

В. М. ОЛЬШАНСКИЙ,
В. И. ТИМОШПОЛЬСКИЙ, Н. П. КОВАЛЬ,
И. А. ТРУСОВА, В. В. ФИЛИППОВ,
Национальная Металлургическая академия
Украины, БГПА, БМЗ

The article describes a new approach to determination of the boundary conditions in solution of the problem of solidification and cooling of billets in casting at the section continuous casting machine. Quantitative evaluation of thermal stresses in the solidified billet skin is given.

УДК 621.746.5

РАСЧЕТЫ ТЕМПЕРАТУРНЫХ ПОЛЕЙ И ТЕРМИЧЕСКИХ НАПРЯЖЕНИЙ В РАСТУЩЕЙ КОРОЧКЕ ПРИ РАЗЛИВКЕ СТАЛИ НА СОРТОВЫХ МНЛЗ

При освоении технологии непрерывной разливки ответственных марок сталей возникает необходимость исследования теплофизических и термомеханических явлений в затвердевающей заготовке с целью разработки и выбора рациональных технологических режимов.

В работе приведены результаты теоретических и экспериментальных исследований процессов затвердевания и охлаждения непрерывнолитых заготовок высокоуглеродистых марок сталей в условиях МНЛЗ-3 Белорусского металлургического завода.

При теоретическом изучении теплофизических процессов затвердевания и охлаждения использована традиционная квазиравновесная модель затвердевания стали [1—3]. Модель включает в себя двумерное уравнение теплопроводности и граничные условия III рода на поверхности заготовки. Наибольшую трудность при решении таких задач представляет определение коэффициента теплоотдачи α в системе заготовка — кристаллизатор и заготовка — зона вторичного охлаждения (ЗВО).

Ниже изложен новый подход к определению граничных условий при решении задачи затвердевания и охлаждения непрерывнолитых заготовок.

Для нахождения коэффициента теплоотдачи α по высоте кристаллизатора предложено использовать метод тепловых балансов:

$$Q_{\text{физ}}^{\text{ТВ}} + Q_{\text{кр}} + Q_{\text{пер}} + Q_{\text{физ}}^{\text{ТВ-Ж}} = Q_{\text{полг}}, \quad (1)$$

где $Q_{\text{физ}}^{\text{ТВ}} = V_{\text{кр}} (\rho_{\text{ТВ}} c_{\text{ТВ}} (T_S - 0,5(T_S + T_{\text{п}})))$ — физическая теплота затвердевшей заготовки; $Q_{\text{кр}}$ — скрытая теплота кристаллизации; $Q_{\text{пер}} = \rho_{\text{ж}} c_{\text{ж}} (T_0 - T_L)$ — физическая теплота перегрева; $Q_{\text{физ}}^{\text{ТВ-Ж}} = \rho_{\text{эф}} c_{\text{эф}} (T_L - T_S)$ — физическая теплота двухфазной зоны; $Q_{\text{полг}} = \bar{q}_{\text{полг}} F \tau_{\text{кр}}$ — теплота, отводимая от заготовки (F — теплоотводящая поверхность кристаллизующегося металла; $\tau_{\text{кр}}$ — время нахождения заготовки в кристаллизаторе).

Задаваясь толщиной закристаллизовавшегося слоя $\xi_{\text{кр}}$ при выходе заготовки из кристаллизатора, из условия стационарности определяем плотность конечного теплового потока и соответствующий ему коэффициент теплоотдачи:

$$q_{\text{кон}}^{\text{кр}} = \frac{\lambda_{\text{ТВ}} \Delta T_{\text{кон}}^{\text{кр}}}{\xi_{\text{кр}}}, \quad (2)$$

$$\alpha_{\text{кон}}^{\text{кр}} = \frac{q_{\text{кон}}^{\text{кр}}}{T_{\text{п}}^{\text{кр}} - T_{\text{кр}}}. \quad (3)$$

Плотность начального теплового потока найдем из среднегогарифмического усреднения:

$$\bar{q}^{\text{кр}} = \frac{q_{\text{нач}}^{\text{кр}} - q_{\text{кон}}^{\text{кр}}}{\ln \frac{q_{\text{нач}}^{\text{кр}}}{q_{\text{кон}}^{\text{кр}}}}.$$

Начальную температуру поверхности заготовки определяем из условия плотного контакта металла с кристаллизатором.

Тогда коэффициент теплоотдачи для начального момента:

$$\alpha_{\text{нач}}^{\text{кр}} = \frac{q_{\text{нач}}^{\text{кр}}}{T_{\text{п}}^{\text{кр}} - T_{\text{кр}}},$$

а средний коэффициент теплоотдачи:

$$\bar{\alpha}^{\text{кр}} = \frac{\bar{q}^{\text{кр}}}{T_{\text{п}}^{\text{кр}} - T_{\text{кр}}}.$$

Для определения величины α в зоне вторичного охлаждения использована зависимость коэффициента теплоотдачи от расхода воды [1]:

$$\alpha = \alpha_0 + \eta_{\text{к}} g,$$

где α_0 характеризует интенсивность теплообмена на поверхности слитка при теплообмене излучением и конвек-

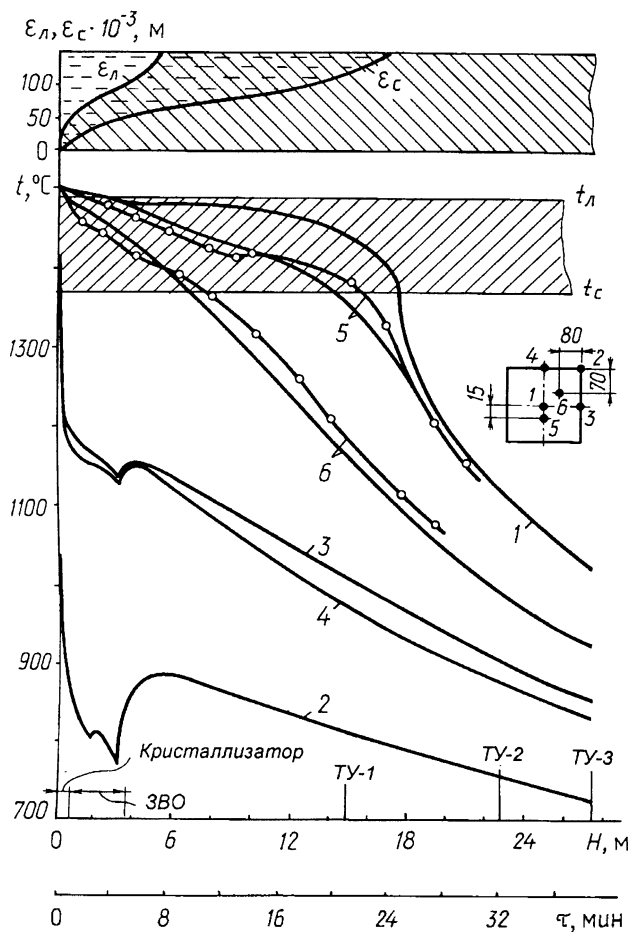


Рис. 1. Изменение температур по сечению затвердевающей заготовки размером $0,250 \times 0,300$ м: — — расчет; —○— эксперимент

цией (по рекомендации работы [1] $\alpha_0 = 140\text{--}160$ Вт/м²); η_k — эмпирическая константа; g — расход воды.

Для нахождения величины η_k и параметрической идентификации математической модели затвердевания и охлаждения непрерывнолитых заготовок, реализованной численным методом, проведены серии расчетов на ПЭВМ по определению температурного поля. Параметрическая идентификация базировалась на результатах промышлен-

ных экспериментов затвердевания и охлаждения заготовок сечением $0,250 \times 0,300$ м из высокоуглеродистых марок сталей, подробно описанных в работе [3]. Результаты расчетов приведены на рис. 1. Сравнение экспериментальных и расчетных кривых в точках 1 и 2 подтвердило надежность математической модели. Здесь же приведены динамика температур по периметру непрерывнолитой заготовки в процессе затвердевания: в центре широкой и узкой граней и температура угла. При прохождении заготовкой кристаллизатора и ЗВО температуры узкой и широкой граней практически одинаковы и находятся на уровне 1150°C , температура угла составляет около 800°C . Очевидно, что скорость охлаждения угла значительно выше, чем граней.

После выхода из ЗВО имеет место обратная картина: скорость охлаждения точек 3 и 4 практически в 2 раза выше скорости охлаждения ребра. К моменту полного затвердевания заготовки перепад между ребром и гранями находится на уровне $140\text{--}150^\circ\text{C}$, а к моменту достижения заготовкой ТУ-3 — 100°C .

Для количественной приближенной оценки температурных напряжений в затвердевающей корочке заготовки использовано выражение [4]:

$$\sigma = \frac{\beta E (T_S - T_{кр})}{2(1-\nu)} \left(\frac{(1-X)(\varphi + 2X)}{(1+\varphi)(\varphi + X)} - \ln \frac{\varphi + 1}{\varphi + X} \right),$$

где β , E , ν — соответственно коэффициент линейного расширения, модуль упругости, коэффициент Пуассона; $X = x/\xi$ — относительная координата твердой фазы;

$\varphi = \frac{\lambda}{\alpha(\xi + x_0)}$; $x_0 = \frac{\lambda}{\alpha}$ — фиктивный слой твердой фазы;

$\beta = \beta_S^* - (\beta_S^* - \beta_c) \frac{T_S^* - T}{T_S^* - T_c}$; $E = E_S + (E_c - E_S) \frac{T_S - T}{T_S - T_c}$. Для

углеродистых марок сталей имеем [5]: $\beta_S^* = 2 \cdot 10^{-5}$ 1/К —

при температуре $T_S^* = T_S - 50^\circ\text{C}$; $\beta_c = 3,8 \cdot 10^{-5}$ 1/К —

при температуре в интервале $(T_S^* - T_c) = 150^\circ\text{C}$;

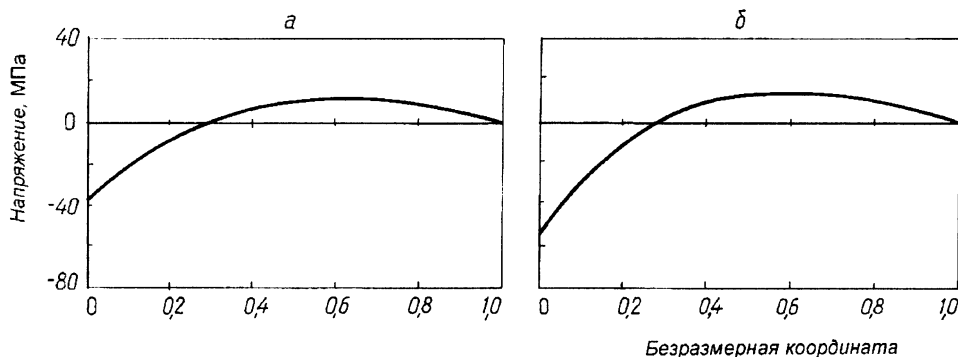


Рис. 2. Распределение максимальных термических напряжений по сечению затвердевшей корочки: а — на выходе из кристаллизатора; б — на выходе из ЗВО

$E_s = 2,5 \cdot 10^3$ МПа при $T = 1480$ °С; $E_c = 3,8 \cdot 10^3$ МПа при $T = 1440$ °С.

С учетом проявления в области высоких температур эффекта релаксации для уточнения значений температурных напряжений использовалась следующая зависимость:

$$\sigma^* = \sigma \exp\left(\frac{\tau}{\tau_{\text{рел}}}\right),$$

где τ — текущее время; $\tau_{\text{рел}}$ — время релаксации:

$$\tau_{\text{рел}} = \frac{\mu^*}{G} \exp\left[\frac{Q}{R} \left(\frac{1}{T} - \frac{1}{T^*}\right)\right].$$

Здесь μ^* — коэффициент вязкости материала при температурах, близких к температуре солидус ($\mu^* = 3,5 \cdot 10^9$ Па·с); $G = G_0 \exp[-k(T - T_0)/(T^* - T_0)]$ — модуль сдвига; G_0 — значение модуля сдвига при контрольной температуре $T_0 < T^*$ ($G_0 = 5 \cdot 10^8$ Па, $T_0 = 700$ °С, $T^* = 1400$ °С, $k = 4$); $Q = 269,93$ кДж/моль — энергия активации; $R = 8,31$ Дж/(моль·К) — универсальная газовая постоянная.

Результаты расчетов максимальных термических напряжений приведены на рис. 2. Из рисунка видно, что распределение напряжений по сечению затвердевающей ко-

ротки заготовки является одинаковым на протяжении всего процесса затвердевания: в слое, примыкающем к границе двухфазная зона — затвердевшая часть, наблюдаются растягивающие напряжения, а в слое, расположенном вблизи охлаждаемой поверхности, — сжимающие.

Таким образом, с использованием предложенной методики представляется возможным определять температурное поле заготовки с учетом расхода охлаждаемой воды и скорости вытягивания, а также прогнозировать величину термических напряжений по сечению затвердевающей заготовки.

Литература

1. Самойлович Ю. А., Крулевецкий С. А., Горяинов В. А., Кабаков З. К. Теплобые процессы при непрерывном литье стали. М.: Металлургия, 1982.
2. Тимошпольский В. И. Теплотехнологические основы металлургических процессов и агрегатов высшего технического уровня. Мн.: Навука і тэхніка, 1995.
3. Филиппов В. В., Фоменко А. П., Тимошпольский В. И. и др. Освоение ряда марок сталей для промышленного комплекса на машинах непрерывного литья заготовок Белорусского металлургического завода // Литье и металлургия. 1999. № 4.
4. Самойлович Ю. А. Микрокомпьютер в решении задач кристаллизации слитка. М.: Металлургия, 1988.
5. Журавлев В. А., Китасв Е. М. Теплофизика формирования непрерывного слитка. М.: Металлургия, 1974.

ЛИТЬЕ И МЕТАЛЛУРГИЯ
ЕЖЕКВАРТАЛЬНЫЙ ЖУРНАЛ
ОФИЦИАЛЬНЫЙ ОРГАН БЕЛОРУССКОЙ
АССОЦИАЦИИ ЛИТЕЙЩИКОВ
И МЕТАЛЛУРГОВ

Выпускается на русском, с аннотацией на английском языке, распространяется в БЕЛАРУСИ, РОССИИ, на УКРАИНЕ, в ЛИТВЕ, КАЗАХСТАНЕ, а также ЧЕХИИ, ПОЛЬШЕ, ГЕРМАНИИ, ФРАНЦИИ.

ЛИТЬЕ И МЕТАЛЛУРГИЯ ПРЕДЛАГАЕТ:
 регулярную информацию о результатах исследований ведущих ученых и производственников РБ и зарубежных стран;
 обзорную информацию с международных выставок, ярмарок, конференций;
 обзорные и аннотированные статьи из различных зарубежных изданий;
 результаты маркетинговых исследований в области металлургии и изготовления отливок, подготовки трудовых ресурсов, свободных мощностей