МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ФОРМИРОВАНИЯ ЛИТЫХ ЗАГОТОВОК ПРИ НЕПРЕРЫВНОЙ РАЗЛИВКЕ СТАЛИ

© А. С. Нурадинов, Н. С. Уздиева, Э. М. Балатханова, А. Н. Тепсаев
ГГНТУ им. акад. М. Д. Миллионщикова, г. Грозный, Россия

Проведен теоретический анализ процессов формирования литых заготовок при непрерывной разливке стали. На базе проведенного анализа разработана математическая модель для изучения термо-силовых процессов, происходящих в кристаллизаторе и зоне вторичного охлаждения машины непрерывного литья заготовок (МНЛЗ). Методом математического моделирования определены параметры теплообмена и затвердевания исследуемых заготовок вдоль ее технологической оси. В качестве переменного параметра при формировании заготовок рассмотрена интенсивность теплоотвода в зоне вторичного охлаждения. Установлено, что математическое моделирование достаточно адекватно воспроизводит процессы формирования реальной непрерывнолитой заготовки, что позволяет рекомендовать предложенную модель для проведения исследований и оптимизации условий теплообмена в зоне вторичного охлаждения МНЛЗ.

Ключевые слова: МНЛЗ, заготовка, теплообмен, затвердевание, математическое моделирование.

Качество заготовок непрерывного литья в значительной мере определяется не только конструкцией кристаллизатора, но и температурой разливаемой стали, а неравномерный теплоотвод от затвердевающей заготовки вызывает неодинаковое распределение температур в твердой корочке и различные деформационные напряжения металла по высоте и поперечному сечению заготовки. Это приводит к развитию многочисленных поверхностных и внутренних дефектов, снижающих механические свойства литого металла, и сокращению срока службы металлоизделий из них.

Многие авторы связывают появление трещин в непрерывнолитой заготовке с ее напряженно-деформированным состоянием. В связи с этим для дальнейшего повышения качества непрерывнолитых заготовок необходимо изучать механизмы, влияющие на процесс затвердевания, а также проанализировать напряженное состояние заготовки. Решение этих проблем определяется, прежде всего, условиями теплоотвода и другими свойствами материала кристаллизатора и гидродинамическими процессами, происходящими ниже уровня мениска жидкой стали.

Наибольший интерес с точки зрения причин образования трещин представляют главные параметры, влияющие на их возникновение, – прочность, деформационная способность и скорость деформации металла при температурах затвердевания стали [1]. Необходимо, чтобы вследствие усадки стали, температурных напряжений и ферростатического давления суммарные напряжения, деформационная способность и скорость деформации не превышали их критических значений, при которых наступает разрыв металла [2].

Деформация металла весьма существенно влияет на допустимые напряжения в затвердевшей стали. В результате обработки экспериментальных данных предложены формулы для определения допустимого предела прочности в зависимости от температуры поверхности заготовки и температуры плавления заданной марки стали [3]:

$$\sigma_{кр.} = \sigma_m \cdot \exp^{\beta \cdot (1 - T_{пл.} / T_{нов.})}, \quad (1)$$

где σ_m – напряжение вблизи температуры солидуса стали, равное по экспериментальным данным 7,5-8,0 МПа; $T_{пл.}$ – температура плав-

ления стали; $T_{нов.}$ – температура поверхности непрерывного слитка; β – экспериментальный коэффициент, равный 6,88.

При температуре, близкой к солидусу, значение допустимой деформации может быть определено по эмпирической формуле;

$$\varepsilon_{кр.} \approx 2,0 \cdot \tau^{-0,55}, \quad (2)$$

где τ – продолжительность затвердевания корочки.

Таким образом, склонность к образованию трещин зависит от соотношения деформационной способности и прочностных свойств затвердевающей стали.

Трещины всегда возникают в том случае, если прочность металла σ , относительная деформация ε и скорость деформации определенного участка затвердевшего металла выше допускаемых для конкретной марки стали.

В области моделирования термонапряжений и термдеформаций в настоящее время не существует единого подхода. Так, в работе [4] рассматривается упругое приближение, в [5, 6] решается упруго-пластическая задача, в [7-9] используются модели вязкоупругого поведения материала. В настоящее время наиболее широко используются два основных подхода к расчету термонапряжений в непрерывнолитом слитке, основанные на моделях упругопластического и вязкоупругого поведения металла.

При построении математической модели для расчета термических напряжений и деформаций мы учитывали, что формирование напряженного состояния происходит в условиях изменения толщины корки затвердевшего металла во времени, сложного характера теплообмена и т.д., т.е. в условиях сложного нагружения. Расчет напряжений и деформаций при наличии вязких и пластических эффектов требует в этом случае учета истории нагружения. Последнее достаточно полно можно осуществить только в рамках теории течения [10], в соответствии с которой процесс разбивался на последовательные этапы и задача решалась

в приращениях напряжений и деформаций для поэтапного изменения нагружения.

В рассматриваемом случае затвердевшую часть слитка можно рассматривать как неограниченную вдоль координат x и z пластину переменной во времени толщины h , определяемой текущим положением изотермы солидуса ($T_{сол.}$), которое находится из решения тепловой задачи (ось x направлена вдоль пластины, ось z – по высоте, ось y – поперек в направлении действия градиента температур).

Пренебрегая внешними механическими нагрузками по сравнению с термическими и учитывая, что температура пластины зависит лишь от координаты x в соответствии с [10] для любого n -го этапа нагружения, запишем:

$$\Delta\sigma_y^n(x) = \Delta\sigma_z^n(x); \quad (3)$$

$$\Delta\sigma_x^n = \Delta\sigma_{xy}^n = \Delta\sigma_{xz}^n = \Delta\sigma_{yz}^n = 0. \quad (4)$$

Тогда уравнения равновесия при условиях (3) и (4) выполняются тождественно, а уравнения совместности деформаций приобретают форму:

$$\frac{\partial^2 \Delta\varepsilon_y^n}{\partial x^2} = 0, \frac{\partial^2 \Delta\varepsilon_z^n}{\partial x^2} = 0. \quad (5)$$

Соотношения, связывающие полные приращения деформаций, а также их упругие $\Delta\varepsilon^l$, пластические $\Delta\varepsilon^p$, вязкие $\Delta\varepsilon^c$ и термические $\Delta\varepsilon^T$ компоненты с приращениями напряжений, имеют вид [11] (индекс n для сокращения записи опускаем):

$$\left. \begin{aligned} \Delta\varepsilon_x &= \Delta\varepsilon_x^l + \Delta\varepsilon_x^p + \Delta\varepsilon_x^c + \Delta\varepsilon^T \\ \Delta\varepsilon_z &= \Delta\varepsilon_y = \Delta\varepsilon_y^l + \Delta\varepsilon_y^p + \Delta\varepsilon_y^c + \Delta\varepsilon^T \end{aligned} \right\}; \quad (6)$$

$$\Delta\varepsilon_x^l = -\frac{2\nu}{E} \Delta\sigma_y + 2 \left(\frac{\nu\sigma_y}{E^2} \frac{dE}{dT} - \frac{\nu\sigma_y}{E} \frac{d\nu}{dT} \right) \Delta T;$$

$$\Delta\varepsilon_y^l = \frac{1-\nu}{E} \Delta\sigma_y - \left(\frac{(1-\nu)\sigma_y}{E^2} \frac{dE}{dT} - \frac{\sigma_y}{E} \frac{d\nu}{dT} \right) \Delta T$$

$$\Delta\varepsilon_x^p = (F_\sigma(\sigma_i, T) \Delta\sigma_y + F_T(\sigma_i, T) \Delta T) S_x;$$

$$\Delta\varepsilon_x^c = \nu_x \Delta\tau; \Delta\varepsilon_y^c = \nu_y \Delta\tau;$$

$$\Delta\varepsilon^T = \alpha_T(T) \Delta T; F_\sigma = \frac{3}{2\sigma_i} \left(\frac{1}{E_k} - \frac{1}{E} \right); F_T = \frac{3}{2\sigma_i} \left(\beta + \frac{\sigma_i}{E} \frac{dE}{dT} \right);$$

$$\sigma_i = \sqrt{(\sigma_y^2 + \sigma_z^2)/2}; S_x = -\frac{2}{3}\sigma_y; \frac{\sigma_y}{3}.$$

Касательный модуль E_k и коэффициент температурной податливости β зависят от температуры и интенсивности напряжений σ_i [11] и вычисляются по эмпирическим диаграммам растяжения $\sigma - \varepsilon$. Согласно теории ползучести Максвелла скорости ползучести в нашем случае имеют вид:

$$v_x = \frac{S_x}{2G\tau_p}; v_y = \frac{S_y}{2G\tau_p}, \quad (7)$$

и теории Нортона:

$$v_x = \frac{3}{2}B(T)\sigma_i^{m(T)-1}S_x; v_y = \frac{3}{2}B(T)\sigma_i^{m(T)-1}. \quad (8)$$

Учитывая то, что время релаксации для стали в интересующем нас диапазоне является функцией температуры [9] $\tau_p(T) = 9 \cdot 10^8 \exp(-0,01147)$, то можно аппроксимировать зависимости $B(T)$ и $m(T)$ в виде $m=5$, $\log B=0,0117(T-273) - 21,69$. Решение задачи на каждом шаге осуществляется по методике [12]. Таким образом,

$$\Delta\varepsilon_z = \Delta\varepsilon_y = \varepsilon_0 + \chi_0 x. \quad (9)$$

Неопределенные константы ε_0 и χ_0 находятся из условий отсутствия внешних механических усилий и моментов:

$$\int_0^h \Delta\sigma_y dx = 0; \int_0^h x \Delta\sigma_y dx = 0. \quad (10)$$

При этом в (10) используются значения $\Delta\sigma_y$, найденные подстановкой (9) в (6):

$$\Delta\sigma_y = \frac{\varepsilon_0 + \chi_0 x - \Delta\varepsilon^T - \Delta\varepsilon^c + \left(\frac{\sigma_y(1-\nu)dE}{E^2} \frac{\sigma_y dv}{dT} - F_T S_y \right) \Delta T}{\left(\frac{1-\nu}{E} + \frac{\sigma_y^2 F \sigma}{E} \right)}. \quad (11)$$

После подстановки (11) в (10) интегралы можно взять численно. В результате на каждом шаге нагружения из (10) получаем систему линейных алгебраических уравнений, решая которую находим ε_0 и χ_0 и далее по формуле (11) $\Delta\sigma_y$. Просуммировав полученное изменение напряжений на предыдущих шагах нагружения, определяем полное напряжение на n -м этапе нагружения ($\sigma_y = \sigma_y + \Delta\sigma_y$), после чего переходим к следующему шагу.

Устойчивость решения при учете вязких эффектов $\Delta\varepsilon^c \neq 0$ обеспечивается выбором временных шагов Δt меньше характерных времен релаксации напряжений в наиболее горячих зонах слитка. Достаточно точное и устойчивое решение упругопластической задачи ($\Delta\varepsilon^c = 0$) получается при выполнении для каждой точки по толщине слитка условия $\Delta T \leq 10 K$.

Проверка адекватности математического моделирования проводилась путем сопоставления модельного процесса затвердевания непрерывнолитой заготовки с аналогичными параметрами, полученными в результате натурных замеров, проведенных на МНЛЗ в кислородно-конвертерном цехе комбината МК «Азовсталь».

Контроль температуры поверхности отливаемой заготовки в зоне вторичного охлаждения (ЗВО) МНЛЗ при дальнейшем его охлаждении проводили при разливке стали 09Г2С в слябы сечением 300x1840 мм. Замер осуществляли пирометром полного излучения высокой чувствительности (на базе ТЭРА-50) для измерения температуры твердых тел в пределах 100-1200°C, с показателем визирования 1:2 [13].

Сталь из 350-тонного ковша поступала в промежуточный ковш емкостью 15 т, а из него – в два кристаллизатора длиной 1,1 м. Поддерживающее устройство зоны вторичного охлаждения – роликового типа, водяное вторичное охлаждение – форсуночного типа. Заготовку отливали с рабочей скоростью около 0,6 м/мин при температуре металла в промежуточном ковше

Рис. 1. Изменение коэффициента теплоотдачи непрерывнолитого слитка в зоне вторичного охлаждения МНЛЗ: — по большому радиусу; - - по малому радиусу

1530-1550°C. Зона вторичного охлаждения была разбита на 9 зон. Расход воды регулировался как по секциям, так и по граням заготовки.

Интенсивность теплоотвода по зонам охлаждения в производственных условиях изменяли вдоль технологической линии МНЛЗ в соответствии с рис. 1. Эти данные были положены в основу при моделировании процесса формирования непрерывнолитой заготовки.

На рисунке 2 показано изменение температуры поверхности непрерывнолитой заготовки по центру широкой грани вдоль технологиче-

ской линии МНЛЗ, полученные в результате математического моделирования. На этом же рисунке приведены данные термометрирования, полученные в производственных условиях.

Сопоставляя расчетные значения температур с прямыми замерами и косвенным показателем глубины жидкой металлической ванны, можно сделать вывод о том, что математическое моделирование достаточно адекватно представляет процессы формирования непрерывнолитой заготовки, а также рекомендовать предложенную модель для проведения исследова-

Рис. 2. Изменение температуры поверхности заготовки вдоль технологической линии МНЛЗ: — — вычислительный эксперимент; --- — натурные замеры температур

Таблица 1

T, °C	600	800	1000	1200	1400	1500	1530
E, Па	$1,8 \times 10^{10}$	$1,4 \times 10^{10}$	1×10^{10}	$6,3 \times 10^{10}$	$2,1 \times 10^{10}$	9×10^{10}	7×10^{10}
μ	$8,0 \times 10^{-1}$	$3,2 \times 10^{-1}$	$3,4 \times 10^{-1}$	$3,6 \times 10^{-1}$	$3,8 \times 10^{-1}$	$4,3 \times 10^{-1}$	$5,0 \times 10^{-1}$
σ_B , Па	$6,7 \times 10^7$	$5,3 \times 10^7$	$1,43 \times 10^7$	$1,41 \times 10^7$	$9,3 \times 10^6$	9×10^5	7×10^5
σ_T , Па	$5,6 \times 10^7$	4×10^7	$1,06 \times 10^7$	9×10^6	$4,08 \times 10^6$	8×10^5	1×10^5
δ	$1,7 \times 10^{-1}$	$3,4 \times 10^{-1}$	$5,0 \times 10^{-1}$	1,2	$8,3 \times 10^{-1}$	$3,0 \times 10^{-2}$	$2,0 \times 10^{-2}$
α , 1/град	$1,6 \times 10^{-5}$	$1,5 \times 10^{-5}$	$1,7 \times 10^{-5}$	$1,8 \times 10^{-5}$	$1,9 \times 10^{-5}$	$2,0 \times 10^{-5}$	$2,0 \times 10^{-5}$
C, кДж/кг·°C	$5,8 \times 10^{-1}$	$6,72 \times 10^{-1}$	$6,93 \times 10^{-1}$	$6,93 \times 10^{-1}$	$7,14 \times 10^{-1}$	$8,4 \times 10^{-1}$	$8,4 \times 10^{-1}$
ρ , кг/м ³	$7,8 \times 10^3$	$7,75 \times 10^3$	$7,7 \times 10^3$	$7,6 \times 10^3$	$7,4 \times 10^3$	$7,1 \times 10^3$	$6,9 \times 10^3$
λ , Вт/(м·°C)	$2,7 \times 10^3$	$1,7 \times 10^3$	$1,61 \times 10^3$	$1,79 \times 10^3$	$1,68 \times 10^3$	$1,54 \times 10^3$	$1,4 \times 10^3$

дований и оптимизации условий теплообмена в зоне вторичного охлаждения МНЛЗ.

Объектом исследования при изучении влияния интенсивности теплоотвода в зоне вторичного охлаждения на параметры затвердевания непрерывнолитой заготовки также был выбран слэб из стали 09Г2 сечением 300х1840 мм, разливаемый в кристаллизатор высотой 1,10 м со скоростью 0,6 м/мин. Теплофизические характеристики стали 09Г2 представлены в таблице 1, схема расчетной области показана на рис. 3.

Теплофизические характеристики стали 09Г2 в зависимости от температуры [14-17].

В качестве режима охлаждения боковой поверхности, как в кристаллизаторе, так и в

зоне вторичного охлаждения, было выбрано изменение интенсивности теплоотвода, соответствующее технологическим условиям получения непрерывнолитой заготовки на МК «Азовсталь» (рис. 1). При проведении вычислительного эксперимента в области ЗВО изменяли интенсивность теплоотвода в два раза меньше и в два раза больше относительно базового варианта.

Организация теплоотвода, соответствующая базовому варианту, согласно рис. 4, приводит к тому, что глубина жидкой металлической ванны составляет 5,68 м, а установившаяся твердая корка со 100% твердой фазы наблюдается на глубине 9,04 м. Таким образом, протяженность двухфазной зоны составляет 3,36 м. При выходе из кристаллизатора толщина затвердевшего металла вдоль обеих граней слитка почти одинакова и составляет 3,0-3,5 см. На уровне конца жидкометаллической ванны толщина твердой корки составляет вдоль широкой грани около 8,5 см, а вдоль узкой – 9,5 см. Ниже 9 метров от зеркала металлической ванны температура металла ниже солидуса.

Кривые, представленные на рис 5, позволяют оценить изменение твердой корки вдоль узкой и широкой грани. Вдоль узкой грани (рис. 5, кр. 1) наблюдаем монотонное увеличение затвердевающего металла, кривая нарастания корки имеет вогнутый характер. Вдоль широкой грани (рис. 5, кр. 2) наблюдаем большую скорость затвердевания в зоне затвердевания, после выхода из кристаллизатора скорость

Рис. 3. Схема расчетной области исследуемой заготовки

Рис. 4. Положение изотерм солидус (—) и ликвидус (---) по узкой (1) и широкой (2) граням вдоль технологической линии МНЛЗ при затвердевании исследуемой заготовки (3 – размер узкой грани)

Рис. 5. Изменение толщины твердой корочки по узкой (1) и широкой (2) граням исследуемой заготовки вдоль технологической линии МНЛЗ

Рис. 6. Изменение температуры поверхности по центру узкой (1) и широкой (2) граней исследуемой заготовки вдоль технологической линии МНЛЗ

затвердевания падает, а кривая затвердевания имеет выпуклый характер.

Находясь в кристаллизаторе, температура поверхности падает от температуры заливки до 950 °C (рис. 6). После выхода заготовки из водоохлаждаемого кристаллизатора интенсивность теплоотвода падает, что приводит к повышению температуры в пристеночной области на расстоянии 1 м от кристаллизатора до 1100 °C. Тепло, которое поступает от перегретого ядра, не может быть полностью отведено теплоносителями зоны вторичного охлаждения. И этот факт обуславливает локальное повышение температуры в пристеночной области.

Необходимо отметить, что существенных изменений в скоростях охлаждения у фронта затвердевания не наблюдается. Стабилизацию процесса охлаждения и монотонное снижение температуры поверхности наблюдаем на расстоянии 2 метров от мениска. В дальнейшем по технологической линии МНЛЗ наблюдаем монотонное снижение температуры наружной поверхности заготовки.

Аналогичный характер изменения температур наблюдаем и вдоль широкой грани

заготовки. Разница состоит в том, что после выхода из кристаллизатора температура в центре широкой грани составляет 730 °C, а на расстоянии 1-1,2 м от кристаллизатора достигает 970 °C. По мере удаления от мениска разница температур по центру широкой и узкой грани сокращается и на расстоянии 9 м не превышает 740 °C.

Снижение интенсивности теплоотвода в ЗВО в два раза относительно базового варианта (рис. 7, а) приводит к увеличению глубины жидкого металла до 5,8 м, а 100%-ное затвердевание металла происходит на расстоянии 10,2 м. Толщина затвердевшего металла после выхода из кристаллизатора составляет 4,8 см, что на 25% больше относительно базового варианта на этом горизонте. После выхода из кристаллизатора температура поверхности вдоль узкой и широкой грани соответственно равна 960 и 1090 °C (рис. 8, кр. 1). В начале ЗВО наблюдаем повышение соответствующих температур до 1030 и 1190 °C. Такой значительный разогрев может привести к снижению прочностных показателей затвердевшего металла. Высокая температура сохраняется на расстоянии более 1,1 метра от кристаллизато-

ра. Таким образом, видно, что рассмотренный режим охлаждения ухудшает условия формирования заготовки.

Увеличение интенсивности теплоотвода в ЗВО по сравнению с базовым вариантом (рис. 7, б) приводит к незначительному уменьшению глубины жидкой металлической ванны, а 100%-ное затвердевание металла имеем на глубине ниже 8,5 м. После выхода из кристаллизатора температура наружной поверхности достигает 740 °С и 850 °С соответственно вдоль широкой и узкой граней (рис. 8, кр. 2). Повышение температуры наблюдаем на протяжении 0,5-0,8 м под кристаллизатором и она

достигает значений 840 °С и 950 °С соответственно.

Проведенный анализ показал, что вариация интенсивности режима охлаждения в ЗВО является действенным параметром, с помощью которого можно существенно влиять на теплофизические параметры формирования непрерывнолитой заготовки.

Исходя из вышеизложенного, можно сделать следующие выводы:

– снижение интенсивности теплоотвода в ЗВО приводит к увеличению объема перегретого металла, глубины жидкометаллической лунки, снижению объема затвердевшего ме-

Рис. 7. Положение изотерм солидус (—) и ликвидус (---) по узкой (1) и широкой (2) граням вдоль технологической линии МНЛЗ при затвердевании исследуемой заготовки (3 – размер узкой грани).

Интенсивность охлаждения в ЗВО в два раза меньше (а) и в два раза больше (б) относительно базового варианта

Рис. 8. Изменение температуры поверхности по центру широкой (—) и узкой (----) граней исследуемой заготовки при интенсивности теплоотвода в ЗВО в два раза меньше (1) и в два раза больше (2) относительно базового варианта по технологической линии МНЛЗ

талла; наблюдается определенное повышение температуры в зоне изменения интенсивности теплоотвода;

– увеличение интенсивности теплоотвода в ЗВО относительно базового варианта не оказывает существенного влияния на положение изотерм затвердевания, наблюдается локальное снижение температуры поверхности в зоне воздействия. Это связано с тем, что толщина сформировавшейся корки, которая соответ-

ствует базовому варианту, является лимитирующим звеном при теплоотводе от внутренних объемов перегретого металла, и изменение внешнего теплоотвода не влияет на скорость затвердевания вдоль линии вытягивания.

*Результаты работы получены в рамках выполнения Государственного задания Минобрнауки РФ № 11.3613.2017/4.6

ЛИТЕРАТУРА

1. Ефимов В. А., Эльдарханов А. С. Технологии современной металлургии. М.: Новые технологии, 2004. 784 с.
2. Еланский Г. Н. Разливка и кристаллизация стали. М: МГВМИ, 2010. 192 с.
3. Hiebler H., Zirngast J., Bernhard Ch. Innercrack formation in continuous casting: stress or strain criterion? 77-th Steelmaking conference proceedings, Chicago Meeting. Vol. 77, 1994. P. 405-412.
4. Никитенко Н. И., Сновида Н. Р., Евтеев Д. П., Соколов Л. А. // Теплофизика и теплотехника. Киев, 1973. Вып. 30. С. 43-47.
5. Пальмов В. А. О напряжениях, возникающих при затвердевании материалов // Изв. АН СССР. МТТ. 1967. № 4. С. 80-85.
6. Цаплин А. Н., Самойлович Ю. А. Анализ термопластических напряжений при кристаллизации непрерывного слитка прямоугольного сечения // Непрерывное литье стали. М., 1973. Вып. 3. С. 59-65.
7. Поздняк А. А. // Изв. АН Латв. ССР. Сер. Физ. и техн. наук. 1978. № 5. С. 78-83.

8. Мурадян Л. М., Нерсисян Г. Г., Аветисян Г. А. и др. Напряженно-деформированное состояние корки слитка в кристаллизаторе при равномерном охлаждении // Инженерные проблемы строительной механики. Ереван, 1985. С. 63-71.
9. Самойлович Ю. А., Кабаков З. К. Учет эффекта релаксации при определении термических напряжений в отливке, затвердевшей в интервале температур // Горение, теплообмен и нагрев металла. М., 1973. Вып. 24. С. 100-117.
10. Шевченко Ю. Н. Термопластичность при переменных нагружениях. Киев: Наукова думка, 1970. 288 с.
11. Термопрочность деталей машин / Под ред И. А. Биргера и Б. Ф. Шорра. М.: Машиностроение, 1975. 455 с.
12. Коваленко А. Д. Термоупругость. Киев: Вища школа, 1975. 216 с.
13. Носоченко О. В., Емельянов В. В., Лебедев В. И. и др. Новая конструкция телескопа радиационного пирометра // Черная металлургия. №146 (992). 1982. С. 57-58.
14. Гуляев А. П. Металловедение. М.: Металлургия, 1977. 623 с.
15. Матросов Ю. И., Филимонов В. Н. и др. // Изв. АН СССР. Металлы. 1980. №5. С. 99-106.
16. Журавлев В. А., Китаев Е. М. Теплофизика формирования непрерывного слитка. М.: Металлургия, 1974. 216 с.
17. Ефимов В. А. Разливка и кристаллизация стали. М.: Металлургия, 1976. 552 с.

MATHEMATICAL MODELING OF THE PROCESSES OF THE FORMATION OF CAST UNITS IN THE CONTINUOUS CASTING OF STEEL

© A. S. Nuradinov, N. S. Uzdieva, E. M. Balatkhanova, A. N. Tepsaev
GSTOU named after acad. M. D. Millioshchikov, Grozny, Russia

A theoretical analysis of the formation of castings in the continuous casting of steel. Based on the analysis, a mathematical model has been developed for the study of thermo-force processes occurring in the mold and the secondary cooling zone of a continuous casting machine (CCM). The parameters of heat transfer and solidification of the studied blanks along its technological axis are determined by the method of mathematical modeling. The intensity of the heat sink in the secondary cooling zone is considered as a variable parameter in the formation of blanks. It is established that mathematical modeling adequately reproduces the processes of formation of a real continuous-cast billet, which allows us to recommend the proposed model for research and optimization of heat exchange conditions in the zone of secondary cooling of continuous casting machines.

Keywords: CCM, billet, heat transfer, solidification, mathematical modeling.

REFERENCES

1. Efimov, V. A. and Eldarkhanov A. S. (2004) 'Tehnologii sovremennoj metallurgii'. M.: Novye tehnologii [Technologies of modern metallurgy. M.: New technologies]. 784 p.
2. Elanskiy, G. N. (2010) Razlivka i kristallizatsiya stali. [Casting and crystallization of steel]. M: MSEMI. 192 p.

3. Hiebler H., Zirngast, J. and Bernhard, Ch. (1994) Inner crack formation in continuous casting: stress or strain criterion? *77-th Steelmaking conference proceedings*. Chicago Meeting. Vol. 77. Pp. 405-412.
4. Nikitenko N. I., Snovida N. R., Evteev D. P. and Sokolov L. A. (1973) *Teplofizika i teplotekhnika*. [Thermophysics and heat engineering]. Kiev, Issue. 30. Pp. 43-47.
5. Palmov V. A. (1967) 'O naprjazhenijah, vznikajushchih pri zatverdevanii materialov' *Izv. AN SSSR. MTT* [On the stresses that occur during the hardening of materials. News of the Academy of Sciences of the USSR. MTT. №4. Pp. 80-85.
6. Tsaplin A. N. and Samoilovich Y. A. (1973) 'Analiz termoplasticheskikh naprjazhenij pri kristallizacii nepreryvnogo slitka prjamougol'nogo sechenija' *Nepreryvnoe lit'e stali*. [Analysis of thermoplastic stresses during solidification of a rectangular continuous ingot. Continuous casting of steel]. M.. Issue 3. Pp. 59-65.
7. Pozdnyak A. A. (1978) *Izv. AN Latv. SSR. Ser. Fiz. i tehn. Nauk* [News of AN of the Latvian SSR. Ser. Phys. and Tech. Sciences]. №5. Pp. 78-83.
8. Muradyan L. M., Nersesyan G. G. and Avetisyan G. A. (1985) *Naprjazhenno-deformirovannoe sostojanie korki slitka v kristallizatore pri ravnomernom ohlazhdenii*. *Inzhenernye problemy stroitel'noj mehaniki* [The stress-strain state of an ingot peel in a crystallizer with uniform cooling // Engineering problems of structural mechanics]. Yerevan, Pp. 63-71.
9. Samoilovich Y. A. and Kabakov Z. K. (1973) 'Uchet jeffekta relaksacii pri opredelenii termicheskikh naprjazhenij v otlivke, zatverdevshej v intervale temperatur' *Gorenie, teploobmen i nagrev metalla* [Accounting for the effect of relaxation in determining thermal stresses in castings hardened in the temperature range. Combustion, heat transfer and metal heating]. M., Issue 24. Pp. 100-117.
10. Shevchenko Y. N. (1970) *Termoplastichnost' pri peremennyh nagruzhenijah* [Thermoplasticity at variable loads]. Kiev: Naukova Dumka. 288 p.
11. *Termoprochnost' detalej mashin* (1975) in I. A. Birger and B. F. Shorra (ed.) [Thermal strength of machine parts. Mechanical Engineering]. M.: Mashinostroenie. 455 p.
12. Kovalenko A. D. (1975) *Termouprugost* [Thermoelasticity]. Kiev: High School. 1975. 216 p.
13. Nosochenko O. V., Emelyanov V. V. and Lebedev V. I. (1982) 'Novaja konstrukcija teleskopa radiacionnogo pirometra. *Chernaja metallurgija* [New design of a radiation pyrometer telescope. Ferrous metallurgy], No. 14b (992). Pp. 57-58.
14. Gulyaev A. P. (1977) 'Metallovedenie'. *Metallurgija*. [Metal science]. M.: Metallurgy. 623 p.
15. Matrosov Y. I., Filimonov V. N. et al. (1980) *News of Academy of Sciences of the USSR. Metals*. №5. Pp. 99-106
16. Zhuravlev, V. A. and Kitaev E. M. (1974) 'Teplofizika formirovanija nepreryvnogo slitka' *Metallurgija*. [Thermal physics of the formation of a continuous ingot]. M.: Metallurgy. 216 p.
17. Efimov, V. A. (1976) 'Razlivka i kristallizacija stali' *Metallurgija*. [Casting and crystallization of steel]. M.: Metallurgy. 552 p.