

ИССЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ КРУПНЫХ КУЗНЕЧНЫХ СЛИТКОВ

© Нурадинов Абди Сайдахматович (а), Уздиева Наталья Супьяновна (b), Исаева
Мадина Ризвановна (с), Ахтаев Салман Саид-Селимович (d), Нурадинов Ибрагим
Абдиевич (e)

- (a) Грозненский государственный нефтяной технический университет им. М.Д. Миллионщикова, Российская Федерация. г. Грозный; usdv-95@yandex.ru
- (b) Грозненский государственный нефтяной технический университет им. М.Д. Миллионщикова, Российская Федерация. г. Грозный
- (c) Грозненский государственный нефтяной технический университет им. М.Д. Миллионщикова, Российская Федерация. г. Грозный
- (d) Грозненский государственный нефтяной технический университет им. М.Д. Миллионщикова, Российская Федерация. г. Грозный
- (e) Грозненский государственный нефтяной технический университет им. М.Д. Миллионщикова, Российская Федерация. г. Грозный

Аннотация. Методом физического моделирования исследованы особенности формирования структуры крупных стальных слитков. Рассмотрены физические процессы, происходящие в ходе формирования крупных слитков: закономерности движения конвективных потоков и изменение температурных полей по сечениям; дана оценка величинам тепловых потоков от слитков к стенкам изложниц; скорость движения зоны двухфазного состояния и темп кристаллизации сплава и т.п. Определена роль конвективных потоков затвердевающего расплава в образовании зоны вязкого металла в нижней части слитков. Это, по мнению авторов, является главной причиной возникновения конуса осаждения неметаллических включений. В ходе теоретических и практических исследований доказано решающая роль конвекции в тепло- массообменных процессах, а также в ходе кристаллизации и образования структуры затвердевающих слитков. Выделены основные параметры затвердевания расплава стали, определяемые характером и интенсивностью конвективных потоков.

Ключевые слова: физическое моделирование, стальные слитки, тепло- и массообмен, неметаллические включения, конвективные потоки, кристаллизация, структура.

STUDY OF FEATURES OF THE FORMATION OF THE STRUCTURE LARGE FORGING INGOTS

© Nuradinov Abdi Saydakhmatovich (a), Uzdieva Natalia Supyanovna (b), Isaeva Madina Rizvanovna (c), Akhtaev Salman Said-Selimovich (d), Nuradinov Ibragim Abdievich (e)

- (a) Grozny State Oil Technical University by Acad. M.D. Millionshikov,
Russian Federation, Grozny; usdv-95@yandex.ru
- (b) Grozny State Oil Technical University by Acad. M.D. Millionshikov,
Russian Federation, Grozny
- (c) Grozny State Oil Technical University by Acad. M.D. Millionshikov,
Russian Federation, Grozny
- (d) Grozny State Oil Technical University by Acad. M.D. Millionshikov,
Russian Federation, Grozny
- (e) Grozny State Oil Technical University by Acad. M.D. Millionshikov,
Russian Federation, Grozny

Abstract. The features of the formation of the structure of large steel ingots are studied by the method of physical modeling. The physical processes occurring during the formation of large ingots are considered: regularities of the movement of convective flows and changes in temperature fields across sections; the speed of movement of the two-phase state zone and the rate of crystallization of the alloy and other things. The influence of convective flows of the solidifying melt in the formation of a zone of viscous metal in the lower part of the ingots is determined. This, according to the authors, is the main reason for the appearance of the cone of deposition of non-metallic inclusions. In the course of theoretical and practical studies, the decisive role of convection in heat and mass transfer processes, as well as in the course of crystallization and formation of the structure of solidifying ingots, has been proved. The main parameters of the solidification of the steel melt, determined by the nature and intensity of the convective flows, are identified.

Keywords: physical modeling, steel ingots, non-metallic inclusions, crystallization, convective flows.

Одним из главных дефектов при формировании крупных стальных слитков (массой более 30 т) является конус осаждения неметаллических включений. Известно, что на высоте от 25% до 30% от дна кузнечных слитков формируется зона с повышенным содержанием оксидных включений, где их концентрация в 5 – 6 раз выше, чем на верхних горизонтах. Это обусловлено формированием зоны охлажденного вязкого металла над дном затвердевающего слитка, куда неметаллические включения перемещаются конвекцией из верхних слоев расплава [2,4,5,9]. Для устранения этого недостатка обычно одну треть нижней части затвердевшего слитка удаляют как негодную, соответственно, снижается коэффициент выхода годного металла [4,5].

В связи с актуальностью данной проблемы, авторы, используя прозрачную физическую модель (сплав камфена с трицикленом), исследовали механизм формирования зоны вязкого металла в нижней части затвердевающего слитка, в которой,

в основном, и находятся неметаллические включения. В ходе исследований изучались процессы получения слитков, такие как закономерность распределения конвективных потоков и температурных полей по их сечениям; величины тепловых потоков от слитков к стенкам изложниц; кинетика перемещения зоны двухфазного состояния и скорости кристаллизации сплава и т.п.

Была получена зависимость распределение температурных полей в затвердевающих слитках из модельного сплава в виде графиков изменения температуры в сечениях через каждые 2 мин. по высоте (рис. 1). Значение перегрева расплава камфена (Δt) определяли по разности между температурой нагрева (t_I) и температурой ликвидуса сплава t_L ($\Delta t = t_I - t_L$).

По изменению скорости кристаллизации модельного сплава можно оценить влияние температуры перегрева на его затвердевание. Так, при перегреве исследуемого расплава на 2°C (соответствующая по масштабу физического моделирования перегреву углеродистых сталей на 60°C) уже на первых секундах процесса затвердевания камфена отмечается максимальная скорость кристаллизации, непрерывно убывающая из-за роста толщины корочки, (рис. 2, кривая I). При увеличении перегрева расплава на 4°C и 8°C (соответствует перегревам на 120°C и 240°C для углеродистых сталей) процесс зарождения и роста кристаллов замедляется вследствие большого количества тепла перегрева в нем. Для перегревов $\Delta t = 4^\circ\text{C}$ и $\Delta t = 8^\circ\text{C}$, скорости кристаллизации рассматриваемого сплава в начале периода затвердевания повышаются, максимум значений достигается к 150-й и 350-й секундам, в последующем отмечается закономерное снижение (рис. 2, кривые II и III).

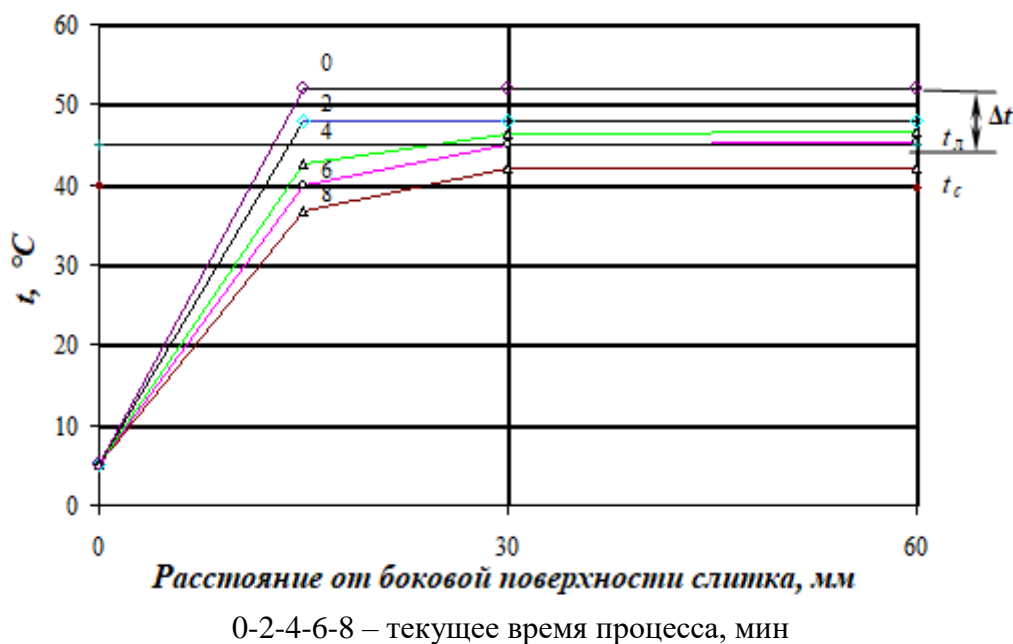


Рис. 1. Зависимость изменения температуры по сечениям исследуемых слитков

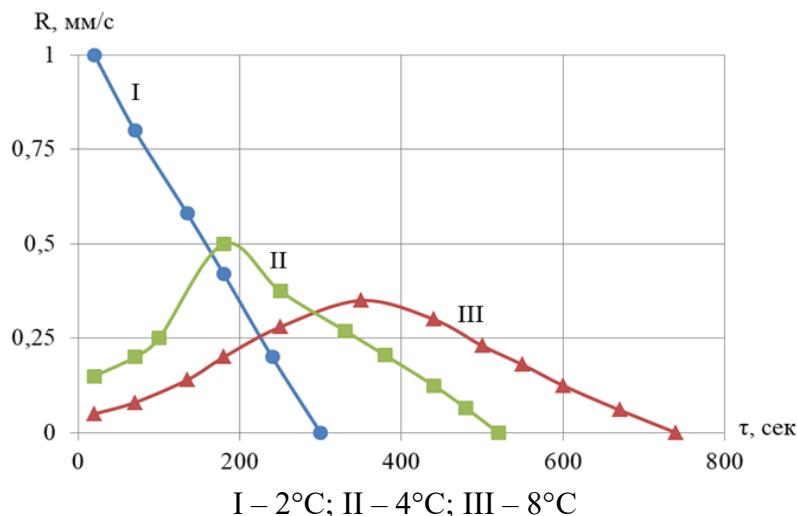


Рис. 2. Изменение скорости кристаллизации модельного сплава в зависимости от температуры перегрева его расплава

Из анализа сопоставления максимальных значений скоростей кристаллизации (при равенстве интенсивности теплоотвода в рассматриваемых опытах) следует, что в зависимости от температуры перегрева расплава она снижается более чем в 3 раза (рис. 2). А от скорости кристаллизации, как известно, напрямую зависит дисперсность структуры [7].

Формирование реальных слитков (особенно характерно для крупных кузнечных слитков) сопровождается возникновением конвективных потоков в объеме затвердевающего расплава, в ходе которого перераспределяются температурные поля по их сечениям. Изменение температуры металла по высоте слитка, происходящее из-за процесса конвекции, представлено на рис. 3 а (кривые 1, 2).

На графике (рис. 3 а) видно, что при перемещении от верхнего к нижнему горизонту слитка значение перегрева расплава существенно снижается. Значения реальных скоростей конвективных потоков расплава вдоль границы затвердевания, соответствующие этим перегревам, возрастают с увеличением расстояния от зеркала расплава до данного сечения. Характерно, что в нижней части слитка отмечается почти тройной рост скоростей конвективных потоков расплавов по отношению к верхней (рис. 3 а, кривые 3, 4).

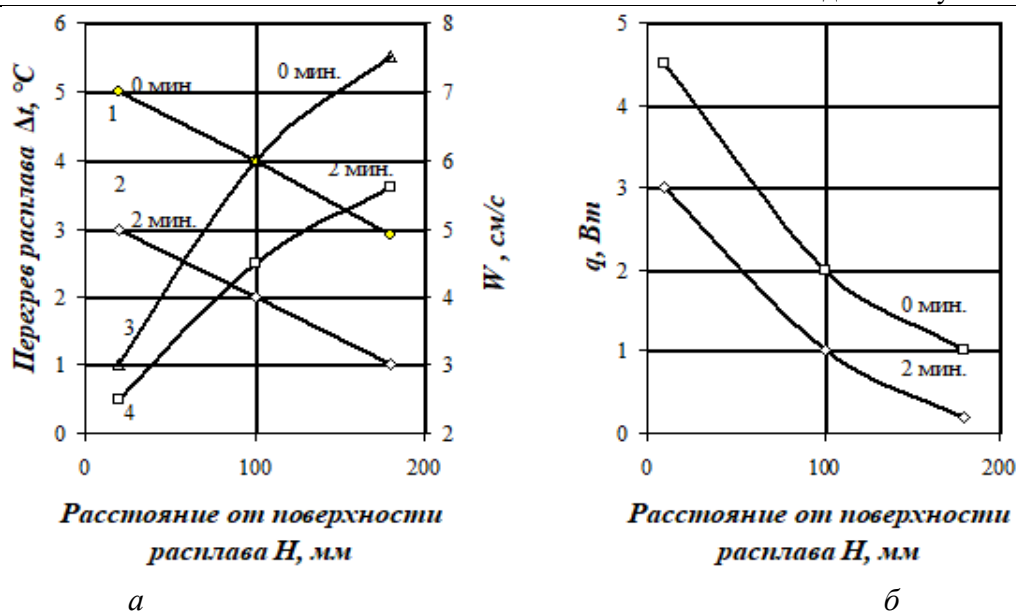


Рис. 3. Изменение перегрева расплава, скорости конвективных потоков и величины тепловых потоков по высоте затвердевающего слитка

Теплообменные процессы в затвердевающем металле существенно зависят от характера движения конвективных потоков (ламинарный или турбулентный режим). Количество тепла перегрева, подводимого к поверхности тепловода, зависит от коэффициента теплоотдачи (α) и разницы температур расплава в потоке и границы затвердевания (Δt). Если учесть, что температура поверхности границы затвердевания примерно равна температуре ликвидуса сплава (t_l), то тепловой поток (q) в элементарном виде можно определить зависимостью [5]:

$$q = \alpha(t_1 - t_l), \quad (1)$$

где t_1 – температура перегрева расплава.

Критериальное уравнение теплообмена при движении жидкостей имеет следующий вид [6]:

$$Nu = 0,175(Gr \cdot Pr)^{1/3}, \quad (2)$$

где Nu , Gr , Pr – критерии Нуссельта, Грасгоффа и Прандтля.

При значениях критерия Прандтля, близких к единице ($Pr \cong 1$), значение коэффициента теплоотдачи для ламинарного режима движения металлических расплавов может быть определено из уравнения [5]:

$$\alpha = 0,6 \left(\frac{W}{H} \right)^{0,5} A, \quad (3)$$

где W – скорость конвективных потоков; H – расстояние от зеркала металла; A – коэффициент, учитывающий теплофизические характеристики сплава.

С учетом (3) величина теплового потока, подводимого конвекцией к границе затвердевания, будет равно:

$$q = 0,6 \left(\frac{W}{H} \right)^{0,5} A \Delta t. \quad (4)$$

Расчитанное по формуле (3) изменение теплового потока вдоль высоты слитка свидетельствует, что его максимум приходится на зеркало металла, уменьшающийся по мере движения к нижней части (рис. 3 б). Это обусловлено передачей (вследствие конвекции) части подводимого тепла по мере движения расплава вниз к границе затвердевания. Более высокие перегревы расплава в верхней части слитка снижают скорость его кристаллизации и обуславливают более продолжительное действие конвективных потоков. Расчеты по формуле (4) показывают, что тепловой поток в верхней части слитка примерно в два раза больше, чем в нижней части.

Необходимо особо отметить, что приведенные графики изменения теплового потока (рис. 3 б) характеризует то количество тепла, которое подводится от перегретого расплава к границе затвердевания. Но не все количество этого тепла передается к стенке формы. В работе [5] показано, что часть тепла перегрева не передается к охлаждающей форме и остается в расплаве, что может остановить рост кристаллов или вызвать подмыв корочки затвердевшего металла. Следовательно, тепловой поток, который подводится от расплава к стенке формы, является иной характеристикой затвердевания в сравнении с той частью потока, которая передается через нее.

Данное положение подтверждается практикой формирования крупных слитков. В нижней части затвердевающего металла, под действием ферростатического давления, корочка лучше прижимается к стенке изложницы из-за большой высоты и обеспечивает более интенсивный теплоотвод, чем в верхней части слитка, где практически в течение нескольких секунд образуется зазор.

Таким образом, в верхней половине слитка происходит накопление перегретого металла, что способствует усилению дифференциации скорости конвективных потоков. Очевидно, что увеличение температуры перегретых объемов (Δt) увеличивает скорость естественной конвекции, что в свою очередь способствует торможению или остановке роста кристаллов.

В настоящее время в теории кристаллизации не подвергается сомнению тот факт, что главным образом процессами конвективного массопереноса обусловлено неравномерное распределение температур в замкнутом объеме затвердевающего металла. Более того, конвекция обуславливает ускорение передачи тепла перегрева от расплава металла к фронту кристаллизации и, как следствие, способствует неравномерному затвердеванию корки по высоте слитка. На рис. 4 и в таблице 1 наглядно представлены результаты физического моделирования, подтверждающие данное распределение параметров затвердевания слитка по его сечению.

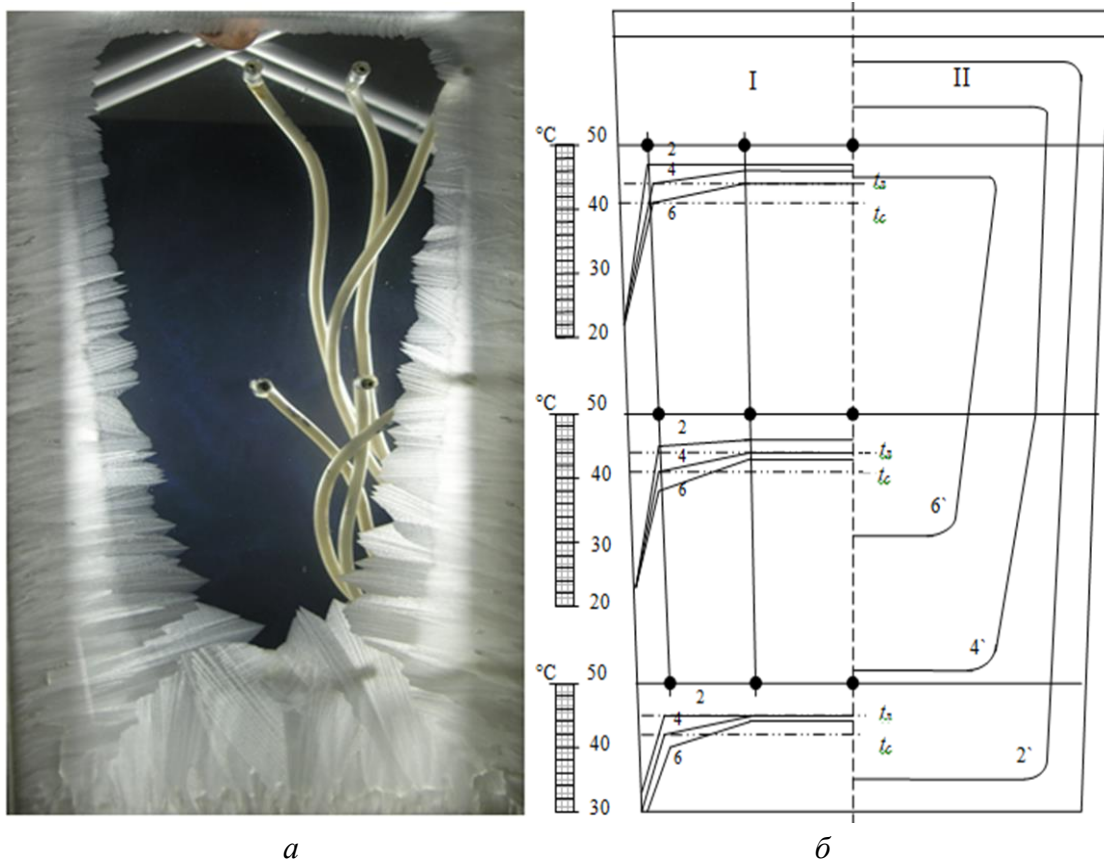
При сопоставлении полученных в ходе моделирования данных, к примеру, на четвертой минуте затвердевания, видно, что в нижней части слитка температура в 1,1 раза меньше, а толщина корочки в 2,4 раза больше, чем в верхней части. При этом наблюдается существенный рост коэффициента затвердевания и соответственно увеличение скорости роста кристаллов (4-5 раз) даже при незначительном снижении температуры расплава на нижнем и среднем горизонтах слитка. Причины значительного утолщения корочки в нижней половине слитка (рис. 4) при незначительном снижении температуры остаются дискуссионными среди металлургов. По этому явлению возникли теории последовательной и объемной кристаллизации сплавов, в которых не учитывали конвективного движения расплава внутри ядра слитка.

Без учета конвекции, при одинаковых условиях бокового теплоотвода коэффициент затвердевания (κ) должен был бы быть одинаковым по всей высоте слитка и к четвертой минуте затвердевания из выражения $\xi = \kappa\sqrt{\tau}$ по известным значениям ξ и τ должен быть равен $\kappa = \frac{\xi}{\sqrt{\tau}} = 5,5 \text{ мм/мин.}^{0,5}$, а толщина затвердевшего слоя на всех горизонтах должна равняться $\xi = \kappa\sqrt{\tau} = 5,5\sqrt{4} = 11 \text{ мм}$. Значения κ и ξ , полученные в ходе исследований на нижних частях слитка, значительно больше (рис. 4, табл. 1).

Проведем анализ теплового баланса затвердевающего слоя металла с целью оценки физической сущности конвекции в аспекте ее влияния на скорость кристаллизации расплава [6]. Рассмотрим зависимость толщины затвердевшей корки от количества тепла, передаваемой ею охлаждаемой поверхности формы:

$$q_1 = \frac{\lambda_k}{\xi} \Delta t_{кр.}, \quad (5)$$

где λ_k , $\Delta t_{кр.}$ – теплопроводность затвердевшего слоя металла и перепад температур по его толщине соответственно; ξ – толщина затвердевшего слоя.



Цифры у кривых – текущее время процесса затвердевания; t_l , t_c – температуры ликвидуса и солидуса сплава; I – распределение температур; II – кинетика затвердевания

Рис. 4. Распределение параметров затвердевания модельного слитка при равномерном всестороннем теплоотводе от него

Таблица 1

**Параметры затвердевания модельного слитка по его высоте на 4-й минуте
затвердевания в условиях естественной конвекции**

Расстояние от дна слитка, мм	Температура расплава по оси слитка, °С	Толщина корочки (ξ), мм	Коэффициент затвердевания (κ), мм/мин. ^{0,5}	Скорость кристаллизации (R), мм/мин.
210	47	11	5,5	1,38
120	45	14	7,0	1,75
40	45	25	12,5	3,13
У поверхности дна слитка	45	55	27,5	6,88

Количество накапливаемой теплоты на границе затвердевания состоит из выделившегося тепла кристаллизации $q_{кр.}$ и тепла перегрева в жидкой части слитка $q_{пер.}$ [10]:

$$q_2 = q_{кр.} + q_{пер.} \quad (6)$$

С учетом соблюдения теплового баланса в процессе кристаллизации, получаем, что $q_1 = q_2$:

$$\frac{\lambda_{кр.}}{\xi} \Delta t_{кр.} = q_{кр.} + q_{пер.} \quad (7)$$

Из равенства (7) находим толщину затвердевшего слоя металла:

$$\xi = \frac{\lambda_{кр.} \cdot \Delta t_{кр.}}{q_{кр.} + q_{пер.}} \quad (8)$$

Из выражения (8) следует, что с ростом количества тепла перегрева, подводимой к границе затвердевания, наблюдается уменьшение толщины корочки, а, следовательно, и скорости кристаллизации.

В затвердевающем слитке при движении расплава сверху вниз происходит передача тепла перегрева к поверхности теплообмена, которую можно найти из следующего выражения [4]:

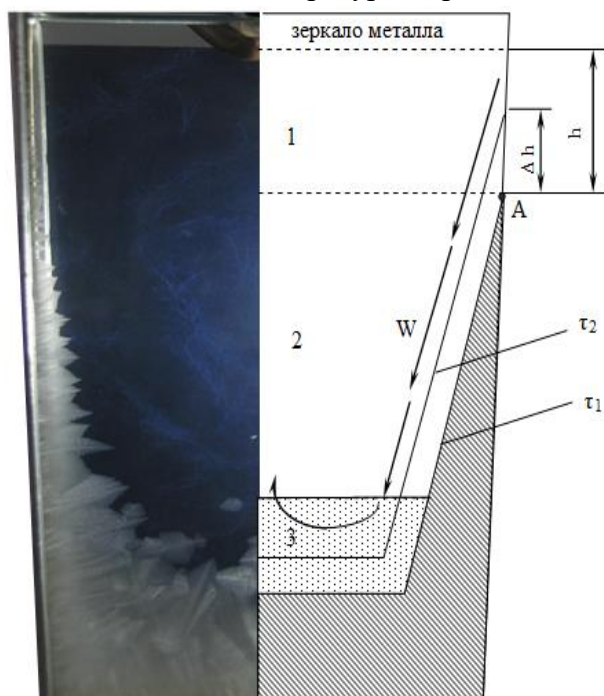
$$q = \alpha (t - t_l) F \tau, \quad (9)$$

где α – коэффициент теплоотдачи; t – температура перегрева расплава; t_l – температура ликвидуса данного сплава; F – площадь поверхности теплообмена (фронта кристаллизации); τ – продолжительность перемещения перегретого объема расплава вдоль поверхности теплообмена.

В формуле (9) параметры α и τ зависят от скорости конвективного потока W и, соответственно, имеют переменные значения по высоте слитка.

Из вышесказанного следует, что в опускающемся по поверхности теплоотвода потоке расплава, процесс кристаллизации может начаться только после того, когда поток передаст все тепло перегрева к стенке формы. Следовательно, зарождение кристаллов в начале формирования слитка начинается не с зеркала металла, а на некотором расстоянии

от него (точка A , рис. 5), где температура опускающегося потока равна температуре ликвидуса расплава, т.е. заметно меньше температуры верхнего слоя.



- 1 – зона перегретого расплава, имеющая температуру выше t_l ;
- 2 – зона, в которой температура расплава в потоке достигает t_l ;
- 3 – зона переохлажденного расплава

Рис. 5. Схема формирования слитка в условиях естественной конвекции

В ходе эксперимента, в котором конвективное движение было исключено поворотом плоской модели слитка ($\delta = 5$ мм) в горизонтальную плоскость, была продемонстрирована решающая роль конвекции в неравномерности фронта кристаллизации по высоте металлического слитка. При этом, как видно на рис. 6 *a*, отмечается существенное изменение распределения температурных полей и кинетики затвердевания: температура расплава по высоте слитка одинакова на всех трех горизонтах, градиент температур наблюдается только от боковых теплоотводящих граней к оси. От распределения температурных полей зависят параметры кристаллизации расплава по периметру слитка (табл. 2).

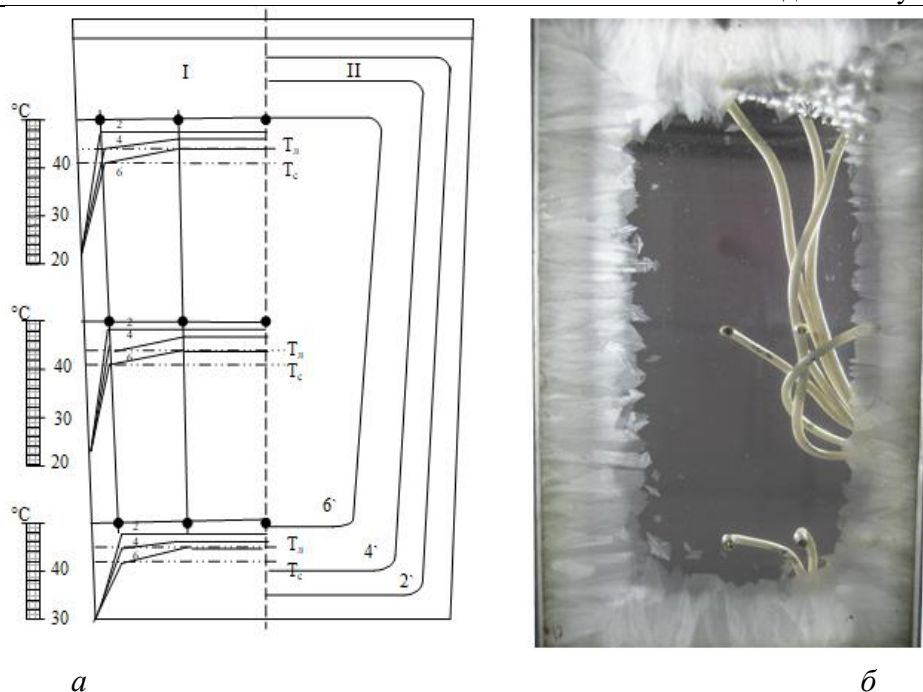


Рис. 6. Параметры затвердевания (*а*) и схема формирования структуры слитка (*б*) при отсутствии естественной конвекции

Таблица 2

Параметры затвердевания слитка по его периметру к 4-й минуте затвердевания при отсутствии конвекции

Расстояние от дна слитка, мм	Температура расплава по оси слитка, °С	Толщина корочки (ξ), мм	Коэффициент затвердевания (κ), мм/мин. ^{0,5}	Скорость кристаллизации (R), мм/мин.
210	45	17	8,5	2,13
120	45	17	8,5	2,13
40	45	17	8,5	2,13
у дна слитка	45	17	8,5	2,13
у поверхности слитка	45	17	8,5	2,13

Таким образом, можно отметить, что параметры затвердевания имеют практически одинаковые значения по всему периметру слитка. Откуда следует равномерность перемещения фронта кристаллизации по всему периметру слитка. Наглядно это демонстрирует кинетика затвердевания (рис. 6 *а*) и реальная картина процесса формирования структуры слитка (рис. 6 *б*). Ухудшение условий теплообмена между расплавом и стенками модели, вследствие отсутствия конвекции, повлияло как на скорость кристаллизации (снижается на 20%), так и на ширину и форму структурных зон.

Подводя итоги исследования по физическому моделированию особенностей формирования структуры крупных стальных слитков можно констатировать, что при классической схеме затвердевания слитков, когда происходит теплоотвод равномерно по всем сторонам, по высоте слитка можно выделить три температурные зоны (рис. 5):

1) Зона перегретого металла, в которой температура больше температуры ликвидуса сплава. Высота этой зоны h зависит от продолжительности отвода тепла перегрева от расплава конвективным потоком, движущимся вдоль теплоотводящей поверхности формы. При этом, в данной зоне не происходит зарождение кристаллов. Параметры зоны перегретого металла зависят от темпа передачи тепла от расплава к поверхности формы, который зависит от величины коэффициента теплоотдачи α и объема формы [1];

2) Зона, в которой температура расплава сравнялась с температурой ликвидуса сплава. В этот момент происходит послойное затвердевание сплава и снижение скорости передачи тепла к изложнице или форме. В ходе опускания микрообъемов расплава увеличивается его переохлаждение и происходит более интенсивный рост толщины корочки слитка;

3) Зона глубоко переохлажденного расплава в нижнем горизонте. В данном слое отмечается дальнейшее увеличение скорости затвердевания корки и возникновение индивидуальных кристаллов. Геометрические параметры третьей зоны определяются, в основном, количеством осевших индивидуальных кристаллов.

Выполненный анализ позволяет сделать следующий вывод, что основными факторами, влияющими на формирование структуры слитков, являются:

- перегрев расплава металла, поступающего в изложницу (форму);
- скорость и характер конвективных потоков в замкнутом пространстве затвердевающего металла;
- интенсивность тепловых потоков от расплава металла к затвердевшей корке слитка;
- интенсивность теплоотвода от поверхности слитка к стенке изложницы (формы).

ЛИТЕРАТУРА

1. Вейник А.И. Термодинамика литейной формы. М.: Машиностроение, 1968. 338 с.
2. Гуляев Б.Б. Затвердевание и неоднородность стали. М.: Metallurg-издат, 1958. 228 с.
3. Гухман А.А. Применение теории подобия к исследованию процессов тепломассообмена. М.: Высшая школа, 1974. 328 с.
4. Ефимов В.А. Разливка и кристаллизация стали. М.: Metallургия, 1976. 552 с.
5. Ефимов В.А., Эльдарханов А.С. Технологии современной металлургии. М.: Новые технологии, 2004. 784 с.
6. Нурадинов А.С. Исследование влияния теплофизических и динамических воздействий на кристаллизацию и структурообразование литых заготовок // Диссертация кандидата технических наук. Киев: 1998. 188 с.
7. Нурадинов А.С., Прыгунова А.Г., Шейгам В.Ю. и др. Физические методы управления формированием структуры металлов. // Металл и литье Украины, 2020, № 2. С. 64-71.
8. Скребцов А.М., Кладити А.Т. Размывание потоками расплава твердой поверхности из того же материала. // Процессы литья., 2000. №3. С. 37-43.
9. Хворин Н.И. Кристаллизация и неоднородность стали. М.: Машгиз, 1958. 392 с.

10. Itayama S., Tozawa H. and Sorimachi K. Control of early, solidification of strand cast slabs by horizontal mold oscillation synchronized with vertical mold oscillation. // Steelmaking conference proceedings, 1994. Pp. 366-368.

REFERENCES

1. Veynik A. I. Thermodynamics of the foundry mold. Moscow: Mashinostroenie, 1968. 338 p.
2. Gulyaev B. B. Solidification and inhomogeneity of steel. Moscow: Metallurg-izdat, 1958. 228 p.
3. Gukhman A. A. Application of similarity theory to the study of heat and mass transfer processes. Moscow: Vysshaya shkola, 1974. 328 p.
4. Efimov V. A. Razlivka i kristallizatsiya stali. M.: Metallurgiya, 1976. 552 p.
5. Efimov V. A., Eldarkhanov A. S. Technologies of modern metallurgy. Moscow: Novye tekhnologii, 2004. 784 p.
6. Nuradinov A. S. Investigation of the influence of thermophysical and dynamic effects on the crystallization and structure formation of cast billets // Dissertation of the Candidate of Technical Sciences. Kiev: 1998. 188 p.
7. Nuradinov A. S., Prygunova A. G., Sheigam V. Yu., etc. Physical methods for controlling the formation of the structure of metals. // Metal and casting of Ukraine, 2020, No. 2. pp. 64-71.
8. Skrebtsov A.M., Kladiti A. T. Erosion by melt flows of a solid surface made of the same material. // Casting processes., 2000. No. 3. pp. 37-43.
9. Khvorinov N. I. Crystallization and inhomogeneity of steel. Moscow: Mashgiz, 1958. 392 p.
10. Itayama S., Tozawa H. and Sorimachi K. Control of early, solidification of strand cast slabs by horizontal mold oscillation synchronized with vertical mold oscillation. // Steelmaking conference proceedings, 1994. Pp. 366-368.