

05;12

## Высокоскоростная кристаллизация конструкционной стали при лазерной обработке поверхности

© П.К. Галенко,<sup>1,2</sup> Е.В. Харанжевский,<sup>1</sup> Д.А. Данилов<sup>1</sup><sup>1</sup> Удмуртский государственный университет,  
426034 Ижевск, Россия<sup>2</sup> German Aerospace Center, Institute for Space Simulation,  
Cologne 51170, Germany  
e-mail: Ddaniilov@uni.udm.ru

(Поступило в Редакцию 6 сентября 2001 г.)

Проведено экспериментальное исследование размера, формы и структуры зоны оплавления при лазерной перекристаллизации поверхностных слоев многокомпонентного сплава на основе Fe–C в диапазоне скорости сканирования лазера от 0.01 до 0.167 м/с. На основе модели локально неравновесного затвердевания сформулирована система уравнений для расчета температурного и концентрационного полей. Применение гипотезы маргинальной устойчивости роста кристаллов позволило определить характерный размер кристаллической структуры. Полученные результаты математического моделирования процесса перекристаллизации при лазерном воздействии показали хорошее соответствие экспериментальным данным и могут быть использованы для прогнозирования механических свойств в зоне оплавления в зависимости от энергетических режимов лазерного излучения и теплофизических свойств сплава.

### Введение

Быстрая кристаллизация из расплава, образованного высокоэнергетическими потоками (лазерные, электронные лучи), открывает новые возможности для получения качественного иного структурного состояния в сплавах по сравнению с традиционными металлургическими процессами. В частности, было показано, что при быстрой кристаллизации после лазерной обработки возможно появление ячеистых, ленточных и химически однородных микроструктур, а также замораживания выделенных новых метастабильных фаз [1,2]. Хорошо известно, что механические свойства в большой степени зависят от параметров кристаллической структуры, а способность сплавов сохранять свои свойства при высоких температурах определяется как дисперсностью структуры, так и скоростью собирательной рекристаллизации. Поэтому исследование структуры сплавов после лазерной обработки является актуальной проблемой физики кристаллизации и материаловедения.

Лазерная перекристаллизация железоуглеродистых сплавов наиболее часто используется в промышленности при упрочняющей обработке с оплавлением поверхности. Однако по сравнению с упрочнением без оплавления этот процесс не получил широкого применения и используется, как правило, с целью увеличения глубины зоны лазерного воздействия [3]. Объясняется это тем, что при низких скоростях движения лазерного луча  $V_b$  в зоне оплавления образуется микроструктура с пониженным значением микротвердости. Однако влияние зоны оплавления на механические свойства оценивается в литературе весьма противоречиво. Само существование терминов „зона с минимальным проплавлением“ и „зона с глубоким проплавлением“ (см., например, [3,4]), введенных для случая резкого

изменения значений микротвердости при одних и тех же скоростях  $V_b$ , показывает, что проблеме формирования структуры, а следовательно, и механических свойств при лазерной перекристаллизации конструкционных сталей не уделялось должного внимания. Одним из достоинств применения лазерного излучения при изучении процессов кристаллизации является возможность непосредственного и весьма достоверного определения скорости движения границы раздела фаз  $V_S$  для дальнейшего сопоставления с типом и характерным размером структуры и сравнением полученных зависимостей с модельными значениями. В течение последних двух десятилетий был достигнут значительный прогресс в описании процесса формирования структуры при высокоскоростной кристаллизации [5–7]. Установлено, что на структуру, образующуюся при высокоскоростной кристаллизации, определяющее влияние оказывает скорость движения фронта кристаллизации и температурный градиент на фронте [1,6–8].

В данной работе представлены результаты серии экспериментов по изучению и моделированию форм аустенитного роста в зоне оплавления конструкционной стали с содержанием 0.5 weight% C после лазерной высокоскоростной перекристаллизации. Выбор сплава, содержащего раскислители (Mn, Si) и другие элементы (Ni, Cr, P, S), обусловлен практическим интересом к моделированию структуры многокомпонентных сплавов на основе железа (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 [9,10] показывает доминирующее влияние углерода на формирование структуры и позволяет использовать модели высокоскоростной кристаллизации для многокомпонентных систем в квазибинарном приближении.

Для моделирования перекристаллизации в настоящей работе используется модель локально неравновесного затвердевания [11,12], которая применялась для высокоскоростной кристаллизации при закалке из жидкого состояния в процессе спиннингования тонких лент [13,14]. Одной из отличительных особенностей модели является учет конечной скорости диффузии примеси как на поверхности раздела фаз, так и в объеме существующих фаз при высокоскоростном затвердевании. Применение гипотезы маргинальной устойчивости в рамках модели локально неравновесного затвердевания позволяет определить характерный масштаб кристаллов [15–17], который в настоящей работе анализируется в сравнении с экспериментально определенными значениями аустенитной структуры. Оценивается влияние прогнозируемого размера структуры на предел текучести и твердость конструкционной стали после лазерной перекристаллизации.

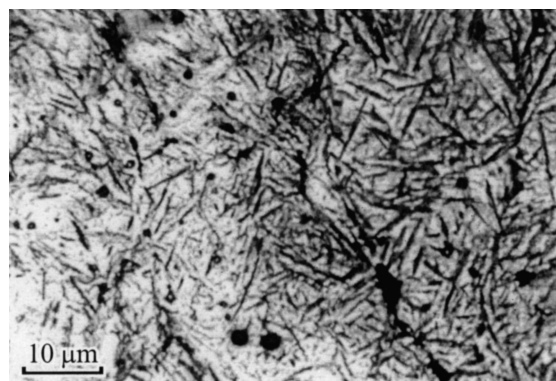
## 1. Эксперимент

Для экспериментов изготавливались образцы из конструкционной стали с содержанием 0.5 weight% C. Содержание компонентов в сплаве и соответствующие значения коэффициента распределения примеси и угла наклона линии ликвидус представлены в табл. 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 наибольший вклад в структурообразование при кристаллизации, так как он в наибольшей степени определяет концентрационное переохлаждение на фронте кристаллизации, ведущее к морфологической неустойчивости фронта и отбору характерного масштаба кристаллической структуры. Поэтому будем рассматривать исследуемую далее конструкционную сталь как квазибинарный сплав, в котором формирование кристаллической структуры определяется тепловыми процессами при лазерной обработке и перераспределением углерода в зоне оплавления и перекристаллизации.

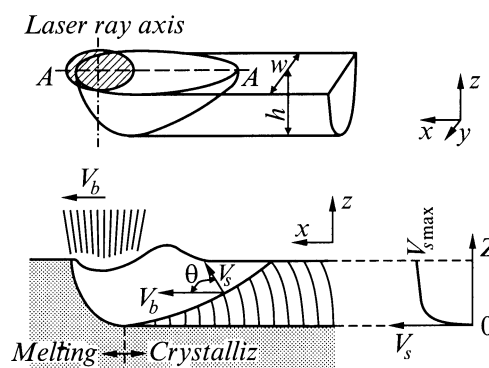
После расплавления в индукционной печи исследуемая конструкционная сталь (табл. 1) отливалась в

**Таблица 1.** Содержание компонентов в сплаве, равновесный коэффициент распределения примеси  $k_e$ , тангенс угла наклона равновесной линии ликвидус  $m_e$

Химический элемент	Содержание, at%	$k_e$	$m_e$ , K/at%
C	2.29	0.35	-14
Mn	0.71	0.8	-2.4
Si	0.62	0.6	-8.5
S	0.003	–	–
P	0.004	–	–
Cr	0.21	0.4	-5.8
Ni	0.26	0.5	-2.6



**Рис. 1.** Структура в продольном сечении образцов, полученная металлографическим исследованием. Травление реактивом на основе соляной кислоты.



**Рис. 2.** Схема формы оплавленной ванны при лазерном нагреве [17]. В центральной плоскости XZ переплавленной трассы скорость затвердевания  $V_s$  определяется скоростью движения луча лазера  $V_b$  и углом  $\theta$ ,  $w$  — ширина ванны,  $h$  — глубина ванны.

оболочковые формы размером  $11 \times 11 \times 50$  mm. Полученные отливки фрезеровались до получения образцов размером  $8 \times 8 \times 22$  mm каждый для снятия химической неоднородности вследствие контакта с поверхностью изложницы. Металлографические исследования показали, что на этой стадии литая макроструктура представляла собой феррито-перлитную смесь.

Перед лазерной обработкой на поверхность образцов наносилось поглощающее покрытие на основе  $Al_2O_3$  толщиной  $15 \mu m$  для того, чтобы обеспечить высокий коэффициент поглощения лазерного излучения и одинаковое качество поверхности каждого образца. Эксперимент был выполнен с использованием непрерывного  $CO_2$  лазера „Лантан-3М“ с номинальной мощностью 1.0 kW. Скорость движения луча лазера изменялась в пределах от 0.01 до 0.167 m/s. Лазерный луч фокусировался в пятно диаметром  $0.2 \dots 2.0$  mm, что соответствовало плотности мощности  $3.2 \cdot 10^{10} \dots 3.2 \cdot 10^8$  W/m<sup>2</sup>. Для уменьшения окисления в расплавленной ванне во время лазерной обработки на поверхность подавался непрерывный поток гелия.

Для исследования микроструктуры образцов предварительно изготавливались микрошлифы в продольном

сечении, проходящем через центр трассы лазерного луча. Металлографические исследования полученных микрошлифов показали наличие однородной фазы (мартенсит) при отсутствии дендритной микроструктуры даже после глубокого травления (рис. 1). Поэтому изучение микроструктуры проводилось на изломах образцов методом растровой электронной микроскопии (РЭМ) с использованием микроскопа РЕМ-100У. Приготавливались как продольные, так и поперечные изломы относительно трассы лазерной дорожки. Поверхность излома огибает боковую поверхность дендритов (так называемый „междендритный излом“), поэтому РЭМ продольных изломов позволяет непосредственно измерять характерный размер структуры и локальную скорость кристаллизации  $V_S$ . Поперечные изломы образцов выполнялись с целью более детального изучения структуры и формы оплавленной ванны в сечении  $YZ$  (рис. 2).

## 2. Результаты эксперимента

Приведем результаты РЭМ изломов образцов, измерений микротвердости, формы и геометрии оплавленной ванны. Глубина  $h$ , ширина  $w$  лазерной оплавленной дорожки в зависимости от плотности мощности лазерного излучения  $E$  и скорости движения луча лазера  $V_b$  представлены в табл. 2. Отметим, что дорожки с оплавлением глубиной менее  $20 \mu\text{m}$  довольно нестабильны по глубине и изменяются в пределах  $\pm 2.5 \mu\text{m}$  вследствие исходной химической неоднородности материала образца.

Локальная скорость кристаллизации  $V_S$  определяется измерением угла ориентации микроструктуры в продольном сечении относительно вектора скорости движения луча лазера и вычисляется из выражения

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

где  $\Theta$  — угол между направлениями роста структуры и скорости сканирования  $V_b$  как показано на рис. 2.

Типичная форма оплавленной ванны во время лазерной термической обработки, для большинства образцов, показана на рис. 2. Скорость  $V_S$ , по оси  $OZ$  увеличивается от нуля (на дне зоны оплавления) до максимального

**Таблица 2.** Экспериментальные значения глубины оплавленной ванны  $h$ , ширины зоны оплавления  $w$  как функции плотности мощности  $E$  и скорости движения  $V_b$  луча лазера

$E, \text{W/m}^2$	$V_b, \text{m/s}$	$h, \mu\text{m}$	$w, \mu\text{m}$
$3.2 \cdot 10^8$	0.01	140	1400
$8.8 \cdot 10^8$	0.01	220	900
$6.3 \cdot 10^9$	0.042	52	160
$7.2 \cdot 10^9$	0.092	5...10	100
$9.6 \cdot 10^9$	0.092	28	90
$3.2 \cdot 10^{10}$	0.142	38	80
$3.2 \cdot 10^{10}$	0.167	25	75

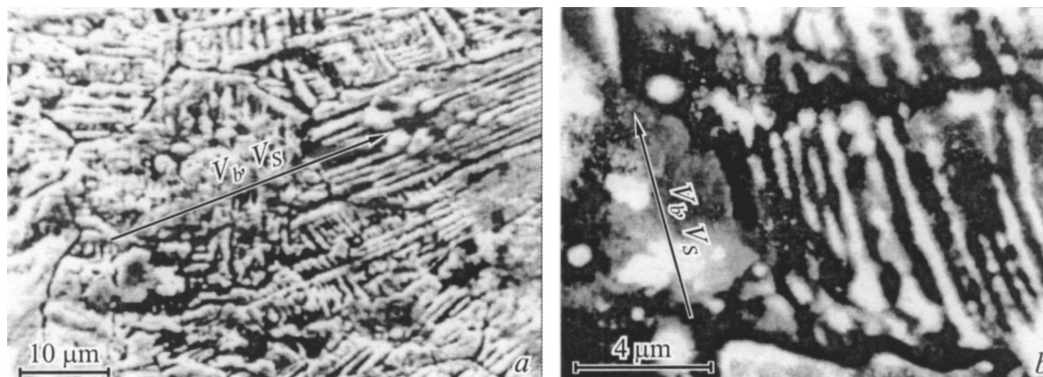
значения (на поверхность), определяемого энергетическими характеристиками лазерного излучения. На дне зоны оплавления скорость  $V_S$  резко возрастает и затем переходит в состояние, когда  $V_S \approx \text{const}$  при значениях  $\Theta = 60 \dots 85^\circ$ . Данное поведение наблюдалось во всем диапазоне использованных скоростей сканирования  $V_b$  при отношении  $w/h < 10$ , где  $w$  — ширина оплавленной ванны,  $h$  — ее глубина. В случае, когда ширина дорожки оплавления много больше ее глубины,  $w/h > 10$ , форма ванны изменяется, что характеризуется существенным уменьшением угла  $\Theta$  и, следовательно, возрастанием  $V_S$ . Ближе к поверхности образца угол между направлениями роста структуры и скорости сканирования убывает, т.е.  $\Theta \rightarrow 0$ , и, как следует из выражения (1), скорость кристаллизации приближается к скорости сканирования, т.е.  $V_S \approx V_b$ . В этих случаях и происходит переход к описанному в литературе [3,4] случаю образования зоны с „минимальным проплавлением“. Таким образом, в приповерхностных слоях лазерной дорожки рост структуры происходит параллельно плоскости поверхности образца, что хорошо видно на рис. 3. При отношениях  $w/h < 10$  не обнаружено центральных кристаллов дендритов, расположенных в плоскости поверхности образца, и рост структуры происходит согласно рис. 2, что подтверждается РЭМ продольных и поперечных изломов образцов (рис. 4).

При кристаллизации из расплава образованного лазерным излучением во всем использованном в данной работе диапазоне скоростей  $V_b$  образуется аустенит  $\gamma\text{-Fe}$ , затвердевающий в виде дендритов/ячеек. При дальнейшем охлаждении аустенита происходит его аллотропическое  $\gamma\text{-}\alpha$  превращение по мартенситному механизму без нарушения формы и размеров исходных кристаллов, что позволяет изучать морфологию аустенитного роста при низких температурах. На рис. 4, а показана дендритно-зеренная структура, образованная в результате конкурентного роста ансамблей дендритов в направлении, регулируемом процессом тепломассопереноса [18]. При низкой скорости  $V_b = 0.01 \text{ m/s}$  на отбор направления роста ансамбля дендритов оказывает существенное влияние анизотропия поверхностной энергии. Поэтому на рис. 4, а наблюдается угловое расхождение в направлении роста ансамблей. Рост дендрита осуществляется в строго определенном кристаллографическом направлении (например,  $\langle 100 \rangle$  для кубической решетки), что должно приниматься во внимание при вычислении локальной скорости кристаллизации. С учетом кристаллографической ориентации скорость кристаллизации  $V_{hkl}$  определяется по выражению [9]

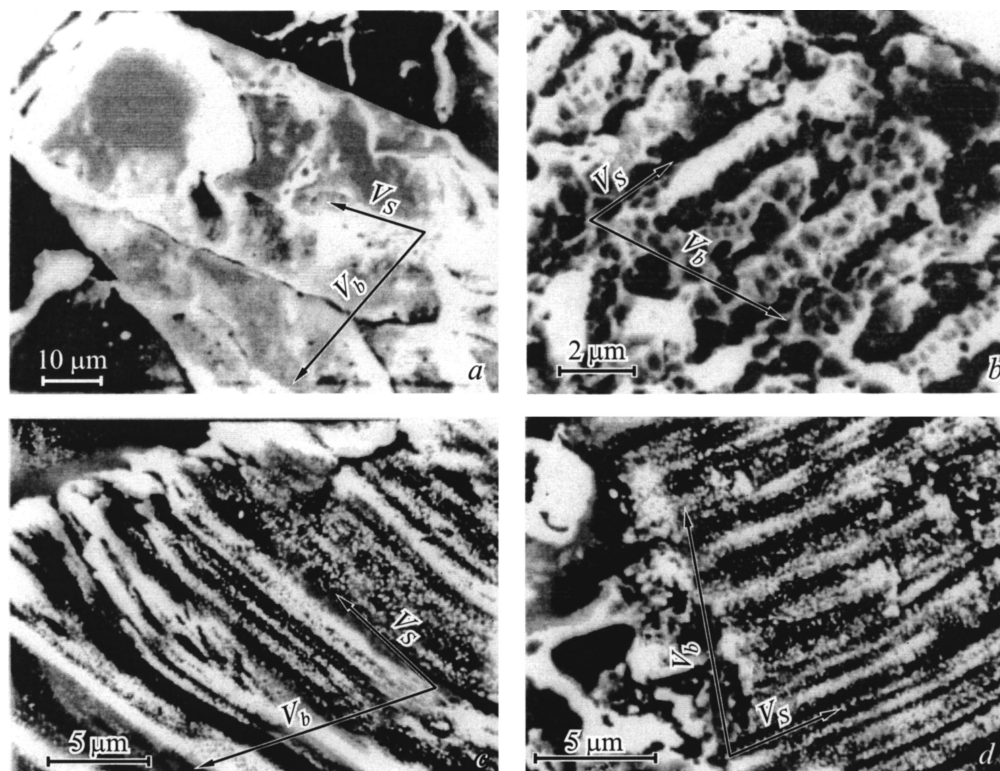
$$V_{hkl} = V_b \cos \Theta / \cos \varphi, \quad (2)$$

где  $hkl$  — индексы Миллера,  $\varphi$  — угол между направлением роста дендрита и нормалью к поверхности рездела фаз.

На направление роста кристаллов при скоростях  $V_b \geq 0.042 \text{ m/s}$  (рис. 4, б–д) анизотропия поверхностной энергии не оказывает влияния, и рост кристаллов регулируется только процессами тепломассопереноса.



**Рис. 3.** Центральные кристаллы дендритов, расположенные в плоскости поверхности образцов при  $w/h > 10$ . Фотографии получены РЭМ поверхности при  $\Theta = 0$ ;  $V_b$ , м/с:  $a$  — 0.010,  $b$  — 0.092.



**Рис. 4.** Формы роста аустенитных кристаллов, полученные РЭМ на изломах образцов в продольном сечении ванны. Направления движений луча лазера  $V_b$  и фронта кристаллизации  $V_s$  лежат в плоскости фотографий и показаны стрелками.  $a$  — дендритно-зернистая структура,  $b$  — дендритная структура,  $c$  — ячеистая структура,  $d$  — ячеистая структура.  $V_b = 0.01$  ( $a$ ), 0.042 ( $b$ ), 0.092 ( $c$ ), 0.142 м/с ( $d$ ).

### 3. Моделирование

1. Температурное поле. Доступные экспериментальные методы не позволяют непосредственно наблюдать за распределением теплового поля в зоне лазерного воздействия. Поэтому для оценки градиента температуры на фронте кристаллизации, оказывающего значительное влияние на структурообразование, было проведено численное моделирование температурного поля в образце.

При моделировании теплопереноса пренебрегалось конвективным переносом в расплаве, теплофизические параметры принимались не зависящими от температуры и одинаковыми в жидкой и твердой фазах. Необходимо отметить, что характерные масштабы изменения теплового поля и массопереноса отличаются более чем на два порядка. Поэтому температурное поле рассчитывалось независимо от градиентов концентрации углерода на фронте кристаллизации, а его концентрация считалась однородной и равной исходному значению концентрации

в образце. Далее в расчетах принималось, что формирование структуры происходит при совместном действии градиентов концентрации и температуры (см. раздел 3.2). В этом случае распределение температурного поля  $T(x, y, z, t)$  в образце определяется уравнением

$$c_p \frac{\partial T}{\partial t} = \lambda \nabla^2 T + \Delta H \frac{\partial g}{\partial t}, \quad (3)$$

где  $c_p$  — удельная изобарная теплоемкость,  $\lambda$  — теплопроводность,  $\Delta H$  — скрытая теплота фазового перехода,  $g$  — доля твердой фазы.

Скорость движения фронта кристаллизации  $V_S$  связана с температурой плавления чистого вещества  $T_m$ , температурой  $T_1$  и концентрацией примеси  $C_1$  на фронте кинетическим соотношением

$$V_S = \mu(T_m + m_e C_1 - T_1). \quad (4)$$

Численное решение уравнения (3) производится на равномерной пространственной сетке с постоянным шагом по времени. Конечно-разностная аппроксимация уравнения имеет вид

$$\begin{aligned} \frac{T_{ijk}^{n+1} - T_{ijk}^n}{\tau} = & \frac{\lambda}{c_p} \left( \frac{T_{i+1jk}^n - 2T_{ijk}^n + T_{i-1jk}^n}{h_x^2} \right. \\ & + \frac{T_{ij+1k}^n - 2T_{ijk}^n + T_{ij-1k}^n}{h_y^2} + \frac{T_{ijk+1}^n - 2T_{ijk}^n + T_{ijk-1}^n}{h_z^2} \left. \right) \\ & + \frac{\Delta H}{c_p} \frac{g_{ijk}^{n+1} - g_{ijk}^n}{\tau} \end{aligned}$$

и описывает изменение температуры  $T_{ijk}^n$  в точке с координатами  $(ih_x, jh_y, kh_z)$  в момент времени  $n\tau$  (где  $n$  — число итераций по времени с шагом  $\tau$ ). Скорость изменения доли твердой фазы в затвердевающей или плавящейся ячейке определяется уравнением

$$\frac{g_{ijk}^{n+1} - g_{ijk}^n}{\tau} = \frac{V_{ijk}^n}{(h_x h_y h_z)^{1/3}}, \quad V_{ijk}^n = \mu(T_m + m_e C_1 - T_{ijk}^n), \quad (5)$$

где  $V_{ijk}^n$  — скорость движения фронта кристаллизации, соответствующая уравнениям (1) и (4).

Как было отмечено выше, значение концентрации углерода на поверхности раздела фаз принималось равным его исходной концентрации, т.е.  $C_1 = C_0$ . В соответствии с уравнениями (4) и (5) знак скорости определяет направление фазового перехода. Положительному значению скорости соответствует процесс кристаллизации, отрицательному — плавления.

Для плотности мощности лазерного луча было принято гауссово распределение по сечению

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

где  $r$  — радиус поперечного сечения лазерного луча,  $\rho$  — расстояние от оси луча по радиусу.

**Таблица 3.** Физические параметры системы Fe–C

Обозначение	Значение	Источник
$C_0$ , at.wt%	2.29	Настоящие исследования
$m_e$ , K/wt%	-14	[6]
$T_m$ , K	1811	[6]
$\Delta H$ , J/m <sup>3</sup>	$1.93 \cdot 10^9$	[6]
$\lambda$ , W/K · m	35	[6]
$c_p$ , J/K · m <sup>3</sup>	$5.74 \cdot 10^6$	[6]
$D$ , m <sup>2</sup> /s	$2 \cdot 10^{-8}$	[6]
$\mu$ , m/s · K	0.1	Настоящие исследования
$V_D$ , m/s	17	[14]

**Таблица 4.** Результаты моделирования теплового поля при лазерном воздействии

$V_b$ , m/s	$E$ , W/m <sup>2</sup>	$A$	$h_{\text{model}}$ , m	$h_{\text{exp}}$ , m	$G$ , K/m
0.010	$3.2 \cdot 10^8$	0.25	$1.35 \cdot 10^{-4}$	$1.4 \cdot 10^{-4}$	$3.0 \cdot 10^6$
0.042	$6.3 \cdot 10^9$	0.78	$5.1 \cdot 10^{-5}$	$5.2 \cdot 10^{-5}$	$1.2 \cdot 10^7$
0.092	$9.6 \cdot 10^9$	0.83	$2.7 \cdot 10^{-5}$	$2.8 \cdot 10^{-5}$	$1.7 \cdot 10^7$
0.142	$3.2 \cdot 10^{10}$	0.84	$3.6 \cdot 10^{-5}$	$3.8 \cdot 10^{-5}$	$2.0 \cdot 10^7$

Баланс тепловых потоков в зоне действия луча на поверхность образца задавался в виде

$$-\lambda \frac{\partial T}{\partial n} = R(1 - A)q(\rho).$$

Доля энергии лазерного луча, поглощенной образцом, определяется коэффициентом поглощения лазерного излучения поверхностью  $R$  и коэффициентом потерь  $A$  на кипение и образование плазмы. При численном моделировании было принято  $R = 0.8$  [3], а значение коэффициента  $A$  выбиралось таким образом, чтобы получить соответствие глубины зоны оплавления с экспериментальным значением. Значения теплофизических параметров системы Fe–C, использованные при расчетах, приведены в табл. 3.

Результаты численного моделирования режимов движения лазерного луча с различной скоростью сканирования представлены в табл. 4. При увеличении скорости сканирования и мощности луча увеличивается среднее значение температурного градиента  $G$  на фронте кристаллизации и уменьшается глубина зоны проплавления  $h_{\text{model}}$ . Значительное изменение температурного градиента  $G$  на фронте кристаллизации показывает, что формирование микроstructures при различных режимах сканирования протекает при существенно различной интенсивности теплоотвода в объем образца. Значение коэффициента  $A$ , соответствующее потерям на кипение и образование плазмы, увеличивается при увеличении плотности мощности  $E$  источника излучения и может быть аппроксимировано зависимостью

$$A(E) = 0.82(1 - \exp(-1.14 \cdot 10^{-9} E)). \quad (6)$$

Следует отметить, что для уточненного расчета тепловых полей при лазерной обработке необходимо провести подробное исследование механизмов кипения и образования плазмы в зоне воздействия лазерного луча на поверхность. Эти поверхностные процессы могут внести количественные изменения в граничное условие для потока тепла.

2. Характерный размер микроструктуры. Для расчета характерного размера кристаллической структуры был использован подход, развитый в работах [19,20] и обобщенный для высокоскоростного роста кристаллов при значительных отклонениях от локального равновесия в диффузионном поле переноса примеси [15,16]. Этот подход базируется на решении проблемы тепломассопереноса при кристаллизации с дополнительным условием морфологического отбора характерного размера структуры. Одно из таких условий — гипотеза маргинальной устойчивости [21], согласно которой отбираемый масштаб структуры равен наименьшей длине волны морфологической (не)устойчивости Маллинза–Секерки. Таким образом, отбираемый масштаб структуры связан с маргинальной (пограничной) устойчивостью между устойчивым и неустойчивым состоянием растущего кристалла и равен критической длине волны возмущения, наложенного на поверхность раздела фаз.

Используя гипотезу маргинальной устойчивости, можно оценить характерный размер структуры, формирующейся при лазерной перекристаллизации [6,7]. Высокие скорости движения лазерного луча приводят к относительно высоким значениям скорости движения фронта кристаллизации. В этом случае большую роль могут играть эффекты, связанные с релаксацией диффузионного потока примеси в расплаве [11,12]. Построенная с учетом этого обстоятельства модель локально неравновесной кристаллизации [12] позволяет получить хорошее соответствие экспериментальным данным в широком диапазоне скоростей роста [15,16].

Учет эффектов релаксации диффузионного потока примеси приводит к гиперболическому уравнению массопереноса примеси в расплаве

$$\frac{\partial C}{\partial t} + \tau_D \frac{\partial^2 C}{\partial t^2} = D \nabla^2 C, \quad (7)$$

где  $C$  — концентрация примеси,  $\tau_D$  — время диффузионной релаксации,  $D$  — коэффициент диффузии примеси.

Уравнение (7) учитывает диффузионную скорость  $V_D = (D/\tau_D)^{1/2}$ , которая является максимальной скоростью распространения концентрационных возмущений.

Анализ морфологической устойчивости плоской поверхности раздела фаз в концентрационном поле, описываемом уравнением (7), совместно с гипотезой маргинальной устойчивости приведен в работе [5]. В этом случае может быть получено соотношение, определяющее характерный размер  $d$  структуры,

$$d = \left( \frac{\Gamma/\sigma}{mG_C \xi_C - \frac{1}{2}(G_L \xi_L + G_S \xi_S)} \right)^{1/2}, \quad (8)$$

где  $\sigma = (4\pi^2)^{-1}$  — параметр устойчивости,

$$G_C = -\frac{(1-k)V_S C_0}{kD(1-V_S^2/V_D^2)} \quad (9)$$

— градиент концентрации примеси [12],  $C_0$  — 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.

Функции устойчивости  $\xi$  имеют вид

$$\begin{aligned} \xi_L &= 1 - \frac{1}{\sqrt{1 + \frac{1}{\sigma P_T^2}}}, & \xi_S &= 1 + \frac{1}{\sqrt{1 + \frac{1}{\sigma P_T^2}}}, \\ \xi_C &= 1 + \frac{2k}{1 - 2k - \sqrt{1 + \frac{1 - V^2/V_D^2}{\sigma P_C^2}}} \end{aligned} \quad (10)$$

и зависят от теплового  $P_T = V_S d / 2a$  и концентрационного  $P_C = V_S d / 2D$  числа Пекле ( $a = \lambda / c_p$  — коэффициент температуропроводности).

Неравновесный коэффициент распределения примеси с учетом эффекта релаксации диффузионного потока определяется соотношением [22]

$$k(V_S) = \begin{cases} \frac{k_e(1 - V_S^2/V_D^2) + V_S/V_D}{(1 - V_S^2/V_D^2) + V_S/V_D}, & V_S < V_D, \\ 1, & V_S \geq V_D, \end{cases} \quad (11)$$

где  $k_e$  — равновесный коэффициент распределения примеси.

Тангенс угла наклона линии ликвидус на кинетической фазовой диаграмме с учетом эффекта релаксации диффузионного потока определяется соотношением [23]

$$m(V_S) = \begin{cases} \frac{m_e}{1 - k_e} (1 - k + \ln(k/k_e) + (1 - k)^2 V_S/V_D), & V_S < V_D, \\ \frac{m_e \ln(1/k_e)}{1 - k_e}, & V_S \geq V_D, \end{cases} \quad (12)$$

где  $m_e$  — наклон линии ликвидус на равновесной диаграмме фазового состояния бинарного сплава.

Отметим, что уравнение (8) справедливо при скорости кристаллизации, меньшей скорости диффузии, т.е. при  $V_S < V_D$ . При скорости движения фронта кристаллизации, превышающей диффузионную скорость, происходит вырождение концентрационного профиля перед фронтом и исчезает дестабилизирующая сила, связанная с градиентом концентрации примеси. Так как кристаллизация при лазерной обработке происходит в положительном градиенте температуры, то при скорости  $V_S \geq V_D$  отсутствуют силы, вызывающие морфологическую неустойчивость плоской поверхности раздела фаз.

С использованием приведенной системы уравнений (8)–(12) были вычислены характерные размеры кристаллической структуры. При расчете скорость движения

**Таблица 5.** Расчет характерного размера структуры

$V_b, m/s$	$V_S, m/s$	$G, K/m$	$d_{model}, m$	$d_{exp}, m$
0.010	0.01	$3.0 \cdot 10^6$	$8.7 \cdot 10^{-7}$	$10 \cdot 10^{-7}$
0.042	0.0144	$1.2 \cdot 10^7$	$9.9 \cdot 10^{-7}$	$7.4 \cdot 10^{-7}$
0.092	0.0315	$1.7 \cdot 10^7$	$5.3 \cdot 10^{-7}$	$3.9 \cdot 10^{-7}$
0.142	0.06	$2.0 \cdot 10^7$	$3.4 \cdot 10^{-7}$	$3.0 \cdot 10^{-7}$

фронта кристаллизации  $V_S$  определялась по фотографиям в соответствии с уравнением (1), градиент концентрации определялся по скорости кристаллизации из уравнения (9), а градиент температуры  $G = G_L = G_S$  определяется при численном моделировании теплового поля (раздел 3.1). В табл. 5 приведены результаты расчетов характерного размера структуры,  $d_{model}$  в сравнении с экспериментальными данными  $d_{exp}$ . Представленные в таблице результаты показывают хорошее соответствие данным эксперимента и подтверждают возможность использования модели локально неравновесного затвердевания совместно с гипотезой маргинальной устойчивости для оценки характерного размера структуры, возникающей в процессе лазерной перекристаллизации.

## Заключение и выводы

В работе рассмотрены особенности структурообразования конструкционной стали при обработке поверхности лазерным излучением. Проведены эксперименты по определению структуры конструкционной стали с содержанием 0.5 wt%С. На основе модели локально неравновесного затвердевания [12] сформулирована система уравнений для расчета температурного и концентрационного полей в квазибинарном приближении, применимом для стали, в которой определяющее влияние в процессы диффузии и структурообразования вносит углерод. Применение гипотезы маргинальной устойчивости в рамках модели локально неравновесного затвердевания позволяет определить характерный масштаб кристаллов [15,16] в сравнении с экспериментально определенными размерами кристаллов. По результатам работы можно сделать следующие выводы.

1. Аустенитные кристаллы имеют дендритно-зернистую, дендритную и ячеистую структуры при сканировании луча лазера в диапазоне скорости  $V_b = 0.01-0.167$  м/с.

2. Удовлетворительная корреляция значений характерного размера  $d$  структуры, рассчитанного в приближении квазибинарного сплава, в сравнении с экспериментальными данными (табл. 5) показывает, что основной структурообразующей примесью в сплаве является углерод.

3. Получено объяснение эффекта повышения механических свойств в зоне с „минимальным проплавлением“. Показано, что этот эффект обусловлен изменением формы оплавленной ванны, уменьшением угла  $\Theta$  до 0

на поверхности и, как следствие, увеличением скорости кристаллизации  $V_S$ . В результате этих изменений размер  $d$  структуры уменьшается, что приводит к увеличению микротвердости согласно качественной зависимости механических свойств от размера структуры [24–27].

4. Использование моделей расчета теплового поля и характерного размера структуры в зоне лазерного воздействия позволяют прогнозировать механические свойства конструкционных сталей в зависимости от энергетических режимов лазерной обработки и теплофизических свойств сплава. Предложенный в работе модельный подход к прогнозированию свойств стали может использоваться в инженерных и практических целях для разработки технологий лазерного упрочнения.

Авторы благодарят за помощь в подготовке и проведении экспериментов С.Р. Анисимова, С.П. Кузькину, Л.Ю. Стырову и М.Н. Королева, а также М.Д. Кривилеву за полезные дискуссии.

Разработка модели и компьютерное моделирование выполнено при финансовой поддержке Министерства образования России, Проект „Разработка концепций компьютерного моделирования формирования структуры при перекристаллизации сплавов в процессе лазерной и электронной обработки“ (грант № 97-24-7.1-9).

## Список литературы

- [1] Boettinger W.J., Shechtman D., Schaefer R.J., Biancianiello F.S. // Metallurgical Transactions. 1984. Vol. A15. P. 55–66.
- [2] Gill S.C., Kurz W. // Acta Metallurgica and Materials. Vol. 41. N 12. P. 3563–3573.
- [3] Лазерная техника и технология. Кн. 6. Основы лазерного термоупрочнения сплавов. Учеб. пособие для вузов / Под ред. А.Г. Григорьянца, А.Н. Сафонова, М.: Высшая школа, 1988. 159 с.
- [4] Садовский В.Д. и др. Лазерный нагрев и структура стали: Атлас микроструктур. Свердловск: УрО АН СССР, 1989. 102 с.
- [5] Boettinger W.J., Coriell S.R. et al. Solidification Microstructures: Recent Developments, Future Directions. Acta Mater. 2000. Vol. 48. P. 43–70.
- [6] Kurz W., Fisher D.J. Fundamentals of Solidification. 3<sup>rd</sup> ed. Aedermannsdorf: Trans Tech Publication, 1992. 305 p.
- [7] Trivedi R., Kurz W. // Acta Metall. 1986. Vol. 34. P. 1663–1670.
- [8] Pan Q.Y., Huang W.D. et al. // J. Cryst. Growth. 1997. Vol. 181. P. 109–116.
- [9] Lima M.S.F., Goldenstein H. // J. Crystal Growth. 2000. Vol. 208. P. 709–716.
- [10] Gould J.E. // Welding J. 1994. Vol. 73. P. 91-s.
- [11] Галенко П.К. // Кристаллография. 1993. Т. 38. Вып. 6. С. 238–243.
- [12] Galenko P., Sobolev S. // Phys. Rev. E. 1997. Vol. 55. P. 343–352.
- [13] Галенко П.К., Кривилев М.Д., Ладынов В.И., Осетров М.В. // Кристаллография. 2001. Т. 46. № 2. С. 354–355 (полный текст деп. в ВИНТИ, № 827-V00. 1999).

- [14] Galenko P.K., Krivilyov M.D. // Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering. 2000. Vol. 8. N 1. P. 81–94.
- [15] Galenko P.K., Danilov D.A. // Phys. Lett. 1997. Vol. A235. P. 271–280.
- [16] Galenko P.K., Danilov D.A. // J. Crystal Growth. 1999. Vol. 197. P. 992–1002.
- [17] Gremaud M., Carrard M., Kurz W. // Acta Metal. Mater. 1990. Vol. 38. N 12. P. 2587–2599.
- [18] Galenko P.K., Zhuravlev V.A. Physics of Dendrites. World Scientific, Singapore, 1994. 210 p.
- [19] Lipton J., Kurz W., Trivedi R. // Acta Metall. 1987. Vol. 35. P. 957–964.
- [20] Boettinger W.J., Coriell S.R., Trivedi R. // Rapid Solidification Processing: Principles and Technologies IV // Ed. R. Mehrabian, P.A. Parrish. Claitor's, Baton Rouge Louisiana, 1988. P. 13.
- [21] Langer J.S., Müller-Krumbhaar H. // Acta Metallurgica. 1978. Vol. 26. P. 1681–1688.
- [22] Sobolev S.L. // Phys. Lett. 1995. Vol. A199. P. 383–386.
- [23] Galenko П.К. Препринт лаборатории физики конденсированных сред. Ижевск: УдГУ, 1998. 25 с.
- [24] Hall E.O. // Proc. Phys. Soc. B (London). 1951. Pt 9 (381B). P. 64.
- [25] Petch N.I. // J. Iron Steel Inst. 1953. Vol. 25. P. 174.
- [26] Tabor D. The Hardness of Metals. London: Oxford University Press, 1951.
- [27] Гусев А.И. // УФН. 1998. Т. 168. № 1. С. 55–83.