

На правах рукописи

УДК 620.17

Харанжевский Евгений Викторович

**ИССЛЕДОВАНИЕ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ  
ПЕРЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ ПРИ ЛАЗЕРНОМ УПРОЧНЕНИИ  
СРЕДНЕУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ**

Специальность 05.02.01 — Материаловедение (промышленность)

АВТОРЕФЕРАТ

диссертации на соискание учёной степени

кандидата технических наук

Ижевск — 2002

Работа выполнена в Ижевском государственном техническом университете.

Научный руководитель: доктор технических наук,  
профессор Ломаев Г. В.

Научный консультант: кандидат физико-математических наук,  
доцент Галенко П. К.

Официальные оппоненты: доктор физико-математических наук,  
главный научный сотрудник Титоров Д. Б.

кандидат технических наук,  
доцент Ништа А. П.

Ведущая организация: Институт машиноведения УрОРАН,  
г. Екатеринбург

Защита состоится « \_\_\_\_ » \_\_\_\_\_ 2002 г. в \_\_\_\_ ч. \_\_\_\_ мин. на заседании Диссертационного совета Д 212.065.02 Ижевского государственного технического университета по адресу: 426069, г. Ижевск, ул. Студенческая, 7.

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке Ижевского государственного технического университета.

Отзывы на автореферат, заверенные гербовой печатью организации, просьба направлять учёному секретарю совета по указанному адресу в двух экземплярах не позднее, чем за две недели до защиты.

Автореферат разослан « \_\_\_\_ » \_\_\_\_\_ 2002 г.

Учёный секретарь Диссертационного  
совета доктор технических наук

Беневоленский И. Е.

## ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

**Актуальность темы.** Лазерное поверхностное упрочнение является одним из широко применяемых видов лазерной обработки металлов и сплавов. Интерес к нему стимулируется потребностями современного машиностроения в области создания конкурентноспособной продукции и высокопроизводительной техники. Перспективным направлением исследований в данной области является получение сверхмелкой кристаллической структуры на рабочей поверхности объемных тел. Как известно, поверхностные слои деталей подвергаются наиболее интенсивным механическим, тепловым, химическим и другим воздействиям. Поэтому одной из основных причин преждевременного выхода из строя деталей являются процессы разрушения и изнашивания поверхностных слоев. При этом экономически не целесообразно применение высоколегированных сталей. Все это и обосновывает высокую перспективность методов лазерного поверхностного упрочнения.

К достоинствам метода относятся локальный характер теплового воздействия, минимальные термические деформации, теоретически широкий диапазон регулировки энергетических характеристик лазерного излучения, возможность получения высокопрочных поверхностных слоев.

Однако в области практического применения технологии лазерного упрочнения наша страна существенно отстает от экономически развитых европейских стран. Такое положение связано в первую очередь с недостатком теоретических и экспериментальных работ, направленных на исследование и математическое моделирование процессов, происходящих в зоне лазерного воздействия (ЗЛВ). Например, в настоящее время не существует надежной физико—математической модели для прогнозирования процесса лазерной закалки, позволяющей прогнозировать структуру (неотпущенный мартенсит, остаточный аустенит) и механические свойства стали в ЗЛВ. Разработка технологии лазерного упрочнения для каждого нового объекта базируется на получении обширных экспериментальных данных по формированию структуры и механических свойств в зависимости от энергетических характеристик лазерного излучения. Также, не достаточно изучено влияние кристаллизационной субструктуры на механические свойства ста-

ли при обработке с оплавлением поверхности. Влияние зоны оплавления на свойства стали оцениваются в литературе весьма противоречиво. Само существование терминов “с минимальным” и “с глубоким проплавлением” показывает, что проблеме формирования механических свойств при лазерной перекристаллизации не уделялось должного внимания.

**Цель работы** состоит в экспериментальном исследовании и математическом моделировании процессов структурообразования при лазерном оплавлении среднеуглеродистой конструкционной стали, в установлении зависимостей механических свойств от кристаллизационной субструктуры в зоне оплавления и их контроля неразрушающим методом. **Объектом** настоящего исследования является среднеуглеродистая конструкционная сталь. **Предмет** исследования — кристаллизационная субструктура (КС) и механические свойства стали в зоне лазерной закалки из жидкой фазы.

#### **Научные задачи:**

1. Исследование морфологии КС и ее дисперсности в зависимости от скорости движения фронта затвердевания и градиента температуры на фронте при лазерном оплавлении поверхности стали.

2. Установление зависимостей микротвердости и износостойкости стали в зоне оплавления от размера элемента кристаллизационной субструктуры (ЭКС).

3. Математическое моделирование тепловых полей и процессов структурообразования при лазерном упрочнении стали с оплавлением.

4. Изучение влияния легирования поверхностного слоя никелем на механические свойства стали.

5. Выбор метода и усовершенствование методики неразрушающего контроля толщины упрочненного слоя.

**Методы исследований** эмпирический и теоретический. Проводилось: экспериментальное исследование КС и механических свойств в зоне лазерного оплавления среднеуглеродистой стали; последующая статистическая обработка полученных результатов; математическое моделирование процессов структурообразования и теплопереноса; сравнение результатов моделирования с экспериментом; экспериментальное изучение взаимосвязи толщины зоны лазерного упрочнения с характеристиками магнитного шума.

**Достоверность и обоснованность** результатов, изложенных в диссертации, подтверждается большим числом повторения экспериментов и оценкой величины погрешности измерений. Хорошая адекватность модели эксперименту подтверждает достоверность полученных результатов. Основные положения диссертации опубликованы в рецензируемых журналах.

**Научная новизна** работы заключается в том, что установлена зависимость микротвердости и износостойкости от размера элемента кристаллизационной субструктуры в зоне лазерного оплавления среднеуглеродистой стали. Экспериментально исследована морфология и дисперсность КС стали в зависимости от скорости кристаллизации. Предложена математическая модель для моделирования процессов теплопереноса и структурообразования в зоне оплавления среднеуглеродистой стали. Математическая модель основана на существующих аналитических и численных решениях уравнений тепломассопереноса и показала хорошую корреляцию с экспериментом (погрешность 35%).

**На защиту выносятся:**

1. Морфологический спектр кристаллизационной субструктуры, формирующейся при лазерном оплавлении стали.
2. Зависимость микротвердости и износостойкости в зоне лазерного оплавления от размера элемента кристаллизационной субструктуры.
3. Математическая модель процессов теплопереноса и кристаллического структурообразования при лазерной высокоскоростной перекристаллизации с оплавлением поверхности стали.
4. Методика неразрушающего контроля толщины лазерно упрочненного слоя на основе метода магнитных шумов, позволяющая уменьшить влияние мешающих факторов на достоверность контроля (амплитуда перемагничивающего поля, зазор).

**Практическая значимость**

- Полученное объяснение эффекта повышения механических свойств в зоне с “минимальным проплавлением” позволяет оптимизировать режимы лазерного упрочнения для деталей, работающих в условиях значительного абразивного износа.

- Высокоскоростная лазерная перекристаллизация стали с оплавлением позволяет получать в приповерхностных слоях субмикронный размер ЭКС.
- Моделирование процессов тепломассопереноса в зоне лазерной перекристаллизации показало возможность разработки новых методов лазерного упрочнения, основанных на предварительном нагреве заготовки до различных температур с последующим охлаждением в воде и позволяющих увеличивать эффективную толщину упрочнения до 5 раз.
- Разработана методика неразрушающего контроля, которая позволяет контролировать толщину лазерно упрочненного слоя в производственных условиях.

**Реализация результатов** Результаты работы внедрены в Удмуртском государственном НИИ сельского хозяйства РАСХН.

**Апробация результатов** Результаты работы докладывались и обсуждались на следующих конференциях: XVIII Уральская конференция "Контроль технологий, изделий и окружающей среды физическими методами"(Ижевск, 1998 г.), XV Российская научно-техническая конференция "Неразрушающий контроль и диагностика"(Москва, 1999 г.), Российская научно-техническая конференция "Материалы и технологии 21 века"(Пенза, 2001г.), VIII международная конференция студентов и аспирантов по фундаментальным наукам "Ломоносов-2001"(Москва, 2001г.).

**Публикации.** Основные результаты диссертации содержатся в 9 публикациях, список которых приведен в конце автореферата.

**Структура и объем работы.** Диссертация состоит из введения, четырех глав, заключения, 1 приложения, списка литературы из 121 наименования и изложена на 168 странице, включая 11 таблиц и 59 рисунков.

**Благодарности.** Автор благодарит за помощь в подготовке и проведении экспериментов С.Р. Анисимова, С.П. Кузькину, Л.Ю. Стырову, М.Н. Королева, а также М.Д. Кривилева, Д.А. Данилова и А.В. Макарова за помощь в проведении компьютерного моделирования и полезные дискуссии.

## ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

**Во введении** дается обобщенное описание темы (лазерное термическое упрочнение железоуглеродистых сталей), показана ее актуальность, сформулирована цель работы и определены научные задачи.

**Первая глава** представляет собой анализ современного состояния в области лазерного упрочнения поверхности сталей.

В разделе 1.1 вводятся основные энергетические характеристики процесса упрочнения, а также приводится классификация видов лазерного воздействия на сталь. Метод лазерного упрочнения с оплавлением поверхности не получил широкого применения вследствие ухудшения механических свойств в зоне оплавления и появления микротрещин на поверхности. Данный эффект обусловлен возникновением крупной дендритно—зеренной структуры в зоне оплавления при затвердевании с относительно невысокими скоростями.

За последние два десятилетия достигнут существенный прогресс в области описания процессов кристаллического структурообразования при затвердевании бинарных сплавов. Установлено, что на КС, образующуюся при лазерной перекристаллизации, основное влияние оказывает скорость  $V_S$  движения фронта затвердевания и градиент  $G$  температуры на фронте. В частности, при увеличении скорости движения фазовой границы, происходит уменьшение характерного размера ЭКС и возможно появление ячеистых, полосчатых и химически однородных субструктур, а также замораживание выделенных новых метастабильных фаз. Поэтому было выдвинуто предположение о возможном влиянии КС на механические свойства стали, что и определило направление исследований в настоящей работе.

В разделе 1.2 приведены аналитические решения уравнения теплопроводности для теплового источника, движущегося по поверхности полубесконечного тела в квазистационарных условиях. Эти уравнения получены в работах Н.Н. Рыкалина (1985), А.Г. Григорьянца (1988) и позволяют оценивать такие параметры зоны лазерного воздействия (ЗЛВ) как размеры зон термического влияния, градиент температуры, скорости нагрева и охлаждения, а также время нахождения заданной точки с координатами  $x, y, z$  в межкритическом интервале температур.

В разделах 1.3 и 1.4 показаны особенности формирования структуры, механических свойств и эксплуатационных характеристик изделий, подвергнутых лазерному воздействию, характеризуемому высокими скоростями нагрева и охлаждения. В последующих разделах описаны область применения лазерного термоупрочнения и обоснована необходимость применения 100%-ного неразрушающего контроля качества упрочнения.

Анализ состояния проблем в области позволил обоснованно выбрать задачи исследования.

Во **второй главе** представлены результаты серии экспериментов по экспериментальному изучению и компьютерному моделированию КС и механических свойств в зоне оплавления конструкционной стали с содержанием 0,5 вес. %С после лазерной закалки из жидкой фазы. Выбор сплава, содержащего раскислители (Mn, Si) и другие элементы (Ni, Cr, P, S), связан с отсутствием практического интереса к механическим свойствам модельных, чистых сплавов на основе Fe (например, добавление Si в сплав Fe—C существенно улучшает его механические и антикоррозионные свойства). Существующий положительный опыт моделирования кристаллического структурообразования многокомпонентных сплавов на основе железа показывает доминирующее влияние углерода на формирование субструктуры и позволяет использовать модели высокоскоростной кристаллизации для многокомпонентных систем в квазибинарном приближении.

В разделе 2.1 рассматриваются теоретические основы кристаллического структурообразования при затвердевании с высокими скоростями. Форма оплавленной ванны при лазерной обработке схематично изложена на рис. 1. Стрелками показаны направления движений луча лазера, фронта плавления и фронта кристаллизации. Локальная скорость  $V_S$  кристаллизации определяется измерением угла ориентации ЭКС (дендриты, ячейки) в продольном сечении относительно направления скорости движения луча лазера и вычисляется по выражению

$$V_S = V_b \cos \theta, \quad (1)$$

где  $\theta$  — угол между направлениями роста ЭКС и скорости  $V_b$ .



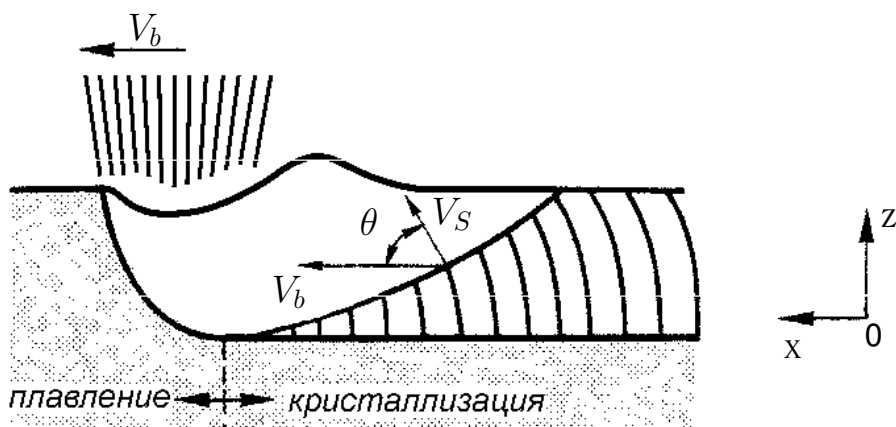


Рис. 1. Схематическое представление формы оплавленной ванны при лазерном нагреве. В центральной плоскости  $xz$  переплавленной трассы скорость  $V_S$  затвердевания определяется скоростью  $V_b$  движения луча лазера и углом  $\theta$ .

Скорость  $V_S$  кристаллизации является основным фактором определяющим тип и дисперсность КС и зависит от величины переохлаждения  $\Delta T$  расплава, являющейся разницей между температурой равновесного ликвидуса и температурой  $T_f$  на фронте. Величина переохлаждения расплава устанавливается в зависимости от скорости  $\dot{T}$  охлаждения. Температура на фронте кристаллизации описывается кинетическим уравнением:

$$T_f = T_m + m_v C_f - V_S / \mu - 2\Gamma / R_f, \quad (2)$$

где  $T_m$  — температура затвердевания основного компонента системы,  $m_v$  — тангенс угла наклона линии кинетического ликвидуса,  $C_f$  — концентрация примеси на фронте,  $\Gamma$  — коэффициент Гиббса–Томсона,  $\mu$  — кинетический коэффициент роста,  $R_f$  — радиус кривизны поверхности раздела фаз. Выражение (2) описывает кинетический ликвидус на неравновесной диаграмме фазового состояния при затвердевании бинарной системы и представляет собой связь между температурой, химическим составом и скоростью фазового превращения на фронте.

Повышение скорости  $V_b$  сканирования луча лазера приводит к увеличению скорости  $\dot{T}$  охлаждения расплава, что увеличивает его переохлаждение  $\Delta T$ . Большое переохлаждение на фронте совместно с высоким значением градиента  $G$  температуры, характерного для лазерной обработки приводит к отклонению кристаллизующейся системы от локального равновесия. В результате образуются неравновесные КС. При лазерной перекристаллизации с оплавлением возможен рост поверхности раздела в виде плоско-

Таблица 1. Содержание компонентов в сплаве, равновесный коэффициент  $k_e$  распределения примеси, тангенс  $m_e$  угла наклона равновесного ликвидуса.

Химический элемент	C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni
содержание, ат. %	2,29	0,71	0,62	0,003	0,004	0,21	0,26
$k_e$	0,35	0,8	0,6	—	—	0,4	0,5
$m_e$ , K/(ат. %)	-14	-2,4	-8,5	—	—	-5,8	-2,6

го фронта (*plane front*), ячеек (*cells*), дендритов (*dendrites*) и полосчатой структуры (*banded structure*). Приведенный морфологический спектр КС наблюдается в большинстве сплавов, а скорость  $V_S$  кристаллизации при которой происходит переход от одного типа субструктуры к другому можно установить экспериментально.

В разделе 2.2 представлены результаты эксперимента по изучению морфологии КС конструкционной стали с содержанием 0,5 вес. %С (далее по тексту сталь 50). Содержание компонентов в сплаве и некоторые их константы представлены в таблице 1. Углерод имеет наибольшую концентрацию, наибольшее абсолютное значение тангенса угла наклона линии ликвидус, наименьший коэффициент распределения примеси. Очевидно, в этом случае можно считать, что углерод вносит наиболее значительный вклад в структурообразование при кристаллизации, т.к. он в наибольшей степени определяет концентрационное переохлаждение  $\Delta T_{DF}$  на фронте кристаллизации, ведущее к морфологической неустойчивости фронта и отбору характерного размера ЭКС. Поэтому исследуемый сплав далее рассматривался как квазибинарный, в котором формирование кристаллической субструктуры определяется тепловыми процессами при лазерной обработке и перераспределением углерода в зоне оплавления.

Металлографические и рентгеноструктурные исследования образцов в зоне оплавления показали наличие тетрагонального неотпущенного мартенсита и остаточного аустенита. Металлографическое исследование не смогло выявить дендритную субструктуру даже после глубокого травления (см. рис. 2, а). Поэтому изучение КС проводилось методом фрактографии. Фотографии получали при помощи растровой электронной микроскопии (РЭМ), с использованием микроскопа РЕМ—100У, на продольных и поперечных изломах образцов относительно трассы лазерного луча. Поверхность излома огибает боковую поверхность дендритов (так называемый

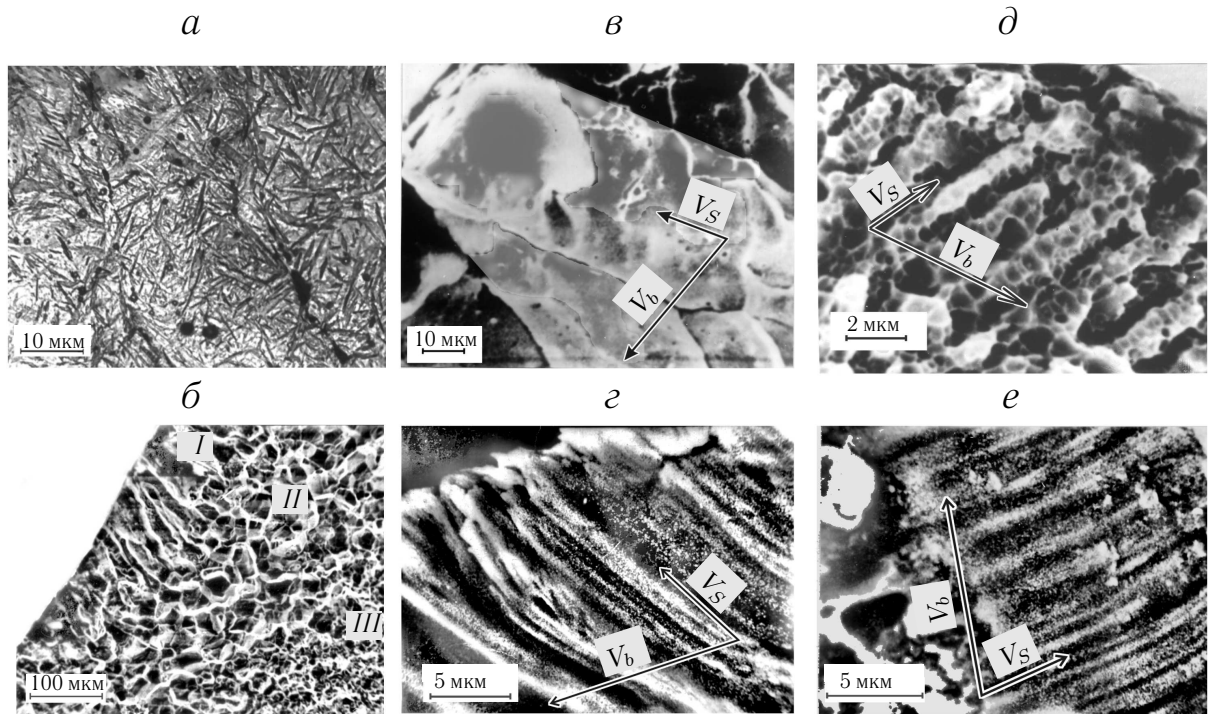


Рис. 2. (а) Структура в продольном сечении образцов, полученная металлографическим исследованием. (б) Общий вид поверхности излома (I — зона закалки из жидкой фазы, II — зона перекристаллизации, III — зона отпуска). (в, г, д, е) типы кристаллизационной субструктуры в зоне I, (в — дендритно–зеренная структура,  $V_b = 0,01$  м/с; г — дендритная (неплотная ячеистая) субструктура,  $V_b = 0,042$  м/с; д — ячеистая структура при  $V_b = 0,092$ , е — ячеистая субструктура при  $0,142$  м/с).

“междендритный излом”), поэтому РЭМ продольных изломов позволила непосредственно измерить характерный размер  $d$  ЭКС (поперечная толщина центрального ствола дендрита, ячейки), угол  $\theta$  ориентации субструктуры, и, следовательно, локальную скорость  $V_S$  кристаллизации. Общий вид поверхности излома для одного из используемых режимов лазерного воздействия представлен на рис. 2, б.

В зависимости от скорости кристаллизации образуются различные типы КС. На рис. 2, в показана дендритно–зеренная структура, образованная в результате конкурентного роста ансамблей дендритов в направлении, регулируемом процессом тепломассопереноса. Формирование зеренной структуры в сплаве происходит в результате смыкания смежных ветвей дендритов и образования между ними граничных областей. При низкой скорости  $V_b = 0,01$  м/с на отбор направления роста ансамбля дендритов оказывает существенное влияние анизотропия поверхностной энергии. Поэтому на рис. 2, в наблюдается угловое расхождение в направле-

Таблица 2. Экспериментально определенные значения угла  $\theta$ , скорости  $V_S$  кристаллизации и поперечной толщины  $d$  дендритов/ячеек в зависимости от энергетических характеристик лазерной обработки ( $\Delta_\Sigma$  — погрешность измерения).

№	$V_b$ , м/с	$E$ , Вт/м <sup>2</sup>	$\theta^\circ$	$V_S$ , м/с	$d \pm \Delta_\Sigma$ , мкм
1	0,01	$3,2 \cdot 10^8$	0	$1,00 \cdot 10^{-2}$	$1,00 \pm 0,14$
2	0,01	$8,8 \cdot 10^8$	75	$2,59 \cdot 10^{-3}$	$24 \pm 3$
3	0,042	$6,3 \cdot 10^9$	70	$1,44 \cdot 10^{-2}$	$0,75 \pm 0,13$
4	0,067	$6,3 \cdot 10^9$	70	$2,28 \cdot 10^{-2}$	$0,67 \pm 0,10$
5	0,092	$9,6 \cdot 10^9$	70	$3,15 \cdot 10^{-2}$	$0,43 \pm 0,07$
6	0,092	$7,2 \cdot 10^9$	0	$9,20 \cdot 10^{-2}$	$0,16 \pm 0,03$
7	0,142	$3,2 \cdot 10^{10}$	65	$6,00 \cdot 10^{-2}$	$0,33 \pm 0,06$
8	0,167	$3,2 \cdot 10^{10}$	60	$8,35 \cdot 10^{-2}$	$0,18 \pm 0,03$

нии роста ансамблей. Очевидно, что отбор направления роста ансамблей дендритов в начальный момент кристаллизации (на границе зоны оплавления) будет происходить согласно кристаллографической ориентации кристаллов в нерасплавленной области, что и объясняет эффект структурной наследственности при кристаллизации. На направление роста кристаллов при скоростях  $V_b \geq 0,042$  м/с (см. рис. 2, *г, д, е*) анизотропия поверхностной энергии не оказывает влияния, и рост кристаллов регулируется только процессами тепломассопереноса. В результате, в зоне оплавления формируется дендритная (рис. 2, *г*) и ячеистая (рис. 2, *д, е*) субструктуры. При этом образование зеренной структуры не происходит, и поверхность излома при уменьшении поперечной толщины дендритов/ячеек становится более плоской. В этом случае проявление эффекта структурной наследственности невозможно. В таблице 2 представлены результаты эксперимента по определению размера  $d$  ЭКС и скорости  $V_S$  кристаллизации в зависимости от режимов лазерной обработки.

Раздел 2.3 содержит результаты моделирования процесса перекристаллизации с использованием аналитической модели локально неравновесного затвердевания, представленной в работах П.К. Галенко и Д.А. Данилова (1997–1999). Одной из отличительных особенностей модели является учет конечной скорости  $V_D$  диффузии примеси как на поверхности раздела фаз, так и в объёме жидкой фазы при высокоскоростном затвердевании. Применение гипотезы маргинальной устойчивости в рамках модели локально неравновесного затвердевания позволяет определить характер-

Таблица 3. Расчет характерного размера ЭКС

$V_b$ , м/с	$V_S$ , м/с	$G$ , К/м	$d_{\text{модель}}$ , МКМ	$d_{\text{эксп}}$ , МКМ
0,010	0,01	$3,0 \cdot 10^6$	0,87	1,0
0,042	0,0144	$1,2 \cdot 10^7$	0,99	0,75
0,067	0,023	$1,5 \cdot 10^7$	0,66	0,67
0,092	0,0315	$1,7 \cdot 10^7$	0,53	0,43
0,092	0,092	$1,7 \cdot 10^7$	0,23	0,16
0,142	0,06	$2,0 \cdot 10^7$	0,34	0,33
0,167	0,084	$2,0 \cdot 10^7$	0,25	0,18

ный размер  $d$  ЭКС:

$$d = \left( \frac{\Gamma/v}{m_v G_C \xi_C - \frac{1}{2} (G_L \xi_L + G_S \xi_S)} \right)^{1/2}, \quad (3)$$

где  $v = (4\pi^2)^{-1}$  — параметр устойчивости,  $G_C$  — градиент концентрации примеси,  $C_0$  — концентрация примеси вдали от фронта кристаллизации (равная исходной концентрации),  $G_L$  и  $G_S$  — градиенты температуры на фронте кристаллизации со стороны расплава и твердой фазы,  $\xi_C$ ,  $\xi_L$ ,  $\xi_S$  — функции устойчивости. Использование модели позволило построить кривые, отображающие зависимость характерного размера  $d$  ЭКС от скорости  $V_S$  кристаллизации и градиента  $G$  температуры на фронте. Показано, что градиент оказывает существенное влияние на дисперсность формируемой КС. Поэтому, при сравнении экспериментально полученного размера ЭКС с модельным, градиент температуры определялся численным моделированием теплового поля (см. главу 3). Результаты вычислений представлены в таблице 3 и показывают хорошее соответствие с экспериментом. Таким образом, представленная аналитическая модель позволяет прогнозировать размер ЭКС в зависимости от скорости  $V_S$  кристаллизации и градиента  $G$  на фронте.

В разделе 2.4 оценивается влияние прогнозируемого размера ЭКС на механические и эксплуатационные характеристики конструкционной стали после лазерной перекристаллизации (твердость и износостойкость).

Как известно размер кристаллов оказывает заметное влияние на предел  $\sigma_{0,2}$  текучести металлов и сплавов. Согласно закону Холла — Петча для

Таблица 4. Распределение микротвердости  $H_{100}$  (показан весь диапазон результатов измерений) по толщине  $h$  переплавленной зоны в зависимости от характерного размера  $d$  ЭКС

№	$E$ , Вт/м <sup>2</sup>	$V_b$ , м/с	$V_S$ , м/с	Толщина $h$ , мкм	$d$ , мкм	$H_{100}$ , МПа
1	$3,2 \cdot 10^8$	0,01	$1,00 \cdot 10^{-2}$	140	1,0	6440 ... 4020
2	$8,8 \cdot 10^8$	0,01	$2,59 \cdot 10^{-3}$	220	24	3800 ... 3477
3	$6,3 \cdot 10^9$	0,042	$1,44 \cdot 10^{-2}$	52	0,75	5720 ... 5140
4	$6,3 \cdot 10^9$	0,067	$2,28 \cdot 10^{-2}$	90	0,67	8230 ... 6420
5	$7,2 \cdot 10^9$	0,092	$9,20 \cdot 10^{-2}$	5 ... 10	0,16	11270 ... 10970
6	$9,6 \cdot 10^9$	0,092	$3,15 \cdot 10^{-2}$	28	0,43	9460 ... 8240
7	$3,2 \cdot 10^{10}$	0,142	$6,00 \cdot 10^{-2}$	38	0,33	9460 ... 9020
8	$3,2 \cdot 10^{10}$	0,167	$8,35 \cdot 10^{-2}$	25	0,18	11070 ... 9460

однофазных сплавов

$$\sigma_{0,2} = \sigma_0 + j_{0,2}d^{-1/2}, \quad (4)$$

где  $\sigma_0$  — внутреннее сопротивление, препятствующее движению дислокаций за счет растворенных атомов, дислокационных взаимодействий, дефектов кристаллической решетки и дисперсных фаз (без учета влияния границ кристаллов),  $j_{0,2}$  — постоянная величина, характеризующая степень блокировки дислокаций границами,  $d$  — характерный размер ЭКС. Твердость металлов и сплавов характеризует сопротивление упругой и пластической деформации при наложенной нагрузке (вдавливании) и в значительной мере определяется пределом текучести. При температуре  $T/T_M < 0,4$  ( $T_M$  — температура плавления) микротвердость  $H_{100}$  по Виккерсу связана с пределом текучести  $\sigma_{0,2}$  эмпирическим соотношением  $H_{100}/\sigma_{0,2} \approx 3$ . Отсюда следует размерная зависимость микротвердости

$$H_{100} = H_0 + j_H d^{-1/2}, \quad (5)$$

где  $H_0, j_H$  — постоянные. Результаты регрессионного анализа экспериментальных данных в таблице 4 приведены на рис. 3, а. Уравнение регрессии имеет вид

$$H_{100} = 2546 + 3,3d^{-1/2}, \quad (6)$$

где  $H_{100}$  в МПа,  $d$  в м.

При совместном рассмотрении пунктов 1 и 2; 5 и 6 таблицы 4 (а также соответствующие пункты таблицы 2) видно, что при одних и тех же значениях  $V_b$  уменьшение плотности мощности оказывает влияние на толщину и

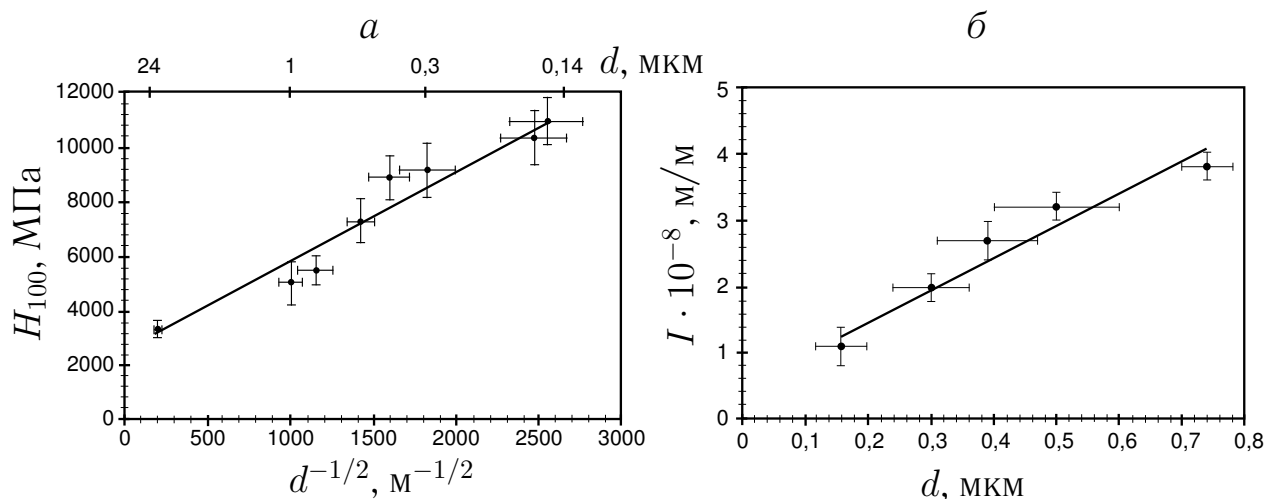


Рис. 3. (а) Зависимость микротвердости  $H_{100}$  слоев после лазерной высокоскоростной перекристаллизации сплава на основе Fe–0,5 вес. %С от  $d^{-1/2}$  ( $d$  — поперечная толщина ствола дендрита/ячейки). (б) Зависимость величины относительного износа  $I$  от размера ЭКС в ЗО при лазерной высокоскоростной перекристаллизации поверхности стали 50.

форму оплавленной ванны с уменьшением угла  $\theta$  до 0 на поверхности образца. Увеличение скорости движения фронта кристаллизации вызывает уменьшение характерного размера ЭКС, который, в свою очередь, оказывает определяющее влияние на величину микротвердости. В данном случае практически реализуется описываемый в литературе эффект улучшения механических свойств при лазерной упрочняющей обработке “с минимальным проплавлением”.

Важной эксплуатационной характеристикой детали в процессе ее эксплуатации является износостойкость поверхностных слоев. Проводились испытания на установке СМЦ–2 в условиях трения скольжения (1,3 м/с) с водным охлаждением. В процессе испытаний на износостойкость исследовалось влияние трех факторов. 1. Изучалось влияние характерного размера ЭКС в ЗО при лазерной высокоскоростной перекристаллизации на величину относительного износа. Испытаниям подвергались 5 партий образцов из стали 50, упрочненных так, чтобы толщина ЗО выдерживалась примерно равной для всех партий (достигалось изменением плотности мощности лазерного излучения). Размер элемента субструктуры в ЗО управлялся изменением скорости  $V_b$ . 2. Изучалось влияние исходной твердости образцов на износостойкость. Испытаниям подвергались 5 партий образцов из стали 9ХС, упрочненных с постоянными для всех партий энерге-

тическими характеристиками, но подвергнутых различной предварительной термообработке. Количество циклов испытаний составляло 30000 и было подобрано так, чтобы износу подвергалась не только ЗО, но и вся зона лазерного воздействия (ЗЛВ). На микротвердость слоев в ЗЛВ, подвергнутых закалке из твердого состояния, заметное влияние оказывает исходная твердость из-за высокой скорости нагрева, непродолжительности теплового воздействия и, как следствие, неполного протекания процесса аустенизации. Размер зерна в этой зоне сохранялся примерно постоянным и составлял 25 . . . 30 мкм, а исходная твердость изменялась предварительной термообработкой (закалка и последующий отпуск с различными температурами и временем выдержки). 3. Изучалось влияние легирования поверхности никелем при лазерной перекристаллизации поверхности выплавленной конструкционной стали 50 (см. таблицу 1), а также стали 9ХС на износостойкость. Испытаниям подвергались 7 партий образцов.

Толщина  $\Delta h$  износа для всех партий определялась по потере массы образца. Безразмерная величина  $I$  относительного линейного износа вычислялась по формуле согласно действующему государственному стандарту в зависимости от толщины износа и числа циклов испытаний.

По результатам испытаний на износостойкость образцов сделаны следующие выводы. Износостойкость, в условиях нормального окислительного изнашивания слоев в ЗО после лазерной высокоскоростной перекристаллизации, определяется главным образом характерным размером элемента кристаллизационной субструктуры и связана с ним линейно (рис. 3, б). Износостойкость не зависит от исходной твердости образца. Нанесение на поверхность легирующего никель содержащего покрытия перед лазерным упрочнением приводит к уменьшению величины износа, вероятно, за счет внесения изменений в окислительные процессы при трении в водной среде. Однако увеличение износостойкости вследствие легирования никелем несущественно по сравнению с повышением износостойкости вследствие уменьшения размера ЭКС.

В разделе 2.4.4 обоснован метод оптимизации технологии лазерного упрочнения изделий, работающих в условиях значительного абразивного изнашивания. В абразивных средах твердость слоев является основным па-



раметром определяющим износостойкость. Принцип оптимизации состоит в получении зоны с “минимальным проплавлением” при лазерном упрочнении. Режимы упрочнения выбираются моделированием тепловых полей в ЗЛВ. В результате создается наиболее эффективное сочетание твердости поверхностных слоев и толщины зоны упрочнения. Эффективность метода подтверждена полевыми испытаниями культиваторных лап. Износостойкость партии лап, упрочненной по оптимизированным режимам увеличилась в 3,5 раза.

**Третья глава** посвящена численному моделированию процессов теплопереноса в зоне лазерной перекристаллизации. Необходимость применения численной модели объясняется следующим. Для прогнозирования характерного размера ЭКС, а следовательно, и механических свойств, формирующихся при лазерной перекристаллизации (см. данные главы 2), необходимо первоначально определить форму и размеры оплавленной ванны, скорость  $V_S$  кристаллизации и градиент  $G$  температуры на фронте. Эти данные можно получить только моделированием тепловых полей в ЗЛВ. Далее, приведенная количественная зависимость микротвердости слоев [выражение (6)] учитывает только влияние размера ЭКС и не учитывает, в частности, неравномерность распределения примеси (углерода) в твердой фазе, возникшую вследствие ее перераспределения на фронте кристаллизации. В результате увеличиваются отклонения модельных значений микротвердости от экспериментально определенных (см. рис. 3, а). Также, в работах Л.Г. Коршунова и А.В. Макарова (1986–1994) показано, что на износостойкость сталей существенное влияние оказывает содержание углерода в  $\alpha$ -мартенсите. Поэтому, для построения модели, адекватно описывающей эксперимент, необходимо оценивать распределение примеси в ЗО. Наиболее эффективный способ оценки — численное моделирование теплопереноса при кристаллическом структурообразовании.

Формирование структуры при лазерной перекристаллизации поверхности сплава происходит под совместным влиянием градиентов концентрации примеси и температуры в расплаве. Но, необходимо отметить, что характерные масштабы изменения теплового поля ( $\delta_T = 2a_L/V_t$ ) и теплопереноса ( $\delta_C = 2D_L/V_D$ ) отличаются более чем на два порядка, где  $a_L$  —

коэффициент температуропроводности в жидкости,  $V_t = \mu T_Q$  — скорость адиабатической кристаллизации,  $T_Q$  — температура адиабатической кристаллизации,  $D_L$  — коэффициент диффузии,  $V_D$  — максимальная скорость движения фронта диффузии. Вследствие этого температурные и концентрационные поля можно рассматривать независимо друг от друга.

В разделе 3.1 проводится численное моделирование теплопереноса в ЗЛВ при лазерной перекристаллизации. С учетом принятых допущений сформулированы основные уравнения модели. Температурное поле  $T(x, y, z, t)$  в образце, с учетом кинетики движения границы раздела фаз, определяется уравнением

$$c_p \frac{\partial T}{\partial t} = K \nabla^2 T + \Delta H \frac{\partial U}{\partial t}, \quad \frac{\partial U}{\partial t} = \nabla \cdot [(1 - U) \vec{V}_S], \quad (7)$$

где  $c_p$  — удельная изобарная теплоемкость,  $K$  — теплопроводность,  $\Delta H$  — скрытая теплота фазового перехода,  $U$  — доля твердой фазы. Скорость изменения доли твердой фазы в уравнении (7) определяется по скорости кристаллизации, описываемой кинетическим уравнением (2).

Для плотности мощности лазерного луча было принято Гауссово распределение по сечению

$$q(\rho) = E \exp\left(-4 \frac{\rho^2}{r_n^2}\right), \quad (8)$$

где  $E$  — номинальная плотность мощности лазерного излучения,  $r_n$  — радиус луча,  $\rho$  — расстояние от оси луча по радиусу. Баланс тепловых потоков в зоне действия луча на поверхность образца задается в виде

$$-K \frac{\partial T}{\partial n} = A_{\text{эф}} (1 - A_Q) q(\rho), \quad (9)$$

где  $A_{\text{эф}}$  — коэффициент поглощения лазерного излучения поверхностью,  $A_Q$  — коэффициент потерь на кипение и образование плазмы. Таким образом, доля энергии лазерного луча, поглощенной поверхностью образца, определяется коэффициентом  $A_{\text{эф}}$  поглощения лазерного излучения поверхностью и коэффициентом  $A_Q$  потерь на кипение и образование плазмы. При численном моделировании было принято:  $A_{\text{эф}} = 0,8$ , а значение коэффициента  $A_Q$  выбиралось в зависимости от плотности мощности лазерного

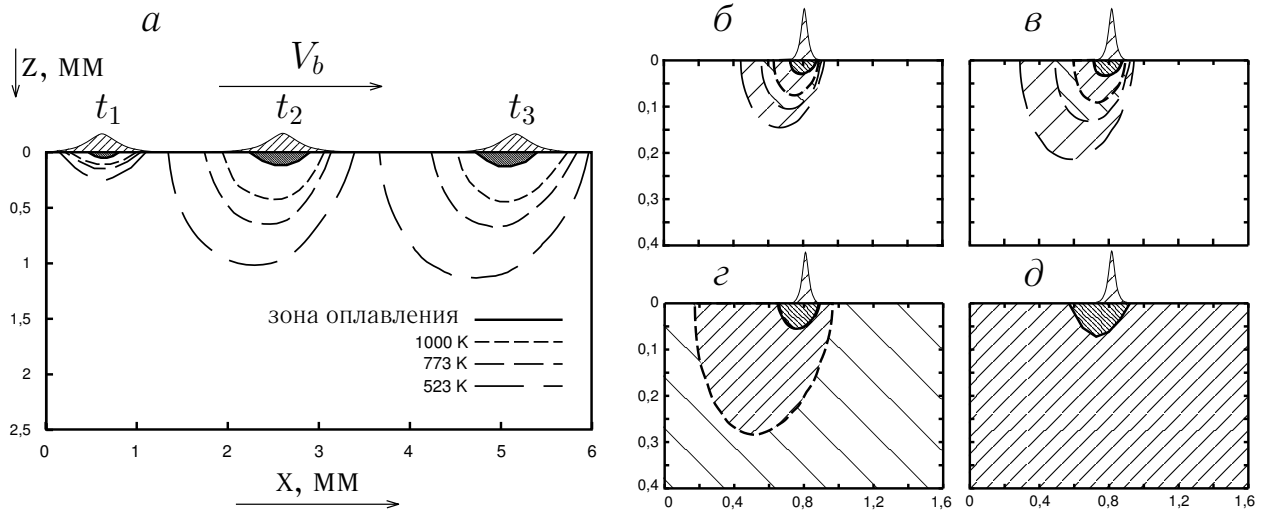


Рис. 4. (а) Эволюция формы оплавленной ванны и распределение температурных полей при движении луча лазера вдоль поверхности образца размерами  $6 \times 6 \times 2,5$  мм,  $V_b = 0,01$  м/с,  $E = 8,8 \cdot 10^8$  Вт/м<sup>2</sup>,  $A_Q = 0,25$ . (б—д) Результаты численного моделирования тепловых полей в зависимости от начальной температуры  $T_0$  образца,  $V_b = 0,142$  м/с,  $E = 3,2 \cdot 10^{10}$  Вт/м<sup>2</sup>:  $T_0 = 293$  (б); 443 (в); 943 (г); 1193 К (д).

излучения по эмпирическому уравнению

$$A_Q(E) = 0,82(1 - \exp(-1,14 \cdot 10^{-9}E)). \quad (10)$$

Результаты численного моделирования распределения температурных полей в образце из стали с содержанием 0,5 вес.%С проиллюстрированы на рис. 4. Таким образом, представленная модель позволяет моделировать размеры и формы оплавленной ванны, зон термического влияния, скорость движения фронта кристаллизации, скорость нагрева и охлаждения, градиент температуры в любой точке в зависимости от энергетических характеристик лазерного излучения и теплофизических свойств сплава.

Раздел 3.2 посвящен численному моделированию процессов структурообразования при затвердевании конструкционной стали в квазибинарном приближении. Используется программный модуль, представленный в работах П.К. Галенко и М.Д. Кривилева (2000), основанный на численном решении уравнений модели высокоскоростного затвердевания и адаптированный для условий лазерной обработки. С учетом принятых допущений записана система дифференциальных уравнений модели, начальные и граничные условия для области с положительным градиентом температуры и движущимся тепловым источником. Основные уравнения модели (П.К. Га-

ленко и М.Д. Кривилев, 1997–2000):

$$\begin{aligned} \frac{\partial}{\partial t} [(1-U)C_L + k_v U C_L] + \operatorname{div} \vec{J} = 0, \quad \tau_D \frac{\partial \vec{J}}{\partial t} + \vec{J} + D_L (1-U) \operatorname{grad} C_L = 0, \\ \frac{\partial U}{\partial t} = \nabla \cdot [(1-U)\vec{V}_S], \quad C_S = k_v C_L, \quad c_p \frac{\partial T}{\partial t} = K \nabla^2 T + \Delta H \frac{\partial U}{\partial t}. \end{aligned} \quad (11)$$

Здесь  $C_L$  и  $C_S$  являются концентрациями примесного компонента на фронте кристаллизации в жидкой и твердой фазах соответственно,  $\vec{J}$  — вектор диффузионного потока растворенного компонента (примеси),  $0 \leq U \leq 1$  является долей твердой фазы в локальном объеме,  $\tau_D = D_L/V_D^2$  — время диффузионной релаксации локального объема расплава,  $V_S$  — скорость движения межфазной границы вдоль вектора нормали к поверхности раздела фаз, направленного в сторону жидкой фазы,  $t$  — время,  $k_v$  — коэффициент неравновесного распределения примеси,  $T$  — температура.

В начальный момент задаются условия:

$$\begin{aligned} C \Big|_{t=0} = C_0, \quad \vec{J} \Big|_{t=0} = \vec{0}, \quad T(z) \Big|_{t=0} = T_0 + G_0 z, \\ U \Big|_{t=0} = \begin{cases} 1, & z \leq M_1 + M_2 \sin(M_3 x) \\ 0, & z > M_1 + M_2 \sin(M_3 x). \end{cases} \end{aligned} \quad (12)$$

где  $M_1$  — начальная  $x$ -координата твердой фазы,  $M_2$  — амплитуда,  $M_3$  — частота возмущений границы раздела жидкой и твердой фаз,  $C_0$  — исходная концентрация,  $z$  — координата,  $T_0$  — начальная температура, задаваемая на границе твердой и жидкой фаз,  $G_0$  — начальный градиент температуры.

На границах  $\sigma$  расчетной области задаются условия:

$$\begin{aligned} \vec{n} \cdot \vec{J} \Big|_{\sigma_{1,3}} = 0, \quad \vec{n} \cdot \vec{J}(z, 0) \Big|_{\sigma_4} = -\vec{n} \cdot \vec{J}(z, L_x) \Big|_{\sigma_2}, \quad T(z, L_x) \Big|_{\sigma_4} = T(z, 0) \Big|_{\sigma_2}, \\ T \Big|_{\sigma_1} = T_0 + G_0 L_z - G_0 V_T (t - t_0), \quad T \Big|_{\sigma_3} = T_0 - G_0 V_T (t - t_0), \end{aligned} \quad (13)$$

где  $\sigma_{1,2,3,4}$  — верхняя, правая, нижняя и левая границы, соответственно,  $\vec{n}$  — вектор внешней нормали границы расчетной области,  $V_T$  — скорость движения теплового источника,  $t, t_0$  — время,  $L_x$  — ширина,  $L_z$  — высота расчетной области.

Иллюстрации результатов моделирования представлены на рис. 5 и демонстрируют морфологию кристаллизационной субструктуры квазибинарного сплава Fe–0,5 вес.%C, затвердевающего с разными скоростями

и градиентами температуры. На рис. 5, *a–в* показаны распределение температуры в расчетной области, концентрация примеси в жидкой и твердой фазах для образующейся дендритной структуры с развитыми вторичными ветвями. Этот тип субструктуры качественно согласуется с экспериментально определенной субструктурой, затвердевающей с этой же скоростью кристаллизации и градиентом температуры. С увеличением скорости  $V_T$  движения теплового источника и градиента  $G$  температуры боковые ветви дендритной субструктуры вырождаются и образуется неплотная ячеистая субструктура, которая показана на рис. 5, *г–е* и имеет качественное соответствие с экспериментом (см. рис. 2, *д*). Дальнейшее увеличение  $V_T$  и  $G$  приводит к образованию плотной ячеистой структуры (см. рис. 5, *ж–и*; сравнение см. рис. 2, *е*) с более локализованным концентрационным профилем на фронте кристаллизации. В результате, в твердой фазе примесный компонент распределяется более равномерно (см. рис. 5, *и*), что увеличивает тетрагональность  $\alpha$ -мартенсита, а следовательно и износостойкость.

**В четвертой главе** обоснован метод неразрушающего контроля толщины лазерно упрочненного слоя. Исходя из анализа литературы для решения данной задачи наиболее эффективен метод магнитных шумов. В частности, по сравнению с методом вихревых токов, более просто устраняется влияние мешающих факторов на результаты оценки толщины слоя. В разделе 4.1. приводятся физические основы и технические средства метода. В разделе 4.2. описаны принципы и методика контроля толщины упрочненного слоя, включающая стадии тарировки по стандартным образцам и оптимизацию режимов контроля. Раздел 4.3. посвящен исследованию факторов снижающих достоверность оценки толщины слоя: зазор между датчиком и контролируемой поверхностью, влияние твердости основы, краевого эффект и свойства упрочненного слоя. Предложен способ устранения погрешности оценки толщины упрочненного слоя вызванной зазором. Сущность способа состоит в компенсации уменьшения сигнала с датчика при увеличении зазора увеличением коэффициента передачи канала, которое обеспечивается за счет оптимального выбора полосы пропускания измерительного канала и резонансных свойств датчика. Приведены результаты использования дан-

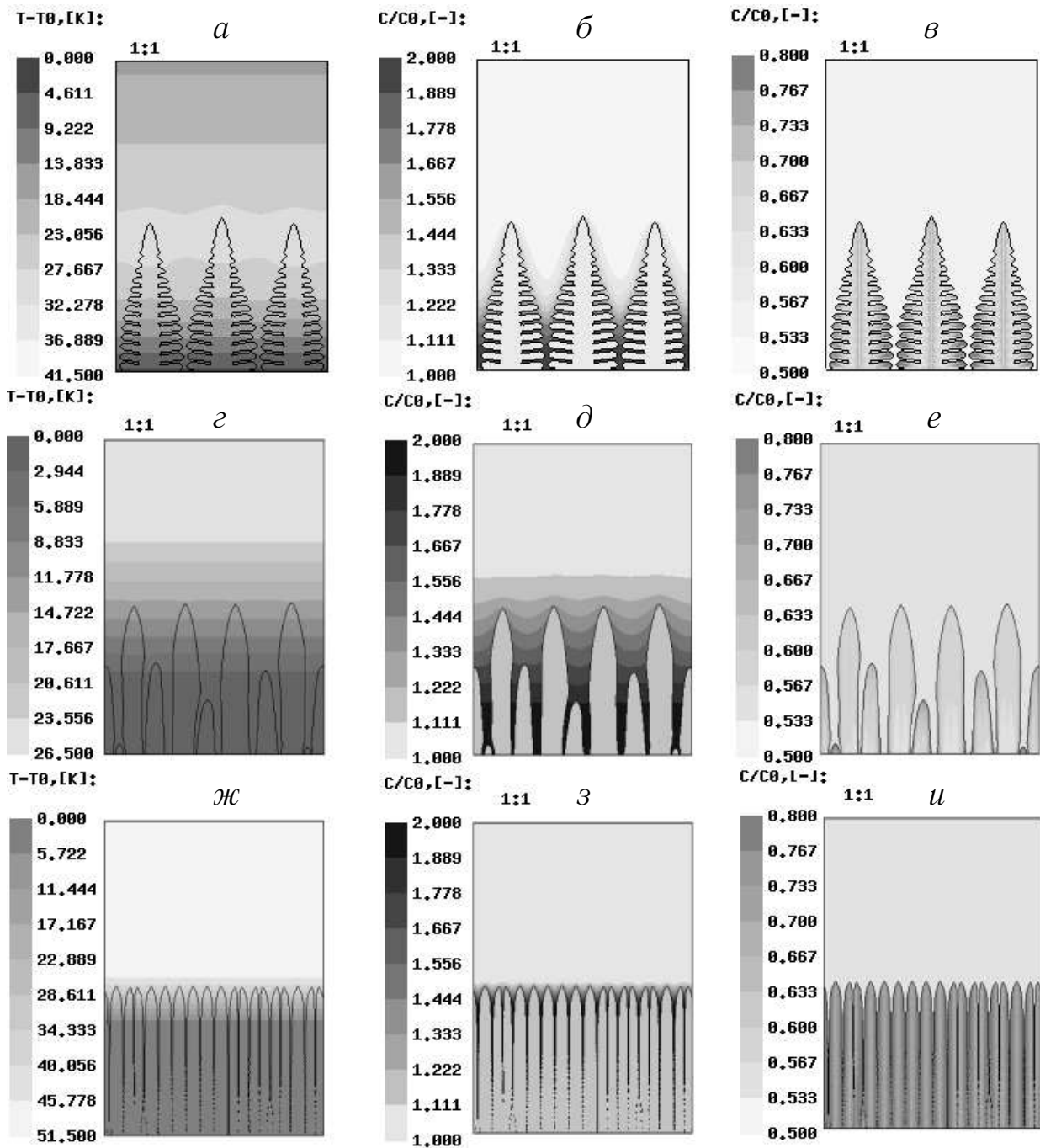


Рис. 5. (а–в) Направленный рост дендритов ( $G = 3 \cdot 10^6$  К/м,  $V_S = 0,01$  м/с): (а) — распределение температурного поля; (б, в) — распределение примеси в жидкой и твердой фазах соответственно. (г–е) Неплотная ячеистая структура ( $G = 1,2 \cdot 10^7$  К/м,  $V_S = 0,014$  м/с). (ж–и) Плотная ячеистая структура ( $G = 2 \cdot 10^7$  К/м,  $V_S = 0,092$  м/с).

ной методики, построена тарировочная зависимость показаний прибора от толщины упрочненного слоя для сталей 30ХРА и 40Х.

**В заключении** подводятся итоги работы, формулируются основные научные результаты и выводы диссертационной работы.

**Выводы:**

1. Морфология кристаллизационной субструктуры стали в зоне лазерного оплавления при сканировании луча в диапазоне скорости  $V_b = 0,01 \dots 0,167$  м/с представляет последовательность дендритно-зеренной, дендритной и ячеистой субструктуры.
2. В зоне лазерной перекристаллизации микротвердость подчиняется закону Холла–Петча в зависимости от размера элемента кристаллизационной субструктуры, а износостойкость обратно пропорциональна размеру ЭКС.
3. Легирование никелем поверхностных слоев приводит к увеличению износостойкости при испытаниях в условиях нормального окислительного изнашивания.
4. Процессы кристаллического структурообразования при лазерном оплавлении стали адекватно описываются моделью высокоскоростного затвердевания.
5. Влияние зазора между датчиком и контролируемой поверхностью в пределах свыше 0 до 0,1 мм на достоверность неразрушающего контроля толщины упрочненного слоя нивелируется за счет оптимального выбора полосы пропускания измерительного канала и резонансных свойств датчика.

**В приложении** приведен акт внедрения технологии лазерного упрочнения режущих кромок рабочих органов почвообрабатывающих машин.

**Основные результаты диссертации опубликованы в работах:**

1. Ломаев Г.В., Харанжевский Е.В., Стрелков С.М. Опыт лазерного упрочнения лемехов // Аграрная наука Евро–Северо–Востока. — 2000, № 1. — с. 94–98.

2. Ломаев Г.В., Харанжевский Е.В., Бастрыкова О.Б. К вопросу о повышении срока службы лемехов плугов // Сборник научных трудов УГНИ-ИСХ. Вып. 1. Ижевск: Изд-во УдГУ, 2000, с. 300–306.

3. Ломаев Г.В., Шилохвостова Т.А., Харанжевский Е.В., Буденков Б.А. Разработки Удмуртского НИИ сельского хозяйства в области информационных технологий, информационно-измерительных систем и приборов // Материалы конференции "Агроинфо–2000". — РАСХН, Сиб. отд. — Новосибирск, 2000. — с. 309–314.

4. Ломаев Г.В., Харанжевский Е.В. Контроль лазерного упрочнения методом эффекта Баркгаузена // Дефектоскопия.—2000, № 9.—с. 16–26.

5. Ломаев Г.В., Харанжевский Е.В. Структура и состояние поверхности при лазерном оплавлении в магнитном поле и легировании поверхности никелем стали 60 // Материалы конференции "Материалы и технологии 21 века". — Пенза: Приволжский дом знаний, 2000. — с. 79–81.

6. Ломаев Г.В., Харанжевский Е.В., Кривилев М.Д. Моделирование структуры в зоне лазерной перекристаллизации среднеуглеродистой стали // Материалы конференции, посвященной 50–летию ИжГТУ. — Ижевск: Изд-во ИжГТУ, 2002, Т.2. — с. 145–153.

7. Ломаев Г.В., Харанжевский Е.В. Упрочняющая обработка поверхности методом высокоскоростной лазерной перекристаллизации // Материаловедение и термическая обработка металлов. — 2002, № 3. — с. 27–32.

8. Ломаев Г.В., Харанжевский Е.В. Оптимизация режимов лазерного упрочнения режущих поверхностей рабочих органов почвообрабатывающих машин // Доклады Россельхозакадемии. — 2002, № 3 (в печати).

9. Галенко П.К., Харанжевский Е.В., Данилов Д.А. Структура и механические свойства конструкционной стали при лазерной высокоскоростной перекристаллизации // ФММ. — 2002. — Т.94. — выпуск 2 (в печати).