



There are given the results of calculation of the ingots crystal structure and continuously cast slugs indexes during the procedure of solidification (of the metal stay duration in two-phase state, of the dendritic nucleus size and medium size of iron sulfide), based on using of the experimental and theoretical methods.

Ю. А. САМОЙЛОВИЧ, НПП «Платан» (г. Екатеринбург),
В. И. ТИМОШПОЛЬСКИЙ, БНТУ,
Н. В. АНДРИАНОВ, РУП «БМЗ»,
И. А. ТРУСОВА, БНТУ,
В. А. МАТОЧКИН, РУП «БМЗ»

УДК 621.746.5

ДВУХФАЗНОЕ СОСТОЯНИЕ РАСПЛАВА ПРИ НЕПРЕРЫВНОМ ЛИТЬЕ ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ

Большинство промышленных сплавов представляет собой многокомпонентные системы и кристаллизуется в интервале температур между ликвидусом и солидусом. Отличительной чертой процесса кристаллизации металлических сплавов является склонность к образованию древовидных (дендритных) форм растущих в расплаве кристаллитов.

Указанные особенности многих металлических сплавов приводят к тому, что достаточно адекватное описание процесса кристаллизации слитков и заготовок должно опираться на представление о затвердевающем сплаве как двухфазной системе «расплав плюс кристаллы», что следует учитывать при математической формулировке большинства задач теплофизики слитка.

Необходимость учета двухфазного состояния затвердевающего расплава, имеющего отношение к распространенному процессу литья стали, определяется следующими обстоятельствами.

При непрерывном литье стали незатвердевшая часть (жидкое ядро) заготовки представляет собой заполненную расплавом полость, поперечные размеры которой (толщина, ширина), как правило, в десятки раз меньше ее протяженности вдоль технологической оси в направлении вытягивания заготовки. В результате достаточно интенсивного внешнего охлаждения жидкое ядро заготовки во многих местах прорастает дендритными кристаллитами, образующими своеобразные «мосты», которые разделяют полость затвердевающей заготовки на определенное число отдельных участков. На этих участках процессы кристаллизации протекают практически независимо от соседних участков (рис. 1). Результатом подобного обособления отдельных участков стальной заготовки является необходимость учета формирования пустот в термическом центре каждого такого участка, выполнение усадки в котором осуществляется путем фильтрации расплава через область «моста» сросшихся кристаллитов.

Специальные эксперименты, проводимые методами механического и термического зондирования, показали, что двухфазную зону отвердевающего расплава можно разделить на участки «жидко-твердого» и «твердо-жидкого» состояния [1, 2]. На первом участке растущие в расплаве кристаллы не связаны между собой и образуют своеобразную суспензию, обладающую определенной подвижностью. На втором из отмеченных участков дендритные кристаллиты соединяются в механически связанную скелетную форму, которая обладает способностью сопротивляться внешним механическим воздействиям как единое целое. В связи с этим при анализе термических

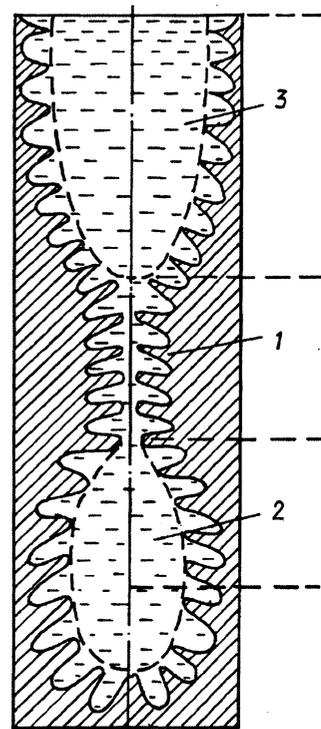


Рис. 1. Схема возникновения «моста» дендритных кристаллитов в непрерывнолитой стальной заготовке: 1 – «мост» сросшихся кристаллитов; 2 и 3 – локализованные участки незатвердевшей части (жидкого ядра) заготовки

напряжений, возникающих в твердой корке затвердевающей заготовки, граница начала зоны термических напряжений отсчитывается от указанной поверхности (рис. 2), где формируется скелетная форма механически связанных кристаллитов, заполненная изнутри незатвердевшей частью расплава.

Специальные эксперименты [3, 4] показали, что неметаллические включения эндогенного происхождения (сульфиды и некоторые оксиды) возникают именно в зоне обособленных дендритных ячеек, образованных системой растущих в расплаве кристаллитов столбчатой (шестоватой) формы. Размер дендритных ячеек является важнейшей характеристикой первичного кристаллического строения затвердевающего слитка (или заготовки), в значительной мере определяющей степень химической неоднородности полностью остывшего изделия.

На рис. 3 и 4 показана зависимость размера дендритной ячейки (d_{II}) и среднего размера возникающих в междендритном пространстве сульфидных включений (d_s) от продолжительности пребывания металла в двухфазном состоянии согласно экспериментам [3].

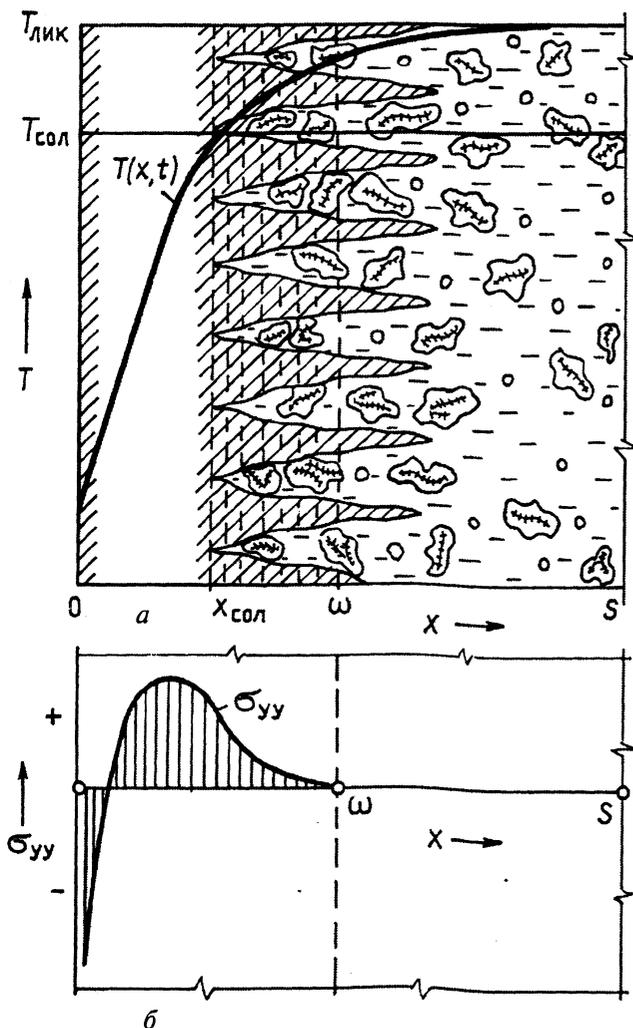


Рис. 2. Схема распределения температур (а) и термических напряжений (б) в сечении плоской отливки из бинарного сплава

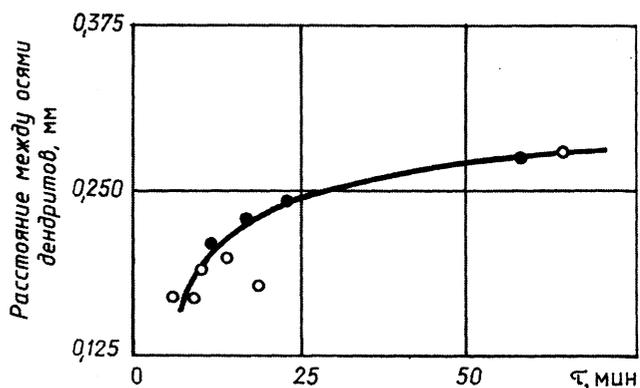


Рис. 3. Зависимость расстояния между осями второго порядка от продолжительности пребывания металла в двухфазном состоянии по данным [3]

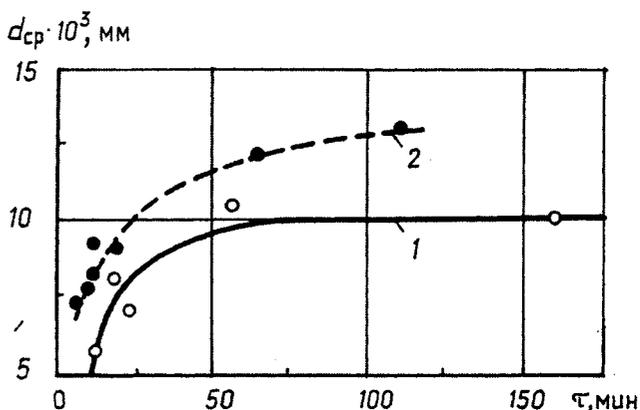


Рис. 4. Зависимость размеров сульфидных включений от продолжительности пребывания металла в двухфазном состоянии: 1 – при охлаждении образцов с температуры 1480 °С; 2 – при охлаждении образцов с температуры 1550 °С по данным [3]

Из приведенного выше следует, что для затвердевающего стального слитка (или непрерывнолитой заготовки) определение продолжительности пребывания металла в двухфазном состоянии является важной характеристикой, определяющей показатели физической и химической однородности затвердевающих стальных слитков и непрерывнолитых заготовок. Выделение (обособление) границы формирования достаточно прочного дендритного скелета в затвердевающей отливке принято [2] связывать с достижением определенной температуры, называемой «температурой выливаемости» (в связи с наименованием экспериментов по выливанию жидкого остатка расплава из затвердевающих отливок).

На рис. 5 показана (штриховой линией) граница выливаемости на основе экспериментов, выполненных Б. Б. Гуляевым для сплавов группы Fe – С в широком диапазоне концентраций углерода – от 0,05 до 4,5% [2, с.182]. Представляется возможным выразить значение границы выливаемости для сплавов Fe – С простым соотношением

$$T_{\text{выл}} = T_{\text{лик}} - A_B(T_{\text{лик}} - T_{\text{сол}}),$$

где коэффициент A_B изменяется в достаточно узких пределах (от 0,1 до 0,15).

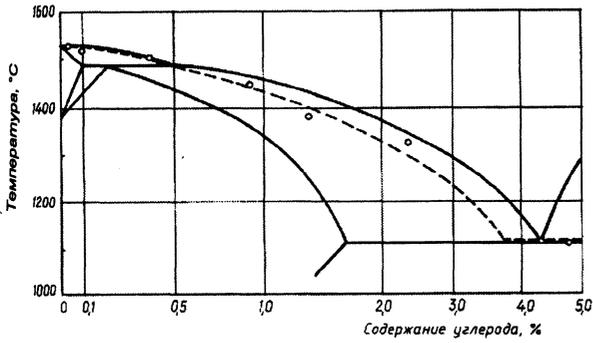


Рис. 5. Положение границы выливаемости (штриховая линия) на диаграмме Fe – С по данным Б.Б. Гуляева [2, с. 182]

Задаваясь значением границы выливаемости, можно оценить длительность пребывания металла в двухфазном состоянии в затвердевающих стальных слитках и заготовках исходя из решения соответствующей задачи нестационарной теплопроводности с учетом конкретных условий остывания затвердевающей отливки.

Ниже представлены результаты компьютерного моделирования процесса затвердевания непрерывнолитой заготовки из кордовой стали марки 80К для условий МНЛЗ Белорусского металлургического завода.

На рис. 6 приведена схема начального участка непрерывнолитой заготовки (с условным обозначением стенок кристаллизатора) и указаны основные размеры, существенные для проведенной серии расчетов, в частности, высота кристаллизатора (800 мм), протяженность трех зон вторичного охлаждения (467, 953 и 1512 мм), а также участок охлаждения заготовки на воздухе между кристаллизатором и первой зоной вторичного охлаждения (326 мм).

Для простоты на рисунке не указаны конструктивные детали МНЛЗ, устройства разливки металла и системы форсуночного водяного охлаждения.

Упрощение задачи коснулось и геометрии поперечного сечения заготовки: вместо существующего на практике прямоугольного сечения заготовки (250x300 мм) расчеты выполнены для заготовки с круговым поперечным сечением, эквивалентный диаметр которого принят равным 310 мм.

Математическая формулировка задачи об определении температурного поля затвердевающей стальной заготовки основана на известной [5] квазиравновесной модели затвердевания бинарного сплава Fe – С с коррекцией соответствующей диаграммы состояния с учетом легирующих компонентов сплава 80К.

Постановка задачи, согласно [6, 7], включает в себя уравнение нестационарной теплопроводности

$$\rho(T)c_{\text{эф}}(T) \left(\frac{\partial T}{\partial t} + v_L \frac{\partial T}{\partial z} \right) = \frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} \left[r \lambda(T) \frac{\partial T}{\partial r} \right], \quad (1)$$

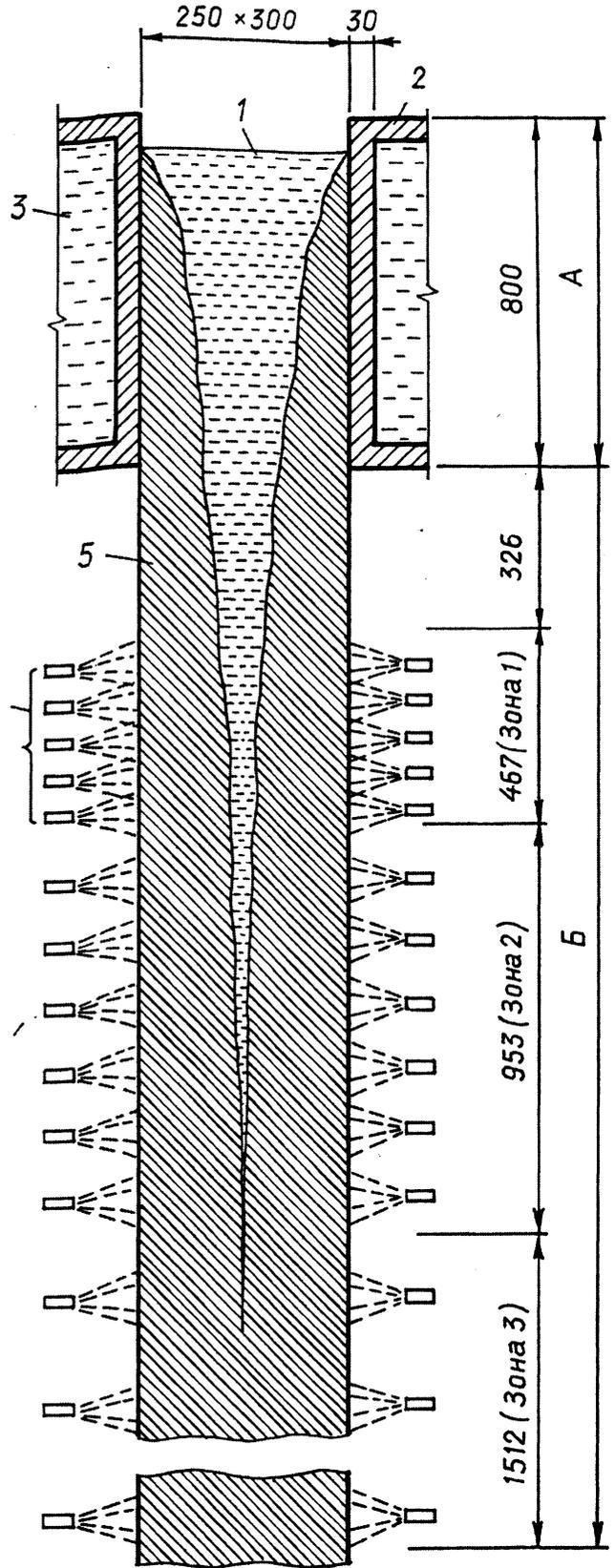


Рис. 6. Схема формирования непрерывнолитой заготовки для условий МНЛЗ-3 РУП «БМЗ»: А – кристаллизатор; Б – зона вторичного охлаждения; 1 – расплав; 2 – стенка кристаллизатора; 3 – вода, охлаждающая кристаллизатор; 4 – водяные форсунки; 5 – твердая корка

где выражение эквивалентной удельной теплоемкости $c_{\text{эф}}(T)$ включает дополнительное слагаемое, с помощью которого выполняется учет выделения теплоты агрегатного превращения сплава в пределах интервала кристаллизации $T_{\text{лик}} = 1458 \text{ }^\circ\text{C}$, $T_{\text{сол}} = 1381 \text{ }^\circ\text{C}$ (детальное изложение используемой квазиравновесной модели кристаллизации заготовки представлено в [6, 7]). При допущении неизменной скорости литья ($v_{\text{л}} = \text{const}$) уравнение (1) преобразуется к виду

$$\rho(T)c_{\text{эф}}(T)v_{\text{л}} \frac{\partial T}{\partial t} = \frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} \left[r \lambda(T) \frac{\partial T}{\partial r} \right] \quad (2)$$

и дополняется краевыми условиями:

$$T(r, 0) = T_N - \Delta T_N \left(\frac{r}{R} \right)^2, \quad (3)$$

где T_N – начальная температура на оси заготовки; ΔT_N – начальный перепад температур вдоль радиуса;

$$\frac{\partial T}{\partial r} = 0 \quad (4)$$

(условие симметрии температурного поля);

$$-\lambda(T) \frac{\partial T}{\partial r} \Big|_{r=R} = \sigma_{\text{в}} (T_{\text{нов}}^4 - T_{\text{с}}^4) + \alpha (T_{\text{нов}} - T_{\text{с}}) \quad (5)$$

– граничное условие на охлаждаемой поверхности заготовки, причем коэффициенты радиационного ($\sigma_{\text{в}}$) и конвективного (α) теплообмена полагаются заданными для каждой из зон охлаждения в соответствии с принятой схемой продвижения заготовки вдоль отдельных зон МНЛЗ. Зависимость теплофизических характеристик изучаемого сплава (ρ , λ , c) от температуры задана в программе в виде кусочно-линейной зависимости с учетом основных легирующих составляющих сплава (0,85% С, 0,55% Мн, 0,3% Si).

Для выполненной серии расчетов, результаты которых приведены ниже, приняты следующие характеристики изучаемого объекта: $2R_0 = 0,31$ (диаметр заготовки), скорость литья – 0,75 м/мин; $T_N = 1500 \text{ }^\circ\text{C}$, $\Delta T = 100 \text{ }^\circ\text{C}$, $T_{\text{с}} = 30 \text{ }^\circ\text{C}$, $\sigma_{\text{в}} = 4,46 \cdot 10^{-8} \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot \text{К}^4)$.

Значения коэффициента теплоотдачи α от поверхности заготовки в зонах вторичного охлаждения МНЛЗ изменяли от 175 до 580 Вт/(м²·К), причем для всех трех зон значения усредненного коэффициента α принимали одинаковыми. Решение поставленной выше задачи осуществляли методом сеток с использованием неявной конечно-разностной схемы Кранка–Николсона; при этом расчетное сечение (радиус заготовки) разделили на 30 отрезков равной величины $\Delta r = \frac{R_0}{30}$,

а непрерывное течение времени в интервале 50 мин – на 2000 равных отрезков длительностью по 0,0025 мин каждый, что обеспечивало доста-

точно высокую точность решения поставленной нелинейной задачи нестационарной теплопроводности.

Результаты численного решения задачи представлены в виде диаграмм на рис. 7–9 (для радиуса заготовки $R_0 = 0,155 \text{ м}$). На рис. 7, а приведены результаты изменения во времени температур на оси и охлаждаемой поверхности заготовки ($T_{\text{осн}}$, $T_{\text{пов}}$), также максимальная разность температур вдоль радиуса заготовки ($\Delta T = T_{\text{осн}} - T_{\text{пов}}$), а на рис. 7, б – графики продвижения во времени, т. е. вдоль технологической оси МНЛЗ, изотерм ликвидуса ($\epsilon_{\text{лик}}$), солидуса ($\epsilon_{\text{сол}}$) и границы выливаемости ($\epsilon_{\text{выл}}$).

Из рис. 7–9 видно, что на значительной части отрезка времени процесса затвердевания заготовок, за исключением начального и конечного (составляющих в сумме не более 20% общей длительности затвердевания), скорость нарастания

твердой корки ($v_{\text{кр}} = \frac{d\epsilon_{\text{выл}}}{dt}$), т. е. на границе выливаемости, поддерживается на постоянном уровне.

Используя известную эмпирическую зависимость между скоростью затвердевания и средним размером дендритной ячейки [1], можно получить набор значений дендритной ячейки в литых заготовках стали 80К для различного размера заготовки и различной интенсивности охлаждения, определяемой величиной коэффициента теплоотдачи в зоне вторичного охлаждения МНЛЗ (см. таблицу):

Диаметр заготовки, см	Значение коэффициента теплоотдачи в ЗВО, Вт/(м ² ·К)	Средняя скорость затвердевания, см/мин	Размер дендритной ячейки, мм
31	175	0,625	0,32
	350	0,750	0,28
	580	0,797	0,26

Для оценки размеров эндогенных сульфидных включений, образующихся в двухфазной зоне затвердевающей заготовки, использовали эмпирическую зависимость

$$d_s = K_s \sqrt{\tau}, \quad (6)$$

где величину коэффициента K_s принимали равной 0,001 мм/(мин^{1/2}) исходя из экспериментальных данных [3, 4]. При этом величину параметра τ (длительность пребывания расплава в двухфазном состоянии) определяли расчетным путем для набора из 30 узлов сеточной области вдоль радиуса затвердевающей заготовки на основании расчетов, результаты которых приведены на рис. 7–9.

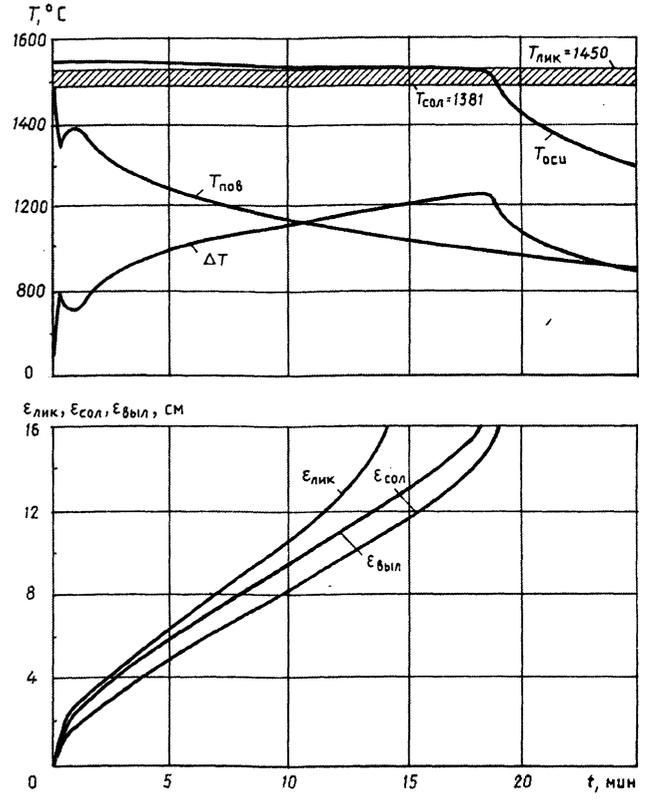
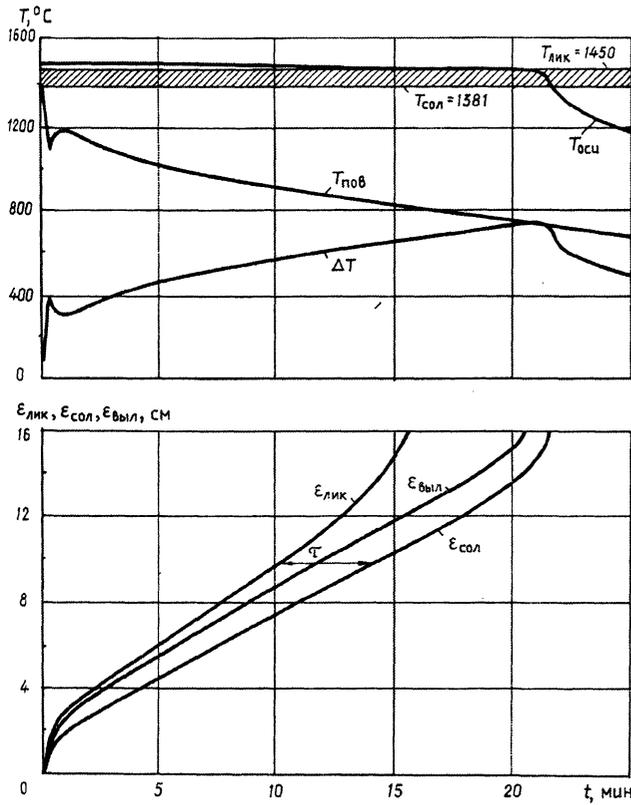


Рис. 7. Результаты расчета показателей режима затвердевания заготовки из стали 80К диаметром 310 мм при задании коэффициента теплоотдачи в зоне вторичного охлаждения (ЗВО) $\alpha = 175 \text{ Вт}/(\text{м}^2\cdot\text{К})$; а – изменение во времени температур на оси и поверхности ($T_{\text{оси}}$, $T_{\text{пов}}$) заготовки, а также максимального перепада температур вдоль радиуса ($\Delta T = T_{\text{оси}} - T_{\text{пов}}$); б – продвижение изотерм ликвидуса, солидуса и температуры выливаемости

Рис. 8. То же, что на рис. 7 при задании коэффициента теплоотдачи в ЗВО $\alpha = 350 \text{ Вт}/(\text{м}^2\cdot\text{К})$

На рис. 10 представлены результаты компьютерного моделирования процесса кристаллизации заготовок стали 80К диаметром 31 см при варьировании интенсивности охлаждения в ЗВО МНЛЗ путем задания различных значений коэффициента конвективной теплоотдачи от 175 до 580 $\text{Вт}/(\text{м}^2\cdot\text{К})$.

Из рисунка видно, что параметры d_{11} и d_s увеличиваются в направлении от поверхности к центру заготовок, что полностью согласуется с данными непосредственных наблюдений.

Представленные материалы являются примером полуэмпирического подхода к определению важных для практики показателей кристаллического строения слитков и непрерывнолитых заготовок при активном использовании результатов компьютерного моделирования процесса затвердевания отливок, базирующегося на квазиравновесной схеме кристаллизации сплава.

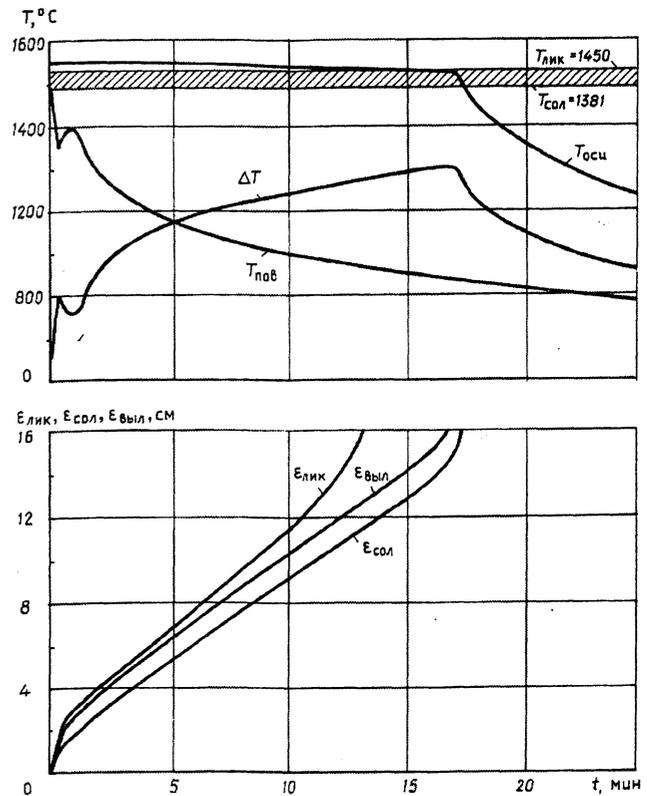


Рис. 9. То же, что на рис. 7 при задании $\alpha = 580 \text{ Вт}/(\text{м}^2\cdot\text{К})$

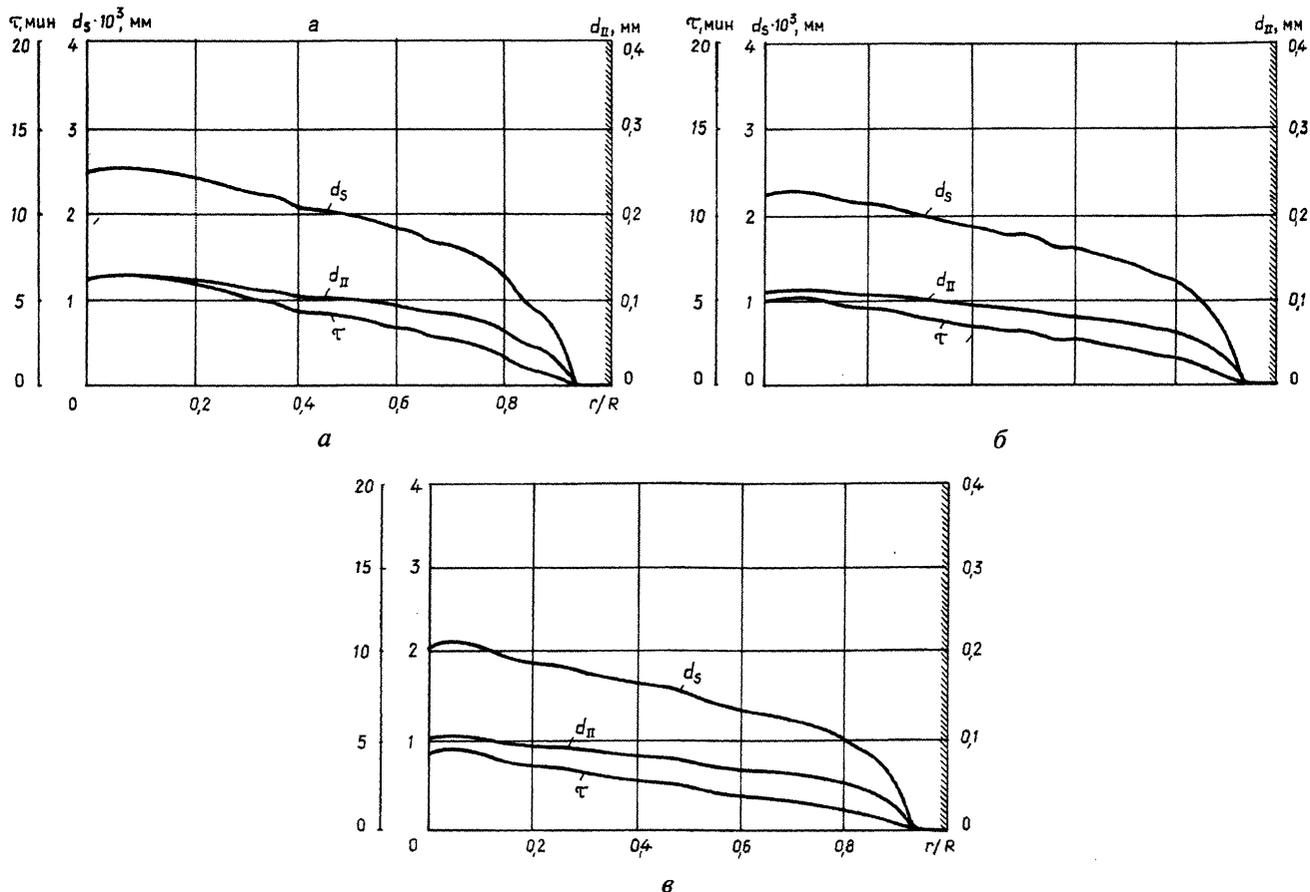


Рис. 10. Распределение длительности пребывания металла в двухфазном состоянии (τ), размеров дендритной ячейки (d_{II}) и средних размеров сульфидов железа (d_s) вдоль радиуса непрерывнолитой заготовки из стали 80К (диаметром 31 см) при различной интенсивности охлаждения заготовок в зоне вторичного охлаждения: а – при $\alpha = 175 \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot \text{К})$; б – при 350; в – при $\alpha = 580 \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot \text{К})$

Литература

1. Гуляев Б. Б. Затвердевание и неоднородность стали. М.: Metallurgizdat, 1950.
2. Гуляев Б. Б. Литейные процессы. М.; Л.: Mashgiz, 1960.
3. Сосков Д. А., Швед Ф. И., Ципунов А. Г. Исследование взаимосвязи основных параметров затвердевания стали ШХ15 с характеристиками ее дендритной структуры и сульфидных включений // Проблемы стального слитка. М.: Metallurgiya, 1969. Т. 3. С. 151–156.
4. Швед Ф. И., Сосков Д. А. Влияние условий затвердевания стали на ее дендритную структуру // Изв. АН СССР. Металлы. 1970. № 3. С. 100–107.
5. Стальной слиток. В 3 т. Т. 1. Управление кристаллической структурой / Ю.А. Самойлович, В.И. Тимошпольский, И.А. Трусова и др.; Под общ. ред. В.И. Тимошпольского, Ю.А. Самойловича. Мн.: Белорусская наука, 2000.
6. Самойлович Ю. А., Крулевецкий С. А., Горяинов В. А., Кабаков З. К. Тепловые процессы при непрерывном литье стали. М.: Metallurgiya, 1982.
7. Тимошпольский В. И. Теплотехнологические основы металлургических процессов и агрегатов высшего технического уровня. Мн.: Навука і тэхніка, 1995.