

УДК 548.0

ВЛИЯНИЕ ИЗОХРОННОГО ОТЖИГА НА ЗАРОЖДЕНИЕ ПОЛОС СДВИГА ВБЛИЗИ КОНЦЕНТРАТОРА НАПРЯЖЕНИЙ НА ПОВЕРХНОСТИ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА

М. Н. Верещагин, В. Г. Шепелевич*, О. М. Остриков, С. Н. Цыбранкова

Гомельский государственный технический университет им. П. О. Сухого,
246746 Гомель, Беларусь

* Белорусский государственный университет, 220050 Минск, Беларусь

Изучено влияние изохронного отжига на закономерности формирования полос сдвига вблизи концентратора напряжений на поверхности аморфного материала. С использованием метода локального деформирования введен параметр, позволяющий определять температурный интервал сосуществования аморфной и кристаллической фаз.

Ключевые слова: полосы сдвига, концентратор напряжений, изохронный отжиг, аморфные сплавы.

Основным каналом пластической деформации аморфных материалов являются полосы сдвига [1, 2]. Однако микроскопическое строение полос сдвига в металлических стеклах существенно отличается от их строения в моно- и поликристаллических материалах. В настоящее время особенности зарождения и развития полос сдвига в аморфных материалах остаются малоизученными. Отсутствуют физические модели процесса формирования полос сдвига в аморфных конденсированных средах, прошедших различную энергетическую обработку. Поэтому целью данной работы является изучение характера зарождения полос сдвига в аморфных сплавах на основе железа, подвергнутых изохронному отжигу. Исследование закономерностей зарождения полос сдвига в термически обработанных материалах позволит объяснить характер разрушения аморфных сплавов, поскольку развитие трещин вдоль полос сдвига энергетически выгодно.

Методика эксперимента. Исследовались аморфные сплавы Fe–Cr–Mo–Ni–C–Mg–Al, Fe–Ni–Co–Cr–Mo–B–Si, Fe–P–C–Si–Al–B, полученные методом быстрого охлаждения расплава на наружной поверхности медного диска-кристаллизатора. Толщина ленты варьировалась в пределах $50 \div 80$ мкм, скорость охлаждения ленты составляла $8 \cdot 10^5$ °C/с.

Рентгеноструктурный и рентгенофазный анализы проводились на дифрактометре ДРОН-3 в монохроматическом $\text{CuK}\alpha$ -излучении в следующем режиме: напряжение 30 кВ, сила тока 20 мА, скорость счетчика 2 град/мин.

Изучение структуры проводилось с помощью оптического микроскопа Neophot-21 и электронного растрового микроскопа CamScan-4.

Изохронный отжиг образцов производился на воздухе. Аморфные ленты при заданной температуре выдерживались в течение 20 мин. Затем проводились испытания образцов. Далее отжиг повторялся, но при более высокой температуре. Максимальная температура отжига составила 700 °C. Из результатов предварительных экспериментов следует, что использование одних и тех же образцов при различных температурах отжига обусловлено тем, что время отжига практически не влияет на результаты исследований.

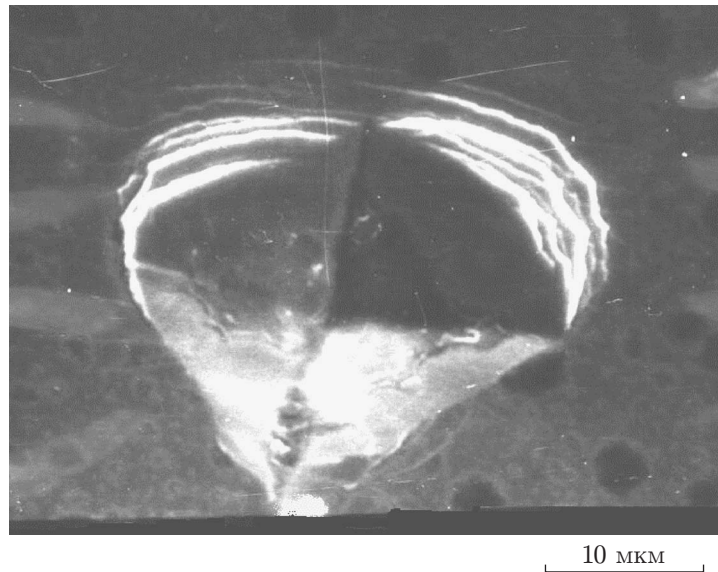


Рис. 1. Деформационная картина, наблюдаемая вблизи отпечатка индентора на поверхности исследуемых исходных аморфных сплавов при нагрузке на индентор 1,5 Н

Активность зарождения полос сдвига в аморфных сплавах на основе железа изучалась с помощью методики локального деформирования. Суть данного метода заключается в том, что поверхность аморфного материала деформируется алмазной пирамидой Виккерса прибора ПМТ-3 [3–5]. Затем ведется подсчет дефектов, возникающих вблизи отпечатка индентора. Испытаниям подвергались обе поверхности аморфных лент: поверхность, соприкасавшаяся с диском-кристаллизатором, и поверхность, контактировавшая с атмосферой в процессе получения аморфных лент. Нагрузка на индентор составила 1,5 Н. Глубина проникновения индентора не превышала 4 мкм. Исследовались полосы сдвига в виде полуколец, окаймляющих отпечаток индентора. При этом фиксировалось среднее число N данных дефектов вблизи отпечатка индентора. Погрешность измерений не превышала 3 %.

Результаты эксперимента и их обсуждение. Рентгеноструктурный анализ показал, что исходные сплавы на основе железа рентгеноаморфны.

Вблизи отпечатка индентора при нагрузке на него 1,5 Н на поверхности изучаемых сплавов, не прошедших термообработку, обычно возникает деформационная картина, представленная на рис. 1. Наблюдается только один тип дефектов — полосы сдвига в виде полуколец (вблизи граней индентора). Полос сдвига в виде лучей, о которых упоминалось в [2, 6], не наблюдалось. Они появлялись в небольших количествах лишь при температурах отжига, близких к 300 °С. Поэтому детальное изучение данных дефектов с целью выявления тенденций их зарождения при различных температурах отжига было невозможно.

Экспериментально полученная зависимость среднего числа N полуколец от температуры изохронного отжига t представлена на рис. 2. Из приведенных данных следует, что на начальных стадиях отжига наблюдаются осцилляции зависимостей числа полуколец от температуры отжига. С учетом погрешности измерений можно сделать вывод о том, что на начальных стадиях отжига число полос сдвига типа полуколец слабо зависит от температуры отжига. При температурах отжига, близких к 600 °С, наблюдается резкий спад кривой зависимости $N = f(t)$. Данная зависимость эмпирически может быть описана функцией типа распределения Ферми — Дирака

$$N = N_0 / [\exp((t - t_0)/\alpha) + 1],$$

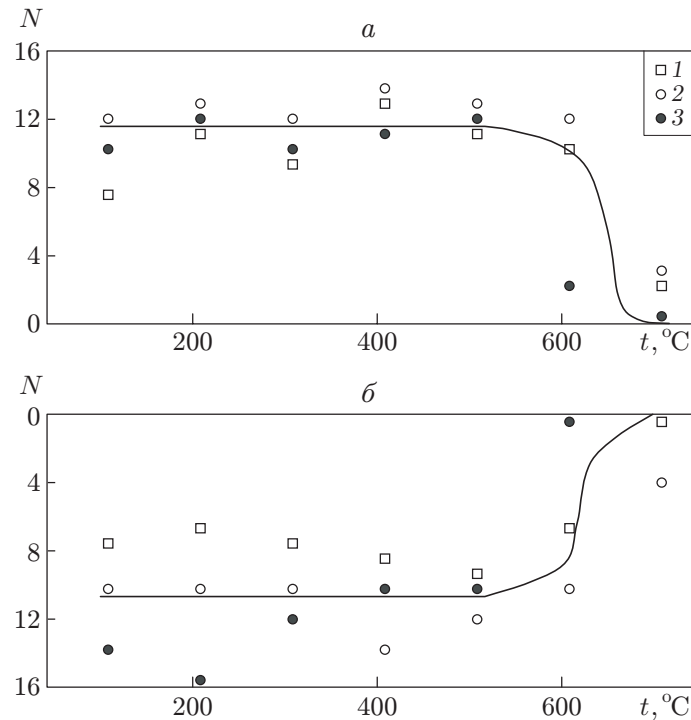


Рис. 2. Зависимость среднего числа полос сдвига в виде полуколец от температуры изохронного отжига:

a — для поверхности, контактировавшей с воздухом; *б* — для поверхности, соприкасающейся с медным диском-кристаллизатором; точки — экспериментальные данные (1 — Fe-Cr-Mo-Ni-C-Mg-Al; 2 — Fe-Ni-Co-Cr-Mo-B-Si; 3 — Fe-P-C-Si-Al-B); линии — результаты усреднения экспериментальных данных для всех исследуемых сплавов

где N_0 — число полуколец, определяемое экстраполяцией прямолинейного участка графика зависимости $N = f(t)$ на ось N ; t_0 — температура, определяемая по точке пересечения прямой $N = N_0/2$, параллельной оси t , с кривой $N = f(t)$; α — параметр, определяющий скорость исчезновения полос сдвига с ростом температуры отжига.

Следует отметить, что параметр α характеризует интервал температур изохронного отжига, в котором проходящие термическую обработку быстрозакаленные сплавы находятся в состоянии, когда аморфная и кристаллическая фазы сосуществуют. Речь идет о кристаллической фазе с размером зерна, достаточным для того, чтобы оказать влияние на характер зарождения полос сдвига. В этом случае предлагаемая методика может быть использована для контроля перехода из аморфного состояния в кристаллическое.

Активность зарождения полос сдвига непосредственно зависит от количества активизирующихся при деформировании источников элементарных носителей пластической деформации аморфных материалов. Согласно представлениям, развиваемым в [1], в качестве таких носителей можно рассматривать дислокации. При этом дислокации вводятся для удобства расчетов и наглядного представления рассматриваемых процессов. В отличие от дислокаций в монокристаллических конденсированных средах в аморфных материалах данные дефекты можно назвать квазидислокациями, так как в действительности они, как правило, не существуют. Очевидно, что процессы формирования и развития дислокаций в аморфных материалах существенно отличаются от данных процессов в кристаллах. В аморфных материалах квазидислокации содержат большое количество ступенек и перегибов. Вектор Бюргерса таких дислокаций вдоль их линии изменяется не только по

величине, но и по направлению. Как правило, в случае аморфных материалов величину вектора Бюргера принимают равной величине, усредненной по средним величинам векторов Бюргера всех дислокаций, а направление этого вектора считают неопределенным [1].

При изучении процесса зарождения полос сдвига будем исходить из дислокационной природы этих дефектов [1]. Будем считать, что источниками дислокаций полос сдвига являются источники Франка — Рида. Это позволяет использовать для оценки критерия активации источников полос сдвига известное соотношение для расчета критического напряжения генерации дислокаций

$$\tau_{cr} = \alpha b G / l, \quad (1)$$

где G — модуль сдвига аморфного материала; b — усредненная величина вектора Бюргера дислокаций, составляющих полосу сдвига; l — размер источника; $\alpha \approx 0,5$ — константа.

В соотношении (1) с повышением температуры существенно изменяются параметры G [7] и l , происходит охрупчивание аморфного материала [1], повышается его микротвердость, что в свою очередь ведет к увеличению модуля сдвига G , линейно связанного с τ_{cr} . Таким образом, изменение упругих свойств аморфного материала в основном связано с увеличением τ_{cr} в результате термообработки и приводит к снижению активности зарождения полос сдвига вблизи концентратора напряжений, что и наблюдается в эксперименте (рис. 2). Особенно заметно это проявляется при температурах, близких к $500 \div 700$ °С, когда структура исследуемых материалов близка к кристаллической.

Размер l источников дислокаций существенно зависит от среднего расстояния между концентраторами напряжений, распределенных в композитном материале [7], в качестве которого можно использовать аморфный сплав, подвергающийся термической обработке. В таких материалах концентраторами являются включения зерен композита, размер и число которых в аморфном материале определяются характером термического воздействия. С ростом температуры обработки увеличиваются число и размер кристаллических (в частности, нанокристаллических) включений в матрице аморфного материала. Это в свою очередь приводит к уменьшению l и тем самым к увеличению τ_{cr} . При температурах $500 \div 700$ °С объем кристаллических включений в обрабатываемых материалах превышает объем аморфной матрицы [1], что также объясняет снижение активности зарождения полос сдвига с повышением температуры обработки аморфного материала.

Суммарное критическое напряжение, необходимое для зарождения N полос сдвига, равно

$$\tau = \sum_{i=1}^N \tau_{cr,i}, \quad (2)$$

где $\tau_{cr,i}$ — критическое напряжение зарождения i -й полосы сдвига.

Если принять, что все напряжения $\tau_{cr,i}$ одинаковы по величине, то равенство (2) можно записать в виде

$$\tau = N \tau_{cr}. \quad (3)$$

В данном случае считалось, что векторы Бюргера дислокаций равны между собой, так же как и размеры их источников. Очевидно, что в (3) τ_{cr} определяется по формуле (1).

Нетрудно показать, что

$$\tau = \alpha N_0 G b / [(\exp((t - t_0)/\alpha) + 1)l].$$

В дальнейшем предполагается, что выполнено следующее соотношение:

$$\tau = E \varepsilon = E \rho b L / 2, \quad (4)$$

где E — модуль Юнга; ε — относительная деформация; ρ — плотность дислокаций в полосе сдвига; L — суммарная длина полос сдвига, определяемая экспериментально.

С учетом соотношения (4) можно записать

$$l = 2\alpha N_0 G / [(\exp((t - t_0)/\alpha) + 1)EL\rho].$$

Смысл данного соотношения заключается в том, что зависимость размеров источников полос сдвига от температуры с точки зрения дислокационного подхода аналогична зависимости $N = f(t)$. При достижении некоторой критической температуры $l \rightarrow 0$. Такая ситуация возможна при переходе быстрозакаленного материала из аморфного состояния в мелкокристаллическое. Это, в частности, подтверждается рентгеноструктурными исследованиями и тем, что микротвердость отожженных аморфных сплавов рассматриваемого состава повышается [2, 6].

Заключение. Таким образом, предложена методика изучения закономерностей зарождения полос сдвига вблизи концентратора напряжений. Суть методики заключается в локальном деформировании поверхности материала и последующем подсчете числа полос сдвига в области пластической деформации.

Впервые введен параметр, позволяющий определять температурный интервал сосуществования аморфной и кристаллической фаз. При этом размер зерен в кристаллической фазе оказывает существенное влияние на характер зарождения полос сдвига.

На основе дислокационного подхода сделано предположение о малом размере зерен в стабильном состоянии отожженного ранее быстрозакаленного материала.

ЛИТЕРАТУРА

1. Глезер А. М., Молотилев Б. В. Структура и механические свойства аморфных сплавов. М.: Металлургия, 1992.
2. Верещагин М. Н., Шепелевич В. Г., Остриков О. М., Цыбранкова С. Н. Особенности пластической деформации при индентировании пирамидой Виккерса поверхности аморфного сплава Fe–Cr–Mo–V–B–Si // Физика металлов и металловедение. 2002. Т. 93, № 5. С. 101–104.
3. Остриков О. М. Экспресс-методика определения вклада двойникования и скольжения в пластическую деформацию монокристаллов при индентировании // Физика металлов и металловедение. 2000. Т. 89, № 5. С. 106–109.
4. Остриков О. М. Некоторые особенности формы клиновидных двойников в монокристаллах висмута, деформированных сосредоточенной нагрузкой // Физика металлов и металловедение. 2000. Т. 90, № 1. С. 91–95.
5. Остриков О. М. Ветвление клиновидных двойников в монокристаллах висмута, деформированных сосредоточенной нагрузкой // Физика металлов и металловедение. 1999. Т. 87, № 1. С. 94–96.
6. Верещагин М. Н., Шепелевич В. Г., Остриков О. М., Цыбранкова С. Н. Влияние изохронного и изотермического отжига на особенности пластической деформации при локальном нагружении поверхности аморфного сплава Fe–Cr–Mo–V–B–Si // Тр. X Рос. конф. “Строение и свойства металлических и шлаковых расплавов”. Т. 4. Взаимосвязь строения и свойств различных состояний (кристаллическое, квазикристаллическое, аморфное, жидкое), Екатеринбург, 15 нояб. 2000 г. Екатеринбург; Челябинск: Изд-во Юж.-Урал. гос. ун-та, 2001. С. 3–6.
7. Остриков О. М. Влияние импульсов электрического тока на работу источников двойникоующих дислокаций в монокристаллах висмута // Инж.-физ. журн. 1999. Т. 72, № 3. С. 592–594.

*Поступила в редакцию 9/X 2002 г.,
в окончательном варианте — 29/I 2003 г.*