

На правах рукописи



**Батомункуев Амагалан Юрьевич**

**ИЗБИРАТЕЛЬНОЕ ВОЗДЕЙСТВИЕ НАГРЕВА,  
ИНИЦИИРОВАННОГО ИМПУЛЬСНЫМ ЛАЗЕРНЫМ  
ИЗЛУЧЕНИЕМ, НА ПОВЕРХНОСТНЫЙ СЛОЙ  
АМОРФНО-НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО МАТЕРИАЛА**

Специальность 05.16.09 «Материаловедение (металлургия)»

**АВТОРЕФЕРАТ**  
диссертации на соискание ученой степени  
кандидата технических наук

**Москва – 2016**

Работа выполнена на кафедре физики ФГАОУ ВО «Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

Научный руководитель

**Ушаков Иван Владимирович,**  
доктор технических наук, доцент, профессор  
кафедры физики ФГАОУ ВО НИТУ «МИСиС»

Официальные оппоненты:

**Левин Даниил Михайлович,**  
доктор физико-математических наук,  
профессор кафедры физики ФГБОУ ВО «Тульский  
государственный университет»

**Теряев Дмитрий Анатольевич,**  
кандидат технических наук,  
доцент кафедры 205 «Технологии производства  
двигателей летательных аппаратов» ФГАОУ ВО  
«Московский авиационный институт (национальный  
исследовательский университет)»

Ведущая организация

Федеральное государственное бюджетное  
учреждение науки «Институт металлургии и  
металловедения им. А. А. Байкова»  
Российской академии наук

Защита диссертации состоится «16» февраля 2017 года в 17.00 на заседании диссертационного совета Д 212.132.12 федерального государственного автономного образовательного учреждения высшего образования «Национальный исследовательский технологический университет «Московский институт стали и сплавов» по адресу: 119049, Россия, Москва, Ленинский проспект, д. 4, ауд. Б 607.

С диссертацией и авторефератом можно ознакомиться в библиотеке ФГАОУ ВО НИТУ «МИСиС» и на официальном сайте ФГАОУ ВО НИТУ «МИСиС»: <http://www.misis.ru> и ВАК Минобрнауки РФ: <http://vak.ed.gov.ru>.

Автореферат разослан «\_\_» \_\_\_\_\_ 2017 г.

Ученый секретарь  
диссертационного совета Д 212.132.12



Лёвина В.В.

## ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

**Актуальность темы.** Современная промышленность уже несколько десятилетий достаточно широко использует аморфно-нанокристаллические металлические сплавы (АНМС), поскольку они обладают необычной совокупностью физических свойств. Наличие уникальных свойств у данных материалов, к сожалению, сочетается с присутствием «нежелательных» признаков, а, кроме того, в ряде случаев отсутствуют эффективные и отработанные технологии их обработки.

Наибольшее применение АНМС на основе Fe и Co нашли в качестве магнитомягких материалов. Стандартная технология их получения включает в себя получение аморфной ленты методом спиннингования расплава и ее последующую термообработку – отжиг. Этот отжиг вызывает образование нанозерен в аморфной матрице. При этом, контролируя долю закристаллизованного материала, удастся повысить физические свойства, но, к сожалению, такая термообработка также приводит к резкому охрупчиванию материала. Некоторые аморфно-нанокристаллические металлические сплавы имеют высокую микротвердость. Однако это сочетается с околонулевыми значениями пластичности. Такое сочетание механических свойств далеко не всегда является оптимальным.

Перспективным методом формирования механических свойств тонких пленок АНМС является избирательная лазерная импульсная обработка. Это связано с тем, что для некоторых тонких лент многокомпонентных АНМС возможно подобрать такие режимы лазерной обработки, при которых излучение избирательно воздействует на дефектные области. В результате селективной лазерной обработки сохраняется наноструктурное состояние материала и удастся сформировать требуемый комплекс механических свойств.

Исследование механизмов формирования механических свойств АНМС лазерной обработкой, а также разработка методики механических испытаний; методики определения допустимых тепловых режимов при обработке; выявление оптимальных параметров селективного лазерного воздействия обуславливает актуальность диссертационной работы.

**Цель** диссертационной работы – выявление влияния прогрева наноструктурного материала серией лазерных импульсов на формирование механических свойств, а также определение режимов обработки, обеспечивающих избирательность воздействия лазерного излучения на трещины и концентраторы механических напряжений.

Для достижения поставленной цели необходимо было решить следующие **задачи**:

1. Разработать новую методику механических испытаний тонких, твердых и хрупких пленок наноструктурных материалов, подвергнутых селективной лазерной обработке.
2. Определить границы области применения методик механических испытаний, основанных на индентировании тонких наноструктурных образцов, нанесенных на упругую подложку.
3. Методом компьютерного моделирования выявить специфику прогрева и охлаждения материала, подвергаемого воздействию лазерных импульсов.
4. Определить условия, при которых воздействие лазерного излучения будет оказывать избирательное воздействие на наноструктурный материал за счет релаксации механических напряжений и перевода трещин в неопасное состояние.
5. Экспериментально определить закономерности изменения механиче-

ских свойств наноструктурного материала, подвергнутого селективной лазерной обработке.

#### **Научная новизна работы**

1. Разработана новая методика механических испытаний тонких и хрупких наноструктурных пленок и покрытий, подвергнутых селективной лазерной обработке.

2. Экспериментально выявлены условия корректного использования методик механических испытаний, направленных на выявление микротвердости и вязкости микроразрушения тонких хрупких образцов нанокристаллического металлического сплава, нанесенных на подложку.

3. Впервые выявлена методом компьютерного моделирования специфика прогрева и охлаждения тонкой наноструктурной пленки, нанесенной на подложку и подвергаемой лазерной обработке серийной наносекундных лазерных импульсов с определенными параметрами.

4. Впервые теоретически определены условия импульсной лазерной обработки, при которых лазерное излучение будет оказывать избирательное воздействие на наноструктурный материал за счет перевода трещин в неопасное состояние и релаксации механических напряжений.

5. С использованием разработанной методики механических испытаний экспериментально определены закономерности изменения механических свойств наноструктурного материала, подвергнутого селективной лазерной обработке.

**Практическое значение работы.** Установленные закономерности лазерного прогрева тонких лент АНМС позволяют определять допустимые режимы лазерной обработки, при которых сохраняется избирательность воздействия на дефектные области аморфно-нанокристаллического материала.

Способ определения коэффициента вязкости микроразрушения тонких плёнок многокомпонентных АНМС (патент № 2561788) может быть использован для механических испытаний милли- и микромасштабных областей. Разработанная программа «ST-CR-HEALING» (гос. рег. программы для ЭВМ № 18735) позволяет определять вероятность перевода трещин в АНМС в неопасное состояние под действием лазерных импульсов, что необходимо для подбора режимов селективной лазерной обработки.

Полученные результаты были использованы Центральной лабораторией ПАО «Пигмент» (Тамбов, акт об использовании от 21.04.2016) для оценки механических свойств покрытий, наносимых на стальные поверхности с различной механической обработкой.

#### **На защиту выносятся следующие положения:**

1. Методика механических испытаний локальных участков на тонких и хрупких наноструктурных пленках и покрытиях.

2. Зависимости прогрева тонкой металлической пленки от частоты и количества наносекундных лазерных импульсов.

3. Методика определения оптимальных параметров лазерной обработки тонких пленок нанокристаллических металлических сплавов, при которых обеспечивается перевод трещин и дефектных областей в неопасное состояние, без изменения структуры остального материала.

4. Закономерности изменения микротвердости и вязкости микроразрушения аморфно-нанокристаллического материала при лазерной обработке, обеспечивающей их одновременное возрастание.

**Личный вклад автора.** На всех этапах выполнения диссертационной работы автор принимал прямое участие в постановке задач исследования, в планировании и методическом обеспечении эксперимента, в проведении экспериментальных измерений, в обсуждении полученных результатов и формулировании выводов. Вся экспериментальная работа и расчёты проводились соискателем лично или при его непосредственном участии.

**Публикации.** По теме диссертации опубликовано 19 работ, в том числе 7 статей, опубликованных в журналах, рекомендуемых ВАК РФ, 10 тезисов докладов, получено Свидетельство о гос. регистрации программы для ЭВМ № 18735, Патент на изобретение № 2561788.

**Апробация работы.** XXIII Уральская школа металловедов-термистов «Актуальные проблемы физического металловедения сталей и сплавов» (Тольятти, 2016 г.); XIX Междунар. конф. «Физика прочности и пластичности материалов» (Самара, 2016 г.); LVII Междунар. конф. «Актуальные проблемы прочности» (Севастополь, 2016 г.); VI Междунар. конф. «Деформация и разрушение материалов и наноматериалов» (Москва, 2015 г.); XIII Междунар. семинар «Структурные основы модифицирования материалов» (Обнинск, 2015 г.); Научные чтения им. чл.-корр. РАН И. А. Одингга (Москва, 2014 г.); Междунар. конф. с элементами научной школы «Актуальные проблемы энергосбережения и энергоэффективности в технических системах» (Тамбов, 2014 г.); Междунар. семинар МНТ-ХП «Структурные основы модифицирования материалов» (Обнинск, 2013 г.); I-я Всероссийская научно-практ. конф. «Новые технологии в промышленности и сельском хозяйстве» (Бийск, 2012 г.); Всероссийская молод. научная школа «Химия и технология полимерных и композиционных материалов» (Москва, 2012 г.).

**Структура и объем работы.** Диссертация состоит из введения, четырех глав, общих выводов, списка цитируемой литературы из 170 наименования и 3-х приложений. Работа изложена на 178 страницах машинописного текста, содержит 36 рисунков и 7 таблиц.

Работа выполнена в рамках выполнения ФЦП «Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технического комплекса России на 2014 – 2020 годы» (Соглашение № 14.575.21.0071, уникальный идентификатор RFMEFI57514X0071).

## СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

**Во введении** сформулирована цель работы, изложены основные положения, выносимые на защиту, показана актуальность, научная новизна и практическая значимость работы.

**В первой главе** выполнен критический обзор литературных данных, посвящённых получению, особенностям структурного состояния и механическим свойствам аморфных и нанокристаллических металлических сплавов. Обсуждены имеющиеся представления о структурных особенностях аморфных и аморфно-нанокристаллических материалов. Рассмотрены механические свойства нанокристаллических металлических сплавов и показано, что в ряде случаев такие материалы целесообразно подвергать дополнительной обработке с целью формирования заданных механических свойств.

Проанализированы современные представления о методах обработки металлических материалов. Показано, что непосредственное применение традиционных методов обработки к наноструктурным материалам может приво-

доть к разрушению нанокристаллического состояния. Существенное требование к обработке большинства нанокристаллических металлических сплавов заключается в сохранении исходного структурного состояния.

В научной литературе отмечается возможность использования лазерного излучения для селективной лазерной обработки, в современных работах подчеркивается возможность избирательного воздействия излучения на различные компоненты сплава, дефектные участки или неоднородные области. Систематизированы современные представления о селективной лазерной обработке нано- и микроструктурных материалов, а также существующие проблемы в понимании механизмов воздействия лазерного излучения и допустимых температурных режимов.

На основании критического анализа литературных данных обоснован выбор в качестве объектов исследования тонких образцов АНМС, сформулирована цель работы и определены задачи исследования.

**Во второй главе** экспериментально определены возможности и ограничения стандартных методов механических испытаний при выявлении механических свойств тонких образцов АНМС. На основании экспериментальных результатов сформулированы требования к методике механических испытаний, позволяющей определять механические свойства АНМС после лазерной обработки. Для проведения экспериментов использовали продукцию ПАО «Ашинский металлургический завод» – аморфный сплав  $\text{Co}_{71,66}\text{V}_{4,73}\text{Fe}_{3,38}\text{Cr}_{3,14}\text{Si}_{17,09}$ . Методику механических испытаний также апробировали на сплаве  $\text{Co}_{62,73}\text{Fe}_{3,07}\text{Cr}_{3,11}\text{Si}_{31,09}$  и на охрупченных тонких плёнках полимерных материалов на основе акриловых дисперсий и бутадиенстирольных дисперсий нанесенных на металлическое основание. Образцы с линейными размерами  $15 \times 25$  мм и толщиной 30 мкм подвергали печному отжигу в течение 10 минут в диапазоне температур 500 – 1023 К. На дифрактометре ДРОН-2 проводили рентгеноструктурные исследования. Затем образцы приклеивали на подложку с микротвердостью  $\approx 3,6 \cdot 10^6$  Па. Образцы подвергали воздействию лазерных импульсов с плотностью мощности от  $4 \cdot 10^{12}$  Вт/м<sup>2</sup> до  $9 \cdot 10^{13}$  Вт/м<sup>2</sup> с использованием оптических квантовых генераторов (ОКГ): 1) ОКГ ELS-01,  $E_{\text{имп}} - 50 - 100$  мДж,  $\nu_{\text{имп}} - 1 - 50$  Гц,  $\lambda = 1064$  нм,  $\tau \approx 15 - 20$  нс; 2) ОКГ LS 2137,  $E_{\text{имп}} \approx 250$  мДж,  $\lambda = 1064$  нм,  $\tau \approx 15 - 17$  нс.

На основании экспериментальных исследований показано, что из известных методов механических испытаний лучше всего подходит для выявления пластических свойств (вязкости микроразрушения) в локальных областях тонкой ленты АНМС метод локального нагружения пирамидкой Виккерса, который был взят за прототип. В разработанном методе определения коэффициента вязкости микроразрушения тонких образцов АНМС, помещаемых на подложку, вместо использования пирамидки Виккерса использовали стальной шарик. Это позволяет исследовать самые хрупкие образцы металлических плёнок, выявлять изменения механических свойств образцов после локальной лазерной обработки и не допускать формирования магистральных трещин.

Так как при испытании хрупких образцов АНМС при помощи сферического индентора возможно формирование двух микрокартин разрушения, пригодных для анализа, то системе координат для определения расстояний между ними строят, исходя из их особенностей. Первый вид групп трещин, полученных после воздействия на образец сферического индентора, образует

фигуры в форме вложенных окружностей. Данная картина разрушения образца схематично показана на (рис. 1, а). Оси, по которым замеряются расстояния, получают соответствующие буквенные обозначения ( $A, B, C, D$  и т.д.), а их количество обозначаем через « $k$ ». Расстояния обозначаются буквой « $l$ » с соответствующим буквенным и цифровым символом (например,  $l_{b2}$ ), при этом подсчитываем количество пересечений осей с окружностями трещинами через  $n_1, n_2, \dots, n_i$ . С целью увеличения достоверности результатов расчёта учитываются только те трещины, которые образуют относительно замкнутый круг и формируют характерную фигуру в виде вложенных окружностей. Расчёты  $l_{сред}$  производят путём измерения всех расстояний между соседними трещинами образованной ими фигуры, при необходимости дополняя декартову систему осей дополнительными осями (ось « $e$ » на рис. 1) и ориентируя оси на плоскости так, чтобы они проходили через наиболее характерные точки образованной системой трещин фигуры. Расчет проводим по формуле

$$l_{сред} = ((l_{a1} + l_{a2} + \dots + l_{an1})/n_1 + (l_{b1} + l_{b2} + \dots + l_{bn2})/n_2 + \dots + (l_{k1} + l_{k2} + \dots + l_{knk})/n_k)/k. \quad (1)$$

В случае, если трещина не замкнута, то её не достраивают и в расчётах учитывают только те трещины, которые пересекаются осями. Аналогично рассчитываем  $l_{мин. сред}$ , но вместо расстояний между соседними трещинами используем только минимальные расстояния между соседними трещинами.

Второй случай разрушения образцов состоит в появлении одной спиралевидной трещины. Для расчета  $l_{сред}$  и  $l_{мин. сред}$  производится измерение всех расстояний по выбранным направлениям между соседними витками спирали. При этом угол между осями устанавливается в зависимости от характера трещин и изменения величины расстояний между соседними витками. Пример построения системы координат и измерения расстояний показан на рис. 1. Начало координат ориентируется по полюсу спирали 5 и точке пятна контакта индентора 1 (рис. 1, б). Направление 0 градусов выбирается исходя из удобства произведения расчетов. После построения необходимо учитывать количество витков спирали вокруг полюса.

Коэффициент вязкости микроразрушения рассчитываем по формуле

$$\varepsilon = (2 \cdot (l_{сред} + l_{мин. сред}) - h)/h, \quad (2)$$

где  $h$  – толщина образца,  $l_{сред}$  рассчитываем по формуле (1),  $l_{мин. сред}$  рассчитываем по формуле (1) с использованием минимальных расстояний между соседними трещинами.

Способ реализуют следующим образом. Образец тонкой плёнки хрупкого АНМС наносят на подложку, в основании подложки используются металлические пластины толщиной 3 мм. Пластины покрывают со стороны исследуемого образца полиэфирным композитом толщиной 2 мм. Предварительно определяют микротвёрдость исследуемого образца, для чего производят его тестирование на микротвердомере в торец плёнки, закрепленной в эпоксидной смоле. Микротвердость полиэфирного композита составляет не более 10% от микротвёрдости исследуемого образца. Это позволяет индентору свободно внедряться в подложку, а механические свойства полиэфирного композита позволяют зафиксировать картину разрушений исследуемого образца. Затем фиксируют образец на пластине и выдерживают его до склеивания с полиэфирной композицией. Для индентирования образцов применяют микротвердомер, например ПТМ-3, с использованием стального шарика.

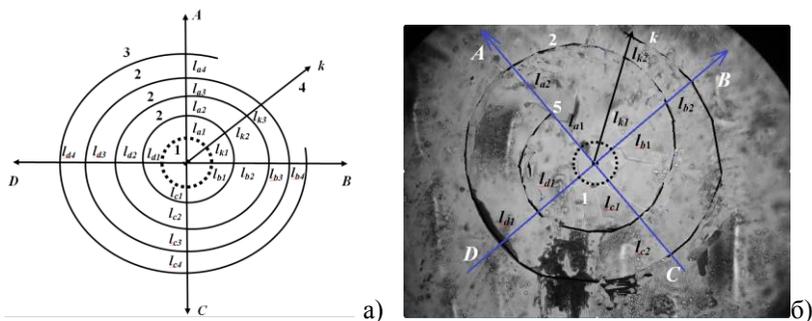


Рис. 1. Анализ микрокартины разрушения с целью выявления вязкости микроразрушения: а) 1 – отпечаток от индентора, 2 – система замкнутых трещин, 3 – незамкнутые трещины; 5 – полюс спирали; б) анализ микрокартины разрушения при формировании одной спиралевидной трещины

В случае использования пирамидки, возможно появление микротрещин в области ребер и вершины пирамидки. Макротрещины блокируют формирование трещин, образующих фигуры, схожие с вложенными квадратами, на основании которых рассчитывается коэффициент вязкости микроразрушения. Поэтому результаты, полученные при использовании предлагаемого метода, точнее и лучше соответствуют физической сущности выявления вязкости микроразрушения тонких плёнок. Предложенный метод не только регистрирует значительное изменение коэффициента вязкости микроразрушения в интервале температур отжига, где метод изгиба даёт околонулевые значения, но и правильно отображает физическую сущность этих изменений. Применение предлагаемого способа повышает точность измерений, их достоверность и позволяет исследовать хрупкие АНМС с локальными областями лазерной обработки.

**В третьей главе** исследованы закономерности лазерного прогрева и охлаждения наноструктурной пленки, а также определены допустимые температурные режимы при лазерной обработке.

В результате воздействия лазерного импульса длительностью 15 – 20 нсек и высокой плотностью мощности ( $3 \cdot 10^{12}$  Вт/м<sup>2</sup> –  $3 \cdot 10^{14}$  Вт/м<sup>2</sup>) на АНМС возможно избирательное воздействие на дефектные области. Избирательность проявляется в том, что в результате кратковременного воздействия высокой температуры и давления изменяется состояние части дефектных областей: трещин, концентраторов механических напряжений, межзеренных границ и пр. В результате наблюдается улучшение механических свойств: повышение пластичности и вязкости микроразрушения при сохранении высокой микротвердости.

Низкие температуры затрудняют пластическое деформирование и релаксацию механических напряжений. Высокие температуры приводят к рекристаллизации – т.е. лазерная обработка теряет свою избирательность. Необходимо выявить оптимальную частоту импульсов при лазерной обработке и ее продолжительность. Для реализации компьютерного моделирования процессов прогрева материала и воздействия ударной волны на дефектные области были написаны компьютерные программы, а кроме того, использовали свободное и

условно свободное программное обеспечение, с помощью которого создавали эскизный макет образца. При составлении модели учитываются не только свойства материала, но и свойства подложки, на которой размещен образец.

Получена зависимость распространения изотерм вглубь образца (рис. 2) от количества импульсов (частота следования импульсов 20 Гц) и динамика остывания (рис. 3). Методом компьютерного моделирования определена верхняя граница частоты лазерных импульсов для серии из 15 – 30 импульсов, следующих с частотой 200 Гц, при которой из-за перегрева теряется избирательность и разрушается нанокристаллическая структура (рис 4).

На рисунке 4 изображено распределение изотерм от центральной области и до края области облучения (на расстоянии  $1,3 \cdot 10^{-3}$  м). Происходит быстрый нагрев не только материала под областью воздействия лазерного импульса, но и всего образца. Достаточно быстро растет температура на границе образец-подложка (рис. 5). После пятнадцатого импульса температура на границе с подложкой достигает 800 К, что критично для материала даже термостойких подложек. Температура на глубине до  $\approx 10$  мкм (треть образца) достигает температуры плавления. Оставшаяся часть образца нагревается до температур, приводящих к разрушению наноструктурного состояния при достаточном времени нагрева. Такой режим лазерной обработки неизбежно теряет отмеченные выше уникальные возможности селективного воздействия на локальные области с сохранением наноструктурного состояния образца в целом.

Следовательно, увеличение частоты с 10 – 25 Гц до 200 Гц и количества импульсов до 15 будет приводить к принципиально другому тепловому режиму, при котором неизбежно разрушается наноструктурное состояние в значительной части образца и теряется избирательность лазерной обработки.

В верхней части образца (до 10 мкм), в зоне расплава механизм избирательного воздействия лазерного излучения работать не будет. В остальной части образца предложенный механизм также потеряет свою эффективность из-за активизации процесса рекристаллизации. Эффект будет усиливаться при обработке матрицы областей на образце. При частоте 200 Гц, селективность лазерной обработки теряется при облучении достаточной малой серией из 8 – 12 лазерных импульсов.

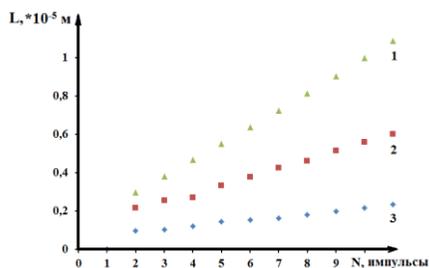


Рис. 2. Глубина проникновения изотерм L: 1 – 650 К; 2 – 925 К; 3 – 1150 К в зависимости от количества импульсов N

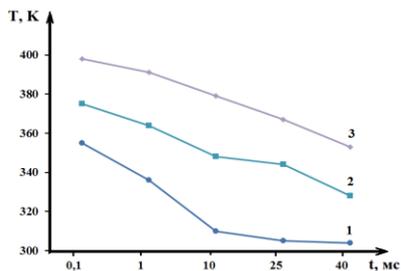


Рис. 3. Изменение температуры на границе образец-подложка со временем после: 1 – одного; 2 – пяти; 3 – десяти импульсов

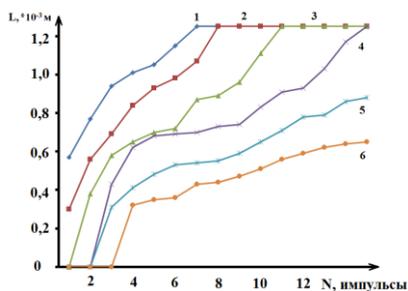


Рис. 4. Распределение изотерм от центра области облучения на глубине 15 мкм: 1 – 350 К, 2 – 400 К, 3 – 450 К, 4 – 500К, 5 – 550К, 6 – 600К

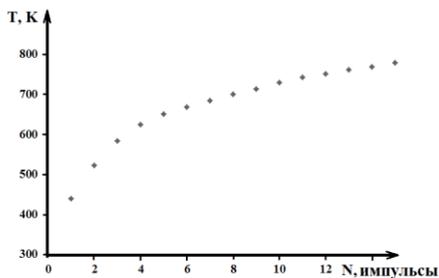


Рис. 5. Среднее значение температуры на границе образец-подложка в зависимости от номера импульса

Помимо температуры, на образец действует шоковое давление порядка  $10^{10}$  Па. Давление инициируется плазмой и распространяется в виде ударной волны вглубь образца. Ударная волна такой мощности должна вызывать упругие и пластические деформации, особенно вблизи дефектных областей, трещин, концентраторов механических напряжений. В зависимости от условий лазерной обработки возможна реализация одного из двух процессов: процесс распространения ударной волны в прогретом материале; распространение ударной волны в холодном материале с последующим прогревом. В том случае, если материал не прогреет, изменение состояния дефектных областей обусловлено прохождением ударной волны в холодном и хрупком материале. При этом возможно формирование разрушений и деформаций в нано- и микрообластях. После прогрева образца будут проходить процессы релаксации напряжений за счет пластической деформации. В результате будет наблюдаться повышение пластических свойств при сохранении высокой микротвердости, связанной с нанокристаллическим состоянием образцов, которое не разрушается при указанных режимах лазерной обработки.

В следующей части работы изучали специфику лазерного нагрева при обработке с частотой 10 Гц, когда за счет теплоотвода не происходит нагрев значительного объема материала до температур рекристаллизации. В результате облучения серий из 10 лазерных импульсов подъем температуры в центральных частях образца (рис. 7), а также на границе с подложкой оказывается недостаточным для инициирования процессов рекристаллизации.

В результате воздействия лазерных импульсов с частотой 10 Гц не происходит прогрева основной части материала до температур, при которых возможны процессы рекристаллизации/кристаллизации. Таким образом, при частоте воздействия лазерных импульсов, равных 10 Гц, указанной энергии лазерных импульсов и размерах образца возможно проводить обработку образца сколь угодно большим количеством лазерных импульсов. На практике количество импульсов все же будет ограничено, например, из-за испарения материала.

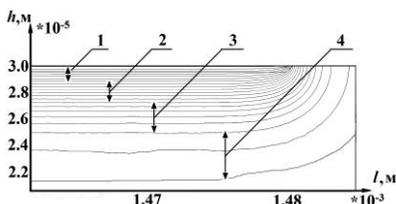


Рис. 6. Распределение температур в образце. Выделенные зоны температур: 1 – 1150 К; 2 – 925 К; 3 – 650 К; 4 – 375 К (0,05 мсек после начала нагрева)

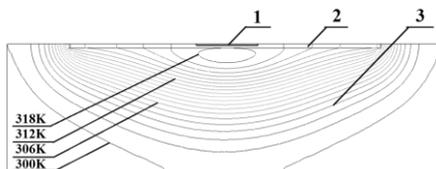


Рис. 7. Распределение изотерм при частоте импульсов 10 Гц: 1 – расплавленная зона; 2 – образец; 3 – подложка

В следующей части работы выполнено компьютерное моделирование прогрева стали X19H6Г9АМ2 при лазерной сварке (размеры образцов 3,0×125×250 мм) и обсуждена возможность дополнительной селективной лазерной обработки поверхности сварного соединения. Полученные результаты (специфика прогрева материала) позволили уточнить требования к лазерной сварке, показана целесообразность прогрева образцов перед началом сварки. Кроме того, экспериментальные данные (сварка выполнена специалистами кафедры МТ-12 «Лазерные технологии в машиностроении» МГТУ им. Н. Э. Баумана) позволили верифицировать получаемые при компьютерном моделировании результаты.

**Четвертая глава** посвящена экспериментальным исследованиям специфики изменения микротвердости и вязкости микроразрушения, а также верификации полученных в третьей главе результатов экспериментальными исследованиями, в том числе, с использованием разработанной во второй главе методики механических испытаний.

Одна из причин одновременного возрастания микротвердости и пластичности АНМС, подвергнутого импульсной лазерной обработке, связана с переводом трещин и дефектных областей в неопасное состояние за счет релаксации механических напряжений. В случае воздействия серии лазерных импульсов поверхность материала прогревается, а одновременное воздействие высокого давления  $\approx 10^{10}$  Па вызывает сжатие материала и стимулирует пластические деформации в областях с высокими механическими напряжениями. Поверхность трещины в аморфно-нанокристаллическом материале может иметь сложный рельеф, а вершины трещин могут иметь различные углы раскрытия. С использованием компьютерного моделирования оценим вероятность перевода трещин в неопасное состояние в зависимости от угла раскрытия при вершине, рельефа поверхности и количества лазерных импульсов. Для моделирования процессов перевода трещин в неопасное состояние разработана компьютерная программа, которая позволяет задавать требуемые размеры образца, количество импульсов лазерного излучения, коэффициенты, связанные с пластическими свойствами материала (в том числе при нагреве), а также значение угла раскрытия вершины трещины.

Предложенная модель относится к тем трещинам, которые расположены в поверхностном слое и параллельные поверхности образца, а вероятность перевода трещин в неопасное состояние оценивали по изменению величины  $W$ :

$$W = F(N_1, k_1, k_2(T)) \cdot V(N_2, f_1, f_2(\alpha), f_3), \quad (3)$$

где  $F$  – функция, зависящая от:  $N_1$  – количество импульсов лазерного излучения

ния,  $k_1$  – коэффициент, связанный с пластическими свойствами материала,  $k_2(T)$  – коэффициент (зависящий от температуры материала), определяющий изменение пластических свойств при нагреве образца;  $V$  – совокупный объем неоднородностей, который зависит от количества неоднородностей на поверхности трещины, распределения неоднородностей по поверхности трещины ( $f_1$ ), высоты неоднородностей ( $f_2(\alpha)$ ) (которая также зависит от угла при вершине трещины), площади неоднородностей ( $f_3$ ).

В результате моделирования получаем массив безразмерных величин, которые пропорциональны вероятности перевода трещины в неопасное состояние. Каждый модельный эксперимент включает моделирование воздействия на тысячу трещин. На рисунке 8 показаны зависимости вероятности перевода трещины в неопасное состояние от количества импульсов лазерного излучения. При построении графиков (и проведении моделирования) было принято, что вероятность перевода трещины с углом раскрытия  $5^\circ$  в неопасное состояние при однократном облучении равна 0,5. Зависимость № 1 построена для одного импульса при изменении угла раскрытия трещины. При данных условиях обработка эффективна только в отношении трещин с углом раскрытия  $1 - 3^\circ$ . Зависимость № 2 построена для 5 импульсов, № 3 – 10 импульсов, № 4 – 12, № 5 – 15. По мере увеличения количества импульсов возрастает вероятность перевода в неопасное состояние трещин с малым углом раскрытия ( $1 - 3^\circ$ ), кроме того, становится возможным перевод трещин с большим углом раскрытия в неопасное состояние. Вероятность данного перехода выше для трещин с малым углом раскрытия, что особенно важно, так как в вершине таких трещин возможно формирование высоких механических напряжений.

С увеличением количества импульсов вероятность перехода трещин в неопасное состояние резко возрастает. Это связано с рядом факторов: облегчается пластическое деформирование при прогреве материала; возрастает вероятность перехода в неопасное состояние при повторном сжатии.

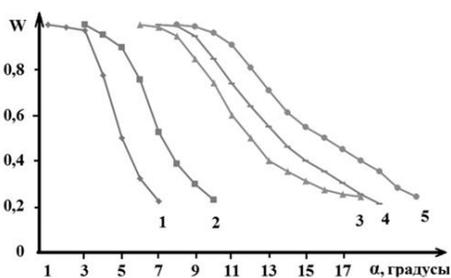


Рис. 8. Зависимости вероятности перевода в неопасное состояние трещин с различными углами раскрытия при обработке разными количествами импульсов: 1 – при однократном лазерном импульсе; 2 – при 5 импульсах; 3 – при 10 импульсах; 4 – при 12 импульсах; 5 – при 15 импульсах

Для трещин, имеющих малый угол при вершине и расположенных в поверхностном слое материала, уже при серии из 10 – 12 импульсов эффективность перехода в неопасное состояние фактически перестает расти (если пренебречь исчезновением трещин в тонком поверхностном расплавленном слое материала). Итоговое количество трещин может возрастать после резкого охлаждения материала и возникновения механических напряжений.

Следует отметить низкую эффективность проведения селективной лазерной обработки слишком большими сериями импульсов.

С одной стороны, при этом достигается «насыщение», и количество трещин, переведенных в неопасное состояние, практически перестает возрастать. Кроме того, с увеличением количества импульсов в серии значительная часть материала плавится, а в остальном проходят процессы кристаллизации/рекристаллизации, и назвать такое воздействие селективным уже нельзя.

Полученные результаты находят косвенное экспериментальное подтверждение. В результате обработки образца, отожженного при температуре 845 К сериями из 30 лазерных импульсов с частотой 7 Гц, были получены следующие результаты: вязкость микроразрушения  $\epsilon$  (определена по методике, предложенной во второй главе), определяемая в центре области обработки, возрастает с 1,5 до  $\approx 2,5$  (рис. 9, а), при этом микротвердость снижается с 14 ГПа до 12 ГПа и далее остается неизменной (рис. 9, б).

В случае перегрева образца, вызванного воздействием серии лазерных импульсов с большей частотой, следует ожидать падения микротвердости вследствие рекристаллизации и разрушения нанокристаллического состояния. Экспериментально установлено, что в случае облучения одной области серией 30 импульсов с частотой 50 Гц и максимальной энергией (100 мДж), вязкость микроразрушения возрастает с 1,15 до 6, а микротвердость снижается с 14 ГПа до 6,5 ГПа (рис. 10, а, б).

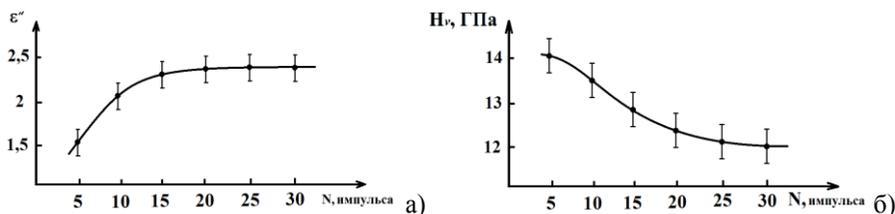


Рис. 9. Изменение механических характеристик образца, подвергнутого обработке серией лазерных импульсов с частотой 7 Гц. Наблюдается «оптимизация» механических характеристик: возрастание вязкости микроразрушения (а) при незначительном снижении микротвердости (б) при различных тепловых режимах

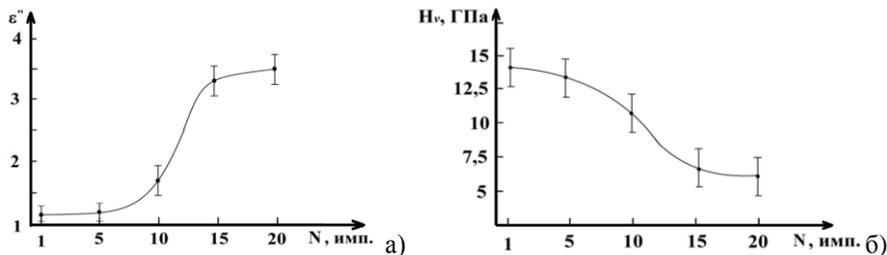


Рис. 10. Рост вязкости микроразрушения (а) сопровождается резким снижением микротвердости (б). Лазерная обработка приводит к снижению микротвердости

Полученные результаты демонстрируют возможность формирования селективной лазерной обработкой прочного и достаточно пластичного поверхностного слоя. Селективная лазерная обработка может быть эффективно использована не только в отношении тонких пленок, но и в отношении достаточно массивных образцов, например, при формировании механических свойств поверхностного слоя шва, полученного при лазерной сварке.

## ОБЩИЕ ВЫВОДЫ ПО РАБОТЕ

1. Экспериментально подтверждено избирательное воздействие лазерного нагрева на поверхность аморфно-нанокристаллического материала, приводящее к повышению вязкости микроразрушения при сохранении исходной структуры. Методом компьютерного моделирования показано, что при импульсном лазерном нагреве имеет место совместное воздействие механических напряжений и повышения температуры, приводящее к уменьшению остроты микротрещин и, следовательно, снижению уровня концентрации механических напряжений в их вершинах.

2. Разработана и апробирована методика измерения вязкости микроразрушения хрупких материалов и покрытий (как металлических, так и полимерных) путем анализа картин микроразрушения материала при вдавливании сферического индентора, которая позволяет исследовать вязкость микроразрушения более хрупких материалов, чем применяемая методика, основанная на локальном нагружении пирамидкой Виккерса. Экспериментально определены требования, при учете которых возможно определение микротвердости и вязкости микроразрушения, в частности, при индентировании участков, расположенных вблизи пор или локальных отслоений образца от подложки.

3. Экспериментально установлены закономерности изменения микротвердости и вязкости микроразрушения аморфно-нанокристаллического металлического сплава при воздействии серии лазерных импульсов. Установлены условия обработки, при которых рост вязкости микроразрушения при селективной лазерной обработке сочетается с сохранением высокого уровня микротвердости. Например, при плотности мощности  $4 \cdot 10^8$  Вт/м<sup>2</sup>; толщине образца 30 мкм и частоте следования импульсов 20 – 25 Гц для нанокристаллического сплава  $\text{Co}_{71,66}\text{V}_{4,73}\text{Fe}_{3,38}\text{Cr}_{3,14}\text{Si}_{17,09}$  оптимальное количество импульсов равно 12–13.

4. Показано, что факторами, определяющими вероятность перевода трещин (ориентированных параллельно поверхности) в неопасное состояние, являются углы их раскрытия, параметры лазерного импульса, а также количество и частота следования лазерных импульсов.

5. Определены оптимальные режимы лазерной обработки тонких лент аморфно-нанокристаллических металлических сплавов, при которых сохраняется наноструктурное состояние материала. Определен тепловой режим образцов при различной частоте обрабатывающих импульсов, а также определено эффективное количество импульсов при заданной плотности мощности лазера, при котором происходит равномерный прогрев образца.

6. Обнаружено, что с увеличением количества импульсов при частоте, выше критической, вероятность перехода трещин в неопасное состояние резко возрастает, но возрастает и опасность неконтролируемой потери аморфно-нанокристаллического состояния – т. е. потери селективности лазерной обра-

ботки. При низкой частоте следования импульсов увеличение количества импульсов и времени обработки существенно не влияет на параметры трещин.

7. Разработанная методика компьютерного моделирования была использована при выявлении специфики лазерного нагрева при сварке стальных образцов марки X19H6Г9АМ2, полученные результаты согласуются и подтверждаются экспериментами.

## **ПУБЛИКАЦИИ ПО ТЕМЕ ДИССЕРТАЦИИ**

### **Статьи, опубликованные в журналах из списка ВАК**

1. **Ушаков, И. В.** Моделирование процессов, инициированных лазерной плазмой в поверхностных слоях многокомпонентного аморфно-нанокристаллического металлического сплава / И. В. Ушаков, А. Ю. Батомункуев // Физика и химия обработки материалов. – 2016. – № 5. – С. 17 – 22.
2. **Ушаков, И. В.** Компьютерное моделирование специфики прогрева при лазерной двухсторонней сварке стали X19H6Г9АМ2 / И. В. Ушаков, А. Ю. Батомункуев // Вестник ТГТУ. – 2016. – Т.22, № 3. – С. 491 – 500.
3. **Ушаков, И. В.** Моделирование процесса заживления трещин в наноструктурном металлическом сплаве, обрабатываемом серией лазерных импульсов / И. В. Ушаков, А. Ю. Батомункуев // Вестник ТГУ им. Г. Р. Державина. – 2016. – Т. 21, № 2. – С.630 – 634.
4. **Ушаков, И. В.** Моделирование комплекса процессов, протекающих в поверхностных слоях наноструктурного многокомпонентного металлического сплава под действием лазерных импульсов / И. В. Ушаков, А. Ю. Батомункуев // Вестник ТГУ им. Г. Р. Державина. – Тамбов. – 2016. – Т. 21, № 1. – С. 165 – 170.
5. **Ушаков, И. В.** Экспериментальное определение коэффициента вязкости микроразрушения тонких плёнок многокомпонентных аморфно-нанокристаллических металлических сплавов методом локального нагружения / И. В. Ушаков, А. Ю. Батомункуев // Вестник ТГТУ. – 2016. – Т. 22, № 1. – С. 142 – 149.
6. **Ушаков, И. В.** Зависимость избирательности воздействия лазерного излучения от частоты импульсов / И. В. Ушаков, А. Ю. Батомункуев // Вестник ТГУ им. Г. Р. Державина. – 2016. – Т. 22, № 1. – С. 171 – 175.
7. **Ушаков, И. В.** Компьютерное моделирование специфики заживления трещин в нанокристаллическом металлическом сплаве под действием наносекундных лазерных импульсов / И. В. Ушаков, А. Ю. Батомункуев // Вестник ТГТУ. – 2014. – Т. 20, № 2. – С. 356 – 364.

### **Другие публикации**

8. Патент на изобретение № 2561788, С1 Российская Федерация. Способ определения коэффициента вязкости микро разрушения тонких плёнок из многокомпонентных аморфно-нанокристаллических металлических сплавов / Ушаков И. В., Батомункуев А. Ю.; патентообладатель НИТУ «МИСиС». – 2015 г.
9. Свидетельство о гос. регистрации программы для ЭВМ № 18735 Российская Федерация. Автоматизированная система обработки экспериментальных данных и определения статистических характеристик разрушения, формирующегося в условиях локального нагружения тонких плёнок аморфно-нанокристаллических металлических сплавов «STATISTIK\_CR» / Ушаков И. В., Батомункуев А. Ю.; заявитель и патентообладатель НИТУ «МИСиС». – 2016 г.

10. **Ушаков, И. В.** Компьютерное моделирование воздействия на наноструктурные материалы наносекундных лазерных импульсов для залечивания поверхностных трещин: Тез. докл. / И. В. Ушаков, А. Ю. Батомункуев // XXIII Уральская школа металлургов-термистов «Актуальные проблемы физического металловедения сталей и сплавов». – Тольятти. – 2016. – С. 74 – 75.
11. **Ушаков, И. В.** Моделирование физических процессов в тонком поверхностном слое аморфно-нанокристаллических металлических сплавов при селективной лазерной обработке / И. В. Ушаков, А. Ю. Батомункуев // LVII Междунар. конф. «Актуальные проблемы прочности». Сборник тезисов. – Севастополь. – 2016. – С. 70.
12. **Ушаков, И. В.** Компьютерное моделирование процесса залечивания трещин под действием лазерных импульсов: Тез. докл. / И. В. Ушаков, А. Ю. Батомункуев // XIII Международный семинар «Структурные основы модифицирования материалов». – Обнинск. – 2015. – С. 113 – 115.
13. **Ушаков, И. В.** Выявление механических свойств тонких лент аморфно-нанокристаллических металлических сплавов / И. В. Ушаков, А. Ю. Батомункуев // VI Междунар. конф. «Деформация и разрушение материалов и наноматериалов». Сборник материалов. – Москва. – 2015. – С. 333–334.
14. **Батомункуев, А. Ю.** Моделирование процесса залечивания поверхностных трещин в наноструктурном материале при импульсной лазерной обработке / А. Ю. Батомункуев, И. В. Ушаков // XIX Междунар. конф. «Физика прочности и пластичности материалов». Тез. докл. – Самара. – 2015. – С. 225–226.
15. **Ушаков, И. В.** Методы выявления вязкости разрушения тонких аморфных и наноструктурных лент из магнитомягких сплавов / И. В. Ушаков, А. Ю. Батомункуев // Междунар. конф. «Актуальные проблемы энергосбережения и энергоэффективности в технических системах». Тез. докл. – Тамбов. – 2014. – С. 335–336.
16. **Ушаков, И. В.** Моделирование особенностей влияния импульсного лазерного излучения на залечивание трещин в наноструктурных материалах / И. В. Ушаков, А. Ю. Батомункуев // Науч. чтения им. чл.-корр. РАН И. А. Одинг. ИМЕТ РАН. Сборник материалов. – Москва. – 2014. – С. 306 – 308.
17. **Ушаков, И. В.** Особенности механических свойств локальной области лазерной обработки аморфного металлического сплава отожженного в остаточной среде аргона: Тез. докл. / И. В. Ушаков, А. Ю. Батомункуев // Междунар. семинара МНТ-ХП «Структурные основы модифицирования материалов». – Обнинск. – 2013. – С. 107 – 109.
18. **Ушаков, И. В.** Закономерности эволюции механических свойств многокомпонентного аморфного металлического сплава отожженного в остаточной среде аргона и подвергнутого воздействию серии лазерных импульсов / И. В. Ушаков, А. Ю. Батомункуев // Всерос. молодеж. науч. школа «Химия и технология полимерных и композиционных материалов». Сборник материалов. – Москва. – 2012. – С. 300.
19. **Ушаков, И. В.** Механические свойства многокомпонентного аморфного металлического сплава отожженного в остаточной среде аргона и обработанного импульсным лазерным излучением / И. В. Ушаков, А. Ю. Батомункуев // I-я Всерос. заочн. научно – практ. конф. «Новые технологии в промышленности и сельском хозяйстве». Сборник материалов. – Бийск. – 2012. – С. 77 – 80.