



*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 быстропротекающие 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;  $\eta$  — 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;  $\dot{G} = \frac{dG}{dT}$ .

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 ( $\varepsilon$ ) и напряжений ( $\sigma$ ) связаны линейным соотношением

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

где  $N = (1 - 2\nu)/E$ ;  $\nu$  — число Пуассона;  $\delta T$  — 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  $\sigma_z$  и  $\sigma$  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:  $E = 600\text{--}800 \text{ МПа}$

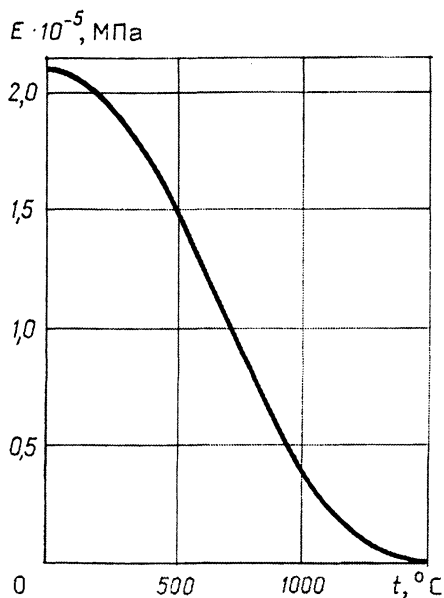


Рис. 1. Изменение модуля упругости углеродистой стали в зависимости от температуры согласно О.М. Пюрингеру [5]

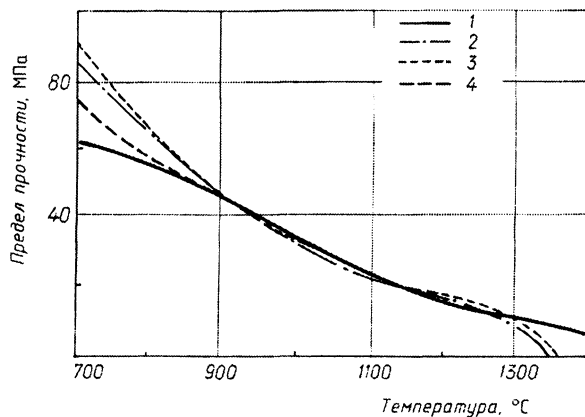


Рис. 2. Изменение предела прочности в зависимости от температуры для электротехнического железа (кривая 1) и малоуглеродистых сталей с содержанием углерода  $C = 0.13\%$  (кривая 3) и  $C = 0.06\%$  (кривые 2 и 4)

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:

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

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

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

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-

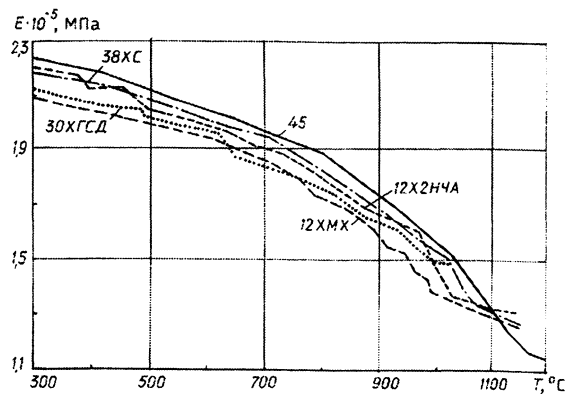


Рис. 3. Влияние температуры на величину модуля упругости

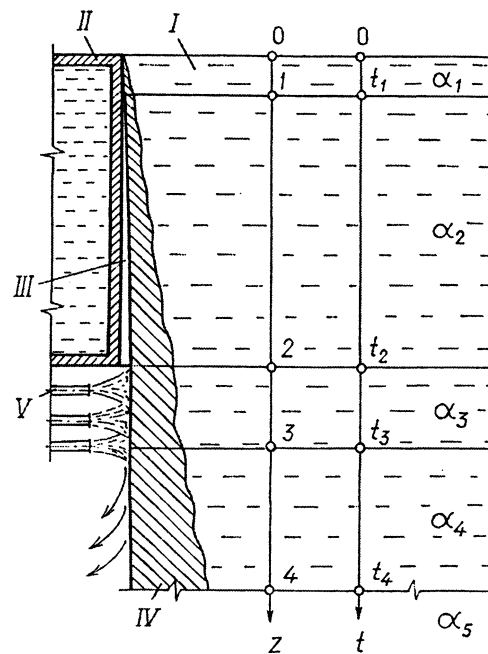


Рис. 4. Схема расположения расчетных зон в начальной стадии формирования непрерывнолитой заготовки: I – расплав металла; II – стенка кристаллизатора; III – газо-воздушный зазор; IV – твердая корка литой заготовки; V – форсунка водяного охлаждения

лучки 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 теплопередачи 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

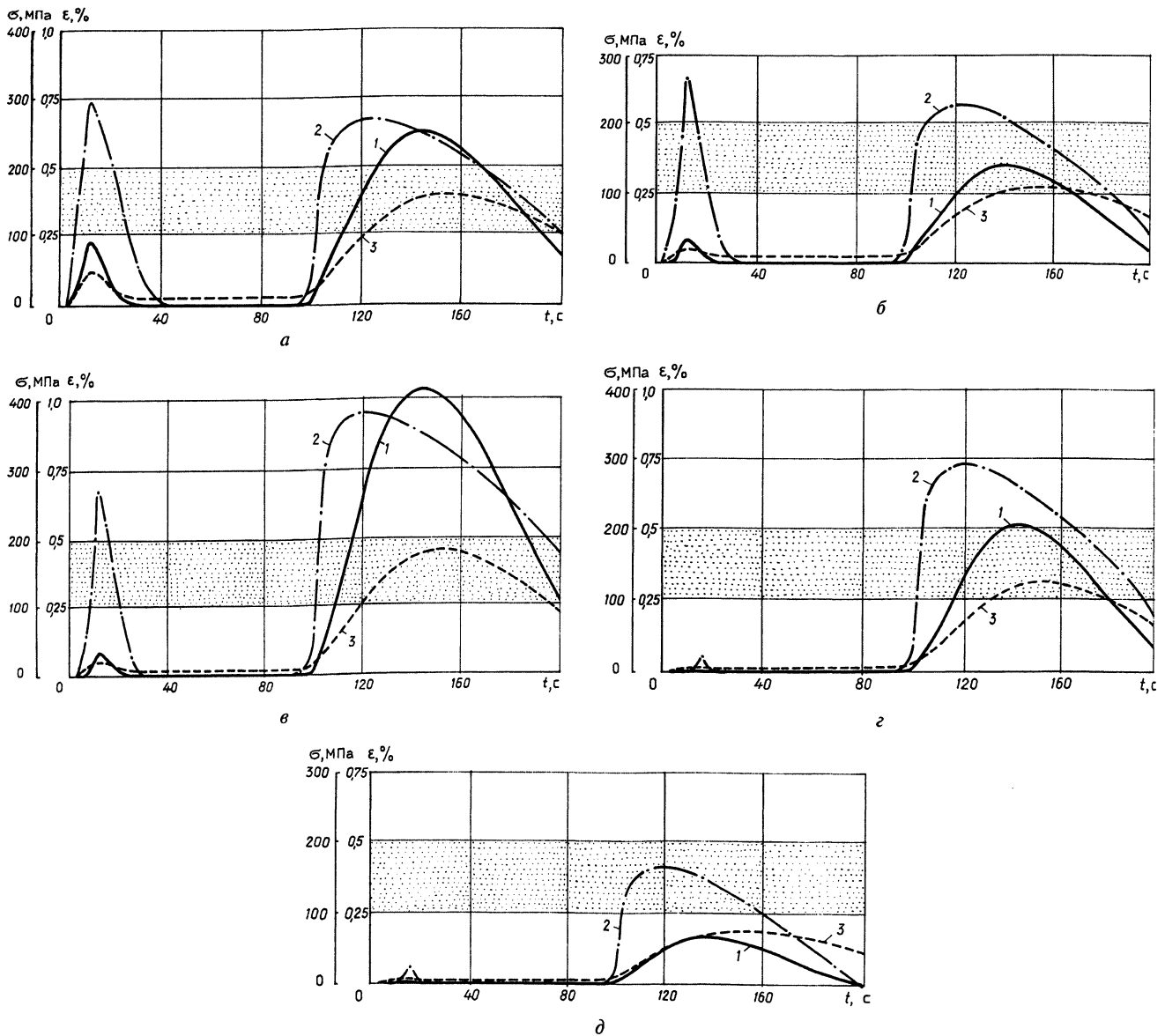


Рис. 5. Изменение во времени касательных напряжений (1) и деформаций (2) на поверхности заготовки радиусом 0,1545 м из стали 80К, а также предела прочности стали (3) при температуре на поверхности для условий охлаждения, приведенных в табл. 2

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  $\lambda_p$  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 энерг. 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		
Стружка тяжелого лома	83,00	88,00
	53,00	56,00

**Цены на ферросплавы на рынке Западной Европы**

С поставкой товара на завод потребителя в основных центрах использования сплава (цена действует с указанной даты):

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

	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

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