

УДК 548.24

ИЗУЧЕНИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТЕЙ РАЗВИТИЯ ПОЛОС СДВИГА ПРИ НАНОИНДЕНТИРОВАНИИ АМОРФНОГО СПЛАВА Fe–Cr–Mo–V–B–Si

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

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

* Институт сверхтвердых материалов НАН Украины, 04074 Киев, Украина

** Белорусский государственный университет, 220050 Минск, Беларусь

Изучены закономерности развития полос сдвига в аморфном сплаве Fe–Cr–Mo–V–B–Si при наноиндентировании его поверхности. Рассмотрен процесс формирования отпечатка индентора на фоне развития полос сдвига в аморфном материале.

Ключевые слова: твердость, наноиндентор, аморфный сплав, полоса сдвига.

Интерес к процессу формирования отпечатка индентора обусловлен широкой популярностью техники по исследованию микротвердости материалов [1]. В настоящее время интерес к методу вдавливания значительно возрос [2–4] в связи с успешной деятельностью таких компаний, как, например, “Nano Instrument Inc.” (USA), занимающихся выпуском пользующейся широким спросом у исследователей измерительной техники, позволяющей выйти на качественно новый, очень высокий уровень исследований. Появилась возможность с большой точностью определять зависимость глубины проникновения индентора h от нагрузки P на него.

В большинстве случаев зависимость $P(h)$ непрерывная, хорошо описывается функцией типа $P = \alpha h^m$. Однако при возникновении вблизи концентратора напряжений двойников, трещин или полос сдвига [5–7] зависимость $P(h)$ перестает быть непрерывной и имеет разрывы, число которых, как правило, соответствует числу двумерных дефектов, появляющихся у индентора.

Становится неясно, какова истинная твердость исследуемого материала: измеренная до или после появления двойника, трещины или полосы сдвига. Этот вопрос возникает потому, что дальнейшее поведение зависимости $P(h)$ после появления двумерного дефекта отличается от ее поведения при отсутствии дефекта [4]. Понятно поэтому, что современные представления о микротвердости материалов еще далеки от совершенства и необходимо всестороннее исследование влияния двумерных дефектов на характер формирования отпечатка, образующегося на поверхности при вдавливании индентора типа алмазной пирамиды Виккерса, Кнупа, Берковича и других инденторов.

Целью данной работы является изучение механизмов формирования отпечатка пирамиды Виккерса и Берковича на поверхности аморфных сплавов на основе железа в условиях сопутствующего процесса формирования полос сдвига.

Методика эксперимента. Исследовался аморфный сплав Fe–Cr–Mo–V–B–Si, который получался спиннингованием на наружную поверхность медного диска-кристаллизатора [8]. В качестве тигля для плавления сплава применяли кварцевую трубку со щелевидным отверстием шириной 0,25–0,30 мм при избыточном давлении аргона 0,2–0,5 МПа. Скорость охлаждения ленты составляла $8 \cdot 10^5$ °C/с.

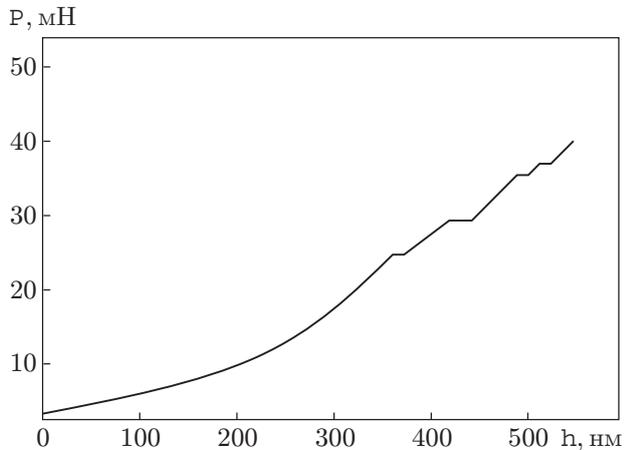


Рис. 2

Рис. 2. Зависимость $P(h)$, полученная при индентировании сплава Fe–Cr–Mo–V–B–Si с помощью прибора NANO INDENTER II

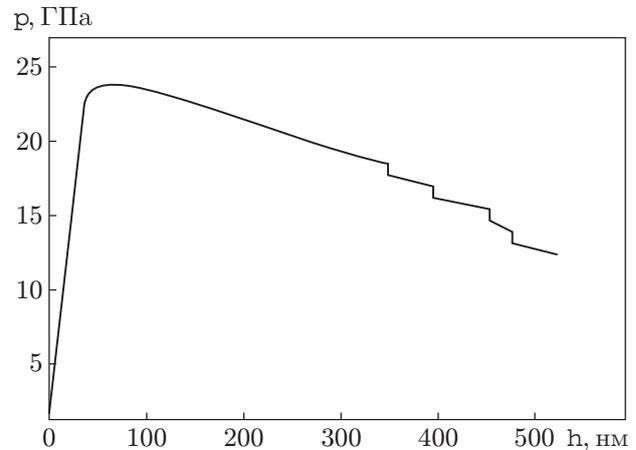


Рис. 3

Рис. 3. Зависимость среднего контактного давления p в отпечатке индентора от глубины проникновения h

Здесь γ — некоторый безразмерный коэффициент, зависящий от скорости нагружения [4]; β_j — коэффициент, указывающий на отклонение функции $P(h)$ от зависимости $P = Hh^2/k$ при появлении j -й полосы сдвига; h_j — величина перемещения индентора, определяющая границы непрерывности функции $P(h)$ между моментами появления полос сдвига; n — число полос сдвига.

На рис. 3 представлена зависимость $p(h)$ (здесь p — среднее контактное давление в отпечатке индентора). Данная зависимость в области пластического деформирования поверхности индентором также имеет немонотонный вид. Имеют место резкие спады кривой, сопровождающиеся ее разрывами.

Из результатов, представленных на рис. 2 и 3, можно сделать следующие выводы о характере формирования отпечатка индентора:

1) существует упругая стадия деформирования индентором поверхности аморфного материала (начало кривой, показанной на рис. 3);

2) на начальной стадии пластической деформации существует интервал, на котором полосы сдвига не возникают;

3) при появлении полосы сдвига контактное давление в отпечатке индентора незначительно, но резко убывает (см. рис. 3), что сопровождается увеличением скорости проникновения индентора в аморфный материал, проявляющимся на рис. 2 в смещении участка кривой $P(h)$.

Таким образом, можно предположить, что полосы сдвига способствуют уносу упругой энергии от отпечатка индентора, что ведет к своеобразному кратковременному уменьшению сопротивления аморфной матрицы проникновению в нее индентора. При этом глубина h несколько больше этой же величины в случае отсутствия возникновения полосы сдвига. Согласно зависимости (1) это сопровождается уменьшением микротвердости H .

В связи с этим возникает вопрос о том, какова истинная твердость материала: до или после появления полос сдвига. Другими словами, допустимо ли в рамках определения твердости материала [1] считать, что на начальной стадии пластического деформирования материала, до появления полосы сдвига, его твердость выше, чем после появления полосы сдвига.

Заключение. При изучении развития полос сдвига в виде полуколец при наноиндентировании аморфного сплава на основе железа и при рассмотрении закономерностей формирования отпечатка индентора в условиях активного формирования полос сдвига установлено, что при появлении полос сдвига на кривых $P(h)$ и $p(h)$ имеют место разрывы. Дальнейшее после разрыва поведение указанных зависимостей говорит о том, что полосы сдвига способствуют релаксации напряжений у индентора и облегчают его проникновение в аморфный материал.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Григорович В. К.** Твердость и микротвердость металлов. М.: Наука, 1976.
2. **Hangen U. D.** A comparison of nano-hardness and scratch-resistance on mohs minerals // Z. Metallkd. 2001. N 9. S. 1074–1077.
3. **Kraft O., Saxa D., Haag M., Wanner A.** The effect of temperature and strain rate on the hardness of Al and Al-based foams as measured by nanoindentation // Z. Metallkd. 2001. N 9. S. 1068–1073.
4. **Остриков О. М., Дуб С. Н.** Влияние скорости нагружения на механизм пластической деформации в висмуте // Журн. техн. физики. 2001. Т. 71, № 5. С. 44–46.
5. **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 Российской конф. “Строение и свойства металлических и шлаковых расплавов”. Т. IV: Взаимосвязь строения и свойств различных состояний (кристаллическое, квазикристаллическое, аморфное, жидкое). Екатеринбург; Челябинск: Изд-во Южно-Уральского гос. ун-та, 2001. С. 3–6.
6. **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.
7. **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.
8. **Верещагин М. Н., Шепелевич В. Г., Остриков О. М., Цыбранкова С. Н.** Исследование методом локального деформирования особенностей пластической деформации аморфного сплава Fe–Cr–Mo–V–B–Si // Кристаллография. 2002. Т. 47, № 4. С. 691–696.
9. **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.

*Поступила в редакцию 26/V 2003 г.,
в окончательном варианте — 17/IX 2003 г.*