



There is formulated and solved the combined problem of the heat interchange processes and thermoviscoelasticity for freezing uninterruptedly-casted slug of a cylindrical form. The mathematical model allows for the processes of stresses relaxation and dependence of thermophysical and thermomechanical properties on temperature.

Ю. А. САМОЙЛОВИЧ, НПП "Платан",
В. И. ТИМОШПОЛЬСКИЙ, И. А. ТРУСОВА, БНТУ,
В. А. МАТОЧКИН, РУП "БМЗ"

УДК 621.746.5

РАСЧЕТ ТЕМПЕРАТУР, НАПРЯЖЕНИЙ И ДЕФОРМАЦИЙ ПРИ ПРОИЗВОДСТВЕ НЕПРЕРЫВНОЛИТЫХ ЗАГОТОВОК

СООБЩЕНИЕ 1. РЕШЕНИЕ СВЯЗАННЫХ ЗАДАЧ НЕСТАЦИОНАРНОЙ ТЕРМОВЯЗКОУПРУГОСТИ ДЛЯ ЗАТВЕРДЕВАЮЩИХ ЗАГОТОВОК В ХОДЕ НЕПРЕРЫВНОГО ЛИТЬЯ

Интенсивное развитие непрерывной разливки стали в современной металлургии вызвало необходимость привлечения задач механики твердого тела с целью разработки режимов охлаждения, обеспечивающих получение металлопродукции с минимальным количеством дефектов. Сложность решения таких задач определяется тем, что непрерывнолитая заготовка формируется в широком диапазоне температур (от 1400-1500 до 20-40 °С), причем в стальной заготовке по мере снижения температур происходят фазовые и структурные превращения, сопровождаемые изменением удельного объема металла и, как следствие, усложнением решения задач определения напряжений и деформаций в заготовке.

В начальной стадии образования затвердевшей корочки воздействие внешних механических факторов приводит к образованию ряда дефектов, в первую очередь, горячих трещин (продольных, поперечных, угловых, поверхностных и внутренних). При решении задач определения напряжений и деформаций из-за высоких температур затвердевающей заготовки (1450-900°С) необходимо учитывать быстротекущие процессы релаксации напряжений (высокотемпературная ползучесть), а также весьма существенное изменение с температурой всех основных теплофизических и механических характеристик стали (модуля упругости, предела текучести и др.).

В продолжение исследований, выполненных авторами для оценки максимальных термических напряжений в одномерной постановке при производстве непрерывнолитых заготовок [1], ниже сформулирована и решена связанная задача нестационарного теплообмена и термовязкоупругости для заготовки цилиндрической формы. Математическую формулировку задачи при допущении

об осевой симметрии температурного поля [2] и лучисто-конвективном теплообмене запишем следующим образом:

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

$$T(r,0) = f(r) \quad \text{при } t = 0, \quad (2)$$

$$-\lambda(T)\frac{\partial T}{\partial r}\Big|_{r=R} = \alpha(T_{нов} - T_s) + C(T_{нов}^4 - T_s^4) \quad (3)$$

при $r = R$,

$$\frac{\partial T}{\partial r}\Big|_{r=0} \quad \text{при } r = 0, \quad (4)$$

где $c_{эф}(T) = c(T_{соп}) - L \frac{d\psi}{dT}$; L — теплота кристаллизации стали; $-\frac{\partial\psi}{\partial T}$ — темп кристаллизации, определяемый на основе диаграммы состояния сплава с привлечением гипотезы квазиравновесия, остальные обозначения общепринятые в задачах теплопроводности.

Задача теплопроводности решается независимо от термомеханической части поставленной общей задачи, так что взаимосвязь задач термомеханики и теплопроводности является в некоторой степени ограниченной: эффекты выделения теплоты за счет деформаций металла не учитываются (ввиду их малости) при постановке задачи теплопроводности и "связанность" задач состоит в том, что локальные значения градиентов температур и скоростей охлаждения играют роль "внешней нагрузки" при определении деформаций и напряжений в твердой корочке заготовки.

При постановке задачи о термонапряженном состоянии твердой оболочки используем предположение теории вязкоупругого поведения стали в области повышенных температур, когда каждая компонента тензора деформаций состоит из суммы упругой и вязкой частей [3,4]:

$$\varepsilon_{ij} = \varepsilon_{ij}^E + \varepsilon_{ij}^V \quad (i, j = 1, 2, 3),$$

где

$$e_{ij}^E = \frac{1}{2G} S_{ij}; \quad \dot{e}_{ij}^V = \frac{1}{2\eta} S_{ij}; \quad (5)$$

$e_{ij} = \varepsilon_{ij} - \varepsilon$; $S_{ij} = \sigma_{ij} - \sigma$; $\varepsilon = \frac{1}{3} \varepsilon_{ij}$; $\sigma = \frac{1}{3} \sigma_{ij}$ — компоненты девиаторов деформаций и напряжений; η — коэффициент вязкости материала, с помощью которого учитывается эффект релаксации напряжений.

Дифференцируя первую группу уравнений (5) по времени и складывая ее со второй, получаем систему уравнений, описывающих поведение материала:

$$2G\dot{e}_{ij} = \dot{S}_{ij} + \left(\frac{G}{2} - \frac{G\dot{T}}{G} \right) S_{ij}, \quad (6)$$

где G — модуль сдвига; $G' = \frac{dG}{dT}$.

Для осесимметричной задачи о термических напряжениях в твердой оболочке заготовки система физических уравнений имеет вид

$$\left. \begin{aligned} 2G\dot{e}_r &= \dot{S}_r + \frac{1}{\tau_p} S_r \\ 2G\dot{e}_\theta &= \dot{S}_\theta + \frac{1}{\tau_p} S_\theta \\ 2G\dot{e}_z &= \dot{S}_z + \frac{1}{\tau_p} S_z \end{aligned} \right\}, \quad (7)$$

где $\tau_p = \left(\frac{G}{\eta} - \frac{G\dot{T}}{G} \right)$ — условное время релаксации, учитывающее сумму двух различных физических явлений — вязкое течение материала под нагрузкой при повышенных температурах (ползучесть) и влияние нелинейности упругих характеристик материала (модуля сдвига), связанное с локальными значениями скорости охлаждения ($\dot{T} = \frac{dT}{dt}$).

Система уравнений (7) дополняется уравнением равновесия

$$\frac{d\sigma_r}{dr} + \frac{\sigma_r - \sigma_\theta}{r} = 0, \quad (8)$$

соотношениями Коши, связывающих компоненты тензора деформаций с перемещением u :

$$\varepsilon_r = \frac{\partial u}{\partial r}, \quad \varepsilon_\theta = \frac{u}{r}, \quad \varepsilon_z = \frac{\partial w}{\partial z} = \text{const}. \quad (9)$$

Кроме того, используется предположение о том, что средние значения деформаций (ε) и напряжений (σ) связаны линейным соотношением

$$\varepsilon = N\sigma + \alpha \delta T. \quad (10)$$

где $N = (1 - 2\nu)/E$; ν — число Пуассона; δT — избыточная локальная температура в сечении заготовки, определяемая из решения задачи теплопроводности.

Вводя в рассмотрение разности

$$S = S_\theta - S_r = \sigma_\theta - \sigma_r, \quad S_z = \sigma_z - \sigma,$$

приведем систему уравнений (7) к двум главным соотношениям:

$$\dot{S} = 2G(\dot{e}_\theta - \dot{e}_r) - \frac{1}{\tau_p} S, \quad (11)$$

$$\dot{S}_z = 2G\dot{e}_z - \frac{1}{\tau_p} S_z. \quad (12)$$

При известной зависимости деформаций от времени и координаты (t, r) задача сводится к расчету двух параметров S и S_z , через которые можно получить выражения компонент тензора напряжений:

$$\sigma_r = - \int_r^R \frac{S dr}{r}, \quad (13)$$

$$\sigma_\theta = \sigma_r + S, \quad \sigma_z = \frac{1}{2} (2\sigma_r + S + 3S_z). \quad (14)$$

Компоненты деформаций определяются соотношениями:

$$\varepsilon_r = 3(N\sigma + \alpha \delta T) - \frac{3}{r^2} \int_0^r (N\sigma + \alpha \delta T) r dr - \frac{\varepsilon_z}{2}, \quad (15)$$

$$\varepsilon_\theta = \frac{3}{r^2} \int_0^r (N\sigma + \alpha \delta T) r dr - \frac{\varepsilon_z}{2}. \quad (16)$$

Для определения продольной деформации используем интегральное условие равновесия

$$2\pi \int_0^R \sigma_z r dr = 0$$

или для производной $\dot{\sigma}_z$ по времени:

$$\int_0^R \dot{\sigma}_z r dr = 0. \quad (17)$$

Поскольку $\dot{\sigma}_z = \dot{\sigma} + \dot{S}_z$, то условие (17) примет вид

$$\int_0^R (\dot{\sigma} + \dot{S}_z) r dr = 0.$$

Подставляя в последнее выражение \dot{S}_z из (12), приходим к соотношению:

$$\int_0^R 2G\dot{e}_z r dr = \int_0^R \left(\frac{S_z}{\tau_p} - \dot{\sigma} \right) r dr.$$

В предположении о том, что девиатор e_z отражает условие плоской деформации в сечении, перпендикулярном продольной оси цилиндра, найдем выражение для производной

$$\dot{e}_z = \frac{\int_0^R [(\sigma_z - \sigma) / \tau_p - \dot{\sigma}] r dr}{2 \int_0^R G r dr} \quad (18)$$

По известным значениям σ_z и σ вычисляем производную \dot{e}_z , а затем и e_z методом последовательных приближений.

С учетом выражений (15) и (16) находим разность

$$\dot{e}_0 - \dot{e}_r = \frac{6}{r^2} \int_0^r (N\dot{\sigma} + \dot{N}\sigma + \alpha\delta\dot{T}) r dr - 3(N\dot{\sigma} + \dot{N}\sigma + \alpha\delta\dot{T})$$

после чего уравнение (11) примет вид

$$\dot{S} + \frac{1}{\tau_p} S = F(r, t), \quad (19)$$

где

$$F(r, t) = \frac{12G}{r^2} \int_0^r (N\dot{\sigma} + \dot{N}\sigma + \alpha\delta\dot{T}) r dr - 6G(N\dot{\sigma} + \dot{N}\sigma + \alpha\delta\dot{T})$$

Приведение соотношений (11) и (12) к расчетному виду осуществляется путем замены производных конечными соотношениями:

$$\dot{S} \cong \frac{S_i^{k+1} - S_i^k}{\Delta t},$$

$$\dot{S}_z \cong \frac{S_{z,i}^{k+1} - S_{z,i}^k}{\Delta t},$$

после чего процесс вычисления выполняется последовательно, шаг за шагом по времени при заданном начальном поле температур и напряжений по формулам

$$S_i^{k+1} = \frac{S_i^k + \Delta t F(r_i, t_k)}{1 + \Delta t \tau_p}, \quad (20)$$

$$S_{z,i}^{k+1} = \frac{S_{z,i}^k + 2G\Delta t \dot{e}_z(r_i, t_k)}{1 + \Delta t \tau_p}. \quad (21)$$

Изменение теплофизических и механических характеристик стали от температуры учитывается с помощью кусочно-линейных соотношений:

$$\Phi(T) = \Phi^{(i)} + (\Phi^{(i+1)} - \Phi^{(i)}) \frac{T - T^{(i)}}{T^{(i+1)} - T^{(i)}}, \quad (22)$$

где $\Phi(T) = \{\lambda(T), c(T), \rho(T)\}$.

Таблица 1. Теплофизические характеристики стали

Коэффициент теплопроводности										
$T, ^\circ\text{C}$	50	200	300	500	800	1000	1300	1450	1500	1600
$\lambda, \text{Вт}/(\text{м}\cdot\text{К})$	25,6	26,7	26,7	28,7	29,1	29,1	27,9	27,9	25,6	25,5
Коэффициент удельной теплоемкости										
$T, ^\circ\text{C}$	100	200	680	750	800	1200	1430	1500	1510	1600
$c, \text{кДж}/(\text{кг}\cdot^\circ\text{C})$	0,7118	0,7118	0,7118	0,5936	0,7118	0,7118	0,7118	8,4992	0,7118	0,7118
Массовая плотность										
$T, ^\circ\text{C}$	20	200	300	400	500	800	1000	1300	1500	1600
$\rho, \text{кг}/\text{м}^3$	7670	7650	7620	7600	7500	7400	7200	7100	7000	6900

В табл. 1 в качестве примера представлены узловые значения теплофизических характеристик углеродистой стали при некоторых фиксированных температурах. Для удельной теплоемкости таблица отражает наличие двух участков температурной шкалы, где происходит выделение теплоты агрегатного превращения (1430–1500 °С) – 272,14 кДж/кг, и фазового перехода (превращение аустенита в перлит при температуре 680–750 °С) – 58,6 кДж/кг.

Температурная зависимость механических характеристик углеродистой стали (модуля упругости, предела прочности) приведена на рис. 1, 2 (по данным [5,6]). О.М. Пюрингер [5], обобщив данные разных исследователей, приводит единую (сводную) кривую зависимости модуля упругости от температуры, причем для отдельных интервалов

температур им рекомендуются следующие соотношения:

$$E(T) = E_{20} \left(1 - \left(\frac{T}{940} \right)^2 \right) \text{ при } 20 < T \leq 500 \text{ } ^\circ\text{C},$$

$$E(T) = 23770(1134 - T) \text{ при } 500 < T \leq 750 \text{ } ^\circ\text{C},$$

$$E(T) = \frac{5940}{T_{\text{сол}} - 1134} (T_{\text{сол}} - T)^2 \text{ при } 750 < T \leq 1500 \text{ } ^\circ\text{C}.$$

Первая из приведенных формул О.М. Пюрингера для низкотемпературной зоны ($T \leq 500 \text{ } ^\circ\text{C}$) приводит к заниженным (на 25–30 %) значениям модуля упругости по сравнению с данными авторов настоящей статьи (рис. 3). Кроме того, представляется целесообразным использовать достаточно надежные данные Постнова–Гуляева для температур солидуса углеродистой стали: $E = 600\text{--}800 \text{ МПа}$

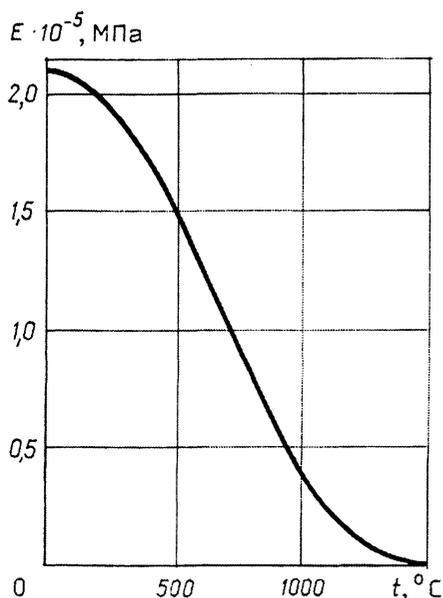


Рис. 1. Изменение модуля упругости углеродистой стали в зависимости от температуры согласно О.М. Пюрингеру [5]

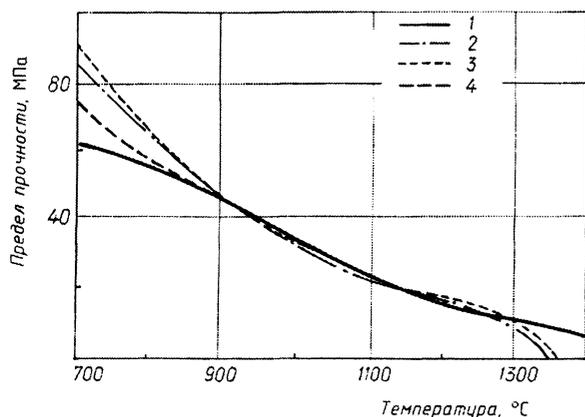


Рис. 2. Изменение предела прочности в зависимости от температуры для электротехнического железа (кривая 1) и малоуглеродистых сталей с содержанием углерода $C = 0,13\%$ (кривая 3) и $C = 0,06\%$ (кривые 2 и 4)

при $T = 1350-1380\text{ }^{\circ}\text{C}$ [7]. В связи с этим в расчетах, результаты которых изложены ниже, использовали отличные от формул О.М. Пюрингера аналитические соотношения:

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

$$E(T) = E_{750} e^{-k_E(T-750)} \text{ при } 750 < T \leq 1380\text{ }^{\circ}\text{C},$$

$$E(T) = E_{1380} e^{-k_E(T-1380)} \text{ при } 1380 < T \leq 1450\text{ }^{\circ}\text{C},$$

где $E_{20} = 220$ ГПа; $E_{750} = 140$ ГПа; $E_{1380} = 700$ МПа; $E(T) \rightarrow 0$ при $T > 1450\text{ }^{\circ}\text{C}$.

В качестве примера использования разработанной математической модели (1)–(22) рассмотрим начальную стадию формирования непрерывнолитой заготовки поперечным сечением $0,250 \times 0,300$ м. Ограничимся рассмотрением кристаллизатора и первой секции водяного форсуночного охлаждения МНЛЗ. Как известно, именно в начальной стадии при температуре твердой корки, незначительно охлажденной ниже температуры солидуса, образуется большинство горячих трещин [7–13]. На нижнем срезе кристаллизатора поверхность обо-

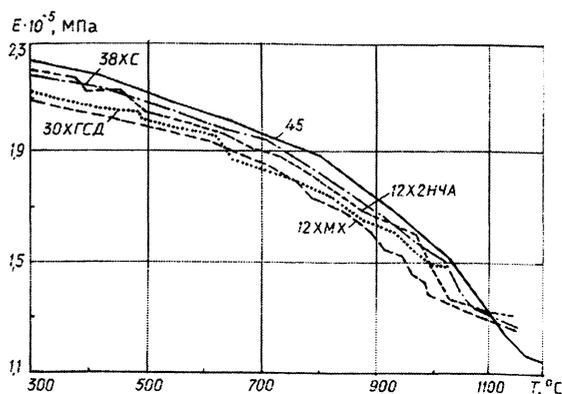


Рис. 3. Влияние температуры на величину модуля упругости

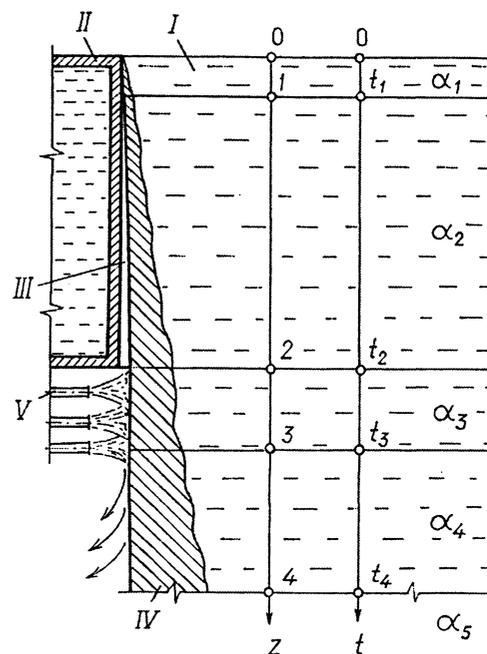


Рис. 4. Схема расположения расчетных зон в начальной стадии формирования непрерывнолитой заготовки: I – расплав металла; II – стенка кристаллизатора; III – газо-воздушный зазор; IV – твердая корка литой заготовки; V – форсунка водяного охлаждения

лочки непрерывнолитой заготовки подвергается интенсивному водяному форсуночному охлаждению с целью получения твердой корки, способной противостоять ферростатическому давлению столба жидкой стали. Избыточная интенсивность охлаждения на этом участке приводит к возникновению чрезмерно высоких термических напряжений в оболочке отливки; недостаточное охлаждение может привести к возможности прорыва жидкой стали из-под нижней кромки кристаллизатора. Целью математического моделирования для данного участка МНЛЗ явилось определение оптимальной интенсивности охлаждения.

Исходные данные: сталь 80К, размеры заготовки $0,250 \times 0,300$ м ($R_{\text{жп}} = 0,1545$ м), скорость разливки $0,6$ м/мин, $T_{\text{лик}}^{\text{жп}} = 1458\text{ }^{\circ}\text{C}$, $T_{\text{сол}} = 1381\text{ }^{\circ}\text{C}$. Начальный участок МНЛЗ разделен на пять зон, отличающихся интенсивностью внешнего охлаждения в соответствии с конструкцией машины (рис. 4): 1 – зона контакта расплава со стенкой кристаллизатора, 2 – зона газо-воздушного зазора, 3 – зона интенсивного форсуночного охлаждения, 4, 5 – две последующие зоны вторичного охлаждения.

Таблица 2. Коэффициенты теплоотдачи в зонах

Вариант	Номер зоны				
	1	2	3	4	5
а	2093,4	58,15	872,2	139,56	23,26
	25,59	25,59	25,59	25,59	25,59
б	2093,4	58,15	872,2	139,56	23,26
	87,225	87,225	87,225	87,225	87,225
в	58,15	58,15	1104,85	139,56	23,26
	58,15	58,15	58,15	58,15	58,15
г	2093,4	58,15	1104,85	139,56	23,26
	87,225	87,225	87,225	87,225	87,225
д	2093,4	58,15	872,2	139,56	23,26
	87,225	87,225	87,225	87,225	87,225

Значения коэффициентов теплоотдачи для всех зон расчетного участка (числитель) и эффективного коэффициента теплопроводности расплава (знаменатель) приведены в табл. 2. Из таблицы видно, что для зоны 1 принята достаточно высокая интенсивность охлаждения ($\alpha=2093 \text{ Вт}/(\text{м}^2\cdot\text{К})$) исходя из предположения о наличии плотного контакта расплава с водоохлаждаемой стенкой кристаллизатора. В случае, если по технологии предусматривается наведение легкоплавкого шлака на мениске расплава, часть шлака затекает в зазор между оболочкой и стенкой кристаллизатора, что приводит к существенному уменьшению интенсивности охлаждения в зоне 1. Для зоны 2, в которой теплообмен происходит путем излучения между поверхностью заготовки и внутренней поверхностью кристаллизатора, а также путем теплопроводности через тонкий слой зазора, заполненный смесью газов и окалиной на поверхности заготовки, усредненный коэффициент теплопереноса принят равным $\alpha=58 \text{ Вт}/(\text{м}^2\cdot\text{К})$. В зоне 3 наиболее интенсивного форсуночного охлаждения коэффициент теплоотдачи варьировали от 870 до 1104 $\text{Вт}/(\text{м}^2\cdot\text{К})$. В зоне 4 коэффициент теплоотдачи принят равным 140 $\text{Вт}/(\text{м}^2\cdot\text{К})$ с учетом вероятности частичного стекания охлаждающей воды по поверхности заготовки.

Завышение коэффициента теплопроводности осуществлено с целью отразить эффект движения расплава вдоль фронта кристаллизации (например, за счет электромагнитного перемешивания), приводящего к более интенсивному теплообмену у фронта кристаллизации заготовки. Эффективный коэффициент теплопроводности рассчитывали по формуле [14]:

$$a_T = \frac{\lambda_p}{\rho c} = Av_T \text{ Re} , \quad (23)$$

где константа $A = (2,5-3,5) \cdot 10^{-3}$ определена на основании обработки большого объема эмпирических данных по теплопередаче в жидких металлах [15]. Подсчеты по формуле (23) показали, что

увеличение скорости движения расплава вдоль фронта кристаллизации от 1,5 до 4–5 см/с сопровождается ростом коэффициента теплопроводности расплава в 2,5–3,5 раза.

При проведении расчетного анализа были исследованы пять режимов охлаждения заготовки (коэффициенты теплоотдачи и эффективной теплопроводности приведены в табл. 2). Результаты расчетов динамики тангенциальных (касательных) напряжений и деформаций для различных режимов охлаждения приведены на рис. 5. Значения относительной деформации ($\epsilon_{\text{доп}}=0,2-0,5\%$) соответствуют допускаемым по условиям сохранения сплошности металла [16]. В тех случаях, когда локальные значения деформаций превышают верхнюю границу выделенной полосы допускаемых деформаций, возникают основания для прогнозирования горячих трещин. Другим критерием сохранения сплошности стали можно считать локальное значение предела прочности в сопоставлении с текущими значениями максимальных растягивающих тангенциальных (касательных) напряжений. Анализ результатов показывает, что для режимов, приведенных на рис. 5, а–г, можно ожидать нарушения сплошности заготовки: в зоне плотного контакта корочки со стенкой кристаллизатора и в зоне интенсивного водяного форсуночного охлаждения (рис. 5, а–в) либо только в зоне охлаждения (рис. 5, г). В случае охлаждения заготовки по режиму, представленному на рис. 5, д, очевидно, что по оценке сплошности металла с использованием двух критериев не предполагается возникновение дефектов. Очевидно также и то, что в данном случае существуют резервы по термопрочности. Данные результаты согласуются с полученными в работе [1], в которой обоснованы и отработаны режимы разлива для заготовок кордовых марок сталей сечением 0,250×0,300 м на уровне 0,65–0,8 м/мин.

Следует отметить, что в работе [17] предположительно показано, что использование электромагнитного перемешивания приводит к выравниванию температур по сечению твердой корки и

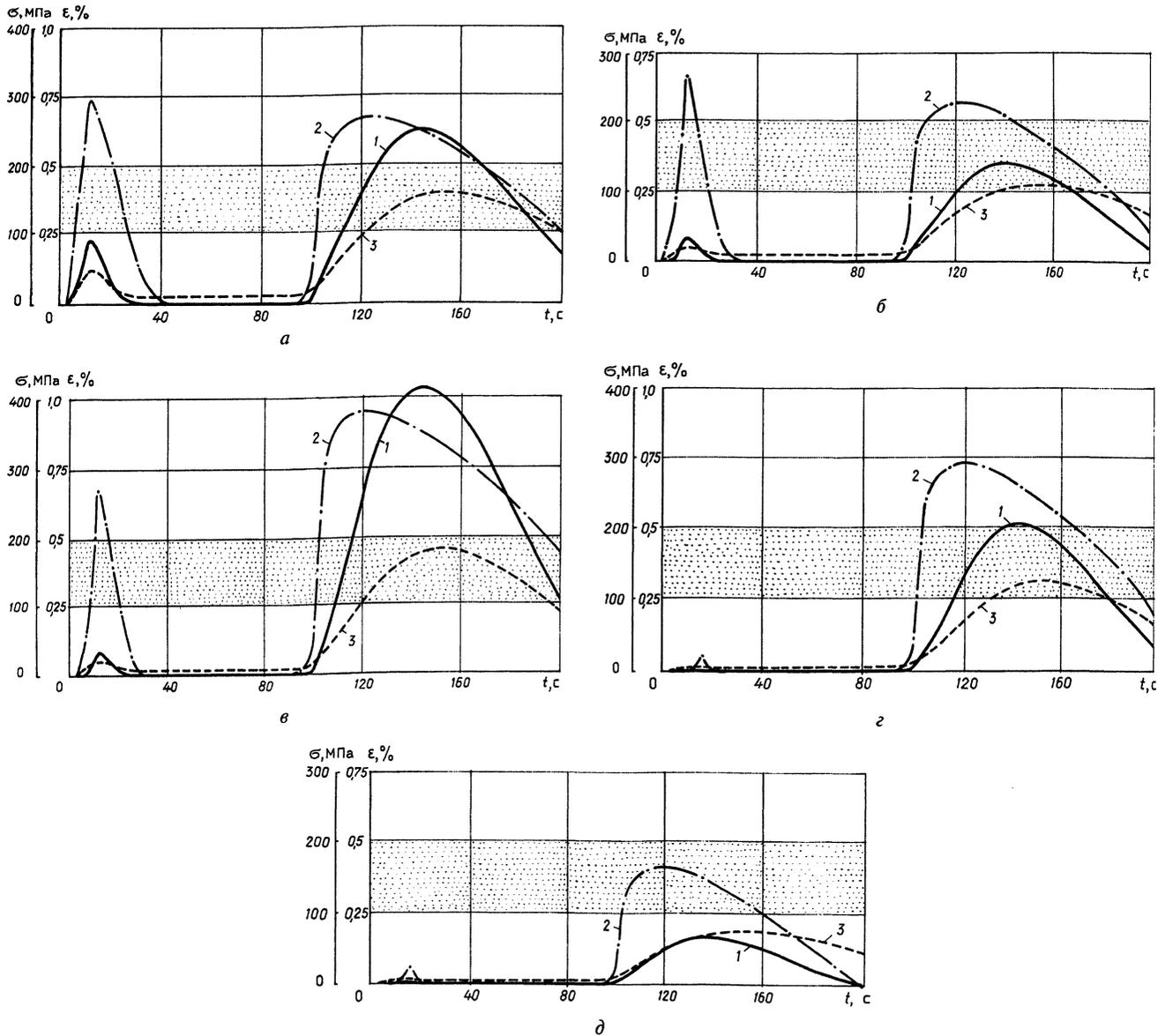


Рис. 5. Изменение во времени касательных напряжений (1) и деформаций (2) на поверхности заготовки радиусом 0,1545 м из стали 80К, а также предела прочности стали (3) при температуре на поверхности для условий охлаждения, приведенных в табл. 2

соответственно к снижению уровня термонапряжений. Результаты расчетов (рис. 5) являются прямым подтверждением указанных предположений. Очевидно, что при задании $\lambda_p = 87,23$ Вт/(м·К), чему соответствует скорость потока 5–7 см/с, удается подавить всплеск напряжений и деформаций не только в начальный период процесса (10–20 с), но также и в зоне интенсивного форсуночного охлаждения, в то время как при умеренном увеличении коэффициента λ_p до 58,2 Вт/(м·К) растягивающие деформации уменьшаются недостаточно. Это дает основание предположить, что для существенного подавления растягивающих напряжений и деформаций в твердой корке непрерывнолитой заготовки требуется достижение некоторого порогового значения скорости потока расплава, омывающего фронт кристаллизации, т.е. и определенной пороговой интенсивности электромагнитного перемешивания затвердевающих стальных заготовок.

Заключение

Получено решение связанной задачи нестационарного теплообмена и термовязкоупругости для затвердевающей непрерывнолитой заготовки с учетом переменности теплофизических и термомеханических свойств стали от температуры. На основании разработанной методики исследована возможность образования дефектов (типа горячих трещин) в непрерывнолитых заготовках при различной интенсивности охлаждения и использовании электромагнитного перемешивания.

Литература

1. Расчетно-теоретическое исследование температурных полей и термонапряжений заготовок в ходе непрерывного литья / В.И. Тимошпольский, И.А. Трусова, С.М. Козлов и др. // Изв. вузов и энрг. объединений СНГ. Энергетика. 2001. №4. С.54-60.

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

3. Боли Б., Уэйнер Дж. Теория температурных напряжений. М.: Мир, 1964.

4. Вейнер Дж., Ландау Г. Температурные напряжения в упруго-пластических телах // Пластичность и термопластичность. М.: ИЛ, 1962. С.70-91.

5. Пюрингер О. М. Формирование непрерывнолитой заготовки на МНЛЗ // Черные металлы. 1976. №6. С.3-9.

6. Фребер И. Свойства оболочки формирующейся непрерывнолитой заготовки // Черные металлы. 1978. №21. С.28-34.

7. Постнов Л. М., Гуляев Б. Б. Исследование механических свойств стали в период затвердевания и анализ процесса образования горячих трещин при непрерывной разливке // Непрерывная разливка стали. М.: Изд-во АН СССР. 1956. С.212-221.

8. Савейко В. Н. Механизм образования горячих трещин в стальном слитке // Непрерывная разливка стали. М.: Изд-во АН СССР. 1956. С. 241-246.

9. Рутес В. С., Николаев Н. А. и др. Образование внутренних дефектов в квадратных слитках при непрерывной разливке стали // Сталь. 1960. №3. С. 212-215.

10. Гуглин Н. Н., Гуляев Б. Б. Исследование факторов, определяющих образование горячих трещин в стальных слитках и отливках // Сталь. 1961. №9. С.830-836.

11. Трубицын Н. А. Механизм образования горячих трещин в стальных слитках // Литейное производство. 1962. №4. С.33-34.

12. Морозенский Л. И., Митенев О. А. и др. К вопросу о горячих трещинах в непрерывных литых слябах // Сталь. 1965. №4. С. 312-317.

13. Лапотышкин Н. М., Лейтес А. В. Трещины в стальных слитках. М.: Metallurgy, 1969.

14. Самойлович Ю. А., Шифман Э. Р. Математическое моделирование процесса кондукционного перемешивания расплава в незатвердевшей части непрерывного слитка // Магнитная гидродинамика. 1987. №4. С.107-112.

15. Самойлович Ю. А. Гидродинамические явления в незатвердевшей части (жидком ядре) слитка // Изв. АН СССР. Металлы. 1969. №2. С.84-92.

16. Пальмерс А., Этьенн А., Миньон Ж. Расчет механических и термических напряжений в непрерывнолитой заготовке // Черные металлы. 1979. №19. С.3-11.

17. Самойлович Ю. А., Тимошпольский В. И., Анисович Г. А., Трусова И. А. Влияние электромагнитного перемешивания на температурное поле стальной заготовки при непрерывном литье // Вестн НАН Беларусі. Сер. фіз.-тэхн. навук. 2001. №1. С.141-143.



Цены на лом и отходы черных металлов на рынке Западной Европы

	2002 г.	
	15 мая	26 июня
Великобритания (ф. ст. за т)		
Из рядовых марок стали		
Амортизационный тяжелый лом ОА	45-46	48-49
Амортизационный лом		
1	34-36	37-41
2	23-27	26-30
Дробленный лом 3В	43-45	46-48
Новый лом прессованный в брикетах		
4А	45-52	48-55
4С	42-44	45-47
Стружка тяжелого лома 7А	23-26	23-26
Другие виды лома		
Нержавеющие		
Кусковой 18/8	390-410	370-390
Стружка 18/8	270-290	250-270
Кусковой, 12-13% Cr	50-60	50-60
Кусковой, 16-17% Cr	80-90	80-90
Быстрорежущий (пенс. за кг)		
Кусковой 18-4-1	42-44	42-44
Стружка 18-4-1	18-20	18-20
Кусковой 6-5-2	48-49	48-49
Стружка 6-5-2	24-25	24-25
Бельгия (евро за т)		
Крупногабаритный стальной лом	83,00	88,00
Стружка тяжелого лома	53,00	56,00

2002 г.
Апрель Май

ФРГ (евро за т)		
Амортизационный лом		
1	60,5-90,0	60,5-90,0
Новый лом		
2	95,0-110,0	95,0-110,0

Цены на ферросплавы на рынке Западной Европы

С поставкой товара на завод потребителя в основных центрах использования сплава (цена действует с указанной даты):			
Феррохром (долл. за а. ф. Cr)			
Кусковой чардж-хром на базе 52% Cr			
на "свободном" рынке	0,29-0,31		14.06.2002
6-8% С на базе 60% Cr, макс. 1,5% Si	0,30-0,33		17.05.2002
0,10% С, в среднем 68-70% Cr	0,63-0,64		5.04.2002
Ферромарганец (евро за т)			
На базе 78% Mn, станд., 7,5% С	500-530		28.06.2002
Ферросилиций (евро за т)			
Кусковой, 75% Si	585-605		28.06.2002
Силикомарганец (евро за т)			
Кусковой, 65-75% Mn, 14-25% Si	510-550		28.06.2002
Ферромolibден (долл. за кг Mo)			
На базе 65-70% Mo	13,50-15,50		28.06.2002
На базе 60% Mo, франко-склад в Роттердаме	11,5-13,00		28.06.2002
Ферротитан (долл. за кг Ti)			
70%-ный, макс. 4,5% Al	3,90-4,00		26.04.2002
Ферровольфрам (долл. за кг W)			
на базе 75% W, франко-склад в Роттердаме без учета импортной пошлины	5,80-6,10		19.06.2002
Феррованадий (долл. за кг V)			
на базе 70-80% V	8,60-9,00		7.06.2002

Источник: "Metal Bulletin"
БИКИ 11.VII.2002 ВИ