

УДК 620.178.15

И.В. Ушаков, И.С. Сафонов

**МОДИФИЦИРОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ
ТОНКОЙ ПЛЕНКИ АМОРФНО-
НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО МЕТАЛЛИЧЕСКОГО
СПЛАВА СЕРИЕЙ НАНОСЕКУНДНЫХ ЛАЗЕРНЫХ
ИМПУЛЬСОВ**

Исследовано изменение микротвердости аморфно-нанокристаллического металлического сплава обработанного серией наносекундных лазерных импульсов. Выявлены особенности пластического деформирования и разрушения инициированного локальным нагружением участков образца, расположенных вблизи области лазерной обработки. Определена зависимость микротвердости от расстояния до центра зоны облучения. Экспериментально установлена возможность одновременного повышения микротвердости и энергоемкости разрушения в областях материала, расположенных вблизи границы области лазерной обработки.

Ключевые слова: наноструктурные материалы, лазерной обработки, аморфный сплав.

Наноструктурные материалы обладают рядом уникальных характеристик, что создает предпосылки их широкого практического использования. Однако, несмотря на потенциальные возможности использования наноструктурных материалов, их практическое применение осложнено проблемами, возникающими из-за не оптимального комплекса физических и химических характеристик [1—3]. Развитие технологий обработки наноструктурных материалов дает возможность оптимизировать комплекс их свойств, а в перспективе получить наноструктурные материалы с заданными эксплуатационными характеристиками.

Одним из подходов к формированию свойств аморфно-нанокристаллических материалов является лазерная обработка. 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 преимущественно воздействовать на дефектные области [4, 5]. В этом случае удается повысить эксплуатационные характеристики материала, например, комплекс механических свойств. Важно отметить, что в результате селективной лазерной обработки материал в целом остается наноструктурным и сохраняет комплекс характеристик свойственных такому материалу. Создание методов обработки тонких лент многокомпонентных аморфно-нанокристаллических металлических сплавов с целью получения материалов с заданными механическими свойствами является важной научной задачей, имеющей несомненное практическое значение. Ука-

занная задача осложняется тем, что до настоящего времени отсутствует детальное понимания процесса формирования метастабильной аморфно-нанокристаллической структуры в исходно аморфном материале [3, 6—8].

Ранее были установлены некоторые закономерности оптимизации свойств аморфно-нанокристаллического металлического сплава подвергнутого обработке лазерными импульсами [4]. Вместе с тем, требуется дополнительное исследование механизма воздействия лазерного излучения на материал, а также изучение комплекса физических свойств областей лазерной обработки.

Таким образом, данная работа направлена на исследование механических свойств тонкой пленки аморфно-нанокристаллического металлического сплава облученного серией наносекундных лазерных импульсов, с целью выявления режимов лазерной обработки позволяющих оптимизировать механические свойства наноструктурного материала.

Методика эксперимента

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

значительной нагрузки. Методика подготовки образцов и механических испытаний подробно описана в [9].

Рентгеноструктурные исследования проводили на дифрактометре ДРОН-2. Согласно данным рентгеноструктурного анализа исследуемые образцы имеют аморфно-нанокристаллическую структуру, подробно структура исследуемых образцов описана в [10].

Использовали оптический квантовый генератор ELS-01 (LotisTII). Технические характеристики: $\lambda=1064$ нм, энергия импульса излучения 50–100 мДж, $\tau \approx 15$ –20 нс, диаметр пятна на поверхности непрозрачных материалов 50–500 мкм, частота следования импульсов до 50 Гц.

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

Экспериментальные результаты и обсуждение

Воздействие серии импульсов лазерного излучения приводит к формированию области с оплавленной поверхностью, диаметром порядка ≈ 200 мкм (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 ≈ 3 –4 Н.

Установлен характер роста трещин, сформированных в непосредственной близости от зоны облучения. Термические и механические напряжения,

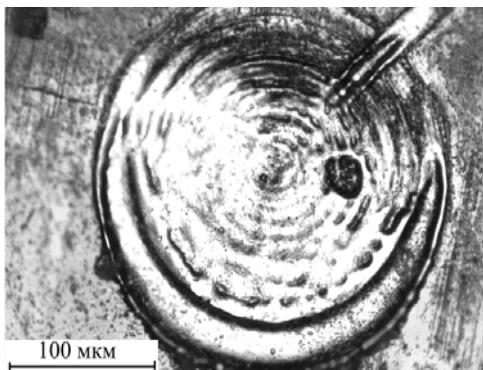


Рис. 1. Область облучения на поверхности образца, сформированная серией из 10 лазерных импульсов, с интервалом следования 1 секунда

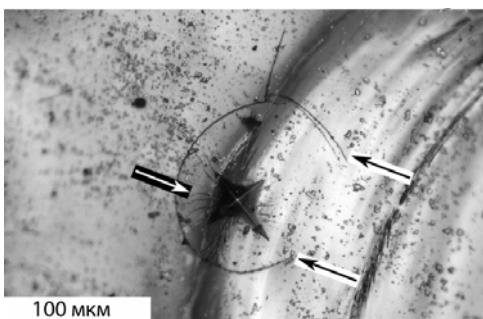


Рис. 2. Остановившаяся кольцевая трещина и область деформирования, инициированные нагрузжением пирамидкой Виккерса границы области нагружения. Белой стрелкой показана граница области нагружения. Черными стрелками показаны вершины кольцевой трещины остановившейся в облученном материале

формирующиеся в областях, граничащих с областью облучения, изменяют механические свойства материала. Трешины, распространяясь в этих областях, как правило, меняют направление своего распространения.

В том случае, если трещины были инициированы на границе между облученным и исходным материалом, можно выделить следующие характерные особенности деформирования

и разрушения. Следы пластического деформирования (в виде полос сброса) окружающие область нагружения, на отпечатке, сделанном в границу области облучения, более развиты 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 является интенсивное пластическое деформирование, поглощающее энергию и приводящее к прекращению роста трещин.

Пластическая деформация исследуемого аморфного сплава подвергаемого нагружению пирамидкой Виккерса проявляется в формировании полос сброса. Трещины в результате локального нагружения аморфно-нанокристаллического сплава могут формироваться в том случае, если в аморфной матрице материала присутствуют нанокристаллы затрудняющие пластическое деформирование.

При переходе в лазерно-обработанную область трещина останавливается. Это связано с потерей энергии растущей трещиной из-за интенсивного пластического деформирования. При этом в области вершины трещины (по мере приближения к центральным областям зоны облучения) линии сброса характерные для пластического деформирования аморфного сплава развиты слабее. Это свидетельствует о возможном изменении структурного состояния материала и реализации пластического деформирования по другим механизмам.

Полученные экспериментальные данные свидетельствуют об изменении структуры материала в зоне лазерной обработки. Условия, в которых находится указанный материал (10 секунд обработки с частотой следования импульсов 10 Гц в условиях плохого тепловоотвода) могут привести к рекристаллизации с формированием микрокристаллической структуры. В этом случае пластическое деформирование может реализовываться за счет дислокационного механизма.

Микротвердость материала зависит от расстояния до центра зоны облучения. При определении микротвердости получали симметричные отпечатки от пирамидки Виккерса. Симметричный характер отпечатка указывает на то, что после лазерного облучения сохранилась целостность композита образец-подложка. Это особенно важно для исследования границы области облучения и центральных областей зоны облучения.

В целом характер изменения микротвердости носит достаточно сложный характер. На расстоянии 300—350 мкм от границы зоны облучения микротвердость имеет значение характерное для исходного образца (рис. 3). По мере приближения к границе зоны облучения микротвердость снижается, примерно на 20 %. Затем микротвердость возрастает и достигает максимального значения, примерно, в три раза большего значения микротвердости необработанного образца.

Наблюдаемое снижение микротвердости в зоне обработке, и особенно в центральной ее части, может быть связано с переходом материала из нанокристаллического в кристаллическое состояние. Кроме того, в центральной области возможно испарение значительного слоя материала

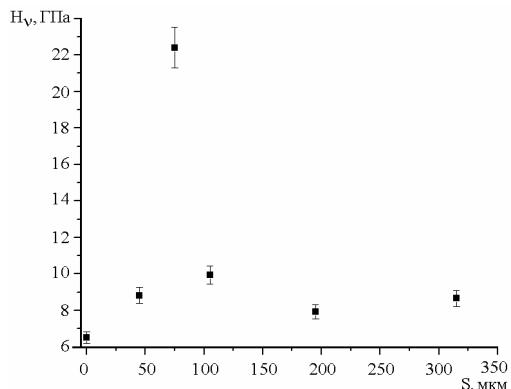


Рис. 3. Зависимость микротвердости H_v от расстояния до центра облученной зоны S . Максимум микротвердости соответствует границе между центром зоны облучения и исходным материалом (примерно 100 мкм от центра облученной зоны)

(до 10 мкм), что также приводит к снижению микротвердости.

Можно выделить несколько причин резкого возрастания микротвердости на границе зоны обработки. 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 % [9, 10].

Таким образом, столь значительное (двух-трехкратное) повышение микротвердости не может быть объ-

ясно только образованием наплава материала, в результате воздействия серии лазерных импульсов.

Повышение микротвердости также может быть связано с явлениями рекристаллизации материала в условиях периодического воздействия шокового давления до 100 Кбар оказываемого плазмой оптического пробоя. Скорости нагрева и охлаждения металлического сплава (на границе зоны облучения) при воздействии лазерных импульсов длительностью 15—20 нс и плотностью мощности $3 \cdot 10^{12} \text{ Вт}/\text{м}^2$ — $3 \cdot 10^{14} \text{ Вт}/\text{м}^2$ вполне достаточны для аморфизации поверхности металлических сплавов [11]. В целом, наблюдаемый в данных экспериментах результат воздействия лазерного излучения на край зоны лазерной обработки нельзя свести только к тепловому.

Важным фактором повышения энергоемкости разрушения границы зоны облучения является нанесение вытесняемого расплавленного материала из зоны облучения на пограничные области исходного нанокристаллического материала. При этом получается композит из пластичного поверхностного слоя и твердого, но хрупкого исходного материала.

Таким образом, повышение энергоемкости разрушения в приграничных областях облученного материала сочетается с высокой микротвердостью. В пограничных областях, в результате лазерной обработки, удается повысить как микротвердость, так и энергоемкость разрушения.

Таким образом, повысить комплекс механических характеристик образца в целом, возможно лазерной обработкой локальных областей малого размера, с целью создания большой совокупной границ раздела облученный — исходный материал. Рас-

пределение плотности излучение в границах зоны облучения должно быть максимальным по краям. Часть материала обрабатываемого по указанной методике может терять нанокристаллическую структуру, однако, при практическом использовании наноструктурных материалов снижение доли нанокристаллического материала на несколько процентов и более обычно не является препятствием для их практического использования.

Выводы

1. 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 энергоемкости разрушения.

2. Одновременное повышение микротвердости и энергоемкости разрушения вблизи границы зоны лазерной обработки является следствием создания сложной (композиционной) структуры. Наплав материала выдавливаемого из области воздействия лазерного излучения на приграничные области приводит к локальному формированию «композиционной структуры», когда твердый, но хрупкий материал образца соединяется с наплавом из пластичного рекристаллизовавшегося материала.

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.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Андриевский Р.А., Рагуля А.В. Наноструктурные материалы. — М.: Изд. центр «Академия», 2005. — 192 с.
2. Носкова Н.И., Мулюков Р.Р. Субмикрокристаллические и нанокристаллические металлы и сплавы. — Екатеринбург: УрО РАН, 2003. — 279 с.
3. Gleiter H. Nanostructured materials: basic concepts and microstructure // ActaMateralia, 2000. — V. 48. — № 1. — P. 1—29.
4. Ушаков И.В. Импульсная лазерная обработка материалов содержащих неоднородные нано- и микрообласти // Тяжелое машиностроение, 2010. — № 8. — С. 34—37.
5. 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.
6. Абросимова Г. Е. Эволюция структуры аморфных сплавов // УФН, 2011. — Т. 181. — № 12. — С. 1265—1281.
7. Абросимова Г.Е., Аронин А.С., Игнатьева Е.Ю. Метастабильная фаза, образующаяся при кристаллизации аморфного сплава Ni₇₀ Mo₁₀ P₂₀ // Физика твердого тела, 2006. — Т. 48. — Вып. 1. — С. 15—19.
8. Кобелев Н.П., Сойфер Я.М., Абросимова Г.Е., Бродова И.Г., Манухин А.Н. Высокомодульная метастабильная фаза в сплавах системы Mg-Ni-Y // ФТГ, 2001. — Т. 43. — № 10. — С. 1735—1738.
9. 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.
10. 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 82K3ХСР by microindentation on substrates and x-ray powder diffraction // Proc. SPIE. The international Society for Optical Engineering. — 2007. — V. 6597. — P. 65970P1—65970P6.
11. Садовский В.Д., Счастливцев В.М., Табачникова Т.И., Яковлева И.Л. Лазерный нагрев и структура стали. — Свердловск: УрО АН СССР, 1989. — 100 с. ГИАБ

КОРОТКО ОБ АВТОРАХ

Ушаков Иван Владимирович — доктор технических наук, доцент, профессор, начальник УНИИД, e-mail: ushakoviv@mail.ru,
Сафонов Иван Сергеевич — аспирант, e-mail: safronovfamili@rambler.ru
Московский государственный горный университет,
Moscow State Mining University, Russia, e-mail: ud@msmu.ru.



ЗАКРЫТИЕ ОПАСНЫХ ШАХТ

Минэнерго проводит работу по закрытию опасных шахт Кемеровской области. Владимир Путин одобрил предложение министерства энергетики о закрытии старых шахт Кемеровской области и поддержал его при условии решения социальных вопросов. Названия шахт не уточняются, но поступила информация о том, что только в Киселевске и Прокопьевске планируется закрыть 11 старых шахт.

<http://prokopievsk.ru/>