 510 с.
5. **Perez, J.** Homogeneous flow and anelastic/plastic deformation of metallic glasses / J. Perez // Acta. Met. – 1984. – Vol. 32. – № 12. – P. 2163-2173.
6. **Остриков, О.М.** Ветвление клиновидных двойников в монокристаллах висмута, деформированных сосредоточенной нагрузкой / О.М. Остриков // Физика металлов и металловедение. – 1999. – Т. 87. – № 1. – С. 94-96.
7. Некоторые особенности формы клиновидных двойников в монокристаллах висмута, деформированных сосредоточенной нагрузкой / О.М. Остриков // Физика металлов и металловедение. – 2000. – Т. 90. – № 1. – С. 91-95.