

УДК 620.178.15

УПРАВЛЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИМИ СВОЙСТВАМИ ТОНКОЙ ЛЕНТЫ НАНОСТРУКТУРНОГО МАТЕРИАЛА СЕРИЕЙ ЛАЗЕРНЫХ ИМПУЛЬСОВ НАНОСЕКУНДНОЙ ДЛИТЕЛЬНОСТИ

© И.В. Ушаков, И.С. Сафронов

Ключевые слова: наноструктурные материалы; аморфно-нанокристаллическая лента; механические свойства; лазерные импульсы; наносекундная длительность.

Исследованы механические свойства тонкой аморфно-нанокристаллической ленты, сформированные управляющим воздействием серии лазерных импульсов. Выявлены особенности пластичности и разрушения исходных и лазерно-обработанных областей. Обсуждена зависимость микротвердости от расстояния до центра зоны облучения. Установлена возможность одновременного повышения микротвердости и энергии разрушения.

Экспериментальные исследования наноструктурных материалов актуальны и имеют большое прикладное значение. Несмотря на потенциально широкие возможности применения наноструктурных материалов, их практическое использование осложнено проблемами, возникающими из-за не оптимального комплекса физических и химических характеристик [1–4]. Развитие технологий обработки наноструктурных материалов дает возможность улучшить качество уже существующих материалов и в перспективе получить аморфно-нанокристаллические материалы с оптимальным комплексом эксплуатационных характеристик. Одним из приоритетных направлений современного материаловедения является исследование возможностей управления структурой и свойствами тонких лент наноматериалов импульсной лазерной обработкой [5–6].

Обработка тонких лент аморфно-нанокристаллических металлических сплавов лазерным излучением имеет ряд существенных преимуществ перед другими методами обработки. Это связано с тем, что для тонких пленок многокомпонентных аморфно-нанокристаллических металлических сплавов в ряде случаев удается подобрать такие режимы лазерной обработки, которые могут избирательно (или, по крайней мере, преимущественно) воздействовать на дефектные области. В этом случае удастся повысить эксплуатационные характеристики материала, например, комплекс механических свойств. Важно отметить, что в результате селективной лазерной обработки материал остается наноструктурным и сохраняет комплекс характеристик, свойственных такому материалу. Следовательно, совершенствование методики обработки тонких лент многокомпонентных аморфно-нанокристаллических металлических сплавов с целью получения материалов с заданными механическими свойствами является важной научной задачей, имеющей несомненное практическое значение.

Ранее были установлены некоторые закономерности оптимизации свойств аморфно-нанокристаллического металлического сплава, подвинутого обработке лазерными импульсами ($\lambda = 1060$ нм, $\tau \approx 20$ нс) [5,

7]. Вместе с тем требуется дополнительное исследование механизма селективного воздействия лазерного излучения на дефектные области, а также изучение комплекса физических свойств этих областей. Необходимо выявить режимы облучения, при которых возможно оптимизировать свойства аморфно-нанокристаллического металлического сплава без потери наноструктурного состояния. Указанная задача осложняется тем, что до настоящего времени отсутствует детальное понимание процесса формирования метастабильной аморфно-нанокристаллической структуры в исходно аморфном материале [8–10].

Таким образом, целью данной работы является исследование возможностей управления механическими свойствами тонкой пленки аморфно-нанокристаллического металлического сплава серией наносекундных лазерных импульсов.

МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Исследования проводили на аморфном металлическом сплаве $\text{Co}_{71,66}\text{V}_{4,73}\text{Fe}_{3,38}\text{Cr}_{3,14}\text{Si}_{17,09}$ (Ашинский металлургический завод). Для перевода материала в аморфно-нанокристаллическое состояние образцы подвергали отжигу в печи при $T_{\text{отж}} = 700\text{--}800$ К. Отожженные образцы наносили на полимерную подложку с металлическим основанием. В качестве полимерной подложки использовали полиэфирную шпатлевку со стекловолокном [5, 11]. Микротвердость подложки $\approx 3,6 \cdot 10^8$ Па. Подложка обладает необходимой твердостью и пластичностью, чтобы не разрушаться при надавливании пирамидкой и восстанавливаться до исходной формы после снятия значительной нагрузки.

Использовали оптический квантовый генератор ELS-01 (Lotis II). Состав: лазер твердотельный импульсный на алюмоиттриевом гранате с частотой следования импульсов до $\nu = 50$ Гц. Система сканирования на основе трехкоординатного стола с программным управлением, оснащенная оптической системой фокусировки и отклонения лазерного луча. Управление осуществляется компьютером IBM PC. Технические

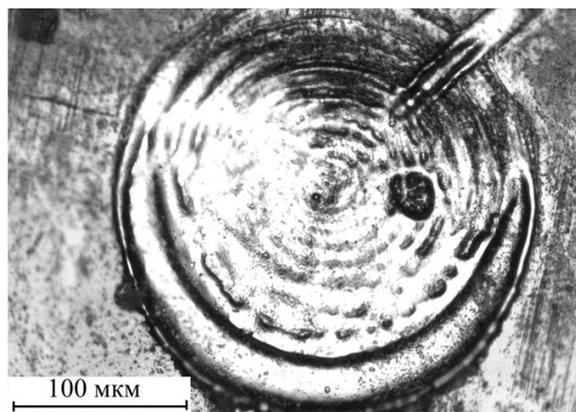


Рис. 1. Область облучения на поверхности образца, сформированная серией из 10 импульсов, с интервалом следования 1 с

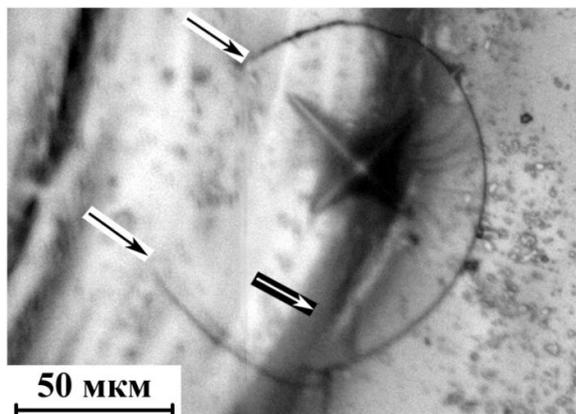


Рис. 2. Остановившаяся кольцевая трещина и область деформирования, инициированные нагружением пирамидкой Виккерса границы области нагружения. Белой стрелкой показана граница области нагружения. Черными стрелками показаны вершины кольцевой трещины, остановившейся в облученном материале

характеристики: длина волны излучения $\lambda = 1064$ нм, энергия импульса излучения 50–100 мДж, длительность импульса 15–20 нс, диаметр пятна на поверхности непрозрачных материалов 50–500 мкм. Площадь области облучения – от $78,54 \cdot 10^{-10}$ до $78,54 \cdot 10^{-8}$ м². Мощность – от $2,5 \cdot 10^6$ до $6,7 \cdot 10^6$ Вт. Плотность мощности – от $3,18 \cdot 10^{12}$ до $3,18 \cdot 10^{14}$ Вт/м². Параметры системы сканирования: точность позиционирования ± 50 мкм, повторяемость ± 10 мкм, минимальный шаг 10 мкм, масса перемещаемого груза до 5 кг, потребляемая мощность до 3 кВт.

Выбранные области образцов подвергали облучению серией импульсов (5–15) с частотой 1–50 Гц. Механические испытания осуществляли на микротвердометре ПМТ-3.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

1. В результате облучения на поверхности формировалась область с оплавленной поверхностью (рис. 1).

Образец подвергали локальному нагружению пирамидкой Виккерса. Испытания проводили в облученных участках и на границе между исходным и облученным материалом. Локальному нагружению также подвергали исходный материал на расстоянии до 400 мкм от границы облученной зоны. Для определения характера разрушения и деформирования нагрузку повышали до $\approx 3-4$ Н.

Установлен характер роста трещин, сформированных в непосредственной близости от зоны облучения. Термические и механические напряжения, формирующиеся в областях материала, граничащих с областью облучения, изменяют механические свойства материала [5–7, 11]. Трещины, распространяясь в этих областях, как правило, меняют характер своего распространения, огывая указанные области. В то же время это явление менее выражено, чем для случая использования миллисекундных лазерных импульсов.

В том случае, если трещины были инициированы на границе между облученным и исходным материалом, можно выделить следующие характерные особенности деформирования и разрушения. Деформирование в виде полос сброса практически отсутствует в облученной области (рис. 2). Четкие следы пластической деформации, окружающие область нагружения, на отпечатке, сделанном в границу, видны только с необлученной стороны (рис. 2). В облученном материале пластическое деформирование должно реализовываться в вершине растущей трещины, о чем свидетельствуют остановившиеся в облученном материале трещины. Характерный случай кольцевых трещин, распространяющихся в облученном и исходном материале, приведен на рис. 2. Причиной остановки трещин в облученном материале может быть только интенсивное пластическое деформирование, поглощающее энергию и приводящее к прекращению роста трещин. Отмечено повышение энергоемкости разрушения в материале, прилегающем к облученной области, что приводит к остановке растущих трещин (рис. 3).

2. Микротвердость материала зависит от расстояния от центра зоны облучения. Отпечатки от пирамидки симметричные (рис. 4), что свидетельствует о коррект-

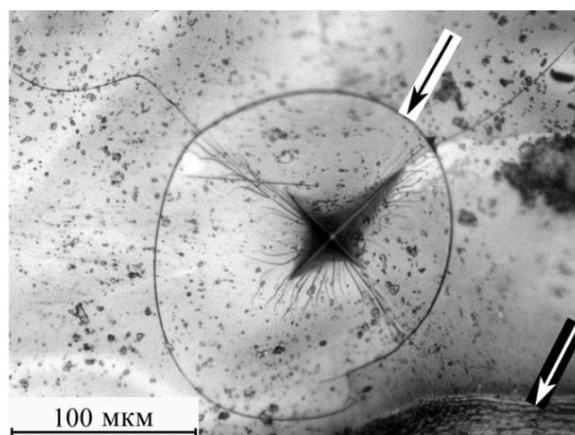


Рис. 3. Область пластического деформирования вокруг отпечатка от пирамидки Виккерса, а также кольцевая и радиальные трещины. Белой стрелкой показана граница области облучения, черной стрелкой показана кольцевая трещина

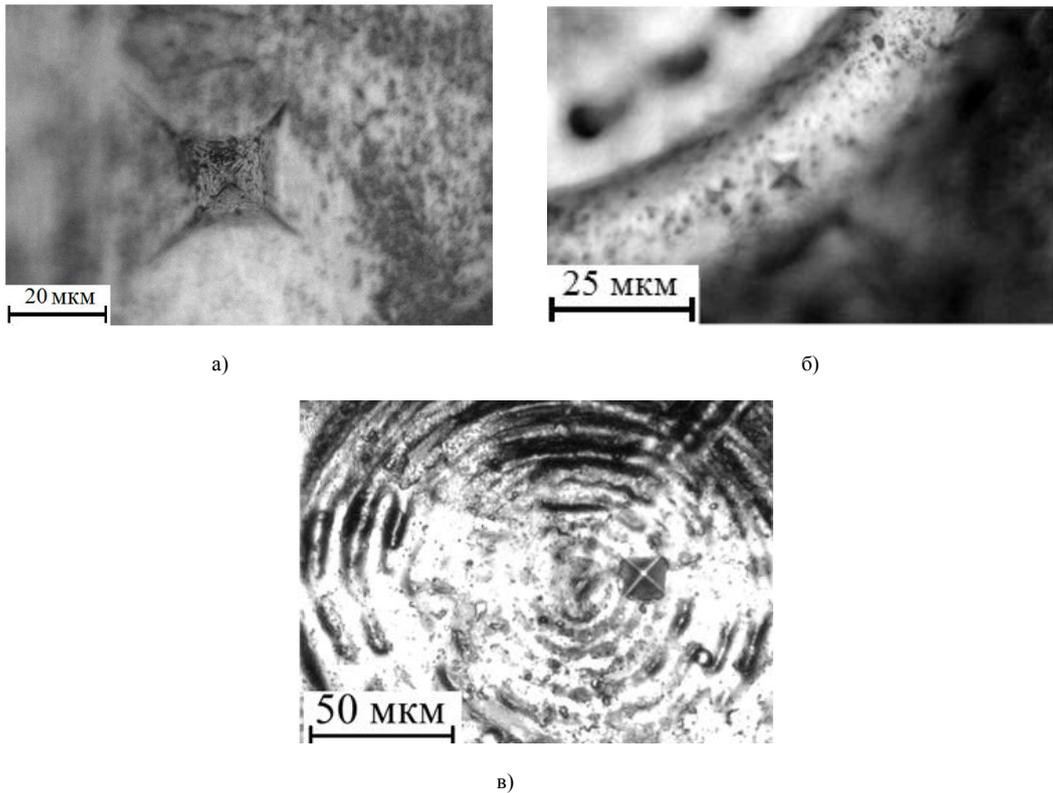


Рис. 4. Место индентирования без образования трещин: а) отпечаток от нагружения пирамидкой Виккерса в месте, не затронутом лазерным импульсом; б) место укола в край зоны облучения (в связи с высокой микротвердостью материала на границе зоны облучения диагональ мала по сравнению с отпечатками внутри и за пределами зоны лазерной обработки); в) место укола вблизи центра зоны лазерной обработки

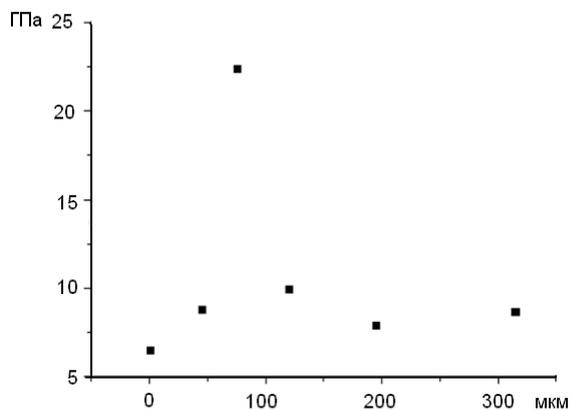


Рис. 5. Зависимость микротвердости от расстояния от центра облученной зоны. Максимум микротвердости соответствует границе между центром зоны облучения и исходным материалом (примерно 100 мкм)

ности измерений микротвердости. Кроме того, симметричный характер отпечатка указывает на то, что после лазерного облучения сохранилась целостность композита образец-подложка. Это особенно важно для исследования границ области облучения и центральных областей зоны облучения (рис. 4б, 4в). Отмечены случаи значительного упругого восстановления композита образец-подложка после снятия нагружения (рис. 4а).

В целом изменение микротвердости носит достаточно сложный характер. На расстоянии 300–350 мкм от границы зоны облучения микротвердость имеет значение, характерное для исходного образца (рис. 5). По мере приближения к границе зоны облучения микротвердость снижается примерно на 20 %. Затем микротвердость достигает максимального значения, примерно в три раза большего значения микротвердости необработанного образца.

Можно выделить несколько причин резкого возрастания микротвердости. Первая причина связана с формированием навала материала вдоль границы зоны облучения. В этом случае изменяется влияние, оказываемое подложкой на величину микротвердости. Влияние подложки на точность эксперимента неоднократно оценивалось. В зависимости от используемых подложек (в температурном интервале 550–1160 К) экспериментально определяемая микротвердость может меняться на 10–15 %. Для образцов, переведенных в аморфно-нанокристаллическое состояние изотермическим отжигом в температурном интервале 550–1160 К, на различных подложках экспериментально определяемые значения микротвердости могут различаться на 35–40 % [12].

Таким образом, столь значительное (двух- или трехкратное) повышение микротвердости не может быть объяснено только образованием наплава материала в результате воздействия серии лазерных импульсов.

Повышение микротвердости также может быть связано с явлениями рекристаллизации материала в усло-

виях периодического воздействия шокового давления до 100 Кбар, оказываемого плазмой оптического пробы, а также затвердеванием расплавленного материала, выдавливаемого из лунки расплава. Скорости нагрева и охлаждения металлического сплава при воздействии лазерных импульсов длительностью 15–20 нс и плотностью мощности $3 \cdot 10^{12}$ – $3 \cdot 10^{14}$ Вт/м² вполне достаточны для аморфизации поверхности металлических сплавов [13–15]. Аморфизация или кристаллизация поверхности определяются временем облучения и условиями теплоотвода. Для условий данных экспериментов установить аморфный или кристаллический характер материала можно только экспериментально.

Вместе с увеличением микротвердости увеличивается энергоёмкость разрешения материала в облученной области, о чем свидетельствует искривление кольцевых трещин и их торможение и остановка возле границы зоны облучения (рис. 2, 3).

Таким образом, повышение энергоёмкости разрушения в приграничных областях облученного материала сочетается с высокой микротвердостью. То есть в пограничных областях в результате лазерной обработки удастся повысить микротвердость и одновременно повысить энергоёмкость разрушения.

В целом, наблюдаемый в данных экспериментах результат воздействия лазерного излучения нельзя свести только к тепловому. Фактически реализуется отмеченная ранее возможность управляющего воздействия лазерного излучения [5].

Наблюдаемое снижение микротвердости в зоне обработки, и особенно в центральной ее части, может быть связано с переходом материала из нанокристаллического в кристаллическое состояние. Температурные условия, в которых находится указанный материал (10 секунд обработки с частотой следования импульсов 10 Гц в условиях плохого теплоотвода), могут привести к рекристаллизации с формированием микрокристаллической структуры. Кроме того, в центральной области возможно испарение значительного слоя материала (до 10 мкм), что также приводит к снижению микротвердости.

ВЫВОДЫ

1. Повышение микротвердости вблизи границы зоны облучения обусловлено явлениями рекристаллизации материала в условиях периодического шокового давления до 100 Кбар, оказываемого плазмой оптического пробы, а также затвердеванием расплавленного материала, выдавливаемого из лунки расплава.

2. Показана возможность управления комплексом механических свойств тонкой ленты наноструктурного материала серией наносекундных импульсов. Характер управляющего воздействия зависит от характеристик лазерных импульсов.

3. Наблюдаемый в экспериментах результат воздействия лазерного излучения нельзя свести только к тепловому; в некоторых участках зоны обработки изменение механических свойств обусловлено периодическим воздействием на аморфную матрицу и нанокристаллы ударной волны в условиях больших скоростей нагрева и охлаждения.

4. В результате лазерной обработки аморфно-нанокристаллического материала, серией наносекундных лазерных импульсов удается улучшить комплекс механических характеристик материала на границе зоны облучения за счет повышения микротвердости и энергоёмкости разрушения.

ЛИТЕРАТУРА

1. Носкова Н.И., Мулюков Р.Р. Субмикроструктурные металлы и сплавы. Екатеринбург: УрО РАН, 2003. 279 с.
2. Gleiter H. Nanostructured materials: basic concepts and microstructure // Acta Materialia. 2000. V. 48. № 1. P. 1-29.
3. Суздальев И.П. Нанотехнология: физико-химия нанокластеров, наноструктур и наноматериалов. М.: КомКнига, 2006. 592 с.
4. Андриевский Р.А., Рагуля А.В. Наноструктурные материалы. М.: Издат. центр «Академия», 2005. 192 с.
5. Ушаков И.В. Импульсная лазерная обработка материалов содержащих неоднородные нано- и микрообласти // Тяжелое машиностроение. 2010. № 8. С. 34-37.
6. Ушаков И.В. Закономерности локального деформирования и разрушения тонких лент металлического стекла 82К3ХСР при импульсной лазерной обработке // Физика и химия обработки материалов. 2006. № 5. С. 24-28.
7. Ушаков И.В. Деформирование и разрушение металлического стекла, нанесенного на композиционное основание, в условиях локального нагружения инденторами различной геометрической формы // Вестник Тамбовского университета. Серия Естественные и технические науки. Тамбов, 2006. Т. 11. Вып. 2. С. 163-167.
8. Носкова Н.И., Мулюков Р.Р. Субмикроструктурные металлы и сплавы. Екатеринбург: УрО РАН, 2003. 279 с.
9. Абросимова Г.Е., Аронин А.С., Игнатъева Е.Ю. Метастабильная фаза, образующаяся при кристаллизации аморфного сплава Ni₇₀Mo₁₀P₂₀ // Физика твердого тела. 2006. Т. 48. Вып. 1. С. 15-19.
10. Кобелев Н.П., Соيفер Я.М., Абросимова Г.Е., Бродова И.Г., Манухин А.Н. Высокомодульная метастабильная фаза в сплавах системы Mg-Ni-Y // ФТТ. 2001. Т. 43. № 10. С. 1735-1738.
11. Ушаков И.В., Поликарпов В.М. Механические испытания тонких лент металлического стекла инденторами различной геометрической формы // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2007. Т. 69. № 7. С. 43-47.
12. Kalabushkin A.E., Ushakov I.V., Polikarpov V.M., Titovets Y.F. Revealing of qualitative correlation between mechanical properties and structure of amorphous-nanocrystalline metallic alloy 82K3XCP by microindentation on substrates and x-ray powder diffraction // Proc. SPIE. The international Society for Optical Engineering. 2007. V. 6597. P. 65970P1-65970P6.
13. Леонтьев П.А., Хан М.Г., Чекалова Н.Т. Лазерная поверхностная обработка металлов и сплавов. М.: Металлургия, 1986. 142 с.
14. Рыкалин Н.Н., Углов А.А., Кокора А.Н. Лазерная обработка материалов. М.: Машиностроение, 1975. 296 с.
15. Садовский В.Д., Счастливцев В.М., Табачникова Т.И., Яковлева И.Л. Лазерный нагрев и структура стали. Свердловск: УрО АН СССР, 1989. 100 с.

БЛАГОДАРНОСТИ: Авторы признательны доценту Белорусского государственного университета О.Р. Людчику за помощь в лазерной обработке образцов.

Ushakov I.V., Safronov I.S. GOVERNING OF MECHANICAL PROPERTIES OF THIN BAND NANOSTRUCTURAL MATERIAL BY SERIES OF NANOSECOND LASER IMPULSES

The mechanical properties of thin amorphous-nanocrystalline band created by governing influence of series laser impulses are investigated. The features of plasticity and destruction of initial and laser treated areas are revealed. The dependence of microhardness from distance from center of laser treated area is discussed. The probability of decrease both microhardness and energy of destruction are determined.

Key words: nanostructural materials; amorphous-nanocrystalline band; mechanical properties; laser impulses; nanosecond length.