

The results of theoretical description of the process of the axial chemical heterogeneity formation in continuously cast slug taking into account heat, diffusion and hydrodynamic phenomenon in two-phase zone of hardening steel are given.

Ю. А. САМОЙЛОВИЧ, НПП «Платан», Россия,
В. И. ТИМОШПОЛЬСКИЙ, НАН Беларуси,
И. А. ТРУСОВА, Е. В. КАЛИНЕВИЧ, БНТУ

УДК 621.746

ОСЕВАЯ ХИМИЧЕСКАЯ НЕОДНОРОДНОСТЬ НЕПРЕРЫВНОЛИТЫХ СТАЛЬНЫХ ЗАГОТОВОК

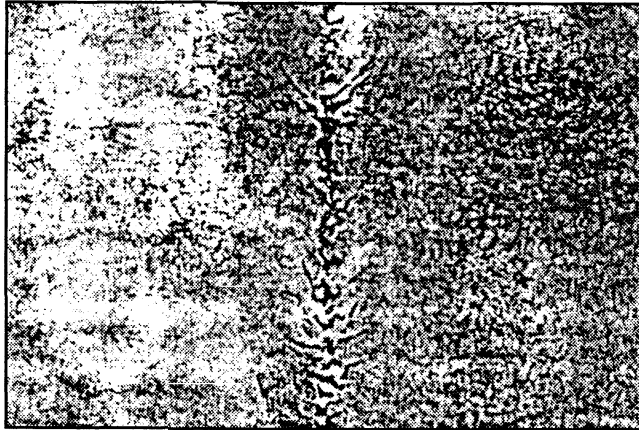
В связи с особенностями затвердевания непрерывнолитых стальных заготовок их центральная часть в большинстве случаев поражена осевой химической неоднородностью (ОХН). Следствием ОХН является повышенная склонность к образованию трещин в осевой зоне заготовок, ухудшение свариваемости стали, снижение выхода годного металла. Данное обстоятельство сдерживает более интенсивное внедрение такой прогрессивной технологии как непрерывная разливка стали. Изучению закономерностей образования ОХН в непрерывнолитых стальных заготовках посвящено большое число отечественных и зарубежных исследований [1–8], позволяющих определить комплекс металлургических факторов, вызывающих возникновение данного дефекта литой структуры. К числу таких факторов относятся:

- неравномерность роста столбчатых кристаллов по длине непрерывнолитой заготовки, следствием чего является возникновение перемычек (мостов), разделяющих жидкую лунку заготовки на ряд отсеков, где возникают усадочная пористость и локализованная сегрегация растворимой примеси;
- разделительная диффузия легирующих элементов стали (углерода, хрома, марганца и др.), а также нежелательных примесей (серы, фосфора), сопровождающая процесс кристаллизации и способствующая возникновению внутридендритной сегрегации — обогащению междендритного пространства двухфазной зоны указанными элементами;
- наличие конвективных течений в междендритном пространстве, приводящих к перемещению избытка растворимых примесей в двухфазной зоне и, как следствие, концентрация их в центральной части литого металла.

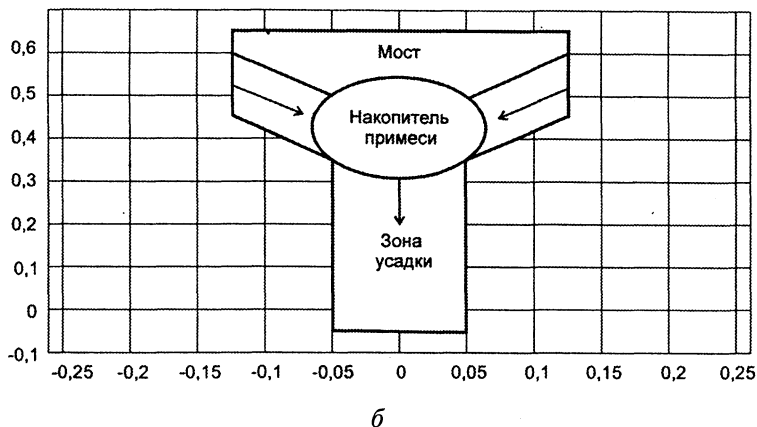
Отметим, что перечисленные факторы определяют возникновение ОХН как в непрерывно-

литых заготовках, так и в стальных слитках, отливаемых в изложницы [1]. Специфической особенностью непрерывнолитых заготовок является зависимость концентрации примесей в их осевой зоне от выпучивания твердой корки между опорными роликами машин непрерывного литья [9], что приводит к дополнительным трудностям изучения процесса образования ОХН. К настоящему времени накоплен большой эмпирический материал относительно степени зональной сегрегации в осевой зоне непрерывнолитых стальных заготовок, однако отсутствует достоверная теоретическая модель образования ОХН, что препятствует разработке мероприятий по устранению либо частичному подавлению данного дефекта литой стали.

Ниже приведены результаты теоретического описания процесса образования ОХН в непрерывнолитой заготовке с учетом тепловых, диффузионных и гидродинамических явлений в двухфазной зоне затвердевающей стали. Из рассмотрения серных отпечатков продольных темплетов непрерывнолитой заготовки (рис. 1, а) следует, что дефект осевой зоны имеет характерный V-образный вид, обусловленный процессами восполнения усадки металла в осевой зоне слитка. Согласно современным представлениям, поступление расплава непосредственно вдоль технологической оси заготовки затруднено в связи с образованием перемычек (мостов), в результате чего усадка затвердевающего сплава осевой зоны восполняется притоком жидкой фазы из соседних участков двухфазной зоны, расположенных под определенным углом к оси заготовки. Для последующего анализа предложена упрощенная схема процесса формирования указанного V-образного дефекта (рис. 1, б). В соответствии с этой схемой элемент объема затвердевающего сплава на оси заготовки состоит из трех основных участков — зоны усадки,



а



б

Рис. 1. Серный отпечаток с продольного темплетта непрерывнолитой стальной заготовки с ярко выраженной осевой химической неоднородностью (а) и схема V-образного элемента на оси заготовки (б)

боковых каналов, по которым в зону усадки направлен поток жидкой фазы, и мостов столбчатых кристаллитов, в центре которых расположен «накопитель примеси», образованный переплетением кристаллов и жидкой фазы, представляющий собой своеобразную фильтрующую насадку. Согласно предлагаемой модели, показателем степени осевой химической неоднородности является концентрация примеси в данной фильтрующей насадке (накопителе), возникающая в заключительный период затвердевания заготовки.

Математическая формулировка физического явления образования ОХН включает в себя систему дифференциальных уравнений для описания ряда связанных между собой физико-химических и механических процессов, а именно:

- теплофизических процессов затвердевания и охлаждения сплава;
- усадочных явлений в осевой зоне затвердевающей заготовки, следствием которых является возникновение отрицательных давлений в расплаве, заполняющем зону усадки;
- движения расплава (фильтрации) в междендритном пространстве, обусловленного необходимостью компенсации усадки;
- процессов конвективной диффузии примеси в междендритном пространстве, приводящих в

конечном счете к пересыщению осевой зоны ликвирующими элементами изучаемого сплава.

Ниже в краткой форме приводится обсуждение указанных процессов и предлагается упрощенный способ расчета показателей ОХН.

А. Тепловые явления в затвердевающей стальной заготовке

Современное описание теплофизических процессов в затвердевающей стальной заготовке базируется на представлении о кристаллизации стали в интервале температур между ликвидусом и солидусом и неизбежном возникновении двухфазной зоны, представляющей собой переплетение дендритов и расплава, разделяющей участки полностью отвердевшей корки и жидкой сердцевины заготовки. Достаточно полное теоретическое описание данного явления представлено в работах [10–12].

Учет выделения теплоты агрегатного превращения в указанных работах осуществляется путем введения источника тепла в уравнении нестационарной теплопроводности, параметры которого зависят от вида диаграммы состояния сплава и удельной теплоты превращения L :

$$\rho c_p \frac{\partial T}{\partial t} \operatorname{div}(\lambda \operatorname{grad} T) + \rho L \frac{\partial \psi}{\partial t}, \quad (1)$$

где ρ , c_p , λ – массовая плотность, удельная теплоемкость и теплопроводность изучаемого сплава; ψ – объемная доля твердой фазы; t – время.

Решение уравнения (1) при соответствующих граничных условиях осуществляется численным методом и предоставляет исследователю информацию о температурном поле затвердевающего слитка и скоростях охлаждения на его отдельных участках. В качестве простейшего примера на рис. 2, а, б показано изменение во времени температур на оси и поверхности стальной заготовки с круговым поперечным сечением (диаметр $2D=300$ мм) при задании следующих параметров процесса: $\rho=7000$ кг/м³; $c_p=650$ Дж/(кг·К); $\lambda=40$ Вт/(м·К); $L=2,65 \cdot 10^5$ Дж/кг.

Расчет выполнен для стали марки 30ХГСА, обладающей широким интервалом кристаллизации ($T_{\text{лик}}=1788$ К, $T_{\text{сол}}=1658$ К), при задании начальной температуры $T_{\text{нач}}=1800$ К и условий конвективного теплообмена на охлаждаемой поверхности заготовки ($T_s=773$ К, $\alpha=250$ Вт/м²·К). Проведение подобных расчетов затвердевания отливок с использованием численных методов в настоящее время вошло в практику исследований затвердевания отливок и слитков [11]. При анализе процесса формирования ОХН большую роль

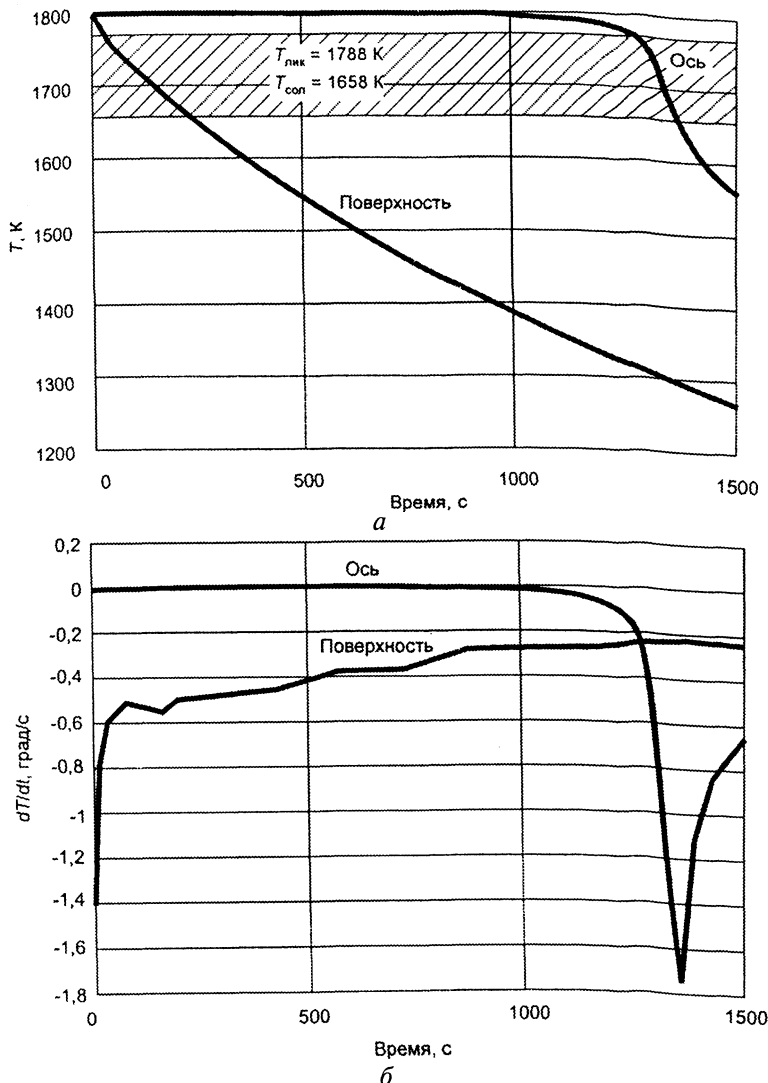


Рис. 2. Результаты расчета температур (а) и скоростей охлаждения (б) на оси и поверхности затвердевающей заготовки диаметром 300 мм из стали 30ХГСА

играет обнаруженный при таком анализе значительный прирост скорости охлаждения на оси заготовки в заключительный период кристаллизации. Как следует из рис. 2, б, в период прохождения интервала кристаллизации (около 160 с) скорость охлаждения на оси заготовки стремительно увеличивается от 0,1 до 1,75 град/с. Как показано ниже, отрицательные, растягивающие жидкость напряжения в зоне усадки пропорциональны скорости охлаждения затвердевающего расплава, что обуславливает интерес к обнаруженному факту прироста скорости охлаждения расплава.

Б. Фильтрация расплава в двухфазной зоне

Изучению фильтрации расплава в двухфазной зоне затвердевающих отливок и слитков посвящено немало исследований [13–17], в результате которых выявлены существенные закономерности процесса. В работах [14–17] анализ фильтрации расплава в двухфазной зоне прово-

дится на основе закона Дарси, связывающего скорость течения расплава с градиентом давления линейным соотношением:

$$V = -\frac{K}{\mu} \text{grad}P, \quad (2)$$

где μ – динамическая вязкость расплава; K – коэффициент проницаемости дендритной сетки – основная характеристика фильтрационного течения. В работе А.И.Вейника [13, гл. 3] приведены результаты экспериментов по определению проницаемости модельных сплавов (Al–Sn, Pb–Sn), а также обобщены опытные данные других исследователей для стали 35Л и сплава АЛ7. Согласно А.И.Вейнику, средние значения коэффициента проницаемости для указанных сплавов изменяются в сравнительно узких пределах ($K=10^{-11}$ – 10^{-12} м^2). Эксперименты японских исследователей [15, 16] позволили установить зависимость коэффициента проницаемости углеродистой стали от доли жидкой фазы ϕ в двухфазной системе «дендритные кристаллиты – расплав» в виде следующих соотношений:

$$\begin{aligned} K &= 10^{-7} + (\phi - 0,85) \cdot 10^{-4} \text{ (м}^2\text{) при } \phi > 0,85, \\ K &= 10^{-9} \text{ (м}^2\text{) при } 0,85 > \phi > 0,7, \\ K &= 3,25 \cdot 10^{-10} \phi^3 \text{ (м}^2\text{) при } \phi < 0,7. \end{aligned} \quad (3)$$

Следует отметить, что закон Дарси был установлен (в 1876 г.) при изучении фильтрации воды через песчаные фильтры и в последующем явился базовым соотношением при построении теории фильтрации разнообразных физических систем. По нашему представлению, при анализе фильтрационных явлений в затвердевающих отливках закон Дарси нуждается в определенной корректировке с учетом особенностей движения расплава в двухфазной зоне. В настоящее время при анализе гидродинамических явлений в незатвердевшей части отливок и слитков используются два различных подхода [17]. Расплав в центральной части слитков, находящийся при температуре, превышающей температуру ликвидуса сплава, рассматривается как стандартная несжимаемая жидкость, движение которой подчиняется известным уравнениям Навье–Стокса. В то же время при описании движения расплава, расположенного в пределах двухфазной зоны слитка, используют закон Дарси в соотношении (2).

Поскольку в реальных условиях для обеих упомянутых ситуаций существует единый объект исследования (движущийся расплав), более естественно использовать обобщенное уравнение баланса моментов движения, представляющее собой суперпозицию уравнения Дарси и уравнений Навье–Стокса:

$$\rho \frac{\partial U}{\partial t} - \mu \nabla^2 U + \left(\frac{\mu}{K} \right) U + \nabla p = F, \quad (4)$$

где U – вектор скорости потока; F – вектор внешней силы; p – локальное давление. При использовании уравнения (4) необходимо учитывать изменение физических характеристик расплава с учетом локальных значений температуры, а для коэффициента проницаемости K – от доли жидкой фазы в пределах двухфазной зоны.

В качестве примера использования уравнения (4) рассмотрим стационарное распределение скорости течения расплава в плоском канале длиной 25 см при задании на его границах давлений P_1 (при $X=0$) и P_2 (при $X=0,25$ м) (рис. 3).

Массовая плотность расплава (железа) принята равной $\rho=7000$ кг/м³, коэффициент динамической

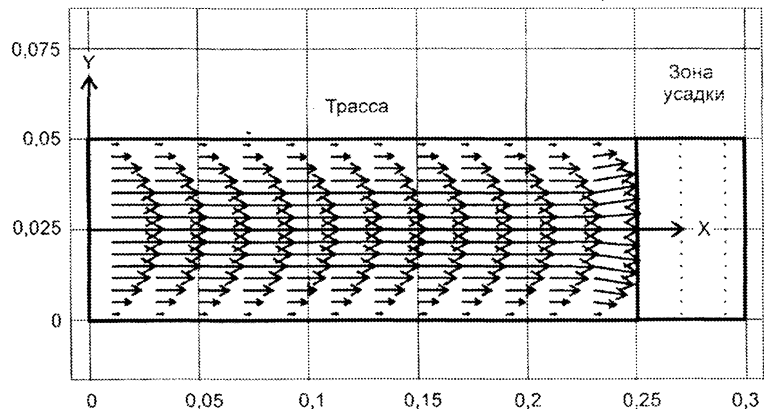


Рис. 3. Распределение скоростей течения расплава вдоль трассы восполнения усадки при задании $K = 10^{-11}$ м²; $P_1 = 2 \cdot 10^5$ Па; $P_2 = -2 \cdot 10^5$ Па

вязкости $\mu=0,0062$ Па·с. В расчетах, результаты которых приведены в таблице, варьировали коэффициент проницаемости канала (K) и значения давлений на его границах.

Значения скорости течения U , см/с, расплава железа в канале длиной 25 см при различных значениях проницаемости

| $K, \text{ м}^2$ | $P_1 = 0, P_2 = -10^5 \text{ Па}$ | $P_1 = 2 \cdot 10^5 \text{ Па}, P_2 = -10^5 \text{ Па}$ | $P_1 = 2 \cdot 10^5 \text{ Па}, P_2 = -2 \cdot 10^5 \text{ Па}$ |
|------------------|-----------------------------------|---|---|
| 10^{-9} | 6,5 | 19 | 27 |
| 10^{-10} | 0,65 | 1,9 | 2,7 |
| 10^{-11} | 0,065 | 0,19 | 0,27 |
| 10^{-12} | 0,0065 | 0,019 | 0,027 |

Из расчетов следует, что значения скорости течения расплава нарастают пропорционально порядку коэффициента проницаемости и для наиболее вероятных значений проницаемости для каналов «трассы восполнения усадки» изменяются в пределах 0,05–0,3 см/с.

Отметим, что для глухонных каналов ($P_1=0$) значения скоростей течения в несколько раз меньше, чем при воздействии внешнего давления (атмосферное давление плюс ферростатическое давление столба жидкой стали) на левую границу ($X=0$) канала.

Усадка металла в затвердевающем сплаве на оси заготовки приводит к возникновению отрицательного давления Δp , которое является движущей силой движения расплава.

В соответствии с формулой Флемингса [3] перепад давлений Δp в затвердевающем канале длиной L зависит от степени усадки сплава β ,

локальной скорости затвердевания $\frac{\partial \psi}{\partial t}$ и физических свойств расплава:

$$\Delta p = \frac{\beta \mu L^2}{2(1-\beta)K} \left(\frac{\partial \psi}{\partial t} \right), \quad (5)$$

где μ – динамическая вязкость расплава; K – коэффициент проницаемости.

Выразим скорость затвердевания расплава через локальную скорость охлаждения:

$$\frac{\partial \psi}{\partial t} = \frac{d\psi}{dT} \left(\frac{\partial T}{\partial t} \right). \quad (6)$$

Здесь производная $\frac{d\psi}{dT}$ определяется с использованием диаграммы состояния сплава по известному «правилу рычага» [11, с. 196–198], а локальная скорость охлаждения находится из решения соответствующей задачи теплопроводности для затвердевающей отливки.

Выше отмечен факт существенного прироста скорости охлаждения расплава на оси заготовки в заключительной стадии затвердевания. В соответствии с формулами (5), (6) скачкообразный прирост скорости охлаждения должен привести к пропорциональному приросту перепада давлений, т.е. и скорости течения расплава в каналах трассы восполнения усадки. Этот факт необходимо учитывать при анализе миграции растворимой примеси по каналам трассы в процессе формирования макросегрегации (ОХН).

В. Конвективная диффузия примеси в двухфазной зоне

В соответствии со схемой возникновения ОХН (см. рис. 1, б) восполнение усадочных пустот в зоне усадки осуществляется за счет перемещения жидкого расплава по междендритным каналам, расположенным под некоторым углом по отноше-

нию к оси затвердевающей заготовки. Теоретическое описание этого процесса в общем случае должно учитывать явления разделительной диффузии в ходе кристаллизации сплава, выделение излишка примеси на поверхности дендритных кристаллитов, движение расплава в каналах между дендритами, сопровождаемое переносом излишка примеси в зону накопителя.

В результате совокупности указанных физических явлений формируется неравномерное распределение «примеси» (различных компонентов сплава) по сечению затвердевающей отливки, определяемое как «макросегрегация». Очевидны трудности комплексного теоретического описания процесса макросегрегации, в связи с чем в современной теории кристаллизации отливок принято раздельное изучение указанных явлений и макросегрегация примеси считается результатом проявлений «микросегрегации», перемещения (фильтрации) расплава в двухфазной зоне и конвективной диффузии примеси, концентрация которой фиксируется в объеме тела отливки в момент завершения процесса кристаллизации.

Ниже изложена попытка упрощенного описания завершающей стадии процесса макросегрегации примеси, основанная на использовании следующих предположений:

- используется упрощенная геометрическая модель процесса, включающая объемы накопителя (элемент 1) и трассы восполнения усадки (элемент 2), расположенные вдоль оси X (рис. 4);
- на основании решения соответствующей задачи теплопроводности считаются известной продолжительность затвердевания сплава на участках 1 и 2, а также средние (для завершающей стадии) скорости затвердевания сплава на этих участках v_1 и v_2 ;
- из рассмотрения процессов фильтрации расплава в двухфазной зоне полагается известной скорость движения расплава на участке трассы (w_2) и в зоне накопителя (w_1);
- процесс обогащения поверхности дендритных кристаллитов легкоплавкой примесью учитывается по уравнению Шейла [18, 19];

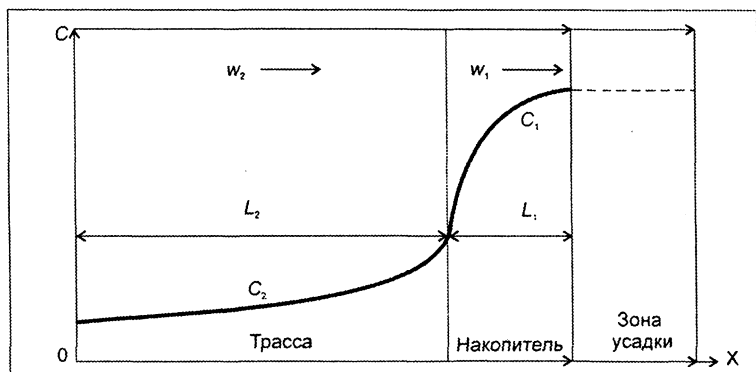


Рис. 4. Схема распределения растворимой примеси в сечении накопителя (d) и трассы восполнения усадки (C_2) в соответствии с двухэлементной моделью возникновения ОХН

• интенсивность вовлечения примеси с поверхности дендритных кристаллитов в поток расплава учитывается коэффициентом массопереноса β , который вычисляется через число Шервуда Sh из критериального уравнения [20, с. 494]:

$$Sh = 0,66 Re^{0,5} Sc^{0,33}, \quad (7)$$

где $Sh = \frac{\beta L}{D}$ – число Шервуда; $Re = \frac{\rho w L}{\mu}$ – число Рейнольдса; $Sc = \frac{\mu}{\rho D}$ – число Шмидта.

При использовании значений скорости потока $w = 0,05 - 0,1$ см/с и физических свойств расплава железа значения коэффициента массопереноса, найденные из уравнения (7), изменяются в пределах $\beta = (0,5 - 1,1) \cdot 10^{-3}$ см/с.

Запишем систему дифференциальных уравнений конвективной диффузии примеси для двух элементов исследуемой модели – накопителя (1) и трассы (2) в соответствии со схемой, представленной на рис. 4:

$$\frac{\partial C_1}{\partial t} + w_1 \frac{\partial C_1}{\partial x} = D \frac{\partial^2 C_1}{\partial x^2} + (1 - k_0) C_1 \frac{\partial \psi_1}{\partial t}, \quad (8)$$

$$\frac{\partial C_2}{\partial t} + w_2 \frac{\partial C_2}{\partial x} = D \frac{\partial^2 C_2}{\partial x^2} + (1 - k_0) C_2 \frac{\partial \psi_2}{\partial t}, \quad (9)$$

где k_0 – равновесный коэффициент распределения примеси; D – коэффициент диффузии; w_1 и w_2 – скорости течения расплава на участках 1 и 2; производные $\frac{\partial \psi_1}{\partial t}$ и $\frac{\partial \psi_2}{\partial t}$ определяют скорость отвердевания расплава на участках 1 и 2.

В достаточно общем случае при анализе производных $\frac{\partial \psi_j}{\partial t}$ необходимо учитывать специфику

роста дендритных кристаллитов (показатели их дисперсности, столбчатую либо равноосную форму), что представляет собой самостоятельную и весьма сложную задачу. Постановку этой задачи можно упростить, если воспользоваться предположением о том, что приращение количества твердой фазы осуществляется за счет утолщения дендритных ветвей при неизменности других показателей дисперсности дендритной структуры. Следуя работе [21], примем радиус ветки дендрита равным

$$r = 2(\delta_0 D t)^{0,5}, \quad (10)$$

$$\delta_0 = \frac{(l^2 G v)}{[4\pi D(1 - k_0) m_0 C_0]}, \quad (11)$$

где C_0 – начальная концентрация примеси в сплаве; G – градиент температу-

ры перед фронтом кристаллизации; v – условная скорость перемещения границы раздела фаз; m_0 – наклон линии ликвидуса на диаграмме состояния бинарного сплава (в предположении линейной зависимости $T_{лик} = T_0 - m_0 C$). При этом приращение количества твердой фазы у элементарной площадки на фронте кристаллизации, где размещается N дендритных ветвей, равно

$$\frac{\partial v_s}{\partial t} = L \frac{\partial S}{\partial t} = L \pi N \frac{\partial r^2}{\partial t} = 4 \pi L D N \delta_0,$$

$$\frac{\partial \psi_1}{\partial t} = \frac{1}{v_0} \frac{\partial v_s}{\partial t} = \frac{G v_1}{(1 - k_0) m_0 C_0} = \frac{\Theta v_1}{(1 - k_0) L}, \quad (12)$$

$$\frac{\partial \psi_2}{\partial t} = \frac{1}{v_0} \frac{\partial v_s}{\partial t} = \frac{G v_2}{(1 - k_0) m_0 C_0} = \frac{\Theta v_2}{(1 - k_0) L}, \quad (13)$$

где

$$\Theta = \frac{(T_{лик} - T_{сол})}{m_0 C_0}. \quad (14)$$

Интегрирование уравнений (8) и (9) при соответствующих граничных условиях позволит исследовать изменение во времени концентраций примеси на участках «трассы» и «накопителя» и зафиксировать распределение примеси в момент окончания кристаллизации заготовки как показатель осевой химической неоднородности.

Полезную информацию относительно динамики изучаемого объекта можно получить при исследовании изменений во времени средних значений концентрации примеси на участках 1 и 2:

$$\bar{C}_1(t) = \int_{(L_1)} C(x, t) dx, \quad \bar{C}_2(t) = \int_{(L_2)} C_2(x, t) dx. \quad (15)$$

Интегрируя по переменной X уравнения (8) и (9), приходим к системе двух уравнений для средних концентраций на участках 1 и 2:

$$\frac{dC_1}{d\tau} + p C_1 = q C_2, \quad (16)$$

$$\frac{dC_2}{d\tau} + s C_2 = r C_1, \quad (17)$$

где

$$C_1 = \frac{\bar{C}_1}{C_0}; \quad C_2 = \frac{\bar{C}_2}{C_0};$$

$$p = q + Z_1 - \Theta; \quad q = \frac{\beta}{v_1}; \quad Z_1 = \frac{w_1}{v_1}; \quad Z_2 = \frac{w_2}{v_1};$$

$$r = \varepsilon q; \quad s = \varepsilon(q + Z_2 - \Theta \chi);$$

$$\tau = \frac{v_1 t}{L_1}; \quad \varepsilon = \frac{L_1}{L_2} 4; \quad \chi = \frac{v_2}{v_1}.$$

Решение уравнений (16), (17) осуществляется при задании начальных условий

$$C_1(0) = C_0, \quad C_2(0) = C_0 \quad (18)$$

и позволяет исследовать динамику изменения средних концентраций примеси на участках «накопителя» 1 и «трассы восполнения усадки» 2 двухэлементной модели формирования ОХН.

В качестве примера использования предложенной упрощенной методики расчетной оценки осевой химической неоднородности рассмотрим случай затвердевания сортовой отливки из углеродистой стали, разлитой методом непрерывного литья. Для заготовок такой стали в работах [22, 23] приведены результаты исследования кристаллической структуры и степени сегрегации углерода в осевой зоне. В частности, отмечается, что на оси полностью затвердевших заготовок при начальном содержании углерода $C_0 = 0,43$ % степень ликвации, т.е. отношение $\Delta C_s / C_0$, составляет 1,49–1,51.

В работе [23] приводятся эмпирические данные относительно размеров центральной зоны квадратных стальных заготовок размером 125 и 240 мм, отличающихся неориентированной кристаллической структурой, в которой происходит формирование осевой химической неоднородности (4–5 см). Расчеты по формулам (16), (17) нуждаются в задании ряда технологических параметров и физических свойств изучаемого сплава, в частности, скорости затвердевания осевой зоны v_1 , коэффициента массопереноса β , интервала температур кристаллизации $T_{кр} = T_{лик} - T_{сол}$.

При задании средней скорости затвердевания осевой зоны непрерывнолитых сортовых заготовок воспользуемся эмпирическими данными А.И.Манохина и В.М.Паршина, полученными для заготовок с прямоугольным поперечным сечением размерами 280x320 мм [24] и 250x300 мм [25]. Согласно этим данным, средняя скорость затвердевания осевой зоны заготовок составляет 0,005–0,01 см/с.

Для углеродистой стали, содержащей 0,43% углерода, принимаем следующие значения температур ликвидуса и солидуса: $T_{лик} = 1763$ К, $T_{сол} = 1703$ К и наклон линии ликвидуса $m_0 = 70$ град/%.

При этом значение параметра $\Theta = \frac{\Delta T_{кр}}{m_0 C_0}$ составляет $60 / (0,43 \cdot 70) = 1,993$; в расчетах примем $\Theta = 2$.

В соответствии с упомянутыми значениями технологических показателей примем в расчете среднюю скорость затвердевания $v_1 = 0,01$ см/с. Размеры «накопителя» и «трассы восполнения усадки» примем равными $L_1 = 2,5$ см и $L_2 = 5$ см,

тогда геометрический параметр $\varepsilon = \frac{L_1}{L_2} = 0,5$.

При указанных значениях параметров v_1 и L_1 продолжительность затвердевания расплава в рай-

оне «накопителя» составляет 250 с. Найдем средние значения концентрации углерода в зонах «накопителя» и «трассы» за данный период времени, варьируя значения скорости потоков в зонах «трассы» и «накопителя». Исследуем влияние прироста скорости охлаждения расплава на оси в заключительный период кристаллизации заготовки на изменение концентрации примеси в зоне 1. Анализ показал, что соответствующий прирост скорости потока в зоне 1 изменяется во времени по формуле:

$$w_1 = w_0 \exp \left\{ -A \left[\frac{(t_k - t)}{t_k - t_*} \right]^m \right\}, \quad (19)$$

где значения моментов времени t_k и t_* определяют длительность затвердевания металла в зоне 1 (250 с) и момент начала прироста скорости потока. В частности, при задании параметров формулы (19) $w_0=0,05$ см/с, $A=9$, $m=2$, $t_k=250$ с зависимость скорости течения в зоне 1 от времени показана на рис. 5 при двух значениях параметра t_* .

Соответственно коэффициент p в уравнении (16) примет вид:

$$p = q + \frac{w_1(t)}{v_1} - \Theta = q + \frac{w_0}{v_1} \times \exp \left\{ -9 \left[\frac{t_k - t}{t_k - t_*} \right]^2 \right\} - \Theta. \quad (20)$$

Примем скорость течения расплава в каналах «трассы восполнения усадки» равной $w_2=0,1$ см/с, а коэффициент массопереноса β равным 0,0005 см/с. Используя указанные значения технологических показателей и физических свойств сплава, подсчитаем основные коэффициенты уравнений (16), (17):

$$Z_2 = \frac{w_2}{v_1} = \frac{0,1}{0,01} = 10, \quad \chi = \frac{v_2}{v_1} = 1,$$

$$q = \frac{\beta}{v_1} = \frac{0,0005}{0,01} = 0,05,$$

$$r = \epsilon q = 0,5 \cdot 0,05 = 0,025, \quad s = \epsilon(q + Z_2 - \chi \Theta) = 4,025.$$

Решение системы уравнений (16), (17), выполненное при задании указанных коэффициентов, показано на рис. 6, где вдоль оси абсцисс приведены значения

безразмерного времени $\tau = \frac{v_1 t}{L_1}$, подсчитанные за период времени $t=250$ с. Графики построены при трех значениях

параметра $\tau^* = \frac{v_1 t_*}{L_1} = 0, 0,5$ и 1. Из рисунка

видно, что относительная концентрация углерода в «накопителе» неизменно снижается с увеличением длительности воздействия повышенной скорости течения расплава. Это наблюдение отражает общую тенденцию снижения конечной концентрации углерода (т.е. и сегрегации компонента в зоне 1) при увеличении скорости течения расплава в данной зоне. Очевидно, что увеличение пропускной способности фильтрующей насадки – «накопителя примеси», связанное с ростом скорости w_1 , неизбежно сопровождается уменьшением степени сегрегации примеси в «накопителе». Максимальная степень сегрегации достигается при задании нулевой скорости течения расплава в зоне 1. При этом коэффициент p в уравнении (16) равен $-1,95$ и, согласно рис. 6, (кривая 1),

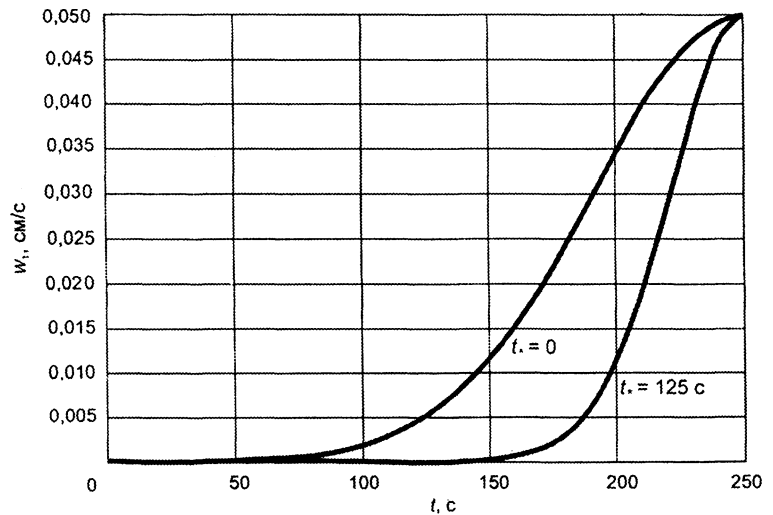


Рис. 5. Графики нарастания скорости течения расплава в накопителе для двух начальных моментов (t_* – начало прироста скорости охлаждения на оси заготовки)

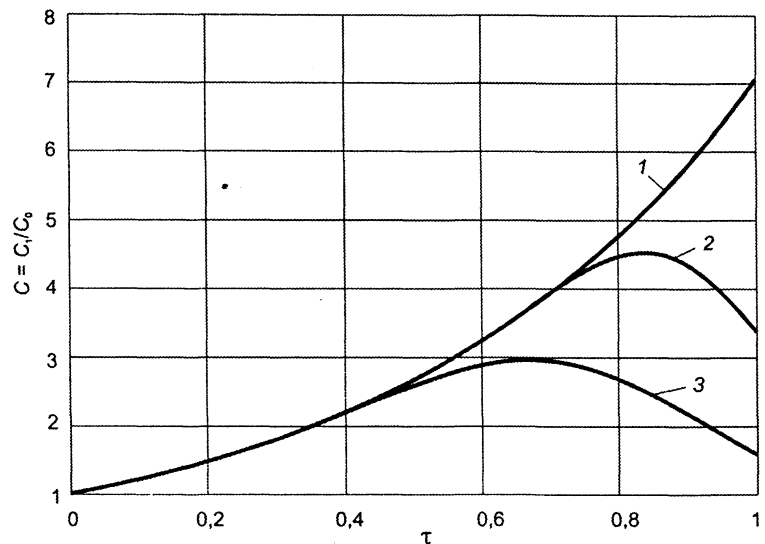


Рис. 6. Влияние прироста скорости охлаждения на оси заготовки на динамику изменения концентрации примеси в накопителе

относительная концентрация углерода в расплаве

$$\text{равна } C_1 = \frac{C_L}{C_0} = 7,05.$$

Соответственно в твердой фазе на оси заготовки достигается относительная концентрация углерода, равная $C_s = k_0 C_L = 0,19 \cdot 7,05 = 1,34$ (здесь использовано значение равновесного коэффициента распределения, равное 0,19, что соответствует γ -фазе железа в стали, содержащей 0,43% углерода). Расхождение полученного расчетом значения степени ликвации (1,34) с экспериментальными данными (1,49–1,51) работы [22] составляет 10–11%.

Выводы

1. Рассмотрен комплекс физических явлений, сопровождающих процесс формирования осевой химической неоднородности непрерывнолитых стальных заготовок. Скопление легирующих компонентов и нежелательных примесей в осевой зоне является следствием перемещения (фильтрации) расплава, обогащенного указанными компонентами, в зону усадки на оси заготовки под влиянием возникающих в этой зоне отрицательных напряжений.

2. Отрицательные напряжения в зоне усадки пропорциональны скорости охлаждения затвердевающего расплава, в связи с чем представляет интерес обнаруженный расчетами прирост скорости охлаждения на оси заготовок в заключительный период кристаллизации.

3. Описание движения расплава в двухфазной зоне в направлении зоны усадки осуществляется с использованием обобщенного уравнения гидродинамики расплава, представляющего собой суперпозицию уравнения движения несжимаемой жидкости (Навье–Стокса) и уравнения фильтрации (Дарси). Численная реализация обобщенного уравнения позволила оценить значения скоростей течения расплава в двухфазной зоне затвердевающей заготовки.

4. На основе анализа уравнений конвективной диффузии примеси предложена упрощенная двухэлементная модель формирования осевой химической неоднородности. Применение данной модели предполагает наличие информации о режиме затвердевания и охлаждения заготовки, которая может быть получена экспериментальным и расчетным путем. На этой основе может быть построена полупирическая методика прогнозирования развития осевой химической неоднородности с учетом внешних воздействий на режим затвердевания непрерывнолитой заготовки.

Литература

1. Ефимов В.А. Разливка и кристаллизация стали. М.: Металлургия, 1976.
2. Дюдкин Д.А. Качество непрерывнолитой стальной заготовки. Киев: Техника, 1988.
3. Флемингс М.К. Процессы затвердевания. М.: Мир, 1977.

4. Хуанг Л., Швердтфегер К. Возникновение макроликвации при непрерывной разливке сортовых заготовок // Черные металлы (пер. с нем.). 1981. №3. С. 19–23.

5. Штадлер П., Хаген К., Хаммершмид П., Швердтфегер К. Формирование литой структуры и макроликвация в непрерывнолитых слябах // Черные металлы (пер. с нем.). 1982. №9. С. 12–21.

6. Черепанов А.Н., Рапацкая Т.Х. Влияние термо- и гидродинамических процессов на макросегрегацию растворимой примеси // Теплофизические процессы при кристаллизации и затвердевании. Новосибирск: Изд-во СО АН СССР. 1984. С. 37–49.

7. Листопад В.И., Чистяков Г.Ф., Глушкова Г.Н., Миронова Г.Ф. Осевая ликвация в непрерывнолитой заготовке и сортовом прокате стали ШХ15 // Непрерывная разливка стали. М.: Металлургия. 1989. С. 66–71.

8. Куклев А.В., Соснин В.В., Поздняков В.А. О формировании осевой химической неоднородности в непрерывнолитых слябах // Сталь. 2003. №8. С. 71–75.

9. Miyazawa K., Schwerdtfeger K. Macro segregation in continuously cast steel slabs: preliminary theoretical investigation on the effect of steady state bulging. Archiv f.d. EisenHuttenwesen. 1981. N. 11. P. 415–422.

10. Самойлович Ю.А., Крулевецкий С.А., Горяинов В.А., Кабаков З.К. Тепловые процессы при непрерывном литье стали. М.: Металлургия, 1982.

11. Стальной слиток. В 3-х т. Т. 2. Затвердевание и охлаждение / В.И. Тимошпольский, Ю.А. Самойлович, И.А. Трусова и др.; Под общ. ред. В.И. Тимошпольского, Ю.А. Самойловича. Мн.: Белорусская наука, 2000.

12. Двухфазное состояние расплава при непрерывном литье высокоуглеродистой стали / Ю.А. Самойлович, В.И. Тимошпольский, И.А. Трусова и др. // Литье и металлургия. 2003. №1. С. 23–28.

13. Вейник А.И. Расчет отливки. М.: Машиностроение, 1964.

14. Журавлев В.А., Сухих С.М. Машинное моделирование формирования распределенной пористости и усадочной раковины при кристаллизации сплавов в литки // Изв. АН СССР. Металлы. 1981. №1. С. 80–84.

15. Ohnaka L., Fukusako T. Solidification Analysis of Steel Ingots with consideration on Fluid Flow // Trans. of Iron and Steel Inst. Japan. 1981. Vol.21. P. 485–494.

16. Ohnaka L., Kobayashi K. Flow analysis during Solidification by the Direct Finite Difference Method // Trans. of ISI Japan. May 1986. Vol. 26. P. 781–789.

17. Недопекин Ф.В. Математическое моделирование гидродинамики и теплопереноса в слитках. Ижевск: Издание Удмуртского университета, 1995.

18. Голиков И.Н. Дендритная ликвация в стали. М.: Металлургиздат, 1958.

19. Новиков И.И., Золоторевский В.С. Дендритная ликвация в сплавах. М.: Наука, 1966.

20. Беннет К.О., Майерс Дж. Е. Гидродинамика, теплообмен и массообмен. М.: Недра, 1966.

21. Тяжелникова И.Л., Борисов В.Т., Борисов В.И. Кристаллизация цилиндрической ячейки двухфазной зоны // Изв. АН СССР. Металлы. 1970. №5. С. 122–128.

22. Якоби Х., Комма Г., Вюнненберг К. Технология непрерывного литья заготовок малого сечения // Черные металлы (пер. с нем.). 1982. №9. С. 3–11.

23. Реллермейер Х., Яух Р., Рюттигер К., Штеффен Р. Результаты исследований процесса непрерывной разливки стали // Черные металлы (пер. с нем.). 1983. №9. С. 37–46.

24. Манохин А.И., Лапотышкин Н.М., Масленков С.Б. Сравнительные исследования дендритной ликвации в стали, отлитой обычным и непрерывным способами // Сталь. 1966. №2. С. 128–130.

25. Особенности литой структуры непрерывнолитых слитков крупного прямоугольного сечения / В.М. Паршин, Е.В. Казачков, А.И. Корниенко и др. // Изв. вузов. Черная металлургия. 1987. №11. С. 43–47.