

УДК 621.746.5

## ТЕПЛОТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ РЕЖИМЫ ПРИ ПРОИЗВОДСТВЕ ИМПОРТОЗАМЕЩАЮЩЕЙ МЕТАЛЛОПРОДУКЦИИ В УСЛОВИЯХ РУП «БЕЛОРУССКИЙ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЙ ЗАВОД»

Доктора техн. наук, профессора САМОЙЛОВИЧ Ю. А., ТИМОШПОЛЬСКИЙ В. И.,  
акад. НАН Беларуси, докт. техн. наук, проф. АНИСОВИЧ Г. А.,  
канд. техн. наук ТРУСОВА И. А.,  
инженеры МАТОЧКИН В. А., ГУЛЯЕВ М. П., ТИЩЕНКО В. А.

*Белорусский национальный технический университет,  
Национальная академия наук Беларуси,  
РУП «Белорусский металлургический завод»,  
Белорусский государственный технологический университет*

На современном этапе развития металлургической промышленности в условиях необходимости реализации выпускаемой металлопродукции и удержания позиций на рынках ближнего и дальнего зарубежья проблема производства высококачественных изделий и освоения новых марок сталей, в первую очередь импортозамещающих и наукоемких, является актуальной проблемой отрасли.

В соответствии с программой импортозамещения на РУП «БМЗ», наряду с совершенствованием технологии производства кордовых марок сталей с повышенным содержанием углерода (80К, 85К, 90К), освоено производство шарикоподшипниковой стали ШХ15СГ (крупносортовые круги диаметром 115 и 90 мм) для последующего ее применения на машиностроительных и металлургических предприятиях Республики Беларусь и стран СНГ.

В июле 2001 г. была проведена опытная плавка стали ШХ15СГ в ДСП-3. Основные технологические параметры выплавки и внепечной обработки стали приведены в [1]. Выплавку стали в ДСП-3 осуществляли с использованием углеродистого лома 2А, 3А и передельного чугуна, при этом расход кислорода составлял 1101 м<sup>3</sup>, газа – 663 м<sup>3</sup>, извести – 6793 кг на массу стали 113 т. Выход годного составил 101,9 т. Температура выпуска стали из печи в сталеразливочный ковш составила 1678 °С, в процессе выпуска присаживали науглероживатель типа А, ферромарганец FeMn 78, высокоуглеродистый феррохром и чушковый алюминий. На последующем этапе сталь подвергалась внепечной обработке, общее время обработки металла в ковше составило 80 мин, в вакууматоре – 25 мин, время работы в «печи-ковше» под током – 0,65 ч, время продувки аргоном – 1,15 ч. Температура жидкого металла до обработки составила 1513 °С, после обработ-

ки – 1504 °С. После вакуумирования металл продувался в стальковше аргоном в течение 16 мин, поверхность металла утеплялась золой рисовой лузги и затем плавка передавалась на МНЛЗ-3. Разливка при температуре в промежуточном ковше 1474 °С осуществлялась на МНЛЗ-3 со скоростью 0,5 м/мин при воздействии электромагнитного перемешивания на заготовки поперечным сечением 250×300 мм. Металл в промежуточном ковше утеплялся золой рисовой шелухи. После разливки и разрезки на мерные длины 5300 мм заготовки охлаждались под колпаком в течение 24 ч. Анализ качества непрерывнолитой заготовки показал, что в образцах нет межкристаллитных трещин и ликвационных полосок, осевая ликвация оценена 1,0...2,5 балла. Наружная мелкозернистая корочка состоит из дезориентированных мелких кристаллов глубиной залегания 8 мм. На поверхности заготовок не обнаружены раковины от налипания шлака, раздутия или волнотности по поперечному сечению.

В соответствии с технологией в дальнейшем заготовки подвергались нагреву и последующей прокатке на стане 850 на круги диаметрами 115 и 90 мм. При сформированной макроструктуре непрерывнолитой заготовки и обеспечении исходной пластичности основными задачами нагрева подшипниковой стали перед прокаткой являются достижение качества нагрева, достаточного для последующей горячей деформации, и обеспечение при этом требуемой микроструктуры горячекатаного неотожженного проката.

Для исключения возникновения напряжений при нагреве заготовок холодного посада возникла необходимость в предварительном нагреве в течение 1,0...2,5 ч до температуры поверхности 800 °С, затем дальнейший нагрев проводится по режиму горячего посада.

Непрерывнолитые заготовки были посажены в холодном состоянии в нагревательную печь стана 850. Среднее время пребывания заготовок в печи составило 1 ч (для последующей прокатки круга диаметром 115 мм) и 2 ч 10 мин (для круга диаметром 90 мм), после чего заготовки температурой 765...811 °С (для круга диаметром 115 мм) и 828...859 °С (для круга диаметром 90 мм) были пересажены в нагревательную печь. Температурный режим нагревательной печи приведен в табл. 1.

Таблица 1

Режим нагрева литой заготовки в нагревательной печи стана 850

Температура нагрева в печи по зонам, °С*							Время нагрева, ч:мин		
1	2	3	4	5	6	7	мини- мальное	макси- мальное	среднее
<u>1150</u>	<u>1135</u>	<u>1180</u>	<u>1215</u>	<u>1185</u>	1220... <u>1200</u>	1200... <u>1195</u>	2:34	2:40	2:37
1110...	1125...	1150...	1190...	1190	1190	1175	2:27	4:40	3:44
1150	1140	1170	1205						
Требование ТИ 840-П2-01-2000									
1110...	1110...	1150...	1190...	1170...	1180...	1150...	1:30	3:10	–
1180	1180	1220	1260	1240	1250	1220			
Рекомендуемый режим нагрева металла по зонам печи по плану работ НТУ-СПЛ-20-2002									
1110...	1110...	1150...	1190...	1170...	1180...	1150...	2:00	2:30	–
1160	1160	1200	1240	1220	1230	1200			

\* В числителе температура для прокатки на круг  $\varnothing$  115 мм; в знаменателе – на круг  $\varnothing$  90 мм.

Учитывая многочисленные экспериментальные данные и результаты расчетного анализа с использованием разработанных в БНТУ математических моделей нагрева двумерной призмы [2, 3], можно определить с достаточной точностью, что температура поверхностных слоев заготовки составляет в момент выдачи 1180 °С, среднемаховая температура по сечению заготовки – 1172...1174 °С. Отбор проб окалина после печного нагрева не производился, но было отмечено, что окалина достаточно хорошо удаляется с поверхности заготовок при гидросбиве и в процессе деформации.

После печного нагрева заготовки были прокатаны на круги диаметрами 115 и 90 мм соответственно по действующей схеме калибровок. После охлаждения проката на воздухе были отобраны необходимые технологические пробы. Результаты испытаний механических свойств готового проката и металлографических исследований марки стали ШХ15СГ показали, что требования ГОСТа 801–78 для горячекатаной неотожженной стали диаметром более 80 мм выполнены по всем показателям: твердости, неметаллическим включениям, микропористости, полосчатости, обезуглероженному слою, карбидной ликвации, точечной неоднородности и т. д.

Таким образом, можно резюмировать, что впервые в условиях РУП «БМЗ» разработана технология и доказана возможность производства по переделам шарикоподшипниковой стали с целью дальнейшего ее использования на машиностроительных предприятиях.

Вместе с тем очевидно, что для промышленного освоения подшипниковых сталей в условиях РУП «БМЗ» необходимы дополнительные исследования с целью отработки и совершенствования технологии получения стали. Так, скорость разливки шарикоподшипниковой стали составляет 0,50...0,55 м/мин, что фактически является нижним пределом скорости разливки для МНЛЗ-3 и влечет за собой снижение производительности участка разливки. Кроме того, не отработана технология горячего посада заготовок в нагревательную печь, что связано с возможным возникновением дефектов при нагреве шарикоподшипниковой стали.

Для уточнения теплотехнологических параметров процессов затвердевания на МНЛЗ, охлаждения и последующего нагрева в подогревательной и нагревательной печах стана 850 необходимо рассмотрение отмеченных процессов с единой точки зрения. В [4] изложены основы концепции разработки энергосберегающих совмещенных теплотехнологических процессов применительно к условиям РУП «БМЗ» (затвердевание на МНЛЗ-3–пребывание в термостате–нагрев в печи с шагающими балками стана 850).

Поскольку к качеству шарикоподшипниковой стали, предназначенной для производства роликоподшипников больших диаметров и колец для подшипников, предъявляются высокие требования, очевидно, что для обоснования и выбора рациональных теплотехнологических режимов при производстве подобных сталей необходимо привлечение иного математического аппарата с целью вычислений термических напряжений и деформаций.

Выполненные в последнее время достаточно детальные исследования [5, 6] позволили обнаружить охрупчивание металла рядовых и легированных марок вследствие структурных превращений в аустените в интервале температур 800...1100 °С, сопровождаемое вспышками опасных растяги-

вающих напряжений как при остывании непрерывнолитых заготовок, так и при последующем нагреве в печи.

При решении задач определения напряжений и деформаций из-за высоких температур затвердевающей заготовки (1450...900 °С) необходимо учитывать быстротекающие 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.) [7, 8].

Попытка количественного учета снижения пластических свойств литой стали осуществляется с привлечением относительно нового способа формализации явлений пластичности, предложенного в работах В. Л. Колмогорова [6, 9]. При таком подходе базовой функцией считается «степень деформации сдвига» (обозначим ее термином  $d_p$  в отличие от авторов [6, 9], использующих обозначение  $\Lambda$ ).

С учетом изложенного выше сформулируем математическую модель совмещенного теплотехнологического процесса, учитывающую основные технологические, теплофизические, термомеханические и реологические параметры (для упрощения расчетного анализа используем допущение об осевой симметрии температурного поля):

$$\rho(T)c_{эф}(T)\frac{\partial T}{\partial \tau} = \frac{1}{r}\frac{\partial}{\partial r}\left(\lambda(T)r\frac{\partial T}{\partial r}\right). \quad (1)$$

Условия симметрии

$$\left.\frac{\partial T}{\partial r}\right|_{r=0} = 0. \quad (2)$$

Начальные условия

$$T(r,0) = f_1(r). \quad (3)$$

Граничные условия запишутся следующим образом:

$$-\lambda\left(\frac{\partial T}{\partial r}\right)_{r=R} = \begin{cases} \sigma(T_n^4 - T_{cp}^4) + \alpha(T_n - T_{cp}) & \text{– при затвердевании и охлаждении на МНЛЗ;} \\ \sigma_b(T_n^4 - T_b^4) + \alpha_b(T_n - T_b) & \text{– при транспортировке к термостату и печи;} \\ \sigma_\tau(T_n^4 - T_\tau^4) + \alpha_\tau(T_n - T_\tau) & \text{– при нахождении в термостате;} \\ \sigma_{печ}(T_{печ}^4 - T_n^4) + \alpha_{печ}(T_{печ} - T_n) & \text{– при нагреве в печи.} \end{cases} \quad (4)$$

В уравнениях (1)–(4) приняты обозначения в соответствии с [2, 3].

При постановке задачи о термонапряженном состоянии твердой оболочки используем допущение теории вязкоупругого поведения стали в области повышенных температур, когда каждая компонента тензора деформаций составлена суммой упругой и вязкой частей [7, 8]:

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

где принято

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

$e_{ij} = \varepsilon_{ij} - \varepsilon$ ;  $S_{ij} = \sigma_{ij} - \sigma$ ;  $\varepsilon = \frac{1}{3} \varepsilon_{ij}$ ;  $\sigma = \frac{1}{3} \sigma_{ij}$  – компоненты девиаторов

деформаций и напряжений;  $G$  – модуль сдвига;  $G' = \frac{dG}{dT}$ .

Для осесимметричной задачи о термических напряжениях в твердой оболочке заготовки система уравнений принимает вид:

$$\left. \begin{aligned} 2G\dot{e}_r &= \dot{S}_r + \frac{1}{\tau_p} S_r; \\ 2G\dot{e}_\theta &= \dot{S}_\theta + \frac{1}{\tau_p} S_\theta; \\ 2G\dot{e}_z &= \dot{S}_z + \frac{1}{\tau_p} S_z \end{aligned} \right\} \quad (6)$$

и дополняется уравнением равновесия

$$\frac{d\sigma_r}{dr} + \frac{\sigma_r - \sigma_\theta}{r} = 0, \quad (7)$$

соотношениями Коши, связывающими компоненты тензора деформаций с перемещением  $u$ :

$$\varepsilon_r = \frac{\partial u}{\partial r}; \quad \varepsilon_\theta = \frac{u}{r}; \quad \varepsilon_z = \frac{\partial w}{\partial z} = \text{const}. \quad (8)$$

Кроме того, используется предположение о том, что средние значения деформаций  $\varepsilon$  и напряжений  $\sigma$  связаны линейным соотношением

$$\varepsilon = N\sigma + \alpha\delta T, \quad (9)$$

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  $S = S_\theta - S_r = \sigma_\theta - \sigma_r$ ;  $S_z = \sigma_z - \sigma$ , приведем систему уравнений (6) к двум главным соотношениям:

$$\dot{S} = 2G(\dot{e}_\theta - \dot{e}_r) - \frac{1}{\tau_p} S; \quad (10)$$

$$\dot{S}_z = 2G\dot{\varepsilon}_z - \frac{1}{\tau_p} S_z. \quad (11)$$

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

$$\sigma_r = - \int_r^R \frac{S dr}{r}; \quad (12)$$

$$\sigma_\theta = \sigma_r + S; \quad \sigma_z = \frac{1}{2}(2\sigma_r + S + 3S_z). \quad (13)$$

Компоненты деформаций определяются соотношениями:

$$\varepsilon_r = 3(N\sigma + \alpha\delta T) - \frac{3}{r^2} \int_0^r (N\sigma + \alpha\delta T) r dr - \frac{\varepsilon_z}{2}; \quad (14)$$

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

Для определения продольной деформации используется интегральное условие равновесия, или для производной  $\dot{\sigma}_z$  по времени

$$\int_0^R \dot{\sigma}_z r dr = 0. \quad (16)$$

Поскольку  $\dot{\sigma}_z = \dot{\sigma} + \dot{S}_z$ , условие (16) примет вид

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

Подставляя в последнее выражение  $\dot{S}_z$  из (11), приходим к соотношению

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

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

$$\dot{e}_z = \frac{\int_0^R [(\sigma_z - \sigma) / \tau_p - \dot{\sigma}] r dr}{2 \int_0^R G r dr}. \quad (17)$$

По известным значениям  $\sigma_z$  и  $\sigma$  вычисляются производная  $\dot{e}_z$ , а затем и  $e_z$  методом последовательных приближений.

С учетом выражений (14) и (15) находим разность

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

после чего уравнение (10) принимает вид

$$\dot{S} + \frac{1}{\tau_p} S = F(r, t), \quad (18)$$

где принято

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

Приведение соотношений (10) и (11) к расчетному виду осуществляется путем замены производных конечными соотношениями, после чего процесс вычисления выполняется последовательно, шаг за шагом по времени, при заданном начальном поле температур и напряжений.

Математическая модель вязкоупругого поведения материала допускает естественное обобщение факторов, определяющих степень деформации сдвига с использованием эмпирического параметра  $\psi(T)$  – относительного сужения образцов при механических испытаниях образцов литой стали.

Базовая система уравнений, определяющая характер поведения материала, включает параметр  $\tau_p$ , представляющий комплекс вязкоупругих показателей материала, наряду с локальной скоростью охлаждения  $T = \frac{dT}{dt}$ . Представим параметр  $\tau_p$  в виде суммы обратных величин двух параметров  $\tau_G$  и  $\tau_V$ , имеющих размерность времени

$$\tau_p = \left( \frac{1}{\tau_G} + \frac{1}{\tau_V} \right)^{-1}. \quad (19)$$

Первый из указанных параметров  $\tau_G = -G(T)/(G'\dot{T})$  однозначно определяется локальной скоростью охлаждения и модулем сдвига  $G$  изучаемого сплава с учетом его зависимости от температуры. Второй из указанных па-

раметров является отношением коэффициента вязкости материала  $\eta$  к модулю сдвига  $G$   $\tau_v = \eta/G$ .

Очевидно, что значение коэффициента вязкости материала  $\eta$  по своему физическому смыслу должно зависеть от реальной способности к деформациям сдвига, мерой которых являются эмпирические параметры  $\delta$  (относительное удлинение) или  $\psi$  (относительное сужение образцов). В связи с этим составим следующее выражение для коэффициента вязкости литой стали:

$$\eta(T) = \frac{\tau(T)G(T)}{d_p(T)}, \quad (20)$$

где «степень деформации сдвига»  $d_p$  связана с относительным сужением материала соотношением

$$d_p(T) = \sqrt{3} \ln \frac{100}{100 - \psi(T)}. \quad (21)$$

Снижение параметра  $\psi$ , наблюдаемое при структурных превращениях аустенита [3], приведет к соответствующему увеличению коэффициента вязкости материала и позволит осуществить количественную оценку влияния «эффекта охрупчивания» на характер распределения деформаций и напряжений в охлаждаемой непрерывнолитой заготовке.

При численном решении задачи термовязкоупругости принята во внимание зависимость от температуры основных показателей механического поведения материала – модуля упругости  $E$  и предела прочности  $\sigma_b$  с использованием эмпирических соотношений, полученных при обобщении ряда специализированных экспериментов. Для модуля упругости металла использовано разделение на три зоны температур:  $E(T) = E_{20} - A_E - (T - 20)^2$  – при  $20 < T \leq 750$  °C;  $E(T) = E_{750} e^{-k_E(T-750)}$  – при  $750 < T \leq 1380$  °C;  $E(T) = E_{1380} e^{-k_E(T-1380)}$  – при  $1380 < T \leq 1450$  °C ( $E_{20} = 220$  ГПа;  $E_{750} = 140$  ГПа;  $E_{1380} = 700$  МПа;  $E(T) \rightarrow 0$  при  $T > 1450$  °C). Для предела прочности литой углеродистой стали использованы соотношения:  $\sigma_b(T) = \sigma_b^{20} - A_B (T - 20)^2$  – при  $20 < T \leq 750$  °C;  $\sigma_b(T) = \sigma_b^{750} e^{-k_S(T-750)}$  – при  $750 < T \leq 1380$  °C;  $\sigma_b(T) = \sigma_b^{1380} e^{-k_S(T-1380)}$  – при  $1380 < T \leq 1450$ .

Кроме того, в ходе расчетов использовали упрощенные эмпирические соотношения, с помощью которых удастся (с определенной погрешностью) отразить сложный характер зависимости от температуры относительного сужения  $\psi$ . В этом случае полный интервал температур – от 20 до 1500 °C – разделили на семь расчетных зон и приняли в расчетах следующие



шие упрощенные формулы относительного сужения  $\varphi = \psi/100$  для каждой из зон:  $\varphi_1 = 0,5$  – для зоны 1;  $\varphi = \varphi_2 - (\varphi_2 - \varphi_1) \left( \frac{T_2 - T}{T_2 - T_1} \right)^2$  – для зоны 2;  $\varphi = \varphi_2 - (\varphi_2 - \varphi_3) \left( \frac{T - T_2}{T_3 - T_2} \right)^2$  – для зоны 3;  $\varphi = \varphi_3 - (\varphi_4 - \varphi_3) \left( \frac{T - T_3}{T_4 - T_3} \right)^2$  – для зоны 4;  $\varphi = \varphi_4 + (\varphi_5 - \varphi_4) \left( \frac{T - T_4}{T_5 - T_4} \right)$  – для зоны 5;  $\varphi_5 = \varphi_6 = 0,92$  – для зоны 6;  $\varphi = \varphi_6 - (\varphi_6 - \varphi_7) \left( \frac{T - T_6}{T_7 - T_6} \right)$  – для зоны 7, причем  $T_1 = 300$  °С;  $T_2 = 648$  °С;  $T_3 = 900$  °С;  $T_4 = 1170$  °С;  $T_5 = 1235$  °С;  $T_6 = 1400$  °С;  $T_7 = 1450$  °С;  $\varphi_2 = 0,82$ ;  $\varphi_3 = 0,015$ ;  $\varphi_4 = 0,30$ ;  $\varphi_5 = 0,92$ ;  $\varphi_7 = 0,005$ .

В качестве примера рассмотрим результаты расчета напряженно-деформированного состояния непрерывнолитой заготовки сечением 250×300 мм стали 80К при прохождении совмещенного процесса в условиях РУП «БМЗ» (затвердевание на МНЛЗ–охлаждение–нагрев с горячего посада). Скорость разливки примем равной 0,8 м/мин. При движении заготовки вдоль технологической оси МНЛЗ она пересекает три зоны, различающихся условиями внешнего охлаждения: кристаллизатора, вторичного охлаждения и охлаждения на воздухе. При этом в процессе движения заготовки вдоль кристаллизатора различают две последовательные зоны – плотного контакта расплава с водоохлаждаемой стенкой кристаллизатора и участок газозащитного зазора. На рис. 1...3 приведены некоторые результаты анализа теплового и напряженно-деформированного состояния непрерывнолитой заготовки в совмещенном процессе.

Из графиков рис. 1 видно, что при прохождении совмещенного процесса возникают две «опасные» вспышки (зоны) термических напряжений: первый пик приходится на момент пребывания непрерывнолитой заготовки на МНЛЗ, второй пик отражает возникновение повторной «вспышки» растягивающих напряжений в поверхностном слое заготовки, вызванной «тепловым ударом» при посадке заготовки в печь и существенной перестройкой температурного поля вдоль радиуса заготовки. Показательно, что параметр пластичности  $d_p$  в момент посада (60 мин) практически остался неизменным. Дальнейшее сокращение времени посада заготовки – с 60 до 40 мин – сопровождается постепенным «слиянием» второго пика напряжений, обусловленного «тепловым ударом» при посадке заготовки, с исходным пиком напряжений, вызванным охрупчиванием металла и «провалом» параметра пластичности  $d_p$ . Полное слияние двух пиков термических напряжений в один общий пик напряжений демонстрирует график на рис. 2б, полученный при задании времени посада заготовки в печь, равном 30 мин.

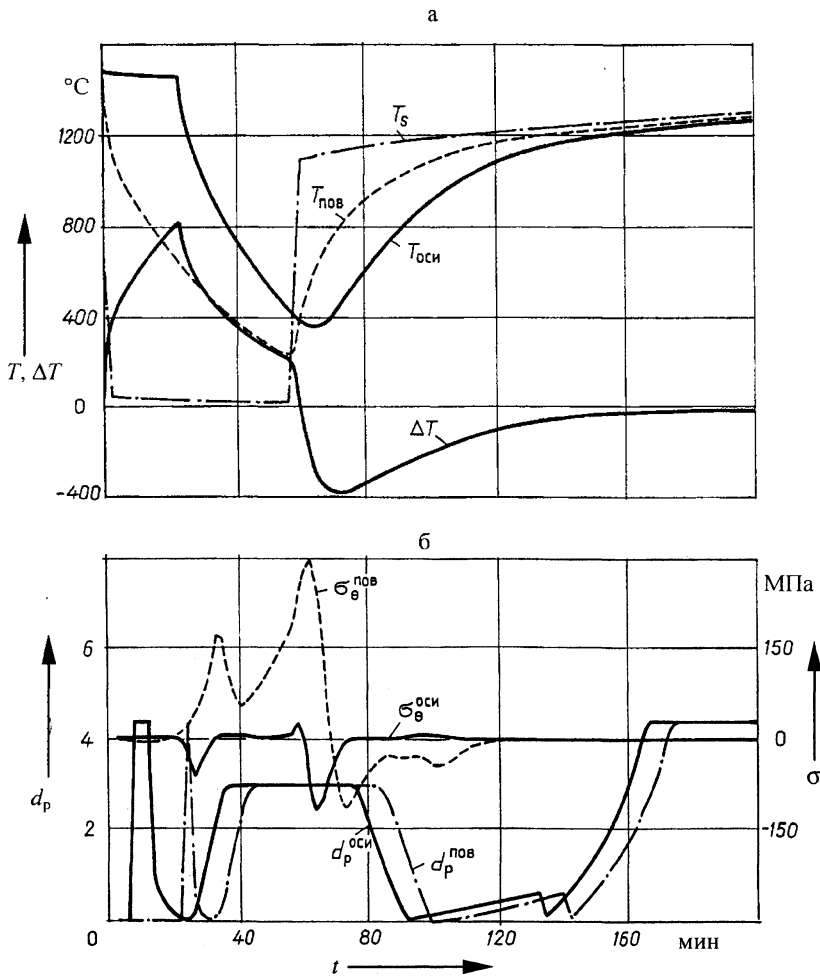


Рис. 1. Изменение во времени показателей: а – температурного поля при затвердевании, охлаждении и нагреве непрерывнолитой заготовки; б – термонапряженного состояния. Время посяда заготовок в нагревательную печь принято равным 60 мин

На рис. 3 приведены графики, полученные при посяде непрерывнолитых заготовок в нагревательную печь через 18 мин после окончания разливки. При этом условно принимаем, что последующие 4...5 мин (до момента полного затвердевания) жидкий металл закреплен между ветвями дендритов. Следует отметить, что данный режим не претендует на практическую рекомендацию в конкретном случае, но представляет существенный интерес в теоретическом плане, так как позволяет осуществлять поиск рациональных тепловых режимов, обеспечивающих получение бездефектных заготовок. Представленные графики демонстрируют приоритет явлений релаксации напряжений: поскольку температура во всех точках заготовки при подобном «горячем» посяде различается не более чем на 10...15 градусов, а время релаксации напряжений  $\tau$  (судя по данным [10]) исчисляется секундами, ощутимых термических напряжений по сечению

заготовки не наблюдается, несмотря на протекание структурных превращений в аустените, фиксируемых по значению параметра пластичности  $d_p$  группой графиков на рис. 3б.

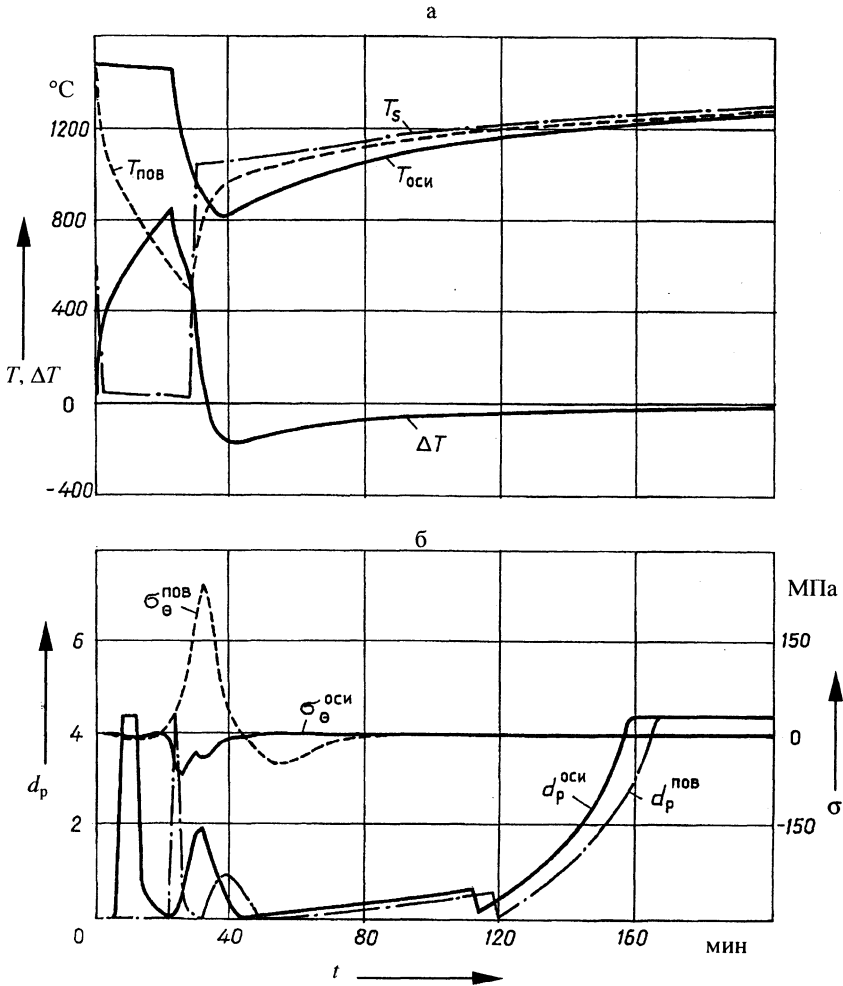


Рис. 2. То же, что на рис. 1. Время погрузки заготовок в нагревательную печь принято равным 30 мин

Таким образом, с использованием разработанной комплексной математической модели расчета температур, термических напряжений и деформаций (1)...(21) представляется возможным осуществлять поиск рациональных теплотехнологических режимов, обеспечивающих повышение качества литой стали и снижение удельного расхода условного топлива при последующем нагреве в печах с шагающими балками. Предложенный комплексный подход в дальнейшем будет использован при отработке технологии производства в условиях РУП «БМЗ» шарикоподшипниковых марок сталей.

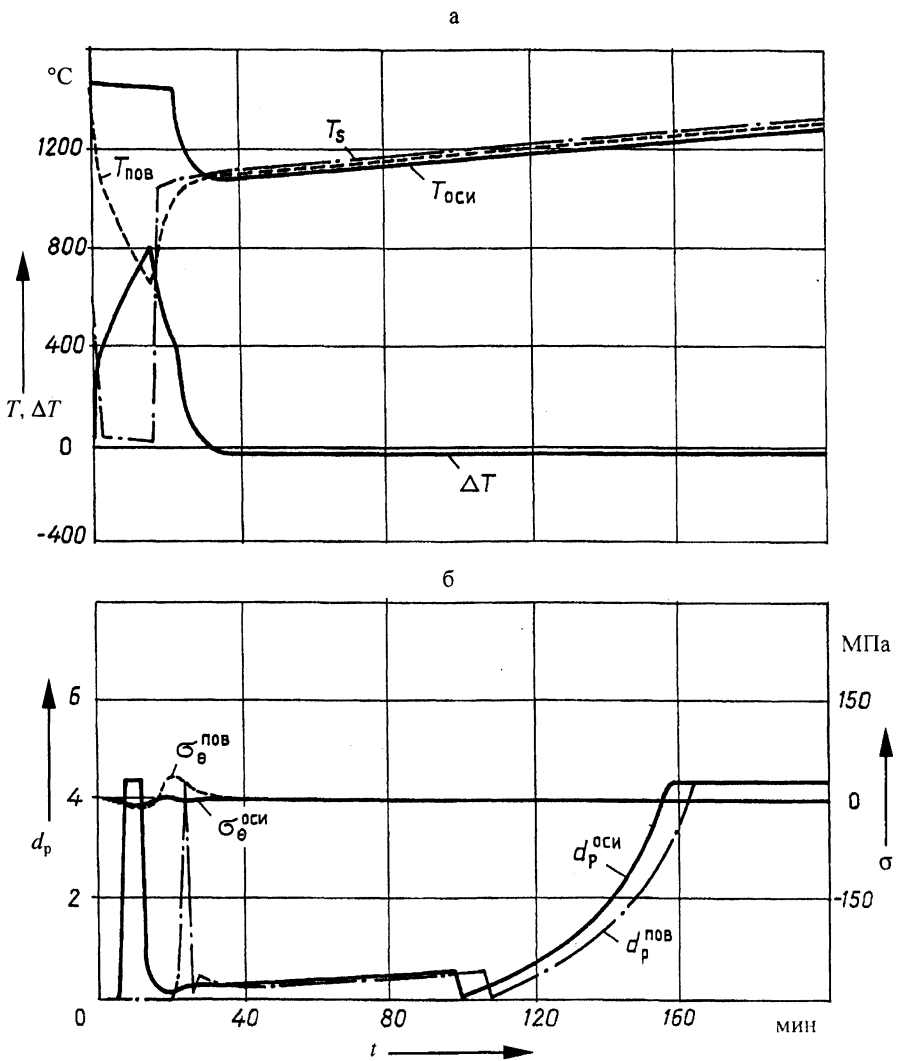


Рис. 3. То же, что на рис. 1. Время посада заготовок в нагревательную печь принято равным 18 мин

### ВЫВОД

В условиях действующего современного металлургического производства (агрегаты высшего технического уровня), которое включает электродуговую плавку, непрерывную разливку стали в заготовки крупного сечения, последующий печной (газопламенный) нагрев заготовок, разработана стратегия производства остродефицитных наукоемких марок сталей и показана реализация данной стратегии на примере выпуска шарикоподшипниковых и высокоуглеродистых сталей в условиях РУП «Белорусский металлургический завод». При этом основополагающим фактором является необходимость изучения вопросов качества металлопродукции при детальном исследовании полей температур и термических напряжений. В новой постановке решена связанная задача по расчету полей температур, термических напряжений и деформаций при производстве металлокорда.

Получены теоретические результаты, имеющие непосредственное применение для конкретных технологических задач.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Комплексная технология производства шарикоподшипниковой стали ШХ15СГ в условиях РУП «Белорусский металлургический завод» / В. И. Тимошпольский, В. В. Филиппов, А. Б. Стеблов и др. // *Литье и металлургия*. – 2001. – № 4. – С. 97–102.
2. Тимошпольский В. И. *Теплотехнологические основы металлургических процессов и агрегатов высшего технического уровня*. – Мн.: Навука і тэхніка, 1995. – 256 с.
3. Стальной слиток: В 3 т. – Т. 3: Нагрев / В. И. Тимошпольский, Ю. А. Самойлович, И. А. Трусова и др.; Под общ. ред. В. И. Тимошпольского, Ю. А. Самойловича. – Мн.: Белорусская наука, 2001. – 879 с.
4. Разработка концепции энергосберегающих совмещенных теплотехнологических процессов в металлургических теплотехнологиях / В. И. Тимошпольский, Ю. А. Самойлович, В. В. Филиппов и др. // *Энергетика... (Изв. высш. учеб. заведений и энерг. объединений СНГ)*. – 2002. – № 1. – С. 54–61.
5. Lanford W. T. Some considerations of Strength and Ductility in the Continuous casting Process // *Metallurgical Transactions*. – 1972. – Vol. 3, June. – P. 1331–1357.
6. Колмогоров В. Л., Богатов А. А., Мигачев Б. А. *Пластичность и разрушение*. – М.: Металлургия, 1977. – 336 с.
7. Расчет температур, напряжений и деформаций при производстве непрерывнолитых заготовок. – Сообщение 1: Решение связанных задач нестационарной термовязкоупругости для затвердевающих заготовок в ходе непрерывного литья / Ю. А. Самойлович, В. И. Тимошпольский, И. А. Трусова, В. А. Маточкин // *Литье и металлургия*. – 2002. – № 3. – С. 53–59.
8. Расчет температур, напряжений и деформаций при производстве непрерывнолитых заготовок. – Сообщение 2: Термические напряжения в непрерывнолитых заготовках при нагреве перед прокаткой / Ю. А. Самойлович, В. И. Тимошпольский, В. А. Маточкин и др. // *Литье и металлургия*. – 2002. – № 3. – С. 60–65.
9. Колмогоров В. Л. *Напряжения. Деформации. Разрушение*. – Л., Металлургиздат, 1970. – 229 с.
10. Дергун И. Д. Определение периода релаксации углеродистых сталей и цветных металлов // *Журнал технической физики*. – 1951. – Т. 21. Вып. 12. – С. 1526–1534.

Представлена  
НТС УНПО «БНТУ–БМЗ»

Поступила 18.10.2002

УДК 536.244+621.032

### **ЭНЕРГОЕМКОСТЬ ПРОЦЕССОВ, СОПУТСТВУЮЩИХ СЖИГАНИЮ ИСКУССТВЕННОГО ГАЗА ПРИ РЕАЛИЗАЦИИ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫХ ТЕПЛОТЕХНОЛОГИЙ**

**Докт. техн. наук, проф. НЕСЕНЧУК А. П.,  
кандидаты техн. наук, профессора КОПКО В. М., СЕДНИН В. А.,  
инженеры РЫЖОВА Т. В., ШКЛОВЧИК Д. И., ФОМЕНКО О. Г., АЙДАРОВА З. Б.**

*Белорусский национальный технический университет*

Проблема целесообразности повышения энергетической способности искусственного горючего газа (до его сжигания в качестве первичного топлива) путем очистки от балластной составляющей элементарного состава  $\text{CO}_2$  может быть решена в результате анализа экзо- и эндопроцессов, происходящих в зонах 2 и 3 (рис. 1). Эндо- и экзопроцессы должны рассмат-