

ТЕХНИЧЕСКИЕ НАУКИ

УДК 548.24

М. Н. ВЕРЕЩАГИН, В. Г. ШЕПЕЛЕВИЧ, О. М. ОСТРИКОВ, С. Н. ЦЫБРАНКОВА

ВЛИЯНИЕ ИЗОХРОННОГО ОТЖИГА НА ИНТЕНСИВНОСТЬ РАЗВИТИЯ ПОЛОС СДВИГА В АМОРФНЫХ СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА

(Представлено академиком А. В. Степаненко)

Учреждение образования Гомельский государственный
технический университет им. П. О. Сухого

Поступило 30.12.2002

Введение. Современный научно-технический прогресс не мыслим без создания принципиально новых процессов и технологий. Повышение требований, предъявляемых на современном этапе развития науки и техники к эксплуатационным характеристикам различных деталей, узлов оборудования и машин, приводит к необходимости создания принципиально новых материалов. В этом аспекте перспективно применение аморфных металлических сплавов, которые отличаются уникальным сочетанием высоких механических и физико-химических характеристик. Им присуща высокая прочность, износостойкость, коррозионная стойкость и др. [1].

Аморфные металлические сплавы — это системы, в которых отсутствует дальний порядок в расположении атомов, и которые обладают идеальной атомной, структурной и фазовой однородностью [2]. Именно эти особенности предопределяют характерный только для аморфных сплавов комплекс физических, механических и химических свойств.

Пластическая деформация аморфных материалов в настоящее время является малоизученным вопросом в физике твердого тела [2, 3]. В частности, отсутствуют модельные физические представления о реализации деформирования в твердой среде, не имеющей дальнего порядка. Поэтому изучение особенностей пластической деформации аморфных материалов представляет интерес широкого применения аморфных материалов на основе железа, не только с технической точки, но и с физической точки зрения в плане выявления механизмов деформирования конденсированных систем, не имеющих дальнего порядка. Так как в плане практического применения аморфных материалов важны те их механические свойства, которые во многом определяются реализацией пластической деформации, то изучение ее механизмов представляется актуальным и целесообразным.

Аморфные ленты, получаемые сверхбыстрой закалкой не всегда удобны для исследования их пластической деформации вследствие их малой толщины. Это ограничивает возможности использования громоздкого оборудования, применяемого, например, для изучения деформации на растяжение [4, 5]. Поэтому важной задачей, которая решается в данной работе, является разработка удобной методики исследования особенностей пластической деформации уникальных объектов исследования, которыми являются аморфные сплавы на основе железа.

Другой целью работы стало изучение с помощью этой методики влияния изохронного отжига на интенсивность развития полос сдвига в аморфных сплавах на основе железа.

Методика эксперимента. Исследовались аморфные сплавы Fe-Cr-Mo-V-B-Si, Fe-Cr-Mo-Ni-C-Al, Fe-Ni-Co-Cr-Mo-B-Si, Fe-P-C-Si-Al-B, полученные методом быстрой закалки расплава на наружную сторону медного диска-кристаллизатора. Толщина ленты варьировалась в пределах 50—80 мкм. Скорость охлаждения ленты составляла $8 \cdot 10^5$ °C/с.

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

Изучение структуры проводили на оптическом микроскопе «Neophot-21» и электронном растровом микроскопе CamScan-4.



Рис. 1. Типичная деформационная картина, возникающая у отпечатка индентора на поверхности аморфного сплава Fe-Cr-Mo-V-B-Si

более удаленного полукольца; $L_{\text{л}}$ — длина полосы сдвига (в виде луча), возникающих у отпечатка индентора. Испытаниям подвергались обе стороны аморфных лент: сторона, соприкасавшаяся с диском-кристаллизатором, и сторона, контактировавшая с атмосферой в процессе получения аморфных лент. Нагрузка на индентор составила 1,5 Н. Глубина проникновения индентора не превышала 4 мкм.

Результаты эксперимента и их обсуждение. Типичная деформационная картина, возникающая на поверхности аморфного сплава, на основе железа, у отпечатка индентора, представлена на рис. 1. У отпечатка индентора при нагрузке на него 1,5 Н возникает два типа полос сдвига, которые имеют вид лучей и полуколец.

Результаты измерений влияния изохронного отжига на геометрические параметры рассматриваемых полос сдвига представлены на рис. 2.

На рис. 2, а представлены зависимости расстояния $L_{\text{п}}$ от кромки отпечатка до наиболее удаленной полосы сдвига типа полукольца (по нормали к грани) от температуры изохронного отжига t для сплавов Fe-Cr-Mo-V-B-Si, Fe-Cr-Mo-Ni-C-Mg-Al, Fe-Ni-Co-Cr-Mo-V-B-Si и Fe-P-C-Si-Al-B. Из рис. 2 видно, что для исследуемых сплавов характерна схожая тенденция изменения $L_{\text{п}}$ от температуры отжига t . На начальном этапе отжига (до 520 °С) расстояние $L_{\text{п}}$ для каждого из рассматриваемых сплавов колеблется в пределах 10—15 мкм. При дальнейшем увеличении температуры отжига наблюдается резкое снижение $L_{\text{п}}$ до нуля. Такая картина свойственна обоим сторонам лент.

На рис. 2, б представлена зависимость средней длины полос сдвига типа лучей ($L_{\text{л}}$) от температуры изохронного отжига t наблюдаемая на стороне ленты сплава Fe-Cr-Mo-V-B-Si, соприкасавшейся с воздухом. Аналогичная зависимость наблюдалась и для стороны, соприкасавшейся при получении ленты с медным диском-кристаллизатором. При нагрузке на индентор 1,5 Н у других исследуемых сплавов четкой зависимости $L_{\text{л}} = f(t)$ выявить не удалось. Из рис. 2, б видно, что зависимость $L_{\text{л}} = f(t)$ для сплава Fe-Cr-Mo-V-B-Si экстремальна. Максимум (при $L_{\text{л}} \approx 50$ мкм) наблюдается при температуре отжига около 220 °С. С дальнейшим увеличением температуры отжига длина полос сдвига типа лучей уменьшается.

Рентгеноструктурный анализ показал, что при температурах, при которых полосы сдвига начинают исчезать, происходит активная кристаллизация исследуемых аморфных материалов. В связи с этим контроль за полосами сдвига можно рассматривать как способ диагностики аморфного состояния материала на основе железа.

Уменьшение размеров полос сдвига у концентратора напряжений с ростом температуры отжига говорит об активном их взаимодействии с кристаллическими включениями в аморфной матрице. Исчезновение же полос сдвига при переходе аморфного материала в кристаллическое состояние указывает на то, что данное проявление пластической деформации свойственно только аморфному состоянию.

Данные эксперимента на рис. 2, а представлены в виде набора экспериментальных точек, которые хорошо ложатся на показанные на рисунке кривые. Вид данных кривых эмпирически может быть описан функцией типа распределения Ферми—Дирака:

$$L_{\text{п}} = \frac{L_{\text{п}0}}{\exp((t - t_0) / \alpha) + 1}, \quad (1)$$

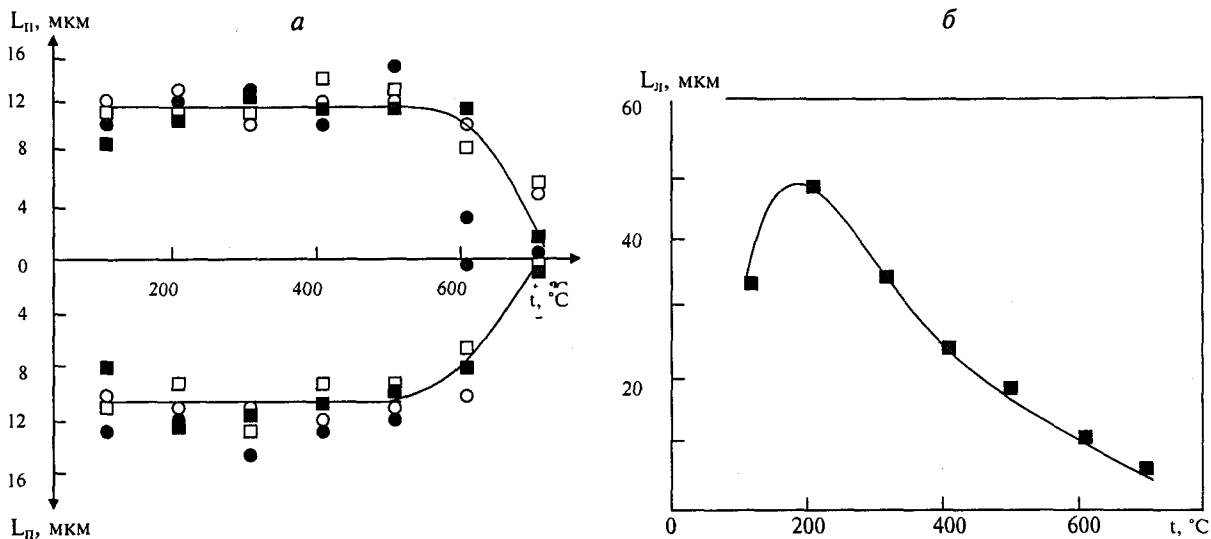


Рис. 2. Зависимости от температуры отжига t : а — удаления $L_{п}$ от отпечатка полос сдвига типа полуколец; ■ — Fe-Cr-Mo-V-B-Si; □ — Fe-Cr-Mo-Ni-C-Mg-Al; ● — Fe-Ni-Co-Cr-Mo-B-Si; ○ — Fe-P-C-Si-Al-B; б — длины $L_{п}$ полос сдвига типа лучей у сплава Fe-Cr-Mo-V-B-Si

где $L_{п0}$ — удаление полуколец от отпечатка индентора, определяемое экстраполяцией прямолинейного участка графика зависимости $L_{п} = f(t)$ на ось $OL_{п}$; t_0 — температура, определяемая по пересечению с криволинейным участком кривой $L_{п} = f(t)$ параллельной оси Ot прямой, соответствующей значению $L_{п}$, равному $L_{п0}/2$; α — параметр, определяющий скорость убывания параметра $L_{п}$.

Интересно 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 друг с другом. Речь идет о кристаллической фазе с размером зерна достаточным для того чтобы оказать влияние на характер зарождения полос сдвига. С помощью указанной методики можно фиксировать контролируемый переход из аморфного состояния в кристаллическое.

Выводы. Изучено влияние изохронного отжига на закономерности развития полос сдвига в аморфных сплавах на основе железа. Установлено, что на начальном этапе отжига удаление полос сдвига типа полуколец мало изменяется с ростом температуры отжига. Резкое убывание параметра $L_{п}$ наблюдается при температуре отжига выше 620 °С. Предложено феноменологическое соотношение для описания характера развития полос сдвига типа полуколец. При нагрузке на индентор 1,5 Н полосы сдвига в виде лучей наблюдались только у сплава Fe-Cr-Mo-V-B-Si. С ростом температуры отжига длина данных полос сдвига плавно убывала.

Литература

1. Верещагин М. Н., Горанский Т. Т., Голубцова Е. С. // Расплавы. 1999. № 4. С. 40—51.
2. Глезер А. М., Молотилев Б. В. Структура и механические свойства аморфных сплавов. М., 1992.
3. Верещагин М. Н., Шепелевич В. Г., Остриков О. М., Цыбранкова С. Н. // Кристаллография. 2002. Т. 47, № 4. С. 691—696.
4. Остриков О. М. // Физика металлов и металловедение. 2000. Т. 90, № 1. С. 91—95.
5. Остриков О. М. // Физика металлов и металловедение. 2000. Т. 89, № 5. С. 106—109.

VERESCHYAGIN M. N., SHEPELEVICH V. G., OSTRIKOV O. M., TSYBRANKOVA S. N.

INFLUENCE OF ISOCHRONOUS ANNEALING ON DEVELOPMENT OF STRIPS OF SHEAR IN AMORPHOUS FERRO-ALLOYS

Summary

Influence of heat treatment on development of strips of shear in amorphous materials is investigated.