

ПДТУ
КАФЕДРА АВТОМАТИЗАЦІЇ
І
КОМП'ЮТЕРНИХ ТЕХНОЛОГІЙ

Доц. Кравченко В.П.

МАТЕМАТИЧНІ МОДЕЛІ ПРОЦЕСУ ОХОЛОДЖЕННЯ
ТА КРИСТАЛІЗАЦІЇ БЕЗПЕРЕВНО ЛИТОГО ЗЛИВКА
У ЗОНІ ВТОРИННОГО ОХОЛОДЖЕННЯ МБРЗ

м. МАРІУПОЛЬ, 2014р.

5 МАТЕМАТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ЗАТВЕРДЕВАНИЯ СЛИТКА В ЗВО

5.1 Математическое описание модели затвердевания слитка в МНЛЗ

Настройка и освоение новых МНЛЗ требует коррекции режимов охлаждения непрерывного сляба в кристаллизаторе в зоне вторичного охлаждения, рассчитанных при проектировании установок. Подобные работы проводились на ряде металлургических предприятий [1, 2].

Как известно [3], теплообмен на поверхности заготовок определяется функцией распределения коэффициентов теплоотдачи по длине МНЛЗ, которая связана с интенсивностью охлаждения заготовки по периметру, выбранной из условий получения качественного металла на выходе из МНЛЗ.

Таким образом, задача подготовки данных для расчета уточненных режимов охлаждения представляет собой определение функции распределения коэффициентов теплоотдачи на поверхности заготовки на основе полученных в результате экспериментов (чаще всего пассивных, т.е. наблюдений за параметрами разливки) данных по температурам поверхности на гранях заготовки, скорости разливки и расходов охладителя в зонах охлаждения. Получение функции распределения является задачей математического программирования, и его методы дают наилучшее приближение. В дальнейшем подобная модель может служить для прогноза не только температурного поля в заготовке, но и связанных с ним параметров качества и структуры.

Математической моделью процесса кристаллизации непрерывного слитка можно считать дифференциальное уравнение нестационарной теплопроводности в условиях фазовых превращений (кристаллизации металла) с соответствующими начальными и граничными условиями:

$$\rho C \frac{\partial t}{\partial \tau} = \frac{\partial}{\partial x} \left(\lambda \frac{\partial t}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(\lambda \frac{\partial t}{\partial y} \right) + \rho q \frac{\partial \psi}{\partial \tau} \quad (1)$$

где ρ – плотность металла;
 C – эффективная теплоёмкость;
 λ – теплопроводность;
 q – скрытая теплота плавления;
 $\psi(t)$ – функция, учитывающая долю твёрдой фазы в двухфазной зоне кристаллизирующегося металла;

Уравнение дополняется следующими начальными условиями:

$$t(x, y, 0) = t_c \quad (2)$$

где t_c – температура перегретой жидкой стали, поступающей в кристаллизатор.

В качестве граничных условий при решении уравнения выбраны граничные условия третьего рода:

$$-\lambda \frac{\partial t_{\text{нов}}}{\partial n} = \alpha(\tau)(t_{\text{нов}} - t_{cp}) \quad (3)$$

где $t_{\text{нов}}$ – температура поверхности металла;
 t_{cp} – температура среды;
 $\alpha(\tau)$ – коэффициент теплоотдачи с поверхности металла в зависимости от положения в зоне охлаждения.

Сделаем следующие предположения, вытекающие из физических особенностей задачи:

- температурный режим считаем установившимся;
- скорость движения слитка постоянная ;
- теплообмен вдоль слитка не происходит из-за малого изменения температуры вдоль слитка; основной теплообмен идет в плоскости поперечного сечения слитка;
- теплопроводность твердой и жидкой стали считаем одинаковой.

Основываясь на предположениях, мы можем трехмерную задачу рассматривать как двумерную задачу теплообмена с нестационарными граничными условиями в поперечном сечении слитка.

Для упрощения уравнения (1) было введено эффективное значение теплоёмкости $c_{\text{эфф}}(t)$.

$$c_{\text{эфф}}(t) = \begin{cases} c_{ж} & \text{при } t > t_l \\ \frac{c_{ж} + c_{mb}}{2} - q \frac{\partial \psi}{\partial \tau} & \text{при } t_c \leq t \leq t_l \\ c_{mb} & \text{при } t < t_c \end{cases} \quad (4)$$

где t_c – граничная температура твёрдого металла (солидус);

t_l – граничная температура жидкого металла (ликвидус);

Уравнение теплопроводности приобретает вид:

$$\rho c_{\text{эфф}} \frac{\partial T}{\partial \tau} = \frac{\partial}{\partial x} \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial y} \right) \quad (5)$$

Согласно гипотезе о равномерном выделении твердой фазы в интервале температур ликвидус – солидус, функция $\psi(t)$ имеет вид:

$$\psi(t) = \begin{cases} 0 & \text{при } t > t_l \\ \frac{t_l - t}{t_l - t_c} & \text{при } t_c \leq t \leq t_l \\ 1 & \text{при } t < t_c \end{cases} \quad (6)$$

Подставляя выражение (6) в выражение (4) получим выражение зависимости теплоёмкости от температуры:

$$c_{\phi}(t) = \begin{cases} c_{жс} & \text{при } t > t_n \\ \frac{c_{жс} + c_{mb}}{2} + \frac{q}{t_n - t_c} & \text{при } t_c \leq t \leq t_n \\ c_{mb} & \text{при } t < t_c \end{cases} \quad (7)$$

5.2 Выбор и описание численного метода решения.

Строгих аналитических решений поставленной задачи в большинстве случаев не существует, но и численное решение с использованием ЭВМ вызывает трудности и требует значительных затрат машинного времени.

Для численного решения уравнения применим сеточную аппроксимацию температурного поля вдоль поперечного сечения слитка. Для упрощения вычислительных операций выберем одинаковый шаг сетки по ширине и высоте сечения слитка. Выберем явную схему, классическую для такого рода задач. Преимуществом явной схемы является её простота и меньшее количество вычислительных операций по сравнению с неявной схемой. К недостаткам можно отнести то, что для сходимости вычислительного процесса его параметры должны соответствовать критерию сходимости.

В силу симметричности граничных и начальных условий в качестве области решения выберем четверть сечения слитка.

Зададимся размером слитка $S \times H$. Выберем шаг дискретизации Δ по длине исходя из требуемой точности и критериев сходимости метода. Тогда количество разбиений четверти сечения по ширине и по высоте соответственно равны (под знаком $\lceil \rceil$ понимается округление до большего целого):

$$nx = \left\lceil \frac{S}{2\Delta} \right\rceil, ny = \left\lceil \frac{H}{2\Delta} \right\rceil \quad (8)$$

Рассмотрим некоторую элементарную ячейку с температурой $t_{i,j}$, лежащую внутри области решения. На основании теплового баланса тепловой поток через стенки данной ячейки от соседних ячеек идёт на нагрев ячейки за элементарный промежуток времени.

Запишем уравнение (1) в конечных разностях:

$$\rho c_{\phi}(t_{i,j}) \Delta V \frac{t_{i,j}^{след} - t_{i,j}}{\Delta \tau} = \lambda \Delta S \left(\frac{t_{i-1,j} - t_{i,j}}{\Delta x} \right) + \lambda \Delta S \left(\frac{t_{i+1,j} - t_{i,j}}{\Delta x} \right) + \lambda \Delta S \left(\frac{t_{i,j+1} - t_{i,j}}{\Delta y} \right) + \lambda \Delta S \left(\frac{t_{i,j-1} - t_{i,j}}{\Delta y} \right) \quad (9)$$

где $t_{i,j}^{след}$ – значение температуры на следующем временном шаге;

$t_{i,j}$ – значение температуры на данном временном шаге;

$\Delta \tau$ – шаг дискретизации по времени;

индексы i и j – соответственно по ширине и высоте сечения слитка.

Δx – шаг дискретизации по времени;

индексы i и j – соответственно по ширине и высоте сечения слитка.

Выразив ΔV , ΔS , Δx и Δy через одинаковый шаг Δ . Подставим в выражение (9)

$$\rho c_{\phi}(t_{i,j}) \Delta^3 \frac{t_{i,j}^{след} - t_{i,j}}{\Delta \tau} = \lambda \Delta^2 \left(\frac{t_{i-1,j} - t_{i,j}}{\Delta} \right) + \lambda \Delta^2 \left(\frac{t_{i+1,j} - t_{i,j}}{\Delta} \right) + \\ + \lambda \Delta^2 \left(\frac{t_{i,j+1} - t_{i,j}}{\Delta} \right) + \lambda \Delta^2 \left(\frac{t_{i,j-1} - t_{i,j}}{\Delta} \right) \quad (10)$$

Сократив и упростив (10) получим:

$$\rho c_{\phi}(t_{i,j}) \frac{t_{i,j}^{след} - t_{i,j}}{\Delta \tau} = \frac{\lambda}{\Delta^2} (t_{i-1,j} + t_{i+1,j} + t_{i,j-1} + t_{i,j+1} - 4t_{i,j}) \quad (11)$$

Выразим $t_{i,j}^{след}$ из (11):

$$t_{i,j}^{след} = t_{i,j} + \frac{\lambda \Delta \tau}{\rho c_{\phi}(t_{i,j}) \Delta^2} (t_{i-1,j} + t_{i+1,j} + t_{i,j-1} + t_{i,j+1} - 4t_{i,j}) \quad (12)$$

где индексы меняются в следующих пределах:

$i = 2..nx-1$;

$j = 2..ny-1$.

Для граничных ячеек с учётом граничных условий выражения для $t_{i,j}^{след}$ имеют вид:

для верхней широкой грани четверти слитка

$$t_{i,j}^{след} = t_{i,j} + \frac{\lambda \Delta \tau}{\rho c_{\phi}(t_{i,j}) \Delta^2} \left(t_{i-1,j} + t_{i+1,j} + t_{i,j-1} - 3t_{i,j} + \frac{\alpha \Delta}{\lambda} (t_{\text{среды}} - t_{i,j}) \right) \quad (13)$$

где индексы меняются в следующих пределах:

$i = 2..nx-1$;

$j = ny$;

α – коэффициент теплопередачи от слитка к поверхности;

$t_{\text{среды}}$ – условная температура в ЗВО.

для нижней широкой грани четверти слитка

$$t_{i,j}^{след} = t_{i,j} + \frac{\lambda \Delta \tau}{\rho c_{\phi}(t_{i,j}) \Delta^2} (t_{i-1,j} + t_{i+1,j} + t_{i,j+1} - 3t_{i,j}) \quad (14)$$

где индексы меняются в следующих пределах:

$i = 2..nx-1$;

$j = 1$;

для боковой внешней грани четверти слитка

$$t_{i,j}^{след} = t_{i,j} + \frac{\lambda \Delta \tau}{\rho c_{\text{эфф}}(t_{i,j}) \Delta^2} \left(t_{i,j+1} + t_{i,j-1} + t_{i-1,j} - 3t_{i,j} + \frac{\alpha \Delta}{\lambda} (t_{\text{среды}} - t_{i,j}) \right) \quad (15)$$

где индексы меняются в следующих пределах:

$$i = nx,$$

$$j = 2..ny-1;$$

α – коэффициент теплопередачи от слитка к поверхности;

$t_{\text{среды}}$ – условная температура в ЗВО.

для боковой внутренней грани четверти слитка

$$t_{i,j}^{след} = t_{i,j} + \frac{\lambda \Delta \tau}{\rho c_{\text{эфф}}(t_{i,j}) \Delta^2} \left(t_{i,j+1} + t_{i,j-1} + t_{i-1,j} - 3t_{i,j} \right) \quad (16)$$

где индексы меняются в следующих пределах:

$$i = 1;$$

$$j = 2..ny-1;$$

Для упрощения вычислительного процесса расчёт температуры в угловых ячеек будем производить как среднее арифметическое смежных ячеек. Таким образом формулы для угловых ячеек имеют следующий вид:

$$\begin{aligned} t_{1,1} &= \frac{t_{1,2} + t_{2,1}}{2}, \\ t_{nx,1} &= \frac{t_{nx,2} + t_{nx-1,1}}{2}, \\ t_{1,ny} &= \frac{t_{1,ny-1} + t_{2,ny}}{2}, \\ t_{nx,ny} &= \frac{t_{nx,ny-1} + t_{nx-1,ny}}{2}, \end{aligned} \quad (17)$$

Вычислительный процесс производится в следующем порядке:

1. Начальная матрица t размером $nx \times ny$ заполняется значениями начальной температуры перегретой жидкой стали t_c .
2. Переменные τ и z приравниваются нулю.
3. Вычисляется значение коэффициента теплоотдачи $\alpha(z)$ для текущего положения сечения в зоне ЗВО.
4. По формулам (13) – (16) вычисляются значения температур в граничных ячейках матрицы $t^{след}$ размером $nx \times ny$.
5. По формуле (12) вычисляются значения ячеек матрицы $t^{след}$ в середине сечения.

6. По формулам (.17) вычисляются значения температур в угловых ячейках матрицы.
7. Вывод матрицы $t^{\text{след}}$ в графическом виде.
8. Значения температур в характеристических точках запоминаются для дальнейшего построения графиков.
9. Наращиваются переменные $\tau = \tau + \Delta\tau$ и $z = z + \Delta\tau \times v$
10. Копируем матрицу $t^{\text{след}}$ в матрицу t .
11. Если переменная z меньше длины ЗВО L то переходим к пункту 3.
12. Вывод графиков зависимости температуры в характеристических точках от времени.

5.3 Идентификация модели

Для идентификации модели необходимо задать её параметры, которые соответствуют реальным свойствам материалов. Техофизические параметры выберем из справочников по металлургии стали. Технологические параметры взяты для конкретной МНЛЗ. Разделим параметры по нескольким категориям.

Параметры, задающие тепловой баланс в ячейках полосы:

$T_c = 1510^\circ\text{C}$ – начальная температура перегретой жидкой стали.

$c_t = 420 \text{ Дж}/(\text{кг}\cdot\text{К})$ – удельная теплоемкость твердой стали;

$c_{\infty} = 460 \text{ Дж}/(\text{кг}\cdot\text{К})$ – удельная теплоемкость жидкой стали;

$Q_{\text{шт}} = 83700 \text{ Дж}/\text{кг}$ – удельная скрытая теплота затвердевания;

$t_c = 1420^\circ\text{C}$ – нижняя температура плавления (солидус);

$t_l = 1450^\circ\text{C}$ – верхняя температура плавления (ликвидус);

$c_p = (c_t + c_{\infty})/2 + Q_{\text{шт}}/(t_l - t_c) = 3230 \text{ Дж}/(\text{кг}\cdot\text{К})$ – массовая теплоёмкость переходной фазы.

Очевидно, что она значительно отличается от теплоёмкости жидкой и твёрдой стали. Её величина оказывает значительное влияние на картину затвердевания стали;

$\rho = 7000 \text{ кг}/\text{м}^3$ – усреднённая плотность стали, принимаем равной для жидкой и твердой фазы;

$\lambda = 42 \text{ Вт}/(\text{м}^2\text{К})$ – усреднённая теплопроводность жидкой и твёрдой стали.

Геометрические параметры полосы:

$L = 22,5 \text{ м}$ – длина полосы;

$S = 1,5 \text{ м}$ – ширина полосы;

$H = 0,35$ – высота полосы.

Параметры, задающие конфигурацию сетки модели

$\Delta = 0,02 \text{ м}$ – шаг дискретизации по сечению слитка;

$nz = 60$ – количество разбиений по длине слитка;

$\Delta z = L/nz = 22,5/60 = 0,375 \text{ м}$ – шаг дискретизации по длине слитка;

$ny =]H/(2 \cdot \Delta)[=]0,35/(2 \cdot 0,02)[= 9$ – количество разбиений по высоте;

$nx =]S/(2 \cdot \Delta)[=]1,5/(2 \cdot 0,02)[= 38$ – количество разбиений по ширине

$\Delta \tau = 3 \text{ с}$ – шаг дискретизации по времени;

Условие сходимости явной разностной схемы имеет вид:

$$\frac{\lambda \Delta \tau}{c \rho \Delta^2} \leq 0,25 \quad (18)$$

Подставим в выражение (18) критические значения параметров:

$42 \cdot 3 / (420 \cdot 7700 \cdot 0,02^2) = 0,097 < 0,025$ – выбранные параметры модели удовлетворяют условиям сходимости.

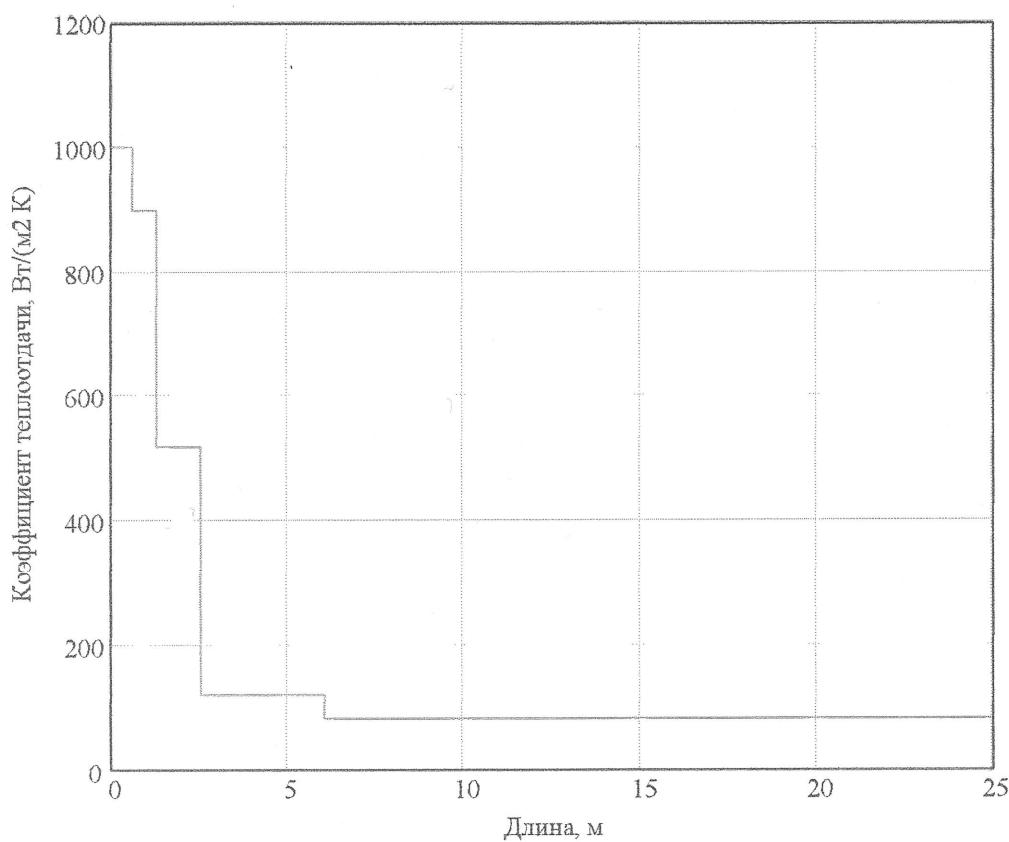
Наиболее существенным параметром модели является распределение коэффициента теплоотдачи по длине ЗВО. Подобные данные являются экспериментальными и специфичны для конкретной МНЛЗ, марок сталей, условий

разливки. В качестве данных выберем результаты исследовательской работы [5], проводимой для определения распределения распределения α . На рис. .1 – .3 приведены графики.

Первый и второй рисунки показывают распределение, найденное экспериментально путём аппроксимации экспериментальных данных.

Третий рисунок отображает теоретическое распределение, найденное авторами работы [] в результате анализа наиболее рационального охлаждения по Д. П. Евтееву: монотонное снижение температуры по длине слитка; равномерное распределение температур по периметру; обеспечение температуры поверхности слитка в конце зоны вторичного охлаждения не ниже 800-900 °С.

Большое значение α на начальном отрезке моделирует кристаллизатор, где тепловой поток от слитка наибольший. При выходе из кристаллизатора сляб попадает в первую секцию ЗВО, расход охлаждающей воды в которой максимальный. Соответственно интенсивность охлаждения высокая. При движении к последующим секциям расход воды уменьшается, а потом слиток и вовсе выходит из ЗВО. Дальнейшее охлаждение происходит за счёт естественного застывания, что видно на графиках.



.1 – Распределение №1 коэффициента теплоотдачи в ЗВО.

Рис

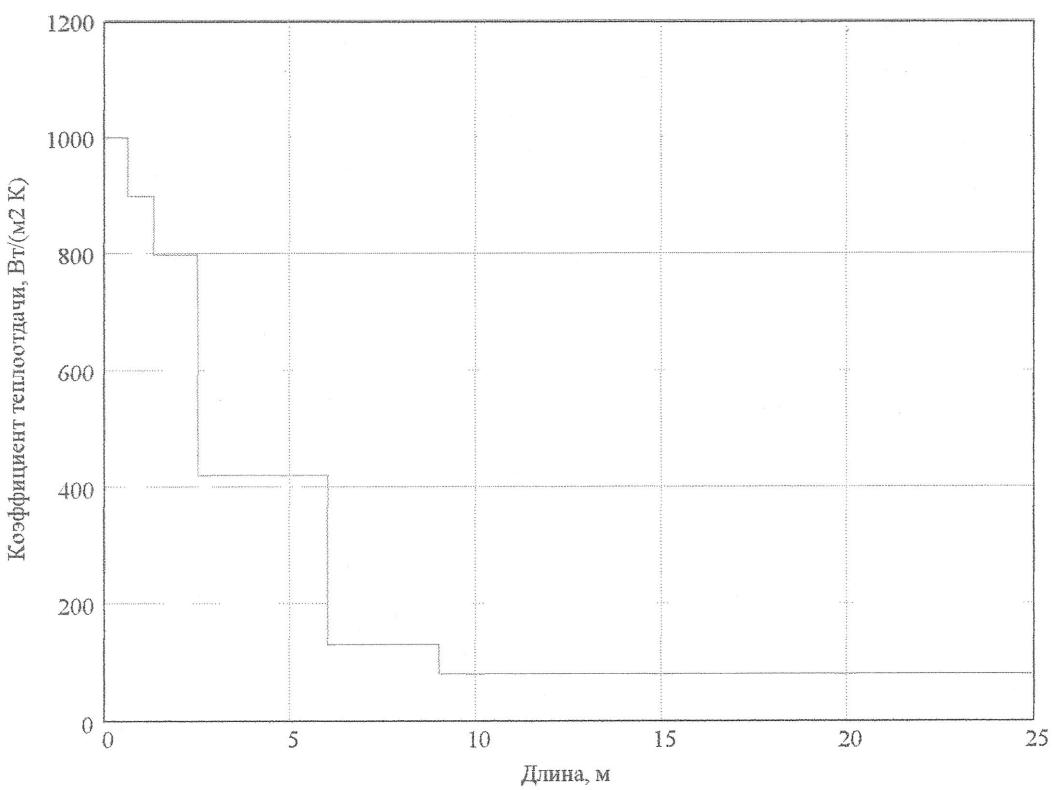


Рис. .2 – Распределение №2 коэффициента теплоотдачи в ЗВО.

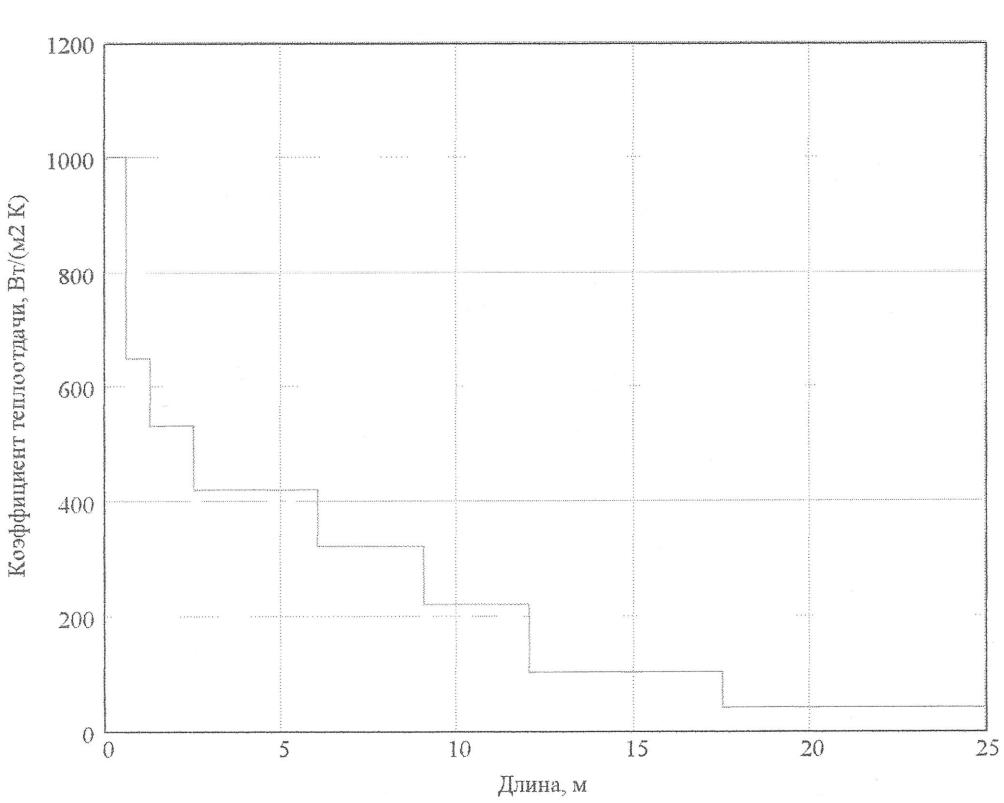


Рис. .3 – Распределение №3 коэффициента теплоотдачи в ЗВО.

5.4 Анализ результатов работы модели

Проведём сравнительный анализ характера затвердевания слитка в МНЛЗ при варьировании таких управляемых параметров, как интенсивность охлаждения, моделируемая как изменение распределения α , и скорости разливки. Результаты моделирования приведены на рис. .4 – .15

Анализируя рис. 7 и рис. 11 видим, что модель не адекватно представляет процесс затвердевания. Слиток имеет жидкую фазу в конце ЗВО и даже после выхода из ЗВО. Это может быть вызвано неточной идентификацией модели.

Анализируя рис. 4, 5, 8, 9, 12, 13 наблюдаем соответствие с реальной картиной затвердевания. Из рисунков видно, что эффективная длина составляет 7-9 метров, что наблюдается на практике.

Для всех результатов работы модели характерны следующие черты:

- в кристаллизаторе происходит резкое переохлаждение поверхности слитка, что вызвано интенсивным теплообменом;
- после выхода из кристаллизатора поверхность вновь подогревается за счёт теплопередачи от внутренней сердцевины слитка;
- температура поверхности слитка практически одинакова по всему периметру;
- наиболее интенсивное охлаждение испытывает ребро слитка.

Рассматривая рис.13-15 и сравнивая с другими результатами видим, что при распределении коэффициента теплопередачи №3 распределение температур наиболее близко к рациональному. Исходя из этого можно рекомендовать режим охлаждения в ЗВО, при котором распределения коэффициента теплопередачи будет наиболее близким к распределению №3.

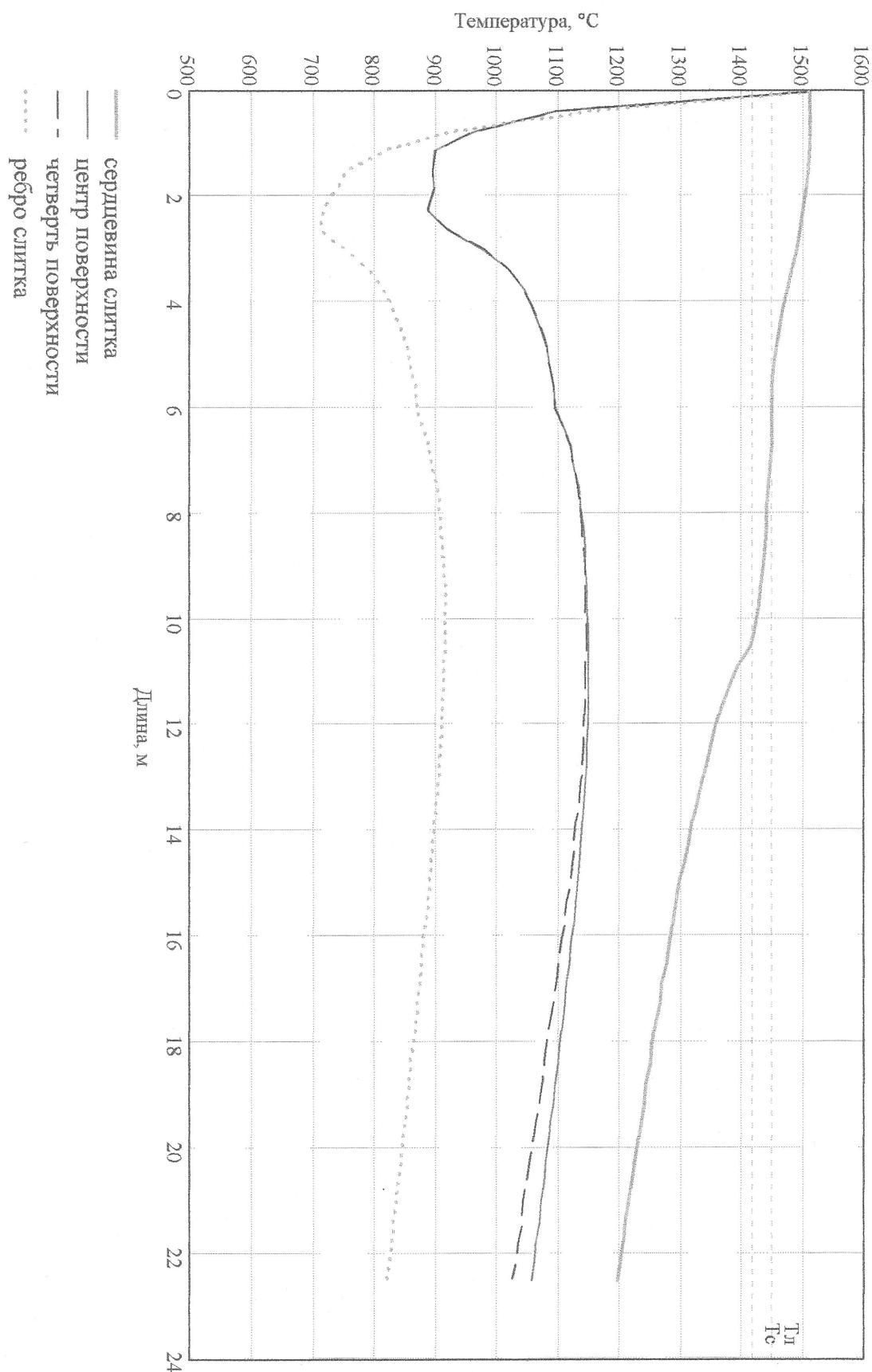


Рис. 5 – Скорость 0,8 м/мин. Распределение №1.

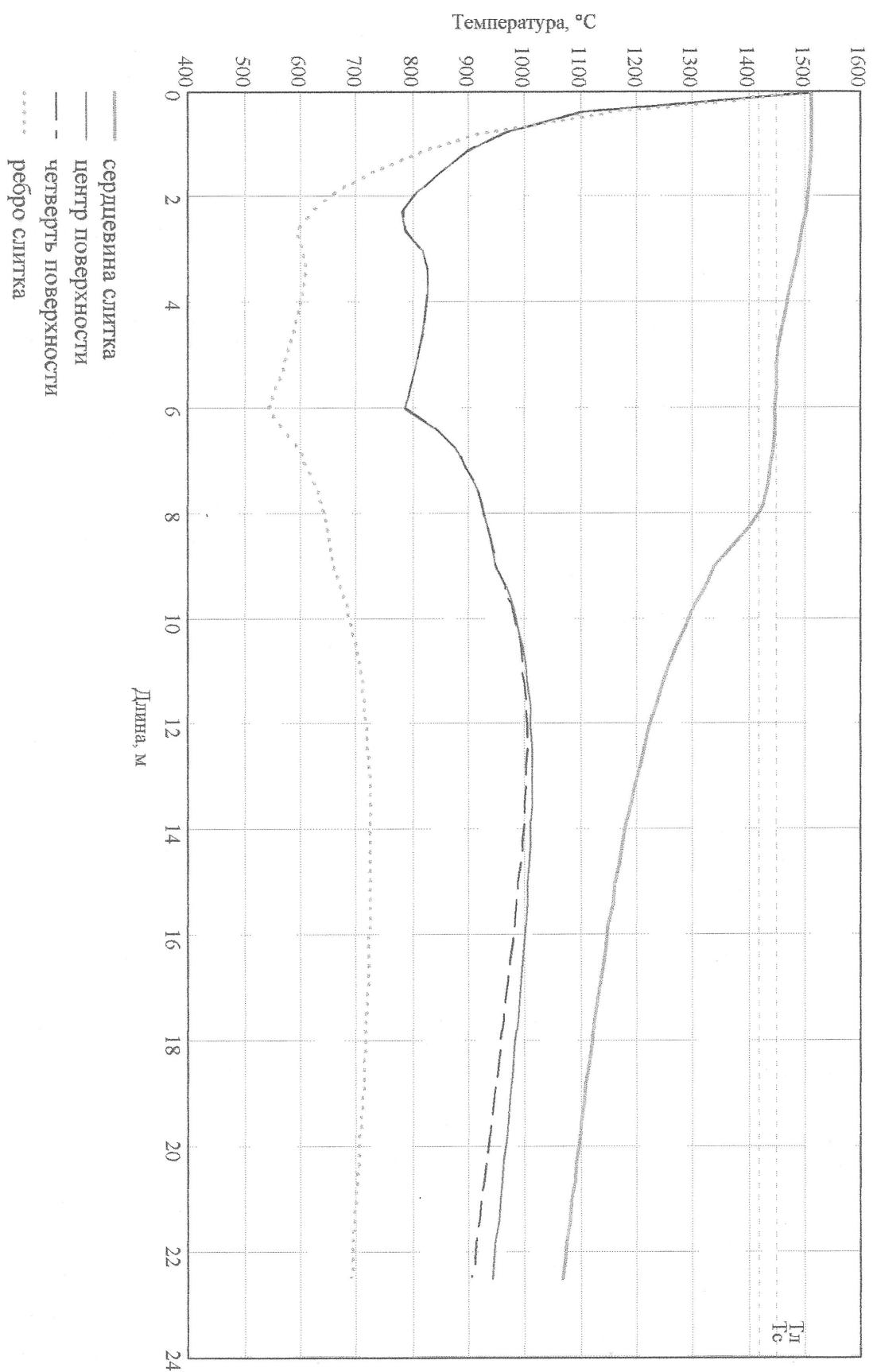


Рис. 9 – Скорость 0,8 м/мин. Распределение №2.

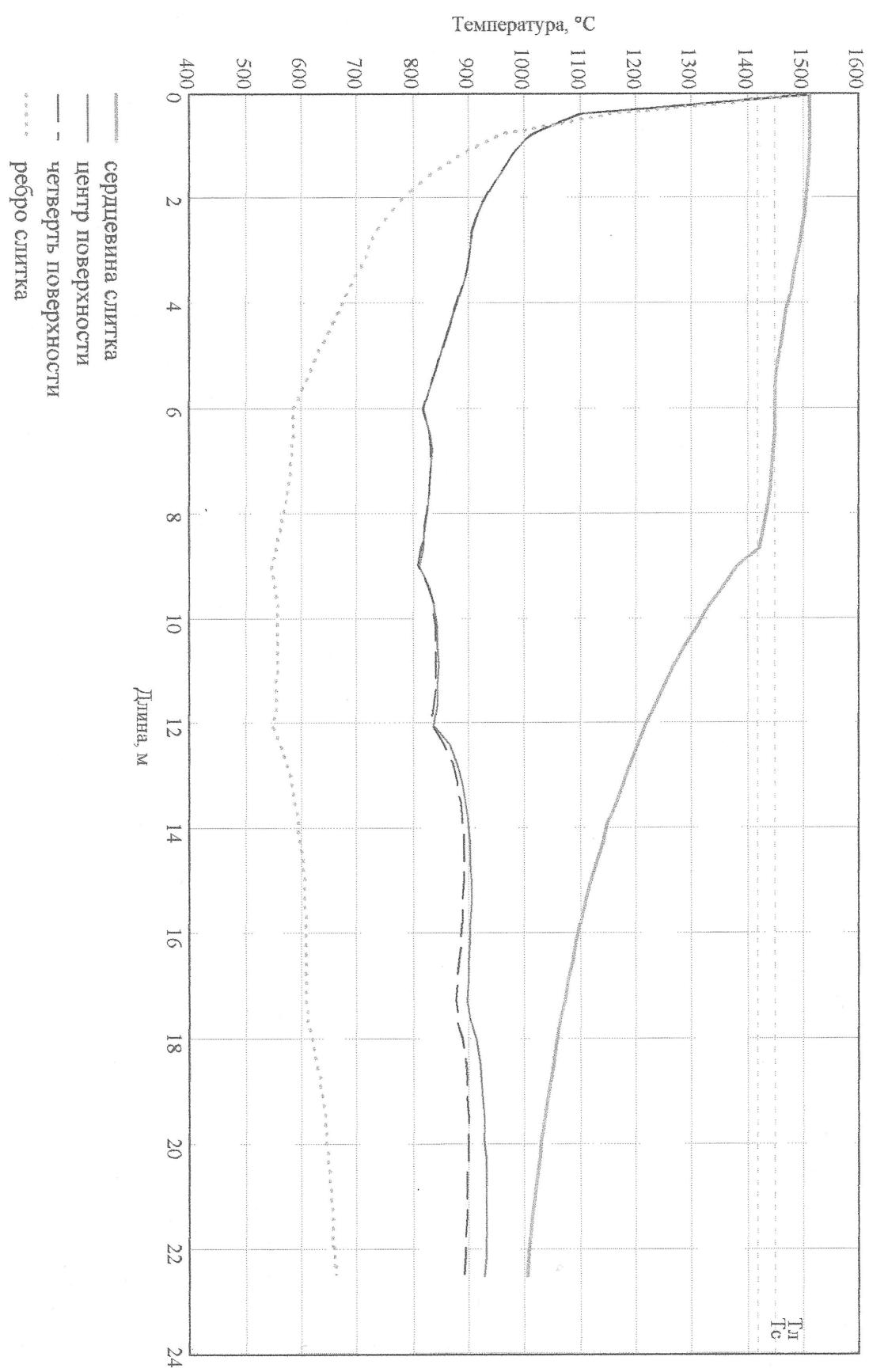
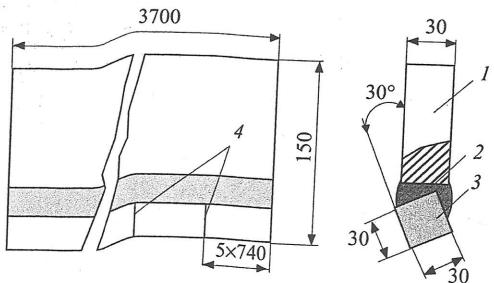


Рис. 13 – Скорость 0,8 м/мин. Распределение №3.

Список литературы.

1. Технологическая инструкция ‘Разливка стали на МНЛЗ’ на ММК имени ‘Ильича’ 1998 г.
2. Чинаев В. Н. Самонастраивающиеся системы. М. 1968
3. Кудрин В.А. Металлургия стали Учебник для вузов. / М.: «Металлургия», 1989 – 560 с.
4. Яворский В.И., Ойкс Г.Н. и др. Металлургия стали Учебник для вузов. / М.: «Металлургия», 1973 – 816 с.
5. Якушев А.М., Вяткин Ю.Ф. Справочник конвертерщика Справочник. / Челябинск: «Металлургия», 1990 – 448 с.



Нож чашевого окомкователя: 1 — державка; 2 — сварной шов; 3 — износостойкий элемент на основе WC; 4 — стыки между элементами

по длине ножа, присущий прежней конструкции, отсутствовал. Максимальный износ составил 3 – 4 мм при среднем значении 2,4 мм. Кроме того, в процессе эксплуатации было зафиксировано уменьшение нагрузки на привод окомкователя.

Таким образом, благодаря оснащению донных и бортовых ножей новыми футеровочными элементами значительно упрощается их конструкция, повышается надежность, снижается стоимость изготовления и значительно уменьшаются трудозатраты на монтаж и демонтаж.

Анализ данных экспериментальных и промышленных исследований позволяет рекомендовать разработанный футеровочный элемент к использованию также для упрочнения рабочих поверхностей деталей, подвергающихся интенсивному абразивному изнашиванию, в частности лопаток, скребков смесителей для огнеупорных и железорудных масс.

Таким образом, при изучении эксплуатационной надежности чашевых окомкователей сырых окатышей, в частности донных и бортовых ножей, определены основные причины, обуславливающие недостаточную надежность их. В связи с этим предложены ножи усовершенствованной конструкции.

СТАЛЕПЛАВИЛЬНОЕ ПРОИЗВОДСТВО

УДК 669.18:538.911

Основы процесса формирования непрерывнолитых заготовок с целью прогнозирования бездефектной структуры

Современная наука и практика пока не позволяют предложить режимы, гарантирующие полное отсутствие дефектов в непрерывнолитых заготовках. Сложность решения задачи заключается в том, что заготовка формируется в широком диапазоне температур (от 1400 – 1500 до 20 – 40 °C), и это сопровождается образованием дефектов, в частности горячих трещин. Практический интерес представляет исследование условий образования трещин под действием интенсивного остывания в зоне вторичного охлаждения (ЗВО) и зоне температурного интервала хрупкости, а также трещин, обусловленных химической неоднородностью и наличием сульфидных включений [1 – 4]. Размеры этих включений определяются размерами дендритных ячеек: чем больше межосные промежутки, тем, как

В. И. Тимошпольский, Ю. А. Самойлович,
Н. В. Андрианов, В. А. Маточкин,
С. М. Кабишов

Институт тепло- и массообмена им. А. В. Лыкова
НАН Беларуси, НПП "Платан" (г. Екатеринбург),
РУП "Белорусский металлургический завод",
Белорусский национальный
технический университет

правило, более крупными оказываются скопления сульфидов, и они могут вызвать в прокате дефекты типа "расслой".

Для получения бездефектной заготовки важно знать закономерности формирования кристаллической структуры — дендритной или глобулярной. В первом случае в заготовках (особенно малого и среднего сечений) весьма вероятно возникновение "моста" дендритов, которые блокируют процесс подпитки усадочных зон, что приводит к осевой сегрегации. Возникновение глобулярной кристаллической структуры препятствует этому и способствует гомогенности металла.

В настоящей работе изложен комплексный подход, предусматривающий анализ влияния технологических факторов (скорости разливки, интенсивности орошения в ЗВО,

электромагнитного перемешивания и др.) на уровень термических напряжений и деформаций, размеры сульфидных включений и протяженность столбчатой и глобулярной зон.

При исследовании теплового и термонапряженного состояния разработали математическую модель связанный задачи нестационарного теплообмена и термовязкоупругости, которая в отличие от известных учитывает изменение скорости потока жидкой стали под влиянием электромагнитного перемешивания, расход воды на первичное и вторичное охлаждение, переменность теплофизических и физико-механических свойств от температуры и явление высокотемпературной ползучести (быстро протекающие процессы релаксации напряжений) [1–5].

Использовали двумерное дифференциальное уравнение теплопроводности и граничные условия 3-го рода (лучисто-конвективный теплообмен на поверхности заготовок), при этом предполагали симметричное охлаждение больших граней между собой и малых граней между собой, т.е. рассматривали охлаждение 1/4 части заготовки:

$$\rho c_{\text{эфф}}(T) \frac{\partial T}{\partial \tau} = \frac{\partial}{\partial x} \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial y} \right); \quad (1)$$

$$-\lambda \left(\frac{\partial T}{\partial x} \right)_{\text{пп}} = C_1 \left(\left(\frac{T_{\text{пп}}}{100} \right)^4 - \left(\frac{T_{\text{c}}}{100} \right)^4 \right) + \alpha_1 (T_{\text{пп}} - T_{\text{cp}}); \quad (2)$$

$$-\lambda \left(\frac{\partial T}{\partial y} \right)_{\text{пп}} = C_2 \left(\left(\frac{T_{\text{пп}}}{100} \right)^4 - \left(\frac{T_{\text{c}}}{100} \right)^4 \right) + \alpha_2 (T_{\text{пп}} - T_{\text{c}}); \quad (3)$$

$$\left. \frac{\partial T}{\partial x} \right|_{x=0} = \left. \frac{\partial T}{\partial y} \right|_{y=0} = 0; \quad (4)$$

$$T(x, y) = f(x, y) \text{ при } \tau = 0, \quad (5)$$

где T — температура; ρ , $c_{\text{эфф}}$, λ — теплопроводность, эффективная теплоемкость и плотность стали; C_2 , C_1 — коэффициенты теплообмена излучением и конвекцией; α — коэффициент теплоотдачи.

Модель упруговязкого поведения стали (теория Максвелла) в области повышенных температур описывается следующими уравнениями:

$$2G\dot{e}_r = \dot{S}_r + S_r/\tau_p; 2G\dot{e}_{\theta} = \dot{S}_{\theta} + S_{\theta}/\tau_p; 2G\dot{e}_z = \dot{S}_z + S_z/\tau_p, \quad (6)$$

где $\tau_p = (G/\eta - G' \dot{T}/G)^{-1}$ — условное время релаксации, учитывающее вязкое течение материала под нагрузкой при повышенных температурах (ползучесть) и влияние нелинейности упругих характеристик материала (модуля сдвига G); $G' = dG/dT$ (точка означает операцию дифференцирования по времени).

Кроме того, принято предположение о том, что средние значения деформаций (ε) и напряжений (σ) связаны соотношением $\varepsilon = N\sigma + \alpha_l \delta T$ (7), где $N = (1 - 2\nu)/E$; δT — избыточная локальная температура в сечении заготовки, определяемая из решения соответствующей задачи теплопроводности; α_l — коэффициент теплоотдачи.

Механические характеристики (модуль упругости E , временное сопротивление разрыву σ_p) являются функциями температуры:

$$E(T) = E_{20} - A_E(T - T_s)^2 \text{ при } 20 < T \leq 750 \text{ }^{\circ}\text{C};$$

$$E(T) = E_p \exp[-k_E(T - T_p)] \text{ при } 750 < T \leq 1380 \text{ }^{\circ}\text{C};$$

$$E(T) = E_* \exp[-k_*(T - T_*)] \text{ при } 1380 < T \leq 1450 \text{ }^{\circ}\text{C}, \quad (8)$$

причем $E_{20} = 220 \text{ ГПа}$; $E_p = 140 \text{ ГПа}$; $E_* = 700 \text{ МПа}$ и $E(T) \rightarrow 0$ при $T > 1450 \text{ }^{\circ}\text{C}$; $T_s = 20 \text{ }^{\circ}\text{C}$; $T_p = 750 \text{ }^{\circ}\text{C}$; $T_* = 1380 \text{ }^{\circ}\text{C}$;

$$\sigma_p(T) = \sigma_p^{20} A_B (T - 20)^2 \text{ при } 20 < T \leq 750 \text{ }^{\circ}\text{C};$$

$$\sigma_p(T) = \sigma_p^{750} \exp[-k_s(T - 750)] \text{ при } 750 < T \leq 1380 \text{ }^{\circ}\text{C};$$

$$\sigma_p(T) = \sigma_p^{1380} \exp[-k_v(T - 1380)] \text{ при } 1380 < T \leq 1450 \text{ }^{\circ}\text{C}. \quad (9)$$

Для углеродистых сталей при определении длительности релаксации (τ) можно использовать соотношения:

$$\tau(T) = \tau_{20} \exp[-k_r(T - T_{20})^2] \text{ при } 0 \leq T \leq 400 \text{ }^{\circ}\text{C};$$

$$\tau(T) = \tau_R \exp[-A_r(T - T_{400})] \text{ при } 400 \leq T \leq 1000 \text{ }^{\circ}\text{C};$$

$$\tau_{20} \approx 170 \text{ с}, \tau_R \approx 35 \text{ с}. \quad (10)$$

Для оценки размеров эндогенных сульфидных включений, образующихся в двухфазной зоне затвердевающей заготовки, использовали ранее выявленную эмпирическую зависимость [4, 6]: $d_s = K_s \sqrt{t}$, где величину коэффициента K_s принимали равной 0,001 мм/мин^{1/2}. Длительность пребывания расплава в двухфазном состоянии определяли расчетным путем с использованием математической модели квазивновесного затвердевания сплава Fe – С.

Границу формирования достаточно прочного дендритного скелета в затвердевающей заготовке определяли с использованием температуры выпливаемости:

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

где A_B — эмпирический коэффициент ($A_B = 0,1 - 0,15$). Для решения сформулированной задачи (1) – (10) использовали численный метод конечных разностей.

При разработке методики расчета протяженности зон кристаллизации процесс затвердевания и охлаждения разделили на четыре стадии: 0 — формирование заготовки в пределах кристаллизатора; I — затвердевание при наличии перегрева жидкой фазы с образованием столбчатых кристаллов; II — затвердевание переохлажденного расплава с образованием зоны глобулярных или равноосных кристаллов; IV — охлаждение полностью затвердевшей заготовки [7]. С точки зрения управления качеством металла наибольший интерес представляет рассмотрение I и II зон. В качестве управляющих воздействий можно принять коэффициенты теплоотдачи α на поверхности слитка, т.е. расход воды в этих зонах.

Для конкретной задачи уравнение (1) дополняется граничными условиями:

$$-\lambda_1 \left(\frac{\partial T_1}{\partial r} \right)_{r=b(t)} = -\rho_2 L \frac{db}{dt} - \lambda_2 \left(\frac{\partial T_2}{\partial r} \right)_{r=b(t)}; \quad (11)$$

$$-\lambda_1 \left(\frac{\partial T_1}{\partial r} \right)_{r=R} = \alpha_1 [T_1(R, t) - T_c]; \quad (12)$$

$$T_1(r, 0) = T_{1\text{ нач}}, T_2(r, 0) = T_{2\text{ нач}}, b(0) = b_0, \quad (13)$$

где $i = 1$ — для жидкой, $i = 2$ — для твердой фазы.

Для решения задач (1) и (11) – (13) использовали метод интегральных соотношений, предложенный в работе Л. С. Лейбензона [8].

15
10
5
0
15
10
5
0
15
10
5
0

т, мин т, мин

Рис. 2. Ра-
сстояния
филов же-
при интен-
ния (α, В)

должно
лизатор
сторонн
температ
что вну
поверхн

При
булярн
процесс
сузить и
ответств
ния тех
интенси
зования

При
мальной
выполн
вания р
из разни
в ЗВО г
оптима
соответ
ей и кон
чены ог
ности с
0,85 м/с

След
вок нео
ного пе
ности п
на сред

Протяженность зоны столбчатой кристаллизации z_1 и длительность пребывания Δt_1 заготовки в зоне I:

$$z_1 = v_{\text{л}} \Delta t_1 = v_{\text{л}} \left(\frac{\rho_1 c_1}{\lambda_1} \right) R^2 \text{Fo}_1, \quad (14)$$

где $v_{\text{л}}$ — скорость разливки; R — эквивалентный радиус заготовки; Fo — критерий Фурье:

$$\begin{aligned} \text{Fo}_1 = & -\frac{1}{2} S^2 (y_0 - y_1) + S \left(\frac{1}{2} K' + \frac{3}{4} \right) (y_0^2 - y_1^2) + \\ & + \left(\frac{1}{2} S A \frac{\rho_2 c_2}{\rho_1 c_1} - \frac{1}{3} K' - \frac{1}{3} \right) (y_0^3 - y_1^3) - \\ & - \frac{3}{8} A \frac{\rho_2 c_2}{\rho_1 c_1} (y_0^4 - y_1^4) + \left(\frac{1}{6} S^3 - \frac{1}{2} S + \frac{1}{3} \right) \ln \frac{S - y_0}{S - y_1}, \end{aligned} \quad (15)$$

где $S = \frac{R + \lambda_1 / \alpha_1}{R} = 1 + \frac{1}{\text{Bi}_1}$; $y = b/R$; $y_0 = b_0/R$; $y_1 = b_1/R$;

$$A = \frac{\theta}{y_0 - y_1} \cdot \frac{m+1}{m+2}; \quad \theta = \frac{T_{2,0} - T_{\text{лик}}}{T_{\text{лик}} - T_c};$$

$$K' = K - 1 + \frac{\rho_2 c_2}{\rho_1 c_1} - A \frac{\rho_2 c_2}{\rho_1 c_1} y_1; \quad K = \frac{\rho_2 L}{c_1 \rho_1 (T_{\text{лик}} - T_c)},$$

причем $y(\tau) < y_0$; y — текущая безразмерная координата фронта кристаллизации; y_0 и y_1 — безразмерная толщина затвердевшей корки на выходе из кристаллизатора и в момент полного снятия перегрева соответственно; b , b_0 , b_1 — те же параметры в эквивалентном цилиндре радиусом R , м; θ — безразмерная начальная температура жидкой стали; L — скрытая теплота кристаллизации; T_c — температура среды; m — параметр, принимающий одно из значений от 2 до 20 в зависимости от характера распределения избыточной температуры ($T_{2,0} - T_{\text{лик}}$) в центре слитка при наличии перегрева жидкой фазы.

Взаимосвязь усредненного коэффициента теплоотдачи и расхода охлаждающей воды заготовки имеет вид:

$$\alpha_{\text{ЗВО}} = \frac{\lambda}{R} \frac{\theta_{\text{п}}}{1 - \theta_{\text{п}}} \frac{1}{1 - y} = \alpha_0 + \eta_k q, \quad (16)$$

где $\alpha_0 \approx 140 - 160 \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot \text{К})$; η_k и q определены на основании обработки проведенных экспериментальных данных.

Протяженность зоны глобуллярной кристаллизации и длительность пребывания заготовки в зоне II:

$$z_2 = v_{\text{л}} \Delta t_2 = v_{\text{л}} \frac{\rho_1 c_1 R^2}{\lambda_1} \text{Fo}_2; \quad (17)$$

$$\text{Fo}_2 = \tau_* \ln \frac{T_{\text{лик}} - T_c}{T_{\text{сол}} - T_c}, \quad (18)$$

где

$$\tau_* = \left(1 - y_1 + \frac{1}{\text{Bi}_2} \right) \left[\frac{1}{2} + \frac{K}{2\theta_c} y_1^2 - \frac{(1 - y_1^2)/3 + y_1(1 - y_1)/2}{1 + 1/[\text{Bi}_2(1 - y_1)]} \right],$$

$$\theta_c = \frac{T_{\text{лик}} - T_{\text{сол}}}{T_{\text{лик}} - T_c}.$$

С использованием сформулированной связанный задачи теплопроводности и термовязкоупругости (1) – (10) проведены многовариантные расчеты термоантизажженного состояния заготовок сечением 250×300 и 300×400 мм из высокоуглеродистых, легированных и высоколегированных сталей, получаемых в условиях МНЛЗ-3 РУП БМЗ. Предварительно была обоснована замена прямоугольной заготовки цилиндрической, при этом результаты параметрической идентификации по результатам промышленных экспериментов [1, 3, 9] показали вполне удовлетворительное согласование. При анализе напряженно-деформированного состояния использованы два критерия сохранения сплошности: допустимые значения деформаций и локальное значение временного сопротивления разрыву литой стали. На рис. 1 в качестве примера приведено изменение максимальных значений касательных напряжений и деформаций при разливке заготовки сечением 250×300 мм (сталь 80К) со скоростью 0,8 м/мин. Из рисунка следует, что при завышенных значениях коэффициента переноса теплоты в движущемся расплаве, что, по сути, косвенно учитывает использование электромагнитного перемешивания (ЭМП), не прогнозируется нарушение сплошности заготовки. Аналогичные расчеты проведены для заготовок легированных и высоколегированных сталей, на основании которых определены рабочие скорости разливки.

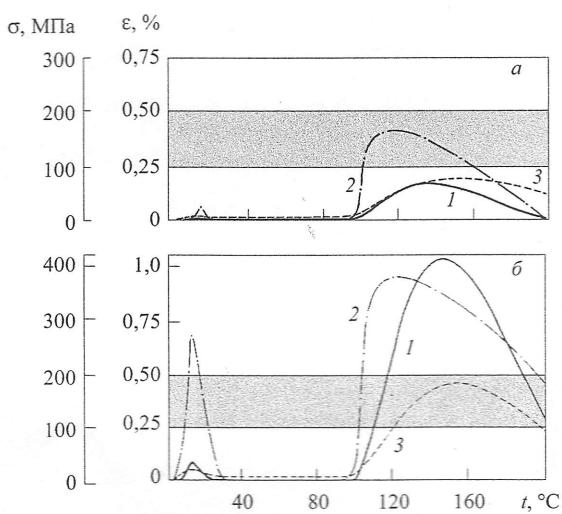


Рис. 1. Изменение во времени касательных напряжений (1) и деформаций (2), а также прочности (3) по сечению заготовки для условий охлаждения с электромагнитным перемешиванием (а) и без него (б)

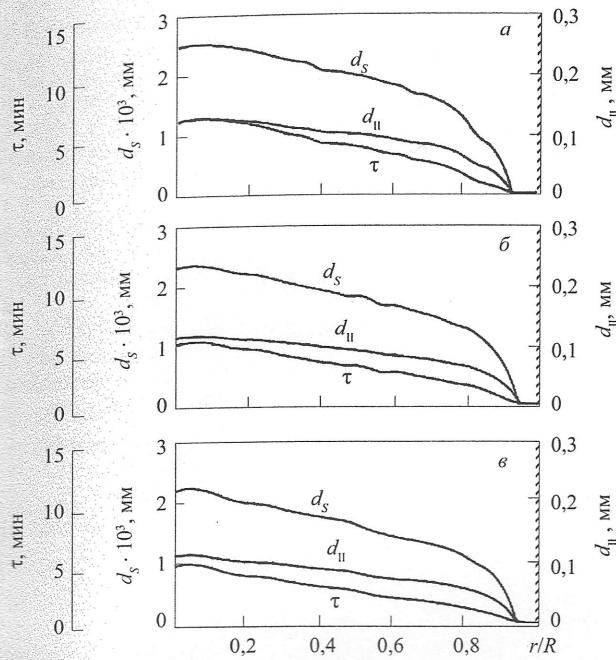


Рис. 2. Распределение длительности пребывания металла в двухфазном состоянии (τ), размеров дендритной ячейки (d_{ll}) и средних размеров сульфидов железа (d_s) вдоль радиуса заготовки из стали 80К (диам. 310 мм) при интенсивности охлаждения заготовок в зоне вторичного охлаждения (α , Вт/(м² · К)): а — 175; б — 350; в — 580

должно быть предусмотрено при проектировании кристаллизатора и зоны вторичного охлаждения МНЛЗ. С другой стороны, интенсивность орошения влияет на величину температурного перепада в сечении заготовок в связи с тем, что внутреннее тепловыделение способствует разогреву поверхностных слоев металла.

При исследовании закономерностей столбчатой и глобуллярной кристаллизации ставилась задача управления процессом затвердевания, которое сводится к стремлению сузить протяженность зоны столбчатых кристаллов и соответственно расширить зону глобуллярных путем изменения технологических параметров: скорости вытягивания, интенсивности орошения поверхности заготовки, использования электромагнитного перемешивания и др.

При использовании разработанного алгоритма оптимального управления кристаллизацией заготовок (1) – (7) выполнены расчетные исследования с целью совершенствования режимов разливки заготовок 250×300 и 300×400 мм из разных сталей (рис. 3). При этом определяли расход воды в ЗВО при увеличении скорости разливки и выбирали ее оптимальное (максимальное) значение при расходе воды в соответствии с действующей технологической инструкцией и конструкцией МНЛЗ-3. В результате расчетов получены оптимальные расходы охлаждающей воды в зависимости от группы сталей при скорости разливки 0,8 – 0,85 м/мин.

Следует отметить, что с увеличением сечения заготовок необходимо повышать интенсивность электромагнитного перемешивания [10, 11], чтобы добиться оптимальности процесса. Но более рационально в случае разливки на средне- и крупносортные заготовки не повышение мощ-

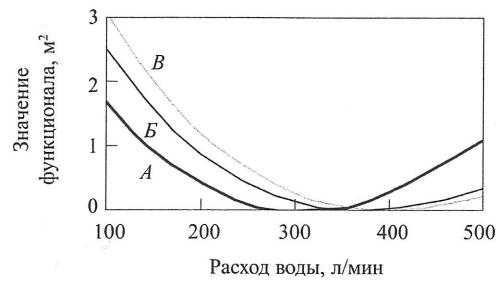


Рис. 3. Изменение критерия оптимальности в зависимости от интенсивности охлаждения в ЗВО для разных сталей (группы А с 0,1 % С; Б — с 0,4 % С и В — с 0,7 % С) при разливке со скоростью 0,8 – 0,85 м/мин

ности одной катушки ЭМП, а распределение ее между несколькими устройствами ЭМП, установленными на разливочной дуге. Полученные закономерности изменения функционала от толщины зоны столбчатых кристаллов для сталей с разным содержанием углерода свидетельствуют о необходимости дифференцированного подхода к управлению структурой слитка путем воздействия электромагнитного перемешивания.

В результате комплексных исследований для высоколегированных, легированных и высоколегированных сталей выбраны рациональные режимы разливки, обеспечивающие повышение производительности МНЛЗ-3 на 5 – 7 % с получением заготовок высокого качества. Разработанные режимы разливки внедрены в условиях РУП БМЗ.

Заключение

Разработаны теоретические основы формирования бездефектной непрерывнолитой заготовки, базирующиеся на комплексном подходе к исследованию и установлению закономерностей возникновения и развития дефектов, который предусматривает изучение взаимосвязанных процессов: оценку уровня термических напряжений и деформаций, размеров сульфидных включений и протяженности столбчатой и глобуллярной зон.

Проанализировано влияние технологических факторов (скорости разливки, марочного состава стали, интенсивности орошения поверхности заготовки, электромагнитного перемешивания) на параметры этих процессов. Полученные закономерности легли в основу создания принципов управления качеством слитков и заготовок в ходе непрерывной разливки.

Предложены и внедрены рациональные режимы разливки высокоуглеродистых, легированных и высоколегированных сталей, которые обеспечивают рост производительности МНЛЗ на 5 – 7 % и высокое качество заготовок.

Библиографический список

1. Ingots and concast billets solidification and cooling technology / V. I. Timoshpol'sky, Yu. A. Samoilovich, N. V. Andrianov et al.; Ed. by V. I. Timoshpol'sky, Yu. A. Samoilovich. — Austria, Linz, 2003. — 640 p.
2. Стальной слиток / Ю. А. Самойлович, В. И. Тимошпольский, И. А. Трусова и др. В 3-х т. Т. 1: Управление кристаллической структурой стального слитка. Под общ. ред. В. И. Тимошпольского, Ю. А. Самойловича. — Минск: Беларуская наука, 2000. — 583 с.

3. Стальной слиток / Ю. А. Самойлович, В. И. Тимошпольский, И. А. Трусова, В. В. Филиппов. В 3-х т. Т. 2: Затвердевание и охлаждение. Под общ. ред. В. И. Тимошпольского, Ю. А. Самойловича. — Минск: Беларуская наука, 2000. — 637 с.
4. Тимошпольский В. И., Самойлович Ю. А., Андрианов Д. Н., Маточкин В. А. Закономерности затвердевания крупносортных непрерывнолитых заготовок из стали ШХ15 // Сталь. 2004. № 2. С. 50 — 54.
5. Тимошпольский В. И., Самойлович Ю. А., Трусова И. А., Маточкин В. А. Теоретические основы расчета температур, термовязкоупругих напряжений и деформаций в корке непрерывнолитой заготовки // Изв. вузов и энерг. объедин. СНГ. Энергетика. 2002. № 3. С. 48 — 56.
6. Тимошпольский В. И., Самойлович Ю. А., Андрианов Д. Н. и др. Двухфазное состояние расплава при непрерывном литье высокоглеродистой стали // Литье и металлургия. 2003. № 1. С. 23 — 28.
7. Дубина О. В., Самойлович Ю. А., Тимошпольский В. И., Кабицюк С. М. Расчет зон столбчатых и глобулярных кристаллов при непрерывной разливке мелкосортных заготовок // Металл. и горноруд. промст. 2003. № 4. С. 106 — 109.
8. Тимошпольский В. И., Самойлович Ю. А. Расчеты затвердевания отливок цилиндрической формы по методу Лейбензона // ИФЖ. 1987. № 2. Т. 52. С. 339 — 340.
9. Тимошпольский В. И. Теплотехнологические основы металлургических процессов и агрегатов высшего технического уровня. — Минск: Наука и техника, 1995. — 256 с.
10. Тимошпольский В. И., Самойлович Ю. А., Анисович Г. А., Трусова И. А. Влияние электромагнитного перемешивания на температурное поле стальной заготовки при непрерывном литье // Весці НАНБ. Сер. фіз.-тэхн. наукаў. 2001. № 1. С. 141 — 143.
11. Тимошпольский В. И., Самойлович Ю. А., Анисович Г. А., Трусова И. А. Закономерности кондуктивного метода электромагнитного перемешивания расплава при непрерывном литье листовых заготовок // Весці НАНБ. Сер. фіз.-тэхн. наукаў. 2001. № 2. С. 129 — 135.

УДК 519.621.746

Численное моделирование температур и напряжений в слитке при плоскофакельном и круглофакельном вторичном охлаждении

К наиболее важным факторам, влияющим на процесс кристаллизации в непрерывнолитом слитке, относятся температурные режимы и протяженность зоны вторичного охлаждения (ЗВО). Известно, что при вытягивании слитка из-за смены тепловых зон на его поверхности возникают большие градиенты температур [1], а также сжимающие и растягивающие напряжения. Характер напряжений может изменяться в зависимости от конфигурации зоны вторичного охлаждения. Сложное напряженное состояние поверхностных слоев слитка может привести к образованию трещин [2].

В МНЛЗ получил широкое распространение плоскофакельный подвод охладителя в ЗВО. В то же время, как показали теоретические и практические исследования, проведенные на Белорусском металлургическом заводе (БМЗ), хорошей альтернативой плоскофакельному охлаждению может стать круглофакельное. Значительная часть этих исследований была выполнена на уровне так называемого вычислительного эксперимента. Численное моделирование температур и напряжений в слитках сечением 300×400 мм из стали 20ХН3А было выполнено для вариантов кругло- и плоскофакельного охлаждения с целью сопоставления их эффективности.

В качестве математической модели кристаллизации для расчета температур применили методы [3], основанные на трехмерном дифференциальном уравнении теплопроводности с учетом внешних источников тепла:

А. Н. Чичко, Н. В. Андрианов,
А. В. Демин, Д. М. Кукуй,
В. Ф. Соболев, О. И. Чичко
Белорусский национальный
технический университет,
РУП "Белорусский
металлургический завод"

$$\frac{\partial T}{\partial \tau} = \frac{1}{c(T)\rho} \left(F_x + F_y + F_z + Q_{\text{кр}} \frac{\partial \rho_{\text{тв}}}{\partial \tau} \right), \quad (1)$$

$$\text{где } F_i = \begin{cases} \frac{\partial \left(\lambda(T) \frac{\partial T}{\partial \tau_i} \right)}{\partial \tau_i}, & x, y, z \in \Omega_i, \\ \lambda(T) \frac{\partial T}{\partial \tau_i} - k(T - T_{\text{ср}}) & \end{cases} \quad (2)$$

$$\frac{\partial \tau_i}{\partial \tau_i}, \quad x, y, z \in \Omega_j,$$

T — температура; $T_{\text{ср}}$ — температура внешней среды (25°C); τ_i — время; $\lambda(T)$ и $c(T)$ — коэффициент теплопроводности и удельная теплоемкость материала при температуре T ; $\rho_{\text{тв}}$ и $\rho_{\text{ж}}$ — плотность твердой и жидкой фазы; $\rho = \rho_{\text{тв}} + \rho_{\text{ж}}$ — плотность материала на единицу объема; x, y, z — декартовы координаты; $Q_{\text{кр}}$ — удельная теплота кристаллизации металла; k — коэффициент теплоотдачи поверхности металла в охлаждающую среду; Ω_i — пространство слитка; Ω_j — пространство границы раздела слиток — охлаждающая среда.

Из уравнения (1) определяли $T(\tau)$ на основе конечно-разностной схемы, при которой объем моделируемого пространства $380 \times 330 \times 20000$ мм был разбит на элементы прямоугольной формы с длиной $\Delta x = 10$ мм, шириной $\Delta z = 10$ мм и высотой $\Delta y = 20$ мм. Приращение температуры в одном элементе определялось через интервал времени $\Delta \tau = 0,08$ с.

Процесс образования твердой фазы моделировали как увеличение плотности твердой фазы и уменьшение плотности жидкой фазы в точках пространства с каждым тактом моделирования:

$$\Delta\rho_{\text{TB}}(x, y, z, \tau) = \rho_{\text{TB}}(T_{\text{ж}}(C_{\text{ж}}) - T)c(T)/Q_{\text{kp}}; \quad (3)$$

$$\rho_{\text{TB}}(x, y, z, \tau + \Delta\tau) = \rho_{\text{TB}}(x, y, z, \tau) + \Delta\rho_{\text{TB}}(x, y, z, \tau); \quad (4)$$

$$\rho_{\text{ж}}(x, y, z, \tau + \Delta\tau) = \rho_{\text{ж}}(x, y, z, \tau) - \Delta\rho_{\text{TB}}(x, y, z, \tau), \quad (5)$$

где $T_{\text{ж}}(C_{\text{ж}})$ — температура ликвидуса, зависящая от концентрации углерода в жидкой фазе.

С учетом изменения массы твердой и жидкой фаз в единице объема концентрация в твердой и жидкой фазе на каждом временном шаге рассчитывалась по формулам (6) и (7):

$$C_{\text{TB}}(x, y, z, \tau + \Delta\tau) =$$

$$\frac{\rho_{\text{TB}}(x, y, z, \tau)C_{\text{TB}}(x, y, z, \tau) + \Delta\rho_{\text{TB}}(x, y, z, \tau)H(C_{\text{ж}}(x, y, z, \tau))}{\rho_{\text{TB}}(x, y, z, \tau) + \Delta\rho_{\text{TB}}(x, y, z, \tau)},$$

$$C_{\text{ж}}(x, y, z, \tau + \Delta\tau) =$$

$$\frac{\rho_{\text{ж}}(x, y, z, \tau)C_{\text{ж}}(x, y, z, \tau) - \Delta\rho_{\text{TB}}(x, y, z, \tau)H(C_{\text{ж}}(x, y, z, \tau))}{\rho_{\text{TB}}(x, y, z, \tau) - \Delta\rho_{\text{TB}}(x, y, z, \tau)}$$

здесь H — функция соотношения концентраций углерода в жидкой и твердой фазах, получаемая на основе диаграммы состояния.

При расчете продольных напряжений в вертикально вытягиваемом слитке для трехмерного случая использовали уравнения равновесия, дополненные уравнениями связи деформаций и напряжений [4, 5]. При расчете напряжений на вертикальной оси слитка исходили из допущения, что каждый элемент его горизонтального слоя деформируется одинаково. В начальный момент времени все элементы модели имели одинаковую высоту, соответствующую вертикальному шагу конечно-разностной сетки Δy . При моделировании шаг сетки изменялся в соответствии с изменениями высоты горизонтального слоя элемента, т.е. вертикальный шаг сетки был неравномерным. В момент кристаллизации металла внутри элемента соответствующий ему шаг сетки фиксировался в качестве начальной высоты.

Для моделирования приняли один из вариантов промышленной схемы МНЛЗ для получения слитка сечением 300×400 мм с конкретными размерами зоны кристаллизатора и трех зон вторичного охлаждения. Общая длина моделируемого слитка составила 20 м. Все моделируемое пространство разбили на пять областей с разными коэффициентами теплоотдачи: сталь — кристаллизатор, сталь — воздух, сталь — первая зона охлаждения, сталь — вторая зона охлаждения, сталь — третья зона охлаждения, после чего задавались начальные и граничные условия системы объект — среда. Пространственное положение всех зон и непрерывнолитой заготовки было построено в графическом редакторе компьютерной системы "ПроНРС-1" [6]. Следует отметить, что компьютерная система позволяет варьировать в трех направлениях пространственное положение ЗВО и кристаллизатора. В расчетах использовали температурные зависимости теплофизических характеристик: плотности, удельной теплоемкости, теплопроводности, модулей Юнга и сдвига, а также теплоту кристаллизации,

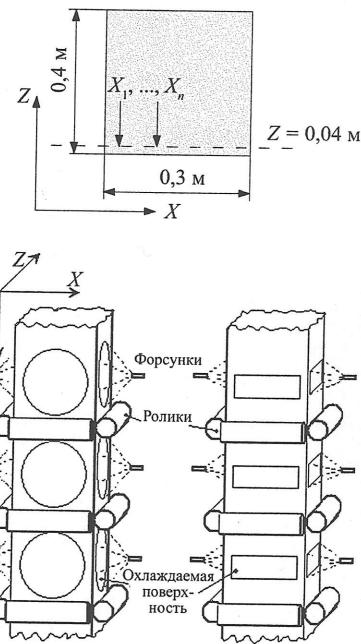


Рис. 1. Геометрическая схема круглофакельного и плоскофакельного водяного охлаждения на участке зоны вторичного охлаждения машины непрерывного литья заготовок размером 300×400 мм

зависимость температуры ликвидуса и солидуса от содержания углерода, коэффициенты диффузии углерода в стали, фрагменты диаграммы состояния и теплоту превращения аустенита в перлит.

На рис. 1 представлены схемы плоско- и круглофакельного охлаждения, а также поперечного среза рассчитываемого слитка. Пространственные размеры ЗВО соответствовали МНЛЗ-3 Белорусского металлургического завода. В качестве исходных данных для технологии разливки стали 20ХН3А приняты температура металла перед разливкой 1534 °С и скорость вытягивания слитка 0,5 м/мин. Для анализа температур и напряжений использовали продольное сечение XY, которое находилось на расстоянии $Z = 0,04$ м от поверхности слитка (см. рис. 1). В расчетах проанализировали направления X , равные 0,005; 0,015; 0,025; 0,035; 0,045 и 0,055 м, для которых анализировалось температурное и напряженное состояние элементов слитка.

Как видно из рис. 2, в зоне вторичного охлаждения, приблизительно соответствующей интервалу $0,8 \leq L \leq 4$ м, наблюдается нелинейный, колебательный характер изменения температуры при обоих вариантах охлаждения. Однако в случае круглофакельного охлаждения слитка градиент температур меньше. При движении по направлению X в глубь слитка изменение температуры в зоне $0,8 \leq L \leq 4$ сглаживается. Аналогичная тенденция к сглаживанию градиента температур между пространственными точками в ЗВО была установлена для направлений 0,025 и 0,035 м, причем колебательный характер изменения температуры исчезает при 0,045 и 0,055 м. Для направлений в слитке, соответствующих интервалу $0,005 \leq X \leq 0,035$ м, характерно переохлаждение на участке ЗВО, причем менее существенное при круглофакельном охлаждении. После прохождения ЗВО температура слитка возрастает для точек, находящихся вблизи поверхности. В то же время для внут-

готова в ЗВО способу к
Выво

- Предварительное
- деньги в условиях при которых
- уровене кофак

УДК 621.372.5
ОПИ
кру

Один
№ 1
430 м
ных к
нолог
бинат
стали

На
столк
зоны
ного с
относ
товки
должи
нию с

С
зоны
правл
лизаци
вал ра
темпер
ше. П
чиваю
ковши
межу
ми не
90 ми
талли

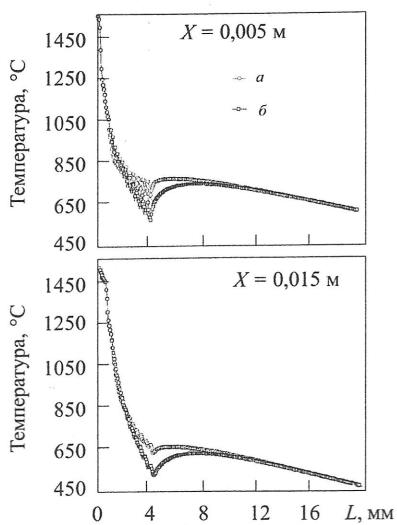


Рис. 2. Распределение температур в сечении $Z = 0,04$ м для участка слитка сечением 300×400 мм из стали 20ХН3А (L — длина) при круглофакельном (а) и плоскофакельном (б) форсуночном охлаждении ЗВО МНЛЗ

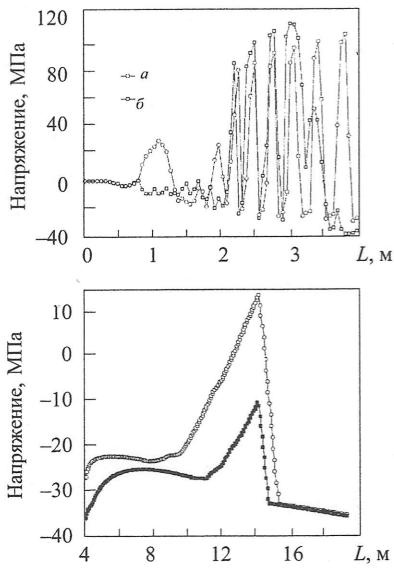


Рис. 3. Распределение продольных напряжений в сечении $Z = 0,04$ м для участка слитка сечением 300×400 мм из стали 20ХН3А при круглофакельном (а) и плоскофакельном (б) форсуночном охлаждении ЗВО МНЛЗ в направлении $X = 0,005$ м

ренних точек ($X \geq 0,045$ м) характерно обычное экспоненциальное снижение температуры. В целом изменение температуры по длине слитка более плавное при круглофакельном охлаждении.

Из рис. 3 следует, что после выхода из кристаллизатора характер напряжений в слитке может существенно различаться: так, например, на некоторых участках напряжения при круглофакельном охлаждении растягивающие, а при плоскофакельном — сжимающие. В интервале $2 \leq L \leq 4$ м изменения напряжений носят колебательный характер, причем амплитуда колебаний при круглофакельном охлаждении практически на всем участке меньше, чем при плоскофакельном. Различный характер растягивающих и сжимающих напряжений не позволяет однозначно определить, какой вид форсуночного охлаждения лучше на всем участ-

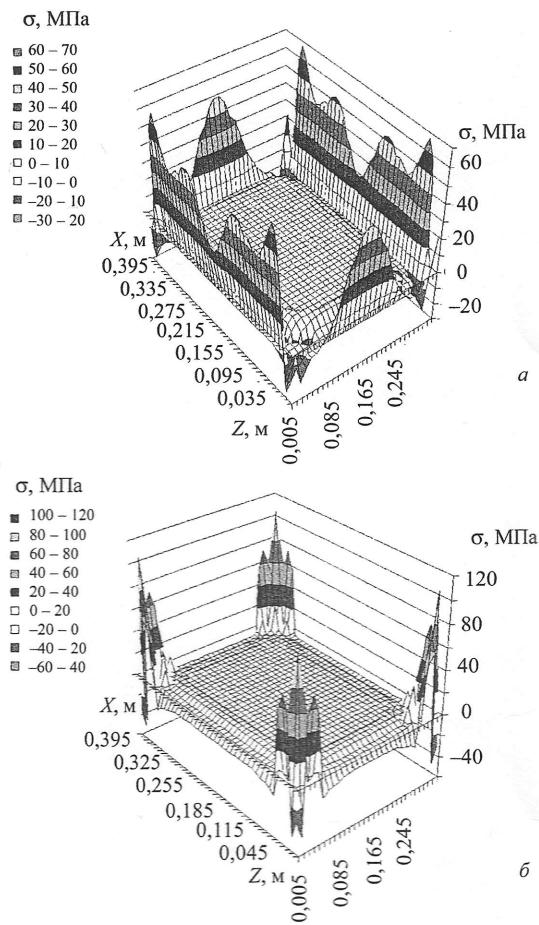


Рис. 4. Двумерное распределение сжимающих и растягивающих напряжений в поперечном сечении $Y = 3$ м по длине слитка сечением 300×400 мм из стали 20ХН3А при круглофакельном (а) и плоскофакельном (б) охлаждении

ке ЗВО. Однако на дальнейших участках ($4 \leq L \leq 16$ м) уровень напряжений при круглофакельном охлаждении меньше, причем при $L \geq 5$ м он снижается быстрее, чем напряжения при плоскофакельном охлаждении, достигая максимума ~40 МПа. При перемещении анализируемой точки внутрь слитка различия в напряжениях, возникающих при двух видах охлаждения, как бы нивелируются, что повторяется для направлений 0,045 и 0,055 м. На рис. 4 представлено объемное изображение растягивающих и сжимающих напряжений слитка для поперечного сечения $Y = 3$ м, находящегося в ЗВО. Хорошо видно, что круглофакельное охлаждение гасит напряжения в направлении центра слитка, что позволяет снизить их максимальный уровень до 60–70 МПа, тогда как при плоскофакельном он поднимается до 100–120 МПа.

Таким образом, проведенные расчеты слитков показывают, что круглофакельное охлаждение в большей степени сглаживает градиенты температур и напряжений, чем плоскофакельное. При этом чем ближе анализируемая точка к центру слитка, тем меньше различия в напряжениях и температуре в ней при обоих вариантах охлаждения. Тогда как для точек, находящихся вблизи поверхности слитка, различие в значениях температур и напряжений может быть велико, что сохраняется по всей длине слитка. На основе проведенных исследований для МНЛЗ-3 завода под-

готовлены технологические инструкции по расходам воды в ЗВО при замене плоских форсунок на круглые, что будет способствовать уменьшению трещиноломкости и повышению качества непрерывнолитых слитков.

Выводы

1. Предложенная математическая модель процесса затвердевания движущегося из кристаллизатора через зону вторичного охлаждения слитка позволяет рассчитывать температуру и напряжения по всей его длине в любой точке.

2. На основе вычислительных экспериментов, проведенных для слитка сечением 300×400 мм из стали 20ХН3А в условиях реальных размеров МНЛЗ, установлено, что при круглофакельном форсуночном охлаждении слитка уровень температурных напряжений ниже, чем при плоскофакельном.

Библиографический список

- Евтеев Д. П., Колыбалов И. Н. Непрерывное литье стали. — М.: Металлургия, 1984. — 200 с.
- Непрерывная разливка стали на радиальных установках / В. Т. Сладкоштев, Р. В. Потанин, О. Н. Суладзе, В. С. Рутес. — М.: Металлургия, 1974. — 255 с.
- Чичко А. Н. Компьютерные системы моделирования физических процессов // Вестник БНТУ. 2003. № 2. С. 42 – 48.
- Чичко О. И., Соболев В. Ф., Анисович Г. А., Чичко А. Н. О методах компьютерного анализа напряжений и деформаций трехмерной детали, подвергнутой термической обработке // Вестн НАН Беларуси. 2002. № 4. С. 24 – 29.
- Чичко А. Н., Яцкевич Ю. В., Соболев В. Ф., Чичко О. И. Компьютерное моделирование в задачах термоупругости сложных пространственных деталей // Изв. вузов. Энергетика. 2003. № 3. С. 68 – 74.
- Чичко А. Н., Кукуй Д. М., Соболев В. Ф. и др. Компьютерная система "ПроHPC" и трехмерное моделирование распределения температур, напряжений и углерода в процессе непрерывной разливки стали // Литье и металлургия. 2002. № 3. С. 21 – 27.

УДК 621.747

Опыт совершенствования производства круглых непрерывнолитых заготовок

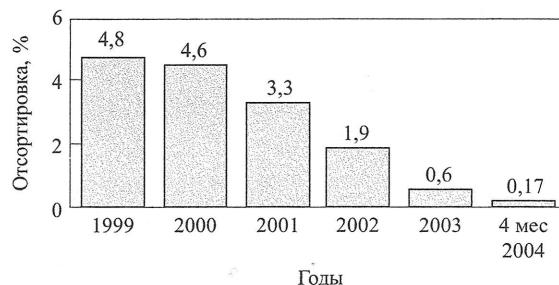
Один из основных видов продукции, получаемой на МНЛЗ № 1 конвертерного цеха НТМК, — заготовка диам. 430 мм, предназначенная для изготовления железнодорожных колес и бандажей подвижного состава. Освоение технологии ее производства начато в 1995 г. Специалисты комбината постоянно совершенствуют технологию разливки стали на МНЛЗ.

На первом этапе при освоении технологии отливки столкнулись с проблемой обеспечения качества осевой зоны заготовок. Небольшая протяженность зоны вторичного охлаждения (около 4,5 м), близкое к предельному соотношение базового радиуса и толщины отливаемой заготовки (27,9 крат при радиусе 12 м), разгиб заготовки в твердожидком состоянии — все это приводило к возникновению осевых трещин протяженностью 30 – 100 мм.

С целью исключения возникновения дефектов осевой зоны был разработан комплекс технологических мер, направленных на улучшение качества заготовок. Для стабилизации процесса регламентирован температурный интервал разливки, предусматривающий перегрев на 20 °C над температурой ликвидуса металла в промежуточном ковше. Предложен состав теплоизолирующей смеси, обеспечивающей минимальные потери тепла в промежуточном ковше. В результате падение температуры металла в промежуточном ковше между первым и последним измерениями не превышает 7 – 8 °C (при цикле разливки плавки 80 – 90 мин). Улучшены режимы охлаждения заготовок в кристаллизаторе и зоне вторичного охлаждения МНЛЗ. Установлен жесткий контроль за настройкой узлов машины, выставкой тянувших клетей в зоне разгиба слитка и на горизонтальном участке с допуском $\pm 0,2$ мм, что позволило исключить появление растягивающих напряжений в осевой зоне заготовки, находящейся в твердожидком состоянии.

Установлен автоматический контроль за технологическими параметрами, фиксирующий любые их отклонения непосредственно для каждой мерной заготовки.

С целью предотвращения загрязнения стали крупными экзогенными включениями регламентировано поддержание уровня металла в промежуточном ковше и кристаллизаторе в автоматическом режиме. Для герметизации металла на участках между сталеразливочным и промежуточным ковшами и между промежуточным ковшом и кристаллизатором при разливке колесобандажного металла



Отсортировка непрерывнолитых заготовок диам. 430 мм для проката колес и бандажей