

На правах рукописи

Андреев Артур Олегович

МЕТОДЫ СОЗДАНИЯ ГРАДИЕНТНЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ
СИСТЕМЫ Fe – Cr – Ni ЛАЗЕРНЫМ ИЗЛУЧЕНИЕМ
БЛИЖНЕГО ИК-ДИАПАЗОНА

01.04.21 - лазерная физика

АВТОРЕФЕРАТ

30 НОЯ 2016

диссертации на соискание ученой степени
кандидата физико-математических наук

автор:



006660949

Москва – 2016

Работа выполнена на кафедре лазерной физики Национального
исследовательского ядерного университета «МИФИ»

Научный руководитель: кандидат физико-математических наук,
доцент Петровский Виктор Николаевич

Официальные оппоненты: доктор физико-математических наук,
профессор Лебедев Федор Владимирович
«ИПЛИТ РАН»
г. Шатура Московской области;

доктор технических наук,
профессор Шиганов Игорь Николаевич
МГТУ им. Н. Э. Баумана,
г. Москва.

Ведущая организация: Федеральное государственное бюджетное
образовательное учреждение высшего
профессионального образования
Владимирский государственный университет
им. А. Г. и Н. Г. Столетовых,
г. Владимир.

Защита состоится «21» декабря 2016 г. в 17 час. 00 мин. на заседании
диссертационного совета Д212.130.05 на базе Национального
исследовательского ядерного университета «МИФИ» по адресу: 115409,
г. Москва, Каширское шоссе, дом 31, телефон: 8 (499)324-84-98.

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке НИЯУ МИФИ и на
сайте <http://ods.mephi.ru>

Автореферат разослан «14» ноября 2016 г.

Просим принять участие в работе совета или прислать отзыв в двух
экземплярах, заверенный печатью организации, по адресу НИЯУ МИФИ.

Ученый секретарь диссертационного совета,
доктор физико-математических наук, профессор



Стариков Р. С.

Общая характеристика работы

Актуальность темы исследований.

Современное машиностроение требует создания новых или модификации уже существующих металлических материалов, которые должны обладать определенным комплексом физических и механических характеристик: повышенная твердость, сочетание высокой пластичности и прочности, заданное распределение по объему материала областей с различными магнитными свойствами.

Способы получения материалов с различными физическими и механическими свойствами поверхностных слоев хорошо известны. Примерами этого являются поверхностная закалка, науглероживание или обезуглероживание для получения более твердой или более мягкой поверхности стальных изделий, химико-термическая обработка, поверхностный наклеп, различные методы наплавки и т.д.

Значительно более сложной представляется задача создания материалов с определенным пространственным распределением макроскопических областей, имеющих принципиально отличные физические и механические характеристики в сравнении с основным материалом. В литературе присутствуют данные о принципах и подходах к созданию таких материалов, которые имеют название «функционально-градиентных» (или «градиентных»), с помощью воздействия излучения CO₂-лазеров на стали переходного аустенитно-мартенситного класса. Однако отсутствуют данные о влиянии режимов лазерной термической обработки на структуру и свойства создаваемого градиентного материала. Поэтому задача исследования влияния лазерного излучения ближнего ИК-диапазона на формирование структурных областей градиентного материала представляет значительный научный и практический интерес.

В работе предложены новые подходы к созданию градиентных материалов из сплавов аустенитно-мартенситного класса на основе системы Fe – Cr – Ni с помощью лазерной термической обработки (в том числе и циклической), а также технологии лазерной резки. Изучено влияние параметров лазерной термической обработки на магнитные характеристики градиентного материала при создании макроскопических структурных парамагнитных областей в ферромагнитной матрице материала. Исследована зависимость прочностных и пластических характеристик образцов из градиентного материала от формы и способа создания структурных областей посредством циклической лазерной термообработки. Проведено экспериментальное исследование упругих характеристик градиентного материала, представляющего металлическую плоскость, ослабленную двоякопериодической решеткой круглых отверстий, перфорированных с помощью технологии лазерной резки.

Основная ценность работы состоит в расширении представлений о влиянии лазерного излучения на создание градиентных материалов, содержащих пространственное распределение макроскопических структурных областей с модифицированными магнитными и механическими характеристиками.

Результаты исследования могут использоваться при разработке технологий лазерной обработки металлических материалов с целью управления их физико-механическими свойствами, а также для создания новых методов изготовления градиентных материалов с улучшенными эксплуатационными характеристиками.

Цель работы.

Целью настоящей диссертационной работы является разработка методов создания градиентных материалов на основе системы Fe – Cr – Ni лазерным излучением ближнего ИК-диапазона.

Научная новизна и практическая значимость работы. Впервые проведен широкий комплекс исследований влияния лазерного излучения на физические и механические характеристики градиентных материалов, сформированных в сплаве аустенитно-мартенситного класса на основе системы Fe – Cr – Ni:

- Доказано влияние режимов лазерной термической обработки на пространственно неоднородное распределение намагниченности в образцах из градиентного материала посредством проведения исследований с помощью магнитооптических методов.
- Получены новые данные о микроструктуре парамагнитной и ферромагнитной составляющих и переходной области градиентного материала, создаваемых лазерной термической обработкой, с помощью методов электронной микроскопии и рентгеноструктурного анализа.
- Показано, что увеличение количества циклов «нагрев – охлаждение» при создании градиентного материала посредством лазерной термообработки приводит к измельчению микроструктуры формируемых областей аустенита и вызывает его упрочнение.
- Доказано влияние формы и способа получения структурных областей градиентного материала на механические характеристики образцов.
- Экспериментально измерены эффективные модули упругости образцов градиентного материала, представляющего металлическую плоскость, ослабленную двоякопериодической решеткой круглых отверстий, перфорированных с помощью технологии лазерной резки.

Основные результаты и положения, выносимые на защиту:

1. Применение локальной лазерной термической обработки сплавов на основе системы Fe – Cr – Ni приводит к формированию градиентного материала с неоднородным распределением макроскопических

областей высокопрочного парамагнитного аустенита в матрице ферромагнитного мартенсита.

2. Увеличение количества циклов «нагрев – охлаждение» при локальной лазерной термообработке с целью формирования областей высокопрочного аустенита сопровождается рядом эффектов, возникающих в зоне лазерного облучения:
 - увеличение процентного содержания γ -фазы;
 - измельчение зерна микроструктуры формируемого аустенита;
 - повышение твердости γ -фазы материала.
3. Прочностные, пластические и упругие характеристики изделий из градиентного материала в сильной степени зависят от формы и способа получения структурных областей, формируемых лазерным излучением.

Апробация работы. Основные результаты, изложенные в диссертации, докладывались и обсуждались на следующих всероссийских и международных конференциях:

- II Conference on Plasma & Laser Research and Technologies, Moscow, Russia, 2016;
- 25th Annual International Laser Physics Workshop (LPHYS'16), Yerevan, Republic of Armenia, 2016;
- 34th European Conference on Laser Interaction with Matter (ECLIM 2016), Moscow, Russia, 2016;
- Ежегодная конференция «Научная сессия НИЯУ МИФИ», Москва, Россия, 2016;
- 23rd Annual International Laser Physics Workshop (LPHYS'14), Sofia, Bulgaria, 2014;
- XXIV Международная научно-техническая конференция «Лазеры в науке, технике, медицине», Туапсе, Россия, 2013;
- 11-я Курчатовская молодежная школа, Москва, Россия, 2013;

- XXIII Международная научно-техническая конференция «Лазеры в науке, технике, медицине», пос. Дивноморское, Краснодарский край, Россия, 2012.

Публикации по теме работы. По материалам диссертации опубликовано 10 печатных работ в период с 2013 по 2016 год, из них 6 статей в ведущих научных рецензируемых журналах, рекомендованных ВАК, а также 4 статьи в сборниках научных трудов международных и всероссийских конференций.

Структура и объем работы. Диссертация состоит из введения, пяти глав и заключения и изложена на 117 страницах машинописного текста, включая 47 рисунков, 12 таблиц и список литературы, содержащий 95 наименований.

Содержание работы

Во введении обоснована актуальность темы, дан обзор работ в данной области исследований, сформулирована цель диссертации, отражена новизна и практическая значимость, приведены выносимые на защиту основные результаты работы, кратко изложено содержание диссертации.

В первой главе излагается информация о способах получения функциональных материалов с модифицированными свойствами, а также методах создания градиентных материалов.

Во второй главе описываются материалы, оборудование и методы проведения исследований, которые используются в работе. Рассматриваются различные методики и схемы наблюдения и регистрации распределения намагниченности в ферромагнитных материалах. Описывается устройство

специально сконструированной магнитооптической установки для визуализации и измерения пространственно неоднородного распределения намагниченности.

Проведенный анализ литературы показал, что наиболее подходящими для целей исследования представляются стали аустенитно-мартенситного класса на основе системы Fe – Cr – Ni. Поэтому за основу для формирования градиентного материала посредством лазерной термической обработки был выбран сплав, имеющий в своей структуре 100% фазу мартенсита. Процентное содержание химических элементов материала (по шихте) приведено в Таблице 1.

Таблица 1 Химический состав стали аустенитно-мартенситного класса на основе системы Fe – Cr – Ni.

| Элемент | Cr | Ni | Si | C | Mn | V | Fe |
|---------------|------|-----|-----|------|----|------|-----------|
| Содержание, % | 16.5 | 7.5 | 0.5 | 0.07 | 1 | 0.04 | остальное |

Сплав указанного состава был выплавлен в открытой индукционной печи и разлит на сутунку толщиной 25 мм. Сутунка была последовательно подвергнута горячей (в интервале температур 1000 – 1200 °С) деформации на лист толщиной 4 мм, отжигу при 1000 °С в течении 30 минут с последующим охлаждением в воде и холодной деформации на лист толщиной 1 мм.

Первоначально для изготовленного материала были определены условия получения α и γ -фаз. С этой целью были использованы методы рентгеноструктурного анализа, дилатометрические и магнитометрические исследования, которые привели к следующим выводам. После выплавки в открытой печи и горячей деформации в сплаве присутствовал в основном аустенит. Для получения мартенсита проводилась холодная пластическая деформация с обжатием не менее 75%. При такой деформации реализуется $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение с образованием до 90% α -фазы. Магнитометрические исследования показали, что при нагреве до температур 850 – 900 °С происходит

полное превращение, образовавшегося при деформации мартенсита в аустенит. При охлаждении могут реализовываться два сценария: в случае медленного нагрева в результате охлаждения до комнатных температур наблюдается изотермическое $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение; в случае быстрого нагрева (не менее 300 °С/мин) в результате охлаждения до комнатных температур фиксируется только γ -фаза. Было установлено, что образование при охлаждении α или γ -фаз не зависит от температуры нагрева, если охлаждение осуществляется из области существования γ -фазы.

Для контроля пространственного распределения намагниченности в градиентном материале использовалась методика, основанная на магнитооптическом эффекте Фарадея. Для этого была сконструирована специальная магнитооптическая установка (см. Рисунок 1), которая позволяет проводить прецизионные исследования распределения намагниченности в материале с высокой чувствительностью и разрешающей способностью.

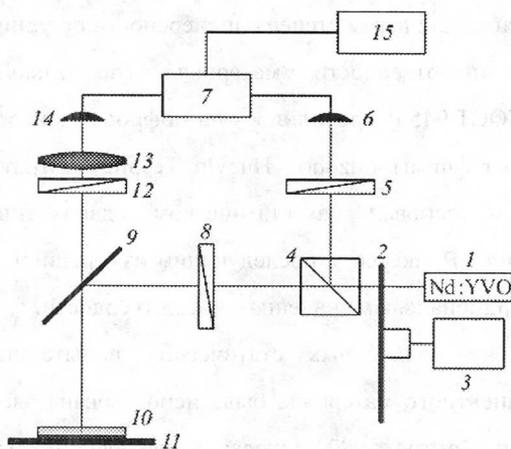


Рис. 1. Блок-схема магнитооптической установки

Использование данного устройства в режиме компенсации постоянной составляющей сигнала позволило снизить уровень сигнала, связанный с деполаризацией излучения при прохождении оптической системы, а также

уменьшить влияние шумов источника излучения, что дало возможность провести прецизионные исследования образцов из градиентного материала с достаточно высокой чувствительностью и разрешающей способностью.

С целью изучения микроструктуры различных областей (аустенитная, мартенситная и переходная) градиентного материала, полученного в результате лазерной термической обработки, был использован растровый электронный микроскоп модели Carl Zeiss EVO 50 XVP.

Для изучения влияния лазерной термической обработки на структуру формируемого градиентного материала на дифрактометре модели ДРОН-3 проводились рентгеноструктурные исследования. С помощью многоцелевого рентгеновского дифрактометра с использованием характеристического излучения линии железа был проведен качественный и количественный фазовый анализ, а также изучены структурные изменения, происходящие в материале сплава при лазерном нагреве. Содержание фаз определялось методом гомологических пар, а степень дисперсности по уширению линий.

Измерения микротвердости материала (по шкалам Виккерса в соответствии с ГОСТ 9450) проводилось на цифровом микротвердомере HVS-1000 производства фирмы Lazohou Huayin Testing Instruments Co. Принцип действия прибора основан на статическом вдавливании наконечника – алмазной пирамиды Виккерса, с последующим измерением длины диагоналей отпечатка, пропорциональным значениям чисел твёрдости.

Для проведения одноосных статических испытаний на растяжение образцов из градиентного материала была использована электромеханическая разрывная машина Instron 5982, которая позволяла проводить испытания в соответствии с ГОСТ 1497 – 84. При одноосном нагружении образцы помещались в самозатягивающиеся захваты разрывной машины и подвергались растяжению с фиксированной скоростью, которое приводило к их разрушению. При проведении эксперимента с высокой точностью фиксировались значения

нагрузок, приложенных к испытываемым образцам, и перемещений захватов относительно начального положения. Эти данные автоматически обрабатывались компьютером и преобразовывались в более информативный вид – зависимость напряжения от деформации. В момент разрушения образца автоматически фиксировалась величина предела прочности на растяжение.

Используя методику измерения тангенциальных перемещений с помощью корреляции цифровых изображений на установке Instron 5982, было визуализировано пространственное распределение относительных деформаций (как продольных, так и поперечных) на поверхности образцов, содержащих различные типы структурных областей аустенитной фазы.

В третьей главе представлены результаты экспериментального исследования влияния режимов лазерной термической обработки сплава на процесс формирования градиентного материала. Показана возможность создания пространственно неоднородного распределения макроскопических областей, обладающих парамагнитными свойствами, в матрице ферромагнитного материала. Проведена лазерная термическая обработка локальных зон деталей из сплава аустенитно-мартенситного класса системы Fe – Cr – Ni с целью изготовления роторных пластин из градиентного материала для высокооборотных электрических машин с улучшенными эксплуатационными характеристиками.

С целью выбора оптимальных режимов лазерной термической обработки для формирования градиентного материала варьировались различные технологические параметры: линейная скорость сканирования поверхности лазерным лучом, расфокусированность излучения и плотность линий сканирования. Для того чтобы нагревание образца посредством облучения лазером было эффективным, но не приводило к разрушению поверхности образца, в схеме эксперимента использовалось расфокусированное излучение –

плоскость фокусировки была поднята выше поверхности образца. Мощность лазерного излучения в ходе эксперимента не варьировалась и составляла 5 кВт (при этом плотность мощности излучения в эксперименте составляла не менее $I = 3 \cdot 10^6 \frac{\text{Вт}}{\text{см}^2}$). Такие значения плотности мощности позволяли прогреть с наибольшей скоростью достаточно широкую зону образца до температуры, необходимой для осуществления фазового перехода в обрабатываемой области.

Контролируемость процесса нагревания поверхности образца при лазерном воздействии позволила экспериментально определить диапазоны варьирования этих параметров (см. Таблицу 2).

Таблица 2. Варьируемые параметры лазерной термической обработки

| Параметр | Диапазон варьирования | Шаг вариации | Единица измерения |
|---|-----------------------|--------------|-------------------|
| Линейная скорость сканирования поверхности лазерным лучом | 25 – 30 | 1 | м/мин |
| Расфокус (расстояние от образца до плоскости фокусировки лазерного излучения) | 200 – 300 | 50 | мм |
| Плотность линий сканирования | 0.4 – 1 | 0.1 | лин/мм |

Комбинируя параметры из выбранных диапазонов, были изготовлены образцы градиентного материала, сформированного при различных режимах лазерного воздействия. Каждый образец, которому соответствовал определенный технологический режим лазерной термической обработки, был исследован на магнитооптической установке (см. Рис. 1), позволяющей визуализировать распределение намагниченности в материале. По результатам магнитооптических исследований были выбраны оптимальные режимы лазерной термической обработки сплава (см. Таблицу 3), при которых наблюдается наилучшее соответствие между зоной лазерной обработки и структурной областью градиентного материала, обладающей парамагнитными свойствами.

Таблица 3. Параметры оптимальных режимов лазерной термической обработки

| № режима | Линейная скорость сканирования поверхности образца лазерным лучом, м/мин | Расфокус, мм | Плотность линий сканирования, лин/мм | Температура, регистрируемая на поверхности образца, °С |
|----------|--|--------------|--------------------------------------|--|
| 1 | 26 | 250 | 0.7 | 900 |
| 2 | 27 | | | 890 |
| 3 | 28 | | | 870 |
| 4 | 29 | | | 850 |

С целью реального производства ротора из градиентного материала с помощью технологии лазерной резки из исследуемого сплава были изготовлены роторные пластины. Далее, в соответствии с оптимальными режимами лазерной термической обработки материала было произведено облучение роторных пластин в локальных зонах, обладающих сложной геометрией. В результате такой обработки в изделии, которое состояло из ферромагнитного материала, были созданы локальные области парамагнитной фазы.

На Рис. 2.а представлен фрагмент роторной пластины из градиентного материала. На Рис. 2.б,в приведены типичные магнитооптические фотографии структурных областей градиентного материала до и после лазерной термической обработки.

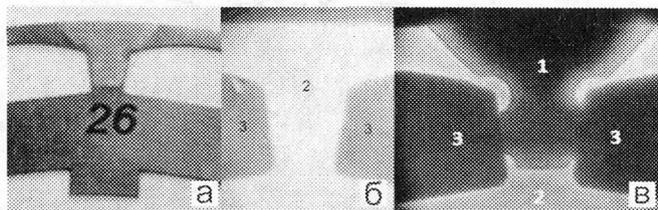


Рис. 2. Результат лазерной термической обработки фрагмента роторной пластины: а – фотография детали после обработки, б, в – магнитооптические фотографии фрагмента пластины до и после обработки

После этого было визуализировано и измерено распределение намагниченности после лазерной термической обработки в оптимальных

режимах с лицевой и тыльной стороны образцов. Были сделаны выводы о том, как изменяется форма и размер зоны эффективного термического воздействия вглубь образца в процессе формирования градиентного материала.

Для оценки свойств механической твердости градиентных материалов, сформированных посредством лазерной термической обработки, было проведено измерение микротвердости по методу Виккерса. При этом измерения проводились в переходной области – зоне образца из градиентного материала, которая находится на границе областей с ферромагнитными и парамагнитными свойствами. В результате была определена зависимость микротвердости в переходной области градиентного материала (см. Рис. 3).

Полученные результаты позволяют оценить размеры переходной области в градиентном материале. А также дают количественную оценку влияния лазерного термического воздействия на изменение микротвердости. Было установлено, что микротвердость необлученного материала составляет 5000 – 5500 МПа, а после проведения лазерной термической обработки составляет 2900 – 3200 МПа. В переходной области градиентного материала (~ 300 – 400 мкм) данная механическая характеристика линейно возрастает от структурной области с парамагнитными свойствами к области с ферромагнитными свойствами.

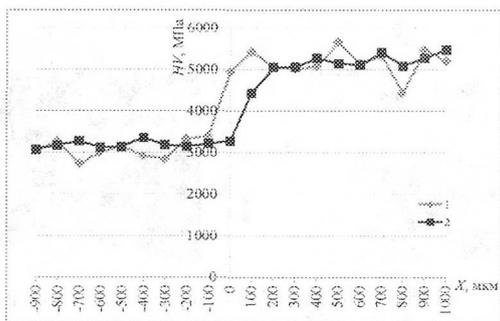


Рис. 3. Зависимость микротвердости на границе облученной (слева) и необлученной (справа) зон образца градиентного материала (1, 2 – измерения в различных сечения переходной области)

Для того чтобы проследить за различиями в микроструктуре переходной области, а также для подтверждения факта фазового $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения после лазерной термической обработки, было проведено электронно-микроскопическое исследование структурных областей полученного градиентного материала (см. Рис. 4 – 6.).

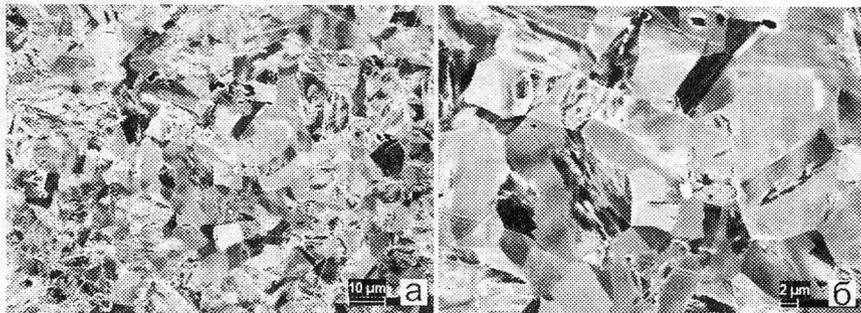


Рис. 4. Микроструктура материала, подвергнутого лазерной термической обработке (а и б – разные увеличения)

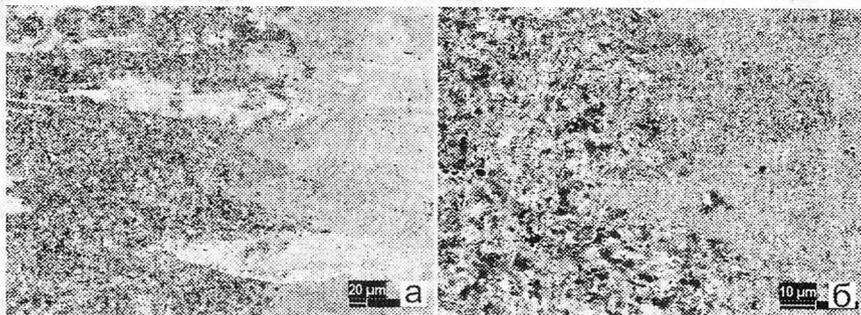


Рис. 5. Микроструктура переходной области градиентного материала (а и б – разные увеличения): слева - облученная область материала, справа – необлученная область материала

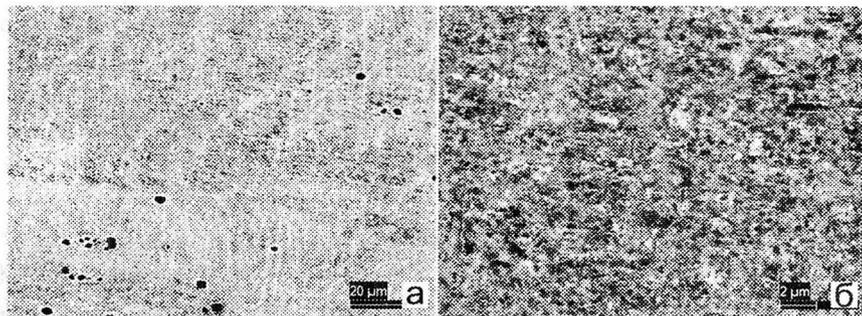


Рис. 6. Микроструктура необлученной области материала (а и б – разные увеличения)

Область градиентного материала, необлученная лазерным излучением, имеет типичную структуру крупно игольчатого мартенсита. Она состоит из кристаллов мартенсита, внутри которых наблюдается высокая плотность дефектов. Такому структурному состоянию соответствует высокий уровень внутренних напряжений, что определяет высокие значения микротвердости (5000 – 5500 МПа).

В то время как область, подвергнутая лазерной термической обработке, имеет четко выраженную структуру аустенита с полиэдрическим (равноосным) зерном с характерным размером ~ 10 мкм. Внутри зерен можно наблюдать высокую объемную плотность дефектов, имеющих, по всей видимости, деформационное происхождение. Подобный характер структуры приводит к тому, что микротвердость аустенитной фазы достигает высоких значений и составляет не менее 3000 МПа.

Переходная область градиентного материала имеет характерный размер ~ 300 мкм, что хорошо коррелирует с данными изменения микротвердости в этой зоне. Она характеризуется двухфазной структурой, представляющей собой смесь мартенсита и аустенита, и содержит высокую плотность дефектов. Аустенитная фаза занимает примерно 30 – 40% объема структуры.

Высокие значения микротвердости для мартенсита обусловлены, по-видимому, высокой дисперсностью этой фазы и высокой плотностью дефектов,

возникающих при холодной пластической деформации. Значительные величины микротвердости для аустенита связаны, с тем, что образующаяся при быстром лазерном нагреве γ -фаза наследует высокую плотность дефектов, характерную для мартенсита деформации.

Четвертая глава посвящена изучению влияния циклической лазерной термообработки на строение и механические характеристики макроскопических структурных областей аустенита в мартенситной матрице формируемого градиентного материала. Показаны характерные изменения в микроструктуре получаемой γ -фазы при увеличении количества циклов «нагрев – охлаждение». Рассматривается влияние геометрии и способа получения структурных областей аустенита на прочностные и пластические характеристики образцов из градиентного материала.

Для того чтобы локально нагреть посредством лазерного облучения материал образцов в требуемых местах и создать таким образом зоны термического воздействия необходимой геометрии, на образец сверху накладывалась пластина-маска толщиной 3 мм из алюминиевого сплава Д16Т. Сфокусированное лазерное излучение попадало на стек из образца и пластины-маски сверху и в сканирующем режиме покрывало всю поверхность стека. На Рис. 7 схематично показан процесс лазерной обработки.

Пластина-маска, таким образом, защищала зоны образца, которые не подвергались облучению и, соответственно, не нагревались. На образце обрабатывалась лазерным излучением только зона требуемой геометрии, которая нагревалась до температуры фазового перехода.

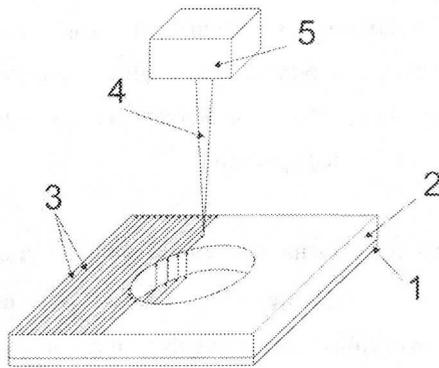


Рис. 7. Схема лазерной обработки стекла из пластины-маски и образца: 1 – образец, 2 – пластина-маска, 3 – последовательные линии сканирования стекла лазерным лучом, 4 – сфокусированный лазерный луч, 5 – сканирующая оптическая система Line-scan LK690F

С целью формирования структурных областей аустенита (с заданной геометрией) в мартенситной матрице сплава образец помещался под пластину-маску с вырезом, который соответствовал определенной геометрии обрабатываемой зоны материала. Геометрии вырезов в пластинах-масках были трёх типов: круглая область (тип G0), поперечная полоса (тип G1), наклонная полоса (тип G2). Вырезы в масках были сделаны из расчета равенства площадей зон материала образцов, которые подвергались лазерной термообработке ($S = 0.3 \text{ см}^2$).

При экспериментальном изучении влияния режимов циклической лазерной термообработки на механические характеристики образцов из градиентного материала облучение локальных зон исследуемого сплава проводилось однократно или семикратно. Каждый цикл «нагрев – охлаждение» включал облучение локальных зон образцов с двух сторон для осуществления фазового перехода ($\alpha \rightarrow \gamma$ превращение) по всей толщине материала с минимальной степенью клиновидности формируемой структурной области аустенита. Следовательно, объем зафиксированной γ -фазы для всех образцов градиентного материала оставался постоянным вне зависимости от геометрии облученной зоны ($V = 0.3 \text{ см}^3$).

В Таблице 4 представлены параметры режима лазерной термической обработки, при которых в образцах были сформированы структурные области аустенита с геометриями всех типов, а также температуры, до которых нагревалась поверхность облучаемых зон образцов. Было рассчитано, что в процессе обработки перекрытие элементарных линий сканирования лазерного излучения составляло около 40%.

Таблица 4.

Параметры режима лазерной термической обработки

| Тип геометрии обрабатываемой области | G0 | G1 | G2 |
|--|-------------------|-----|-----|
| Линейная скорость сканирования поверхности образца лазерным лучом, м/мин | 60 | | |
| Мощность лазерного излучения, Вт | 350 | | |
| Плотность линий при сканировании, лин/мм | 20 | | |
| Количество проходов | 6 | | |
| Плотность мощности излучения, Вт/см ² | 7*10 ⁶ | | |
| Температура поверхности, °С | 875 | 850 | 900 |

С целью установления факта создания градиентного материала посредством циклической лазерной термообработки, то есть наличия в мартенситной матрице (α -фаза) исследуемого сплава заданного распределения структурных областей аустенита (γ -фаза), были проведены магнитооптические, рентгеноструктурные и электронно-микроскопические исследования образцов.

На контрастных магнитооптических снимках образцов из градиентного материала «ярким» областям соответствуют ферромагнитные свойства (Рис. 8, область 1), а «темным» – парамагнитные свойства (Рис. 8, область 2). На снимках видны четкие границы раздела между структурными областями градиентного материала, которые обладают принципиально разной намагниченностью.

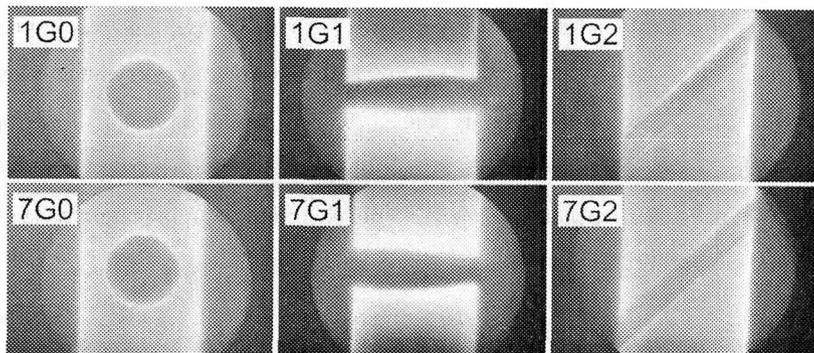


Рис. 8 Магнитооптические снимки образцов из градиентного материала

В результате рентгеноструктурных исследований было установлено, что в исходном состоянии (пластическая деформация) материал состоит практически из одной α -фазы. После первого цикла «нагрев – охлаждение» структура кардинально меняется – образуется до 75% γ -фазы, после семи циклов «нагрев – охлаждение» количество γ -фазы несколько увеличивается, при этом наблюдается уширение линий γ -фазы, что свидетельствует об увеличении степени ее дисперсности. Данные приведены в Таблице 5.

Таблица 5. Параметры структуры материала при различной лазерной обработке

| Вид лазерной термической обработки | Доля γ -фазы, % | Уширение линии 220_{α} γ -фазы, град | Средний размер областей γ -фазы, мкм |
|--|------------------------|--|---|
| Исходный материал, полученный пластической деформацией | - | - | - |
| 1 цикл «нагрев – охлаждение» | 75 | 0.75 | 2.0 |
| 7 циклов «нагрев – охлаждение» | 80 | 0.80 | 1.0 |

Для отслеживания изменений микроструктуры в материале сплава при лазерной обработке были применены электронно-микроскопические исследования. Исследование микроструктуры материала показало, что в исходном деформированном состоянии структура представляет собой смесь сильно деформированных мартенсита и незначительного количества остаточного аустенита с размерами фрагментов до 0.5 мкм (см. Рис. 9.а). После одного цикла нагрев-охлаждение микроструктура материала достаточно

однородна и представляет собой рекристаллизованные зерна аустенита неправильной формы размером до ~ 2 мкм, имеющие высокую плотность дислокаций, большое количество двойников и дефектов упаковки (см. Рис. 9.б). После семи циклов «нагрев – охлаждение» в материале наблюдается неоднородная микроструктура – сильно фрагментированный аустенит, возникающий в результате обратного $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения и наследующий дефектную структуру мартенсита, области начальной стадии рекристаллизации, представляющие собой сильно фрагментированный аустенит с отдельными мелкими рекристаллизованными зернами размером, не превышающим ~ 1 мкм. Также наблюдаются полностью рекристаллизованные области с более крупными зернами размером до ~ 2 мкм с высокой плотностью дислокаций и большим количеством дефектов упаковки. В целом преобладает смешанная микроструктура – фрагментированный аустенит с мелкими рекристаллизованными зернами (см. Рис. 9.в).

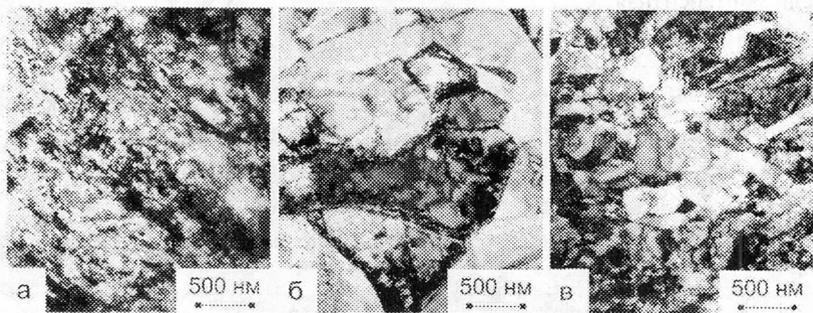


Рис. 9. Микроструктура исследованного материала: а – после пластической деформации, б – после реализации 1 цикла «нагрев – охлаждение», в – после реализации 7 циклов «нагрев – охлаждение»

Характеристики прочности и пластичности образцов исследовались на электромеханической разрывной машине Instron 5982. Были получены кривые «Напряжение – Деформация», которые отражают зависимость механического напряжения в образце от степени его деформации, выраженной в качестве

процентного отношения перемещения к базе измерения. Экспериментально полученные данные для различных видов образцов представлены на Рис. 10 и 11.

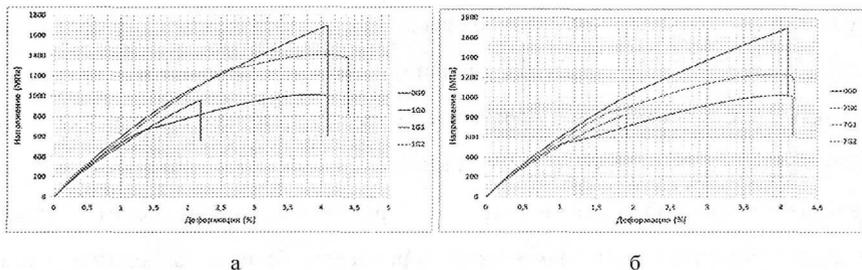


Рис. 10. Графические зависимости «Напряжение-Деформация» в образцах разных видов: а – для 1 цикла «нагрев – охлаждение», б – для 7 циклов «нагрев – охлаждение»

Из приведенных данных видно, что создание структурных областей аустенита в матрице мартенситного материала ведет к уменьшению значения предела прочности образца. Этот результат является логичным и объясняется тем фактом, что аустенитная фаза всегда обладает меньшей прочностью, нежели мартенситная.

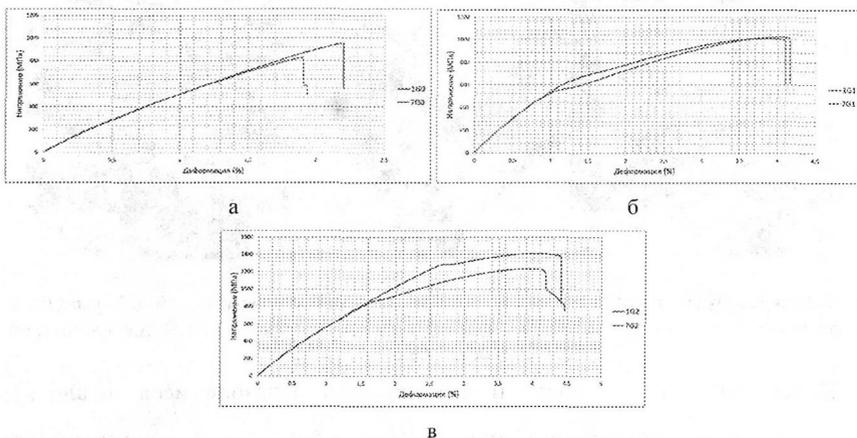


Рис. 11. Графические зависимости «Напряжение-Деформация» в образцах из градиентного материала при различных количествах циклов «нагрев – охлаждение»: а – для геометрии вида G0, б – для геометрии вида G1, в – для геометрии вида G2

С другой стороны, максимальная относительная деформация образцов, которая характеризует пластические свойства, для геометрий вида G1 и G2 увеличивается в сравнении с необлученным образцом. Это может быть объяснено тем, что аустенит обладает более высокими характеристиками пластичности в сравнении с мартенситом.

Отметим, что на прочностные и пластические характеристики образцов из градиентного материала заметное влияние оказывает вид геометрии сформированной области γ -фазы.

Используя методику измерения тангенциальных перемещений с помощью корреляции цифровых изображений, было визуализировано пространственное распределение относительных деформаций (как продольных, так и поперечных) на поверхности образцов, содержащих различные типы структурных областей аустенитной фазы. На Рис. 12 и 13 показана визуализация полей относительных деформаций в различных образцах.

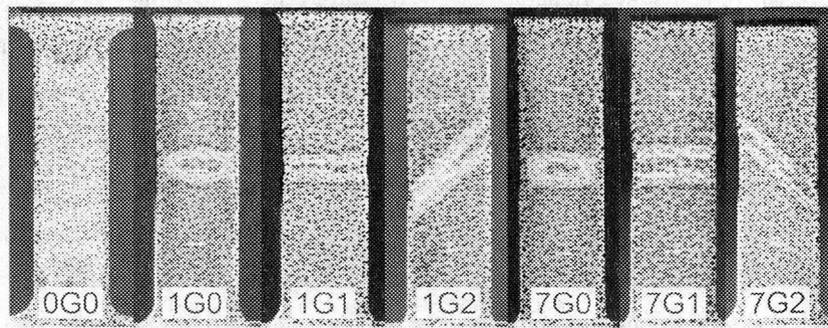


Рис. 12. Визуализация пространственного распределения относительных продольных деформаций при растяжении образцов

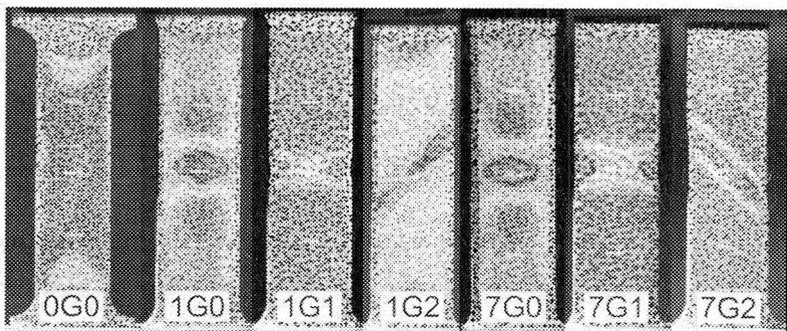


Рис. 13. Визуализация пространственного распределения относительных поперечных деформаций при растяжении образцов

Метод корреляции цифровых изображений позволил наглядно продемонстрировать пространственное распределение полей относительных деформаций в исследуемых образцах.

В пятой главе приводятся результаты исследований зависимости эффективных модулей упругости образцов из градиентного материала, содержащих двоякопериодические решетки круглых отверстий, от направления приложенного растягивающего усилия. С этой целью проводятся испытания перфорированных пластин из исследуемого сплава на одноосное растяжение в упругой области. Экспериментальные данные сравниваются с теоретическими оценками.

Для исследования эффективных модулей упругости стальных пластин, содержащих двоякопериодическую решетку круглых отверстий, были спроектированы образцы с габаритными размерами $90 \text{ мм} \times 40 \text{ мм} \times 1 \text{ мм}$ (см. Рис. 14). В средней части образцов располагалась перфорированная область двоякопериодической решетки круглых отверстий длиной 40 мм (кроме сплошных образцов). Диаметр отверстий составлял 2 мм, расстояния между центрами соседних отверстий 3 мм (что соответствует $R = 1 \text{ мм}$, $d = 1 \text{ мм}$). Ориентации решеток отверстий в образцах (угол между осью

решетки и направлением растяжения) были следующими: 0° , 9.5° , 18.5° , 26.5° , 33.7° , 45° .

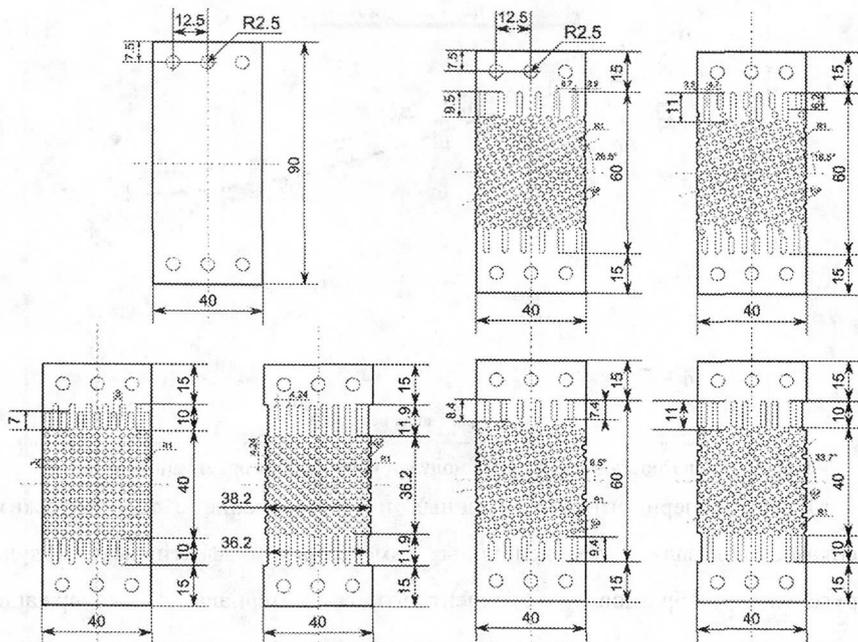


Рис. 14. Чертежи спроектированных образцов

С целью исследования зависимости эффективных модулей упругости образцов, содержащих двоякопериодическую решетку отверстий, от направления прокатки анизотропного материала и ориентации самой решетки было провести испытания на одноосное растяжение в упругой области. На Рис. 15 представлены зависимости эффективного модуля упругости от ориентации двоякопериодической решетки круглых отверстий. Точки на графике представляют собой результаты испытаний: показаны величины эффективных модулей упругости в зависимости от ориентации решетки и направления прокатки.

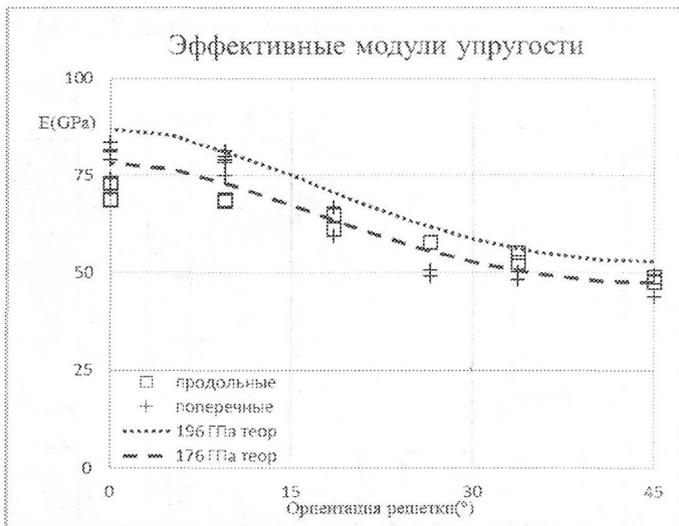


Рис. 15. Зависимость эффективных модулей упругости от ориентации решетки

Анализ экспериментальных данных и их сравнение с теоретическими оценками показали, что величины измеренных эффективных модулей упругости образцов градиентного материала, содержащих двоякопериодическую решетку круглых отверстий, существенно зависят от ориентации приложенной к системе нагрузки. Кроме того, анизотропия материала существенно влияет на зависимость эффективного модуля упругости от ориентации решетки. Значения измеренных эффективных модулей упругости образцов градиентного материала находятся либо между теоретическими оценками, либо несколько ниже. Следовательно, теоретическую оценку эффективных упругих модулей для изотропного материала можно считать верхней оценкой.

В заключении кратко сформулированы основные результаты работы, которые состоят в следующем:

1. Предложена экспериментальная методика лазерной термической обработки для создания градиентного материала с пространственно неоднородным распределением макроскопических областей, обладающих различными магнитными и механическими характеристиками, на основе аустенитно-мартенситных сплавов системы Fe – Cr – Ni.
2. Контролируемый лазерный нагрев локальных зон исследуемого сплава приводит к осуществлению фазового $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения, что влечет за собой изменение магнитных свойств в обрабатываемой области – с ферромагнитных на парамагнитные. При этом переходная область характеризуется сложной двухфазной микроструктурой с высокой плотностью дефектов, представляющей смесь мартенсита и аустенита.
3. Использование локальной циклической лазерной термообработки приводит к созданию градиентного материала, содержащего макроскопические области высокопрочного аустенита, являющиеся следствием измельчения зерна микроструктуры γ -фазы при увеличении количества циклов «нагрев – охлаждение». Прочностные и пластические характеристики образцов такого градиентного материала в сильной степени зависят от геометрии формируемых аустенитных областей.
4. Прочностные, пластические и упругие характеристики изделий из градиентного материала в сильной степени зависят от формы и способа получения структурных областей, формируемых лазерным излучением.

Основные результаты диссертации представлены в 10 печатных работах, в том числе 6 статьях в рецензируемых журналах, индексируемых в международных базах Scopus и Web of Science и включенных в перечень ВАК РФ, и 4 статьях в сборниках научных трудов международных и всероссийских конференций:

1. Пространственно-неоднородное распределение намагниченности в ферромагнитных материалах, обработанных излучением лазера [Текст] / А. О. Андреев, М. А. Бровин, В. Н. Петровский,

- Е. А. Протасов // Журнал технической физики. – 2016. – Т. 86. № 4. – С. 113-118. (Scopus, Web of Science)
2. Влияние циклического лазерного нагрева на образование дисперсных структур в железо-хром-никелевых сплавах [Текст] / А. О. Андреев, Е. Н. Блинова, М. А. Либман, С. Ю. Макушев // Материаловедение. – 2016. – № 10. – С. 37-40. (Scopus, Web of Science)
 3. Investigation of the effect of cyclic laser heating for creating dispersed structures in the austenitic-martensitic alloys based on Fe-Cr-Ni system [Текст] / А. О. Andreev, V. D. Mironov, V. N. Petrovskii [и др.] // Journal of Physics: Conference Series. – 2016. – Vol. 747. – pp. 012052. (Scopus)
 4. A. O. Andreev, D. P. Bykovskiy, A. V. Osintsev, V. N. Petrovskiy, M. A. Libman, A. M. Gleyzer. Effect of the Laser Heat Treatment on the Formation of the Gradient Structures in Alloys Based on Fe-Cr-Ni System // В кн.: «Book of abstracts» 25th International Laser Physics Workshop (LPHYS'16), 2016. pp. 70.
 5. Change of phase composition of metals by the radiation of the fiber laser for management of their magnetic characteristics [Текст] / А. О. Andreyev, V. D. Mironov, V. N. Petrovskiy [и др.] // Journal of Physics: Conference Series. – 2015. – Vol. 594. – pp.012028. (Scopus)
 6. A. O. Andreev, D. P. Bykovskiy, A. V. Osintsev, V. N. Petrovskiy, M. A. Libman, A. M. Gleyzer. Effect of the Laser Heat Treatment on the Formation of the Gradient Structures in Alloys Based on Fe-Cr-Ni System // В кн.: «Book of abstracts» 25th International Laser Physics Workshop (LPHYS'16), 2016. pp. 70.
 7. Применение лазерной термической обработки для создания градиентных материалов на основе системы Fe – Cr – Ni [Текст] / А. О. Андреев, М. П. Галкин, М. А. Либман [и др.] // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2014. – № 1. – С. 50-53. (Scopus, Web of Science)

8. Изменение фазового состава металлов излучением волоконного лазера для управления их магнитными характеристиками [Текст] / А. О. Андреев, В. Д. Миронов, В. Н. Петровский [и др.] // Ядерная физика и инжиниринг. – 2013. – Т. 4. № 5. – С. 396-405. (Scopus, Web of Science)
9. Андреев А. О., Миронов В. Д., Петровский В. Н., Протасов Е. А., Бровин М. А. Разработка технологии и установки для создания градиентного ферромагнитного материала // В кн.: «Сборник научных трудов» конференции «Научная сессия НИЯУ МИФИ-2013», 2013. Т. 2, С. 159.
10. Андреев А. О., Миронов В. Д., Петровский В. Н., Протасов Е. А., Бровин М. А., Либман М. А., Галкин М. П. Формирование прецизионной границы фазового перехода в стали излучением мощного волоконного лазера // В кн.: «Сборник докладов» XXIV Международной научно-технической конференции «Лазеры в науке, технике, медицине», 2013. С. 162-167.

115409, Москва, Каширское ш., 31
Отпечатано в типографии НИЯУ МИФИ.

Печ.л. 1,75. Тираж 100 экз.
Подписано в печать 17.10.2016. Формат 60x84 1/16