



On the basis of mathematical modelling of thermal and thermostressed condition of slugs during continuous casting there is studied the fact of metal embrittlement in the interval of temperatures of structure conversions. Contraction of metal and the so-called "plasticity undershoot" is used as a criterion of steel embrittlement.

Ю. А. САМОЙЛОВИЧ, НПО «ПЛАТАН»,
В. И. ТИМОШПОЛЬСКИЙ, БНТУ,
Г. А. АНИСОВИЧ, НАН БЕЛАРУСИ,
В. А. МАТОЧКИН, РУП «БМЗ»,
И. А. ТРУСОВА, БНТУ

УДК 621.746.5

ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В ОСТЫВАЮЩЕМ АУСТЕНИТЕ НА ХАРАКТЕР ТЕРМИЧЕСКИХ НАПРЯЖЕНИЙ В НЕПРЕРЫВНОЛИТОЙ ЗАГОТОВКЕ

Интенсивное развитие непрерывной разливки стали определяет актуальность проблемы получения непрерывнолитой заготовки высокого качества. Между тем число дефектов литейного происхождения еще достаточно велико, особенно для высоколегированных сталей, а также в связи с освоением новых конструкций машин непрерывного литья заготовок (МНЛЗ). Следует отметить, что интенсивные исследования, направленные на изучение специфики процессов формирования непрерывнолитых заготовок, пока не позволяют предложить режимы непрерывного литья заготовок, гарантирующие полное отсутствие дефектов литейного происхождения. К числу объективных причин, обуславливающих такое состояние дел в прикладном металловедении, можно отнести следующие.

1. Высокие скорости охлаждения металла создают в затвердевающей заготовке температурные поля, обладающие спецификой по сравнению с более изученными тепловыми процессами в силу совместного протекания разнородных физических явлений — конвективного движения расплава, зарождения и роста кристаллов различной модификации, перемещения кристаллов в жидком ядре (незатвердевшей части заготовки) при формировании кристаллической структуры.

2. Напряженно-деформированное состояние металла при непрерывной разливке стали определяется комплексным воздействием процессов усадки, термического расширения и сил внешней нагрузки (ферростатическое давление, усилия тянущих устройств машины).

3. В полностью затвердевшей непрерывнолитой заготовке по мере снижения температуры от исходного уровня (1400–1500 °С) до температуры окружающей среды протекают структурные (фазовые) превращения, сопровождаемые заметным изменением удельных объемов и приводящие к

появлению дополнительных напряжений и деформаций в затвердевшей заготовке, что нередко сопровождается появлением дефектов в виде трещин различной «этиологии».

К числу одного из последних упомянутых выше факторов относятся превращения в аустенитных зернах в интервале 1150–750 °С, сопровождаемые существенным снижением пластичности стали в связи с выделениями карбидов и карбонитридов [1–3]. Зависимости, приведенные на рис. 1, наглядно показывают глубокий провал пластичности (судя по изменению относительного сужения ψ) двух марок стали в интервале температур от 1150 до 700–800 °С [1]. Состав стали 1 отличается несколько сниженным содержанием углерода; состав стали 2 — осуществлением специфической тепловой обработки расплава (сенсификации), состоящей в выдержке металла при 1450 °С в течение 300 с перед началом проведения механических испытаний.

В статье немецких исследователей [3] зафиксирован провал пластичности для трубной стали в более узком интервале температур — от 950 до 720 °С (рис. 2); при этом и глубина провала (от 98 до 53%) несколько меньше, чем для малоуглеродистых марок стали, указанных в [1]. Согласно данным [3], провал пластических свойств (охрупчивание) трубной стали в указанном интервале температур приводит к образованию внутренних и внешних (поперечных) трещин на слябовых заготовках (сечением 250х2200 мм), отливаемых со скоростью 0,5 м/мин. С целью предотвращения нарушений сплошности литого металла авторы [3] наряду с использованием технологических приемов (снижение содержания серы до 0,001%; поддержание соотношения алюминия и азота в расплаве на уровне $(\%Al) \cdot (\%N) = 2 \cdot 10^{-4}$) посчитали необходимым радикально изменить режим водофорсуночного охлажде-

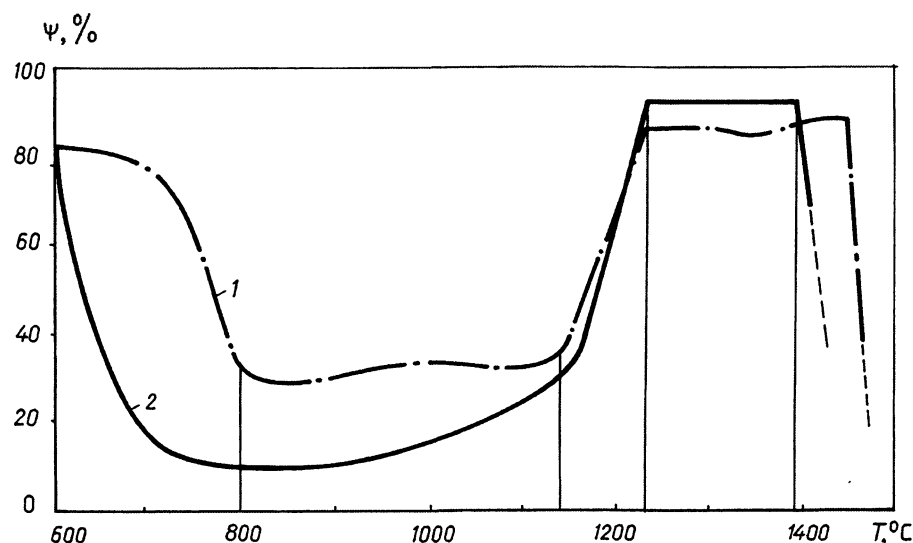


Рис. 1. Зависимость относительного сужения ψ (%) от температуры для двух марок малоуглеродистой стали по данным [1]: 1 – низкоуглеродистая сталь (C – 0,06%; Mn – 0,50; Si – 0,07; S – 0,02%); 2 – сталь марки 1015 (C – 0,14%; Mn – 0,68; Si – 0,24; S – 0,02%) при Mn : S=11

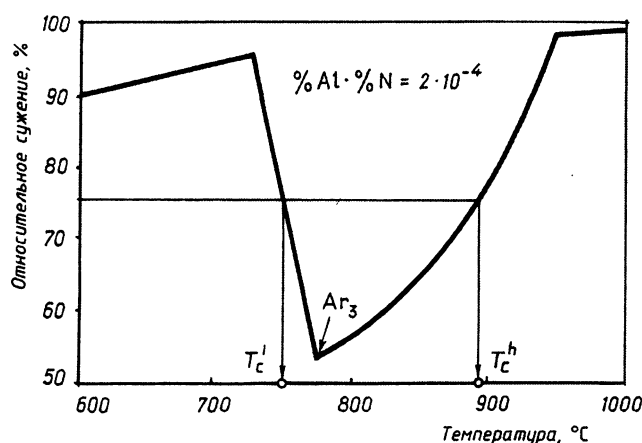


Рис. 2. Изменение пластичности (относительного сужения) трубной стали, содержащей 0,12% C, 1,58% Mn, 0,44% Si, 0,035% Al, 0,001% S, 0,014% P, в зависимости от температуры $T_c^i=750$ и 890 °C – границы “опасного” интервала температур, в котором относительное сужение ψ снижается до уровня 0,75% по данным [3]

ния стальных слябов и выбрать такой режим, который гарантирует минимальное время пребывания металла в “опасном” интервале температур – от 890 до 750 °C. Обращают на себя внимание завышенные расходы воды в двух первых зонах вторичного охлаждения, чем обеспечивается быстрое снижение температуры поверхности сляба до температуры $T=700$ °C, т.е. за нижней границей “опасного” интервала T_c^i . В [3] не приводятся данные относительно снижения брака по трещинам в непрерывнолитых слябах, для которых был использован “оптимизированный” режим форсуночного охлаждения, приведенный на рис. 3. Вместе с тем резкое снижение температуры поверхности сляба на расстоянии 1,5–2,0 м от уровня мениска, т.е. непосредственно у нижней кромки кристаллизатора, вызывает опасения в

отношении сохранения сплошности твердой корки сляба на данном участке, в связи с чем предлагаемый “оптимальный” режим охлаждения стальных заготовок нуждается в дополнительной проверке.

Следует отметить, что известные к настоящему времени теоретические методы расчетов деформаций и напряжений включают в себя определенный набор механических характеристик изучаемого материала, в том числе модуль упругости (E), коэффициент линейного расширения (α), предел текучести (σ_s), число Пуассона (ν),

однако в явном виде не

включают характеристик пластичности металла – относительного удлинения (δ) или относительного сужения поперечного сечения испытуемого образца (ψ).

В настоящей статье осуществлена попытка использовать в качестве критериев охрупчивания материала, претерпевающего структурные превращения от 1200 до 750 °C, найденные эмпирическим путем значения коэффициента ψ как наиболее явной характеристики пластических свойств литой стали, а также обнаруженный “провал пластичности” (см. рис. 1, 2). При этом используется математическая формулировка связанной задачи нестационарной термовязкоупругости и теплопроводности для непрерывнолитой заготовки с круговым поперечным сечением.

Постановка задачи теплопроводности для отвердевающего расплава [4, 5] включает в себя нелинейное уравнение нестационарной теплопроводности для заготовки радиусом R при допущении об осевой симметрии температурного поля

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

и краевые условия:

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

$$\frac{\partial T}{\partial r} = 0 \text{ при } r=0, \quad (3)$$

$$-\lambda(T)\frac{\partial T}{\partial r}\Big|_{r=R} = \alpha_k(T_{\text{нов}} - T_s^4) \text{ при } r=R, \quad (4)$$

где обозначения соответствуют принятым в задачах теплопроводности [4, 5]. Темп кристаллизации определяется в соответствии с квазиравновесной моделью затвердевания бинарного сплава [4].

Таблица А

	I	II	III	IV	V
л/мин	700	800	500	200	200
л/(мин·м²)	212	110	62	31	30

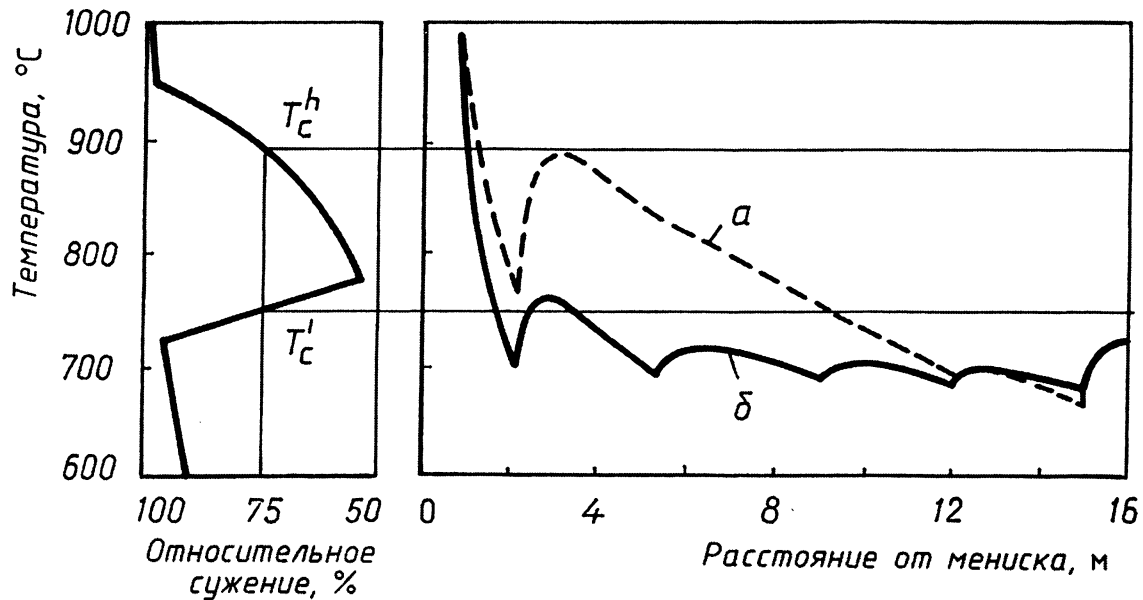


Рис. 3. Изменение во времени температуры поверхности стального сляба (размеры сечения сляба 250х2200 мм, скорость литья 0,5 м/мин) при оптимизированном распределении охлаждающей воды (сплошные линии) по сравнению со стандартным распределением (точечные линии) и расходы воды по пяти зонам вторичного охлаждения (см. таблицу А в верхней части рисунка), при которых длительность пребывания металла в “опасном” интервале температур $\Delta T = T_c^h - T_c^l$ является минимальной [3]

Задача теплопроводности решается независимо от механической части поставленной общей задачи, так что взаимосвязь задач термомеханики и теплопроводности является ограниченной: эффекты выделения тепла за счет деформации материала не учитываются (ввиду их малости) при постановке задачи теплопроводности и “связанность” задач механики и теплопроводности состоит лишь в том, что локальные значения градиентов температур и скоростей охлаждения играют роль “внешней нагрузки” при определении деформаций и напряжений в твердой оболочке заготовки.

При постановке задачи о термонапряженном состоянии твердой оболочки используем предположения теории вязкоупругого поведения материала (стали) в области повышенных температур [6, 7].

Компоненты тензора деформаций с учетом упругой и вязкой частей:

$$\epsilon_{ij} = \epsilon_{ij}^E + \epsilon_{ij}^V, \quad (5)$$

$$\text{где } e_{ij}^E = \frac{1}{2G} S_{ij}; \quad e_{ij}^V = \frac{1}{2\eta} S_{ij};$$

$$e_{ij} = \epsilon_{ij} - \epsilon; \quad S_{ij} = \sigma_{ij} - \sigma; \quad \epsilon = \frac{1}{3} \epsilon_{ij}; \quad \sigma = \frac{1}{3} \sigma_{ij} - \text{компо-}$$

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

Уравнение равновесия имеет вид

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

Соотношения Коши, связывающие компоненты тензора деформации с перемещением u :

$$\epsilon_r = \frac{\partial u}{\partial r}, \quad \epsilon_\theta = \frac{u}{r}, \quad \epsilon_z = \frac{\partial w}{\partial z} = \text{const}. \quad (8)$$

Кроме того, используем предположение о том, что средние значения деформаций ϵ и напряжений σ связаны линейным соотношением: $\epsilon = N\sigma + \alpha\delta T$, где $N = \frac{1-2\nu}{E}$; ν – число Пуассона; δT – избыточная локальная температура в сечении заготовки, определяемая из решения задачи теплопроводности.

Опуская промежуточные выкладки, запишем окончательные выражения для расчета напряженно-деформированного состояния [8] заготовки в ходе непрерывного литья. Для осесимметричной задачи имеем

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

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

где τ_p — условное время релаксации, учитывающее ползучесть и зависимость модуля сдвига от температуры.

Компоненты 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:

$$\epsilon_r = 3(N\sigma + \alpha\delta T) - \frac{3}{r^2} \int_0^r (Nr + \alpha\delta T) r dr - \frac{\epsilon_z}{2}, \quad (14)$$

$$\epsilon_\theta = \frac{3}{r^2} \int_0^r (Nr + \alpha\delta T) r dr - \frac{\epsilon_z}{2}. \quad (15)$$

Для определения продольной деформации используется интегральное условие равновесия. В предположении о том, что девиатор e_z отражает условие плоской деформации в сечении, перпендикулярном продольной оси цилиндра, выражение для производной примет вид

$$\dot{\epsilon}_z = \frac{\int_0^R [(\sigma_z - \sigma) / \tau_p - \dot{\sigma}] r dr}{2 \int_0^R G r dr}. \quad (16)$$

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

Вычислительный процесс выполняется последовательно, шаг за шагом по времени, при заданном начальном поле температур и напряжений.

В [9] показано, что значение коэффициента вязкости материала η по своему физическому смыслу должно зависеть от реальной способности к деформациям сдвига, мерой которых являются эмпирические параметры δ (относительное удлинение) или ψ (относительное сужение образцов). В связи с этим используем следующее выражение для коэффициента вязкости литой стали:

$$\eta(T) = \frac{\tau(T)G(T)}{d_p(T)}, \quad (17)$$

где степень деформации сдвига d_p (термин, введенный В.Л. Колмогоровым [2]) связана с относительным сужением материала соотношением:

$$d_p(T) = \sqrt{3} \ln \frac{100}{100 - \psi(T)}. \quad (18)$$

При изменении времени релаксации τ , модуля упругости E , предела прочности σ_b и относительного сужения $\phi = \psi/100$ от температуры использовали эмпирические соотношения, приведенные в работе [10], при этом полный интервал температур разделили на три (для τ , E и σ_b) и семь (для ψ) расчетных зон (рис. 4).

В ходе расчетного анализа исследовали длительность прохождения заготовки зон МНЛЗ в течение 200 мин, что позволяет анализировать температурное и термонапряженное состояние заготовок в интервале температур 1450–1500 до 200–300 °С. Результаты расчетного анализа представлены на рис. 5–9 в виде двух групп графиков, на которых синхронизированы показатели температурного поля заготовок (верхняя группа графиков) с изменением наиболее представительных компонент тензора напряжений — тангенциальных (касательных) напряжений на оси и поверхности заготовок ($\sigma_\theta^{\text{оси}}$, $\sigma_\theta^{\text{пов}}$) наряду с изменением параметра $d_p = d_p(T)$, характеризующего ресурс сдвиговой пластической деформации металла в условиях охрупчивания, вызванного структурными превращениями в аустените. Режим охлаждения заготовки определяется выбором коэффициентов внешнего теплообмена α_k, C и температуры охлаждающей среды на различных участках охлаждаемой поверхности заготовок. Для расчетного анализа выбрали два режима охлаждения исходя из следующих соображений.

Режим I характеризуется заданием стандартных условий теплообмена вдоль заготовки, когда в районе кристаллизатора (высотой $H = 1$ м) выделены два участка, отличающихся значениями коэффициента теплоотдачи α : $\alpha_1 = 1395,6$ Вт/(м²·К) на участке длиной 15 см (зона плотного теплового контакта расплава с водоохлаждаемой стенкой кристаллизатора) и $\alpha_2 = 139,56$ Вт/(м²·К) на участке газовоздушного зазора между твердой коркой и стенкой кристаллизатора. Далее вдоль поверхности литой заготовки задано равномерное охлаждение при задании коэффициента теплоотдачи $\alpha_3 = 348,9$ Вт/(м²·К) в зоне вторичного охлаждения МНЛЗ с последующим остыванием на воздухе при задании $\alpha_2 = 34,89$ Вт/(м²·К).

Режим II выбран для оценки эффективности режима охлаждения заготовки, предложенной немецкими исследователями [3], когда преследуется цель наискорейшего прохождения “опасного интервала” охрупчивания ($\Delta T = 750 - 900$ °С) с последующей выдержкой при температуре $T = 700$ °С, что в промышленных условиях можно осуществить с использованием теплоизолированного и обогреваемого термоса.

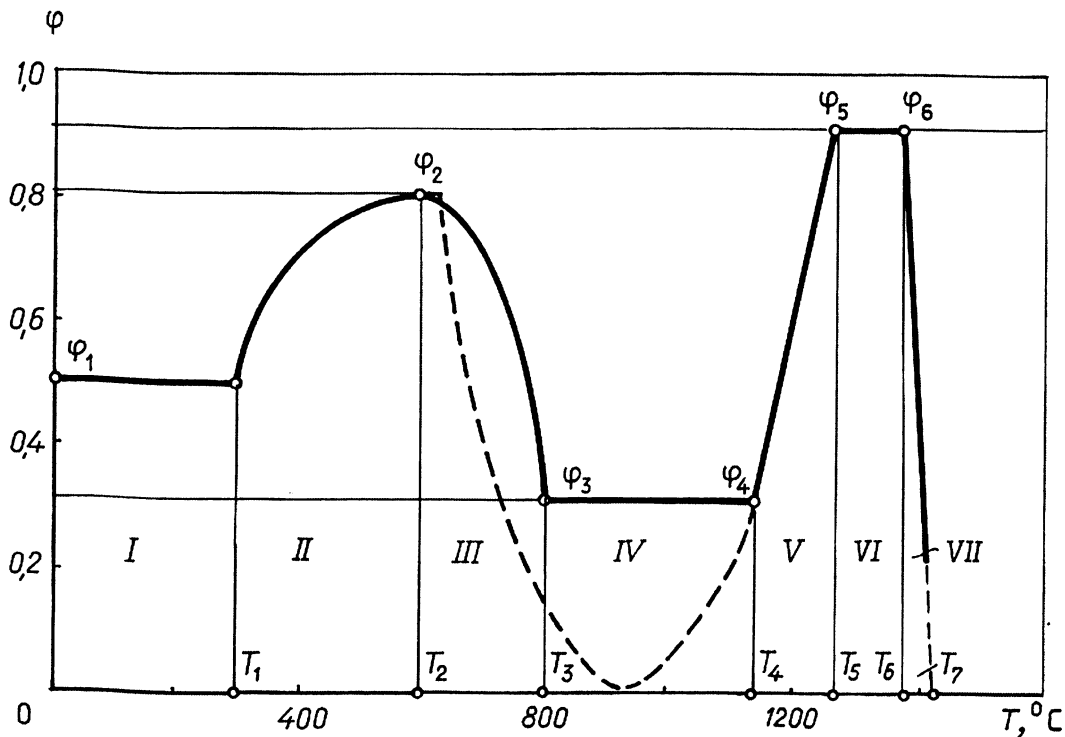


Рис. 4. Схема задания зависимости функции $\varphi = \psi/100$ от температуры для малоуглеродистой стали двух марок, составы которых приведены в подписи к рис. 1 (штриховая линия соответствует участку кривой 2 на рис. 1 в интервале температур 600 – 1170 °C). Упрощенные аналитические зависимости $\varphi = \varphi(T)$ для зон I–VIII приведены в тексте

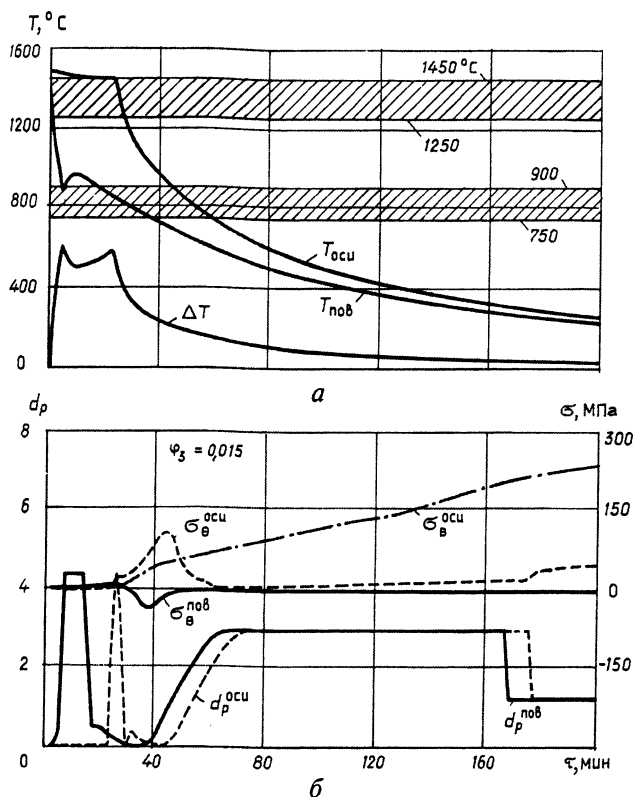


Рис. 5. Изменение во времени показателей температурного поля непрерывной заготовки (а) и термических напряжений на оси и поверхности заготовки (б) диаметром 32 см из малоуглеродистой стали при задании минимального значения показателя ресурса пластичности $d_p = 0,015$

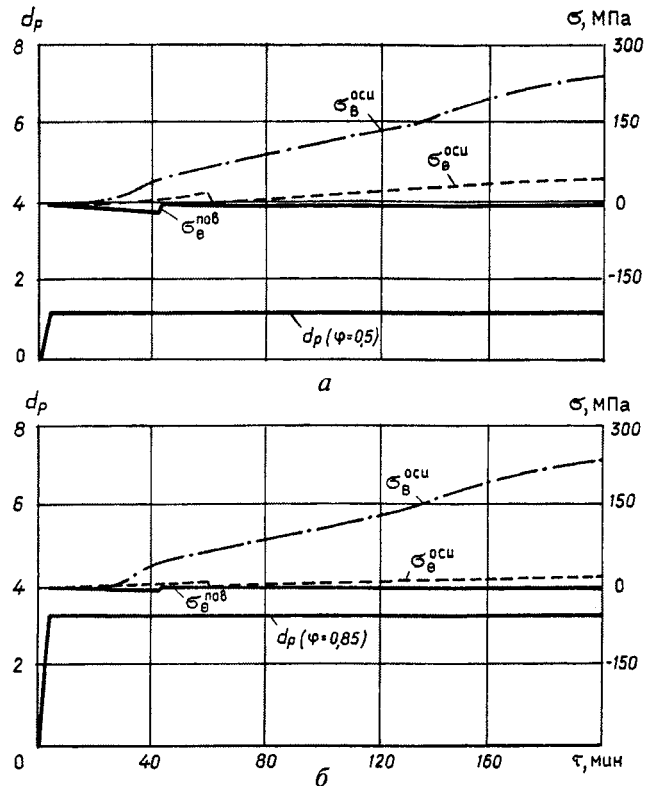


Рис. 6. Изменение во времени значений тангенциальных (касательных) напряжений на оси $\sigma_{\theta}^{осу}$ и поверхности заготовки $\sigma_{\theta}^{пов}$ при задании в расчетах неизменного значения параметра d_p для режима охлаждения заготовки, идентичного указанному на рис. 5: а – при задании $\varphi = 0,5 = \text{const}$; б – при задании $\varphi = 0,85 = \text{const}$

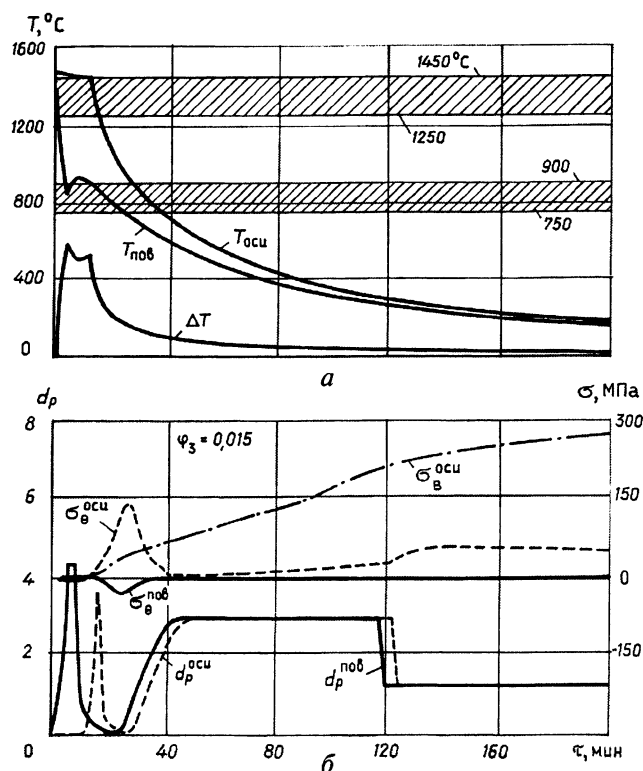


Рис. 7. Изменение во времени показателей температурного поля непрерывнолитой заготовки (а) и термических напряжений на оси и поверхности заготовки (б) диаметром 24 см из малоуглеродистой стали

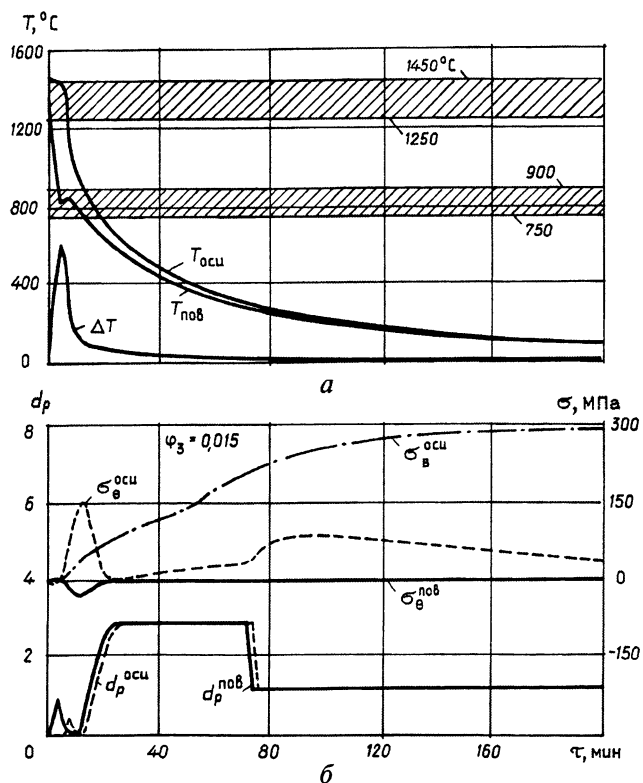


Рис. 8. Изменение во времени показателей температурного поля непрерывнолитой заготовки (а) и термических напряжений на оси и поверхности заготовки (б) диаметром 16 см из малоуглеродистой стали

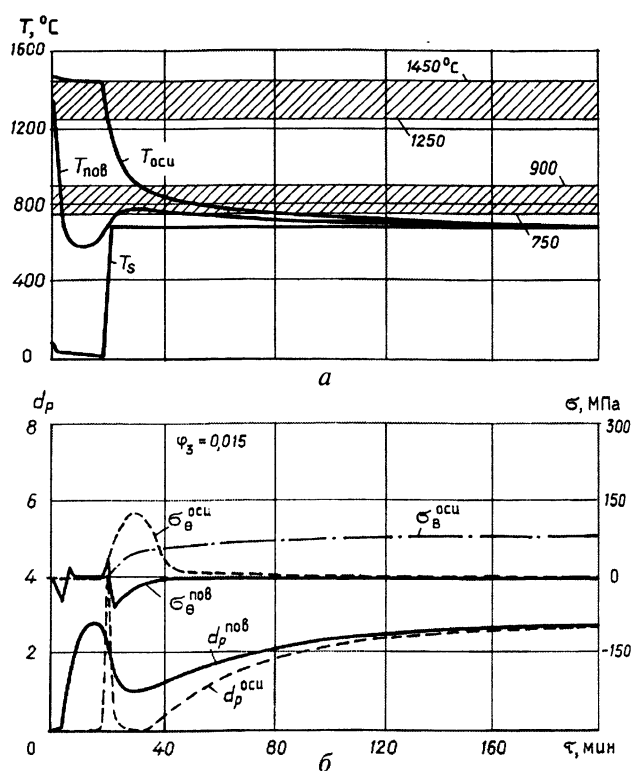


Рис. 9. Изменение во времени температуры на оси ($T_{\text{оси}}$) и поверхности заготовки ($T_{\text{пов}}$), а также температуры охлаждающей среды — термоса (T_s) $T_s = 700^\circ\text{C}$ (а); изменение во времени тангенциальных (касательных) термических напряжений на оси ($\sigma_{\theta}^{\text{оси}}$) и поверхности ($\sigma_{\theta}^{\text{пов}}$) заготовки, а также предела прочности ($\sigma_{\theta}^{\text{оси}}$) и показателей ресурса пластичности стали (d_p) для заготовки диаметром 32 см из малоуглеродистой стали при задании минимального значения относительного сужения стали $\varphi_3 = 0,015$ при $\varphi_4 = 0,30$ (б)

Кроме того, по результатам расчетного анализа проанализирован выбор параметра d_p и его влияние на характер распределения термических напряжений по сечению охлаждаемой стальной непрерывнолитой заготовки.

На рис. 5 представлены результаты расчетов для базисного варианта затвердевания и последующего охлаждения стальной заготовки диаметром 32 см при задании сложного по структуре графика зависимости функции поперечного сужения $\varphi = \psi/100$, показанного на рис. 4.

Изменение во времени основных показателей температурного поля заготовки — температуры на оси и на поверхности заготовки ($T_{\text{оси}}$, $T_{\text{пов}}$), а также максимальной разности температур вдоль радиуса $\Delta T = T_{\text{оси}} - T_{\text{пов}}$ показывает, что к моменту времени ~ 22 мин наблюдается резкий перелом графика $T_{\text{оси}} = f(t)$, который характеризует момент завершения процесса кристаллизации заготовки. Отметим, что к этому моменту температура

на охлаждаемой поверхности вступает в “опасную зону” ($T < 850 - 900^\circ\text{C}$), когда следует ожидать заметного снижения пластических характеристик стали, судя по графикам изменения поперечного сужения углеродистой стали (см. рис. 1).

На рис. 5 показано также изменение во времени наиболее представительных показателей напряженного состояния заготовки — тангенциальных (касательных) напряжений на оси и поверхности заготовки ($\sigma_\theta^{\text{оси}}, \sigma_\theta^{\text{пов}}$) наряду с кривой предела прочности стали, построенного в соответствии с локальной температурой на оси заготовки. Отметим, что при задании функции $\varphi(T)$ использовали вариант сенсibilизированной стали, для которой вид функции $\varphi(T)$ определяется штриховой линией на схеме рис. 4 (в зонах III и IV). Остальные участки зависимости $\varphi = \varphi(T)$ приняты в соответствии с прямыми и криволинейными отрезками графика, показанного на рис. 4 сплошными линиями. Основной результат расчетного анализа, имеющий определенный практический смысл, состоит в том, что, начиная с момента окончания процесса кристаллизации заготовки (23 мин), на оси заготовки возникают наиболее опасные растягивающие (касательные) напряжения, превышающие по величине соответствующие значения предела прочности, т.е. $\sigma_\theta^{\text{оси}} > \sigma_\theta^{\text{оси}}$. Максимум растягивающих касательных напряжений достигает к моменту $t > 60 - 62$ мин, значения растягивающих касательных напряжений уменьшаются практически до нуля, а затем вновь начинают постепенно возрастать, оставаясь значительно меньшими соответствующих значений предела прочности стали.

Обнаруженный факт скачкообразного роста опасных растягивающих напряжений, совпадающих по времени с моментом завершения процесса кристаллизации непрерывнолитых заготовок, отмечался и другими авторами [11, 12], однако причиной подобного явления считалось повышение температуры поверхности заготовок в момент окончания процесса кристаллизации, сопровождаемое перераспределением теплоты по сечению заготовки. По мнению автора [12, стр.173], повышение температуры поверхности заготовки от 950 до 1150°C “способствует резкому увеличению напряжений в осевой зоне заготовки” (к сожалению, количественных данных относительно прироста возникающих в заготовке термических напряжений в [12] не приводится). Судя по нашим расчетам, скачкообразный прирост растягивающих напряжений на оси заготовки, возникающий непосредственно после завершения процесса кристаллизации расплава, обусловлен снижением пластических свойств металла, его охрупчиванием, вызванным протеканием структурных превращений в аустените. В пользу такой точки зрения говорят результаты расчетов, выполненные в предположении о том, что параметр d_p (степень

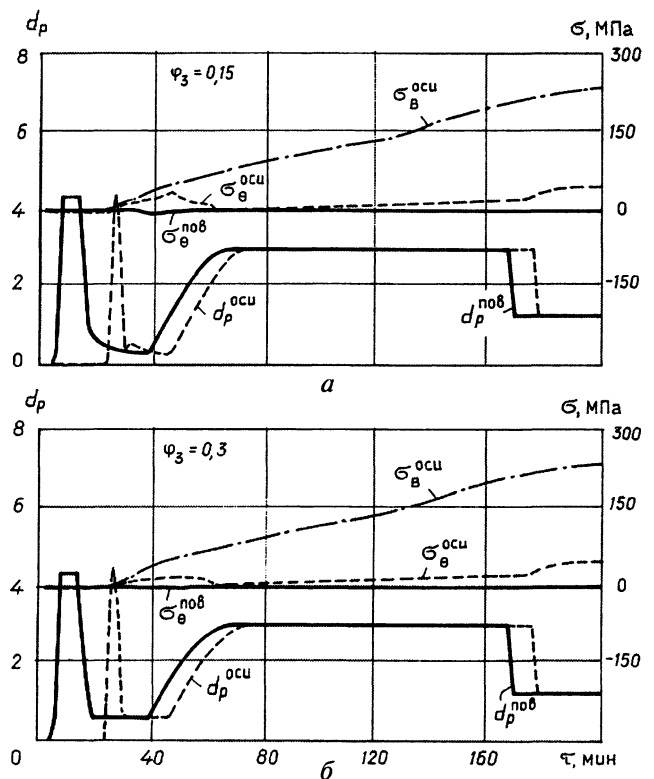


Рис. 10. Изменение во времени термических напряжений на оси и поверхности заготовки диаметром 32 см из малоуглеродистой стали при задании минимального значения относительного сужения стали $\varphi_3 = 0,15$ (а) и $\varphi_3 = 0,3$ (б); режим охлаждения и прочие исходные данные расчета аналогичны условиям режима, представленного на рис. 5

сдвиговой деформации металла) сохраняется неизменным на протяжении всего периода затвердевания и охлаждения заготовки. Графики, представленные на рис. 6, получены при задании в расчетах показателя поперечного сужения $\psi = \text{const}$; верхняя и нижняя партии графиков получены при задании $\varphi = 0,5 = \text{const}$ и $\varphi = 0,85 = \text{const}$ соответственно. Как видно из рисунка, завершение процесса кристаллизации заготовки сопровождается постепенным возрастанием касательных напряжений, однако их амплитуда никогда не превышает пределов прочности и явление скачкообразного прироста напряжений, столь характерных для графиков рис. 5, в данном случае не наблюдается.

Графики, представленные на рис. 7 и 8, характеризуют влияние размера заготовки на подмеченный эффект скачкообразного прироста растягивающих напряжений в осевой зоне заготовок. Расчеты выполнены для заготовок диаметром 24 и 16 см при полном сохранении всех физических характеристик металла и показателей режима охлаждения для упомянутой выше схемы сенсibilизированного металла, определяемого схемой рис. 4 в отношении изменения показателя поперечного сужения металла. Как следует из рис. 7 и 8, скачок растягивающих напряжений во всех трех рассмотренных случаях (при задании диамет-

ра заготовки равным 32, 24 и 16 см) строго синхронизируется с моментом достижения минимума параметра Φ , причем независимо от размера заготовки максимум растягивающих касательных напряжений превышает локальное значение предела прочности стали, что создает предпосылки для возникновения дефектов в момент достижения максимальных значений растягивающих напряжений.

Графики на рис. 9 получены для апробации идеи, предлагаемой немецкими исследователями [3]: за счет интенсивного “теплового удара” в начале зоны вторичного охлаждения сократить до минимума пребывание металла в “опасном интервале” температур — от 900 до 750 °С и в последующем поддерживать уровень температуры охлаждаемой поверхности ниже критической отметки (700 °С).

Полностью воспроизвести условия водофорсуночного охлаждения слывовой заготовки, исследованной авторами [3], нам не удалось в силу существенного различия геометрии изучаемых объектов. Для стальной заготовки с круговым поперечным сечением ($D = 32$ см) в расчетах реализовано быстрое охлаждение на протяжении 19–20 мин, и после окончания процесса кристаллизации — поддержание температуры поверхности заготовки ниже критической отметки (700 °С). В промышленных условиях реализация подобного режима возможна при размещении заготовки в обогреваемый, теплоизолированный термос.

Как следует из расчетов (рис. 9), использованный режим охлаждения стальной заготовки с круговым поперечным сечением не позволяет избежать скачкообразного увеличения растягивающих касательных напряжений на 30-й минуте процесса, когда заготовка уже расположена в обогреваемом термосе.

По-видимому, предположение авторов [3] об использовании оптимальной стратегии охлаждения слывовых стальных заготовок нуждается в дополнительных исследованиях. Что касается наших расчетов, то из них следует, что учет “эффекта охрупчивания” должен играть важную роль при оценке возникающих в остывающих заготовках термических напряжений, в том числе опасных растягивающих напряжений, приводящих к возникновению трещин в литом металле.

Можно показать, что, снижая “глубину провала” поперечного сужения металла, указанную штриховыми линиями на рис. 4, можно существенно уменьшить величину опасных растягивающих напряжений, скачок которых наблюдается в краткий период по окончании процесса кристаллизации. Графики рис. 10 построены на основании расчетов, выполненных при задании завышенных значений показателя Φ_3 , отмечающего “глубину провала пластических свойств металла”. Верхняя группа графиков построена при задании

$\Phi_3 = 0,15$, а нижняя — при задании $\Phi_3 = 0,3$. Как следует из рисунка, существенное (в 10 и 20 раз) увеличение критической точки Φ_3 , характеризующей глубину провала показателя $\Phi = \psi/100$, позволяет избежать экстремальных значений растягивающих касательных напряжений, превышающих предел прочности литой стали.

Достижение значений поперечного сужения литой стали ψ порядка 25–30% представляется возможным за счет регулирования соотношения $Mn:S$ в расплаве, подготовленном к непрерывной разливке (при достижении $Mn:S=25-35$), либо за счет иных металлургических средств с использованием специальных раскислителей и модификаторов стали.

Неизбежность комплексного подхода при борьбе с разнообразными дефектами непрерывнолитой заготовки ставит задачу о построении комплексного физико-математического аппарата, позволяющего в количественной мере дать оценку тем или иным практическим мероприятиям, направленным на улучшение качества готовой продукции. В данном случае речь идет о получении бездефектной непрерывнолитой заготовки.

Литература

1. Lankford W. T., JR. Some considerations of Strength and Ductility in the Continuous — Casting Process. Metallurgical Transactions. 1972. Vol.3, June. P. 1331–1357.
2. Колмогоров В. Л., Богатов А. А., Мигачев Б. А. Пластичность и разрушение. М.: Металлургия, 1977.
3. Харстке К., Банненберг Н., Бергман Б., Шпицер К.-Х. Оптимизация процесса непрерывного литья стали и наблюдение за его ходом // Черные металлы: Пер. с нем. 1993. Декабрь. С. 16–26.
4. Самойлович Ю. А. Формирование слитка. М.: Металлургиздат, 1977.
5. Самойлович Ю. А., Тимошпольский В. И., Трусова И. А., Филиппов В. В. Стальной слиток. В 3 т. Т.2. Затвердевание и охлаждение / Под общ. ред. В. И. Тимошпольского. Мн.: Белорусская наука, 2000.
6. Боли Б., Уэйнер Дж. Теория температурных напряжений. М.: Мир, 1964.
7. Вейнер Дж., Ландау Г. Температурные напряжения в упругопластических телах // Пластичность и термопластичность. М.: ИЛ, 1962, С. 70–91.
8. Самойлович Ю. А., Тимошпольский В. И., Трусова И. А., Маточкин В. А. Расчет температур, напряжений и деформаций при производстве непрерывнолитых заготовок. Сообщение 1. Решение связанных задач нестационарной термовязкоупругости для затвердевающих заготовок в ходе непрерывного литья // Литье и металлургия. 2002. № 3. С. 53–59.
9. Самойлович Ю. А., Тимошпольский В. И., Трусова И. А., Маточкин В. А., Тищенко В. А. Расчет температур, напряжений и деформаций при производстве непрерывнолитых заготовок. Сообщение 2. Термические напряжения в непрерывнолитых заготовках при нагреве перед прокаткой // Литье и металлургия. 2002. № 3. С. 60–65.
10. Дергунов И. Д. Определение периода релаксации углеродистых сталей и цветных металлов // Журн. техн. физики. 1951. Т. 21. Вып. 12. С. 1526–1534.
11. Влияние теплофизических параметров на качество осевой зоны непрерывнолитого слитка / Д. А. Дюдкин, Н. В. Гончаров, О. В. Носоченко и др. // Сталь. 1982. № 6, С. 20–22.
12. Дюдкин Д. А. Качество непрерывнолитой стальной заготовки. Киев: Техніка, 1988.