



There are presented the results of calculations of thermic and thermostressed state of uninterruptedly-casted slugs in the combined thermotechnological process "solidification-cooling-heating". There are offered the ways of thermal stresses reduction for the purpose of defectless slugs production.

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

УДК 621.746.5

РАСЧЕТ ТЕМПЕРАТУР, НАПРЯЖЕНИЙ И ДЕФОРМАЦИЙ ПРИ ПРОИЗВОДСТВЕ НЕПРЕРЫВНОЛИТЫХ ЗАГОТОВОК СООБЩЕНИЕ 2. ТЕРМИЧЕСКИЕ НАПРЯЖЕНИЯ В НЕПРЕРЫВНОЛИТЫХ ЗАГОТОВКАХ ПРИ НАГРЕВЕ ПЕРЕД ПРОКАТКОЙ

При разработке и совершенствовании тепловых режимов нагрева заготовок в печах [1–3] обычно исходят из задания определенных теплофизических свойств нагреваемого металла (удельной теплоемкости, теплопроводности, массовой плотности), причем при холодном посаде металла, обладающего повышенной твердостью или хрупкостью (например, при нагреве заготовок из быстрорежущей стали), технологическими инструкциями ограничивается начальная температура в печи либо температура в той зоне, где размещаются холодные заготовки с целью избежать нарушения сплошности металла из-за возникающих термических напряжений.

В последние годы выполнены достаточно детальные исследования, позволившие обнаружить охрупчивание металла рядовых, низколегированных марок стали вследствие структурных превра-

щений в аустените в интервале температур 800 – 1100 °С, сопровождаемое всплесками опасных растягивающих напряжений как при остывании непрерывнолитых заготовок, так и при последующем нагреве в печи. На рис. 1, 2 приведены данные В. Ланкфорда [4], свидетельствующие о глубоком провале пластичности (относительного сужения металла) в интервале температур 1170 – 800 °С. Аналогичные данные для низкоуглеродистой трубной стали, отливаемой методом непрерывного литья в слябовые заготовки на Нижнетагильском металлургическом комбинате, приведены в [5]. Причиной охрупчивания металла в обоих случаях считается выпадение карбидов и карбонитридов при распаде зерен аустенита при снижении температуры металла ниже 1100 – 1170 °С.

В настоящей статье приводятся результаты количественной оценки указанного явления на

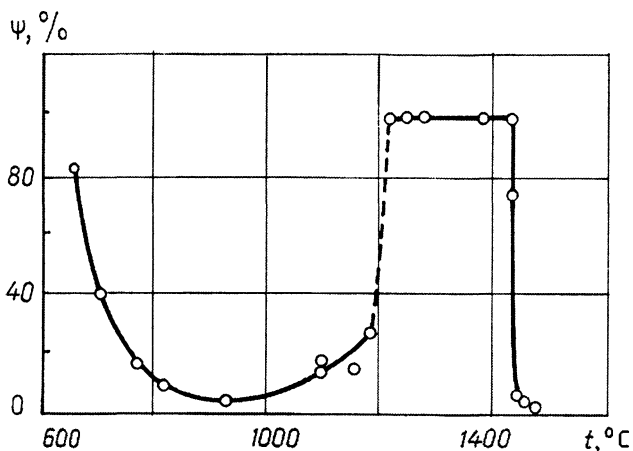


Рис. 1. Влияние температуры на относительное сужение малоуглеродистой стали (химический состав стали см. в подписи к рис. 2 для стали №2), подвергнутой процедуре сенсibilизации (выдержка при 1450 °С в течение 300 с), соотношение марганца и серы в исходном расплаве поддерживается на уровне Mn:S = 11 по данным [4]

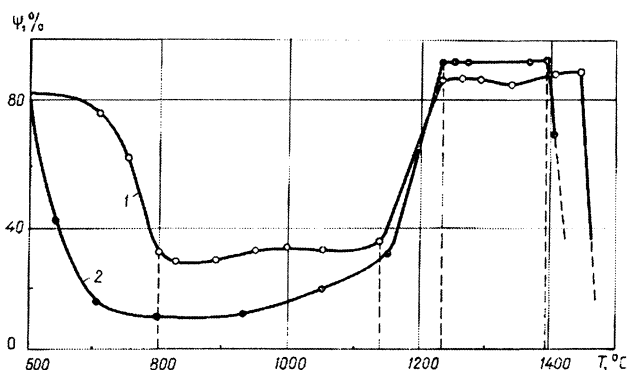


Рис. 2. Зависимость относительного сужения ψ , % от температуры для двух марок малоуглеродистой стали по данным [4]: сталь №1 – 0,06% C; 0,50% Mn; 0,07% Si; 0,02% S; сталь №2 – 0,14% C; 0,68% Mn; 0,24% Si; 0,02% S; 0,015% P; при Mn:S = 11

примере совмещенного процесса непрерывного литья заготовок и их последующего нагрева в пламенной печи.

Попытка количественного учета снижения пластических свойств литой стали осуществляется с привлечением относительно нового способа формализации явлений пластичности, предложенного в работах В.Л. Колмогорова [5,6]. При таком подходе базовой функцией считается “степень деформации сдвига” (обозначим ее символом d_p в отличие от авторов [5,6], использующих обозначение Λ).

Степень деформации сдвига связана, согласно [5,6], с относительным сужением материала простым соотношением

$$d_p(T) = \sqrt{3} \ln \frac{100}{100 - \psi(T)}, \quad (1)$$

так что резкое снижение показателя пластичности ψ однозначно сказывается на снижении показателя d_p , который, как показано ниже, связан с коэффициентом вязкости материала, что позволяет проследить, каким образом провал пластических свойств стали отражается на картине термических напряжений в остывающей (или нагреваемой) стальной заготовке.

Подробное описание используемой математической модели и вывод расчетных соотношений, позволяющих рассчитать термические напряжения в стальной заготовке с круговым поперечным сечением, учитывая картину температурного поля в заготовке на основе численного решения сопутствующей задачи нестационарной теплопроводности, приведены в сообщении 1.

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 в себя параметр τ_p , представляющий комплекс вязкоупругих показателей материала, наряду с локальной скоростью охлаждения $\dot{T} = \frac{dT}{dt}$.

Представим параметр τ_p в виде суммы обратных величин двух параметров τ_G и τ_V , имеющих размерность времени:

$$\tau_p = \left(\frac{1}{\tau_G} + \frac{1}{\tau_V} \right)^{-1}. \quad (2)$$

Первый из указанных параметров

$$\tau_G = - \frac{G(T)}{G\dot{T}}$$

однозначно определяется локальной скоростью охлаждения и модулем сдвига G изучаемого сплава с учетом его зависимости от температуры.

Второй из указанных параметров является отношением коэффициента вязкости материала η к модулю сдвига G :

$$\tau_V = \frac{\eta}{G}.$$

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

$$\eta(T) = \frac{\tau(T)G(T)}{d_p(T)}, \quad (3)$$

где “степень деформации сдвига” d_p связана с относительным сужением материала соотношением (1).

Снижение параметра ψ , наблюдаемое при структурных превращениях аустенита (рис 1, 2), 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. Отметим, что в формулу (1) входит “время релаксации материала” τ , характеризующее подвижность атомов в кристаллической решетке при заданной температуре и определяемое в ходе специальных (резонансных) экспериментов. В частности, для ряда углеродистых сталей результаты подобных экспериментов [8] позволяют построить набор эмпирических соотношений:

$$\tau(T) = \tau_{20} e^{-k_\tau (T-20)^2} \quad \text{при } 0 \leq T \leq 400^\circ\text{C},$$

$$\tau(T) = \tau_R e^{-A_\tau (T-400)} \quad \text{при } 400 \leq T \leq 1000^\circ\text{C},$$

$$\tau_{20} \cong 170, \quad \tau_R \cong 35.$$

При численном решении задачи термовязкоупругости принята во внимание зависимость от температуры основных показателей механического поведения материала — модуля упругости E и предела прочности σ_b с использованием следующих 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 $20 < T \leq 750^\circ\text{C}$ — в зоне 1,

$$E(T) = E_{750} e^{-k_E (T-750)}$$

при $750 < T \leq 1380^\circ\text{C}$ — в зоне 2,

$$E(T) = E_{1380} e^{-k_{\sigma}(T-1380)}$$

при $1380 < T \leq 1450^{\circ}\text{C}$ — в зоне 3,

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

для предела прочности литой малоуглеродистой стали использованы соотношения:

$$\sigma_B(T) = \sigma_B^{20} - A_B(T - 20)^2$$

при $20 < T \leq 750^{\circ}\text{C}$ — в зоне 1,

$$\sigma_B(T) = \sigma_B^{750} e^{-k_S(T-750)}$$

при $750 < T \leq 1380^{\circ}\text{C}$ — в зоне 2,

$$\sigma_B(T) = \sigma_B^{1380} e^{-k_V(T-1380)}$$

при $1380 < T \leq 1450^{\circ}\text{C}$ — в зоне 3.

Кроме того, в ходе расчетов использовали упрощенные эмпирические соотношения, с помощью которых удается (с определенной погрешностью) отразить сложный характер зависимости от температуры относительного сужения ψ в соответствии со схемой, представленной на рис. 3. В этом случае полный интервал температур (от 20 до 1500°C) разделили на семь расчетных зон и приняли в расчетах следующие упрощенные формулы относительного сужения $\varphi = \psi/100$ для каждой из зон:

$\varphi_1 = 0,5$ — для зоны 1,

$$\varphi = \varphi_2 - (\varphi_2 - \varphi_1) \left(\frac{T_2 - T}{T_2 - T_1} \right)^2 \text{ — для зоны 2,}$$

$$\varphi = \varphi_2 - (\varphi_2 - \varphi_3) \left(\frac{T - T_2}{T_3 - T_2} \right)^2 \text{ — для зоны 3,}$$

$$\varphi = \varphi_3 - (\varphi_4 - \varphi_3) \left(\frac{T - T_3}{T_4 - T_3} \right)^2 \text{ — для зоны 4,}$$

$$\varphi = \varphi_4 + (\varphi_5 - \varphi_4) \left(\frac{T - T_4}{T_5 - T_4} \right) \text{ — для зоны 5,}$$

$\varphi_5 = \varphi_6 = 0,92$ — для зоны 6,

$$\varphi = \varphi_6 - (\varphi_6 - \varphi_7) \left(\frac{T - T_6}{T_7 - T_6} \right) \text{ — для зоны 7,}$$

причем $T_1 = 300^{\circ}\text{C}$, $T_2 = 648^{\circ}\text{C}$, $T_3 = 900^{\circ}\text{C}$, $T_4 = 1170^{\circ}\text{C}$, $T_5 = 1235^{\circ}\text{C}$, $T_6 = 1400^{\circ}\text{C}$, $T_7 = 1450^{\circ}\text{C}$, $\varphi_2 = 0,82$, $\varphi_3 = 0,015$, $\varphi_4 = 0,30$, $\varphi_5 = 0,92$, $\varphi_7 = 0,005$.

Варьируя значения граничных значений температурных интервалов ($T_1 - T_7$), а также узловые значения относительного сужения φ_i , можно расчетным путем исследовать влияние разнообразных видов функции $\varphi(T)$ на поле термических напряжений в отвердевшей части непрерывнолитой заготовки. В качестве примера ниже приведены результаты влияния “структурного охрупчивания”

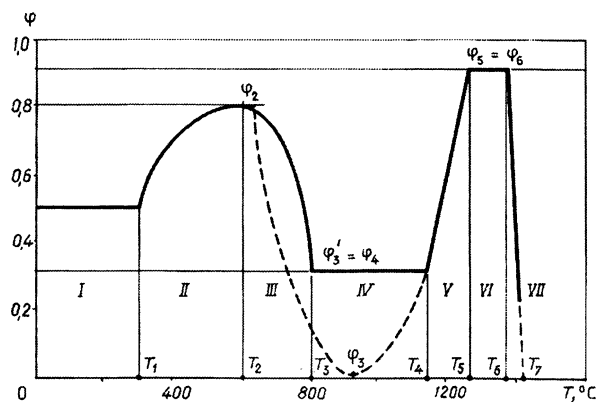


Рис. 3. Схема задания зависимости функции $\varphi = \psi/100$ от температуры для малоуглеродистой стали двух марок (химические составы приведены в подписи к рис. 2). Штриховая линия соответствует участку кривой 2 на рис. 2 в интервале температур $600 - 1170^{\circ}\text{C}$

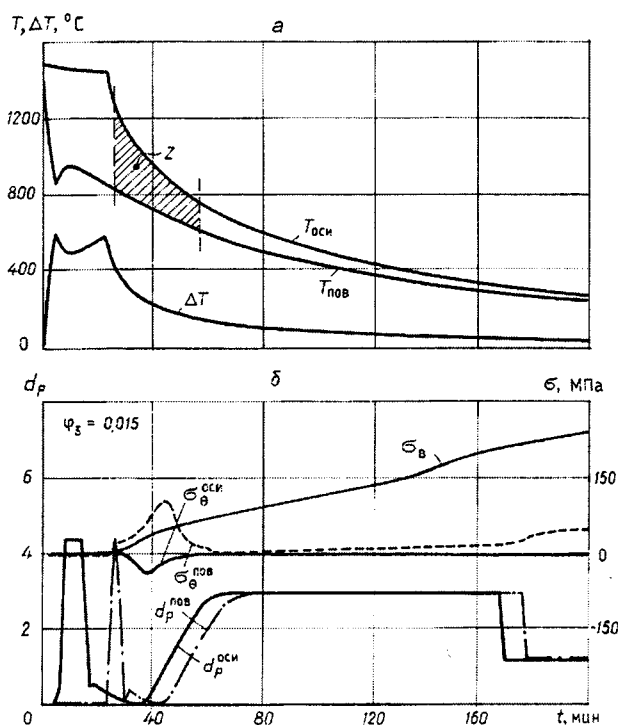


Рис. 4. Изменение во времени показателей температурного поля непрерывнолитой заготовки (а) и термических напряжений на оси и поверхности заготовки (б) диаметром $0,32$ м из малоуглеродистой стали при задании минимального значения показателя ресурса пластичности $\varphi_3 = 0,015$. Заштрихованный участок Z ограничивает зону, где наблюдается “вспышка” опасных растягивающих напряжений; — значения касательных напряжений $\sigma_{\theta}^{\text{пов}}$ и параметра пластичности $d_p^{\text{пов}}$ для слоя металла у поверхности заготовки; - - - - - то же, что для показателей $\sigma_{\theta}^{\text{оси}}$ и $d_p^{\text{оси}}$ в осевой зоне заготовки

на характер изменения во времени термических напряжений в непрерывнолитых заготовках при их остывании после разливки, а также при совмещении процесса остывания заготовки с последующим нагревом в пламенной печи, т.е. в условиях “теплого” или “горячего” посада.

На рис. 4, а представлены результаты расчета температур на оси и поверхности заготовки диаметром $0,32$ м из низкоуглеродистой стали (сталь

№2, см. рис. 2). Предполагается, что заготовка движется вдоль технологической оси МНЛЗ с неизменной скоростью $v = 0,8$ м/мин и пересекает три зоны, различающиеся условиями внешнего охлаждения — кристаллизатор, зону вторичного (форсуночного) охлаждения и, наконец, зону остывания заготовки на воздухе. Пребывание заготовки в пределах кристаллизатора высотой 1,2 м учитывается заданием двух последовательных зон — зоны плотного контакта расплава с водоохлаждаемой стенкой кристаллизатора (протяженность зоны — 20 см, среднее значение коэффициента теплообмена $\alpha = 930,4$ Вт/(м²·К) и участком газоздушного зазора (протяженность участка 1,0 м, среднее значение коэффициента теплообмена 139,56 Вт/(м²·К), коэффициент теплообмена излучением в зазоре принят равным $C = 2,9075 \cdot 10^{-8}$ Вт/(м²·К⁴)).

Зона вторичного охлаждения МНЛЗ характеризуется протяженностью 0,380 м и средним значением коэффициента внешнего теплообмена, равным 348,9 Вт/(м²·К). По выходе из зоны вторичного охлаждения заготовка остывает в цеховой атмосфере, температура которой принята равной 30 °С, а средний коэффициент теплообмена на поверхности заготовки 58,15 Вт/(м²·К).

Из рис. 4, а видно, что продолжительность кристаллизации заготовки составляет 22–23 мин, а максимальное значение перепада температур вдоль радиуса $\Delta T = T_{\text{оси}} - T_{\text{пов}}$ не превышает 550–600 °С, причем на контрольном участке наблюдения (200 с) температура на оси заготовки снижается до 220–235 °С.

Анализ деформаций и напряжений в твердой оболочке затвердевающей заготовки выполним для схемы изменения параметра $\phi = \psi/100$, обозначенного на рис. 3 штриховой линией, т.е. при химическом составе стали №2 (см. рис. 2), прошедшей процедуру сенсibilизации перед испытанием заготовок. Для этой схемы изменения параметра $\phi(T)$ характерным является более глубокий “провал” пластичности, близкий по своему характеру к исходной диаграмме на рис. 1, причем минимальное значение параметра $\phi(T) = \phi_3 = 0,015$. Границам штриховой линии на рис. 3 соответствует заштрихованный участок Z на рис. 4, а, которым выделяется участок между линиями $T_{\text{оси}}(t)$ и $T_{\text{пов}}(t)$, расположенный между температурами 600 и 1200 °С, ограничивающий зону “провала” пластических свойств на рис. 3.

Графики на рис. 4, б дают представление о динамике касательных напряжений σ_θ в сопоставлении с изменением базовой функции деформации сдвига $d_p(T)$ и локальными значениями предела прочности стали, подсчитанными в соответствии со значениями температур на охлаждаемой поверхности заготовки. Прежде всего отметим возникновение “вспышки” опасных растягивающих напряже-

ний $\sigma_\theta^{\text{пов}}$ на охлаждаемой поверхности заготовки, синхронизирующихся во времени с провалом функции $d_p(T)$. Показательно, что пиковые значения $\sigma_\theta^{\text{пов}}$ растягивающих напряжений превышают локальное значение предела прочности, что создает реальные предпосылки для нарушения сплошности (возникновения поверхностных трещин) на данном участке МНЛЗ. Не менее характерно достаточно быстрое “размытие” пика растягивающих напряжений, происходящее под действием релаксационных процессов. Отметим, что в соответствии с данными И. Д. Дергунова [8] время релаксации напряжений (τ) при температуре металла, превышающей 400–500 °С, принято в расчетах равным 4–5 с, что приводит к достаточно быстрой разгрузке возникающих в заготовке термических напряжений. Графики на рис. 5–8 по структуре аналогичны графикам на рис. 4 и отличаются между собой расчетным временем посадки заготовки в нагревательную печь — от 60 до 18 мин. Наиболее показательны различия расчетных данных, приведенных на рис. 4 и 5.

Графики на рис. 5 отражают возникновение повторной “вспышки” растягивающих напряжений в поверхностном слое заготовки, вызванной “тепловым ударом” при посадке заготовки в печь и значительной перестройкой температурного поля вдоль радиуса заготовки. Показательно, что параметр пластичности d_p в момент посадки (60 мин) практически остался неизменным. Дальнейшее сокращение времени посадки 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, полученный при задании времени посадки заготовки в печь, равном 30 мин, показано на рис. 7, б.

На рис. 8 приведены графики, полученные при посадке в нагревательную печь через 18 мин. 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, но представляет существенный интерес в теоретическом плане. Представленные графики демонстрируют приоритет явлений релаксации напряжений: поскольку температура во всех точках заготовки при подобном “горячем” посадке различается не более чем на 10–15 °С, а время релаксации напряжений τ (судя по данным [8]) исчисляется секундами, ощутимых термических напряжений по сечению заготовки не наблюдается несмотря на протекание структурных превращений в аустените, фиксируемых по значению параметра пластичности d_p (рис. 8, б).

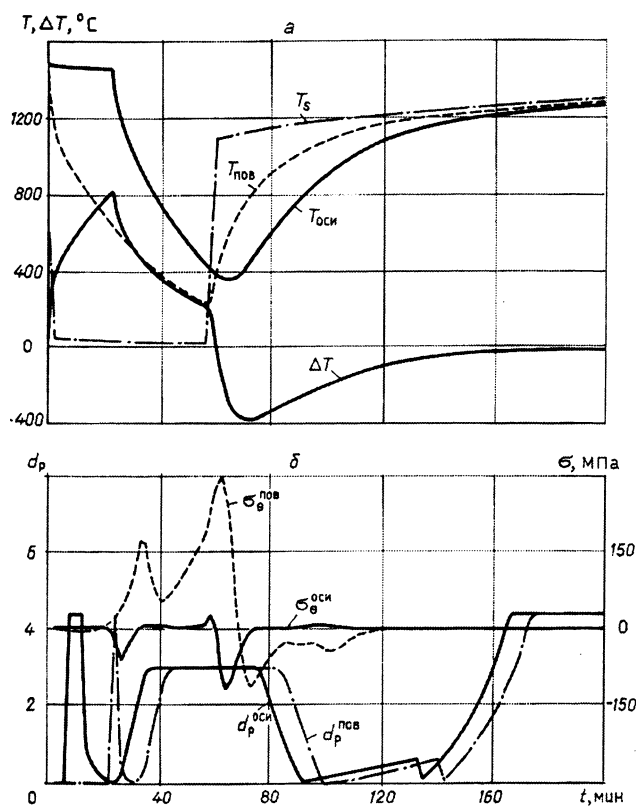


Рис. 5. Изменение во времени показателей температурного поля при затвердевании, охлаждении и нагреве непрерывно-литой заготовки (а) и показателей термонапряженного состояния (б). Время посяда заготовок в нагревательную печь принято равным 60 мин. Обозначения те же, что на рис. 4

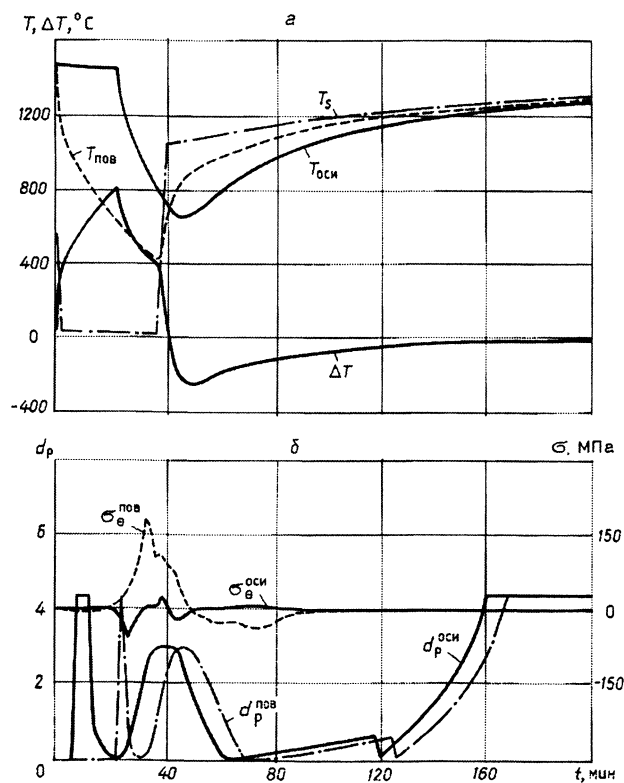


Рис. 6. То же, что на рис. 5; время посяда заготовки в нагревательную печь принято равным 40 мин

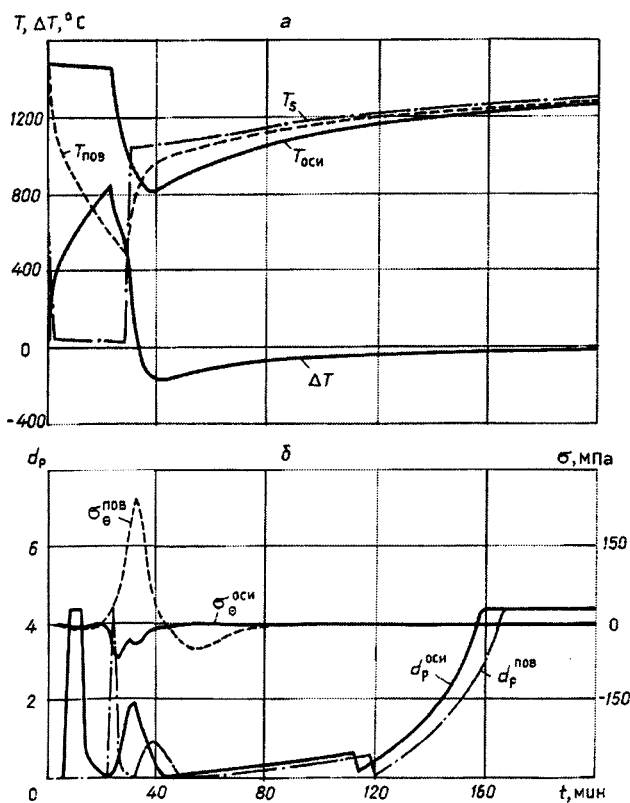


Рис. 7. То же, что на рис. 5; время посяда заготовки в нагревательную печь принято равным 30 мин

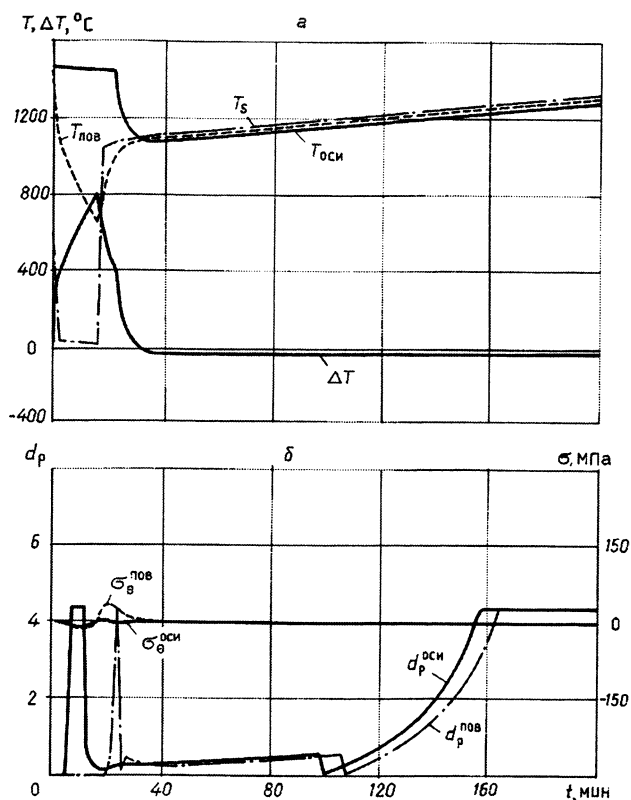


Рис. 8. То же, что на рис. 5; время посяда заготовки в нагревательную печь принято равным 18 мин

Заклучение

Разработана математическая модель для определения температур, напряжений и деформаций при затвердевании, охлаждении и последующем нагреве непрерывнолитых заготовок. При этом впервые в математическую модель наряду с учетом переменности модуля сдвига от температуры и времени релаксации введен показатель разрушения стали (относительное сужение). Расчетами установлено, что при организации режимов горячего посода заготовок, помимо максимума термо-напряжений в зоне вторичного охлаждения заготовок на МНЛЗ, наблюдается второй пик термических напряжений, обусловленный "тепловым ударом" при посоде заготовки в печь. Сокращение времени транспортировки заготовок к нагревательному устройству приводит к появлению одного пика, что существенно снижает возможность появления дефектов в заготовке.

Литература

1. Тайц Н. Ю. Технология нагрева стали. М.: Металлургия, 1962.
2. Расчеты нагревательных печей / Под ред. Н.Ю.Тайца. Киев: Техніка, 1969.
3. Стальной слиток. В 3-х 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.
4. Lankford W. T. Some considerations of Strength and Ductility in the Continuous casting Process // Metallurgical Transactions. 1972. Vol.3, June. P.1331-1357.
5. Колмогоров В. Л., Богатов А. А., Мигачев Б. А. Пластичность и разрушение. М.: Металлургия, 1977.
6. Колмогоров В. Л. Напряжения. Деформации. Разрушение. Л.: Металлургиздат, 1970.
7. Мигачев Б. А., Потапов А. И. Пластичность инструментальных сталей и сплавов (справ.). М.: Металлургия, 1980.
8. Дергунов И. Д. Определение периода релаксации углеродистых сталей и цветных металлов // Журнал техн. физики. 1951. Т.21. Вып.12. С.1526-1534.



На рынке черных металлов

Западная Европа. Выплавка стали в странах-членах ЕС в январе — марте 2002 г., согласно оценке Международного института чугуна и стали (МИЧС), уменьшилась по сравнению с тем же периодом 2001 г. на 4,8% — до 39,5 млн. т.

Журнал "Metal Bulletin" отмечает, что в апреле — июне 2002 г. на западноевропейском рынке черных металлов несколько активизировался спрос на листовой прокат со стороны основных потребителей — автомобильных компаний, а также на некоторые виды сортового проката.

Европейские стальные компании продолжали сокращать производство стали с целью повышения уровня цен. Ограничительные меры по импорту стальной продукции в ЕС привели к уменьшению предложения проката на рынке.

По мнению крупнейшей в мире стальной группы "Arcelor", во II полугодии 2002 г. производство стали в странах ЕС возрастет, поскольку в этот период прогнозируется повышение темпов роста в мировой экономике.

По данным "Metal Bulletin", импорт стальной продукции в ЕС из третьих стран в 2001 г. составил 23 млн. т против 23,4 млн. т в 2000 г. Из США было ввезено 210 тыс. т (288 тыс. т).

Базисные внутренние цены на горячекатаную рулонную сталь в ЕС в мае 2002 г. повысились до 280 — 295 евро за т, франко-завод, а ее импортные цены — до 255 — 265 евро за т каф, а на холоднокатаную рулонную сталь — до 335 — 350 евро и до 305 — 315 евро соответственно.

В ФРГ цены горячекатаной рулонной стали повысились до 260 — 270 евро за т, холоднокатаной — до 300 — 310 евро.

Видимое потребление стальной продукции в ЕС, согласно прогнозу МИЧС, в 2002 г. уменьшится по сравнению с 2001 г. на 1,5% — до 140 млн. т.

На рынке листового проката в странах ЕС в последние месяцы деловая активность оставалась низкой. Уменьшение предложения проката компаниями в результате сокращения производства привело к повышению на западноевропейском рынке его цен.

В июне экспортные цены холоднокатаной рулонной стали в Европе находились на уровне 300 — 330 долл. за т фоб и по сравнению с апрелем 2002 г. повысились примерно на 20 долл. за т.

Экспортные цены на горячекатаную рулонную сталь в ЕС повысились по сравнению с апрелем на 50 — 55 долл. на т и в конце июня 2002 г. составляли 260 — 280 долл. за т фоб. Экспортные цены на холоднокатаную рулонную сталь увеличились на 45 долл. на т и в конце июня 2002 г. составляли 300 — 330 долл. за т фоб. Экспортные цены толстого листа во II квартале 2002 г. оставались на неизменном уровне в 320 — 350 долл. за т, среднего листа — 290 — 310 долл.

Базисные экспортные цены стальной продукции (по номенклатуре ЕОУС), поставляемой из государств-членов ЕС в третьи страны, были следующими (долл. за т, фоб порты стран Западной Европы; на прокат из стали торгового качества, включая 2,5% комиссионных, предоставляемых экспортерам):

	24 апреля	29 мая	28 июня
Арматурная сталь	190-220	190-220	200-230
Сортовая сталь	215-250	215-250	215-250
Катанка	190-205	200-215	200-215
Балки и швеллеры			
300 — 600 мм	240-270	240-270	240-270
более 600 мм	300-340	300-330	300-330
Лист			
толстый	320-350	320-350	320-350
средний	290-310	290-310	290-310
рифленый	410-420	410-420	410-420
Рулонная сталь			
горячекатаная	240-260	250-270	260-280
холоднокатаная	280-310	290-320	300-330
оцинкованная	320-400	340-400	350-400