

УДК 669.18.046.518–412:621.746.628

ДЕНДРИТНАЯ МИКРОНЕОДНОРОДНОСТЬ ЛИТОЙ СТАЛИ: ОБЗОР ПРОБЛЕМ И ИХ КОМПЬЮТЕРНЫЙ АНАЛИЗ (Часть 2)

В. М. ГОЛОД, К. И. ЕМЕЛЬЯНОВ, И. Г. ОРЛОВА*

В статье рассмотрены публикации, посвященные зависимости междуосных промежутков дендритной микроструктуры промышленных сплавов на основе железа от их химического состава. Отмечено, что количественная оценка этого влияния, полученная экспериментальным путем и представленная статистическими моделями, характеризуется значительными расхождениями по математической форме, а также по знаку и величине коэффициентов регрессии, которые оценивают вклад различных компонентов стали. Установлено, что зависимость междуосных промежутков углеродистых и низколегированных сталей от содержания углерода носит противоречивый характер, что не позволяет дать его однозначную количественную оценку и выявить определяющие факторы.

Для повышения качества статистических моделей (исключение незначимых эффектов, вызываемых отдельными компонентами, устранение корреляционных искажений и др.) и обеспечения их адекватности целесообразно унифицировать описание опытных данных на основе полиномиальной формы концентрационного члена уравнения регрессии, получаемого средствами ортогонального планирования экспериментов. Путем численного расчета дендритной структуры, произведенного с помощью компьютерного моделирования неравновесной кристаллизации стальных слэбов толщиной 240 мм с учетом изменения состава жидкой фазы и эволюции междуосных промежутков дендритов, дана количественная оценка роли физико-химических и теплофизических факторов в развитии коалесценции вторичных дендритных ветвей. Установлено, что уменьшение размеров вторичных междуосных промежутков в углеродистых и низколегированных сталях при повышении содержания углерода, кремния, марганца, хрома и никеля, а также с увеличением доли аустенита, выделяющегося из расплава, обусловлено подавлением диффузионного переноса компонентов в процессе коалесценции дендритных ветвей.

Ключевые слова: углеродистые и низколегированные стали, дендритная структура, междуосные промежутки, эмпирические степенные модели, компьютерное моделирование, неравновесная кристаллизация.

Основным объектом данного обзора и соответствующего анализа, как и в работе [36], являются вторичные междуосные промежутки λ_2 , в частности — влияние на их величину различных компонентов промышленных многокомпонентных сплавов — углеродистых и низколегированных сталей, выявление их раздельного и/или совместного проявления, а также факторов различной природы, определяющих эти эффекты.

Обзор исследований влияния состава стали на величину вторичных междуосных промежутков. Представленная в табл. 1 сводка математических моделей, описывающих влияние компо-

нентов стали на конечную величину вторичных междуосных промежутков, позволяет сопоставить структуру разработанных статистических моделей, а также отраженный в них вклад отдельных компонентов. В первую очередь обращает на себя внимание разнохарактерность приведенных формул, которые получены средствами статистического моделирования, и их сложная структура, выбранная исследователями. Очевидно, что она ориентирована только на подходящую аппроксимацию экспериментальных данных и не предполагает какой-либо физико-химической интерпретации и обобщения.

Данные, приведенные в табл. 1 работы [36], свидетельствуют, что в большинстве работ, где исследованы стали различного состава, отмечено изменение дендритной структуры в зависимости от содержания ряда компонентов, в первую очередь — углерода. Однако сопоставление математических моделей, приведенных в табл. 1, показывает, что влияние содержания углерода на величину λ_2 , установленное разными исследователя-

* Канд. техн. наук В. М. Голод, профессор; К. И. Емельянов, аспирант; И. Г. Орлова, аспирант, кафедра физикохимии литейных сплавов и процессов, Санкт-Петербургский государственный политехнический университет (СПбГПУ); cheshire@front.ru

Таблица 1.

Статистические модели влияния компонентов стали на величину вторичных междоусных промежутков λ_2

№	Расчетная формула (λ_2 , мкм; R, К/с; τ_{LS} , с; G_L , К/см; V_L , см/с; X_i : C, Si, Mn, ..., %, масс.)	Условия применения (X_i , %)	Год публикации	Источник
1	$\lambda_2 = 146R^{-0,386}$	$0,14 \leq C \leq 0,88$	1968	[1]
2	$\lambda_2 = 79C^{-0,187} \tau_{LS}^{0,38}$	$0,11 \leq C \leq 1,01$	1977	[14]
3	$\lambda_2 = A_1 R^{-n}$; $A_1 = 148$; $n = 0,38$	$0 \leq C \leq 0,53$	1996	[15]
4	$\lambda_2 = A_2 \tau_{LS}^d$; $A_2 = 21,52764 - 9,4C$; $d = 0,4 + 0,08C$	$0,53 \leq C \leq 1,5$		
5	$\lambda_2 = \tau_{LS}^{1/3} (70C + 50Si - 0,178Mn - 430Al + 0,755Ni + 3,42Cr)$	$0,18 \leq C \leq 1,48$	1998	[9]
6	$\lambda_2 = 18,61 \tau_{LS}^{0,36} \exp(1,49C)$; $\lambda_2 = 64,8R^{-0,36} \exp(2,12C)$; $\lambda_2 = 6275G_L^{-0,53} \exp(2,38C)$; $\lambda_2 = V_L^{-0,61} \exp(1,77C)$	$0,14 \leq C \leq 0,56$	1999	[11]
7	$\lambda_2 = (169,1 - 720,9C)R^{-0,4935}$	$0 \leq C \leq 0,15$	2001	[17]
8	$\lambda_2 = 143,9R^{-0,3616C} C^{0,5501 - 1,996C}$	$C > 0,15$		
9	$\lambda_2 = 123R^{-0,33} \exp(A)$; $A = -0,281C + 0,175Mn - 0,063Cr - 0,136Mo - 0,091Ni$	—	2006	[16]
10	$\lambda_2 = (166,38 - 567,07C - 85,39C^2)R^{-0,49}$	$0 < C < 0,15$	2009	[38]
11	$\lambda_2 = (671,31C^2 - 627,8C + 232,23)R^{-0,36C} C^{0,55 - 2C}$	$0,15 \leq C \leq 0,53$		
12	$\lambda_2 = (27,93 - 11,19C) \tau_{LS}^{(0,4+0,08C)}$	$C > 0,53$		
13	$\lambda_2 = (-40,02R^{-0,4} + 0,78R^{-1,11}C + 86,74R^{-0,099}Si - 38,72R^{-0,15}Mn + 1193,95R^{-0,28}Al + 1276,71R^{-0,23}Cr - 18,02R^{-0,17}Ni - 2383,63R^{-0,2}Nb) \tau_{LS}^{1/3}$	$0,05 \leq C \leq 0,3$	2010	[20]
14	$\lambda_2 = 200R^{-0,33} \exp(A^{0,4})$; $A = -0,6844C - 0,0069Si - 0,0674Mn - 0,1412Cr - 0,0057Mo - 0,1259Ni + 0,14788C^2 + 0,00387Cr^2 + 0,00101Ni^2 - 0,10295CrC + 0,00456CrNi$	—		
15	$\lambda_2 = 16,3(1 - 0,63Si - 0,26Mn - 0,06Cr - 0,09Ni + 0,18SiMn + 0,06MnCr + 0,02MnNi) \tau_{LS}^{0,45}$	$C = 0,09$; $Si = 0,4$; $Mn = 1,2$; $Ni = 2,1$; $Cr = 1,1$	2012	[42]
16	$\lambda_2 = 18,39(1 - 0,73C) \tau_{LS}^{0,329}$	$0,01 \leq C \leq 0,07$; $Si = 0,3$; $Mn = 1$	2013	*
17	$\lambda_2 = 45,36(1 - 0,68Si - 0,49Mn - 0,26Cr - 0,68Ni) \tau_{LS}^{0,33}$	$C = 0,06$; $X_i = 1$		
18	$\lambda_2 = 21,7(1 - 0,47Si - 0,15Mn - 0,042Cr - 0,072Ni) \tau_{LS}^{0,33}$	$C = 0,6$; $X_i = 1$		
19	$\lambda_2 = 49,58(1 - 0,97C - 0,74Si - 0,58Mn - 0,45Cr - 0,51Ni) \tau_{LS}^{0,325}$	$0,06 \leq C \leq 0,6$; $X_i = 1$		

* Данная работа.

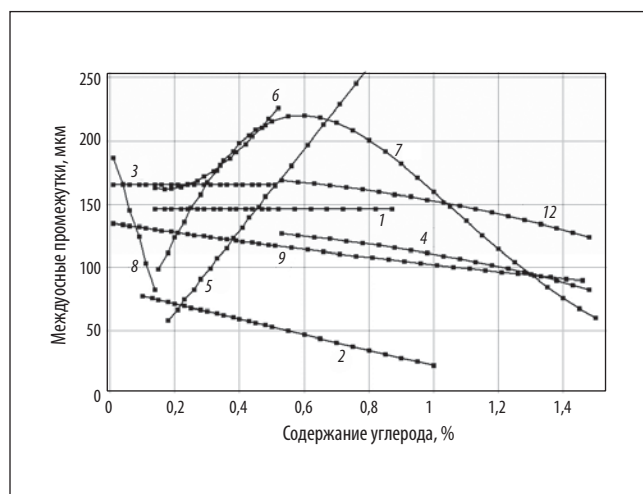


Рис. 1. Зависимость вторичных междоусных промежутков λ_2 от содержания углерода по различным моделям 1–12 при локальной продолжительности затвердевания $\tau_{LS} = 100$ с или скорости охлаждения $R = 0,5$ К/с. Нумерация кривых 1–12 соответствует табл. 1

ми, носит сложный характер и не согласуется даже по знаку выявленного эффекта (см. табл. 1 работы [36]).

Отдельного внимания заслуживает работа [1], где в лабораторных условиях исследована дендритная структура при направленном затвердевании серии низкоуглеродистых сталей (с содержанием 0,14–0,88 % C при Si = 0,46 %; Mn = 0,65 %), значительно отличающихся величиной температурного интервала затвердевания Δt_{LS} (36–99 К). При исследовании структуры в более чем 60 точках каждого образца установлено, что варьирование скорости охлаждения в широких пределах от 3 до 200 К/мин вызывает практически одинаковые изменения величины λ_2 (от 60 до 500 мкм) для различных сталей (кривая 3, рис. 1). Уравнения регрессии вида $\lambda_2 = K_1 R^{-n}$ дают для отдельных сплавов с различным содержанием углерода значения параметров K_1 и n , которые находятся в достаточно узких пределах.

Таблица 2.

Вклад различных компонентов стали в диффузионную коалесценцию дендритов

Фаза	Параметр	Компоненты сплава X_i					$\sum_k \frac{p_i(1-k_i)C_i^L}{D_i^L}$
		C	Si	Mn	Cr	Ni	
	$D_i^L, 10^{-9} \text{ м}^2/\text{с}$	5,41	3,74	3,71	2,57	3,01	
$\alpha\text{-Fe}$	$C_0, \%$	0,01–0,09	0,2–0,6	0,6–1,2	0,1–0,5	0,1–0,5	
	$p, \text{ К}/\%$	80–85	14–16	4–4,8	2,5–2,8	4–5	
	k	0,14–0,17	0,55–0,6	0,63–0,66	0,85–0,88	0,8–0,85	
	$p(1-k)C_0/D_i^L$	0,76–0,81	0,4–1,07	0,22–0,48	0,02–0,1	0,02–0,18	1,38–2,55
$\gamma\text{-Fe}$	$C_0, \%$	0,5–0,8	0,2–0,6	0,6–1,2	0,1–0,5	0,1–0,5	
	$p, \text{ К}/\%$	70–80	20–22	2,5–3,5	1,6–2,8	2,8–3	
	k	0,33–0,35	0,5–0,58	0,66–0,7	0,75–0,8	0,88–0,95	
	$p(1-k)C_0/D_i^L$	5,17–6,19	0,48–1,6	0,14–0,38	0,01–0,08	0,01–0,08	5,85–8,3

Увеличение λ_2 (кривая б, см. рис. 1), установленное при исследовании слябов из стали с содержанием 0,14–0,56 % C (при Si = 0,24–0,52 %; Mn = 0,72–1,71 %) объяснено [11] изменением Δt_{LS} в пределах от 40 до 82 К.

Формулы, приведенные в табл. 1, получены с помощью статистического анализа экспериментальных данных, поэтому коэффициенты регрессии в них должны оцениваться с учетом их соотношения с соответствующим доверительным интервалом, который в указанных публикациях не приведен, а также с выявлением возможной корреляции между содержанием различных компонентов. Не располагая этими данными, при разнообразной и сложной математической форме уравнений регрессии судить о вкладе различных компонентов можно только качественно. В частности, графическое сопоставление зависимостей $\lambda_2(C)$ на рис. 1 показывает, что в настоящее время нет надежных экспериментальных оснований для однозначных заключений о характере влияния углерода на дисперсность дендритной структуры.

Аналогичные черты двойственного влияния и других компонентов стали выявляются в табл. 1 путем сопоставления формул 5, 9, 13 и 14: перемена знака на обратный перед такими элементами, как Si, Mn, Ni и Cr, отмечается в них неоднократно. Этот результат труднообъясним, если не рассматривать это как следствие взаимного влияния компонентов при различном составе сплавов, а также как проявление того, что некоторые (близкие к статистически незначимым) коэффициенты регрессии, особенно при заметной взаимной корреляции содержания элементов, свойственной статистическим моделям, могут в пределах доверительного интервала менять знак [33, 35, 37].

Физико-химический анализ влияния факторов на величину вторичных междуосных промежутков. Для выявления влияния компонентов ста-

ли на конечные междуосные промежутки дендритов, которое связано с процессами диффузионной коалесценции [23–24, 27], происходящими при их формировании, необходим количественный анализ воздействия факторов различной природы: физико-химических, зависящих от содержания C_i^L каждого i -го компонента в расплаве (коэффициента распределения k , наклона поверхности ликвидуса p , коэффициента диффузии в расплаве D^L и др.) и теплофизических (температуры ликвидуса t_L и солидуса t_S , теплоты кристаллизации Q , теплоемкости c , темпа выделения твердой фазы и др.). Системную взаимосвязь отмеченных факторов отражает обобщенная формула [24]

$$\lambda_2^3 = \lambda_0^3 + \frac{\Gamma}{\varphi} \tau_{LS} \frac{1}{\sum_k \frac{p_i(1-k_i)C_i^L}{D_i^L}}, \quad (1)$$

где λ_0 — начальное значение вторичных междуосных промежутков, формирующихся вблизи вершины дендритного ствола; φ — коэффициент, зависящий от принятой модели коалесценции [27, 39]; Γ — коэффициент Гиббса — Томсона; τ_{LS} — локальная продолжительность выделения твердой фазы. Как свидетельствуют расчеты значений λ_0 и результаты соответствующих экспериментов [24, 39 и др.], при интенсивной коалесценции обычно достигается соотношение $\lambda_2 \gg \lambda_0$, поэтому влияние компонентов оценивали при моделировании по величине второго члена формулы (1).

Варьирование состава сплава вызывает изменение интенсивности переноса компонентов в расплаве, а также продолжительности кристаллизации τ_{LS} , зависящей в условиях литья от соотношения выделяющейся теплоты кристаллизации и интенсивности наружного теплоотвода. Совместное воздействие этих разнородных факторов при варьировании состава сплава осложнено взаимным влиянием компонентов сплава [24] и способно вызвать изменение λ_2 различной величины и знака.

Таблица 3.
Теплофизические параметры и условия формирования дендритной структуры внеперитектических сплавов с различным содержанием углерода (0,01 < C < 0,07, %)

Параметры сплавов	Содержание углерода C ₀ , % (масс.)				
	0,01	0,02	0,04	0,06	0,07
Δt _{LS} , К	10	14	22	32	37
Q, МДж/м ³	1800	1821	1865	1909	1934
τ _{LS} , с	827	830	871	912	934
R, К/с	0,01	0,02	0,03	0,04	0,04

Примечание. Состав сплава: 0,3 % Si, 1 % Mn; условия затвердевания: перегрев при заливке Δt_{пер} = 50 К; c_L = 4,8 МДж/м³·К; c_S = 4,7 МДж/м³·К; α = 150 Вт/м²·К; физико-химические параметры: φ = 0,048; D_L = 5·10⁻⁹ м²/с; Γ = 2·10⁻⁷ м·К; значения τ_{LS} и R приведены для осевой зоны заготовки.

Физико-химические параметры исследованных сплавов, указанные в табл. 2, определены путем термодинамического моделирования [24]. При близком значении D_i^L и Γ_i [40] для различных компонентов стали, входящих в формулу (1) [40], наиболее существенной является величина коэффициентов p_i и k_i, которые зависят от состава многокомпонентного жидкого раствора, а также структуры выделяющейся твердой фазы (δ- или γ-Fe). По влиянию на величину комплексного параметра p(1 - k)C₀/D_i^L (см. табл. 2) определяющим является углерод, имеющий наибольшее значение p_C и наименьшее k_C (его вклад ~30–50 % при выделении δ-фазы и ~75–85 % в γ-фазе). Компоненты замещения по своему удельному влиянию располагаются в следующей последовательности: Si (вклад, соответственно, 30 и 12 %), Mn (14 и 3 %), Ni (5 и 1 %), Cr (1,5 и 1 %). Таким образом, уве-

личение содержания углерода и повышение доли γ-фазы вызывает уменьшение величины междуосных промежутков вследствие прогнозируемой интенсификации процесса диффузионной коалесценции, что вполне согласуется с характером большинства кривых (4, 8, 9, 12) на рис. 1 и с данными табл. 1 работы [36].

Для всесторонней оценки влияния компонентов стали в соответствии с формулой (1) необходимо также учитывать, что при варьировании содержания компонентов происходит значительное изменение теплофизических характеристик (c, L) и температурного интервала затвердевания Δt_{LS}, непосредственно влияющих на τ_{LS}.

Численный анализ влияния углерода на величину вторичных междуосных промежутков. Расчет формирования дендритной структуры произведен путем численного моделирования условий затвердевания и дендритной кристаллизации плоской заготовки толщиной 240 мм из многокомпонентных сплавов разного состава на основе модели [24, 25], представленной и использованной в предшествующем разделе обзора [36]. Физико-химические и теплофизические параметры исследованных сплавов с различным содержанием исследованных компонентов сопоставлены в табл. 3 и 4. Для расчета кинетики изменения вторичных междуосных промежутков и их конечной величины по сечению заготовки использовали дифференциальное уравнение

$$\frac{d(\lambda_2^3)}{d\tau} = \frac{\Gamma}{\varphi} \frac{1}{\sum_k \frac{p_i(1 - k_i)C_i^L}{D_i^L}}, \quad (2)$$

при решении которого учитывали изменение локального состава жидкой фазы C_i^L в условиях не-

Таблица 4.
Теплофизические параметры и условия формирования дендритной структуры сплавов с различным содержанием компонентов

Условия кристаллизации сплавов		Состав сплава, % (масс.)				
		C ₀	C ₀ +1 % Si	C ₀ +1 % Mn	C ₀ +1 % Cr	C ₀ +1 % Ni
C ₀ = 0,06 % (выделение δ-фазы)	Δt _{LS} , К	22	37	26	23	25
	Q, МДж/м ³	1958	1987	1951	1921	1937
	τ _{LS} , с	537	1209	648	544	603
	D _i ^S , 10 ⁻⁹ м ² /с	5,2	0,037	0,019	0,021	0,014
	λ ₂ , мкм	365	152	196	272	238
C ₀ = 0,6 % (выделение γ-фазы)	Δt _{LS} , К	72	97	76	69	75
	Q, МДж/м ³	2265	2317	2265	2210	2264
	τ _{LS} , с	1210	1484	1244	1177	1230
	D _i ^S , 10 ⁻¹⁰ м ² /с	8,22	0,018	0,0036	0,0004	0,0016
	λ ₂ , мкм	206	115	175	196	192

Примечание. Значения D_i^S даны при t = 1500 °С; величина τ_{LS} и λ₂ указана для осевой зоны.

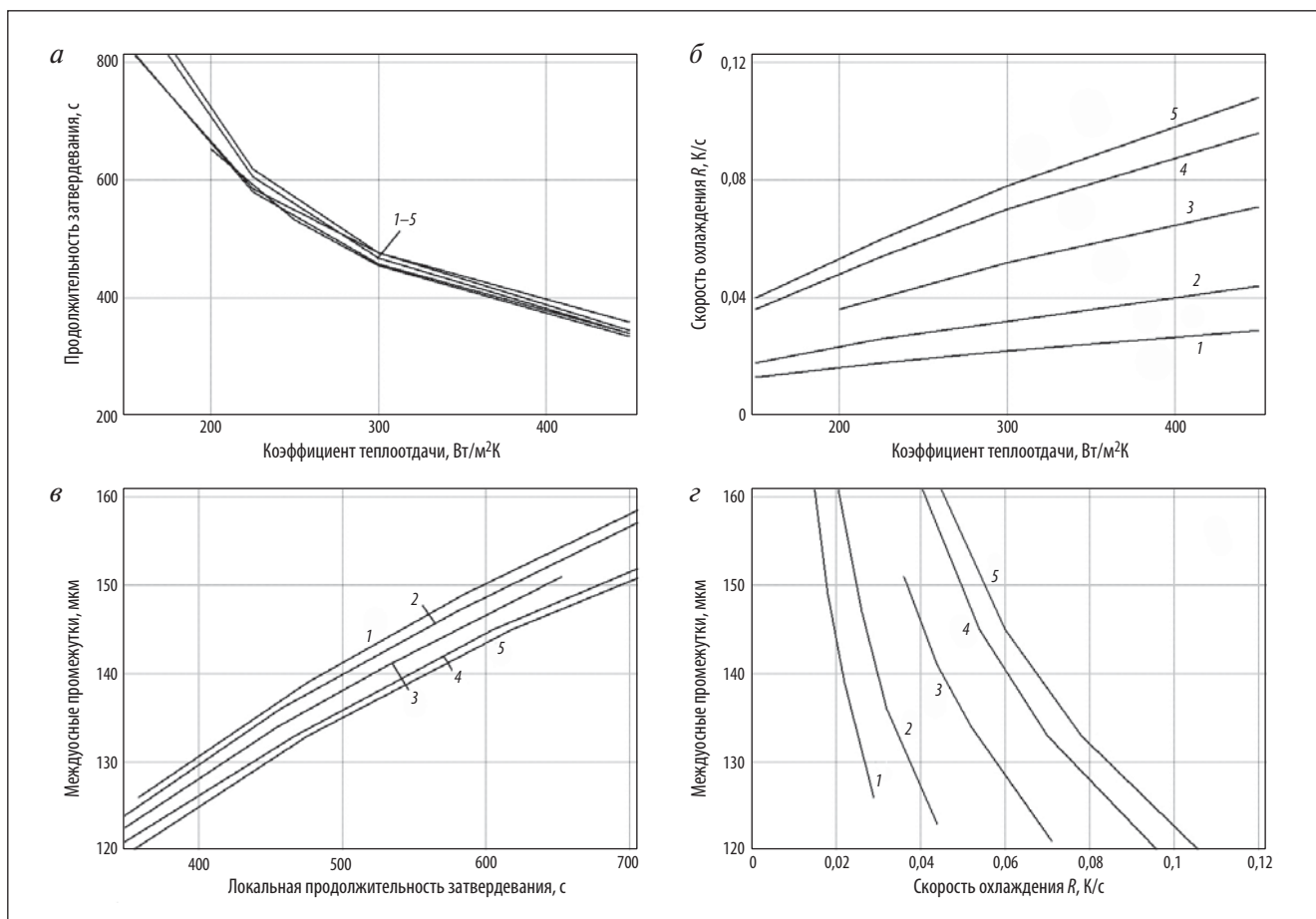


Рис. 2. Влияние локальной продолжительности затвердевания τ_{LS} (а) и скорости охлаждения R (б) на величину междуосных промежутков λ_2 (в, г) сплавов при различной интенсивности теплоотвода и содержании углерода (в центре заготовок толщиной 240 мм) С, %: 1 — 0,01; 2 — 0,02; 3 — 0,04; 4 — 0,06; 5 — 0,07

равновесной кристаллизации при ограниченной диффузии в твердой фазе [24] с помощью уравнения 5 работы [36], а также зависимость параметров D_i^L , k_i и p_i в процессе кристаллизации от температуры. Значение параметра ϕ соответствует основной модели коалесценции [27, 39], описывающей радиальное изменение ветвей различного диаметра. Вопрос о вкладе различных механизмов коалесценции и, соответственно, определении эффективного значения параметра ϕ рассматривается в заключительном разделе обзора.

Приведенные в табл. 3 и на рис. 2 расчетные зависимости показывают, что изменение содержания углерода в пределах 0,01–0,07 % незначительно (на 12 %) отражается на локальной продолжительности затвердевания τ_{LS} (рис. 2, а) и одновременно приводит к существенному (в 3,3 раза) повышению локальной скорости охлаждения R в связи с преобладающим влиянием увеличения температурного интервала затвердевания Δt_{LS} (рис. 2, б).

В результате различия этих теплофизических условий в сочетании с изменением величины физико-химических параметров (см. табл. 2) и ха-

рактера диффузионных процессов при коалесценции дендритной структуры размеры междуосных промежутков λ_2 заметно варьируются в зависимости от содержания углерода, интенсивности теплоотвода и по сечению заготовки (рис. 2, в, г). Связь дендритной структуры со скоростью охлаждения R имеет косвенный характер и приносит в анализ дополнительные факторы, не имеющие прямого физико-химического влияния на процесс перераспределения компонентов в сплаве (см. рис. 2, г).

Полученные расчетные зависимости для различных сплавов описываются степенными формулами вида $\lambda_2 = K_2 \tau_{LS}^m$, где показатели степени m весьма близки к 0,33 (см. формулу (1)). Значения коэффициентов K_2 , отвечающих величине λ_2 на поверхности и в центре массивной заготовки, весьма близки (15,7–17,3 мкм/с^m) и мало отличаются при различном содержании углерода (16,9–17,8 мкм/с^m) в удовлетворительном согласии с экспериментальными данными (см. табл. 2).

Статистические модели (см. табл. 1 работы [36]), описывающие влияние состава многокомпонентных сплавов на их микроструктуру [14, 17,

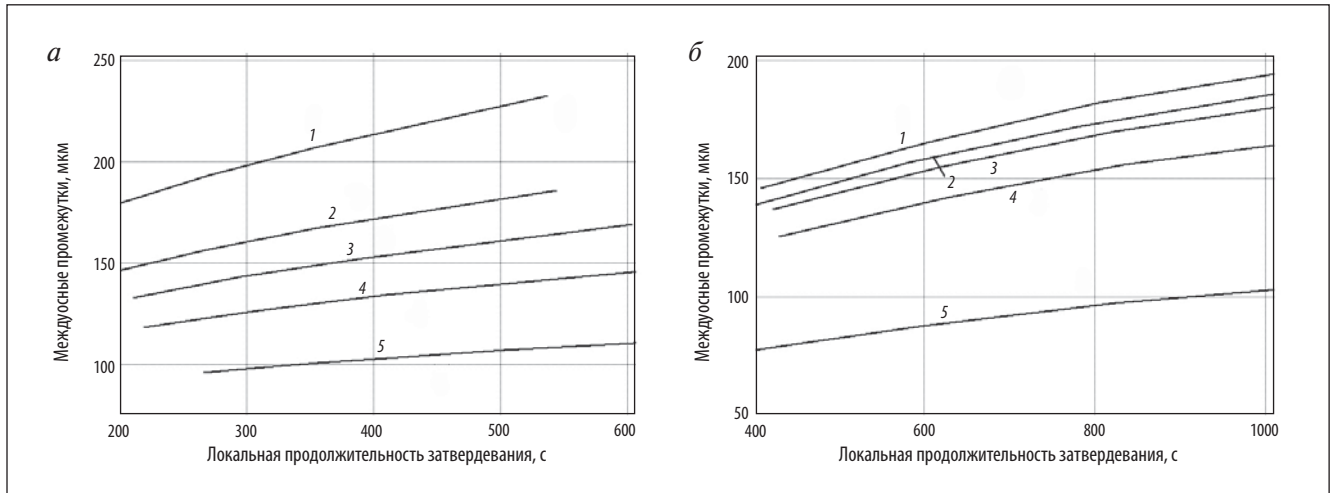


Рис. 3. Влияние компонентов стали — С (1), Cr (2), Ni (3), Mn (4) и Si (5) на величину вторичных междусных промежутков дендритов λ_2 в сплавах с содержанием углерода 0,06 (а) и 0,6 (б) % в зависимости от локальной продолжительности затвердевания (в центре заготовок толщиной 240 мм)

20, 38 и др.], имеют в ряде случаев искусственный характер и не могут использоваться для интерпретации полученных данных. В качестве рациональной математической конструкции для представления эмпирических и расчетных данных целесообразно принять выражение канонического вида $\lambda_2 = K\tau_{LS}^m$, адекватно отражающее влияние теплофизических условий формирования структуры (см. формулы (1) и (2)), с коэффициентом пропорциональности K , который отражает влияние состава сплава с помощью дополнительного концентрационного множителя, имеющего аналитически простую и физически понятную полиномиальную форму (см. формулы 5, 7, 10 в табл. 1 работы [36])

$$\lambda_2 = K_0(1 + \sum b_i C_i + \sum b_{ij} C_i C_j + \sum b_{ii} C_i^2) \tau_{LS}^m, \quad (3)$$

где коэффициенты регрессии линейной (b_i), неполной квадратичной (b_i, b_{ij}) или квадратичной (b_i, b_{ij}, b_{ii}) модели рассчитывают путем статистического анализа [41] экспериментального набора данных, содержащего значения λ_2/τ_{LS}^m . Влияние содержания углерода во внеперитектических сплавах при $C \leq 0,07$ % (табл. 3) описывается сводным выражением (формула 16 в табл. 1 работы [36]):

$$\lambda_2 = 18,39(1 - 0,731C) \tau_{LS}^{0,329}, \quad (4)$$

которое базируется на массиве данных численностью N более 20 точек и характеризуется значениями коэффициентов корреляции $R_1 = 0,989$ (на этапе логарифмической линеаризации выражения $\lambda_2 = K\tau_{LS}^m$ при определении $m = 0,329 \pm 0,038$), а также $R_2 = 0,984$ (на этапе оценки $K_0 = 18,39 \pm 0,02$ мкм/с^m и коэффициента

$b_C = 0,73 \pm 0,03$, величина которого близка значениям в формулах 2, 4, 9 и 12 на рис. 1).

Численный анализ влияния компонентов стали на величину вторичных междусных промежутков. Для сравнительной оценки вклада отдельных компонентов стали в формирование дендритной структуры в табл. 4 и на рис. 3 представлено изменение значений λ_2 при раздельном введении 1 % Si, Mn, Cr или Ni в расплав с содержанием 0,06 и 0,6 % С. Совокупное действие представленных теплофизических и физико-химических факторов приводит к значительному различию в продолжительности затвердевания сплавов, отличающихся содержанием компонентов.

Однако характер влияния компонентов на величину междусных промежутков λ_2 определяется, как следует из табл. 4, не изменение теплофизических характеристик, а комплекс физико-химических факторов, под действием которых происходит формирование состава жидкой фазы, а также диффузионное перераспределение компонентов между дендритными ветвями. Введение в сплав, содержащий углерод, любого из исследованных компонентов (Si, Mn, Cr и Ni) вызывает уменьшение величины λ_2 , интенсивность которого возрастает в следующем порядке: Cr-Ni-Mn-Si, приводя к значительному повышению дисперсности дендритной структуры.

Эту последовательность определяет величина комплекса параметров $p_i(1 - k_i)C_i^l/D_i^l$ (см. табл. 2), находящихся под знаком суммы в знаменателе формул (1) и (2). Среди них, как отмечено выше, ведущая роль принадлежит параметрам k_i и p_i , которые определяют важную роль углерода (несмотря на его относительно малую концентрацию) и высокое удельное влияние кремния. Кроме того,

увеличение концентрационного интервала затвердевания $\Delta C_i = (1 - k_i)C_i^L$ способствует возникновению и развитию неоднородности состава расплава вблизи межфазной границы.

Полученные при статистическом анализе логарифмические зависимости $\lambda_2(\tau_{LS})$ для отдельных компонентов при $C = 0,06\%$ хорошо описываются уравнениями $\lambda_2 = K_2\tau_{LS}^m$ при $m \approx 0,33-0,34$ и значениях K_2 (мкм/с^m), существенно отличных для разных компонентов ($K_2^C = 42,7$; $K_2^{Si} = 14,8$; $K_2^{Mn} = 22,4$; $K_2^{Cr} = 31,4$; $K_2^{Ni} = 26,6$). Аналогичные закономерности представлены на рис. 3, б для сплавов с содержанием углерода $C = 0,6\%$. Соответствующие логарифмические зависимости $\lambda_2(\tau_{LS})$ при $C = 0,6\%$ отличаются более низкими значениями коэффициентов K_2 ($K_2^C = 21,5$; $K_2^{Si} = 12,8$; $K_2^{Mn} = 18,7$; $K_2^{Cr} = 20,5$; $K_2^{Ni} = 20,2$).

В табл. 1 приведены результирующие соотношения 17–19, связывающие величину вторичных междуосных промежутков λ_2 с химическим составом сплавов при фиксированном ($R = 0,99$ для уравнений 17, 18) и переменном ($R = 0,778$ в уравнении 19) содержании углерода, отражающие специфику выделения δ - или γ -фазы. Эти формулы отличаются от эмпирических уравнений 1–14 тем, что отражают независимое влияние различных компонентов стали, выражаемое коэффициентами регрессии b_i с помощью линейной статистической модели типа 8. Уравнение 15 получено на основе результатов численного моделирования формирования дендритной структуры в осевой зоне при затвердевании сляба толщиной 240 мм из стали 10ХГН2 по изложенной выше методике [42]. Для выявления раздельного и совместного влияния компонентов стали на величину междуосных промежутков λ_2 одновременно изменяли их содержание в многокомпонентной композиции (дробный факторный эксперимент 2^{4-1} , генерирующее соотношение $X_4 = X_1X_2X_3$) в соответствии методикой ортогонального планирования экспериментов [41], чтобы при построении многофакторной статистической модели обеспечить отсутствие взаимной корреляции по содержанию компонентов сплава.

Показатель степени при τ_{LS} получен путем логарифмической линеаризации для более чем 30 точек по сечению заготовки. Приведенные коэффициенты регрессии b_i и b_{ij} показывают, что, кроме основного линейного эффекта уменьшения λ_2 при введении каждого из исследованных компонентов, имеет место их взаимное влияние, которое снижает линейный эффект тем интенсивнее, чем больше содержание взаимодействующих компонентов. Специфика приведенных уравнений 1–19 заключается в том, что значения коэффициентов, отражающие различный эффект

влияния исследованных элементов, имеют локальный характер, присущий статистическим моделям, т. е. отвечают конкретному осредненному составу сплава.

Обзор публикаций, посвященных зависимости междуосных промежутков дендритной микроструктуры углеродистых и низколегированных сталей от их химического состава, свидетельствует, что оценка этого влияния, полученная экспериментальным путем и представленная статистическими моделями, характеризуется значительными расхождениями по математической форме, а также по знаку и величине коэффициентов регрессии, отражающих вклад различных компонентов стали. В результате совокупность представленных моделей носит противоречивый характер и не позволяет дать однозначную количественную оценку влияния компонентов стали на их дендритную структуру и выявить его определяющие факторы.

Для повышения качества статистических моделей (исключение незначимых эффектов, вызываемых отдельными компонентами, устранение корреляционных искажений и др.) и обеспечения их адекватности целесообразно унифицировать описание опытных данных на основе полиномиальной формы концентрационного множителя уравнения регрессии, коэффициенты которого следует определять по методике ортогонального планирования экспериментов.

Компьютерный анализ формирования дендритной структуры на основе расчета неравновесной кристаллизации с учетом изменения состава жидкой фазы и эволюции междуосных промежутков дендритов позволяет количественно оценить вклад физико-химических и теплофизических факторов в развитии коалесценции вторичных дендритных ветвей. При повышении содержания углерода, кремния, марганца, хрома и никеля, а также с увеличением доли аустенита, выделяющегося из расплава, происходит уменьшение размеров вторичных междуосных промежутков в углеродистых и низколегированных сталях, обусловленное подавлением диффузионного переноса компонентов в процессе коалесценции дендритных ветвей. ЧМ

Библиографический список (продолжение*)

36. Голод В. М., Емельянов К. И., Орлова И. Г. Дендритная микронеоднородность литой стали:

* Работы [1–35] библиографического списка приведены в I части статьи, опубликованной в журнале «Черные металлы», 2013, № 8.

обзор проблем и их компьютерный анализ (часть 1) // Черные металлы. 2013. № 8. С. 9–17.

37. *Taha M. A.* Some observations of dendritic morphology and dendrite arm spacing // *Metal Science*, 1979, No. 1, p. 9–12.

38. *Guo W., Zhu M.* Characteristic parameters for dendritic microstructure of solidification during slab continuous casting // *J. Iron Steel Res. Int.*, 2009, v. 16, No. 1, p. 17–21.

39. *Han Q., Hu H., Zhong X.* Models for the isothermal coarsening of secondary dendrite arms in multicomponent alloys // *Metall. Mater. Trans.*, 1997, v. 28B, No. 6, p. 1185–1187.

40. *Miettinen J.* Thermodynamic-kinetic simulation of constrained dendrite growth in steel // *Metall. Mater. Trans.*, 2000, v. 31B, No. 2, p. 365–379.

41. *Налимов В. В., Чернова А. А.* Статистические методы планирования экстремальных экспериментов. — М.: Наука, 1965. — 340 с.

42. *Голод В. М., Емельянов К. И., Орлова И. Г.* Дендритная микронеоднородность стальных отливок: обзор исследований и компьютерный анализ // *Литейное производство сегодня и завтра: сб. тр. IX Всеросс. науч.-техн. конф.* — СПб., Изд-во Политехн. ун-та, 2012. С. 436–455.

INFORMATION ABOUT THE PAPER IN ENGLISH

DENDRITIC MICRO-HETEROGENEITY OF CAST STEEL: REVIEW OF THE PROBLEMS AND THEIR COMPUTER-AIDED ANALYSIS (Part 2)

Golod V. M.¹, Cand. Eng., Prof.

Emelyanov K. I.¹, Post-graduate Student

Orlova I. G.¹, Post-graduate Student

¹ Chair of Physics and Chemistry of Cast Alloys and Processes, Saint-Petersburg State Polytechnical University (Saint-Petersburg, Russia)

E-mail: cheshire@front.ru

Abstract: The article (the second part of the overall review) observes the publications on dependence of dendrite arm spacing microstructure of industrial iron-based alloys from their chemical composition. It is noted that quantification of this effect obtained by experiments and presented by statistical models, are characterized by significant differences in mathematical form, as well as the sign and magnitude of the regression coefficients which evaluate the contribution of different components of steel. It is established that dependence of dendrite arm spacing of carbon and low alloy steels (under equality of the thermal parameters — local time of solidification or cooling rate), visualized by graphical comparison of published empirical models, has the contradictory character, that does not allow its unambiguous quantification and detection of the determining factors.

Analysis of this situation shows that it is reasonable to unify description of the experimental data on the basis of a polynomial form of concentration term of regression equation, obtained via orthogonal experimental design, for improving the quality of statistical models (except insignificant effects caused by some components, eliminating correlation distortion) and for ensuring of their adequacy.

The role of physico-chemical and thermal factors in the development of coalescence of secondary arms is quantified by numerical calculation of the dendritic structure produced by computer simulation of non-equilibrium solidification of steel slabs (250 mm thickness) with calculation the changes in the composition of the liquid phase and the evolution of interdendritic spacing. Reduction of the secondary dendrite spacing in carbon and low alloy steels with growth of C, Si, Mn, Cr and Ni content, as well as increase in the proportion of austenite during solidification, due to the suppression of diffusion transport of components during coalescence of dendritic branches, are observed. Quantitative evaluation of intensity of the process defined by the concentrations of components and a number of thermodynamic (a slope

of the liquidus, the distribution coefficient) and kinetic (diffusion coefficient in the melt, the Gibbs-Thomson coefficient) parameters decrease in the following sequence: C, Si, Mn, Ni, Cr.

In the final part of the review the researching and modeling of microheterogeneity of dendritic structure using the developed computer models are provided.

Key words: carbon and low-alloy steel, dendritic structure, dendrite arm spacing, empirical power-type models, computer modeling, non-equilibrium crystallization.

References*:

- Golod V. M., Emelyanov K. I., Orlova I. G.* Chernye Metally — Ferrous metals. 2013. No. 8. pp. 9–17.
- Taha M. A.* Some observations of dendritic morphology and dendrite arm spacing. *Metal Science*. 1979. No. 1. pp. 9–12.
- Guo W., Zhu M.* Characteristic parameters for dendritic microstructure of solidification during slab continuous casting. *Journal of Iron and Steel Research, International*. 2009. Vol. 16, No. 1. pp. 17–21.
- Han Q., Hu H., Zhong X.* Models for the isothermal coarsening of secondary dendrite arms in multicomponent alloys. *Metallurgical and Materials Transactions*. 1997. Vol. 28B, No. 6. pp. 1185–1187.
- Miettinen J.* Thermodynamic-kinetic simulation of constrained dendrite growth in steel. *Metallurgical and Materials Transactions*. 2000. Vol. 31B, No. 2. pp. 365–379.
- Nalimov V. V., Chernova A. A.* Statisticheskie metody planirovaniya ekstremalnykh eksperimentov (Statistic methods of design of extremal experiments). Moscow: Nauka, 1965. 340 p.
- Golod V. M., Emelyanov K. I., Orlova I. G.* Dendritnaya mikkoneodnorodnost stalnykh otlivok: obzor issledovaniy i kompyuternyy analiz. Sbornik "Liteynoe proizvodstvo segodnya i zavtra". Trudy 9 Vserossiyskoy nauchno-tekhnikeskoy konferentsii (Dendritic microinhomogeneity of steel founding: review of researches and computer analysis. Collection "Foundry today and tomorrow". Proceedings of the 9-th All-Russian scientific and technical conference). Saint Petersburg, Publishing House of Polytechnical University, 2012. pp. 436–455.

*The sources of references [1–35] are given in the first part of the article, published in the 8-th issue of "Chernye Metally" journal (August, 2013).