

УДК 666.762.8:621.746.328.3

## **ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ПРОЦЕССА ВДУВАНИЯ АРГОНА В СТРУЮ СТАЛИ НА КАЧЕСТВО НЕПРЕРЫВНОЛИТОЙ СОРТОВОЙ ЗАГОТОВКИ**

А.Н. Смирнов, Штепан Е.В., Редько Г.А.  
Донецкий национальный технический университет

*Виконано дослідження впливу процесів вдування аргону в струмінь сталі на стабільність процесів безперервного лиття. На підставі даних фізичного і математичного моделювання рекомендовано параметри вдування аргону для отримання сортової заготовки.*

Важнейшими проблемами производства сортовой заготовки в современных условиях являются повышение качества, снижение энергоемкости производства и себестоимости готовой продукции. В связи с этим исследования, направленные на обеспечение оптимизации процессов перетекания стали из промежуточного ковша в кристаллизатор, что оказывает решающее влияние на стабильность процессов литья, качество заготовки и производительность работы сортовой высокоскоростной МНЛЗ, заслуживают особого внимания.

Решение вопросов, направленных на повышение качества и снижение стоимости заготовки, возможно за счет детального изучения организации и воздействия струи металла, проникающей в жидкую ванну кристаллизатора, на процессы кристаллизации заготовки. Особую важность такие процессы получают при получении заготовки малого сечения с высокими скоростями, когда резко увеличивается (в 3-4 раза) соотношение площадей струи металла и кристаллизатора. В этом случае размывание потоками жидкой стали твердеющего металла приводит к неравномерности нарастания твердой корочки и, как следствие, наличие ромбичности профиля заготовки.

Целью настоящего исследования является снижение такого воздействия струи на корочку заготовки. Одним из таких способов можно считать вдувание аргона через стопор-моноблок в струю металла [1-3].

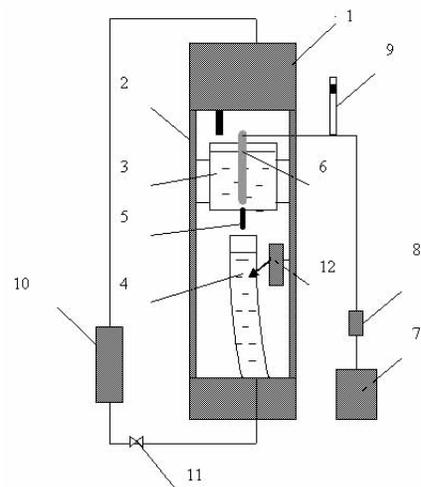
Эффект торможения струи металла в кристаллизаторе, при вдувании в нее аргона, изучался на физической модели для разливы открытой и закрытой струей. Схема модели представлена на рисунке 1. В качестве имитатора вдуваемого аргона использовали воздух, подаваемый под давлением.

На рисунке 2 представлены характерные примеры проникновения пузырьков в расплав в зависимости от расхода вдуваемого газа.

Установлено, что глубина проникновения струи моделирующей жидкости в 2-4 раза снижается при вдувании в нее газа. При этом оптимальный объем вдуваемого газа зависит от скорости разливы и сечения струи. На практике, большое значение на величину объема вдуваемого газа, видимо, будет оказывать также фактор увеличения объема аргона в струе при его нагревании, а также бурление зеркала металла, обусловленное всплыванием пузырьков газа на поверхность.

В целом разливы сортовой заготовки с использованием погружного стакана имеет существенные технологические резервы и преимущества перед разливкой открытой струей. Видимо, поэтому на многих металлургических заводах доля сортовой заготовки, разливаемой с погружным стаканом, постоянно возрастает.

В данной работе на основании данных физического моделирования была сделана попытка математического моделирования процессов формирования заготовки в кристаллизаторе сортовой МНЛЗ при отсутствии продувки аргоном



1-резервуар; 2-опорные колонны; 3-прозрачная модель промежуточного ковша; 4-прозрачная модель кристаллизатора; 5-стакан-дозатор; 6-стопор-моноблок; 7-компрессор; 8-ресивер; 9-ротаметр; 10-насос; 11-устройство синхронизации напоров жидкости; 12-устройство визуализации и измерения скоростей потоков

Рисунок 1 – Схема лабораторной установки для изучения гидродинамики потоков расплава в полости кристаллизатора криволинейной МНЛЗ

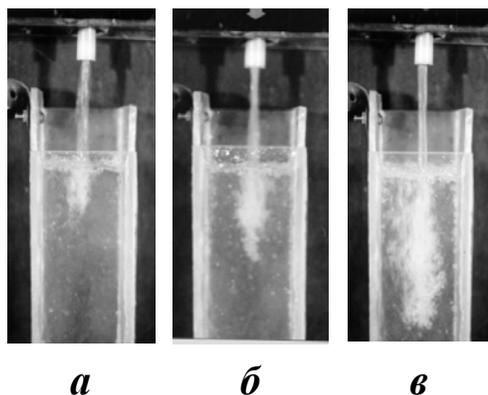


Рисунок 2 - Распределение потоков моделирующей жидкости в кристаллизаторе криволинейной МНЛЗ при различных расходах вдуваемого воздуха: а) - 2 мм<sup>3</sup>/с; б) – 5 мм<sup>3</sup>/с ; в) – 0 мм<sup>3</sup>/с

и при вдувании аргона в струю стали через стопор-моноблок с разным расходом.

**Система уравнений.** Теоретическая основа модели – стандартные уравнения теории теплопереноса [4,5].

Процессы теплопереноса в затвердевающей непрерывнолитой заготовке описываются уравнением, отражающим энергетический баланс в системе [6]:

$$\rho C \frac{\partial T}{\partial \tau} + V_x \frac{\partial T}{\partial x} + V_y \frac{\partial T}{\partial y} + V_z \frac{\partial T}{\partial z} = \frac{\partial}{\partial x} \left( \lambda \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left( \lambda \frac{\partial T}{\partial y} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left( \lambda \frac{\partial T}{\partial z} \right) + \rho L \frac{\partial f_s}{\partial \tau} , \quad (1)$$

где  $T$  – температура, К;

$\tau$  – время, с;

$x, y, z$  – пространственные координаты, м (см. рис.2.1);

$V_x, V_y, V_z$  – компоненты скорости, м/с (отличны от нуля только в области жидкой фазы);

$\rho$  – плотность стали, кг/м<sup>3</sup>;

$C$  – удельная теплоемкость стали, Дж/(кг·К);

$\lambda$  – теплопроводность стали, Дж/(м·К·с);

$L$  – удельная теплота кристаллизации, Дж/кг;

$f_s$  – доля твердой фазы.

Экспериментально установлено, что хотя конвективный теплоперенос и приводит к увеличению в несколько раз коэффициента теплопроводности стали в жидкой фазе (что способствует более быстрому удалению перегрева расплава в кристаллизаторе), данный фактор слабо влияет на толщину твердой корки и на поле температур [7]. Это объясняется тем, что достигаемый энергетический эффект составляет лишь небольшую долю от выделяющейся теплоты кристаллизации.

Механизм кондукции (теплопроводности) важен для переноса тепла в поперечном сечении ( $x, y$ ). Но распространение тепла в аксиальном направлении ( $z$ ) происходит, главным образом, за счет движения заготовки. Вклад кондукции пренебрежимо мал, ввиду низкой теплопроводности стали и относительно высоких скоростей вытягивания сорта [6]. Используя данные упрощения, а также

учитывая, что время является однозначным образом связано со значением аксиальной координаты ( $\tau = z/V_c$ , где  $V_c$  – скорость вытягивания заготовки, м/с), а доля твердой фазы является функцией температуры ( $f_s = f(T)$ ), можно преобразовать уравнение (1) к виду:

$$\rho C_{\text{эф}} V_c \frac{\partial T}{\partial z} = \frac{\partial}{\partial x} \left( \lambda \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left( \lambda \frac{\partial T}{\partial y} \right), \quad (1a)$$

где

$$C_{\text{эф}} = C + L \frac{df_s}{dT}. \quad (3)$$

Уравнение (1a) позволяет найти *распределение температуры*  $T = f(x, y, z)$  в каждой точке затвердевающей заготовки.

Входящие в уравнение (1a) теплофизические параметры  $\rho$  (*плотность*),  $\lambda$  (*теплопроводность*) и  $C$  (*теплоемкость*) являются функциями температуры и, в общем случае, полевыми переменными (функциями координат). Их значения в каждой точке заготовки рассчитываются по эмпирическим зависимостям [6]:

$$\rho(x, y, z) = f_1(T) \quad , \quad (4a)$$

$$\lambda(x, y, z) = f_2(T) \quad , \quad (4б)$$

$$C(x, y, z) = f_3(T) \quad . \quad (4в)$$

Процесс затвердевания металла является сложным комплексом физических явлений – сегрегация, рост дендритов, движение междендритного расплава, и т.п. Данные явления недостаточно изучены, а их точное математическое описание было бы чрезвычайно сложным. Поэтому для моделирования затвердевания привлекаются различные упрощающие гипотезы. Достаточно адекватным приближением для бинарных сплавов (в том числе, стали) является модель квазиравновесной двухфазной зоны [4], которая позволяет рассчитать поле *доли твердой фазы*  $f_s$  как функцию температуры и теплофизических характеристик металла:

$$f_s = 1 - \left( \frac{T_0 - T}{T_0 - T_L} \right)^{-1/(1-k)} \quad (5)$$

где  $k$  – равновесный коэффициент распределения примеси;  
 $T_0$  – начальная температура расплава (в сечении мениска), С;  
 $T_L$  – температура-ликвидус, С.

При известном распределении твердой фазы  $f_s = f(x, y, z)$  рассчитываются все остальные параметры кинетики затвердевания (ширина и глубина жидкой лунки, ширина двухфазной области, толщина твердой корочки, локальные коэффициенты затвердевания).

**Граничные условия.** Определяющее влияние на динамику изменения поля температур и характер затвердевания металла оказывает процесс отвода тепла с поверхности заготовки. Поэтому правильная постановка граничных условий играет решающую роль для получения адекватного решения задачи.

На поверхности стали в кристаллизаторе (*мениск*) можно с достаточной точностью предположить, что температура распределена равномерно по всему сечению и остается постоянной в течение всего периода формирования заготовки [8]. Ее значение зависит от скорости разливки и задается в начале расчета как константа. Также считается, что поверхность мениска является плоской и теплоизолированной (тепловые потери отсутствуют). Соответствующее граничное условие запишется следующим образом:

$$T(x, y)|_{z=0} = T_0 = \text{const.} \quad (6)$$

Температура *боковой поверхности* заготовки для любого поперечного сечения связана с плотностью теплового потока по закону Фурье [2]:

$$z > 0: \quad -\lambda \frac{dT}{dx} \Big|_{x=L_x} = q, \quad -\lambda \frac{dT}{dy} \Big|_{y=L_y} = q. \quad (7)$$

Значение теплового потока, в свою очередь, определяется механизмом теплоотвода и зависит от рассматриваемой области охлаждения.

При прохождении заготовки через *кристаллизатор* (первичное охлаждение) отвод тепла из заготовки осуществляется через ряд слоев с различными коэффициентами теплопроводности.

Наибольшим термическим сопротивлением обладает газовый зазор, который формируется вследствие усадки стали и отхода твердой корочки от стенок кристаллизатора. Толщина газового зазора нестабильна и может меняться по высоте и периметру кристаллизатора, поэтому определение термического сопротивления данного слоя представляет значительные трудности.

Так как объединение математической модели кристаллизации заготовки и гидродинамики струи стали, проникающей в кристаллизатор, представляет значительные трудности, то учет влияния струи на затвердевание заготовки обеспечивали следующим образом. На физической модели определяли параметры гидродинамики струи в полости кристаллизатора для случаев разлива с вдуванием аргона с различными расходами и без вдувания аргона. В математической модели кристаллизатор делили на коаксиальные области (до 10 областей), для каждой из которых существовала возможность изменения величины коэффициента теплопередачи  $\lambda$ , а также на горизонтальные слои. Путем изменения коэффициента теплопередачи имитировали процессы влияния струи стали, проникающей в кристаллизатор из промковша, на корочку затвердевшей заготовки.

Из литературы известно [7], что значение коэффициента теплопередачи в области внедрения струи металла в полость кристаллизатора может значительно возрасти (в 10 раз). Исходя из этого для различных сечений кристаллизатора вводили свой закон для определения коэффициента теплопередачи по его сечению. При выборе значений  $\lambda$  учитывали данные физического моделирования внедрения струи в полость кристаллизатора.

Расчет проводили для заготовки сечением 120\*120 мм, получаемой со скоростью 4 м/мин при условии, что струя проникает в кристаллизатор по оси последнего. Результаты показывают (рисунок 3), что в случае отсутствия вдувания аргона, условия кристаллизации несколько ухудшаются, чем в случае вдувания аргона, что можно объяснить влиянием струи на этот процесс.

Для проверки адекватности математической модели были проведены замеры толщины затвердевшей корочки «чулков», полученных с вдуванием аргона в струю металла (рисунок 4а) и без вдувания аргона (рисунок 4б). Данные замеров показывают, что при вдувании аргона с расходом 1,5 м/мин, (рисунок 4а) толщина корочки заготовки по разным граням заготовки колеблется в меньшей степени,

чем при отсутствии вдувания аргона (рисунок 4б). Результаты замеров толщины корочки заготовки хорошо согласуются с данные физического и математического моделирования.

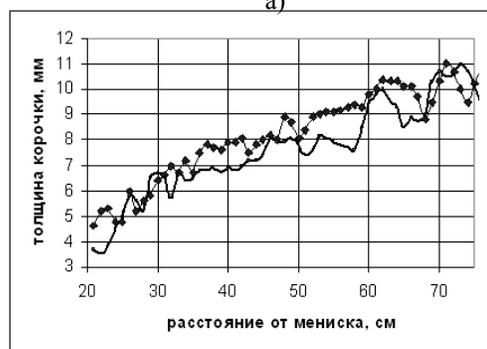
Таким образом, в результате выполненных с использованием физического и математического моделирования исследований можно сделать выводы о том, что для получения сортовой заготовки рекомендуемый расход аргона составляет 1-2 л/мин, что приводит к уменьшению проникновения струи в кристаллизатор в 1,5-2 раза. Повышение расхода аргона свыше 2 л/мин приводит к увеличению глубины проникновения струи металла в кристаллизатор.



Рисунок 3 - Зависимость изменения толщины корочки заготовки от расхода аргона, вдуваемого в струю стали



а)



б)

Рисунок 4 – Динамика нарастания корочки заготовки при отсутствии вдувания аргона – а); и расходе аргона 1,5 л/мин – б)

### **Литература:**

1. Процессы непрерывной разливки / А.Н.Смирнов, В.Л.Пилюшенко, А.А.Минаев и др. – Донецк:ДонНТУ, 2002.- 536 с.
2. Hua Bai, Brian G. Thomas. Effect of clogging, argon injection and continuous casting conditions on flow and air aspiration in submerged entry nozzles // Metallurgical and Materials Transactions B, Vol. 32B, No. 4, (August), 2001, pp. 707-722.
3. Тенденции развития производства сортовых заготовок / А.А.Минаев, А.Н.Смирнов, М.Захур, С.В.Момот // Metallургическая и горнорудная промышленность.- 2001.- №6.- С. 25-28
4. Никитенко Н.И. Теория тепломассопереноса. – К.:Наук.думка, 1983. – 352с.
5. Исаченко В.Л., Осипова В.Л., Сукомел А.С. Теплопередача. – М.:Энергия,1969. – 439 с.
6. Mizikar E.A. Mathematical heat transfer model for solidification of continuously cast steel slabs// Transactions TMS-AIME. – 1967. – V.239. – P.1747-1753.
7. Brimacombe J.K. Empowerment with knowledge – toward the intelligent mould for the continuous casting of steel billets// AIME SteelMaking Conference Proceedings (Dallas, USA, March 1993). – Dallas, 1993. – V.76. – P.3-26.
8. Choudary S.K., Mazumdar D. Mathematical modelling of transport phenomena in continuous casting of steel// ISIJ International. – 1994. – V.34. – N.7. – P.584-592.