ХИМИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ

УДК: 669-1:536.248.2

DOI: 10.34708/GSTOU.2021.75.22.003

ВНЕШНИЕ ФИЗИЧЕСКИЕ ВОЗДЕЙСТВИЯ КАК ФАКТОР УПРАВЛЕНИЯ ФОРМИРОВАНИЕМ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ КРУПНЫХ СТАЛЬНЫХ СЛИТКОВ

© ¹Ахтаев С. С.-С., ¹Нурадинов А. С., ²Нахаев М. Р., ¹Уздиева Н. С.

¹ГГНТУ им. акад. М.Д. Миллионщикова, Грозный, Россия

²Чеченский государственный университет, Грозный, Россия

В настоящей работе исследовано влияние температурных и силовых параметров внешнего воздействия на кристаллизацию и структурообразование слитков из модельных и реальных сплавов. Показано, что скоростью зарождения и роста кристаллов, а также размерами структурных зон в слитках можно управлять, изменяя температурный градиент, возникающий в жидкой фазе перед границей затвердевания. Управлять градиентом температур по сечению затвердевающего расплава можно, регулируя интенсивность теплоотвода, а также дифференцируя теплоотвод по периметру формирующегося слитка. Установлено, что от соотношения градиента температуры к скорости кристаллизации – G/R зависит формирование той или иной структурной зоны слитков. Наглядно доказана эффективность влияния вибрации на формирование структуры исследуемых слитков. Определен механизм воздействия вибрации на процессы кристаллизации и формирования структур слитков, который заключается в проявлении следующих эффектов: в разрушении и дроблении дендритов, растущих на фронте кристаллизации, под действием знакопеременных изгибающих давлений упругой волны; в зарождении кристаллов в объеме кристаллизующегося расплава вследствие кавитации; в разрушении дендритов в расплаве и на фронте кристаллизации под действием давлений, возникающих в результате схлопывания кавитационных каверн.

Ключевые слова: физическое моделирование, слитки, интенсивность теплоотвода, тепло- и массоперенос, неметаллические включения, конвективные потоки, кристаллизация, вибрация, структура.

Одной из главных задач, стоящих перед металлургическим производством, является повышение качества крупных стальных слитков за счет снижения дефектов литья, таких как структурная и химическая неоднородности, образование и неравномерное распределение неметаллических включений, усадочные дефекты и др. При формировании слитков происходят различные физические процессы: тепло- и массоперенос, распределение примесей, зарождение и рост кристаллов, усадка, образование включений неметаллического характера и др.

В свободных условиях формирования слитков (т.е. без посторонних воздействий на затвердевающий расплав) все перечисленные процессы протекают достаточно медленно. С учетом этого, является актуальным вопрос совершенствования технологии разливки стали на крупные слитки путем поиска новых методов физического воздействия на процессы их формирования. В данной работе авторы исследовали влияние термических и силовых воздействий на процесс кристаллизации и структурообразования модельных и реальных стальных слитков.

Как на зарождение и рост кристаллов, так и на размерные параметры структурных зон в стальных слитках оказывает влияние температурный градиент в жидкой фазе перед границей затвердевания, который определяется соотношением $G = dt/dx$. Он влияет на расстояние между ветвями дендритов первого и второго порядка, размеры зоны двухфазного состояния сплавов и другие характеристики процесса кристаллизации сплавов. Отношением градиента температуры к скорости кристаллизации G/R определяется характер структурной зоны слитков. При средних значениях этого отношения ($G/R < 5,5 \cdot 10^7$) формируется столбчатая дендритная структура, а при более низких его значениях ($G/R < 9 \cdot 10^3$) структура стремится стать равноосной [1].

Температурный градиент в жидкой фазе при отсутствии конвективного перемещения металла можно определить из следующего выражения [2]:

$$\frac{dt_{жс}}{dx} = \frac{q_{пер.}}{\lambda_{жс}}, \quad (1)$$

где $q_{пер.}$ – тепло перегрева;

$\lambda_{жс}$ – теплопроводность жидкой фазы.

При затвердевании реальных слитков температурный градиент у границы затвердевания увеличивается за счет конвективного движения перегретого расплава и определяется из выражения [3]:

$$G = \frac{P_e \cdot q_{кр.}}{\rho \cdot C} = \frac{W \cdot q_{кр.} \cdot L}{\rho \cdot C \cdot a}, \quad (2)$$

где P_e – критерий Пекле, равный $P_e = \frac{W \cdot L}{a}$;

L – протяженность зоны двухфазного состояния сплава;

C – теплоемкость сплава;

a – коэффициент температуропроводности;

W – скорость конвективного движения.

Увеличение градиента температур приводит к увеличению скорости кристаллизации. По данным Д. Д. Саратовкина, она определяется по зависимости [4]:

$$R = \frac{\lambda}{q_{кр.} \cdot \rho} \cdot G, \quad (3)$$

где λ , ρ – теплопроводность и плотность расплава;

$q_{кр.}$ – теплота кристаллизации;

G – градиент температуры у границы затвердевания.

Следует отметить, что в направлении от поверхности к оси слитка при его затвердевании происходит постепенное уменьшение температурного градиента, возникающего перед границей затвердевания. Данное изменение, в свою очередь, влияет на основные структурные характеристики слитка.

Авторы в процессе данной работы исследовали влияние скорости теплоотвода от затвердевающих слитков на характер распределения температур и скоростей конвективного потока, а также связь этих параметров с кинетикой продвижения фронта затвердевания, формой кристаллов и топографией их расположения по сечению слитков [5].

Из анализа графиков распределения температур по горизонтам затвердевающих слитков видно, что скоростью теплоотвода определяются значения температурного градиента (рис. 1). Можно отметить, что температура затвердевающего расплава снижается по направлению сверху вниз, а перегрев расплава полностью исчезает в районе нижнего сечения, причем вне зависимости от характера интенсивности теплоотвода.

Изучение термических полей в слитке в случае высокой скорости теплоотвода (критерий $Bi \gg 1$) показывает наличие больших изменений температур по его сечению, что обуславливает одновременное протекание отдельных стадий процесса формирования слитка (рис. 1 а). Так, на второй минуте процесса наблюдаем полное снятие теплоты перегрева, образование затвердевшей корки по всей поверхности теплоотвода и ее охлаждение до температуры стенки модели. Аналогичная картина, хотя и с некоторой задержкой, характерна и для случая средней скорости теплоотвода (рис. 1 б). При низкой интенсивности теплоотвода ($Bi \ll 1$) перепад температуры в сечении слитка небольшой, а в начале процесса даже меньше самого интервала кристаллизации (рис. 1 в). В связи с этим, процесс снятия тепла перегрева осуществляется в течение всего времени затвердевания слитка, что говорит о нахождении сплава в двухфазном твердо-жидком состоянии.

a – высокая скорость теплоотвода; *б* – средняя; *в* – низкая.

Числа у кривых – время затвердевания, мин.

Рис. 1. Распределение температурных полей в поперечном сечении слитков на трех горизонтах

Интенсивность теплоотвода существенно влияет на ширину двухфазной зоны в слитке: она минимальна при $Bi \gg 1$ (рис. 1 *a*) и охватывает практически все сечение слитка при $Bi \ll 1$ (рис. 1 *в*). Визуальное исследование процесса кристаллизации слитка показывает, что двухфазная зона в нем имеет однородное строение, в котором не фиксируются ярко выраженные участки «твёрдо-жидкого» и «жидко-твёрдого» состояний.

Уменьшение скорости теплоотвода приводит к уменьшению градиента температур перед границей затвердевания, что говорит о снижении скорости отвода тепла от перегретых внутренних объемов расплава к границе затвердевания. Это, в свою очередь, снижает скорость перемещения фронта затвердевания вглубь слитка, что хорошо видно на кинетике перемещения изотерм солидуса (рис. 2).

Скорость перемещения изотерм солидуса от поверхности к оси слитка возрастает от верхнего горизонта к нижнему, отличаясь по абсолютной величине в зависимости от скорости теплоотвода. Наличие градиента температур по высоте слитка свидетельствует о непрерыв-

ном тепловом потоке и росте переохлаждения опускающихся вдоль границы затвердевания объемов расплава. Длительность их охлаждения определяется высотой модели и скоростью движения расплава вдоль ее поверхности.

Значения скоростей конвективных потоков вдоль фронта затвердевания рассчитывают по известной зависимости [6]:

$$W = \sqrt{g\beta H(t - t_{cm})}, \quad (4)$$

где H – расстояние от поверхности расплава или начала пограничного слоя;

g – ускорение свободного падения;

β – коэффициент объемного расширения;

t – температура расплава в потоке;

t_{cm} – температура охлаждающей поверхности.

Интенсивность нисходящего потока возрастает по направлению сверху вниз, при этом значения скорости этого потока тем больше, чем выше скорость теплоотвода (рис. 3 *a*). За счет этого увеличиваются значения критерия Нуссельта, коэффициента теплоотдачи и интенсивность тепловых потоков от перегретых

а – высокая скорость теплоотвода; б – средняя; в – низкая.
Числа у кривых – текущее время процесса, мин.

Рис. 2. Кинетика затвердевания слитков в условиях разной интенсивности теплоотвода

объемов расплавленного металла к поверхности охлаждения, а следовательно, возрастает и скорость кристаллизации (рис. 3 б).

Следует отметить, что значительное изменение скорости кристаллизации наблюдается в верхнем горизонте слитка и в его нижней половине. В первом случае это обусловлено быстрым ростом скорости конвекции расплава (рис. 3 а) и малым тепловым сопротивлением затвердевшей корки (рис. 2). Во втором случае это объясняется существенным накоплением переохлажденных объемов расплавленного металла в нижней части слитка при его затвердевании, о чем свидетельствуют скорость продвижения фронта кристаллизации (рис. 2) в последующие периоды затвердевания и параметры по изменению объема затвердевшей части слитка (табл. 1).

От скорости теплоотвода зависит и характер затвердевания слитка. В случае интенсивного теплоотвода для большей части слитка наблюдаем последовательное затвердевание, и только ближе к оси слитка идет одновременно

последовательное и объемное затвердевание (рис. 4 а). А при умеренном или слабом теплоотводе в поперечном сечении слитков заметно сужается зона последовательного затвердевания и, соответственно, возрастает зона «смешанного» затвердевания (рис. 4 б и в).

Таким образом, на строение слитков влияет интенсивность теплоотвода, что обуславливает соответствующую ширину структурных зон. С возрастанием интенсивности теплоотвода, т.е. с повышением скорости охлаждения слитка, существенно увеличивается зона столбчатых кристаллов и уменьшается зона равноосных дендритов (участок объемного затвердевания).

Одними из важнейших характеристик первичной структуры литого металла являются ее плотность и дисперсность. Визуальные исследования за процессом формирования модельных слитков и фиксация параметров их структур показали, что чем выше линейная скорость кристаллизации, тем более плотной и дисперсной формируется первичная структура.

1 – высокая скорость теплоотвода; 2 – средняя; 3 – низкая.
а – скорость конвективных потоков; б – скорость кристаллизации

Рис. 3. Изменения скоростей конвективных потоков и кристаллизации по высоте затвердевающего слитка

С учетом ведущей роли конвекционных потоков в накоплении переохлажденных объемов расплава в нижнем горизонте слитков при их затвердевании, проведены исследования по влиянию подогрева дна слитка на теплофизические параметры процесса кристаллизации.

Таблица 1

Объемная доля затвердевшей части слитка, %

Характеристика теплоотвода	Объемная доля затвердевшей части через определенное время после начала затвердевания, %				Время полного затвердевания, мин.
	2 мин.	4 мин.	6 мин.	8 мин.	
Интенсивный (4°C)	24,6	44,6	67,4	88,7	9
Умеренный (22,5°C)	14,6	35,8	59,0	84,2	10
Слабый (42°C)	3,4	18,6	38,3	60,7	11

а – высокая скорость теплоотвода; б – средняя; в – низкая.

Рис. 4. Формирование структуры слитка в обычных условиях затвердевания в зависимости от интенсивности теплоотвода

Показано, что при подогреве донной части модели возникают восходящие потоки, обеспечивающие одинаковое значение температур по высоте слитка за счет свободной циркуляции внутренних объемов расплава практически до конца затвердевания, соответственно, препятствует зарождению и росту кристаллов в его сердцевине. Перемещение фронта кристаллизации от охлаждаемых стенок модели при подогреве дна идет практически с одинаковой скоростью по высоте слитка, а от его дна затвердевание вообще отсутствует (рис. 5 и табл. 2).

В случае подвода тепла к донной части слитка только на 9 минуте его затвердевания происходит смыкание встречных параллельных фронтов кристаллизации и формируется плотная кристаллическая структура практически по всему сечению, при этом центральная зона равноосных кристаллов практически отсутствует. В горизонте над перегретым дном сохраняется зона жидкого расплава, затвердевающая только после прекращения подвода тепла (рис. 5 а).

Условия теплоотвода оказывают существенное влияние на формирование кристаллической структуры слитков [7]. Влияет интенсивность охлаждения и на расположение в слитках неметаллических включений. Исключение оксидных включений из расплава стали при затвердевании слитков осуществляется при их всплывании по законам седиментации частиц в жидкости [8]. Режим движения частицы сферической формы определяется отношением инерционных сил к силам вязкого сопротивления среды и зависит от величины критерия Рейнольдса. При значениях критерия Рейнольдса $Re > 1$ (движение в вязкой среде) включение движется со скоростью, описываемой уточненным уравнением Стокса [9]:

$$v_{\text{вс.}} = \frac{qd^2(\rho_{\text{м}} - \rho_{\text{в}})}{18\eta K_{\phi}} + W_{\kappa} \cos \gamma, \quad (5)$$

где d – диаметр включения;

$\rho_{\text{м}}$ – плотность металла;

$\rho_{\text{в}}$ – плотность включения;

η – коэффициент динамической вязкости;

K_{ϕ} – коэффициент сопротивления формы;

Таблица 2

Параметры затвердевания модельного слитка с подогревом дна
на 4-й минуте затвердевания

Расстояние от дна слитка, мм	Толщина корочки (ξ), мм	Коэффициент затвердевания (κ), мм/мин	Скорость кристаллизации (R), мм/мин.
210	15	7,5	1,88
120	17	8,5	2,13
40	20	10,0	2,50
над дном слитка	-	-	-

W_{κ} – скорость конвективного движения металла;

γ – угол отклонения потока от оси слитка.

Из формулы (5) следует, что величина скорости всплывания ($v_{всп.}$) неметаллического включения уменьшается при увеличении вязкости металла и снижении скорости его

конвективного движения. То есть неметаллические частицы, попавшие в охлажденную вязкую зону слитка, не смогут всплыть и останутся в этой зоне.

Подвод тепла к донной части слитка способствует предотвращению формирования внизу слитка зоны охлажденного вязкого рас-

Рис. 5. Кристаллическая структура (а) и параметры затвердевания (б) модельного слитка при подогреве его донной части

плава стали и тем самым создает условия для всплытия неметаллических включений. Расчетные данные с применением результатов физического моделирования показали, что при прочих равных условиях подогрев донной части слитка до 50°C повышает скорость всплытия включений в расплаве камфена в 2,3 раза по сравнению с обычными условиями затвердевания.

Высокоэффективным вариантом получения слитков с мелкокристаллической структурой, с хорошей химической и структурной однородностью, а также с наименьшим количеством неметаллических включений является вибрационное воздействие на затвердевающие сплавы.

Для оценки воздействия упругих волн на процессы зарождения и рост кристалла рассмотрим их в условиях свободной кристаллизации, то есть без внешних физических воздействий. При кристаллизации промышленных сплавов в основном происходит гетерогенное зародышеобразование по модели Шмидта-Томаса (рис. 6). Это объясняется тем, что в металлических расплавах, получаемых в промышленных печах, имеется огромное количество инородных твердых частиц в виде продуктов раскисления, модификаторов и др. примесей, которые и становятся центрами кристаллизации [10].

Величина переохлаждения, требуемая для образования гетерогенных зародышей, может быть определена по известной зависимости [11]:

$$\Delta t = t_e - t_k = \frac{2\sigma \cdot M \cdot t_e \cdot \nu}{q_{кр} \cdot r}, \quad (6)$$

где t_e и t_k – температура кристаллизации сплава и ее значение при начале кристаллизации переохлажденного расплава;

r – радиус гетерогенного зародыша;

σ – поверхностное натяжение на границе фаз;

M, ν – максимальная масса и микрообъем зародыша;

$q_{кр}$ – теплота кристаллизации.

По существу, технология вибрационной обработки металлических сплавов заключается в силовом воздействии на затвердевающий расплав, т.е. вводом дополнительной энергии упругих волн, которая определяется из выражения [12]:

$$dF_{виб.} = \frac{\rho}{2} \cdot \omega^2 \cdot A^2 \cdot dV, \quad (7)$$

где ρ – плотность среды;

ω, A – частота и амплитуда упругих волн;

dV – локальный объем среды, на которую воздействует вибрационная энергия.

Подводимая на затвердевающие слитки вибрационная энергия расходуется на образование огромного количества дополнительных центров кристаллизации за счет разрушения дендритов на фронте затвердевания и кавитационного зародышеобразования в объеме расплава. В результате этого формируется дисперсная равномерная кристаллическая структура слитка по всему его сечению (рис. 7 б). В то же время структура слитка, полученная

Рис. 6. Гетерогенное зародышеобразование по модели Шмидта – Томаса

без вибрации, состоит из грубых столбчатых и равноосных кристаллов (рис. 7 а).

При этом и время затвердевания слитков, подвергающихся вибрации, значительно меньше, чем при обычных условиях затвердевания. Это обусловлено, во-первых, усилением перемешивания затвердевающего расплава при вибрации. Во-вторых, при этом и тепловой барьер имеет постоянное значение до конца затвердевания, т.е. толщина затвердевшей корки не увеличивается за счет ее разрушения. Таким образом, очевидна роль вибрации в интенсификации передачи тепла перегрева и кристаллизации к изложнице.

Вторым источником более интенсивной кристаллизации при вибрации является выделение переохлажденных микрообъемов расплава вокруг каждого плавающего обломка кристаллов, величина которого определяется его размером [11]:

$$\Delta t = (\sigma_{m-жс} \cdot t_e) / r \rho \cdot q_{кр.}, \quad (8)$$

где $\sigma_{m-жс}$ – межфазное натяжение;

t_e – равновесная температура кристаллизации сплава;

r – размер плавающего кристалла;

ρ и $q_{кр.}$ – плотность расплава и удельная теплота кристаллизации.

Эффективность вибрационного воздействия на процессы кристаллизации и формирования структуры сплавов была подтверждена на реальных стальных слитках (рис. 8). В представленных макроструктурах слитков из нержавеющей стали Х18Н9Т видна принципиальная разница в форме и распределении кристаллов по их сечениям. Макроструктура контрольного слитка состоит в основном из крупных столбчатых кристаллов и узкой зоны равноосных кристаллов в верхней осевой его части (рис. 8 а). На макроструктуре слитка, подвергнутого вибрационному воздействию, наоборот, видим незначительную зону мелких столбчатых кристаллов у его теплоотводящей поверхности и следующую за ней зону мелких равноосных кристаллов во всей центральной части слитка (рис. 8 б).

Рис. 7. Кристаллические структуры контрольного (а) и вибрируемого (б) слитков модельного сплава

Температурные замеры (температура затвердевающих расплавов, температура стенок изложниц), выполненные в ходе кристаллизации исследуемых слитков, позволили рассчитать следующие параметры их затвердевания: градиенты температур по сечениям; коэффициенты теплоотдачи от затвердевающих расплавов к изложницам; скорость кристаллизации; толщину затвердевшей корки и т.п. В таблице 3 представлены значения вышеперечисленных параметров затвердевания для слитков из стали 60. Эти данные свидетельствуют о том, что, при прочих равных начальных условиях затвердевания, вибрация обуславливает существенное их изменение. Например, внутренняя стенка изложницы при действии вибрации нагревается со скоростью 138 град./мин., а без вибрации – со скоростью 82 град./мин. Это свидетельствует о значительном усилении интенсивности теплопередачи от слитка к изложнице при вибрации. Об этом же говорит и значительное увеличение коэффициента теплоотдачи в начальные периоды затверде-

вания в сравнении с контрольным вариантом. Повышение интенсивности теплоотвода от затвердевающего слитка обуславливает рост скорости кристаллизации и, как следствие, увеличение толщины затвердевшей корки (табл. 3).

Указанные изменения в параметрах затвердевания опытного слитка под действием вибрации оказали существенное влияние на характеристики его дендритной структуры (табл. 4). Данные результаты доказывают эффективность использования вибрационного воздействия для управления процессами кристаллизации и структурообразования стальных слитков. Если эффективность воздействия вибрации на теплофизические параметры затвердевания для слитков из стали X18H9T находилась примерно на том же уровне (в процентном отношении), что и для стали 60, то ее влияние на формирование кристаллической структуры было существенно выше (табл. 4, рис. 8).

Следует отметить, что имеются данные, согласно которым различными авторами по-

Рис. 8. Макроструктуры продольных темплетов контрольного (а) и вибрируемого (б) слитков из нержавеющей стали X18H9T

лучены противоречивые результаты по влиянию вибрации на процессы кристаллизации и структурообразования металлических сплавов [4, 12]. Авторами в ходе проведенных исследований установлено, что на эффективность воздействия вибрации на формирование структур слитков влияют прочностные характеристики конкретного сплава в области температур кристаллизации. Было установлено, вибрационному воздействию хуже поддаются те сплавы, кристаллы которых при температуре кристаллизации имеют высокие пластические свойства. Этот результат был подтвержден при вибрационной обработке слитков из стали 20, пластические свойства которой при температуре кристаллизации заметно выше, чем у стали 60 [5].

Противоречивость полученных различными авторами результатов по влиянию вибрационного воздействия на процессы кристаллизации и формированию структур металлических сплавов обусловлено, на наш взгляд, отсутствием системности при исследованиях, в ходе которых использовались сплавы с различными свойствами, разный тип вибрации и различные теплофизические условия затвердевания и т. п.

С целью обеспечения вышеперечисленных условий, авторами проведено физическое моделирование с использованием однотипных вибраторов, одних и тех же моделирующих

сред (камфен, салол, дифенил), обеспечением равных температурных условий затвердевания и т. д. В ходе исследований установлено, что, независимо от условий охлаждения и типа сплава, вибрационное воздействие на процессы кристаллизации заключается в проявлении следующих эффектов:

- рост числа центров кристаллизации за счет механического разрушения и дробления кристаллов, растущих на фронте кристаллизации;
- зарождение центров кристаллизации в объеме расплава вследствие кавитации;
- разрушение кристаллов при схлопывании кавитационных каверн.

При подводе упругих волн к расплавленному металлу происходит мгновенное изменение массовых сил в объеме затвердевающего расплава и возникновение больших градиентов давления на неподвижные ветви дендритов. Градиенты давлений, возникающие на границе фаз, вызывают разрушение первичных и вторичных ветвей дендритов. Величина этого давления зависит от амплитуды (A) и частоты колебаний (ω), изменяющих силы динамического воздействия на твердо-жидкую зону затвердевающего сплава и определяется по зависимости [13]:

$$P = \pm \rho A \omega^2 H, \quad (9)$$

Таблица 3

Параметры затвердевания слитков из стали 60

Параметры затвердевания	τ , мин			
	1	5	9	13
$\Delta t = t_{кр.} - t_{н.}, ^\circ C$	$\frac{115}{170}$	$\frac{170}{190}$	$\frac{215}{230}$	$\frac{250}{260}$
$\xi = \hat{e}\sqrt{\tau}$, см	$\frac{1,95}{1,80}$	$\frac{4,68}{4,03}$	$\frac{5,85}{5,40}$	$\frac{7,0}{6,5}$
$G = \frac{\Delta t}{\xi}, ^\circ C/см$	$\frac{59}{94}$	$\frac{36}{47}$	$\frac{36}{42}$	$\frac{36}{40}$
R , см/мин.	$\frac{0,97}{0,90}$	$\frac{0,44}{0,40}$	$\frac{0,33}{0,30}$	$\frac{0,27}{0,25}$
α , Вт/м ² ·°C	$\frac{0,85}{0,2}$	$\frac{0,2}{0,1}$	$\frac{0,05}{0,05}$	$\frac{0,05}{0,05}$

Числитель – с вибрацией; знаменатель – без вибрации.

Таблица 4

Параметры дендритной структуры слитков из стали 60

№№ слитка	Ширина зоны столбчатых дендритов L, мм	Размеры столбчатых дендритов, мм		Размеры равноосных дендритов, мм		Количество дендритов на площади 225 мм ² (15x15)
		длина	ширина	длина	ширина	
1	58	5,0	0,45	2,35	2,15	85-100
2	39	2,9	0,18	1,5	1,3	180-200

Примечание: 1 – без вибрации; 2 – с вибрацией

где ρ – плотность среды;

H – расстояние от открытой поверхности расплава.

Разрушение ветвей дендритов осуществляется под действием изгибающих напряжений, возникших под давлением упругой волны. Максимальное напряжение изгиба σ_u , обусловленное сопротивлением дендрита, представляющего собой консольную балку, ударной волне вязкой жидкости, определяется из выражения [13]:

$$\sigma_u = \frac{8\pi^2 d^2 L^2 \rho \omega^2 \cdot A}{b^3}, \quad (10)$$

где d – диаметр ветви дендрита;

L – длина дендрита;

ρ – плотность дендрита;

ω – частота вибрации;

A – амплитуда упругих волн;

b – диаметр шейки дендрита.

Очевидно, что разрушение дендритов наступает при соблюдении следующего условия:

$$\sigma_u \geq \sigma_e, \quad (11)$$

где σ_e – предел прочности дендрита при температуре кристаллизации.

Замеры параметров затвердевания модельных слитков, выполненные в ходе физического моделирования на камфене, показали, что разрушение дендритов начинается при следующих их размерах: длина $L = 12$ мм; диаметр $d = 1$ мм; диаметр шейки $b = 1$ мм при параметрах вибрации: $A = 1$ мм; $\omega = 40$ Гц. По зависимости (10) определяем напряжения изгиба (σ_u), возникающие в дендритах, при которых они начинают разрушаться:

$$\sigma_u = \frac{8 \cdot 3,14^2 \cdot (10^{-3})^2 \cdot 0,012^2 \cdot 845 \cdot 10^{-3} \cdot 40^2}{(10^{-3})^3} = 15356 \text{ Па} = 0,15 \text{ кгс/см}^2$$

Максимальное напряжение в опасном сечении дендрита определяется из выражения [14]:

$$\sigma = \frac{M_{\max}}{W}, \quad (12)$$

где $M_{\max} = P L^2 d$ – максимальный момент силы, действующий на дендрит;

$W = \frac{\pi d^3}{32}$ – момент сопротивления сечения дендрита.

Подставляя $M_{\max}$ и W в выражение (12), получаем:

$$\sigma = \frac{32 P L^2}{\pi d^2}, \quad (13)$$

где P – давление на дендрит.

Принимая предел прочности дендрита камфена σ равным σ_u ($\sigma \approx \sigma_u = 0,15 \text{ кг/см}^2$), определяем из (13) величину критического давления ($P_{кр.}$) на дендрит, необходимого для его разрушения:

$$P_{кр.} = \frac{\pi l^2 \sigma}{32 L^2} = \frac{3,14 \cdot 0,1^2 \cdot 0,15}{32 \cdot 1,2^2} = 10^{-4} \text{ кг/см}^2$$

По зависимости (9) определяем величину минимального давления упругой волны на дендриты при оптимальных параметрах вибрации ($A = 1 \text{ мм}$, $\omega = 63 \text{ Гц}$):

$$P_{\min} = \pm 845 \cdot 10^{-3} \cdot 63^2 \cdot 0,005 = 16,9 \text{ Па} = 1,69 \cdot 10^{-4} \text{ кг/см}^2$$

Результаты расчетов с очевидностью свидетельствуют о возможности разрушения дендритов под действием изгибающих давлений упругой волны.

На рис. 9 представлено изменение величины давления упругой волны в зависимости от параметров вибрации. Зная величину критического давления, необходимого для разрушения дендритов камфена, по этому графику можно подобрать оптимальные параметры вибрации. Например, при амплитуде вибрации $A=0,5 \text{ мм}$ оптимальная частота имеет значение $\omega \geq 70 \text{ Гц}$.

Выполним аналогичный расчет для стальных слитков для уточнения соответствия параметров вибрационного воздействия критическим условиям, в ходе которых происходит разрушение дендритов и формирование дисперсной кристаллической структуры. Разными авторами в ходе исследований было установлено, что с приближением температуры углеродистых сталей к интервалу кристаллизации происходит резкое снижение как предела их прочности σ_s (до $5 \div 10 \text{ кг/см}^2$), так и пластичности. Так, при температуре 1460°C для ст. 3 предел прочности σ_s имеет значение 10 кг/см^2 , для ст. 45- 7 кг/см^2 , а для ст. 80- $3,5 \text{ кг/см}^2$ [15]. В расчетах для ст. 60 принимаем предел прочности σ_s в области интервала кристаллизации равным 6 кг/см^2 .

В ходе металловедческих исследований были получены следующие параметры дендритной структуры слитка из ст. 60 при вибрационной обработке (табл. 4): $L = 2,9 \text{ мм}$; $d = e = 0,18 \text{ мм}$. При этих параметрах дендритов происходит их разрушение в результате вибрационного воздействия.

По зависимости (10) определяем напряжения изгиба (σ_u), возникающие в дендритах при экспериментальных параметрах вибрации ($A = 2,5 \text{ мм}$; $\omega = 100 \text{ Гц}$):

$$\sigma_u = \frac{8 \cdot 3,14^2 \cdot (0,18 \cdot 10^{-3})^2 \cdot 0,0029^2 \cdot 7800 \cdot 100^2 \cdot 2,5 \cdot 10^{-3}}{(0,18 \cdot 10^{-3})^3} = 718 \text{ Па} = 7,18 \text{ кг/см}^2$$

Видно, что $\sigma_u > \sigma_s$, из-за чего и происходит их разрушение.

Зная предел прочности дендритов (σ_s), из зависимости (13) находим критическое давление $P_{кр.}$, которое необходимо приложить к дендриту, чтобы его разрушить:

$$P_{кр.} = \frac{\pi l^2 \sigma_s}{32 L^2} = \frac{3,14 \cdot 0,018^2 \cdot 6}{32 \cdot 2,9^2} = 2,3 \cdot 10^{-5} \text{ кг/см}^2$$

При этом минимальное значение давления упругой волны на дендриты при данных параметрах вибрации равно (зависимость 9):

$$P = \pm 7200 \cdot 2,5 \cdot 10^{-3} \cdot 100^2 \cdot 10^{-3} = 180 \text{ Па} = 1,8 \cdot 10^{-3} \text{ кг/см}^2.$$

Очевидно, что вибрационное давление значительно больше критического, т. е. под его воздействием возможно разрушение дендритов на фронте кристаллизации слитков из стали 60. Аналогичные расчеты для слитков из нержавеющей стали X18H9T также подтверждают возможность разрушения дендритов на фронте затвердевания под действием знакопеременных давлений упругой волны, что наглядно мы наблюдаем на макроструктурах слитков (рис. 8).

Несмотря на то, что для сжатия однородной жидкости требуются значительные усилия, импульсы давлений, возникающие при вибрационном воздействии, деформируют расплав. Связано это с тем, что кристаллизующийся расплав состоит из твердой, жидкой и газообразной фаз. Вследствие изменения объема газовой фазы возможно сжатие расплава в фазе положительно-

1 – амплитуда $A=0,5$ мм; 2 – $A=1,0$ мм; 3 – $A=1,5$ мм; 4 – $A=2,0$ мм

Рис. 9. Изменение величины давления упругой волны на дендрит в зависимости от параметров вибрации

го давления вибрации. В следующий за этим момент отрицательного давления происходит образование пустот, заполненных газом. При устранении растягивающих усилий эти полости (так называемые «кавитационные каверны») захлопываются со значительным мгновенным повышением локального давления. В работе [14] показано, что в экспериментах с водой кавитационные давления достигают значений $10000 \div 13000$ атм., а в металлах они будут существенно больше. Кристаллы, попадающие под воздействие кавитационных давлений, разрушаются и мелкой россыпью оседают в донную часть слитка. Попадание этих неустойчивых первичных образований твердой фазы в более холодные нижние участки расплава обеспечивает сохранение и их рост до устойчивых размеров [5].

Следует отметить, что кавитационный эффект заключается как в разрушении кристаллов в объеме расплава, так и в их зарождении. Формирование зародышей вследствие вибрационного воздействия может происходить или

вследствие повышения равновесной температуры кристаллизации в результате увеличения давления при захлопывании кавитационных пузырьков (газовая кавитация), или из-за охлаждения поверхности пузырька при его росте (паровая кавитация) [16].

Таким образом, выполненные авторами эксперименты на прозрачных физических моделях и натурных слитках, а также проведенные расчеты и анализ свидетельствуют, что механизм вибрационного воздействия заключается в следующих процессах:

а) разрушение и дробление дендритов, растущих на фронте кристаллизации, под действием знакопеременных изгибающих давлений упругой волны;

б) зарождение кристаллов в объеме кристаллизующегося расплава вследствие кавитации;

в) разрушение дендритов в расплаве и на фронте кристаллизации под действием давлений, возникающих в результате схлопывания кавитационных каверн.

ЛИТЕРАТУРА

1. Тиллер В., Джексон К., Чалмерс Б. и др. Физическое металловедение. Том 2. М.: Мир, 1967. 490 с.
2. Чалмерс Б. Теория затвердевания. М.: Metallurgia, 1968. 288 с.
3. Флемингс М. С. Процессы затвердевания. М.: Мир, 1977. 423 с.
4. Ефимов В. А., Эльдарханов А. С. Технологии современной металлургии. М.: Новые технологии, 2004. 784 с.
5. Нурадинов А. С., Нахаев М. Р. Процессы кристаллизации и формирования структуры литых заготовок. Грозный: Издательство ФГБОУ ВО «Чеченский государственный университет», 2020. 170 с.
6. Себиси Т., Бредшоу П. Конвективный теплообмен. М.: Мир, 1987. 590 с.
7. Нурадинов А. С., Уздиева Н. С., Балатханова Э. М. Математическое моделирование процессов формирования литых заготовок при непрерывной разливке стали // Вестник ГГНТУ. Технические науки. Том XV. №2 (16). 2019. С. 56-66.
8. Ландау Л. Д., Лившиц Е. М. Механика сплошных сред. М.: Гостехиздат, 1954. 796 с.
9. Itoh Y., Okajima T., Tashiko K. On Refining of Solidification of Ferritic Stainless Steel by Vibration Method // Transaction of the Iron and Steel Institute of Japan. 1981. V. 21. №6. P. 397-404.
10. Шмидт-Томас К. Г. Metal science for mechanical engineering. М.: Metallurgia, 1995. 349 с.
11. Салли И. В., Фалькевич Э. С. Управление формой роста кристаллов. Киев: Наук. Думка, 1989. С. 109-110.
12. Ефимов В. А., Эльдарханов А. С. Современные технологии разливки и кристаллизации сплавов. М.: Машиностроение, 1998. 360 с.
13. Campbell I. Effects of vibration during Solidification // Internationale Metals Reviews. 1981. №2. P. 71-108.
14. Ефимов В. А. Перспективы развития работ по применению внешних воздействий на жидкий и кристаллизующийся расплав // Влияние внешних воздействий на жидкий и кристаллизующийся металл. Киев: Наук. Думка, 1983. С. 3-22.
15. Ефимов В. А. Разливка и кристаллизация стали. М.: Metallurgia, 1976. 552 с.
16. Смирнов А. Н., Пилюшенко В. Л., Момот С. В. и др. Затвердевание металлического расплава при внешних воздействиях. Донецк: Изд-во «ВИК», 2002. 169 с.

THE USE OF EXTERNAL PHYSICAL INFLUENCE TO REGULATE THE FORMATION OF THE STRUCTURE OF STEEL INGOTS

© ¹ S. S-S. Akhtaev, ¹ A. S. Nuradinov, ² M. R. Nakhaev, ¹ N. S. Uzdieva

¹*GSOTU named after acad. M. D. Millionshchikov, Grozny, Russia*

²*Chechen State University, Grozny, Russia*

In this paper, the influence of temperature and force parameters of external influence on the crystallization and structure formation of ingots from model and real alloys is investigated. It is shown that the rate of crystal nucleation and growth, as well as the size of the structural zones in the ingots, can be controlled by changing the temperature gradient that occurs in the liquid phase before the solidification boundary. You can control the temperature gradient along the cross-section of the solidifying melt by adjusting the intensity of the heat sink, as well as differentiating the heat sink along the perimeter of the forming ingot. It is established that the ratio of the temperature gradient to the crystallization rate – G/R depends on the formation of a particular structural zone of ingots. The effectiveness of the influence of vibration on the formation of the structure of the ingots under study is clearly proved. The mechanism of vibration influence on the processes of crystallization and formation of ingot structures is determined, which consists in the manifestation of the following effects: in the destruction and crushing of dendrites growing at the crystallization front under the action of alternating bending pressures of an elastic wave; in the nucleation of crystals in the volume of the crystallizing melt due to cavitation; in the destruction of dendrites in the melt and at the crystallization front under the action of pressures resulting from the collapse of cavitation cavities.

Keywords: physical modeling, ingots, heat sink intensity, heat and mass transfer, non-metallic inclusions, convective flows, crystallization, vibration, structure.

REFERENCES

1. Tiller, V., Jackson, K., Chalmers, B. and others (1967). Fizicheskoe metallovedenie. Physical metal science, volume 2. Mir, Moscow, 490 p.
2. Chalmers, B. (1968) Teoriya zatverdevaniya. Metallurgiya. [Theory of solidification. Metallurgy], Moscow, 288 p.
3. Flemings, M. S. (1977) Protsessy zatverdevaniya. [Solidification processes]. Mir, Moscow, 423 p.
4. Efimov, V. A. and Eldarkhanov, A. S. (2004) Tekhnologii sovremennoi metallurgii. Novye tekhnologii. [Technologies of modern metallurgy. New technologies]. Moscow, 784 p.
5. Nuradinov A. S. and Nakhaev M. R. (2020) Protsessy kristallizatsii i formirovaniya struktury litykh zagotovok. Grozny: Izdatel'stvo FGBOU VO «Chechenskii gosudarstvennyi universitet». [The processes of crystallization and formation of the structure of cast billets. Publishing House of the Federal State Budgetary Educational Institution of Higher Education "Chechen State University", Grozny, 170 p.
6. Sebis, T. and Bradshaw, P. (1987) Konvektivnyi teploobmen. [Convective heat exchange]. Mir, Moscow, 590 p.
7. Nuradinov A. S., Uzdieva N. S., and Balatkhanova E. M. (2019) 'Matematicheskoe modelirovanie protsessov formirovaniya litykh zagotovok pri nepreryvnoi razlivke stali'. Vestnik GGNTU. Tekhnicheskie nauki, [Mathematical modeling of the processes of forming cast billets during continuous casting of steel. Gerald of GSTOU. Technical Sciences], volume XV, No. 2 (16), pp. 56-66.
8. Landau, L. D. and Livshits, E. M. (1954) Mekhanika sploshnykh sred. [Continuum mechanics]. Gostekhizdat, Moscow 796 p.

9. Itoh, Y., Okajama, T. and Tashiko, K. (1981) 'On Refining of Solidification of Ferritic Stainless Steel by Vibration Method'. *Transaction of the Iron and Steel Institute of Japan*. V. 21. №6, pp. 397-404.
10. Schmidt-Thomas, K. G. (1998) *Metallovedenie dlya mashinostroeniya*. Metallovedenie dlya mashinostroeniya. Metallurgiya, Moscow, 349 p.
11. Sally, I. V. and Falkiewicz, E. S. (1989) *Upravlenie formoi rosta kristallov*. [Management of a form of crystal growth]. Nauk. Dumka, Kiev, pp. 109-110.
12. Efimov A.V., Eldarkhanov, A. S. (1998) *Sovremennye tekhnologii razlivki i kristallizatsii splavov*. [Modern technologies of casting and crystallization of alloys]. Moscow, 360 p.
13. Campbell, I. (1981) 'Effects of vibration during Solidification'. *Internationale Metals Reviews*. №2, pp. 71-108.
14. Efimov, V. A. (1983) *Perspektivy razvitiya rabot po primeneniyu vneshnikh vozdествii na zhidkii i kristallizuyushchiysya rasplav*. Vliyanie vneshnikh vozdествii na zhidkii i kristallizuyushchiysya metall. [Prospects for the development of works on the application of external influences on liquid and crystallizing melt. Influence of external influences on liquid and crystallizing metal]. Kiev: Nauk. Dumka, p. 3-22.
15. Efimov, V. A. (1976) *Razlivka i kristallizatsiya stali*. [Casting and crystallization of steel]. Metallurgy. Moscow. 552 p.
16. Smirnov, A. N., Pilyushenko, V. L. and Momot, S. V. and others (2002) *Zatverdevanie metallichesкого расплава pri vneshnikh vozdetsviyakh*. [Solidification of the metal melt under external influences]. Publishing house "VIC", Donetsk, 169 p.