



*The theoretical suppositions for creation of qualitative metal production in pipe rolling, based on the principles of production of defectless slug on the continuous casting machines, are worked out.*

В. И. ТИМОШПОЛЬСКИЙ, Президиум ИАН Беларуси,  
Ю. А. САМОЙЛОВИЧ, НПП «Платан», И. А. ТРУСОВА, БНТУ

УДК 669.1.013.046.5

## ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ПРЕДПОСЫЛКИ ПОЛУЧЕНИЯ КАЧЕСТВЕННОЙ МЕТАЛЛОПРОДУКЦИИ В ТРУБОПРОКАТНОМ ПРОИЗВОДСТВЕ

Исследования, направленные на установление теоретических закономерностей и параметров технологии, обеспечивающих получение высококачественной трубной продукции, приобретают высокую практическую значимость в связи с решением Президента Республики Беларусь А.Г. Лукашенко и рядом постановлений Правительства республики о вводе в эксплуатацию в 2007 г. трубопрокатного агрегата для производства горячедеформированных бесшовных труб (в условиях РУП «Белорусский металлургический завод») с годовым объемом производства 250 тыс. в год. Исходная трубная заготовка диаметром 80–150 мм из качественных конструкционных, легированных марок сталей производится на трубозаготовочном стане 850 РУП «БМЗ». В дальнейшем намечены перспективы по развитию трубопрокатного производства путем реконструкции действующих агрегатов РУП «БМЗ» с целью отливки круглых заготовок диаметром 250–300 мм (минуя прокатный передел) [1].

При производстве бесшовных горячедеформированных труб можно выделить два наиболее важных момента, которые являются основой получения качественной металлопродукции: производство бездефектной литой заготовки на машинах непрерывного литья и рациональная организация процессов нагрева трубной заготовки в кольцевых печах [1, 2].

Сложность получения непрерывнолитых заготовок с минимальным количеством дефектов обусловлена спецификой высокотемпературных физико-химических и теплофизических взаимосвязанных явлений, сопровождающих процесс непрерывной разливки стали:

- обогащение расплава в процессе кристаллизации растворимыми примесями (сера, фосфор) и некоторыми компонентами расплава (углерод, марганец и др.), что приводит к появлению химической неоднородности;
- образование в процессе затвердевания древовидных (дендритных) форм растущих в расплаве кристаллитов и возможность возникновения именно в зоне обособленных дендритных ячеек неметаллических включений эндогенного происхождения (сульфидов и некоторых оксидов);
- широкий диапазон температур формирования непрерывнолитой заготовки, причем материал заготовки по мере снижения температур претерпевает ряд фазовых и структурных превращений, сопровождаемых изменением удельного объема металла и, как следствие, усложнением решения задач определения напряжений и деформаций в заготовке.

При выборе рациональных режимов нагрева трубных марок сталей в кольцевых печах, являющихся самым перспективным агрегатом для нагрева цилиндрических трубных заготовок, основное внимание должно уделяться анализу теплофизических и термомеханических процессов.

### Производство высококачественной непрерывнолитой заготовки

Как отмечено выше, процесс непрерывной разливки стали сопровождается рядом сложнейших и взаимосвязанных физико-химических и теплофизических процессов, что не позволяет учитывать все явления, происходящие при формировании непрерывнолитой заготовки.

Ниже рассмотрены основные предпосылки получения непрерывнолитых заготовок с целью установления закономерностей явлений тепло- и массопереноса при обеспечении минимального количества дефектов.

Исследование процесса образования осевой химической неоднородности (ОХН) в непрерывнолитых заготовках

Дефект осевой зоны имеет характерный V-образный вид, обусловленный процессами восполнения усадки металла в осевой зоне слитка. Согласно современным представлениям, поступление расплава непосредственно вдоль технологической оси заготовки затруднено в связи с образованием перемычек (мостов), в результате чего усадка затвердевающего сплава осевой зоны восполняется притоком жидкой фазы из соседних участков двухфазной зоны. Для последующего анализа предложена упрощенная схема процесса формирования указанного V-образного дефекта (рис. 1). Показателем степени осевой химической неоднородности является концентрация примеси в данной фильтрующей насадке (накопителе), возникающая в заключительный период затвердевания заготовки.

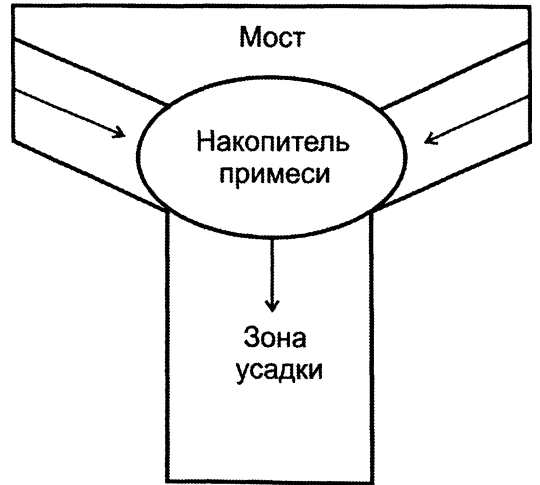


Рис. 1. Схема V-образного элемента на оси заготовки

Математическая формулировка физического явления образования ОХН включает систему дифференциальных уравнений для описания ряда процессов, а именно [3, 4]: теплофизических процессов затвердевания и охлаждения сплава; усадочных явлений в осевой зоне затвердевающей заготовки, следствием которых является возникновение отрицательных давлений в расплаве, заполняющем зону усадки; движения расплава (фильтрации) в междендритном пространстве, обусловленного необходимостью компенсации усадки; процессов конвективной диффузии примеси в междендритном пространстве, приводящих в конечном счете к пересыщению осевой зоны ликвирующими элементами изучаемого сплава.

Современное описание теплофизических процессов в затвердевающей стальной заготовке базируется на представлении о кристаллизации стали в интервале температур между ликвидусом и солидусом и неизбежном возникновении двухфазной зоны [5–7]:

$$\rho c_p \frac{\partial T}{\partial t} = \text{div}(\lambda \text{grad} T) + \rho L \frac{\partial \psi}{\partial t}, \quad (1)$$

где  $\rho$ ,  $c_p$ ,  $\lambda$  – массовая плотность, удельная теплоемкость и теплопроводность;  $\psi$  – объемная доля твердой фазы;  $L$  – удельная теплота кристаллизации стали.

Краевые условия:

$$T(r, 0) = T_N - \Delta T_N \left( \frac{r}{R} \right)^2, \quad (2)$$

где  $T_N$  – начальная температура на оси заготовки;  $\Delta T_N$  – начальный перепад температур вдоль радиуса;

$$\frac{\partial T}{\partial r} = 0; \quad -\lambda(T) \frac{\partial T}{\partial r} \Big|_{r=R} = \sigma_v (T_n^4 - T_{cp}^4) + \alpha (T_n - T_{cp}), \quad (3)$$

где  $T_n$ ,  $T_{cp}$  – температура поверхности заготовки и окружающей среды.

Решение (1)–(3) осуществляется численным методом и позволяет исследователю получить информацию о температурном поле затвердевающего слитка и скоростях охлаждения на его отдельных участках. В качестве простейшего примера на рис. 2, а, б показано изменение во времени температур на оси и поверхности стальной заготовки с круговым поперечным сечением (диаметр 300 мм, сталь 30ХГСА).

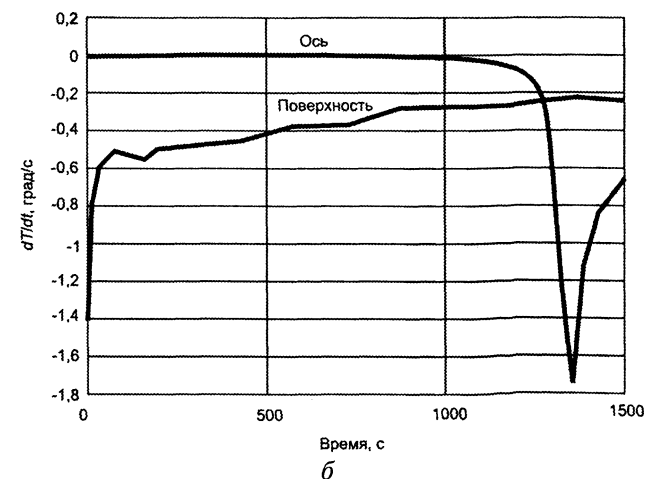
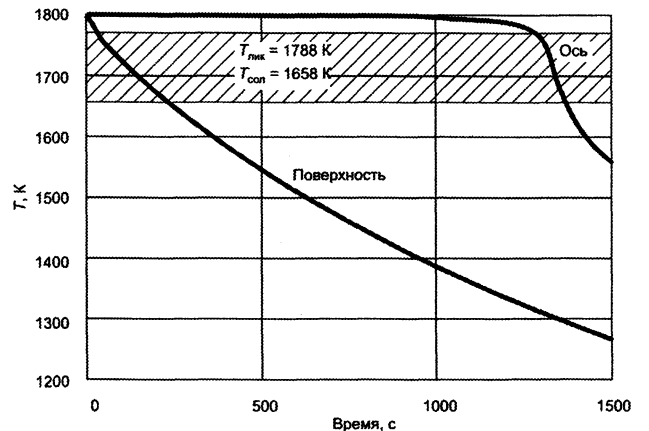


Рис. 2. Результаты расчета температур (а) и скоростей охлаждения (б) на оси и поверхности затвердевающей заготовки диаметром 300 мм из стали 30ХГСА

При анализе процесса формирования ОХН весьма существенную роль играет обнаруженный при таком анализе значительный прирост скорости охлаждения на оси заготовки в заключительный период кристаллизации. Из рис. 2, б видно, что в период прохождения интервала кристаллизации (около 160 с) скорость охлаждения на оси заготовки значительно поднимается от 0,1 до 1,75 град/с. Вместе с тем, отрицательные, растягивающие жидкость напряжения в зоне усадки пропорциональны скорости охлаждения затвердевающего расплава, что обуславливает интерес к обнаруженному факту прироста скорости охлаждения расплава.

В настоящее время при анализе гидродинамических явлений в незатвердевшей части отливок и слитков используются два различных подхода [8]. Расплав в центральной части слитков, находящийся при температуре, превышающей температуру ликвидуса сплава, рассматривается как стандартная несжимаемая жидкость, движение которой подчиняется известным уравнениям Навье–Стокса. В то же время при описании движения расплава, расположенного в пределах двухфазной зоны слитка, используют закон Дарси.

Представляется более естественным использовать обобщенное уравнение баланса моментов движения, представляющее собой суперпозицию уравнения Дарси и уравнений Навье–Стокса в следующем виде:

$$\rho \frac{\partial U}{\partial t} - \mu \nabla^2 U + \left( \frac{\mu}{K} \right) U + \nabla p = F, \quad (4)$$

где  $U$  – вектор скорости потока;  $F$  – вектор внешней силы;  $p$  – локальное давление.

Усадка металла в затвердевающем сплаве на оси заготовки приводит к возникновению отрицательного давления  $\Delta p$ , которое является движущей силой движения расплава. В соответствии с формулой Флемингса [9] перепад давлений  $\Delta p$  в затвердевающем канале длиной  $L$  зависит от степени усадки сплава  $\beta$ , локальной скорости затвердевания  $\partial\psi/\partial t$  и физических свойств расплава:

$$\Delta p = \frac{\beta \mu L^2}{2(1-\beta)K} \left( \frac{\partial\psi}{\partial t} \right), \quad (5)$$

где  $\mu$  – динамическая вязкость расплава;  $K$  – коэффициент проницаемости.

Выше отмечен факт существенного прироста скорости охлаждения расплава на оси заготовки в заключительной стадии затвердевания. В соответствии с формулами (5), (6) скачкообразный прирост скорости охлаждения должен привести к пропорциональному приросту перепада давлений, т.е. и скорости течения расплава в каналах трассы восполнения усадки. Этот факт необходимо учитывать при анализе миграции растворимой примеси по каналам трассы в процессе формирования макросегрегации (ОХН).

Для описания завершающей стадии процесса макросегрегации примеси разработана упрощенная методика, основанная на применении следующих предположений:

- используется упрощенная геометрическая модель процесса, включающая объемы накопителя (элемент 1) и трассы восполнения усадки (элемент 2), расположенные вдоль оси  $X$  (рис. 3);
- на основании решения соответствующей задачи теплопроводности считаются известными продолжительность затвердевания сплава на участках 1 и 2, а также средние (для завершающей стадии) скорости затвердевания сплава на этих участках  $v_1$  и  $v_2$ ;
- в двухфазной зоне полагается известной скорость движения расплава на участке трассы ( $w_2$ ) и в зоне накопителя ( $w_1$ );
- процесс обогащения поверхности дендритных кристаллитов легкоплавкой примесью учитывается по уравнению Шейла [10, 11];
- интенсивность вовлечения примеси с поверхности дендритных кристаллитов в поток расплава учитывается коэффициентом массопереноса  $\beta$ , который вычисляется через число Шервуда  $Sh$  из критериального уравнения [12]:

$$Sh = 0,66 Re^{0,5} Sc^{0,33}, \quad (6)$$

где  $Sh = \beta L/D$  – число Шервуда;  $Re = \rho w L/\mu$  – число Рейнольдса;  $Sc = \mu/(\rho D)$  – число Шмидта.

Система дифференциальных уравнений конвективной диффузии примеси для двух элементов исследуемой модели – накопителя (1) и трассы (2) (рис. 4) имеет вид

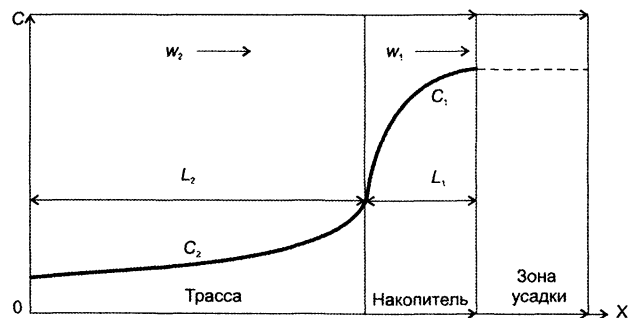


Рис. 3. Схема распределения растворимой примеси в сечении накопителя и трассы восполнения усадки ( $C_2$ ) в соответствии с двухэлементной моделью возникновения ОХН

$$\frac{\partial C_1}{\partial t} + w_1 \frac{\partial C_1}{\partial x} = D \frac{\partial^2 C_1}{\partial x^2} + (1 - k_0) C_1 \frac{\partial \psi_1}{\partial t}, \quad (7)$$

$$\frac{\partial C_2}{\partial t} + w_2 \frac{\partial C_2}{\partial x} = D \frac{\partial^2 C_2}{\partial x^2} + (1 - k_0) C_2 \frac{\partial \psi_2}{\partial t}, \quad (8)$$

где  $k_0$  – равновесный коэффициент распределения примеси;  $D$  – коэффициент диффузии.

Приращение количества твердой фазы осуществляется за счет утолщения дендритных ветвей при неизменности других показателей дисперсности дендритной структуры. Примем радиус ветки дендрита равным [13]

$$r = 2(\delta_0 D t)^{0,5}, \quad \delta_0 = \frac{(l^2 G v)}{[4\pi D (1 - k_0) m_0 C_0]},$$

где  $C_0$  – начальная концентрация примеси в сплаве;  $G$  – градиент температуры перед фронтом кристаллизации;  $v$  – условная скорость перемещения границы раздела фаз;  $m_0$  – наклон линии ликвидуса на диаграмме состояния бинарного сплава (в предположении линейной зависимости  $T_{лик} = T_0 - m_0 C$ ).

Интегрирование уравнений (7) и (8) при соответствующих граничных условиях позволит исследовать изменение во времени концентраций примеси на участках «трассы» и «накопителя» и зафиксировать распределение примеси в момент окончания кристаллизации заготовки как показатель осевой химической неоднородности.

**Анализ возникновения неметаллических включений эндогенного происхождения (сульфидов и некоторых оксидов)**

Неметаллические включения эндогенного происхождения (сульфиды и некоторые оксиды), как показали специально поставленные эксперименты [14, 15], возникают именно в зоне обособленных дендритных ячеек, образованных системой растущих в расплаве кристаллитов столбчатой формы. Размер дендритных ячеек и неметаллических включений является важнейшей характеристикой первичного кристаллического строения затвердевающего слитка (или заготовки), в значительной мере определяющей степень химической неоднородности полностью остывшего изделия [16]. Кроме того, неметаллические включения являются концентраторами термических напряжений, возникающих в непрерывнолитой заготовке.

Выделение границы формирования достаточно прочного дендритного скелета в затвердевающей отливке принято [17] связывать с достижением определенной температуры, называемой «температурой выливаемости»:

$$T_{выл} = T_{лик} - A_B (T_{лик} - T_{сол}),$$

где коэффициент  $A_B$  изменяется в достаточно узких пределах (от 0,1 до 0,15).

Задаваясь значением границы выливаемости, можно оценить длительность пребывания металла в двухфазном состоянии в затвердевающих стальных слитках и заготовках исходя из решения соответствующей задачи нестационарной теплопроводности с учетом конкретных условий остывания затвердевающей отливки (задача (1)–(3)).

Эмпирические зависимости между скоростью затвердевания и размерами дендритной ячейки и эндогенных сульфидных включений, образующихся в двухфазной зоне затвердевающей заготовки:

$$d_{II} = K_d \sqrt{\tau}, \quad d_s = K_s \sqrt{\tau},$$

где длительность пребывания расплава в двухфазном состоянии  $\tau$  определяли в соответствии с решением задачи (1)–(3).

На рис. 4 приведено распределение средних размеров сульфидов железа вдоль радиуса непрерывнолитой заготовки диаметром 300 мм для различных марок трубных сталей применительно к сортаменту РУП «Белорусский металлургический завод». Очевидно, что основной параметр, способствующий возникновению горячих трещин за счет дефектов литейного происхождения, имеет максимальное значение в центральной части заготовки, что может вызвать нарушение сплошности непрерывнолитых заготовок при последующих операциях тепловой обработки (охлаждения на воздухе, нагреве, прокатке и т.д.). В свою очередь, параметр  $d_s$  находится в прямо пропорциональной зависимости от размера дендритной ячейки или расстояния между осями второго порядка  $d_{II}$

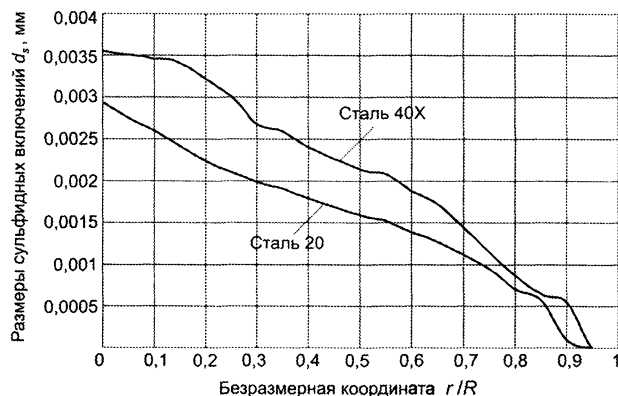


Рис. 4. Распределение средних размеров сульфидов железа вдоль радиуса непрерывнолитой заготовки диаметром 300 мм: скорость разливки стали 20 – 0,7 м/мин; стали 40X – 0,65 м/мин

Таким образом, для снижения вероятности возникновения горячих трещин с точки зрения формирования кристаллической структуры необходимы режимы охлаждения, способствующие уменьшению параметров  $d_s$  и  $d_{II}$ . Установлено также, что расчетные параметры  $d_s$  и  $d_{II}$  находятся в обратно пропорциональной зависимости от интенсивности орошения поверхности непрерывнолитой заготовки, что и необходимо учитывать при разработке рациональных режимов охлаждения, проектировании кристаллизатора и зоны вторичного охлаждения.

**Совмещенный теплотехнологический процесс «непрерывная разливка круглых заготовок – нагрев трубных заготовок»**

Применительно к промышленной технологии производства высококачественной непрерывнолитой заготовки совмещенный теплотехнологический процесс [18–20] «разливка – нагрев» реализуется при организации режимов горячего посада цилиндрических заготовок в нагревательную (кольцевую) печь. При этом математическая постановка задачи (1)–(3) дополняется соответствующими краевыми условиями:

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

где  $T_b, T_{печ}$  – соответственно температура воздуха и печи.

Термонапряженное состояние металла описывается с использованием модели Максвелла (упруго-вязкого поведения), когда каждая из компонент тензора деформации составляет сумму упругой и вязкой частей [6].

Для цилиндрической заготовки запишем:

$$2G\dot{\epsilon}_r = \dot{S}_r + 1/\tau_p S_r; \quad 2G\dot{\epsilon}_\theta = \dot{S}_\theta + 1/\tau_p S_\theta; \quad 2G\dot{\epsilon}_z = \dot{S}_z + 1/\tau_p S_z, \quad (9)$$

где  $\tau_p$  – условное время релаксации.

Уравнение равновесия:

$$\frac{d\sigma_r}{dr} + \frac{\sigma_r - \sigma_\theta}{r} = 0. \quad (10)$$

Соотношения Коши:

$$\epsilon_r = \frac{\partial u}{\partial r}, \quad \epsilon_\theta = \frac{u}{r}, \quad \epsilon_z = \frac{\partial w}{\partial z} = \text{const.} \quad (11)$$

Связь средних значений деформаций ( $\epsilon$ ) и напряжений ( $\sigma$ ):

$$\epsilon = N\sigma + \alpha\delta T. \quad (12)$$

На рис. 5 в качестве примера приведена динамика температур и термических напряжений в характерных точках сечения при разливке непрерывнолитой заготовки (сталь 20, скорость разливки 0,7 м/мин) диаметром 300 мм на МНЛЗ и последующем нагреве трубной заготовки в кольцевой печи при организации горячего посада. Здесь очевидны два всплеска термических напряжений в центральной части заготовки: первый возникает при попадании температуры охлаждаемой заготовки в интервал охрупчивания стали, второй – при посаде заготовки в печь. Вместе с тем, максимальное значение термических напряжений не превышает предел прочности стали  $\sigma_b$ . Дальнейшие расчеты при варьировании временем транспортировки непрерывнолитой заготовки к кольцевой печи показали постепенное слияние двух пиков при уменьшении времени пребывания на воздухе.

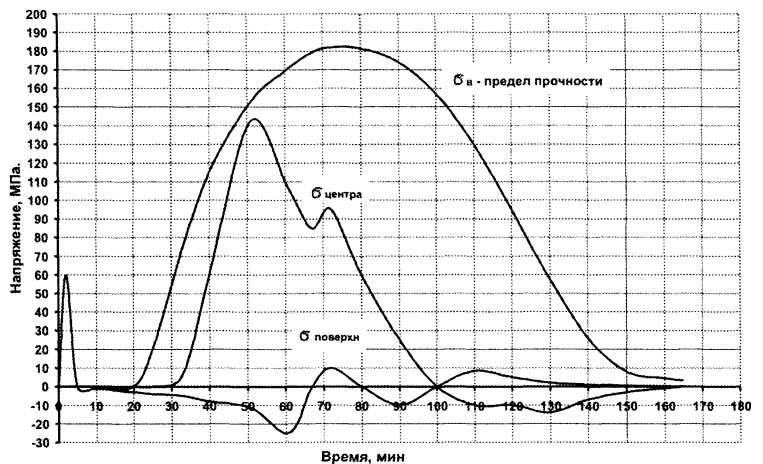
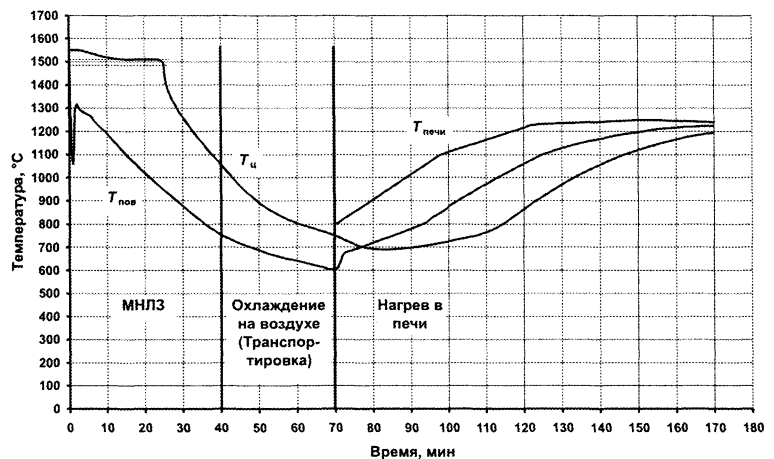


Рис. 5. Изменение температур и термических напряжений в центре и на поверхности непрерывнолитой заготовки диаметром 300 мм (сталь 20) в совмещенном процессе «затвердевание на МНЛЗ – охлаждение на воздухе – нагрев в кольцевой печи»

Это объясняется тем, что в этом случае наблюдается повышение температуры центра заготовки при посадке ее в печь, что позволяет избежать резкого снижения пластических свойств стали при попадании в температурный интервал охрупчивания стали и соответствующего критического всплеска растягивающих термических напряжений.

Таким образом, с точки зрения получения качественной заготовки и устранения предпосылок для возникновения дефектов типа горячих трещин и с учетом возможного наличия дефектов литейного производства наиболее рациональным является организация режимов горячего посада непрерывнолитых заготовок, особенно большого диаметра.

#### Анализ теплофизических процессов при нагреве заготовок в кольцевых печах

Наибольшее распространение для нагрева металла в трубопрокатном производстве получили кольцевые печи, обладающие рядом преимуществ по сравнению с печами других типов. Вместе с тем, при освоении и выборе рациональных режимов нагрева трубных заготовок в кольцевых печах необходимо учитывать ряд обстоятельств [2, 21]:

- 1) определение показателей режима нагрева слитков и заготовок из марок стали, обладающих пониженными показателями пластичности и склонных к нарушению сплошности;
- 2) определение температурного режима при нагреве слитков большого диаметра (с холодного посада) и анализ необходимости кантования слитков с целью обеспечения равномерности нагрева;
- 3) определение оптимальных режимов нагрева заготовок разного диаметра, различного химического состава, при которых достигается наиболее экономичный режим эксплуатации печи за счет сокращения угара и обезуглероживания стали.

Для решения этих задач необходимо разработать современный математический аппарат, наиболее полно учитывающий нелинейность теплофизических характеристик металла в зависимости от температуры, и особенности условий теплообмена, обусловленные конструктивными и технологическими особенностями нагревательного устройства.

Математическая формулировка задачи нагрева цилиндрических заготовок в кольцевой печи учитывает следующие специфические особенности:

- введение в модель двух видов теплоносителя (греющих газов и нагретой подины);
- совместное решение задач термоупругости и нестационарной теплопроводности для стальных заготовок круглого сечения при их нагреве в кольцевых печах;
- использование аналитических (эмпирических) формул для описания зависимости температур греющей среды от времени и зависимости теплофизических свойств стали от температуры;
- применение метода конечных элементов при исследовании поля температур и термических напряжений в нагреваемых заготовках при использовании декартовой системы координат.

Математическая задача теплопроводности имеет вид

$$\rho(T)c_p(T)\frac{\partial T}{\partial \tau} = \frac{\partial}{\partial x} \left[ \lambda(T)\frac{\partial T}{\partial x} \right] + \frac{\partial}{\partial y} \left[ \lambda(T)\frac{\partial T}{\partial y} \right], \quad (13)$$

для верхней части заготовок

$$-\lambda(T)\frac{\partial T}{\partial n} \Big|_{\text{верх}} = \sigma_v(T_{\text{печ}}^4 - T_n^4) + \alpha_v(T_{\text{печ}} - T_n); \quad (14)$$

для нижней части заготовок, воспринимающих теплоту от нагретой подины печи:

$$-\lambda(T)\frac{\partial T}{\partial n} \Big|_{\text{низ}} = \sigma_n(T_{\text{под}}^4 - T_n^4). \quad (15)$$

Температуры  $T_{\text{печ}}$  и  $T_{\text{под}}$  задаются в виде аналитической зависимости от времени (в зависимости от марки стали и диаметра нагреваемой заготовки):

$$T(\tau) = T^0 + \Delta T_1 \tanh(\tau/\tau_1 - \varepsilon_1).$$

С использованием математической модели (13)–(15) выполнены расчеты нагрева цилиндрических заготовок в кольцевых печах применительно к марочному и размерному сортаменту трубной заготовки, производимой на РУП «БМЗ». Некоторые результаты по определению температурного поля для нагрева заготовки диаметром 150 мм марки 40ХН приведены на рис. 6, 7, из которых можно сделать следующие выводы:

за принятое в расчетах время нагрева (5000 с) на верхней поверхности заготовок достигается необходимая по технологическим условиям температура (1210 °С), однако допустимая неравномерность температур по сечению (40–60°) достигается лишь при задании параметра  $\sigma_n = 2 \cdot 10^{-8}$  Вт/(м<sup>2</sup>·К<sup>4</sup>);

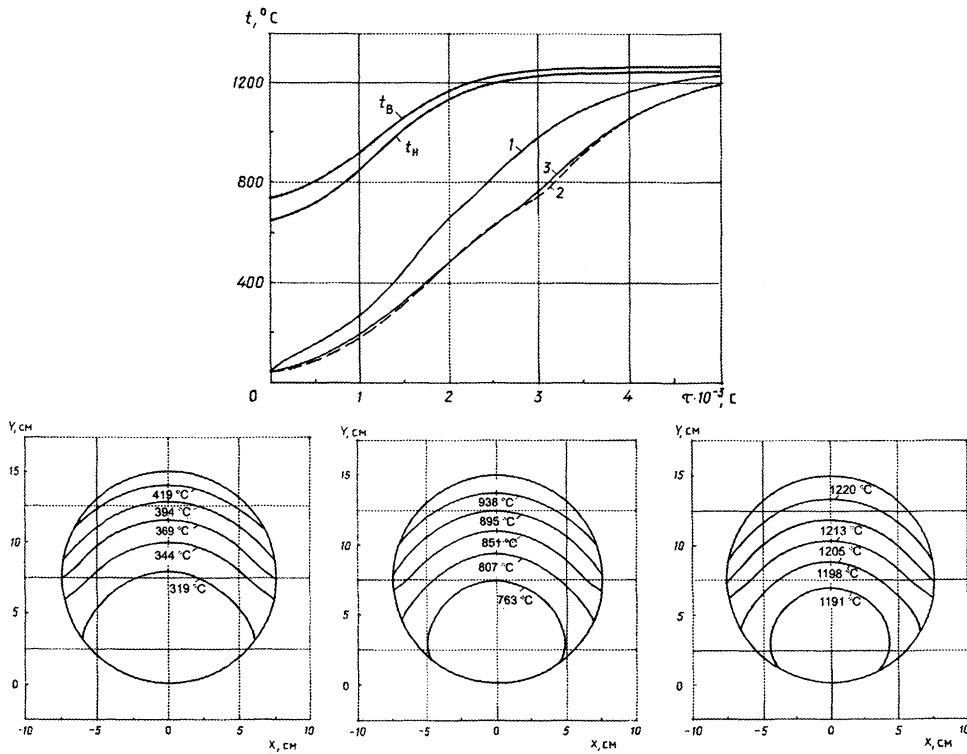


Рис. 6. Изменение во времени температур печи и температур в характерных точках сечения заготовки (1, 3 – верхняя и нижняя поверхность; 2 – центр) диаметром 150 мм при  $\sigma_{\text{H}}=1 \cdot 10^{-8}$  Вт/(м<sup>2</sup>·К<sup>4</sup>),  $\sigma_{\text{B}}=3 \cdot 10^{-8}$  Вт/(м<sup>2</sup>·К<sup>4</sup>) и изотермы в сечении заготовки (при  $\tau=1500$  с, 3000 и 5000 с)

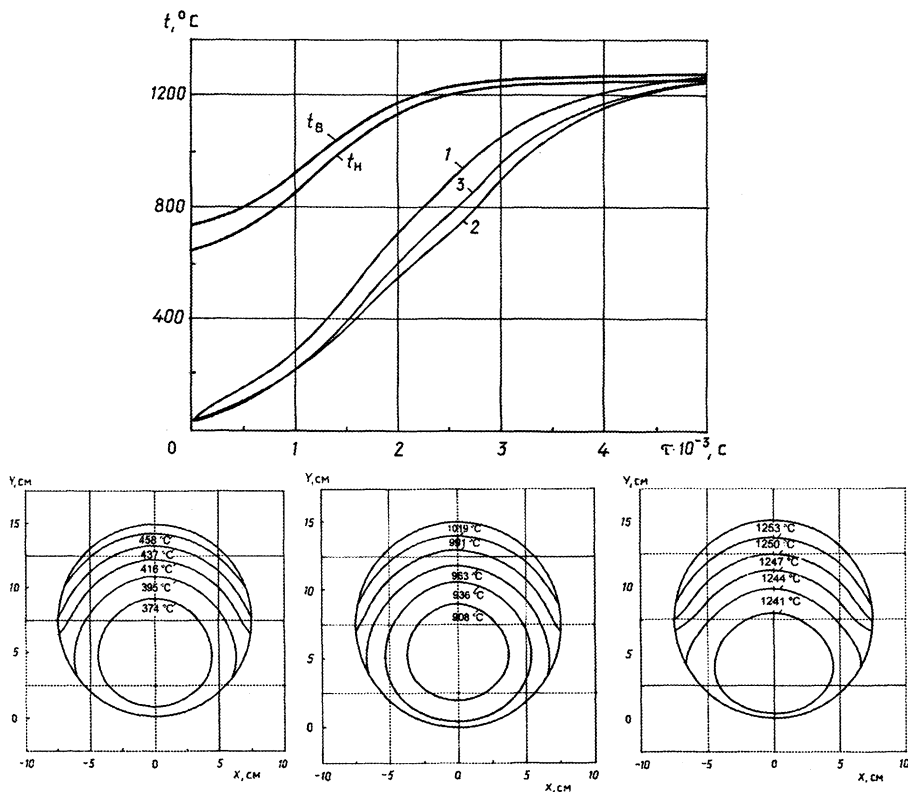


Рис. 7. Изменение во времени температур печи и температур в характерных точках сечения заготовки (1, 3 – верхняя и нижняя поверхность; 2 – центр) диаметром 150 мм при  $\sigma_{\text{H}}=2 \cdot 10^{-8}$  Вт/(м<sup>2</sup>·К<sup>4</sup>),  $\sigma_{\text{B}}=3 \cdot 10^{-8}$  Вт/(м<sup>2</sup>·К<sup>4</sup>) и изотермы в сечении заготовки (при  $\tau=1500$  с, 3000 и 5000 с)

при задании  $\sigma_{\text{H}}=1 \cdot 10^{-8}$  Вт/(м<sup>2</sup>·К<sup>4</sup>) температуры нижней поверхности и центра заготовки мало различаются между собой, так что конечная неравномерность температур по сечению заготовки определяется разностью температур между верхней поверхностью и центром заготовки;

при задании  $\sigma_{II}=2 \cdot 10^{-8}$  Вт/(м<sup>2</sup>·К<sup>4</sup>) рост температуры на нижней поверхности заготовки (точка 3) заметно опережает рост температуры в центре заготовки (точка 2) (рис. 7) и распределение температур по сечению заготовки к моменту окончания нагрева гораздо ближе к симметричному нагреву, чем при задании параметра  $\sigma_{II}=1 \cdot 10^{-8}$  Вт/(м<sup>2</sup>·К<sup>4</sup>);

из рассмотрения изотерм температур по сечению заготовки следует, что термический центр при задании  $\sigma_{II}=2 \cdot 10^{-8}$  Вт/(м<sup>2</sup>·К<sup>4</sup>) расположен на расстоянии  $\sim 0,3-0,33d$  вплоть до момента завершения нагрева, а при задании  $\sigma_{II}=1 \cdot 10^{-8}$  Вт/(м<sup>2</sup>·К<sup>4</sup>) – вблизи от нижней поверхности заготовки.

При анализе закономерностей нагрева заготовок большого диаметра (230–300 мм) задача (13)–(15) дополнена решением задачи термоупругости.

При этом предполагается, что компонента тензора деформации, направленная вдоль продольной оси ( $\epsilon_z$ ), не зависит от координат  $x, y$  в поперечном сечении заготовки и основные соотношения оставшихся компонент тензора деформаций ( $\epsilon_x, \epsilon_y, \gamma_{xy}$ ) связаны с компонентами тензора главных напряжений ( $\sigma_x, \sigma_y, \tau_{xy}$ ) соотношениями

$$\begin{bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_{xy} \end{bmatrix} = D \left\{ \begin{bmatrix} \epsilon_x \\ \epsilon_y \\ \gamma_{xy} \end{bmatrix} - \begin{bmatrix} \alpha \\ \alpha \\ 0 \end{bmatrix} (1+\mu)(T-T_0) \right\}, \quad (16)$$

где  $D$  – тензор упругих констант материала нагреваемой заготовки:

$$D = \frac{E(T)}{(1+\mu)(1-2\mu)} \begin{bmatrix} 1-\mu & \mu & 0 \\ \mu & 1-\mu & 0 \\ 0 & 0 & \frac{1-2\mu}{2} \end{bmatrix}. \quad (17)$$

Уравнения равновесия:

$$\frac{\partial \sigma_x}{\partial x} + \frac{\partial \tau_{xy}}{\partial y} = K_x, \quad \frac{\partial \tau_{xy}}{\partial x} + \frac{\partial \sigma_y}{\partial y} = K_y, \quad \frac{\partial \sigma_z}{\partial z} = K_z, \quad (18)$$

где  $K$  – вектор объемных сил.

На рис. 8 приведены результаты расчетов при нагреве заготовки диаметром 290 мм (углеродистая сталь). Из рисунка видно, что термический центр заготовки значительно сдвинут вниз по отношению к геометрическому центру поперечного сечения, растягивающие (наиболее опасные) термические напряжения фиксируются в геометрическом центре заготовок, причем в процессе нагрева их величина постепенно растет, достигая максимума, а затем начинает убывать. При этом центр распределения компоненты  $\sigma_x$  расположен в геометрическом центре заготовки, в то время как центр изотерм существенно смещен вниз по отношению к геометрическому центру сечения заготовки.

Следует также отметить, что несимметричность температурного поля увеличивается при длительной эксплуатации печей, т.е. в условиях деформированной подины, что в конечном счете может привести к возникновению дефектов уже на стадии прошивки. Полученные результаты свидетельствуют о необходимости исследования процессов кантования при нагреве слитков и заготовок большого диаметра.

### Выводы

1. Разработаны теоретические предпосылки создания качественной металлопродукции в трубо-прокатном производстве, базирующиеся на принципах получения бездефектной заготовки на современных машинах непрерывного литья и рациональной организации процессов нагрева трубной заготовки в кольцевых печах.

2. Рассмотрен комплекс физических явлений, сопровождающих процесс формирования осевой химической неоднородности непрерывнолитых стальных заготовок: теплофизические процессы затвердевания и охлаждения сплава; движение расплава (фильтрация) и процессы конвективной диффузии примеси в междендритном пространстве.

3. Разработана методика расчета размеров сульфидных включений в зависимости от марки стали и продолжительности пребывания металла в двухфазном состоянии при использовании гипотезы возникновения моста в области дендритных кристаллов.

4. Разработана нелинейная математическая модель совмещенного теплотехнологического процесса «затвердевание, охлаждение и нагрев непрерывнолитых заготовок», включающая расчеты температур, вязкоупругих напряжений и деформаций с учетом переменности теплофизических и физико-механических характеристик стали от температуры.



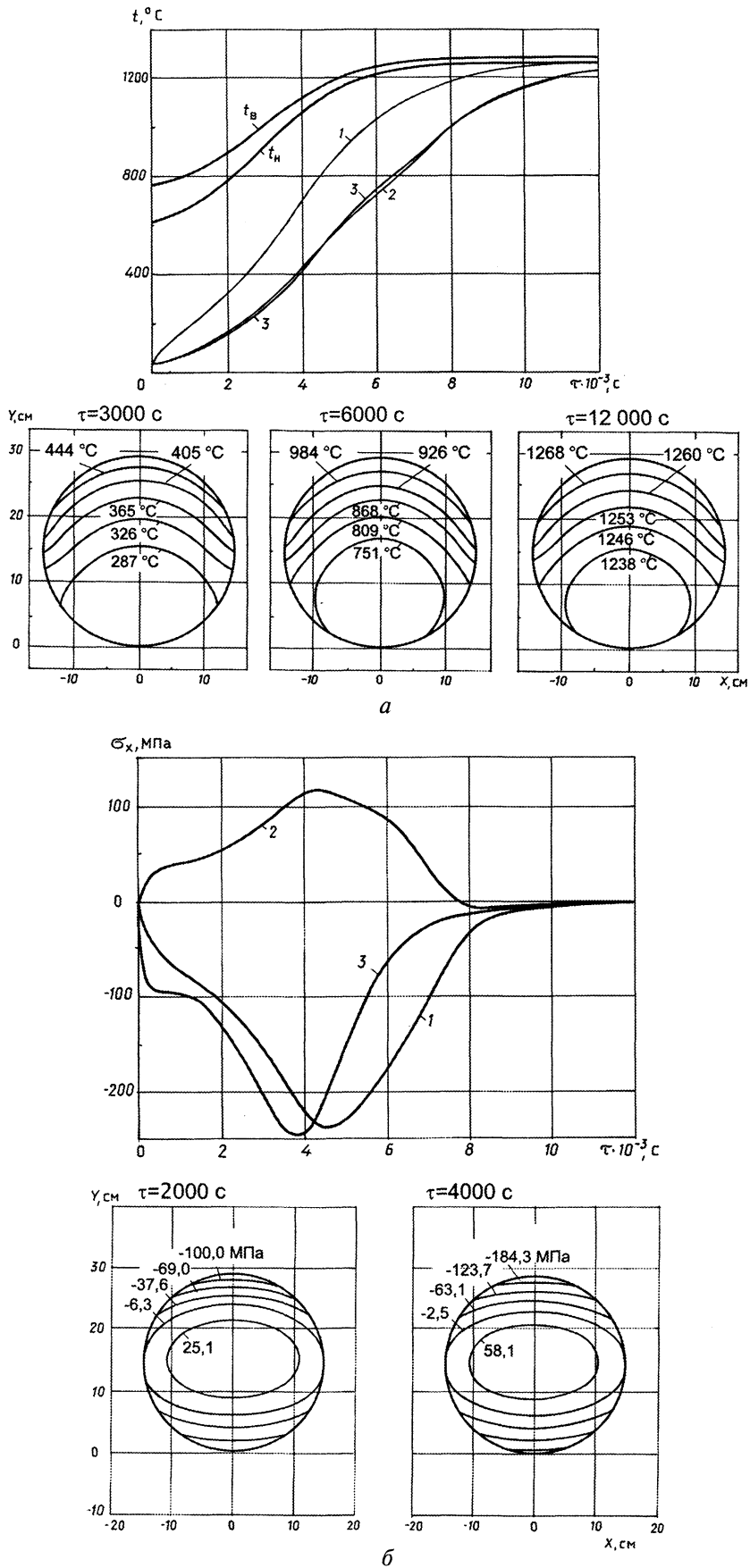


Рис. 8. Изменение во времени температур печи, температур, изотерм в моменты времени  $\tau=3000$  с, 6000 и 12000 с (а) и термических напряжений и изолиний компонент  $\sigma_x$  при  $\tau=2000$  и 4000 с (б) в характерных точках сечения заготовки (1, 3 – верхняя и нижняя поверхность; 2 – центр) диаметром 290 мм (углеродистая сталь)

5. С использованием разработанной математической модели нагрева трубных заготовок в кольцевой печи выполнены комплексные расчеты полей температур и термических напряжений в цилиндрических заготовках при нагреве их на деформированной подине.

### Литература

1. Тимошпольский В.И., Самойлович Ю.А. Теоретические основы тепловой обработки стали в трубопрокатном производстве. Мн.: Белорусская наука, 2005.
2. Тимошпольский В.И., Трусова И.А., Пекарский М.Я. Кольцевые печи: Теория и расчеты / Под общ. ред. В.И. Тимошпольского. Мн.: Выш. шк., 1993.
3. Самойлович Ю.А., Тимошпольский В.И., Анисович Г.А., Трусова И.А. Расчетный анализ осевой сегрегации углерода в стальном слитке // Весці НАН Беларусі. Сер. фіз.-тэхн. навук. 2002. №1. С. 96–101.
4. Самойлович Ю.А., Тимошпольский В.И., Трусова И.А., Калиневич Е.В. Осевая химическая неоднородность непрерывнолитых стальных заготовок // Литье и металлургия. 2005. №4. С.73–80.
5. Самойлович Ю.А., Крулевецкий С.А., Горяинов В.А., Кабаков З.К. Тепловые процессы при непрерывном литье стали. М.: Металлургия, 1982.
6. Стальной слиток. В 3-х т. Т. 2. Затвердевание и охлаждение / В.И. Тимошпольский, Ю.А. Самойлович, И.А. Трусова и др.; Под общ. ред. В.И. Тимошпольского, Ю.А. Самойловича. Мн.: Белорусская наука, 2000.
7. Двухфазное состояние расплава при непрерывном литье высокоуглеродистой стали / Ю.А. Самойлович, В.И. Тимошпольский, И.А. Трусова и др. // Литье и металлургия. 2003. № 1. С. 23–28.
8. Недопекин Ф.В. Математическое моделирование гидродинамики и тепломассопереноса в слитках. Ижевск: Изд-во Удмурт. ун-та, 1995.
9. Флемингс М.К. Процессы затвердевания. М.: Мир, 1977.
10. Голиков И.Н. Дендритная ликвация в стали. М.: Металлургиздат, 1958.
11. Новиков И.И., Золоторевский В.С. Дендритная ликвация в сплавах. М.: Наука, 1966.
12. Беннет К.О., Майерс Дж.Е. Гидродинамика, теплообмен и массообмен. М.: Недра, 1966.
13. Тяжелникова И.Л., Борисов В.Т., Борисов В.И. Кристаллизация цилиндрической ячейки двухфазной зоны // Изв. АН СССР. Металлы. 1970. №5. С. 122–128.
14. Сосков Д.А., Швед Ф.И., Ципунов А.Г. Исследование взаимосвязи основных параметров затвердевания стали ШХ15 с характеристиками ее дендритной структуры и сульфидных включений // Проблемы стального слитка. М.: Металлургия, 1969. Т. 3. С. 151–156.
15. Швед Ф.И., Сосков Д.А. Влияние условий затвердевания стали на ее дендритную структуру // Изв. АН СССР. Металлы. 1970. №3. С. 100–107.
16. Тимошпольский В.И., Самойлович Ю.А., Андрианов Д.Н., Маточкин В.А. Закономерности затвердевания крупносортовых непрерывнолитых заготовок из стали ШХ15 // Сталь. 2004. №2. С. 50–54.
17. Гуляев Б.Б. Литейные процессы. М.:Л.: Машгиз. 1960.
18. Производство высокоуглеродистой катанки на металлургических агрегатах высшего технического уровня / В.И. Тимошпольский, Н.В. Андрианов, С.М. Жучков и др. Мн.: Беларуская навука. 2004.
19. Разработка концепции энергосберегающих совмещенных теплотехнологических процессов в металлургических теплотехнологиях / В.И. Тимошпольский, Ю.А. Самойлович, В.В. Филиппов, И.А. Трусова, С.М. Козлов, В.А. Маточкин // Изв. вузов и энерг. объедин. СНГ. Энергетика. 2002. № 1. С. 54–61.
20. Теоретические основы расчета температур, термовязкоупругих напряжений и деформаций в корке непрерывнолитой заготовки / Ю.А. Самойлович, В.И. Тимошпольский, И.А. Трусова, В.А. Маточкин // Изв. вузов и энерг. объедин. СНГ. Энергетика. 2002. № 3. С. 48–56.
21. Тимошпольский В.И., Самойлович Ю.А., Хопова О.Г. Теплофизические процессы при нагреве металла в кольцевых печах // Литье и металлургия. 2005. №2. С. 67–72.