

ПК до номинального объема металла. Работы в данном направлении являются перспективными в плане использования ПК как для удаления неметаллических включений так и для обработки стали порошковой проволокой.

### Список литературы

1. **Металлургическая** обработки металла при непрерывной разливке с целью повышения степени чистоты // Яук Р., Якоби Х., Литтгершайдт Г и др. // Черные металлы, 1989. — № 6. — С. 3–11.
2. **Совершенствование** гидродинамики жидкой стали в промежуточном ковше при непрерывной разливке / З.К. Кабаков, Г.А. Волков, А.Ф. Сарычев и др. // Труды 2 конгресса сталеплавателей. — М., 1994. — С. 299–301.
3. **Огурцов А.П., Недопекин Ф.В., Белоусов В.В.** Процессы формирования стального слитка: математическое моделирование заполнения и затвердевания. — Днепродзержинск: ДГТУ, 1994. — 180 с.
4. **Optimisation** of the fluid flow characteristics in the tundish in Tata Steels six-strand billet caster / S.Govindarain, S.K. Aimani, Amit Chatterjee // Extr.Met. 89: Pap.Symp.London, 10–13 July, 1989. — London, 1989. — P. 105–134. — Англ.
5. **The mathematical** modelling of steel flow and particle trajectory in two strands slab tundish / K.C. Hsu, C.L. Chou // 71<sup>st</sup> Steelmak. Conf. Proc. Vol. 71. Toronto Meet., Apr. 17–20, 1988. — (Wazendale Pa), 1988. — P. 405–410. — Англ.

© Дюдкин Д.А., Бабанин А.Я., Белоусов В.В., 2003

МАКУРОВ С.Л., КАЗАЧКОВ Е.А. (ПГТУ, Г. МАРИУПОЛЬ), ШТУРГУНОВ И.Л.,  
ЛИМАРЕНКО О.В. (ОАО «ДНЕПРОСПЕЦСТАЛЬ», Г. ЗАПОРОЖЬЕ)

## СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ ПОРОШКА РАСПЫЛЕНИЕМ ИЗ РАСПЛАВА ВЫСОКОВАНАДИЕВОЙ СТАЛИ

*Представлены результаты экспериментальных исследований, на основании которых разработаны и внедрены в производство рекомендации по температурным режимам распыления быстрорежущей стали с высоким содержанием ванадия.*

Развитие металлургической промышленности Украины в условиях рыночной экономики и свободной конкуренции предъявляет высокие требования к качеству продукции, которые рассматриваются в тесной связи со снижением ее себестоимости на всех стадиях производства. Тем не менее, в настоящий момент в стране имеет место высокий уровень потребления сырья, огнеупоров, топлива и энергии (эти показатели выше на 20–25% соответствующих показателей в развитых странах).

В этих условиях эффективность производства может быть повышена за счет совершенствования технологий изготовления дорогостоящих сталей специального назначения. В ОАО «Днепроспецсталь» освоено производство ряда новых марок инструментальной быстрорежущей стали методом порошковой металлургии с последующей горячей деформацией заготовок на прессах, молотах или прокатных станах. Порошок сложнолегированной стали получают распылением струи жидкого металла при истечении из дозаторного стакана с диаметром выходного канала 6 мм (в качестве газораспылителя используют азот). Однако, средний выход годного порошка составляет 60–65%. Причиной низкого выхода годного порошка является «затягивание» дозаторного стакана при распылении металла. Это увеличивает длительность плавки, ведет к угару легирующих элементов и дополнительному расходу электроэнергии, а в целом — снижает эффективность производства.

Из практики разливки стали известно, что в результате длительного контакта жидкого металла с огнеупорным материалом возникают физико-химические процессы,

которые могут вызвать «затягивание» или размывание стакана [1,2]. При прочих равных условиях образование металлических кристаллов и рост на них настыли могут начинаться в том месте поверхности канала, где температура понижается ниже температуры плавления стали. Наиболее низкая температура наблюдается в нижней части стакана. Образование и рост металлических кристаллов на выходе из стакана приводит к повышению теплопроводности вдоль канала стакана и более интенсивному отводу тепла, что способствует росту настыли. При распылении металла имеет место дополнительное охлаждение стакана струей азота. При этом приток горячей стали уменьшается из-за увеличения ее вязкости при понижении температуры. Эти процессы также способствуют «затягиванию» стакана.

Для разработки режимов распыления сложнолегированных сталей необходимы данные по вязкости расплавов этих сталей в широком диапазоне температуры.

В литературе [3–5] приведены результаты многочисленных исследований вязкости металлических расплавов, однако, отсутствуют данные по вязкости жидких сталей с высоким содержанием ванадия.

Целью работы явилось экспериментальное исследование температурной зависимости вязкости расплава высокованадиевой стали P0M2CФ10-МП, содержащей около 10% ванадия, и разработка на основании полученных данных, а также данных измерения температуры стали в металлоприемнике, режимов распыления металла.

Исследование вязкости стали проводили на высокотемпературном вискозиметре методом регистрации затухающих крутильных колебаний тигля с расплавом. Конструкция лабораторной установки подробно описана в работе [6].

Величину динамической вязкости определяли из уравнения:

$$\delta - \delta_0 = K' \sqrt{\eta \rho}, \quad (1)$$

где  $\delta_0$ ,  $\delta$  — логарифмический декремент затухания колебаний системы соответственно с пустым и заполненным тиглем;  $K'$  — константа прибора, определяемая градуировкой,  $\rho$  — плотность металла,  $\text{кг/м}^3$ ,  $\eta$  — динамическая вязкость,  $\text{Па}\cdot\text{с}$ .

С целью обеспечения воспроизводимости результатов измерений опыты проводили при одинаковом заполнении тигля металлом.

Градуировку вискозиметра выполнили по водному раствору сахарозы (40%), жидким легкоплавким металлам (свинец, олово) и жидкой стали 08X18H10T, для которых величина динамической вязкости, определенная по вышеуказанной методике, имеется в литературе [5,7].

Расчет логарифмического декремента затухания проводили по серии десяти проходов светового пятна, отражаемого от колебательной системы на сферическую линейку. Каждое измерение проводили пять раз, после чего рассчитывали средние значения декремента затухания:

$$\delta = \frac{1}{25} \ln \frac{\varphi_5 \varphi_6 \varphi_7 \varphi_8 \varphi_9}{\varphi_0 \varphi_1 \varphi_2 \varphi_3 \varphi_4} \quad (2)$$

где:  $\varphi_0$  --  $\varphi_9$  — амплитуды соответствующих колебаний, град.

Точность определения вязкости стали в интервале температуры от температуры ликвидуса до 1600°C составила 5–8%.

Температуру ликвидус исследованной стали определили на установке термического анализа по методике, описанной в работе [8].

В зависимости от колебаний химсостава стали в пределах допускаемых стандартом величина температуры ликвидус стали P0M2CФ10-МП составила 1300–1310°C.



На экспериментальной установке провели исследование вязкости образцов стали Р0М2СФ10-МП (пробы были взяты перед тем, как затянуло стакан-дозатор). Химический состав исследованных образцов следующий, % мас.:

C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	W	V	Co	Cu	Al	Ti
2,94	0,51	0,99	7,95	0,23	1,38	0,49	9,87	0,15	0,13	0,016	< 0,01

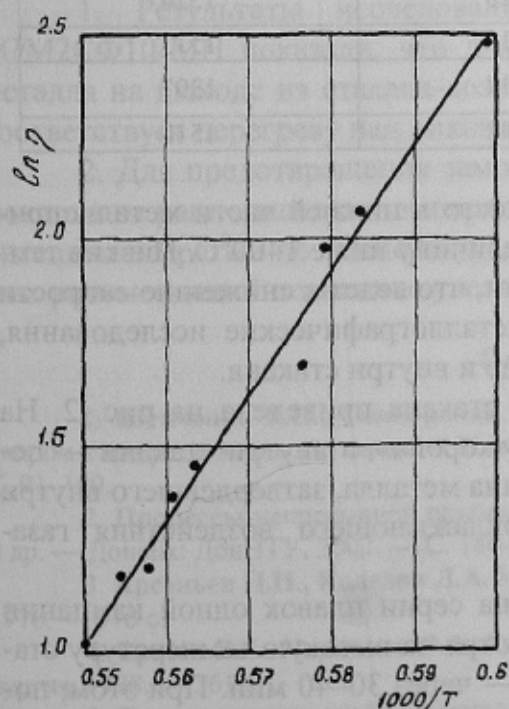
Результаты измерений вязкости указанной стали в интервале температуры 1400–1550°С сведены в таблицу 1. На рис. 1 эти результаты представлены в виде зависимости логарифма динамической вязкости от температуры.

**Табл. 1.** Результаты определения вязкости стали Р0М2СФ10-МП методом крутильных колебаний цилиндрического тигля с расплавом

Температура, К	$(\delta-\delta_0) \times 10^3$	$\sqrt{\eta\rho}$	$\eta$ , мПа·с	$\ln \eta$
1673	11,98	8,79	11,70	2,460
1713	10,25	7,15	7,87	2,063
1723	9,62	6,80	7,23	1,978
1733	7,07	5,42	4,66	1,540
1773	6,16	5,12	4,26	1,451
1783	5,81	4,40	3,97	1,382
1793	5,52	4,13	2,83	1,041
1803	4,67	4,10	2,82	1,038
1823	4,02	4,04	2,77	1,020

Полученные данные обобщили уравнением:

$$\ln \eta = \frac{29412}{T} - 15,15. \quad (3)$$



**Рис. 1.** Зависимость логарифма вязкости стали Р0М2СФ10-МП от обратной температуры

На основании полученных данных установлено, что вязкость стали Р0М2СФ10-МП при перегреве в 100°С над уровнем температуры ликвидус достаточно высока — 11,7 мПа·с. У большинства углеродистых и легированных сталей при аналогичном перегреве вязкость в два раза ниже и находится в пределах от 5 до 6 мПа·с.

Таким образом, согласно полученным данным, температура металла при распылении стали Р0М2СФ10-МП на выходе из стакана должна быть не менее 1500°С, что соответствует перегреву над ликвидусом в 200°С.

Для измерения температуры жидкой стали в тигле индукционной печи и металлоприемнике была использована методика работы [9], основанная на применении малоинерционных термопар. Сущность её состоит в том, что термопару, защищенную тонкостенным кварцевым колпачком, погружали в сталь на короткое время, достаточное для снятия устойчивых показаний, т.е. непрерывный замер температуры заменили серией периоди-

ческих измерений. Такой подход позволяет точно фиксировать даже незначительные изменения температуры жидкой стали и не приводит к местному охлаждению металла.

При проведении измерений применяли вольфрамовые термопары ВР20/5. Каждое измерение выполняли индивидуальной термопарой, необходимое количество термопар готовили заранее. Для данной партии проволоки проводили градуировку по стандартной платинородий-платиновой термопаре в интервале температур 1300–1600°C.

Измерение термо-ЭДС осуществляли потенциометром ПП-63, подключаемым к термопарам медными проводами. Показания прибора достигали максимальных значений через 30–40 с после погружения термопары в жидкую сталь, что соответствует установлению теплового равновесия между термопарой и жидким металлом. Погрешность измерений не превышала 2–3%.

Термопару погружали в жидкую сталь на заданную глубину с помощью специального приспособления.

Измерения температуры стали Р0М2СФ10-МП в тигле печи и металлоприемнике показали, что после слива металла происходит понижение температуры на величину порядка 100–200°C (табл.2).

**Табл. 2.** Результаты измерения температуры металла в тигле и металлоприемнике при распылении стали Р0М2СФ10-МП

Время от начала распыления, мин	Температура, °С		
	В тигле печи	В металлоприемнике	
		верх	низ
0	1625	1540	1420
5	-----//-----	1410	1390
12	-----//-----	1418	1370
15	-----//-----	1528	1524
20	-----//-----	1513	1513
23	1624	1414	1397
37	1653	1542	1510

Наибольшее понижение температуры имеет место в нижней части металлоприемника, где температура составляет в ряде случаев величину ниже 1400°C. Низкие температуры металла приводят к увеличению его вязкости, что ведет к снижению скорости истечения металла. Одновременно, как показали металлографические исследования, наблюдается кристаллизация металла на нижнем торце и внутри стакана.

Фотография разреза металла от «затянутого» стакана приведена на рис. 2. На нижнем торце стакана наблюдается так называемая «корона», а внутри стакана — перемешивание струи затвердевшим металлом. Причем, толщина металла, затвердевшего внутри канала, различна, что связано с направлением охлаждающего воздействия газораспылителя.

Исследования в производственных условиях на серии плавов одной кампании показали, что после замены металлоприемника, несмотря на высокую температуру стали в тигле, «затягивание» стакана наступает быстро — через 30–40 мин. При этом, понижение температуры металла после четвертого слива превышает 250°C. Это свидетельствует о недостаточном прогреве металлоприемника перед распылением.

Таким образом, для нормального распыления стали Р0М2СФ10-МП температура металла в нижней части металлоприемника не должна быть ниже 1400–1450°C.



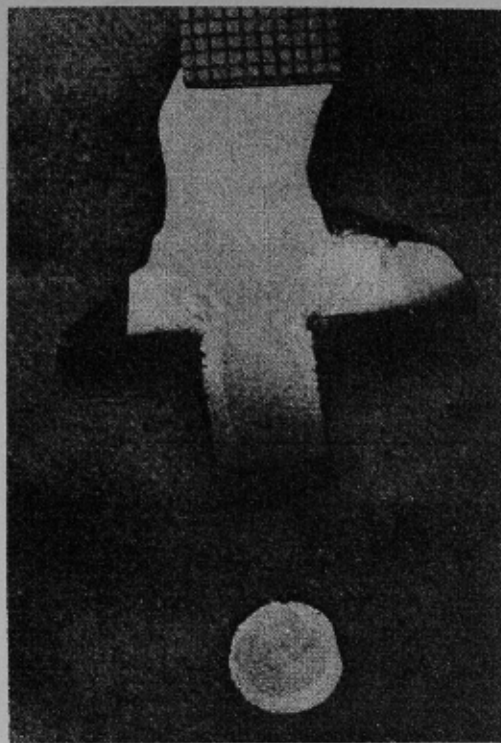


Рис. 2. Макроструктура металла, затвердевшего в стакане при распылении стали РОМ2СФ10-МП

С целью достижения более однородной температуры стали в металлоприемнике было предложено производить слив предварительно нагретого до 1640–1650°C металла в металлоприемник небольшими порциями (100–150 кг) с интервалом по времени 3–5 мин.

Во избежание «затягивания» стакана в начале процесса распыления рекомендовано производить предварительный подогрев стакана и прилегающих к нему участков футеровки газовой горелкой непосредственно перед заливкой стали до температуры 1400–1450°C.

Внедрение вышеуказанных рекомендаций позволило увеличить выход годного порошка в среднем на 10%. Средний выход годного порошка составил 74%, что является наилучшим показателем для данной марки стали из всех предыдущих кампаний.

В дальнейшем необходимо продолжить исследования с целью разработки режимов распыления сложнолегированных сталей Р6М5Ф4, Х12МФ4, Х18МФ6, содержащих 4–6% ванадия. Представляется весьма важным с научной и практической точки зрения оценить влияние содержания ванадия на вязкость расплавов сложнолегированных инструментальных сталей.

## Выводы

1. Результаты исследований температурной зависимости вязкости стали РОМ2СФ10-МП показали, что для нормального распыления этой стали температура металла на выходе из стакана-дозатора должна составлять не менее 1450–1500°C, что соответствует перегреву над ликвидусом порядка 200°C.
2. Для предотвращения замораживания стали в канале стакана – дозатора рекомендованы рациональные температурные и временные режимы слива металла в предварительно нагретый до температуры 1400–1450°C металлоприемник. Внедрение указанных рекомендаций позволило увеличить выход годного порошка в среднем на 10%.

## Список литературы

1. Шевченко В.П., Самборский М.В. Исследование взаимодействия жидкого металла с опором сталеразливочных стаканов // *Металлургия: Сб. науч. тр. ДонГТУ.* — Донецк, 1999. — Вып.1. — С. 91–100.
2. Процессы непрерывной разливки: Монография / А.Н.Смирнов, В.Л.Пилушенко, А.А.Минаев и др. — Донецк: ДонНТУ, 2002. — С. 186–199.
3. Арсеньев П.П., Коледов Л.А. *Металлургические расплавы и их свойства.* — М.: *Металлургия*, 1976. — 376 с.
4. Ершов Г.Е., Черняков В.А. *Строение и свойства жидких и твердых металлов.* — М.: *Металлургия*, 1978. — 261 с.
5. *Транспортные свойства металлических и шлаковых расплавов / Справочник под ред. академика Н.А.Ватолина.* — М.: *Металлургия*, 1995. — С. 147–225.
6. Макуров С.Л. *Высокотемпературный вискозиметр с автоматической регистрацией результатов измерений // Вестник Приазов. гос. техн. ун-та: Сб. науч. тр.* — Мариуполь, 1997. — Вып.3. — С.37–40.
7. Макуров С.Л. *Влияние содержания легирующих элементов на вязкость расплавов нержавеющей сталей // Изв. вузов. Черная металлургия*, 1997. — № 8. — С. 8–11.

8. Казачков Е.А., Макуров С.Л. Экспериментальное исследование теплофизических свойств сталей в жидком, двухфазном и твердом состоянии // Исследование процессов с участием окисных и металлических расплавов: Сб. науч. тр./ МИСиС. — М.: Металлургия, 1983. — Вып.148. — С. 120–127.

9. Макуров С.Л., Казачков Е.А. Измерения температуры в незатвердевшем ядре стальных слитков, отливаемых сифонным способом // Изв. вузов. Черная металлургия, 1978. — № 11. — С. 39–41.

© Макуров С.Л., Казачков Е.А., Штургунов И.Л., Лимаренко О.В., 2003

СМИРНОВ А.Н., ГРИДИН С.В., РЕДЬКО Г.А., ЦУПРУН А.Ю., ШТЕПАН Е.В.  
(ДОННТУ), (НПО «ДОНИКС»)

## МНОГОФАКТОРНАЯ МАТЕМАТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ДЛЯ РАСЧЕТА КОНСТРУКТИВНЫХ И ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ СОВРЕМЕННОЙ СЛЯБОВОЙ МНЛЗ

*Рассмотрены особенности моделирования процессов формирования непрерывнолитой слябовой заготовки. Показано, что повышение точности расчетов достигается при совмещении процесса прогнозирования теплофизических процессов (изменение поля температур и рост твердой корки) и расчета термонапряженного состояния заготовки, деформационных процессов.*

Формирование непрерывнолитой слябовой заготовки сопровождается рядом сложных взаимозависимых физико-химических процессов, включающих: теплоперенос в жидкой, двухфазной и твердой зонах заготовки; фазовый переход (затвердевание и кристаллизация); теплообмен поверхности заготовки с конструктивными элементами МНЛЗ и окружающей средой; гидродинамические явления в жидкой лунке; диффузионный массоперенос и химические превращения; линейную и объемную усадку стали; развитие термических напряжений в твердой корке заготовки. Характер этих процессов зависит от конструктивных и технологических параметров МНЛЗ и, в свою очередь, оказывает определяющее влияние на качество получаемой структуры металла.

Исходя из этих предпосылок был проведен расчетно-теоретический анализ теплофизических особенностей формирования непрерывнолитой слябовой заготовки, на основе которого разработано математическое обеспечение для оптимизации основных конструктивных и технологических параметров слябовой МНЛЗ в различных условиях.

Теоретическая основа разработки — математическая модель теплофизических процессов в затвердевающей непрерывнолитой заготовке, базирующаяся на фундаментальных законах термодинамики неравновесных процессов, и оригинальная методика расчета конструктивных параметров МНЛЗ, опирающаяся на результаты экспериментальных исследований.

Процессы теплопереноса в затвердевающей непрерывнолитой слябовой заготовке описываются уравнением, отражающим энергетический баланс в системе и позволяющим найти распределение температуры  $T = f(x, y, z)$  в каждой точке затвердевающей заготовки [7]:

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

где  $T$  — температура, К;  $x, y, z$  — пространственные координаты, м (рис.1);  $V_c$  — скорость вытягивания заготовки, м/с;  $\rho$  — плотность стали, кг/м<sup>3</sup>;  $C_{эф} = C + L \frac{df_s}{dT}$  — эф-