

**А.С. Нурадинов, М.Р. Нахаев**

**ПРОЦЕССЫ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ И ФОРМИРОВАНИЯ  
СТРУКТУРЫ ЛИТЫХ ЗАГОТОВОК**

**Монография**

**ГРОЗНЫЙ – 2020**

**Печатается по решению Ученого совета  
ФГБОУ ВО «Чеченский государственный университет»  
протокол № 2 от 27.02.2020 г.**

**УДК 621  
ББК 34.623**

**Рецензенты:**

**Г.И. Свердлик**, доктор технических наук, профессор,  
ФГБОУ ВО «Северо-Кавказский горно-металлургический  
институт (государственный технологический университет)»  
(СКГМИ)

**З.С. Умхаева**, доктор физико-математических наук, доцент,  
ФГБОУ ВО «Чеченский государственный университет»

**Нурадинов А.С., Нахаев М.Р.** Монография. Процессы кристаллизации и формирования структуры литых заготовок. – Грозный: издательство ФГБОУ ВО «Чеченский государственный университет», 2020 г. 170 с.

**ISBN 978-5-91127-258-6**

*В монографии сделана попытка обобщить основные закономерности кристаллизации и структурообразования сплавов на основе данных авторов и других исследователей в области формирования структуры и свойств литых заготовок. Рассмотрены вопросы теории и практики гидродинамики и теплофизики при формировании металлургических заготовок. Приведены теоретические и технологические основы применения различных методов внешних физических воздействий на затвердевающие сплавы с целью повышения качества литых заготовок. Изложены методики и результаты исследований авторов на физических моделях и реальных объектах по изучаемым вопросам.*

*Монография предназначена для научных и инженерно-технических работников, занимающихся вопросами улучшения качества литого металла, а также преподавателей, аспирантов и студентов вузов металлургических и литейных специальностей.*

**ISBN 978-5-91127-258-6**

©Нурадинов А.С., Нахаев М.Р. 2020 г.

© ФГБОУ ВО «Чеченский государственный университет», 2020 г.

# СОДЕРЖАНИЕ

<b>ПРЕДИСЛОВИЕ.....</b>	<b>4</b>
<b>ГЛАВА 1. ФИЗИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ КАК НАУЧНЫЙ МЕТОД ИЗУЧЕНИЯ ПРОЦЕССОВ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ И ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ .....</b>	<b>6</b>
1.1. Основные признаки и виды подобных явлений.....	7
1.2. Критерии и теоремы подобия .....	8
1.3. Определение масштабов физического моделирования.....	13
<b>ГЛАВА 2. ГИДРОДИНАМИКА ФОРМИРОВАНИЯ ЛИТЫХ ЗАГОТОВОК .....</b>	<b>19</b>
2.1. Роль конвекции в процессах кристаллизации сплавов .....	19
2.2. Механизм зарождения и роста кристаллов в условиях естественной конвекции.....	25
2.3. Влияние конвекции и условий теплоотвода на формирование структуры слитков .....	27
<b>ГЛАВА 3. ТЕПЛОФИЗИЧЕСКИЕ УСЛОВИЯ ФОРМИРОВАНИЯ СЛИТКОВ.....</b>	<b>42</b>
3.1. Теплоотвод как способ регулирования процессов кристаллизации и структурообразования сплавов .....	42
3.2. Влияние перегрева расплава, интенсивности и характера теплоотвода на формирование кристаллической структуры слитков .....	49
<b>ГЛАВА 4. ТЕРМОКАПИЛЛЯРНЫЙ МАССОПЕРЕНОС ЛИКВИРУЮЩИХ ПРИМЕСЕЙ В ЗАТВЕРДЕВАЮЩИХ СЛИТКАХ .....</b>	<b>66</b>
4.1. Условия перемещения ликвирующих примесей в междендритном пространстве затвердевающих слитков .....	66
4.2. Кристаллизация сплавов под давлением .....	73
4.3. Связь термокапиллярного массопереноса ликватов со скоростью кристаллизации расплава .....	81
4.4. Влияние давления и вакуума на перемещение ликвирующих примесей..	85

<b>ГЛАВА 5. ПРОЦЕССЫ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ И ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ СПЛАВОВ В ПОЛЕ УПРУГИХ ВОЛН .....</b>	<b>93</b>
5.1. Современные представления о характере влияния вибрации на кристаллизующиеся сплавы.....	93
5.2. Влияние вибрационной обработки на параметры затвердевания металлических сплавов.....	102
5.3. Формирование кристаллической структуры слитка под действием вибрации.....	119
5.4. Механизм воздействия вибрации на кристаллизацию и структурообразование сплавов .....	128
<b>ГЛАВА 6. ВЛИЯНИЕ ВИБРАЦИИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ЛИТЫХ ЗАГОТОВОК ИЗ ЖЕЛЕЗОУГЛЕРОДИСТЫХ И ЦВЕТНЫХ СПЛАВОВ.....</b>	<b>143</b>
6.1. Вибрационная обработка затвердевающих слитков из углеродистой стали .....	143
6.2. Вибрационная обработка слитков из нержавеющей стали.....	148
6.3. Вибрационная обработка слитков из серого чугуна .....	150
6.4. Вибрационная обработка слитков из алюминиевого сплава.....	153
6.5. Влияние вибрации на остаточные напряжения в слитках и сварных швах .....	161

## ПРЕДИСЛОВИЕ

Машиностроительная отрасль на современном этапе своего развития характеризуется все возрастающими требованиями к качеству используемой металлопродукции, которое невозможно повысить без совершенствования технологий выплавки и литья. При этом самой важной задачей является получение литых заготовок с высокой физической, химической однородностью и дисперсной кристаллической структурой металла. Изготовленная именно из таких заготовок металлопродукция обладает наиболее высоким уровнем физико-механических характеристик.

Трудность решения этой задачи заключается в том, что затвердевание металлических заготовок сопровождается исключительно сложным взаимодействием гидродинамических, теплообменных, диффузионных, капиллярных и других физических и химических процессов, интенсивность и характер развития которых зависит от многих факторов. Именно на этом этапе производства металлопродукции закладываются все предпосылки к образованию таких дефектов, которые не могут быть устранены в ходе последующей пластической деформации литых заготовок. В связи с этим в последнее время с целью решения данной проблемы достаточно широкое развитие получили такие способы внешних динамических воздействий на жидкий и затвердевающий металл, как ультразвуковая и вибрационная обработка, электромагнитное и газоимпульсное перемешивание, термо-временная обработка и др.

Общие представления о влиянии рассматриваемых методов воздействий на процессы, происходящие при затвердевании металлических сплавов, приведены в работах известных ученых-металлургов Акименко А.Д., Абрамова О.В., Баландина Г.Ф., Борисова В.Т., Вейника А.И., Добаткина В.И., Ефимова В.А., Кэмпбелла Д., Овсиенко Д.Е., Пилюшенко В.Л., Скворцова А.А., Флемингса М., Эльдарханова А.С. и др. Вместе с тем, несмотря на большое количество работ в области теории формирования металлических

заготовок, многие вопросы остаются нерешенными и требуют дальнейших исследований.

В настоящей монографии предпринята попытка системного анализа влияния внешних физических воздействий на жидкий и кристаллизующийся металл для решения проблемы получения литых заготовок с минимальным уровнем дефектов. При этом наиболее полно освещены те аспекты проблемы, над решением которых авторы непосредственно занимались в своей научной деятельности, не претендуя на полноту знаний всех рассмотренных вопросов. Конкретные результаты по изучаемой проблеме, приведенные в настоящей монографии, во многом основаны на исследованиях авторов представленной работы.

# ГЛАВА 1. ФИЗИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ КАК НАУЧНЫЙ МЕТОД ИЗУЧЕНИЯ ПРОЦЕССОВ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ И ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ

В условиях повышенных требований современной науки к созданию новых технологий получения кристаллических материалов из металлических сплавов большое значение приобретают методы исследования процессов кристаллизации и формирования структуры литых заготовок. Исследования этих процессов на реальных объектах заключаются в изучении тепловых потоков от затвердевающих металлов с последующим изучением кристаллической структуры в уже затвердевшем слитке (отливке). Реальные условия зарождения и роста кристаллов при этом остаются неизвестными ввиду непрозрачности металлов как в твердом, так и в жидком состояниях. Кроме этого, процессы затвердевания металлических сплавов происходят при очень высоких температурах. По этой причине непосредственное изучение процессов, происходящих при их затвердевании, чрезвычайно затруднено, в связи с чем наиболее целесообразно и плодотворно применять косвенные методы исследования. При решении задач, связанных с изучением влияния внешних физических воздействий на жидкий и затвердевающий металл, используют методы моделирования.

*Моделирование* – это один из важных научных методов проведения исследований, предполагающий замену интересующего нас натурального объекта физической моделью с обеспечением максимальной идентичности условий протекания изучаемых процессов. Кроме этого, физическое моделирование может быть использовано для прогнозирования новых неопробованных процессов и уточнения их математических моделей, получения исходных данных для проектирования и разработки технологических режимов. Физическое моделирование основано на соблюдении теории подобия, которая предполагает постоянство отношений однородных величин и параллельность их векторов в сходственных точках объектов.

Прежде чем приступить к положениям теории подобия, рассмотрим основные понятия метода моделирования: *оригинал, модель, процесс, явление и параметр* [1.1].

*Оригинал* – это натуральный объект, свойства которого подлежат изучению методом моделирования.

*Моделью* называется объект, который идентичен оригиналу (натурному объекту), находится с ним в определенной пропорции и более удобен для решения поставленных задач.

Изменение характеристик изучаемого объекта во времени и пространстве называется *процессом*.

Под *явлением* понимают совокупность процессов, которые его сопровождают.

*Параметрами* называются изменяющиеся во времени и пространстве величины, которые определяют состояние процесса или явления во времени и пространстве.

### 1.1. Основные признаки и виды подобных явлений

Теория подобия определяет признаки наличия идентичности между оригиналом и моделью, обозначает границы, в пределах которых распространение данных моделирования на аналогичные реальные объекты может считаться корректным. В соответствии с теорией подобия полное подобие между двумя системами будет соблюдаться при обеспечении *геометрического* и *физического* подобия [1.1, 1.2].

*Геометрически* подобными считаются физические системы, между определяющими размерами и пространственными координатами которых существует постоянное соотношение:

$$\frac{l_n}{l_m} = M_l = const, \quad (1.1)$$

где  $M_l$  – линейный масштаб, показывающий во сколько раз размер модели  $l_m$  уменьшен по сравнению с размером натурального объекта  $l_n$ . У геометрически подобных систем постоянными должны быть и соотношения площадей и объемов:

$$\frac{S_n}{S_m} = M_l^2 = const, \quad (1.2)$$

$$\frac{V_n}{V_m} = M_l^3 = const. \quad (1.3)$$

*Физическое* подобие систем означает, что однородные параметры натурального объекта и модели в сходственных точках должны быть пропорциональны, т.е. все скорости, ускорения, силы, давления,



температуры и т.п., действующие в подобных точках систем, должны иметь постоянное соотношение.

Математически физическое подобие можно представить как соотношение:

$$\frac{\varphi_n}{\varphi_m} = M_\varphi, \quad (1.4)$$

где  $\varphi_n$  и  $\varphi_m$  – однородные физические параметры натурального объекта и модели;  $M_\varphi$  – масштаб подобия соответствующего физического параметра.

Приведенные соотношения имеют большое значение в теории подобия, потому что они устанавливают существование особых величин, которые называются числами или критериями подобия.

Абсолютного подобия в природе не существует, так как точное соблюдение всех критериев на практике затруднено, поэтому при изучении металлургических процессов широкое применение нашли принципы моделирования с полным, неполным, приближенным и локальным подобием [1.1].

*Полным* подобием считается моделирование, когда обеспечивается подобие всех процессов, которые определяют изучаемое явление.

При *неполном* подобии моделирования подобие соблюдается для некоторых принципиальных процессов, которые главным образом и определяют протекание изучаемого явления.

*Приближенным* подобием считается моделирование, когда при изучении конкретного явления его некоторые стадии вообще не рассматриваются, учитывая наличие границ нижней и верхней автомодельностей.

В тех случаях, когда нельзя достигнуть удовлетворительной точности моделирования явления в целом, целесообразно применять метод *локального* моделирования. При *локальном* моделировании условия подобия соблюдаются на определенном участке исследуемого объекта. Изучая последовательно отдельные участки, удастся составить картину работы всего исследуемого объекта в целом [1.3].

## 1.2. Критерии и теоремы подобия

Любое физическое явление сопровождается множеством процессов и является результатом их суммарного действия, т.е. существенны не отдельные процессы, а их комбинации. В связи с этим

для анализа любого явления в качестве исходных данных необходимо вводить не отдельные параметры, а безразмерные комплексы – критерии и числа подобия [1.1, 1.4, 1.5].

Комплексы, в состав которых входят только постоянные величины, называются критериями подобия. Если в структуре комплекса присутствуют переменные величины (время, скорость и т.п.), тогда они называются числами подобия. Разным процессам присущи только им характерные параметры, соответственно, и критерии, полученные на их основе, будут различными и подразделяются они на критерии комплексного и параметрического типов.

Критерии подобия классифицируются также в зависимости от типа решаемых задач: гидродинамики, теплопроводности, конвективного теплообмена, массообмена и т.д. [1.1].

При решении *гидродинамических* задач используются следующие основные критерии подобия.

Критерий *Эйлера* ( $Eu$ ) – критерий подобия давления, который характеризует соотношение сил давления и сил инерции:

$$Eu = \frac{P}{\rho \cdot w^2} . \quad (1.5)$$

Критерий *Фруда* ( $Fr$ ) – критерий гравитационного подобия, который определяет соотношение сил инерции и гравитации:

$$Fr = \frac{w^2}{g \cdot l} . \quad (1.6)$$

Критерий *Рейнольдса* ( $Re$ ) – критерий режима движения, который характеризует соотношение сил инерции и трения:

$$Re = \frac{w \cdot l}{\nu} . \quad (1.7)$$

С использованием этих трех критериев в зависимости от типа решаемых задач можно получить вторичные (производные) критерии: *Галилея*, *Архимеда*, *Грасгофа*, *Вебера*.

Для решения задач *теплопроводности* используются следующие критерии подобия.

Число *Фурье* или *тепловой критерий* ( $Fo$ ) – характеризует однородность (гомохронность) процесса во времени:

$$Fo = \frac{a \cdot \tau}{l^2} . \quad (1.8)$$

Критерий *Био* ( $Bi$ ) является определяющим в задачах теплопроводности:

$$Bi = \frac{a \cdot l}{\lambda_m}. \quad (1.9)$$

Критерий *Старка* ( $Sk$ ) определяет соотношение потоков тепла излучением и теплопроводностью

$$Sk = \frac{\varepsilon \cdot \sigma \cdot e \cdot t^3}{\lambda_m}. \quad (1.10)$$

Кроме этих трех основных критериев, в частных случаях при решении некоторых задач теплопроводности используются критерии *Померанцева* и *кристаллизации*.

При решении задач конвективного теплообмена применяют критерии *Пекле*, *Прандтля*, *Нуссельта* и *Релея*.

Тепловой критерий *Пекле* ( $Pe$ ) характеризует меру отношения интенсивности переноса тепла конвекцией к интенсивности переноса тепла теплопроводностью:

$$Pe = \frac{w \cdot l}{a}. \quad (1.11)$$

Тепловой критерий *Прандтля* ( $Pr$ ) характеризует теплофизические свойства среды, в которой протекают тепловые процессы:

$$Pr = \frac{\nu}{a}. \quad (1.12)$$

Тепловой критерий *Нуссельта* ( $Nu$ ) представляет собой безразмерную форму коэффициента теплоотдачи или теплового потока:

$$Nu = \frac{a \cdot l}{\lambda_{жс}}. \quad (1.13)$$

Критерий *Релея* ( $Ra$ ) является определяющим и характеризует режим свободного движения капельных жидкостей. Определяется как произведение критериев *Грасгофа* ( $Gr$ ) и *Прандтля* ( $Pr$ ):

$$Ra = Gr \cdot Pr = \frac{g \cdot e^2 \cdot \beta \cdot \Delta t}{\nu \cdot a}. \quad (1.14)$$

Подобно критериям подобия в тепловых явлениях различной физической природы, задачи массообмена решаются при помощи диффузионных критериев подобия *Фурье*, *Пекле*, *Прандтля* и *Нуссельта*.

Диффузионный критерий *Фурье* ( $Fo_d$ ) в процессах переноса массы выполняет роль безразмерного (относительного) времени:

$$Fo_d = \frac{D \cdot \tau}{l^2}. \quad (1.15)$$

Диффузионный критерий *Пекле* ( $Pe_\partial$ ) характеризует соотношение конвективного и молекулярного потоков переноса массы:

$$Pe_\partial = \frac{w \cdot l}{D}. \quad (1.16)$$

Диффузионный критерий *Прандтля* ( $Pr_\partial$ ) определяет соотношение профиля скоростей и профиля концентрации в потоке жидкости или газа:

$$Pr_\partial = \frac{\nu}{D}. \quad (1.17)$$

Диффузионный критерий *Нуссельта* ( $Nu_\partial$ ) имеет смысл безразмерного диффузионного потока жидкости или газа:

$$Nu_\partial = \frac{\beta \cdot l}{D}. \quad (1.18)$$

Обозначения в вышеприведенных зависимостях:  $P$  – давление;  $\rho$  – плотность;  $w$  – скорость;  $\tau$  – текущее время процесса;  $g$  – ускорение свободного падения;  $l$  – характерный линейный размер;  $\lambda_m$  – коэффициент теплопроводности твердого тела;  $\varepsilon$  – степень черноты;  $\alpha$  – коэффициент теплоотдачи;  $\nu$  – коэффициент кинематической вязкости;  $t$  – температура;  $a$  – коэффициент температуропроводности;  $\sigma$  – постоянная Стефана-Больцмана;  $e$  – толщина тела;  $\lambda_{ж}$  – коэффициент теплопроводности жидкости;  $\beta$  – коэффициент массоотдачи;  $D$  – коэффициент молекулярной диффузии.

При моделировании значения независимых переменных на модели задают по известным их значениям в оригинале. Далее по значениям функций, полученных путем измерений на модели, определяют соответствующие значения функций в оригинале. Для этого необходимо знать числовые значения и физический смысл критериев подобия (табл. 1.1).

Признаки подобия явлений сформулированы в виде трех теорем [1.1].

*Первая* теорема: «Для подобных явлений можно найти определенное сочетание параметров, называемых критериями подобия, которые имеют одинаковые значения».

Таблица 1.1

Критерии подобия для моделирования гидравлических и тепловых процессов при кристаллизации металлов [1.3, 1.6 – 1.10]

<i>Критерии, числа подобия</i>	<i>Порядок чисел при моделировании</i>	<i>Меры соотношения</i>
Рейнольдса <i>Re</i>	$10^2 - 10^4$	Инерции и вязкости однородного потока
Эйлера <i>Eu</i>	$10^2 - 10^4$	Инерции и давления однородного потока
Фруда <i>Fr</i>	$10^4 - 10^{-2}$	Инерции и тяжести однородного потока
Вебера <i>We</i>	$10^{-3} - 10^{-1}$	Инерции и поверхностного натяжения
Архимеда <i>Ar</i> , Грасгофа <i>Gr</i>	$10^6 - 10^8$	Подъемной силы и силы вязкости
Галилея <i>Ga</i>	$10^{10} - 10^{12}$	Тяжести и вязкости двухфазного потока
Пекле <i>Pe</i>	$10^1 - 10^3$	Конвективного и кондуктивного переноса тепла
Био <i>Bi</i>	10	Переноса тепла конвекцией и теплопроводностью
Фурье <i>Fo</i>	$10^{-1}$	Скорости изменения тепловых полей в окружающей среде и скорости перестройки тепловых полей внутри рассматриваемой системы
Прандтля <i>Pr</i>	$10^{-2} - 10^{-1}$	Подобия температурных и скоростных полей в потоке
Нуссельта <i>Nu</i> , Релея <i>Ra</i>	$10 - 10^2$ $10^4 - 10^6$	Переноса тепла конвекцией и теплопроводностью
Ньютона <i>Ne</i>	$10^4 - 10^6$	Соотношения энергии внешних сил к энергии потока
Гомохронности <i>Ho</i>	$10^{-2} - 10^{-1}$	Соотношение силы инерции к локальной силе в условиях неустановившегося движения потока

*Вторая теорема ( $\pi$ -теорема):* «Всякое полное уравнение физического процесса, записанное в соответствующей системе единиц, может быть представлено в виде зависимости между критериями подобия, т.е. безразмерными комплексами, которые составлены из параметров, входящих в это уравнение».

*Третья теорема:* «Необходимым и достаточным условием для обеспечения подобия является пропорциональность сходственных параметров, входящих в условия однозначности и равенство критериев, полученных из этих условий».

### 1.3. Определение масштабов физического моделирования

Для прогнозирования достоверных характеристик натурального объекта (явления) на основе однородных характеристик, полученных на модели, необходимо знать переходные коэффициенты для всех определяющих величин. Эти переходные коэффициенты называются *масштабами моделирования*, и для их расчета, в соответствии с основными положениями теории подобия, используются безразмерные параметры – критерии и числа подобия [1.4, 1.5]. Количество критериев и чисел подобия при расчете масштабов моделирования находится с помощью  *$\pi$ -теоремы* [1.5, 1.6].

Для моделирования любого физического явления необходимо определить изменяющиеся параметры, которые определяют его состояние. Если говорить о кристаллизации металлов и их сплавов, в том числе с учетом внешних физических воздействий, то главным изменяющимся параметром этого процесса является толщина затвердевающей корки ( $\xi$ ), которая может быть выражена как функция из совокупности величин [1.7]:

$$\xi = f(\alpha, \Delta t, l, \lambda, C, \rho, Q_o, \Delta P, E, \tau, S), \quad (1.19)$$

где  $\alpha$  – коэффициент теплоотдачи;  $\Delta t$  – перепад температуры;  $l$  – характерный размер;  $\lambda$  – коэффициент теплопроводности;  $C$  – удельная теплоемкость;  $\rho$  – плотность;  $Q_o$  – теплота плавления;  $\Delta P$  – перепад внешнего давления;  $E$  – энергия внешнего импульса;  $\tau$  – время;  $S$  – площадь поверхности передачи импульса.

В критериальном виде зависимость (1.19) будет иметь следующий вид:

$$\delta = f(Bi, N, F_o, Eu, Ne, s), \quad (1.20)$$

где  $\delta = \xi/l$  – безразмерная толщина корки;  $Bi$  – критерий Био;  $N$  – число подобия затвердевания;  $F_o$  – критерий Фурье;  $Eu$  – критерий Эйлера;  $Ne$  – критерий Ньютона;  $s = \frac{S}{x^2}$  – относительная площадь.

Число подобия затвердевания  $N$  является физическим параметром, и соблюдение его идентичности при физическом моделировании практически невозможно, поэтому при моделировании процессов затвердевания в случае  $t_{кр.} = const$  пользуются идентичностью комплексных чисел  $BiN = idem$  [1.3].

Затвердевание металлических сплавов происходит в интервале температур, и при формировании кристаллической структуры на модели для обеспечения подобия необходимо еще равенство относительных величин, характеризующих тепловые процессы, происходящие в двухфазной зоне. Число подобия  $A$  характеризует тепловые процессы в двухфазной зоне [1.7]:

$$A = \frac{a_{m-жс}}{a_m} = \frac{1}{\left[ 1 + \frac{Q_o}{C_{m-жс} \cdot (t_l - t_c)} \right]}. \quad (1.21)$$

С учетом вышеизложенного, пересчет однородных параметров с модели на реальный объект можно осуществить при помощи масштабов подобия соответствующих процессов. Для этого на основании произвольно выбранного геометрического масштаба (1.1) рассчитывают масштабы подобия принципиальных характеристик изучаемого металлургического процесса.

Масштаб подобия скорости определяется из условия равенства критериев Фруда для природы и модели, т.е.  $Fr = \frac{v^2}{gl} = idem$ :

$$M_v = \frac{v_n}{v_m} = \sqrt{\frac{Fr g l_n}{Fr g l_m}} = \sqrt{\frac{l_n}{l_m}} = \sqrt{M_l}. \quad (1.22)$$

Масштаб подобия времени  $M_\tau$  можно определить, исходя из условия идентичности критериев гомохронности  $Ho = \frac{v\tau}{l} = idem$ :

$$M_\tau = \frac{\tau_n}{\tau_m} = \frac{l_n v_m}{l_m v_n} = \frac{M_l}{M_v} = \frac{M_l}{\sqrt{M_l}} = \sqrt{M_l}. \quad (1.23)$$

Масштаб подобия расходов  $M_Q$  определяется из условия неразрывности потока  $Q = vS$  ( $S$  – площадь поперечного сечения потока):

$$M_Q = \frac{Q_n}{Q_m} = \frac{v_n S_n}{v_m S_m} = M_l^2 \sqrt{M_l}. \quad (1.24)$$

Масштаб подобия температурных перепадов определяется из уравнения:

$$M_{\Delta t} = \frac{\Delta t_n}{\Delta t_m} = \frac{t_n - t_o}{t'_n - t'_o}, \quad (1.25)$$

где  $t_l$  – температура кристаллизации металла;  $t_o$  – температура охлаждения металла;  $t'_l$  – температура кристаллизации модельной среды;  $t'_o$  – температура охлаждения модельной среды.

Масштаб подобия интенсивности теплоотдачи определяется из условия равенства комплексных чисел  $BiN = idem$ :

$$M_a = \frac{\alpha_n}{\alpha_m} = \frac{\lambda_n Q_{oh} l_m C_m \Delta t_m}{\lambda_m Q_{om} l_n C_n \Delta t_n} = \frac{k_Q k_\lambda}{k_c M_l M_{\Delta t}}. \quad (1.26)$$

Масштаб подобия тепловых потоков можно определить как произведение масштабов подобия теплоотдачи и перепада температур:

$$M_q = M_a \cdot M_{\Delta t}. \quad (1.27)$$

Масштаб подобия интенсивности динамического воздействия определяется из условия равенства критериев Ньютона  $Ne = idem$ :

$$M_e = \frac{E_n}{E_m} = \frac{\rho_n \nu_n^2 l_n^3}{\rho_m \nu_m^2 l_m^3} = k_\rho M_\nu^2 M_l^3. \quad (1.28)$$

Следует отметить, что вышеприведенные уравнения масштабов моделирования имеют пределы применимости и подлежат обязательной проверке адекватности на действующих объектах. Выдача практических рекомендаций без такой проверки может привести к существенным ошибкам.

Выбор моделирующей среды при физическом моделировании зависит от преследуемой цели, в качестве которых могут быть использованы прозрачные водные и неводные растворы органических и неорганических веществ, а также сплавы с температурой плавления ниже 100°C. Выбор такого рода веществ обусловлен их оригинальными свойствами: прозрачность, невысокая температура плавления, склонность к переохлаждению, низкая скорость кристаллизации, хорошая воспроизводимость результатов и нетоксичность (т.е. безопасность в работе). Причем некоторые вещества (например, камфен и циклогексанол), подобно металлам, кристаллизуются с образованием дендритной структуры со всеми характерными зонами. Для получения корректных результатов в каждом цикле экспериментов должны применяться вещества одного класса чистоты.

Присущие моделирующим веществам свойства позволяют изучать и визуально наблюдать некоторые процессы, происходящие при их кристаллизации, и определять соответствующие характеристические параметры:

– зарождение центров кристаллизации в расплавах и пересыщенных растворах;



- возникновение и развитие конвективных потоков в объеме затвердевающих сплавов;
- затвердевание и формирование структуры заготовок (слитков) в целом;
- капиллярный массоперенос ликвирующих примесей при затвердевании сплавов;
- влияние внешних физических воздействий на степень переохлаждения, процессы кристаллизации и формирование структуры заготовок (слитков);
- коэффициенты диффузии в расплавах и растворах;
- концентрацию растворов в зависимости от скорости перемещения твердой фазы.

Для получения достоверных результатов моделирования обязательным условием является знание физических свойств используемых веществ и реальных материалов (табл. 1.2). Некритическое использование справочных данных приводит к значительным искажениям получаемых результатов. Наличие определенных погрешностей при экспериментальном определении некоторых параметров не столь существенно, если учесть, что теплофизические свойства, к примеру, для сталей разных марок изучены недостаточно.

Кристаллизация металлов и их сплавов характеризуется исключительно сложным взаимодействием гидродинамических, теплообменных, диффузионных, капиллярных и других физических и химических процессов. В связи с этим, при физическом моделировании обязательным условием является наличие комплекса специальной аппаратуры и измерительных приборов для контроля того или иного параметра при проведении экспериментов. Для изучения какого-то явления в целом необходимо создать экспериментальную лабораторную установку и подобрать соответствующее моделирующее вещество. Лабораторная установка комплектуется из основного и вспомогательного оборудования.

К числу основного оборудования относятся аппаратура и приборы, позволяющие фиксировать конкретные количественные характеристики изучаемого процесса и режимов проведения эксперимента. К вспомогательному оборудованию относится аппаратура, позволяющая наблюдать и фиксировать качественную сторону изучаемого процесса и другие приспособления различного назначения.

Таблица 1.2

## Физические свойства металлов и моделирующих сред [1.3, 1.7]

Материал	$t_{\text{л}}$ °C	$\Delta t_{\text{кр.}}$ °C	$Q_0$ , кДж/ кг	$\lambda$ , Вт/ м·К	$C$ , кДж/ кг·К	$\rho$ , кг/м <sup>3</sup>	$\alpha$ , м <sup>2</sup> /с	$\beta$ , 1/К	$\nu$ , м <sup>2</sup> /с
Сталь углеродистая	1520	50	267,5	29,1/ 23,6	0,69 / 0,83	7800/ 7200	$6,3 \cdot 10^{-6}$ / $4,6 \cdot 10^{-6}$	- / $1 \cdot 10^{-4}$	- / $6,3 \cdot 10^{-6}$
Сталь нержавеющая	1459	56	276,3	25 / 26	- / 0,71	8000/ 7200	-	- / $0,75 \cdot 10^{-4}$	-
Чугун серый	1200	85	231	30,3/ 24,0	0,62/ 0,79	7200/ 6700	$5,8 \cdot 10^{-6}$ / $4,4 \cdot 10^{-6}$	- / $1,6 \cdot 10^{-4}$	- / $1,2 \cdot 10^{-6}$
Сплав алюминия	602	25	505	128/ 93	1,075/ 1,24	2632/ 2425	$140 \cdot 10^{-6}$ / $40 \cdot 10^{-6}$	- / $1,2 \cdot 10^{-4}$	- / $6,0 \cdot 10^{-7}$
Салол	43	0	91	- / 4,0	- / 0,18	1250/ 1195	$7,2 \cdot 10^{-7}$ / $7,6 \cdot 10^{-7}$	- / $1,67 \cdot 10^{-4}$	- / $5,9 \cdot 10^{-6}$
Парафин	52	0	150,1	0,24/ 0,19	3,22/ 3,86	812/ 764	$9,3 \cdot 10^{-8}$ / $7,5 \cdot 10^{-8}$	- / $2 \cdot 10^{-4}$	- / $6,6 \cdot 10^{-6}$
Гипосульфит	48	3,5	154,3	0,93/ 0,80	2,72/ 3,26	1880/ 1750	$20 \cdot 10^{-8}$ / $16,7 \cdot 10^{-8}$	- / $1,1 \cdot 10^{-4}$	- / $7,5 \cdot 10^{-6}$
Дифенил	67	6	144,4	0,42/ 0,53	2,08/ 2,66	1135/ 1035	$17,9 \cdot 10^{-8}$ / $15,5 \cdot 10^{-8}$	- / $0,9 \cdot 10^{-4}$	- / $7 \cdot 10^{-6}$
Камфен	45	3	138	- / 1,85	- / 2,9	845/ 815	- / $14,2 \cdot 10^{-8}$	-	-

Примечание: в числителе – в твердом состоянии; в знаменателе – в жидком.

Преимуществами физического моделирования является его большая наглядность, пригодность для моделирования весьма сложных процессов и явлений даже в тех случаях, когда известны не все начальные и граничные условия.

Физическое моделирование как метод исследования включает следующие составные части:

- постановка задачи;
- выбор объекта исследования;
- расчет масштабов моделирования на основе определяющих критериев подобия;
- расчет параметров модели объекта исследования и выбор моделирующей среды;

– проведение экспериментов на физической модели и аналитическая обработка полученных результатов.

### Список использованной литературы к главе 1

- 1.1. *Дымнич А.Х., Корниец И.В.* Основы теории подобия и физического моделирования. – К.: ООО «Сик Груп Украина», 2016. – 172 с.
- 1.2. *Еронько С.П., Быковских С.В.* Физическое моделирование процессов внепечной обработки и разлива стали. – К.: Техника, 1998. – 136 с.
- 1.3. *Скворцов А.А., Акименко А.Д., Ульянов В.А.* Влияние внешних воздействий на процесс формирования слитков и заготовок. – М.: Металлургия, 1991. – 216 с.
- 1.4. *Гухман А.А.* Введение в теорию подобия. – М.: Высшая школа, 1973. – 295 с.
- 1.5. *Гухман А.А.* Применение теории подобия к исследованию процессов теплообмена. – М.: Высшая школа, 1974. – 328 с.
- 1.6. *Марков Б.Л., Кирсанов А.А.* Физическое моделирование в металлургии. – М.: Металлургия, 1984. – 119 с.
- 1.7. *Зиновьев В.Е.* Кинетические свойства металлов при высоких температурах // Справочник. – М.: Металлургия, 1984. – 200 с.
- 1.8. *Галдин Н.М., Чернега Д.Ф. и др.* Цветное литье // Справочник. – М.: Машиностроение, 1989. – 528 с.
- 1.9. *Зиновьев В.Е.* Теплофизические свойства металлов при высоких температурах // Справочник. – М.: Металлургия, 1983. – 384 с.
- 1.10. *Эльдарханов А.С., Ефимов В.А., Нурадинов А.С.* Процессы формирования отливок и их моделирование. – М.: Машиностроение, 2001. – 208 с.

## ГЛАВА 2. ГИДРОДИНАМИКА ФОРМИРОВАНИЯ ЛИТЫХ ЗАГОТОВОК

На различных этапах передела жидких металлических сплавов в заготовку происходят сложные гидродинамические процессы, которые играют важную роль в формировании структуры и свойств литого металла. Гидродинамические процессы разливки металла в изложницы и литейные формы достаточно хорошо освещены в специальной литературе, поэтому в этом разделе будут рассмотрены только вопросы конвективного теплопереноса при затвердевании металлических сплавов. Глубокое знание этих вопросов позволит создать прогрессивные металлургические технологии для устранения многих наружных и внутренних дефектов литья.

### 2.1. Роль конвекции в процессах кристаллизации сплавов

Физическую сущность влияния конвективного движения расплава на процессы кристаллизации сплавов можно определить из следующего элементарного анализа теплового баланса затвердевающего слоя металла [2.1]. Толщина этого слоя зависит от количества тепла ( $q_1$ ), которое он может передать к охлаждаемой поверхности изложницы (формы):

$$q_1 = \frac{\lambda_k}{\xi} \Delta t_{кр.}, \quad (2.1)$$

где  $\lambda_k$ ,  $\Delta t_{кр.}$  – теплопроводность затвердевшей корки металла и перепад температур по ее толщине;  $\xi$  – толщина затвердевшей корки металла.

Количество накапливаемой теплоты на границе затвердевания ( $q_2$ ) состоит из выделившегося тепла кристаллизации ( $q_{кр.}$ ) и тепла перегрева в жидкой части слитка ( $q_{пер.}$ ) [2.2]:

$$q_2 = q_{кр.} + q_{пер.} \quad (2.2)$$

Но так как в процессе кристаллизации всегда соблюдается равновесие, то  $q_1 = q_2$ . Тогда  $\frac{\lambda_{кр.}}{\xi} \Delta t_{кр.} = q_{кр.} + q_{пер.}$ , из которого можно определить толщину затвердевающего металла:

$$\xi = \frac{\lambda_{кр.} \cdot \Delta t_{кр.}}{q_{кр.} + q_{пер.}} \quad (2.3)$$

Из последнего выражения видно, что чем большее количество тепла перегрева подводится к границе затвердевания, тем толщина корочки и скорость кристаллизации меньше.

Количество тепла перегрева, подводимого к поверхности теплоотвода ( $q_{пер.}$ ), зависит от коэффициента теплоотдачи ( $\alpha$ ) и разницы температур потока и границы затвердевания ( $\Delta t$ ). Так как температура границы затвердевания примерно равна температуре ликвидуса сплава, то  $\Delta t = t_1 - t_n$ , а тепловой поток в элементарном виде описывается зависимостью [2.3]:

$$q_{пер.} = \alpha (t_1 - t_n), \quad (2.4)$$

где  $t_1$  – температура перегрева расплава.

Критериальное уравнение теплообмена при движении жидкостей (расплавов) имеет вид [2.4]:

$$Nu = 0,175(Gr \cdot Pr)^{1/3}, \quad (2.5)$$

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

Из критериального уравнения (2.5) устанавливаем, что коэффициент теплоотдачи ( $\alpha$ ) находится в прямопропорциональной зависимости от скорости конвективного движения расплавов металлов ( $W$ ). При значениях Прандтля, близких к единице ( $Pr \cong 1$ ), т.е. при естественной конвекции металлических расплавов, которая, как правило, имеет ламинарный характер, значение коэффициента теплоотдачи может быть определено из следующего уравнения [2.3]:

$$\alpha = 0,6 \left( \frac{W}{H} \right)^{0,5} A, \quad (2.6)$$

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

Тогда уравнение (2.4), описывающее закономерность изменения теплового потока, подводимого к границе затвердевания, будет иметь вид:

$$q = 0,6 \left( \frac{W}{H} \right)^{0,5} A \Delta t. \quad (2.7)$$

В работе [2.5] подробно изучены вопросы взаимосвязи температуры перегрева расплава, скорости конвекции и величины теплового потока к границе затвердевания (рис. 2.1). Показано, что величина перегрева расплава при его перемещении от верхнего к

нижнему горизонту существенно снижается (рис. 2.1 а, кривые 1 и 2). Соответствующие этим перегревам скорости конвекции расплава, наоборот, с увеличением отдаленности рассматриваемого сечения от зеркала металла в изложнице повышаются (рис. 2.1 а, кривые 3 и 4). Величина теплового потока имеет максимальное значение на верхнем горизонте, а по направлению к нижней части слитка уменьшается (рис. 2.1 б).

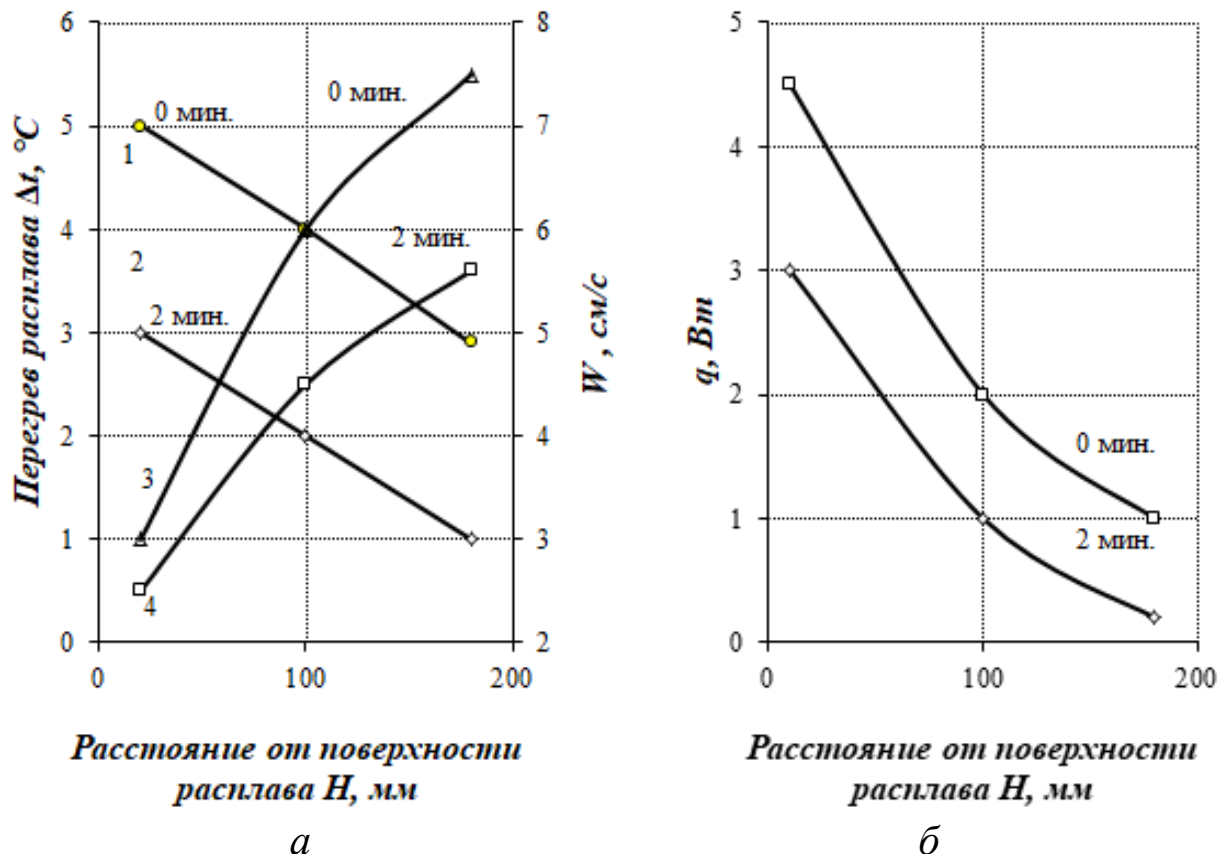


Рис. 2.1. Взаимосвязь перегрева расплава, скорости конвективных потоков и величины тепловых потоков по высоте слитка

Следует отметить, что тепловой поток характеризует то количество тепла, которое подводится от перегретого металла к границе затвердевания. Но не все количество этого тепла может быть израсходовано на теплопередачу к стенке изложницы (формы). В работе [2.6] показано, что иногда, когда теплофизические характеристики материала формы не позволяют отвести все подводимое тепло, часть этого тепла перегрева остается в расплаве и может остановить рост кристаллов или вызвать подмыв корочки затвердевшего металла. Соответственно, величина тепла, подводимого от расплава к границе затвердевания, всегда больше величины тепла, который передается через стенку изложницы (формы). Кроме этого, та

часть тепла, которая передается изложнице, также зависит от теплопроводящих способностей корки затвердевшего металла, материала изложницы (формы) и условий внешнего теплоотвода.

Это положение подтверждается практикой формирования крупных слитков и отливок. Вследствие их большой высоты корочка затвердевшего металла на нижних горизонтах под действием ферростатического давления прижимается к стенке изложницы и обеспечивает теплоотвод более интенсивный, чем на верхнем горизонте слитка, где давление незначительно и зазор практически образуется в течение нескольких секунд. Это способствует еще большему накоплению перегретого металла в верхней половине слитка и усилению дифференциации развития скорости конвективных потоков. Таким образом, увеличение температуры перегретых объемов ( $\Delta t$ ) способствует увеличению скорости естественной конвекции, а увеличение последней способствует торможению или остановке роста кристаллов.

Затвердевание металлических расплавов в замкнутом объеме обычно проходит в условиях развития естественной конвекции. Теплопередача к границе затвердевания в таком случае определяется скоростью движения металла в гидродинамическом пограничном слое.

Скорость естественной конвекции ( $W$ ) изменяется по высоте слитка в разы в зависимости от глубины замера ( $H$ ) [2.7] и определяется по известной зависимости [2.8]:

$$W = \sqrt{g\beta H(t - t_{cm.})}, \quad (2.8)$$

где  $H$  – расстояние от мениска металла до точки замера;  $g$  – ускорение свободного падения;  $\beta$  – коэффициент объемного расширения;  $t_{nep.}$  – температура расплава металла;  $t_{cm.}$  – температура охлаждающей поверхности.

В зависимости от значения этой скорости изменяется и толщина гидродинамического пограничного слоя, которая равна [2.9]:

$$\delta_2 = \frac{5,34}{Gr^{1/4}} - h, \quad (2.9)$$

где  $Gr$  – критерий Грасгофа,  $h$  – глубина точки замера.

Распределение толщины гидродинамического пограничного слоя, скорости конвекции и температуры расплава по высоте слитка изучено в работах [2.10 – 2.12] методом физического моделирования (рис. 2.2).

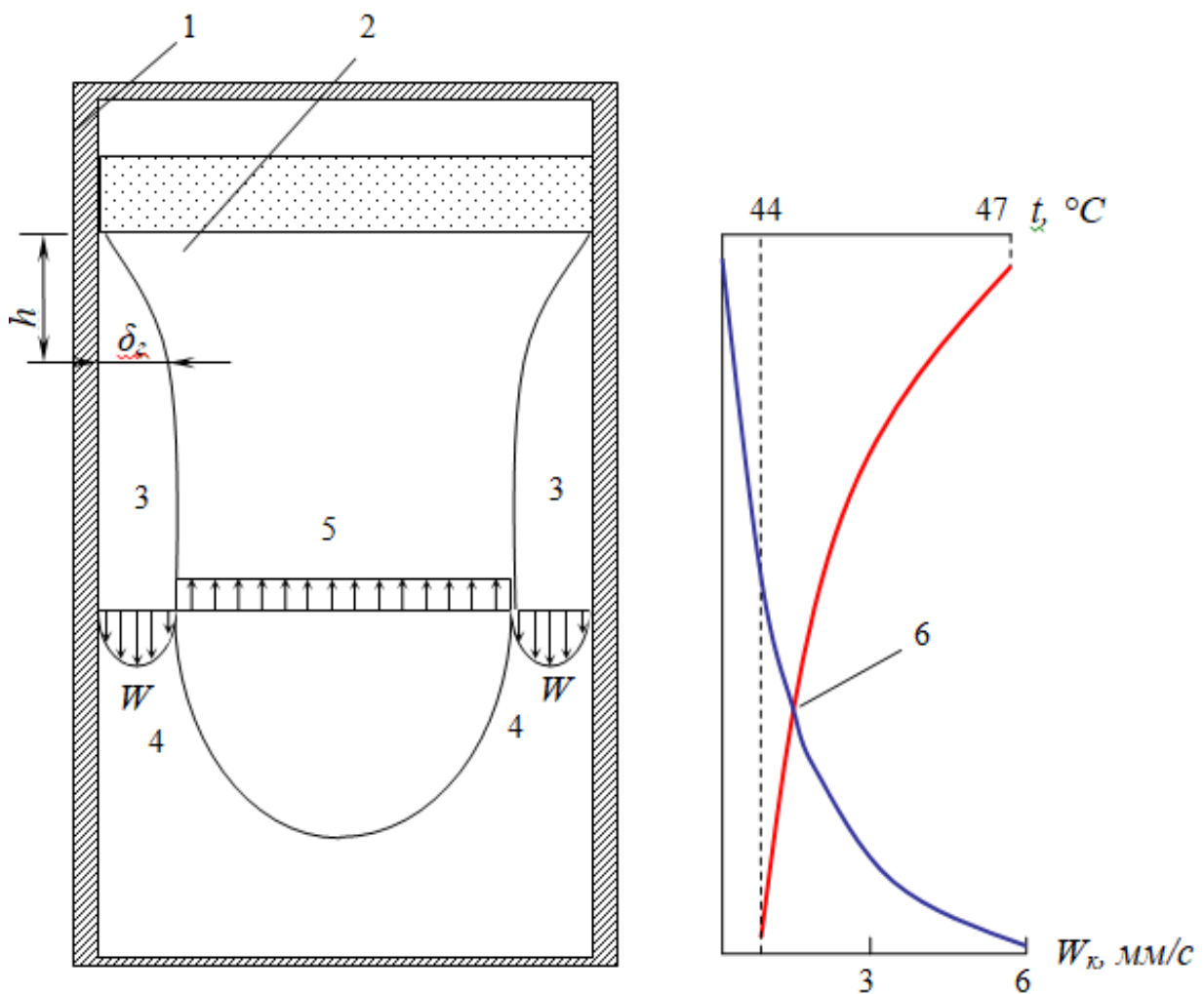


Рис. 2.2. Распределение пограничного слоя, температуры и скорости конвективных потоков по высоте слитка, затвердевающего в условиях естественной конвекции расплава:

1 – изложница; 2 – расплав; 3 – пограничный слой; 4 – нисходящие потоки; 5 – восходящие осевые потоки; 6 – распределение температуры и скорости конвекции по высоте слитков

На рис. 2.2 вертикальная ось направлена вдоль внутренней поверхности формы, а значения  $W$ ,  $\delta_z$  и  $t$  характеризуют изменения скорости конвекции, толщины и температуры пограничного слоя по высоте слитка. Можно констатировать, что у вертикальной стенки возникает постепенно увеличивающийся по толщине гидродинамический пограничный слой опускающегося потока расплава, в котором скорость конвекции увеличивается, а температура падает.

На рисунке 2.3 представлено изменение полей скоростей в осевом сечении слитка в процессе его затвердевания при обычных условиях,



полученное математическим моделированием с использованием экспериментальных данных.

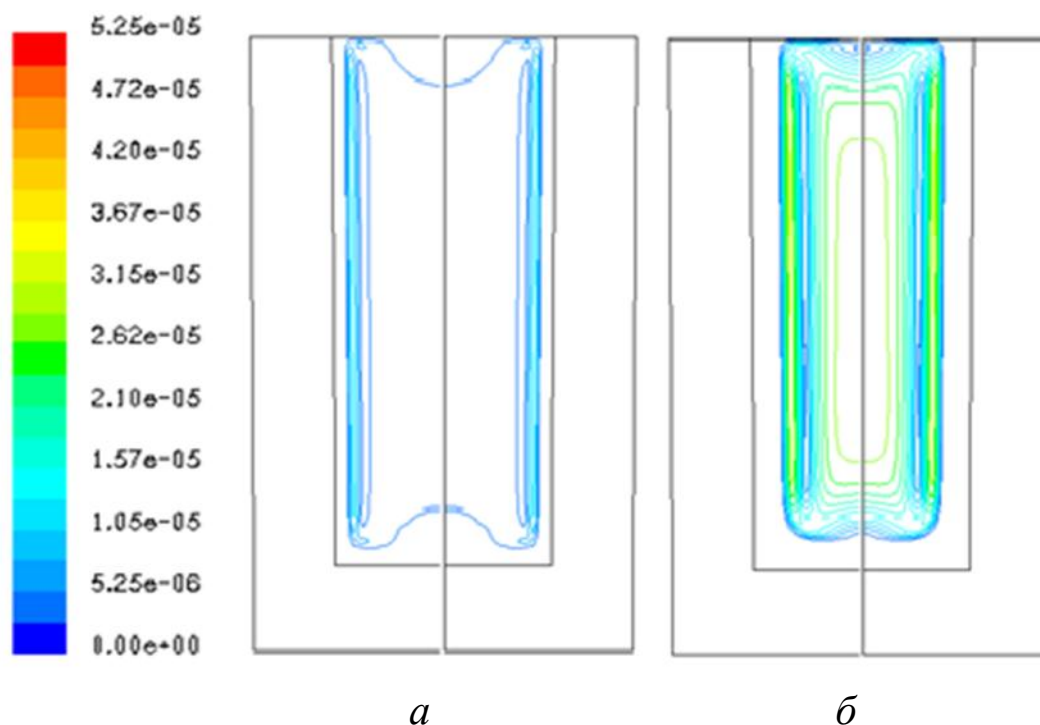


Рис. 2.3. Поля скоростей в центральном сечении цилиндрического слитка в различные моменты времени его затвердевания:  
*a* – на 30 сек. с момента заливки расплава; *б* – на 150 сек.

В начальный момент времени за счет теплоотвода через стенки формы в пристеночной области и донной части создается градиент температур, который обуславливает образование двух разнонаправленных конвективных потоков (рис. 2.3, *a*). Область расплава металла, вовлеченного в конвективное движение, распространяется на глубину, равную толщине пограничного слоя, и соответствует области градиентного перепада температур, т.е. явно прослеживается взаимосвязь полей скоростей с температурными полями. При этом имеют место «мертвые» зоны (зоны с нулевой скоростью движения) по сечению слитка. Помимо центральной части слитка, такие зоны сосредоточены у свободной поверхности и у дна формы. По мере затвердевания слитка наблюдается сохранение двух вихревых потоков вдоль вертикальной теплоотводящей поверхности, причем их «ширина» во времени увеличивается (рис. 2.3, *б*).

Проведенный анализ теплового баланса затвердевающего слоя металла в стационарных условиях показывает, что конвекция играет

существенную роль в формировании структуры отливок, слитков и литых заготовок.

## 2.2. Механизм зарождения и роста кристаллов в условиях естественной конвекции

В замкнутом объеме затвердевающего реального слитка на общие законы зарождения и роста кристаллов накладываются законы естественной конвекции, которые вызывают неравномерное распределение скоростных и температурных полей. Расплав за время перемещения от верхнего горизонта слитка к нижнему отдает определенное количество тепла перегрева ( $Q_{пер.}$ ) уже затвердевшей корке, которое можно определить из уравнения [2.3]:

$$Q_{пер.} = q_{пер.} \cdot F\tau = \alpha (t_l - t_n) \cdot F\tau, \quad (2.10)$$

где  $F$  – площадь поверхности теплоотвода;  $\tau$  – продолжительность перемещения перегретого объема расплава вдоль поверхности теплоотвода.

Продолжительность перемещения перегретого объема расплава вдоль поверхности теплоотвода ( $\tau$ ) и величина коэффициента теплоотдачи ( $\alpha$ ) зависят от скорости конвективного потока ( $W$ ) и изменяются в зависимости от высоты слитка. Совершенно очевидно, что начало роста кристаллов может наступить только после того, как расплав отдаст тепло перегрева стенке изложницы (формы). В связи с этим в начальный период формирования слитка зарождение кристаллов всегда начинается не с зеркала расплава, а в определенной точке  $A$  (рис. 2.4), где температура опускающегося потока равна температуре ликвидуса расплава, т.е. заметно ниже верхнего горизонта.

Участок высотой  $h$  характеризует период отвода тепла перегрева расплава не от всего слитка, а от гидродинамического слоя, характеризующего толщину конвективного потока. По мере дальнейшего опускания конвективного потока ниже точки  $A$  расплав охлаждается до температуры начала его кристаллизации и образуется корочка. Толщина ее по направлению к нижнему горизонту увеличивается. На рис. 2.4 начальный период формирования корочки соответствует продолжительности затвердевания  $\tau_l$ .

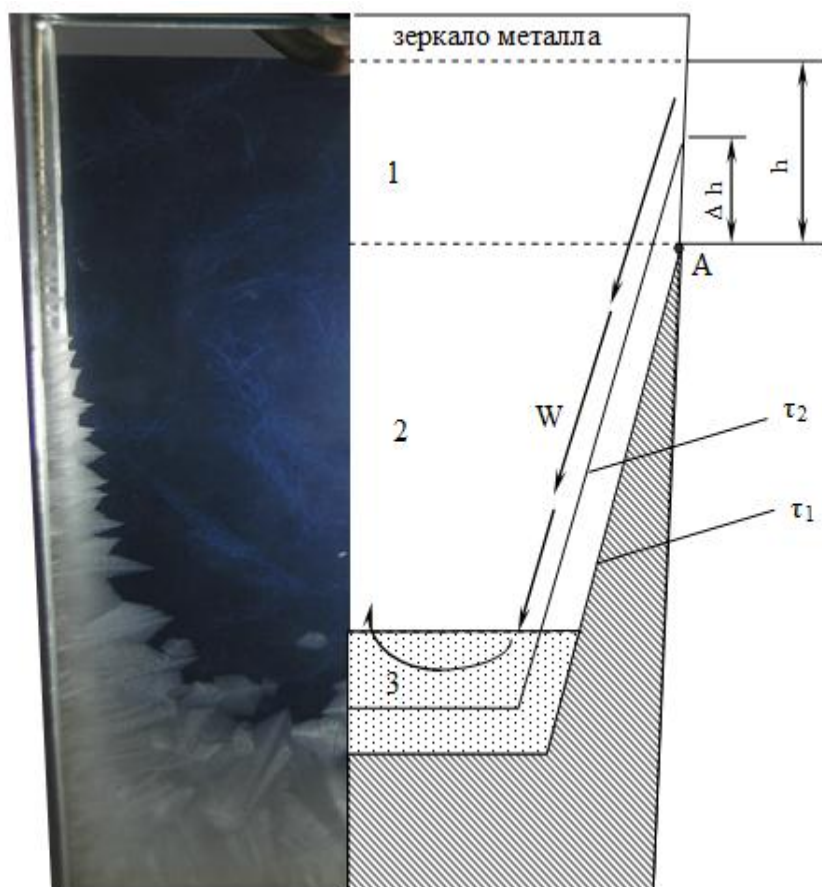


Рис. 2.4. Схема формирования слитка в условиях естественной конвекции: 1 – зона перегретого расплава, имеющая температуру выше  $t_l$ ; 2 – зона, в которой температура конвективных потоков достигает  $t_l$ ; 3 – зона глубоко переохлажденного расплава

Вследствие потери части тепла перегрева за время  $\tau_1$  начало образования второго слоя корочки перемещается вверх ( $\Delta h$ ), а ее расположение параллельно предыдущему слою. Затем идет уже послойное образование корочки по всей высоте слитка. Серия таких слоев и создает известную клинообразную форму фронта затвердевания (рис. 2.4, левая часть).

Моделирование процесса формирования слитка убедительно показывает решающую роль конвективных потоков в непрерывном перемещении переохлажденных объемов расплава вниз вдоль границы затвердевания и скопления их в нижней части слитка. Вследствие такого перераспределения переохлажденных объемов расплава происходит неравномерный рост кристаллов по высоте слитка, т.е. их опережающий рост в нижней его части [2.10, 2.11, 2.13, 2.14].

По результатам моделирования можно утверждать, что при затвердевании слитка имеются три следующие температурные зоны (рис. 2.4):

1) зона перегретого металла, имеющая температуру больше температуры ликвидуса сплава. Высота этой зоны  $h$  определяется продолжительностью отвода тепла перегрева от конвективного потока, циркулирующего вдоль теплоотводящей поверхности формы. Зарождения кристаллов в этой зоне не происходит;

2) зона, в которой температура конвективных потоков достигла температуры ликвидуса сплава. В этот период происходит послойное затвердевание сплава и менее интенсивная передача тепла к изложнице или форме. По мере опускания микрообъемов расплава его переохлаждение увеличивается и происходит более интенсивный рост корочки слитка;

3) зона глубоко переохлажденного расплава на нижнем горизонте. Здесь наблюдается не только дальнейшее увеличение скорости затвердевания корки, но и возникновение отдельных кристаллов.

Высота поверхности отвода тепла перегрева в первой зоне зависит от интенсивности передачи тепла от расплава к поверхности формы, определяемой величиной коэффициента теплоотдачи, и ее объема [2.15]. Геометрические параметры третьей зоны зависят, главным образом, от количества осевших индивидуальных кристаллов. Размеры указанных трех зон и топографию кристаллических структур можно изменить управлением распределения температурных полей в слитке путем изменения интенсивности теплоотвода и его дифференциации.

### **2.3. Влияние конвекции и условий теплоотвода на формирование структуры слитков**

В работах [2.10, 2.13, 2.14, 2.16] подробно изучено влияние естественной конвекции на формирование структуры слитков и доказана ее решающая роль в образовании известной клинообразной формы фронта затвердевания. Из макроструктуры и кинетики затвердевания модельного слитка мы видим значительную неравномерность роста кристаллов по его высоте (рис. 2.5). Обусловлено это распределением температурных полей по высоте и сечению слитка вследствие конвекции (таблица 2.1).

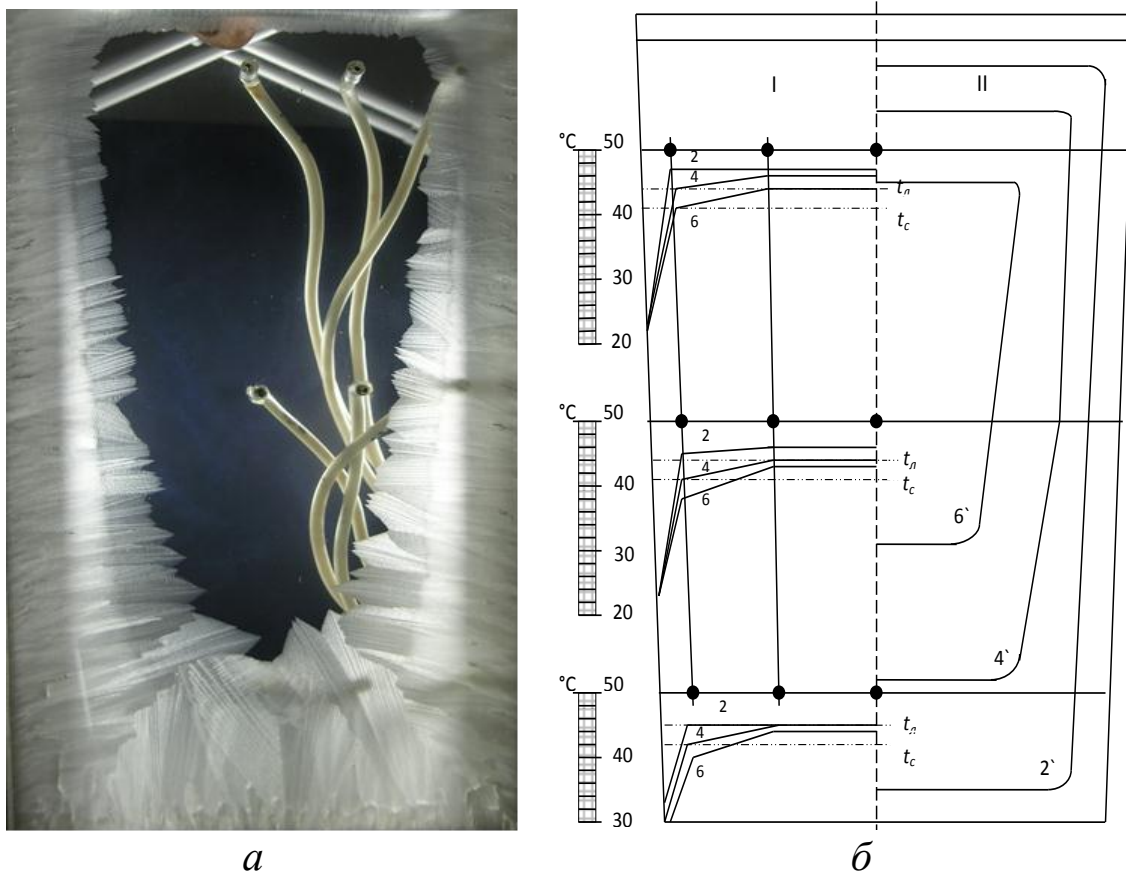


Рис. 2.5. Неравномерность продвижения фронта кристаллизации, температурных полей и кинетики затвердевания по высоте слитка

Из приведенных на рис. 2.5 данных, например, для четвертой минуты затвердевания, видим, что температура на нижнем горизонте в 1,1 раза меньше, а толщина корочки в 2,4 раза больше, чем на верхнем горизонте слитка. При незначительном снижении температуры расплава на нижнем и среднем горизонтах слитка (табл. 2.1) скорость роста кристаллов прогрессивно растет (табл. 2.2).

При одинаковых условиях бокового теплоотвода коэффициент затвердевания ( $\kappa$ ) должен бы быть одинаковым по всей высоте слитка. Например, если пользоваться данными из таблицы 2.2, то к четвертой минуте затвердевания из выражения  $\xi = \kappa \sqrt{\tau}$  он должен быть равен  $\kappa = 5,5 \text{ мм/мин}^{0,5}$ , а толщина затвердевшего слоя на всех горизонтах должна равняться  $\xi = 11 \text{ мм}$ . В реальных же условиях, как видим из табл. 2.2, значения  $\kappa$  и  $\xi$  на нижних горизонтах значительно больше.

Таблица 2.1

Изменение температуры расплава по трем горизонтам  
слитка на 4-й минуте затвердевания, °С

<i>Высота расположения термопар от дна слитка, мм</i>	<i>Расстояние термопар от боковой поверхности слитка, мм</i>		
	<i>10</i>	<i>35</i>	<i>60</i>
<i>210</i>	44	47	47
<i>120</i>	42,5	45,5	45
<i>40</i>	41	45	45
<i>Температурный градиент G, °С/мм</i>	0,3	0,15	0,06

Таблица 2.2

Параметры кристаллизации сплава по высоте слитка  
на 4-й минуте затвердевания в условиях естественной конвекции

<i>Расстояние от дна слитка до точки замера, мм</i>	<i>Толщина корки (<math>\xi</math>), мм</i>	<i>Коэффициент затвердевания (<math>\kappa</math>), мм/мин.<sup>0,5</sup></i>	<i>Скорость кристаллизации (R), мм/мин.</i>
<i>210</i>	11	5,5	1,38
<i>120</i>	14	7,0	1,75
<i>40</i>	25	12,5	3,13
<i>Толщина корки от дна слитка</i>	55	27,5	6,88

Причины значительного утолщения корочки в нижней половине слитка 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.

Решающую роль конвекции в неравномерности фронта кристаллизации по высоте затвердевающего слитка доказывают эксперименты, в которых конвективное движение расплава было исключено. При этом картина распределения температурных полей и кинетика затвердевания кардинально меняются (рис. 2.6). Видно, что температура расплава по высоте слитка одинакова на всех трех горизонтах, градиент температур возникает только от боковых теплоотводящих граней к оси слитка.

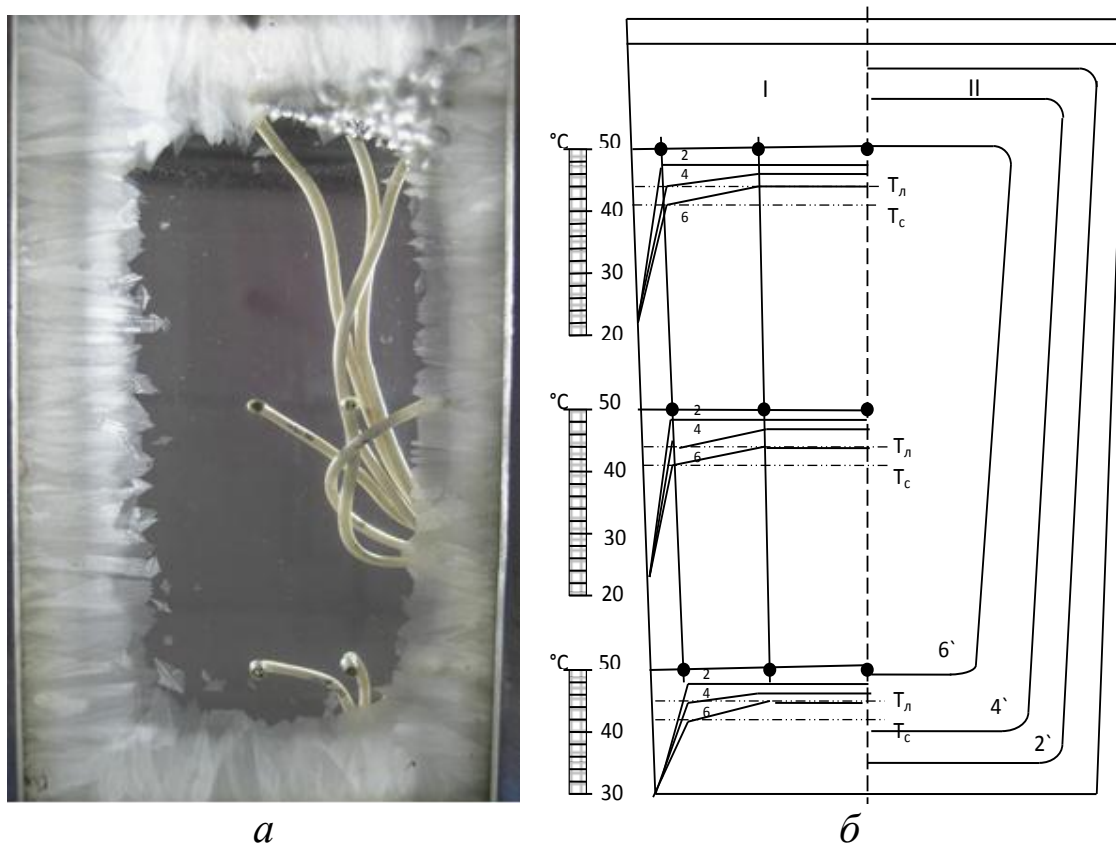


Рис. 2.6. Продвижение фронта кристаллизации (а), распределение температурных полей и кинетика затвердевания (б) по сечению модельного слитка при отсутствии конвекции

От распределения температурных полей зависят параметры кристаллизации расплава по периметру слитка (табл. 2.3). Видим, что коэффициент затвердевания ( $\kappa$ ), толщина затвердевшего слоя ( $\zeta$ ) и скорость кристаллизации ( $R$ ) имеют практически одинаковые значения по всему периметру слитка, и, как следствие, фронт кристаллизации равномерно продвигается по периметру слитка, что наглядно видно из кинетики его затвердевания и макроструктуры. Из-за отсутствия конвекции ухудшаются условия теплообмена между расплавом и стенками формы, что, в конечном счете, оказывает воздействие на

температуры кристаллизации, ширину и форму структурных зон. Общее время затвердевания при этом увеличивается (для данного случая на 10%).

Таблица 2.3

Параметры кристаллизации сплава по высоте слитка на 4-й минуте затвердевания при отсутствии конвекции

<i>Расстояние от дна слитка до точки замера, мм</i>	<i>Толщина корочки (<math>\xi</math>), мм</i>	<i>Коэффициент затвердевания (<math>\kappa</math>), мм/мин.<sup>0,5</sup></i>	<i>Скорость кристаллизации (<math>R</math>), мм/мин.</i>
210	17	8,5	2,13
120	18	9,0	2,25
40	17	8,5	2,13
<i>Толщина корки от дна слитка</i>	17	8,5	2,13
<i>Толщина корки от поверхности слитка</i>	17	8,5	2,13

Большое влияние конвекция оказывает на процесс формирования литой структуры не только в макрообъемах, но и в микрообъемах затвердевающего расплава. Работы последних десятилетий показали, что перераспределение переохлаждений может происходить и в границах одной кристаллической ячейки [2.17 – 2.19].

В работах [2.10, 2.11, 2.16] при физическом моделировании было зафиксировано известное явление изгиба кристаллов против направления конвективного движения расплава на границе затвердевания. При этом замечено, что с увеличением скорости конвективных потоков угол наклона кристаллов увеличивается, а их толщина уменьшается (ср. рис. 2.5, *a* и рис. 2.6, *a*). Естественно, что формирование наклонной кристаллической структуры с более высокой дисперсностью должно влиять на анизотропию и механические свойства литого металла.

В рассматриваемых работах это явление наблюдали на различных моделирующих средах (рис. 2.7). Видим, что эти среды по-разному



реагируют на изменение скорости конвективных потоков, т.е. при одних и тех же значениях скоростей движения расплавов углы наклона кристаллов могут отличаться в разы. Вероятно, на изменение угла наклона кристаллов влияет химический состав сплавов, потому что в экспериментах использованы среды разного класса чистоты. Основными параметрами, влияющими на скорость конвективных потоков, являются величина перегрева расплава и интенсивность теплоотвода от него. Соответственно, управляя этими параметрами, можно влиять на характеристики структуры литого металла.

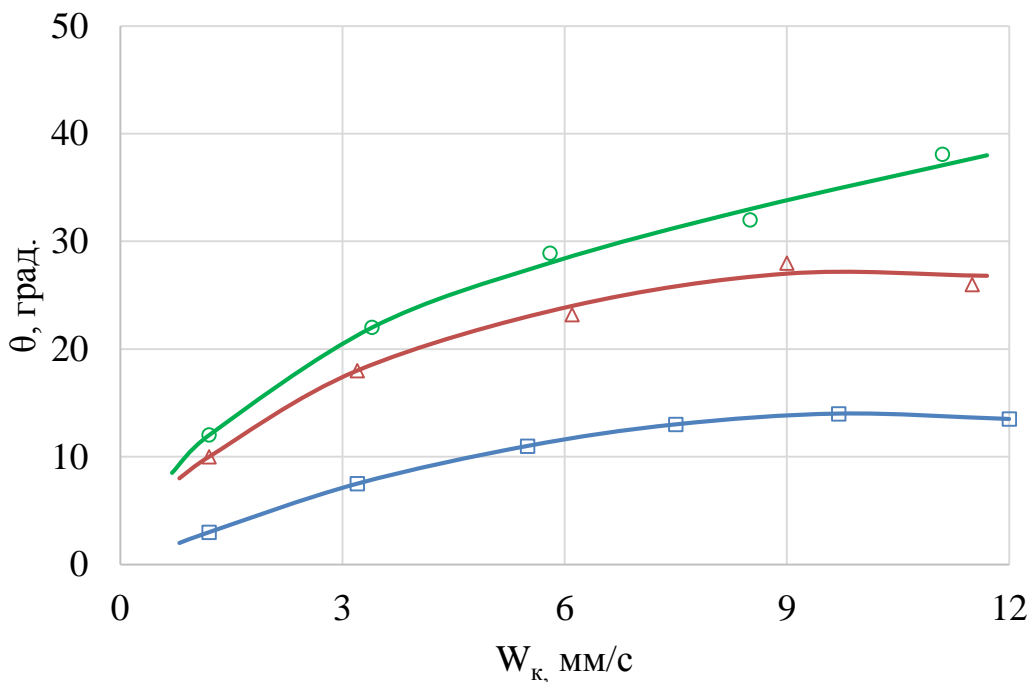


Рис. 2.7. Зависимость угла наклона кристаллов от скорости конвективных потоков для различных сплавов:  $\circ$  – дифенил + 5% салола;  $\Delta$  – камфен + 10% трициклена;  $\square$  – салол чистый

Основными причинами формирования наклонной структуры являются: во-первых, перераспределение гидродинамических сил вокруг растущего кристалла и, во-вторых, перемещение слоя концентрационного переохлаждения на его поверхности. По нашему мнению, главной причиной является перераспределение гидродинамических сил вокруг растущего кристалла, так как в этих исследованиях изменение угла наклона в зависимости от скорости конвективных потоков мы наблюдали и на химически чистых веществах, для которых не существует понятия концентрационного переохлаждения.

Если проанализировать распределение потока расплава вокруг растущего кристалла (рис. 2.8), то заметим, что при обтекании им цилиндрического тела между его лобовой и тыльной частями возникает перепад давлений, направленный в сторону набегающего потока (согласно уравнению Бернулли). Это объясняется тем, что при большой скорости течения потока в лобовой части величина статического давления всегда меньше, чем в тыльной части, где, наоборот, скорость меньше, а давление больше. В результате этого главный вектор давления ( $R$ ) расплава на кристалл будет направлен в сторону набегающего потока [2.20].

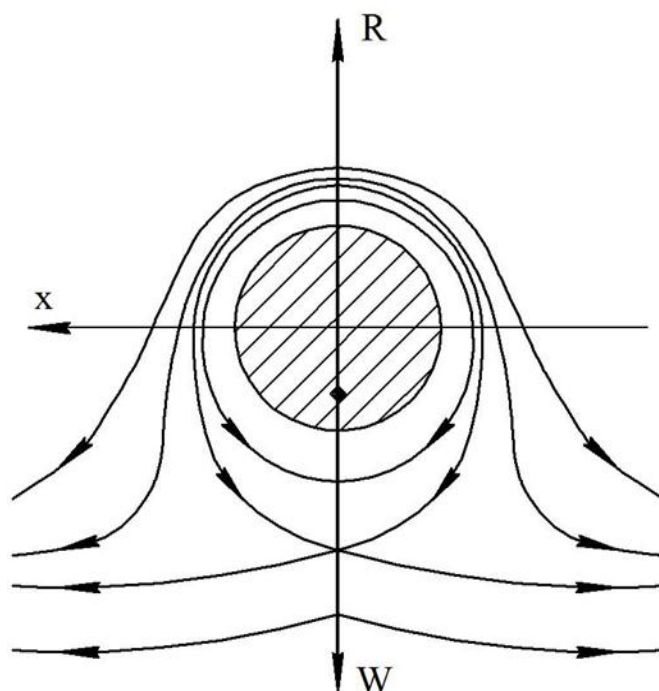


Рис. 2.8. Распределение гидродинамических сил вокруг растущего кристалла

Учитывая важную роль гидродинамических процессов в формировании структуры и свойств литых заготовок в работах [2.5, 2.7, 2.10, 2.11, 2.16] изучено влияние интенсивности и характера теплоотвода от затвердевающего плоского слитка на распределение в нем температур и скоростей конвективных потоков. Установлена связь этих параметров с кинетикой продвижения фронта затвердевания, формой кристаллов и топографией их расположения по сечению слитков.

На рисунке 2.9 представлены закономерности распределения температур по сечению и высоте затвердевающего слитка в

зависимости от интенсивности теплоотвода. Видим, что интенсивность теплоотвода определяет динамику изменения температурного градиента по высоте и сечению слитка в процессе его затвердевания. Прежде всего, необходимо отметить, что температура расплава уменьшается по направлению от верхнего горизонта слитка к нижнему, а перегрев расплава полностью исчезает в районе нижнего горизонта, причем при разных интенсивностях теплоотвода.

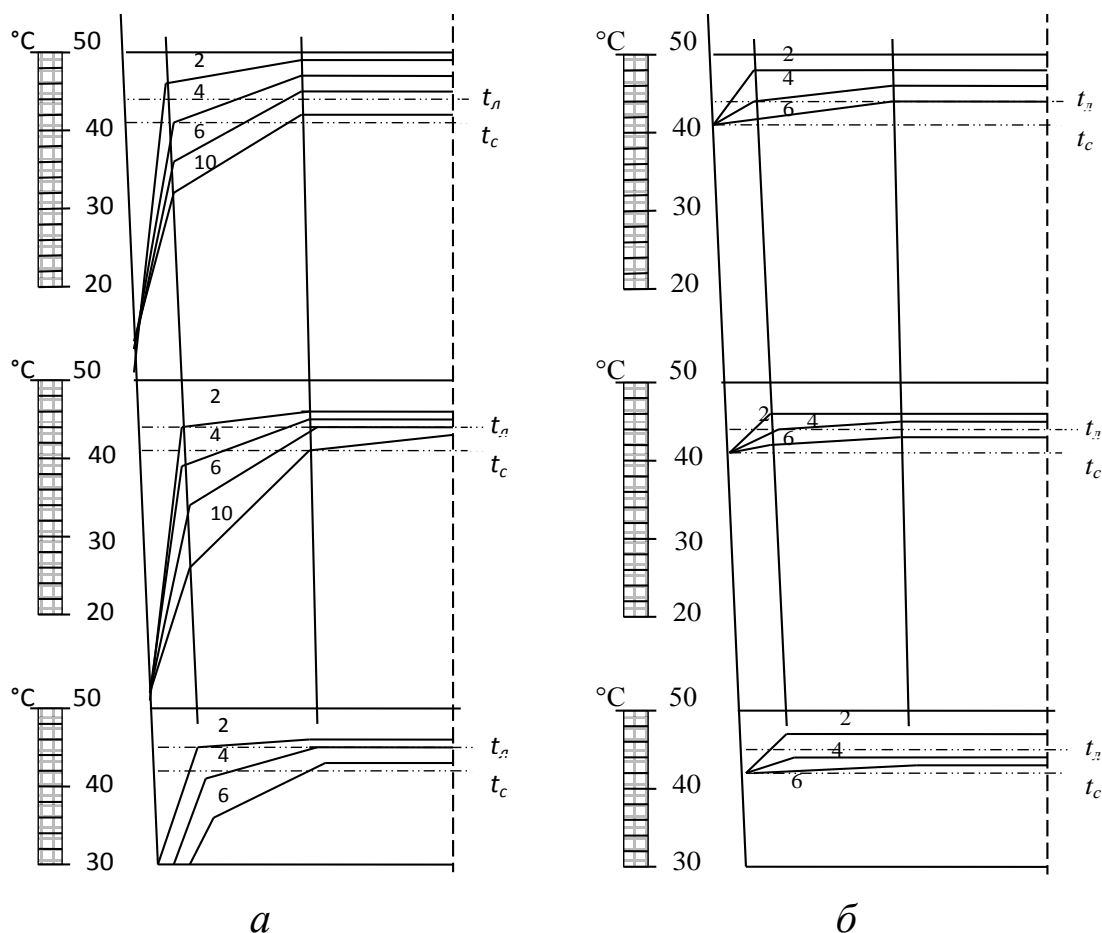


Рис. 2.9. Распределение температур в поперечном сечении слитка на трех горизонтах: *a* – интенсивный теплоотвод ( $V_{oxl} = 14^{\circ}\text{C}/\text{мин.}$ ); *б* – слабый теплоотвод ( $V_{oxl} = 2^{\circ}\text{C}/\text{мин.}$ ).

Цифры у кривых – время затвердевания, мин.

Анализ температурных полей в слитке показывает, что при большой интенсивности теплоотвода (критерий  $Bi \gg 1$ ) наблюдаются большие перепады температуры по сечению слитка. Это обуславливает одновременное протекание отдельных стадий процесса формирования слитка (рис. 2.9, *a*). В частности, ко второй минуте произошло полное снятие теплоты перегрева с образованием затвердевшей корки по всему периметру слитка (толщина 17 мм на

среднем уровне) и охлаждением затвердевшей корки до температуры теплоотводящей стенки модели. В условиях слабой интенсивности теплоотвода ( $Bi \ll 1$ ) перепад температуры в сечении слитка небольшой, а в начале процесса даже меньше самого интервала кристаллизации (рис. 2.9, б). Благодаря этому процесс снятия перегрева осуществляется практически на протяжении всего времени затвердевания. При этом температура слитка равномерно и плавно понижается от  $t_l$  до  $t_c$ , что свидетельствует о сосуществовании жидкой и твердой фаз по всему сечению слитка в течение большей части времени затвердевания.

Визуальные наблюдения за процессом кристаллизации слитка показали, что интенсивность теплоотвода оказывает существенное влияние на ширину двухфазной зоны в слитке: она минимальна при  $Bi \gg 1$  (рис. 2.9, а) и охватывает практически все сечение слитка при  $Bi \ll 1$  (рис. 2.9, б). Снижение интенсивности теплоотвода приводит к снижению градиента температур перед границей затвердевания, а, следовательно, к снижению интенсивности тепловых потоков от перегретых внутренних объемов слитка к границе затвердевания. Это замедляет скорость продвижения фронта затвердевания вглубь слитка, что хорошо иллюстрируется кинетикой перемещения изотерм солидуса (рис. 2.10).

Скорость перемещения изотерм солидуса от теплоотводящей грани к оси слитка возрастает от верхнего горизонта к нижнему, отличаясь по абсолютной величине. Дело в том, что наличие градиента температур по высоте слитка свидетельствует о непрерывном потоке и росте переохлаждения опускающихся вдоль границы затвердевания объемов расплава. Продолжительность их интенсивного охлаждения определяется высотой модели и скоростью движения расплава вдоль ее боковых граней (рис. 2.11).

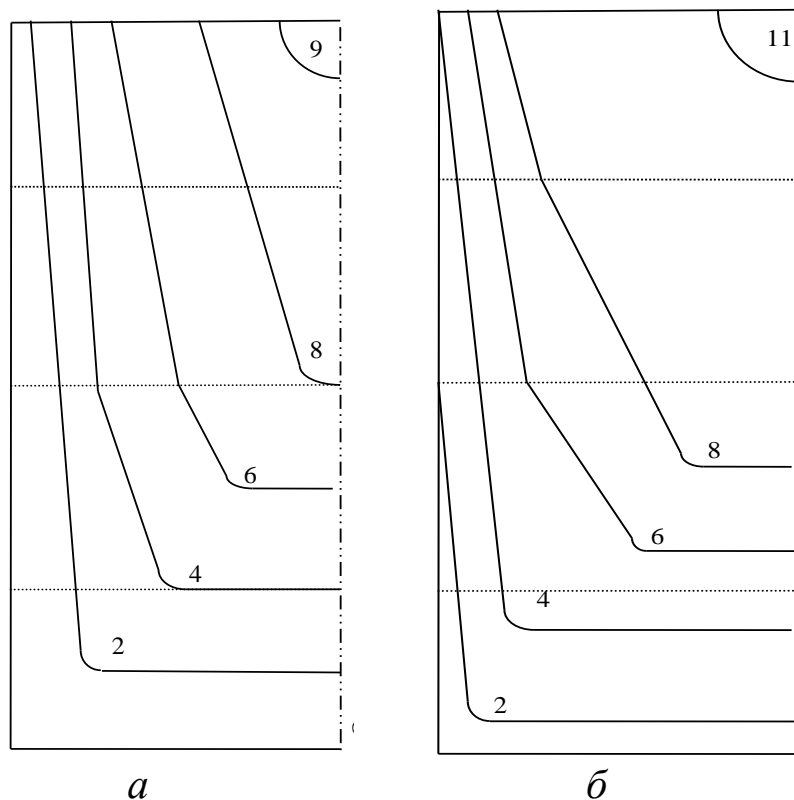


Рис. 2.10. Кинетика затвердевания слитков в условиях разной интенсивности теплоотвода: *a* – интенсивный теплоотвод ( $V_{oxl} = 14^{\circ}\text{C}/\text{мин.}$ );  
*б* – слабый теплоотвод ( $V_{oxl} = 2^{\circ}\text{C}/\text{мин.}$ ).  
 Цифры у кривых – время затвердевания, мин.

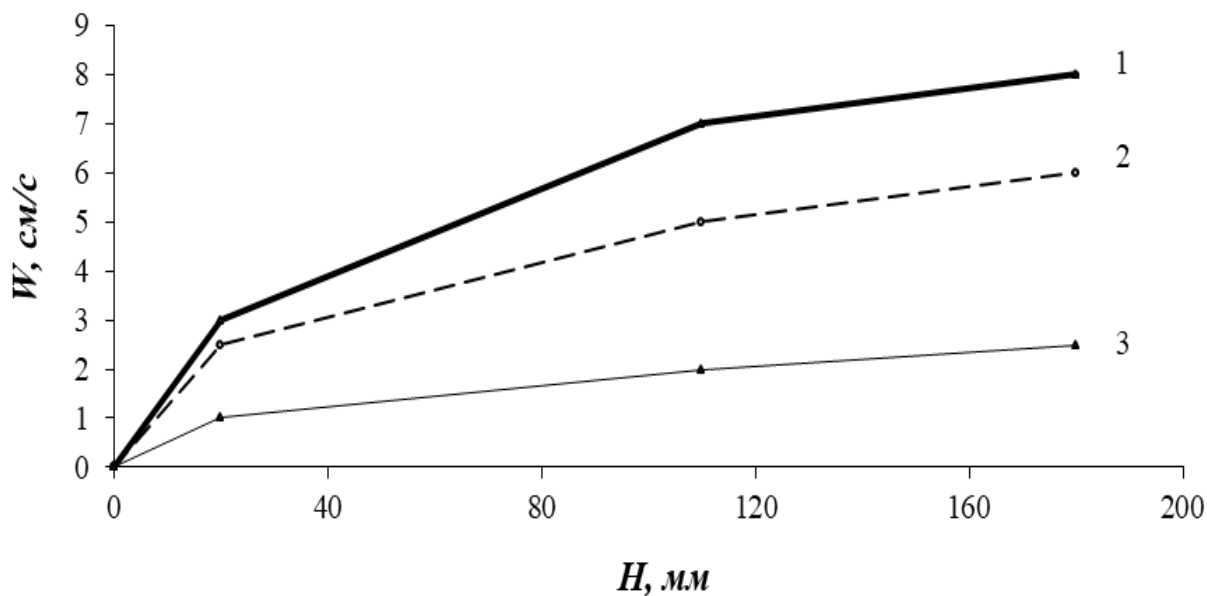


Рис. 2.11. Изменение скоростей конвективных потоков по высоте модельного слитка: 1 – интенсивный теплоотвод ( $V_{oxl} = 14^{\circ}\text{C}/\text{мин.}$ ); 2 – умеренный ( $V_{oxl} = 8^{\circ}\text{C}/\text{мин.}$ ); 3 – слабый ( $V_{oxl} = 2^{\circ}\text{C}/\text{мин.}$ )

Значения скоростей конвективных потоков через 4 минуты после начала кристаллизации, рассчитанные по зависимости (2.8), показывают, что скорость нисходящего потока возрастает от верхнего горизонта слитка к нижнему, при этом значения скорости тем больше, чем выше интенсивность теплоотвода. За счет этого увеличиваются значения критерия Нуссельта, коэффициента теплоотдачи и интенсивность тепловых потоков от перегретых объемов расплава к поверхности охлаждения, а, следовательно, растет и скорость кристаллизации (рис. 2.12). Характерно, что существенное изменение скорости кристаллизации отмечено в самом верху слитка и в его нижней половине. В первом случае это объясняется интенсивным ростом скорости конвективных потоков (рис. 2.11) и малым тепловым сопротивлением тонкого затвердевшего слоя (см. рис. 2.10). Во втором случае это связано со значительным накоплением переохлажденных объемов расплава в нижней части слитка после 4 минут затвердевания, о чем свидетельствуют данные по изменению объема затвердевшей части слитка (табл. 2.4).

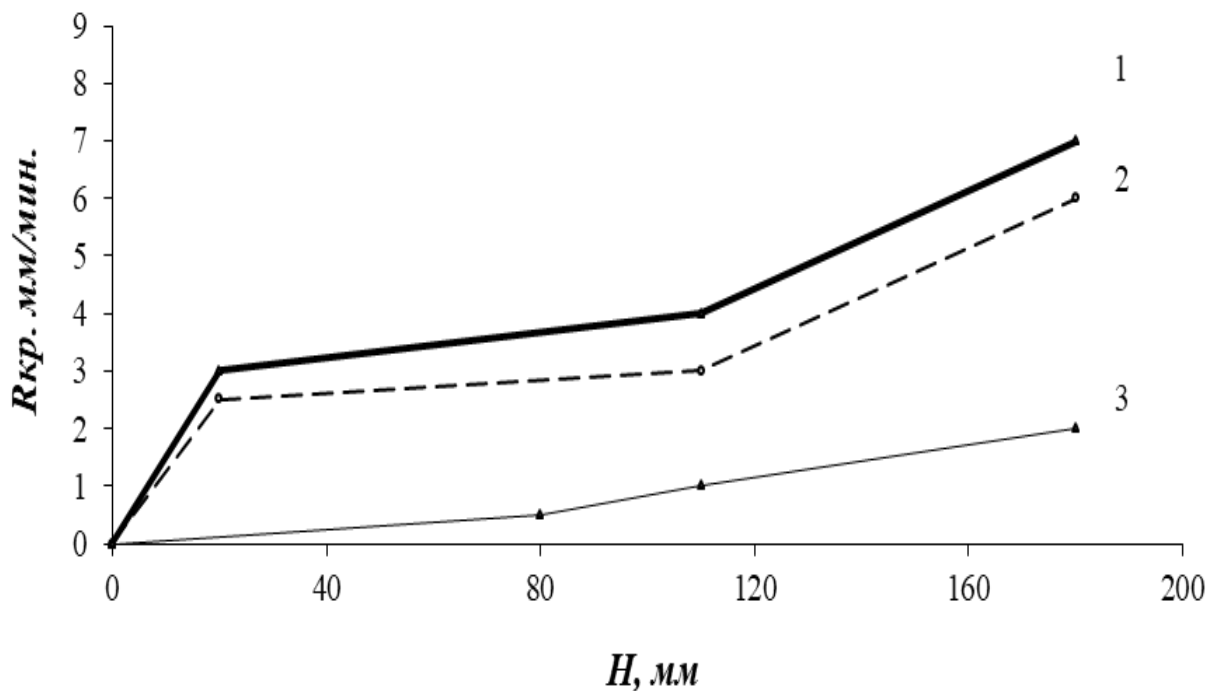


Рис. 2.12. Изменение скоростей кристаллизации по высоте модельного слитка:  
 1 – интенсивный теплоотвод ( $V_{охл.} = 14^\circ\text{C}/\text{мин.}$ ); 2 – умеренный теплоотвод ( $V_{охл.} = 8^\circ\text{C}/\text{мин.}$ ); 3 – слабый теплоотвод ( $V_{охл.} = 2^\circ\text{C}/\text{мин.}$ )

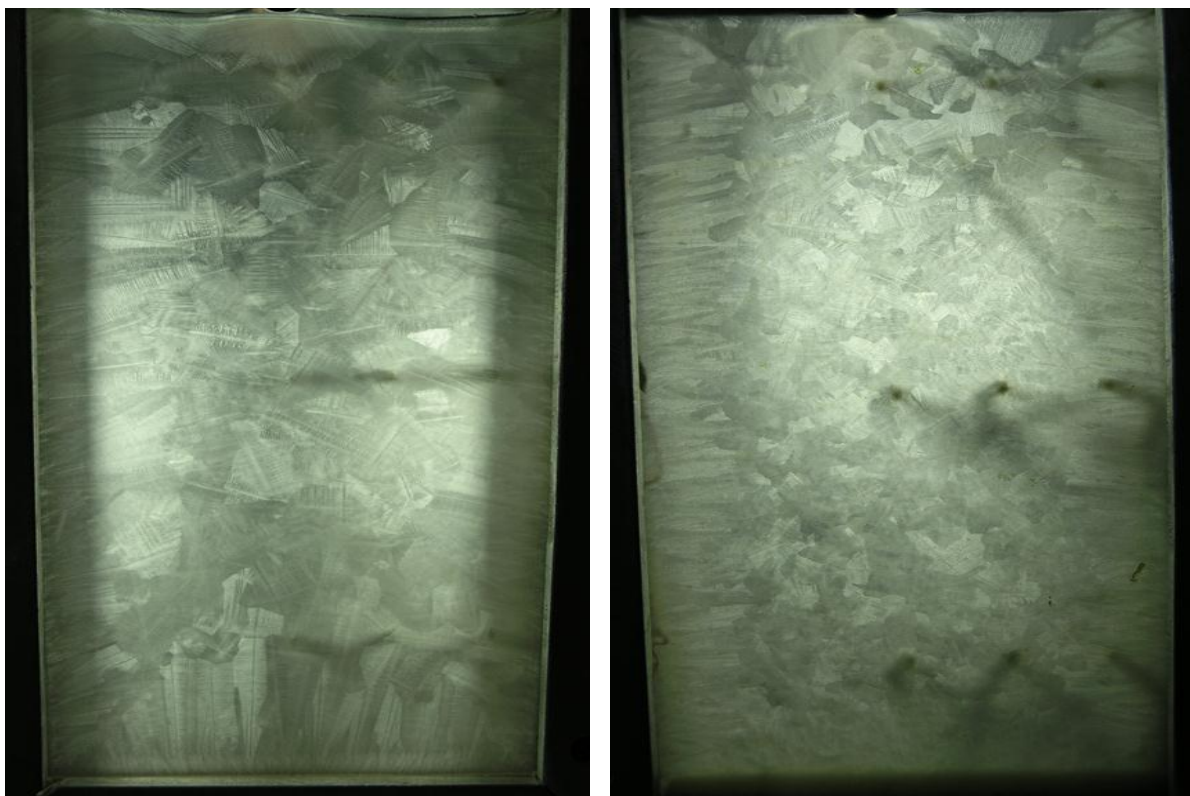
Таблица 2.4

## Объемная доля затвердевшей части слитка, %

Характеристика теплоотвода	Время затвердевания, мин.				Время полного затвердевания, мин.
	2	4	6	8	
Интенсивный (14 °С/мин.)	24,6	44,6	67,4	88,7	9
Умеренный (8 °С/мин.)	14,6	35,8	59,0	84,2	10
Слабый (2 °С/мин.)	3,4	18,6	38,3	60,7	11

Интенсивность теплоотвода определяет и характер затвердевания расплава в слитке (рис. 2.13). В случае интенсивного теплоотвода для подавляющей части поперечного сечения слитка идет последовательное затвердевание расплава от охлаждаемой стенки и лишь ближе к оси слитка идет одновременно последовательное и объемное затвердевание (рис. 2.13, *а*). В случае слабого теплоотвода в поперечном сечении слитка заметно сужается зона последовательного затвердевания и, соответственно, возрастает зона «смешанного» затвердевания (рис. 2.13, *б*).

В соответствии с описанным выше характером затвердевания и изменением скорости кристаллизации в разных сечениях слитков осуществляется и процесс формирования их структурных зон. Длинные столбчатые дендриты вырастают прямо от охлаждаемых стенок и растут вглубь слитка в течение сохранения периода направленного теплоотвода. После снятия перегрева температурный градиент ( $G$ ) и скорость кристаллизации ( $R_{кр.}$ ) уменьшаются, в результате перед фронтом начинается зона зарождения и роста равноосных дендритов. Строение слитков отличается в зависимости от интенсивности теплоотвода лишь в ширине структурных зон (ср. рис. 2.13, *а* и *б*). С повышением интенсивности теплоотвода, т.е. с повышением скорости охлаждения слитка значительно возрастает зона столбчатых кристаллов и сокращается зона равноосных дендритов (участок объемного затвердевания).



*а*

*б*

Рис. 2.13. Кристаллическая структура модельного слитка:

*а* – интенсивный теплоотвод ( $V_{охл.} = 14^{\circ}\text{C}/\text{мин.}$ );

*б* – слабый теплоотвод ( $V_{охл.} = 2^{\circ}\text{C}/\text{мин.}$ )

Важными характеристиками первичной структуры литой заготовки являются ее плотность и дисперсность. Прозрачность модельных слитков и замеры параметров их структур показали, что чем выше линейная скорость кристаллизации, тем более плотной и дисперсной формируется первичная структура. Определяющим фактором для этих параметров является скорость охлаждения слитка, зависящая, в свою очередь, от интенсивности теплоотвода. Эти характеристики более подробно будут рассмотрены в следующих разделах монографии.

Таким образом, можно считать, что основными факторами, ответственными за формирование первичной структуры слитков, являются следующие:

- перегрев расплава, поступающего в изложницу, литейную форму или кристаллизатор;
- скорость конвективных потоков в замкнутом пространстве затвердевающего металла;



– интенсивность тепловых потоков от затвердевающего металла к теплоотводящей поверхности формы.

## Список использованной литературы к главе 2

- 2.1. *Нурадинов А.С.* Исследование влияния теплофизических и динамических воздействий на кристаллизацию и структурообразование литых заготовок // Диссертация кандидата технических наук. – Киев, 1998. – 188 с.
- 2.2. *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. – P. 366-368.
- 2.3. *Ефимов В.А., Эльдарханов А.С.* Технологии современной металлургии. – М.: Новые технологии, 2004. – 784 с.
- 2.4. *Гухман А.А.* Применение теории подобия к исследованию процессов тепломассообмена. – М.: Высшая школа, 1974. – 328 с.
- 2.5. *Нурадинов А.С.* Распределение температурных полей и конвективных потоков при затвердевании слитков // *Материаловедение.* – 2003. – №7. – С. 12-15.
- 2.6. *Скребцов А.М., Кладити А.Т.* Размывание потоками расплава твердой поверхности из того же материала // *Процессы литья.* – 2000. – №3. – С.37-43.
- 2.7. *Нурадинов А.С., Кондратюк С.Е., Таранов Е.Д. и др.* Влияние перегрева, конвективного движения и вибрации на кристаллическую структуру сплавов // *Процессы литья.* – 1998. – №2. – С. 28-36.
- 2.8. *Себиси Т., Бредшоу П.* Конвективный теплообмен. – М.: Мир, 1987. – 590 с.
- 2.9. *Ефимов В.А.* Разливка и кристаллизация стали. – М.: Металлургия. – 1976. – 552 с.
- 2.10. *Нурадинов А.С., Эльдарханов А.С., Ефимов А.В. и др.* Моделирование процесса формирования конуса осаждения неметаллических включений в крупных стальных слитках // *Сталь.* – 2001. – №10. – С. 21-22.

- 2.11. *Нурадинов А.С., Ефимов В.А., Эльдарханов А.С. и др.* Влияние температурных полей в затвердевающей отливке на формирование ее структуры // *Сталь*. – 2002. – №2. – С. 26-28.
- 2.12. *Нурадинов А.С., Эльдарханов А.С., Таранов Е.Д.* Изучение на модели процесса затвердевания отливки // *Труды пятого съезда литейщиков России*. Москва, 29-30 октября 2001 года. – С. 130-133.
- 2.13. *Еременко В.Н., Ниженко В.И.* Поверхностные явления в металлургических процессах. – М.: Металлургия, 1963. – 266 с.
- 2.14. *Ефимов В.А., Эльдарханов А.С., Нурадинов А.С. и др.* Теплофизические условия формирования литых заготовок // *Процессы литья*. – 2001. – №3. – С. 48-52.
- 2.15. *Вейник А.И.* Термодинамика литейной формы. – М.: Машиностроение, 1968. – 338 с.
- 2.16. *Нурадинов А.С.* Влияние распределения температурных полей на формирование слитка // *Процессы литья*. – 2002. – №3. – С. 30-34.
- 2.17. *Ефимов В.А., Эльдарханов А.С.* Физические методы воздействия на процессы затвердевания сплавов. – М.: Металлургия, 1995. – 272 с.
- 2.18. *Эльдарханов А.С.* Процессы кристаллизации в поле упругих волн. – М.: Металлургия, 1996. – 265 с.
- 2.19. *Ефимов А.В., Эльдарханов А.С.* Современные технологии разливки и кристаллизации сплавов. – М.: Машиностроение, 1998. – 360 с.
- 2.20. *Лайцянский П.Г.* Механика жидкости и газа. – М.: Наука, 1973. – 198 с.

## **ГЛАВА 3. ТЕПЛОФИЗИЧЕСКИЕ УСЛОВИЯ ФОРМИРОВАНИЯ СЛИТКОВ**

Ведущую роль в формировании большинства свойств металлов играют теплообменные процессы, при которых они затвердевают. Условия теплоотвода влияют на продвижение границы затвердевания, кристаллическую структуру, развитие физической и химической неоднородности слитков и литых заготовок, поэтому необходимо уметь выбирать рациональный режим теплоотвода, обеспечивающий формирование заданных свойств металла.

Наиболее важными для исследования при затвердевании сплавов являются следующие процессы: кинетика перемещения зоны двухфазного состояния сплава, скорость кристаллизации металла, величина теплового потока от слитка к изложнице, динамика развития зазора между изложницей и слитком, закон изменения коэффициента теплообмена, распределение температур в слитке и изложнице [3.1].

### **3.1. Теплоотвод как способ регулирования процессов кристаллизации и структурообразования сплавов**

Известно, что измельчение кристаллической структуры тем больше, чем больше степень переохлаждения расплава, зависящая от интенсивности теплоотвода [3.2]. По мере увеличения толщины затвердевшей корки металла ухудшается интенсивность теплоотвода, что приводит к снижению переохлаждения расплава и укрупнению дендритов. Поскольку воздействие теплоотвода на процессы кристаллизации и структурообразования сплавов осуществляется через переохлаждение, то целесообразно рассмотреть взаимосвязь указанных факторов.

Главной движущей силой кристаллизации является снятие перегрева, происходящее на границе затвердевания сплава. В зависимости от величины переохлаждения изменение свободной энергии системы проявляется в увеличении площади границ раздела, т.е. в образовании той или иной разветвленности дендритов [3.3]. Чем больше переохлаждение, тем более тонкими становятся ветви дендритов и тем меньше дендритная неоднородность структуры сплавов. Это переохлаждение называется кинетическим и является движущей силой роста кристаллов [3.4].

Кристаллизация металлов и их сплавов осуществляется по механизму нормального роста кристаллов, при котором связь между скоростью кристаллизации ( $R$ ) и кинетическим переохлаждением ( $\Delta t_k$ ) выражается зависимостью [3.4]:

$$R = k \cdot \Delta t_k, \quad (3.1)$$

где  $k$  – кинетический коэффициент роста, имеющий для металлов значение в пределах  $k = 1 \div 40$  см/с.

Одним из самых важных параметров, описывающих структуру и определяющих свойства литого металла, является расстояние между ветвями дендритов первого порядка ( $\lambda_1$ ). Оно зависит от скорости кристаллизации, соответственно, от величины переохлаждения на границе фаз и местной скорости охлаждения слитка, определяемой градиентом температур [3.5]:

$$\lambda_1^4 = \frac{A \cdot C}{G \cdot R}, \quad (3.2)$$

где  $A$  – экспериментальный коэффициент;  $C$  – исходная концентрация примесей;  $G$  – температурный градиент перед границей твердой фазы.

Этими же параметрами ( $R$ ,  $G$ ) определяется и длина столбчатых кристаллов ( $L$ ) [3.6]:

$$L = \frac{t_l - t_c}{G} - \frac{D}{R}, \quad (3.3)$$

где  $t_l$ ,  $t_c$  – температуры ликвидус и солидус сплава;  $D$  – коэффициент диффузии примесей.

Проведенный элементарный анализ показывает очевидную роль переохлаждения затвердевающего металла на дисперсность его структуры. Из практики известно, что литые заготовки с дисперсной кристаллической структурой, минимальной ликвацией и благоприятным расположением неметаллических включений имеют наиболее высокий уровень механических свойств. Для получения литого металла с такой структурой необходимо обеспечить максимальную скорость кристаллизации и величину переохлаждения на границе фаз, которые при формировании реальных металлических заготовок по мере увеличения толщины затвердевшего металла прогрессивно уменьшаются (в 5 – 10 раз).

Известно, что даже при сравнительно больших скоростях кристаллизации величина переохлаждения на границе фаз металлических сплавов не достигает больших значений, и его

максимальное значение определяется отношением следующих физических величин [3.7]:

$$\Delta t_{\max} = \frac{q_{кр.}}{C}, \quad (3.4)$$

где  $q_{кр.}$  – удельная теплота кристаллизации;  $C$  – теплоемкость сплава.

Следует отметить, что большие переохлаждения достигаются в очень малых объемах металлов ( $10^{-4} \dots 10^{-9}$ ) см<sup>3</sup> при их глубокой очистке. Затвердевание в таких металлах происходит вследствие возникновения гомогенных центров кристаллизации. Однако возникновение гомогенных центров кристаллизации маловероятно в металлических сплавах из-за содержания в них большого количества инородных примесей [3.8]. На границе инородной примеси с расплавом величина межфазного поверхностного натяжения уменьшается, а скорость роста кристаллов увеличивается.

В реальных сплавах и металлах всегда имеет место гетерогенная кристаллизация на многочисленных подложках, содержащихся в расплавах. Рост кристаллов на них начинается только после того, когда переохлаждение достигает какого-то критического значения. Если переохлаждение меньше критического, то каплю расплава можно поддерживать в жидком состоянии очень долго [3.9].

Величина переохлаждения расплава на границе фаз ( $\Delta t_k$ ) определяется зависимостью [3.10]:

$$\Delta t_k = t_0 - t_1 = m \cdot (C_0 - C_1), \quad (3.5)$$

где  $t_0$ ,  $C_0$  – исходная температура расплава и концентрация примесей в нем;  $t_1$ ,  $C_1$  – значения тех же величин на границе контакта расплава с поверхностью растущего кристалла;  $m$  – значение тангенса наклона температурной линии ликвидуса, равное  $m = dt/dC$ .

При теплоотводе от расплавов металлов возникают два вида переохлаждения: на поверхности фронта затвердевания и в междендритных полостях твердо-жидкой зоны. Обычно эта зона называется зоной структурного переохлаждения [3.11]. При формировании зоны структурного переохлаждения на каком-то расстоянии от вершины кристалла вследствие конвективного движения жидкой фазы вдоль его образующей создаются условия для начала роста боковых ветвей дендрита (рис. 3.1). Расстояние от поверхности до начала зарождения этих ветвей зависит от поглощаемого первичным стволом дендрита тепла ( $q$ ) от окружающей

его жидкой фазы. Количество этого тепла в элементарном виде может быть определено по упрощенной формуле [3.12]:

$$q = \frac{\lambda}{r}(t_1 - t), \quad (3.6)$$

где  $\lambda$  – коэффициент теплопроводности твердой фазы;  $r$  – средний радиус ветвей дендрита;  $t_1$  – температура поверхности ветви;  $t$  – температура по оси затвердевшей ветви.

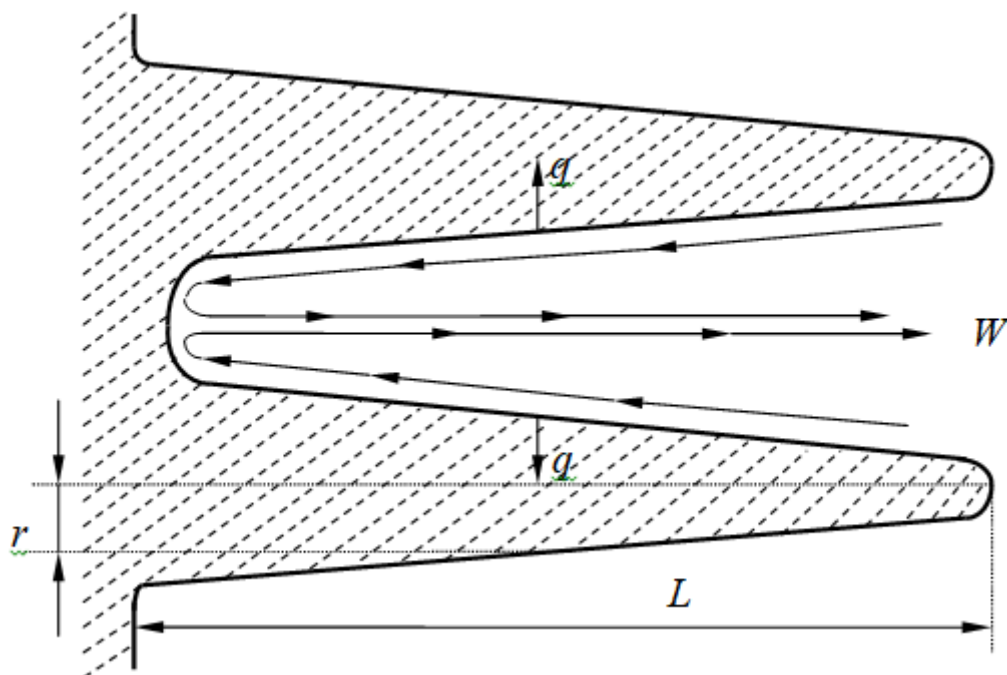


Рис. 3.1. Схема передачи тепла к ветви растущего дендрита:  $L$  – длина кристалла;  $W$  – скорость потока жидкой фазы;  $r$  – средний радиус ветвей дендрита;  $q$  – тепло, поглощаемое стволом дендрита

Из формулы 3.6 следует, что чем больше значение коэффициента теплопроводности твердой фазы, тем больше отбирается тепла из окружающей среды и тем раньше наступает момент зарождения ветви второго порядка. И наоборот, чем меньше значение этого параметра, тем позже отбирается тепло от жидкой фазы и тем больше протяженность первичных осей. В этом случае в слитке формируется столбчатая структура.

Кроме кинетического переохлаждения  $\Delta t_k$ , обусловленного процессом теплоотвода от границы фаз, существует и концентрационное переохлаждение  $\Delta t_c$ . Оно развивается в прилегающем к поверхности кристалла еще не затвердевшем слое расплава при переходе металла из жидкого в твердое состояние. На

него влияют значения коэффициентов диффузии распределения примесей в затвердевающем расплаве.

К указанным двум видам переохлаждения в процессе роста кристалла добавляется термическое переохлаждение расплава у его вершины  $\Delta t_r$ , зависящее от радиуса  $r$ .

При теплоотводе к стенке изложницы или кристаллизатора через твердую фазу главным является термическое переохлаждение, на которое влияют следующие параметры [3.13]:

а) скорость капиллярного теплопереноса при движении жидкой фазы в междендритном пространстве;

б) толщина и химический состав слоя растворимых примесей, выделившихся на межфазной поверхности при переходе из жидкого в твердое состояние.

Наличие разных видов переохлаждения предполагает следующие схемы кристаллизации металлических сплавов (рис. 3.2) [3.14]:

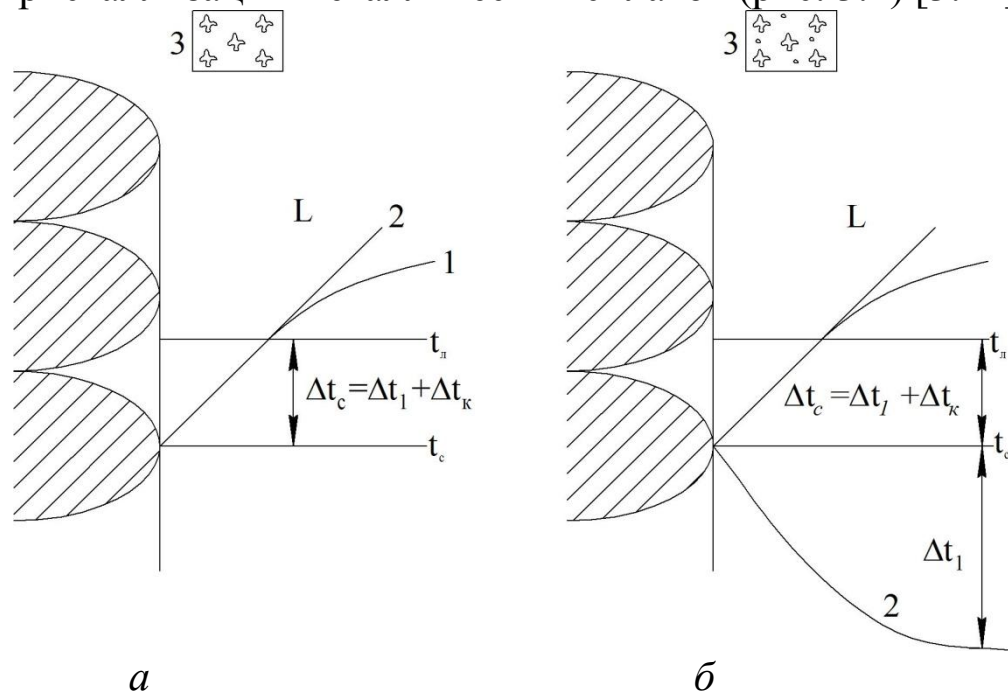


Рис. 3.2. Схемы кристаллизации металлических сплавов

1) при умеренной интенсивности теплоотвода, когда количество твердой фазы равно израсходованному переохлаждению, кристаллизация происходит при наличии положительного температурного градиента перед границей затвердевания (рис. 3.2, а), т.е.  $t_l > t_l > t_c$ :

$$\Delta t_l = \Delta t_\kappa + \Delta t_c = t_l - t_c, \quad (3.7)$$

где  $t_l$  и  $t_c$  – температуры ликвидус и солидус сплава.

2) когда скорость теплоотвода превышает скорость нарастания переохлаждения, то кристаллизация происходит в условиях отрицательного градиента температур; в этом случае к имеющемуся переохлаждению в интервале кристаллизации сплава добавляется переохлаждение, возникающее ниже температуры солидус  $\Delta t_o$  (рис. 3.2, б):

$$\Delta t_2 = \Delta t_1 + \Delta t_o. \quad (3.8)$$

Последнее происходит вследствие выделения на поверхности кристалла ликвационного слоя примесей, который задерживает или приостанавливает его рост. Поступление тепла кристаллизации в окружающую кристалл жидкую фазу при этом отстает от интенсивности теплоотвода и способствует зарождению новых кристаллов. В связи с этим интенсивный теплоотвод от жидкой фазы всегда сопровождается измельчением первичной кристаллической структуры слитка.

Скорость охлаждения расплава определяет не только дисперсность, но и тип формирующейся кристаллической структуры. При медленном теплоотводе (т.е. небольшом переохлаждении) вырастают кристаллы правильной формы, грани которых, пересекаясь, образуют гладкую поверхность с невысокими ступенями [3.2]. Если теплоотвод значителен, а в расплаве градиент температур повышается по направлению к оси слитка, то едва выросший вглубь расплава кристалл прекращает свой рост, а на границе затвердевания появляется множество ячеек, формирующих так называемую ячеистую структуру сплава [3.4]. В случае, когда температурный градиент в расплаве отрицательный, вместо ячеек появляется неравновесная форма кристаллов, т.е. формируется дендритная структура.

На условия перехода от одной структуры к другой влияют температурный градиент в расплаве  $G_t = dt/dx$  и скорость кристаллизации  $R$  [3.4]. Оба фактора связаны с интенсивностью теплоотвода.

Исследованиями последних лет убедительно доказана связь ликвации с характером кристаллической структуры стальных слитков и заготовок, т.е. с условиями разлива стали и теплоотвода от нее. В сплаве определенного состава одним из важных факторов управления ликвацией является изменение скорости кристаллизации за счет изменения теплоотвода.



В работе [3.15] показано, что с увеличением скорости кристаллизации ликвация вначале возрастает вследствие запаздывания выравнивающей диффузии в твердой фазе, достигает максимума, а затем снова снижается вследствие подавления разделительной диффузии.

Анализ влияния скорости кристаллизации на характер дендритной ликвации при затвердевании различных сплавов показал, что одним из мощных средств подавления разделительной диффузии и обеспечения условий бездиффузионной кристаллизации является значительное ускорение теплоотвода и затвердевания [3.16]. В работе [3.17] показано, что при увеличении скорости охлаждения коэффициент осевой химической неоднородности существенно снижается.

Анализ приведенных данных показывает, что теплоотвод играет важную роль в формировании типа кристаллической структуры и ее дисперсности. Эффективно воздействовать на интенсивность теплоотвода при формировании слитка (отливки) можно за счет рациональной организации внешнего теплоотвода от поверхности отливки (табл. 3.1) [3.12].

Таблица 3.1

Теплофизические и структурные характеристики различных технологий затвердевания стали [3.12]

Характеристика технологии литья стали	Скорость охлаждения, °С/с	Дисперсность структуры, количество кристаллов на 1 см <sup>2</sup>
Литье в песчаные формы	0,7 – 1,0	8 – 10
Литье в изложницы	7 – 10	25 – 50
Литье в кокиль под давлением	15 – 30	100 – 200
При непрерывной разливке стали	12 – 15	50 – 80
Литье в медный водоохлаждаемый кокиль	10 <sup>2</sup> – 10 <sup>3</sup>	200 – 300
Непрерывная разливка тонких полос через водоохлаждаемые валки	10 <sup>4</sup> – 10 <sup>5</sup>	400 – 600

Целесообразность выбора той или иной технологии передела, к примеру, для стали с целью получения требуемой кристаллической

структуры слитков, может быть определена по скорости охлаждения расплава (табл. 3.1), из которой видна существенная разница дисперсности получаемой структуры.

Указанные в таблице 3.1 параметры характерны для углеродистых сталей. Естественно, что они будут изменяться в зависимости от марки стали и условий охлаждения. В каждом конкретном случае разливки того или иного металла параметры охлаждения должны уточняться.

### **3.2. Влияние перегрева расплава, интенсивности и характера теплоотвода на формирование кристаллической структуры слитков**

Из анализа зависимостей 3.1 – 3.5 становится очевидной роль переохлаждения затвердевающего металла в формирование его структуры. А переохлаждение металла, в свою очередь, определяется микроструктурой его расплава в перегретом состоянии и зависит от многих факторов, в том числе от степени чистоты, температуры перегрева, времени выдержки, скоростей разогрева и охлаждения.

Многие исследователи допускают возможность длительного существования металлических расплавов в неравновесном состоянии по обе стороны фазового перехода «расплав – кристалл» из-за медленного изменения микроскопических характеристик расплава и допускают возможность его приближения к состоянию равновесия различными внешними физическими воздействиями [3.9, 3.18, 3.19]. По мнению [3.20], в жидком металле примесные элементы образуют группировки (кластеры), что делает расплав микронеоднородной системой. В связи с этим процессы релаксации (установление микроскопически однородного расплава при растворении легирующих элементов) в таких системах будет проходить несколько иначе и дольше, чем в чистом беспримесном металле. В частности, диффузия атомов легирующих компонентов внутри кластеров может быть затруднена наличием значительного барьера на их границах. Вероятность кооперативных перестроек снижается с повышением содержания примесей в расплаве, особенно кислорода. Примеси создают протяженные силовые поля и тем самым ослабляют возможность согласованных перемещений частиц, приводящих к перестройке их взаимного расположения. Эти частицы и играют роль «генов» наследственности, ответственных за передачу структурных особенностей в цепи «шихта – расплав – слиток» [3.21].

О влиянии температуры перегрева расплава на затвердевание сплавов можно судить по изменению скорости кристаллизации и дисперсности их структур [3.22, 3.23]. В этих работах показано, что при небольшом перегреве расплава моделирующей среды на  $2^{\circ}\text{C}$  (соответствует перегреву углеродистой стали на  $50^{\circ}\text{C}$ ) уже с первых секунд затвердевания наблюдается максимальная скорость кристаллизации, которая в дальнейшем непрерывно уменьшается вследствие прогрессивного роста толщины корочки (рис. 3.3, кривая I). А при перегревах расплава на  $4^{\circ}\text{C}$  и  $8^{\circ}\text{C}$  (соответствуют перегреву углеродистой стали на  $100^{\circ}\text{C}$  и  $200^{\circ}\text{C}$ ) процесс зарождения и роста кристаллов задерживается, а скорость кристаллизации имеет максимальное значение, соответственно, на 150-й и 350-й секундах (рис. 3.3, кривые II и III).

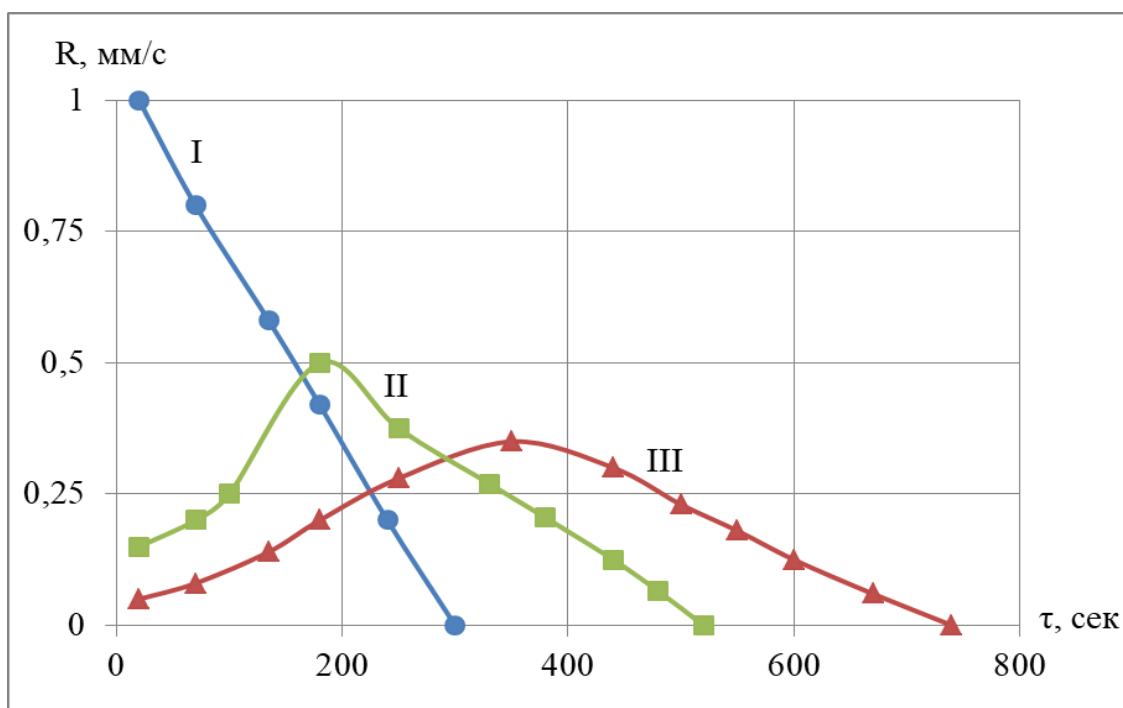


Рис. 3.3. Изменение скорости кристаллизации модельного сплава в зависимости от температуры перегрева его расплава:  
I –  $2^{\circ}\text{C}$ ; II –  $4^{\circ}\text{C}$ ; III –  $8^{\circ}\text{C}$

Безусловно, задержка процесса зарождения и роста кристаллов при высоких перегревах связана с наличием в расплаве большого тепла перегрева. Но даже снятие избыточного тепла перегрева не обеспечивает тех скоростей кристаллизации, которые мы имели при первом варианте (ср. кривые II и III с кривой I на рис. 3.3), из-за прогрева теплоотводящих стенок формы. Из сравнения максимальных

значений скоростей кристаллизации видно, что в зависимости от температуры перегрева расплава она уменьшается более, чем в 3 раза. А от скорости кристаллизации, как известно, напрямую зависит дисперсность структуры. При этом для всех вариантов перегрева интенсивность теплоотвода была одинаковой и соответствовала затвердеванию стали в песчаной форме.

Характер затвердевания металла в литых заготовках зависит от соотношения величины переохлаждения ( $\Delta t_{кр.}$ ) и перепада температуры по сечению заготовок ( $\Delta t_{сл.}$ ) [3.24]:

$$- \Delta t_{кр.}/\Delta t_{сл.} \ll 1 - \text{последовательное затвердевание}; \quad (3.9)$$

$$- \Delta t_{кр.}/\Delta t_{сл.} \gg 1 - \text{объемное затвердевание}; \quad (3.10)$$

$$- \Delta t_{кр.}/\Delta t_{сл.} \approx 1 - \text{смешанное затвердевание}. \quad (3.11)$$

В ходе перегрева металлических расплавов одновременно протекают процессы микро- и макроскопического перемещения частиц и их групп, происходят фазовые превращения [3.25]. При этом для перевода расплава из неравновесного в равновесное состояние иногда необходимо обеспечить высокие значения температуры перегрева, что является главной причиной формирования крупнозернистой кристаллической структуры. В связи с этим с повышением температуры перегрева расплава металла необходимо при последующем его охлаждении увеличить интенсивность теплоотвода, чтобы обеспечить не только измельчение кристаллической структуры, но и изменить морфологию кристаллов.

На скорость роста и измельчение кристаллов влияет температурный градиент, возникающий в жидкой фазе перед границей затвердевания. Он характеризуется соотношением  $G = dt/dx$  и влияет на расстояние между ветвями дендритов первого и второго порядка, протяженность зоны двухфазного состояния сплавов и другие параметры затвердевания. В зависимости от соотношения градиента температуры к скорости кристаллизации –  $G/R$ , формируется та или иная структурная зона литых заготовок. 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 [3.25].

Градиент температур жидкой фазы по существу характеризует скорость охлаждения расплава, которая влияет на величину кристаллов и его свойства. Чем выше скорость охлаждения, тем размеры кристалла меньше. По данным М.С. Флемингса [3.26], при

скоростях охлаждения от 10 до  $10^4$  °С/с величина кристаллов изменяется от крупных до мелких размеров. Получение мелких кристаллов при скоростях охлаждения больше  $10^4$  °С/с возможно только в тонких сечениях или металлических каплях. Когда скорость охлаждения достигает  $10^6 \div 10^8$  °С/с, затвердевание уже не протекает с образованием дендритов или кристаллов, а происходит формирование аморфной структуры.

Температурный градиент в жидкой фазе при отсутствии конвективного перемещения металла приблизительно равен [3.27]:

$$\frac{dt_{жс}}{dx} = \frac{q_{пер.}}{\lambda_{жс}}, \quad (3.12)$$

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. Значение градиента температур при конвективном движении затвердевающего расплава вдоль фронта кристаллизации определяется из выражения [3.26]:

$$G = \frac{Pe \cdot q_{кр.}}{\rho \cdot C} = \frac{W \cdot q_{кр.} \cdot L}{\rho \cdot C \cdot a}, \quad (3.13)$$

где  $Pe$  – критерий Пекле, равный  $Pe = \frac{W \cdot L}{a}$ ;  $L$  – протяженность зоны двухфазного состояния сплава;  $\rho$ ,  $C$ ,  $a$  – плотность, теплоемкость и коэффициент температуропроводности расплава;  $W$  – скорость конвективного движения расплава.

Увеличение градиента температур приводит к увеличению скорости кристаллизации, которая определяется по зависимости [3.28]:

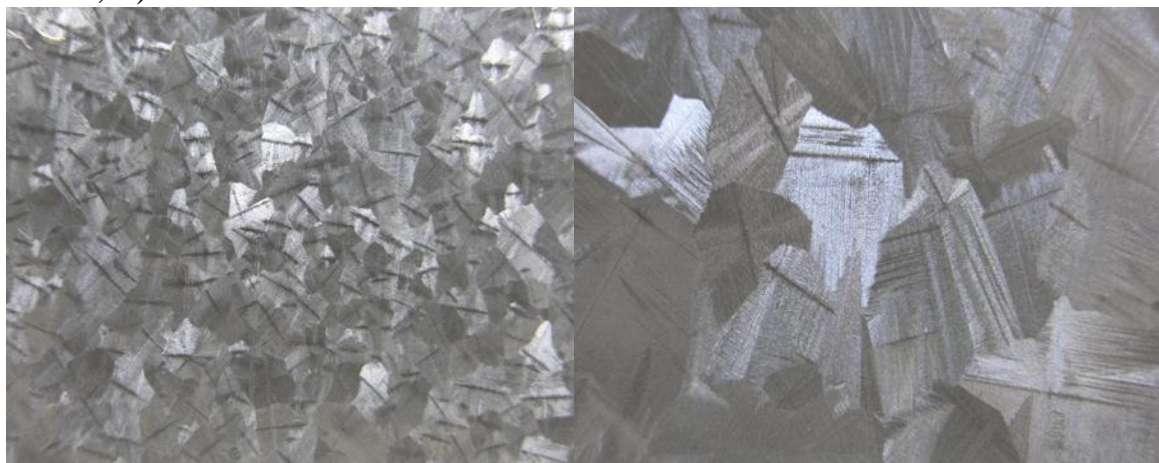
$$R = \frac{\lambda}{q_{кр.} \cdot \rho} \cdot G, \quad (3.14)$$

где  $\lambda$ ,  $\rho$  – теплопроводность и плотность расплава;  $q_{кр.}$  – теплота кристаллизации;  $G$  – градиент температуры у границы затвердевания.

Главной особенностью возникающего перед границей затвердевания градиента температур является постоянное уменьшение его по направлению от поверхности к оси затвердевающего слитка. Такое его изменение вызывает соответствующие изменения основных параметров структуры слитка.

Действительно, влияние перегрева расплава при одинаковой скорости его охлаждения проявляется не только в повышении или снижении градиента температур перед границей затвердевания (соответственно, общей скорости кристаллизации), но и в изменении скорости зародышеобразования и морфологии их роста (рис. 3.4, *а, б* и *в*) [3.22, 3.23]. Как и следовало ожидать, наиболее благоприятная дисперсность кристаллической структуры данного сплава наблюдается при минимальном перегреве расплава. Визуальное изучение дендритной структуры сплава показывает, что его кристаллы имеют хорошо выраженную огранную морфологию, весьма устойчивую для рассмотренных перегревов расплавов. Повышение степени перегрева расплава при одинаковой интенсивности теплоотвода снижает скорость образования зародышей и, как следствие, способствует формированию более крупнозернистой структуры (т.е. снижению дисперсности) и изменению ее морфологии (рис. 3.4, *а, б* и *в*).

Отрицательное влияние больших перегревов на дисперсность дендритной структуры можно практически нивелировать, регулируя интенсивность теплоотвода, т.е. переохлаждение и скорость кристаллизации (рис. 3.4, *г, д* и *е*) [3.22, 3.23]. Так, для перегрева модельного сплава на  $8^{\circ}\text{C}$  (соответствует перегреву углеродистой стали на  $200^{\circ}\text{C}$ ) при скорости охлаждения, равной  $6^{\circ}\text{C}/\text{мин.}$  (соответствует теплоотводу в песчаной форме), наблюдаем грубую равноосную структуру неправильной формы (рис. 3.4, *г*). Но с повышением скорости охлаждения затвердевающего расплава до  $35^{\circ}\text{C}/\text{мин.}$  (соответствует затвердеванию в металлической форме) получаем однородную равноосную структуру высокой дисперсности (рис. 3.4, *е*).



*а*

*г*

*х 5*

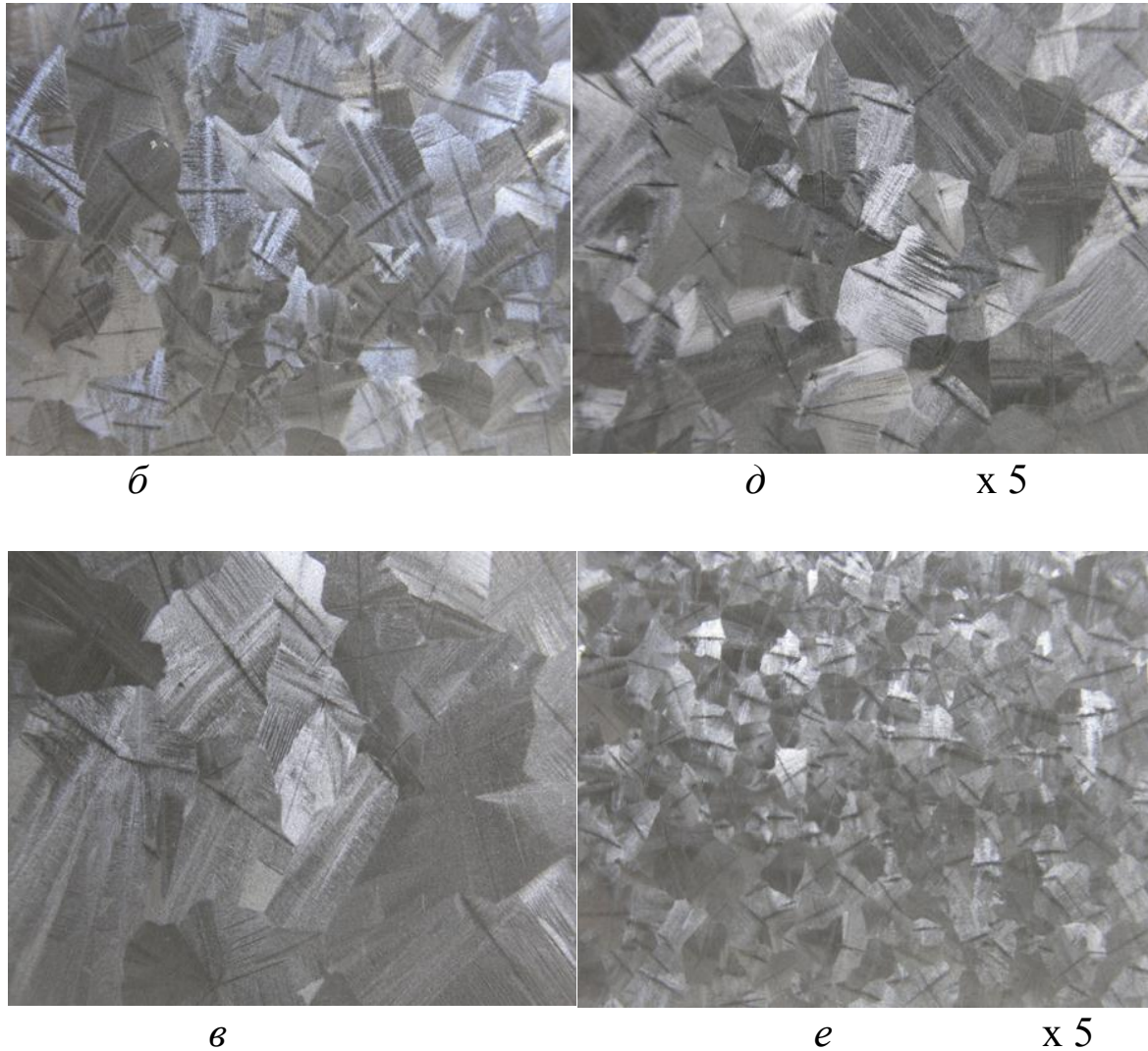


Рис. 3.4. Дисперсность кристаллической структуры модельного сплава в зависимости от теплофизических параметров:  
*а* –  $\Delta t_{пер.} = 2^{\circ}\text{C}$ ; *б* –  $\Delta t_{пер.} = 4^{\circ}\text{C}$ ; *в* –  $\Delta t_{пер.} = 8^{\circ}\text{C}$ ;  
*а, б, в* –  $W_{охл.} = 6^{\circ}\text{C/мин.}$ ; *г, д, е* –  $\Delta t_{пер.} = 8^{\circ}\text{C}$ ;  
*г* –  $W_{охл.} = 6^{\circ}\text{C/мин.}$ ; *д* –  $W_{охл.} = 16^{\circ}\text{C/мин.}$ ; *е* –  $W_{охл.} = 35^{\circ}\text{C/мин.}$

В данном случае, учитывая небольшую толщину опытной модели, во всех вариантах соблюдается условие (3.10), т.е. имеет место объемный характер затвердевания. Разница проявляется только в скорости образования зародышей, соответственно, в дисперсности дендритной структуры (рис. 3.4).

Воздействие термокинетических параметров (температура перегрева и скорость охлаждения расплава) проявляется не только в изменении макроструктуры, но и в изменении дендритного строения сплава (рис. 3.5). Так, при максимальном перегреве расплава (до  $50^{\circ}\text{C}$ ) и минимальной скорости его охлаждения ( $6^{\circ}\text{C/мин.}$ ) при

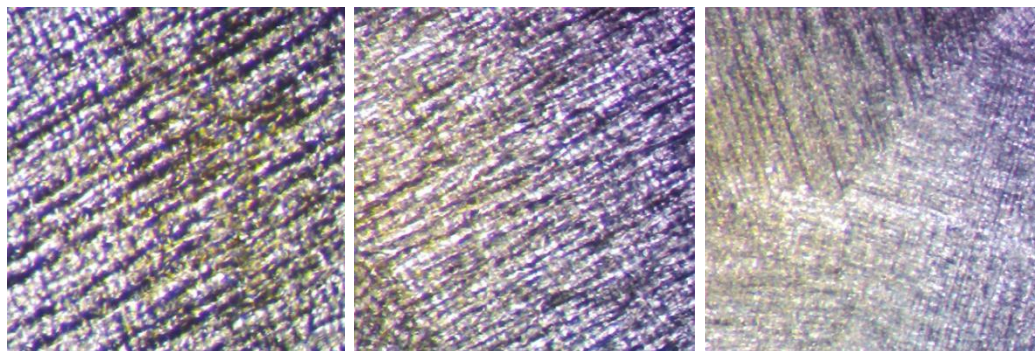
кристаллизации получено уменьшение показателя дисперсности дендритной структуры (ДДС) на 20% (табл. 3.2). При увеличении скорости охлаждения кристаллизующегося расплава уровень значений показателя ДДС повышается до 35% для всех рассмотренных температур перегрева [3.29].

Таблица 3.2

Дисперсность дендритной структуры (ДДС, мм<sup>-1</sup>) модельного материала в зависимости от температуры перегрева расплава и скорости его охлаждения при кристаллизации [3.29]

№№ n/n	Температура расплава, °С	Скорость охлаждения, °С/мин.		
		6	16	35
1	50	50	66	76
2	48	52	70	80
3	46	54	72	85
4	45	58	76	88
5	44	62	80	92

Среди характеристик теплового состояния системы слиток–форма, определяющих начальные условия формирования структуры слитков, температура перегрева расплава занимает особое положение. Она является не только характеристикой тепловых условий разлива металла, но и параметром физического состояния расплава в момент начала процесса кристаллизации, влияющим в значительной мере на формирование кристаллической структуры металла на макро- и микроуровнях, а также на степень его физической однородности [3.30].





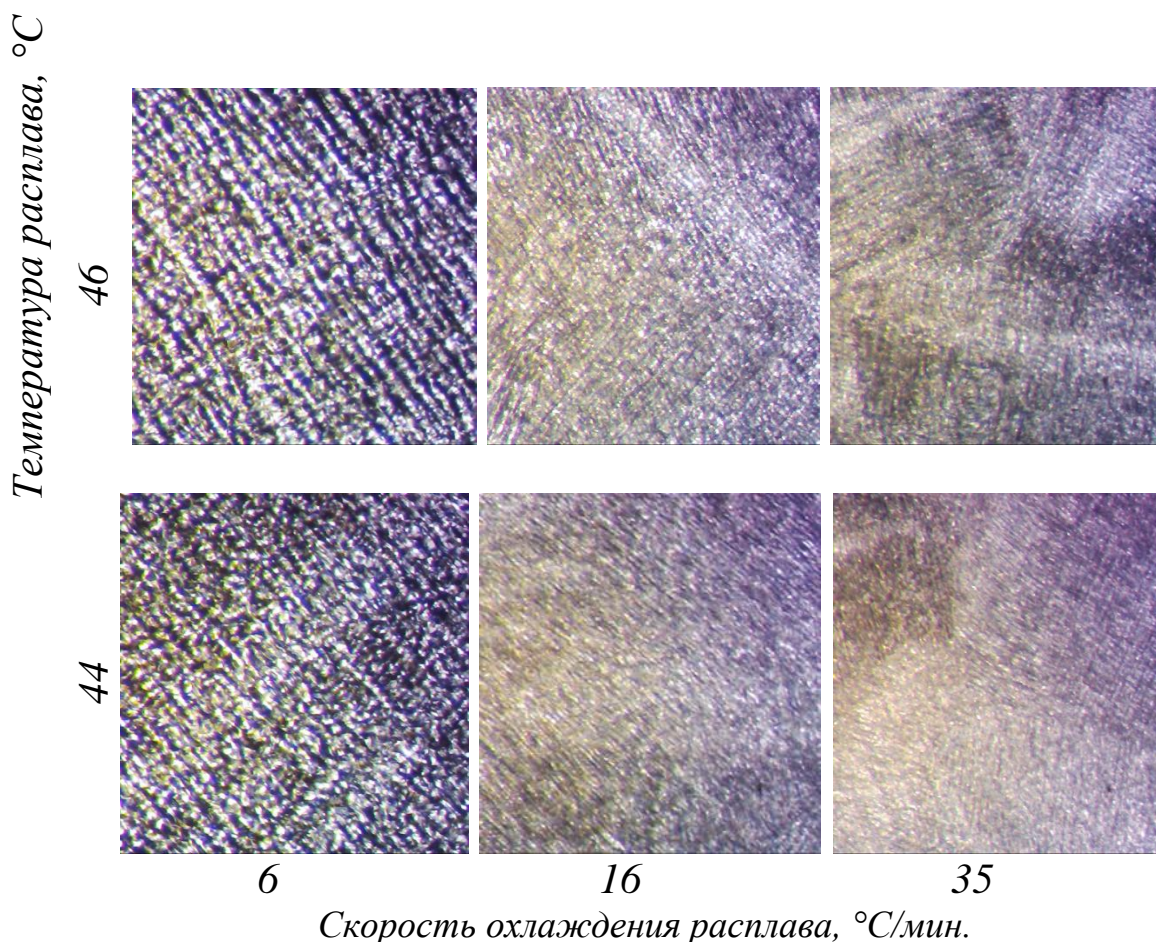


Рис. 3.5. Дендритная структура модельного материала в зависимости от температуры перегрева расплава и скорости охлаждения при кристаллизации,  $\times 100$

Из представленных на рис. 3.6 температурных кривых охлаждения расплава алюминия А5, перегретого до одинаковой температуры ( $750^{\circ}\text{C}$ ), видно, что в зависимости от интенсивности теплоотвода скорость охлаждения затвердевающих расплавов меняется в широких пределах: от  $0,3^{\circ}\text{C}/\text{с}$  в вологранной форме до  $6^{\circ}\text{C}/\text{с}$  в стальной форме с толщиной стенки 20 мм. Общая продолжительность затвердевания слитков зависит от скорости охлаждения и для крайних вариантов сокращается примерно в 6 раз [3.31].

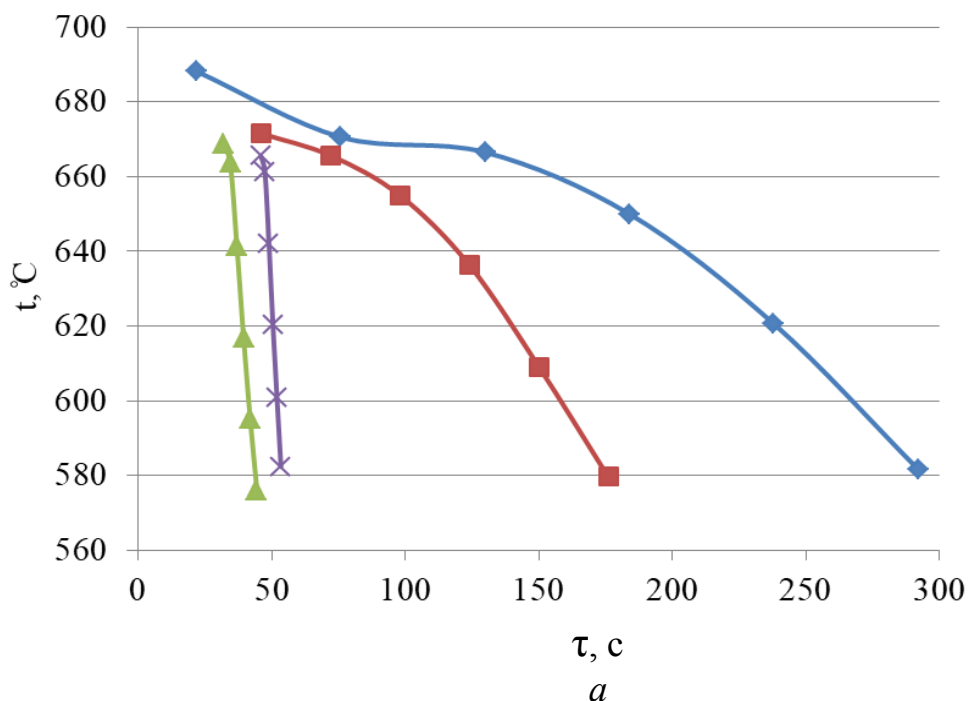


Рис. 3.6. Температурные кривые охлаждения затвердевающего расплава:  
 ▲ – металлическая форма с  $\delta = 20$  мм;  
 x – металлическая форма с  $\delta = 10$  мм;  
 ■ – металлическая форма с  $\delta = 1$  мм;  
 ◆ – вологранная форма с  $\delta = 30$  мм

Повышение интенсивности теплоотвода от затвердевающего расплава существенно меняет картину процесса кристаллизации и, как следствие, увеличивается однородность и дисперсность кристаллической структуры металла. Как известно, кинетика процесса кристаллизации определяется соотношением следующих параметров: скорости образования зародышей твердой фазы и линейной скорости их роста. Эти параметры, в свою очередь, являются функциями величины переохлаждения (т.е. интенсивности теплоотвода). Макроструктуры опытных слитков подтверждают такую зависимость (рис. 3.7).

Из рисунка 3.7 видим, что интенсивность теплоотвода играет существенную роль в формировании макроструктуры слитков. К примеру, при затвердевании слитка в металлической форме (коэффициент теплопроводности  $\lambda = 36$  Вт/м·°C) с толщиной стенки  $\delta = 1$  мм ( $V_{охл.} = 1^\circ\text{C}/\text{с}$ ) около 70 % площади макрошлифа занимает зона грубых столбчатых кристаллов, а остальные 30 % площади – зона равноосных кристаллов (рис. 3.7, а). Для двух других вариантов металлических форм ( $V_{охл.} = 4^\circ\text{C}/\text{с}$  и  $V_{охл.} = 6^\circ\text{C}/\text{с}$ , соответственно) все

100 % площади макрошлифов слитков занимает зона столбчатых кристаллов, причем, чем интенсивнее теплоотвод, тем выше дисперсность кристаллов (рис. 3.7, б и в).



*а* *б* *в* х 1

Рис. 3.7. Макроструктуры опытных слитков из алюминия марки А5:

*а* – металлическая форма с толщиной стенки формы  $\delta = 1$  мм;

*б* и *в* – металлические формы с  $\delta = 10$  мм и  $\delta = 20$  мм

Наряду с интенсивностью теплоотвода, важным и интересным является вопрос влияния дифференцированного теплоотвода на температурное состояние, параметры кристаллизации и структурообразования слитков. В работах [3.32 – 3.35] изучено влияние различного характера теплоотвода от затвердевающих слитков на формирование их структур, в которых рассмотрены два вида теплоотвода: направленный теплоотвод от донной части и теплоотвод от боковых граней с подогревом дна.

Анализ температурных полей в слитке, затвердевающем в условиях направленного теплоотвода только через донную часть модели, показывает, что имеет место существенное снижение уровня температур расплава от верхнего горизонта слитка к нижнему, а также снижение температуры расплава от боковых граней к оси слитка (рис. 3.8). При этом, если на нижнем горизонте перегрев расплава снимается через 8 мин. (40% времени затвердевания), то на среднем горизонте перегрев расплава снимается через 12 мин. (60% времени затвердевания), а на верхнем горизонте через 18 мин. (90% времени затвердевания). Наличие двух градиентов температур в расплаве (сверху вниз и от боковых граней к оси слитка) обуславливает продвижение фронта кристаллизации только от донной части слитка с сохранением расширяющихся кверху жидких слоев у боковых граней.

Характерно, что после 8-ой минуты затвердевания скорость продвижения фронта кристаллизации существенно возрастает за счет возникновения кристаллов в осевой «холодной» части слитка и их оседания на затвердевающую часть слитка. При достижении верхнего горизонта слитка скорость продвижения границы затвердевания заметно снижается из-за теплового влияния обогреваемого верха модели. Полное затвердевание слитка наступает только после снятия обогрева верха и боковых стенок модели [3.33, 3.35].

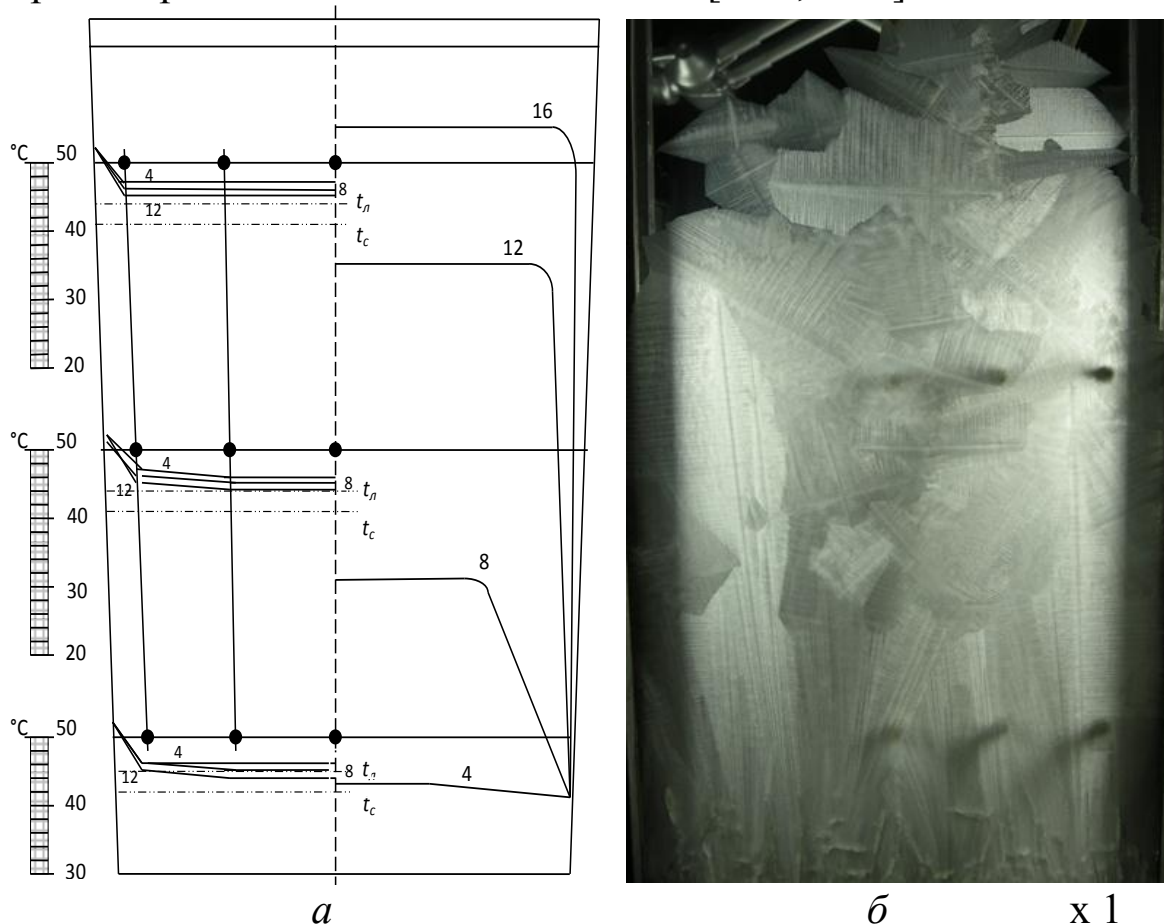


Рис. 3.8. Распределение температур по сечению, кинетика кристаллизации (а) и кристаллическая структура модельного слитка (б) при теплоотводе от донной части: цифры у кривых – текущее время процесса, мин.

В затвердевающем слитке имеются две структурные зоны: в нижней половине слитка – зона вертикальных столбчатых кристаллов, а над ней зона крупных равноосных кристаллов (рис. 3.8). При изменении интенсивности теплоотвода от дна модели тепловое состояние и процесс кристаллизации слитка существенных изменений не претерпевает. Структуры слитков различаются лишь дисперсностью и шириной зон.

В случае с интенсивным подогревом дна модели распределение температур затвердевающего расплава имеет совершенно иной характер (табл. 3.3). При этом продвижение фронта кристаллизации идет от охлаждаемых боковых стенок модели практически с одинаковой скоростью на всех горизонтах слитка, а со стороны дна модели затвердевание, естественно, отсутствует (рис. 3.9 и табл. 3.4).

Таблица 3.3

Температуры расплава по трем горизонтам слитка на 4-й минуте затвердевания, °С

<i>Высота расположения термопар, мм</i>	<i>Расстояние термопар от боковой стенки слитка, мм</i>		
	<i>10</i>	<i>35</i>	<i>60</i>
<i>210</i>	43	46	46
<i>120</i>	42	45	45
<i>40</i>	42	48	47
<i>Температурный градиент (G) °С/мм</i>	0,4	0,17	0,08

Таблица 3.4

Параметры кристаллизации сплава по высоте слитка на 4-й минуте затвердевания

<i>Высота слитка, мм</i>	<i>Толщина корочки (<math>\xi</math>), мм</i>	<i>Коэффициент затвердевания (<math>\kappa</math>), мм/мин</i>	<i>Скорость кристаллизации (R), мм/мин.</i>
<i>210</i>	15	7,5	1,88
<i>120</i>	17	8,5	2,13
<i>40</i>	20	10,0	2,50

Интенсивный подогрев дна модели создает интенсивные восходящие потоки перегретого расплава вдоль фронта кристаллизации, которые передают тепло к границе затвердевания и тем самым выравнивают параметры кристаллизации по высоте слитка (рис. 3.9, а и табл. 3.4). Кроме того, такие условия теплоотвода обеспечивают свободную циркуляцию внутренних объемов расплава по всей высоте слитка почти на протяжении всего времени затвердевания и одинаковый уровень температур на трех горизонтах слитка, препятствуя зарождению и росту кристаллов в сердцевине слитка [3.33].

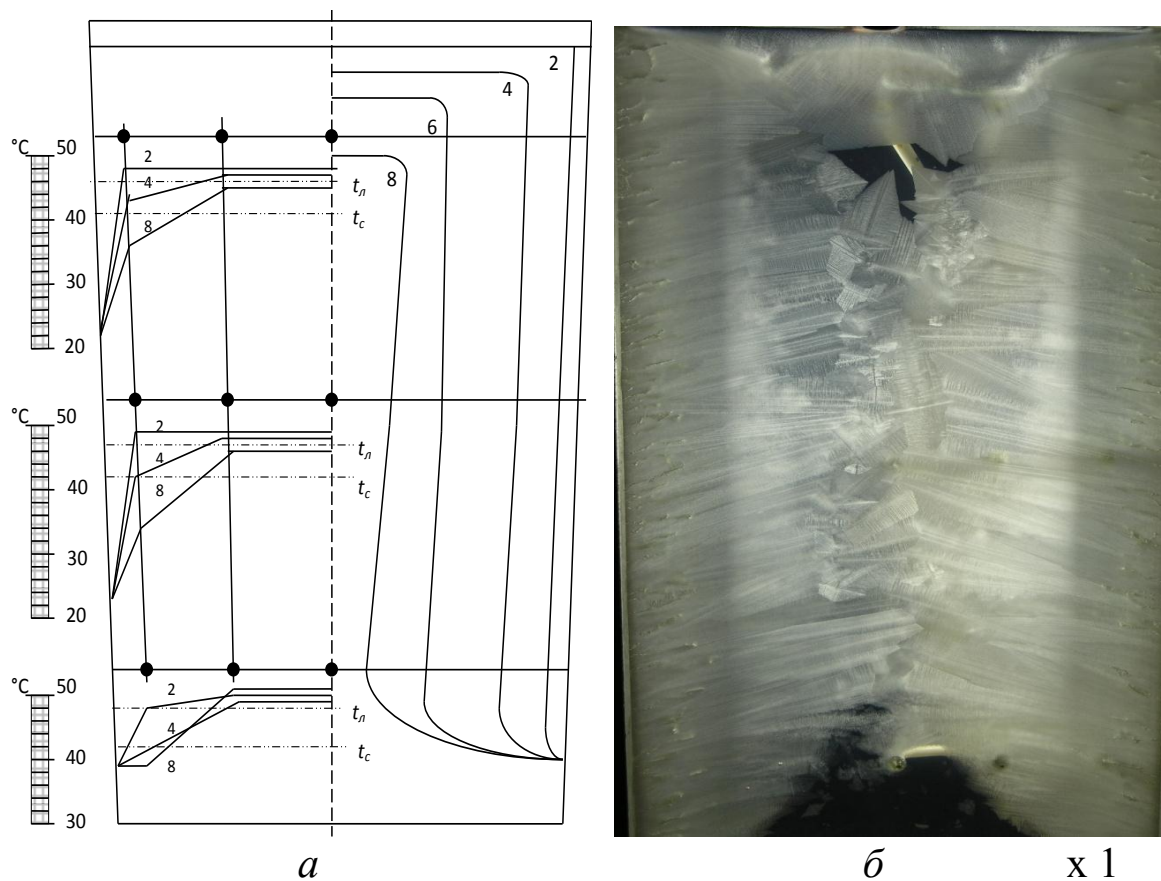


Рис. 3.9. Распределение температур по сечению, кинетика кристаллизации (а) и кристаллическая структура модельного слитка (б) при боковом теплоотводе и подогреве донной части:  
цифры у кривых – текущее время процесса, мин.

В условиях подвода тепла к донной части только после 8-й минуты затвердевания происходит «сращивание» встречных параллельных фронтов кристаллизации с образованием плотной кристаллической структуры практически по всей высоте слитка (рис. 3.9, б). Центральная зона равноосных кристаллов практически отсутствует или незначительна. Внизу (примерно 1/8 высоты слитка) сохраняется зона жидкого расплава (рис. 3.9, б), которая затвердевает только после прекращения подогрева дна модели.

Условия теплоотвода оказывают влияние на формирование кристаллической структуры слитка и на распределение в слитке неметаллических включений, что является важной характеристикой качества металла. Так, при всестороннем теплоотводе от затвердевающего расплава над поддоном образуется зона охлажденного вязкого металла, в которую неметаллические включения доставляются конвективными потоками с верхних горячих

объемов металла затвердевающего слитка. Наличие такой зоны подтверждено результатами моделирования [3.33].

В случае отсутствия мощных сил перемешивания удаление оксидных включений из объема слитка происходит путем всплывания по законам седиментации частиц в жидкости [3.36]. 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 [3.37]:

$$v_{вс.} = \frac{qd^2(\rho_m - \rho_в)}{18\eta K_\phi} + W_k \cos y, \quad (3.15)$$

где  $q$  – ускорение свободного падения;  $d$  – диаметр включения;  $\rho_m$  – плотность металла;  $\rho_в$  – плотность включения;  $\eta$  – коэффициент динамической вязкости;  $K_\phi$  – коэффициент сопротивления формы;  $W_k$  – скорость конвективного движения металла;  $y$  – угол отклонения потока от оси слитка.

Анализ формулы показывает, что чем выше вязкость металла и ниже скорость его конвективного движения, тем меньше скорость всплывания ( $v_{вс.}$ ) неметаллического включения. А это означает, что попавшие в охлажденную вязкую зону слитка неметаллические включения практически уже не могут всплыть и скапливаются в этой зоне. Подогрев дна изложницы, особенно интенсивный, предотвращает образование в нижней части слитка зоны охлажденного вязкого расплава (рис. 3.9). Расчеты по формуле (3.15) показывают, что скорость всплывания ( $v_{вс.}$ ) включений в модельном расплаве при подогреве донной части слитка при прочих равных условиях увеличивается в 2,3 раза по сравнению с обычными условиями затвердевания.

Таким образом, можно констатировать, что эффективно управлять формированием структуры литого металла можно, регулируя величину перегрева расплава, а также интенсивность и характер теплоотвода от него.

### Список использованной литературы к главе 3

- 3.1. Ефимов В.А. Разливка и кристаллизация стали. – М.: Металлургия, 1976. – 552 с.

- 3.2. *Гудмен Т.* Применение интегральных методов в нелинейных задачах нестационарного теплообмена // Проблемы теплообмена. – М.: Атомиздат, 1967. – С. 41-96.
- 3.3. *Бродова И.Г., Чикова О.А., Поленц И.В. и др.* Влияние метастабильной гетерогенности жидких металлических растворов на структуру литых алюминиевых сплавов // Процессы литья. – 1992. – №2. – С. 67-71.
- 3.4. *Борисов В.Т.* О механизме нормального роста кристаллов // ДАН СССР. – 1963. – №6 (151). – С. 1311-1314.
- 3.5. *Баум Б.А.* Металлические жидкости – проблемы и гипотезы. – М.: Наука, 1979. – 120 с.
- 3.6. *Херлах Д., Файербах Б.* Зародышеобразование и переохлаждение. – М.: Мир, 1989. – 179 с.
- 3.7. *Mathew J., Brody H.D.* Simultion of heat flow and thermal stresses in axisymmetric continuous caostung // Solidification and Coating of Metals. – 1977. – №7(234). – P. 244-248.
- 3.8. *Овсиенко Д.Е.* Зарождение и рост кристаллов из расплава. – Киев: Наук. Думка, 1994. – 256 с.
- 3.9. *Данилов В.И.* Строение и кристаллизация жидкостей. – Киев: Наук. Думка, 1956. – 568 с.
- 3.10. *Young K., Rickinson B., Flemings M.* Structure of cellular composites // Solidification and Casting of Metals. Bode. 192. Metals Society. – 1979. – P. 39-42.
- 3.11. *Trivedi B., Somboonsuk K.* Constrained Dendritic Crawth and spacing // Materials Sciense and Engineering. –1984. – Т. 65. – P. 65-74.
- 3.12. *Ефимов В.А., Эльдарханов А.С.* Физические методы воздействия на процессы затвердевания сплавов. – М.: Metallurgy, 1995. – 272 с.
- 3.13. *Эльдарханов А.С.* Процессы кристаллизации в поле упругих волн. – М.: Metallurgy, 1996. – 265 с.
- 3.14. *Lie K.J., Nord C.D.* Stocnastic Modeling of Solidification Grain Structures of Al-Cu crystal in Ribbonsin Planar. Flow Casting // ISIY International. – 1997. – V. 37. – №1. – P. 8-12.
- 3.15. *Бочвар А.А.* Metallovedenie. – М.: Metallurgizdat, 1956. – 795 с.
- 3.16. *Новиков И.И. Золотаревский В.С.* Дендритная ликвация в сплавах. – М.: Наука, 1966. – 156 с.



- 3.17. *Куклев А.В., Сосонин В.В., Поздняков В.А.* О формировании осевой химической неоднородности в непрерывнолитых слябах // *Сталь*. – 2003. – №8. – С. 71-75.
- 3.18. *Херлах Д., Файербах Б.* Зародышеобразование и переохлаждение // *Космическое материаловедение*. – М.: Мир, 1989. – 179 с.
- 3.19. *Лейчикс Д.Л.* Об устойчивости зародышей кристаллов при температурах, превышающих точку плавления // *Литейные свойства сплавов*. – К.: ИПЛ АН УССР, 1972. – С. 9-11.
- 3.20. *Вальтер Г.У.* Бинарные системы с областью несмешиваемости в жидком состоянии // *Космическое материаловедение*. – М.: Мир, 1989. – 362 с.
- 3.21. *Чернов А.А.* Современные проблемы кристаллографии. – М.: Наука, 1980. – С. 7-10.
- 3.22. *Эльдарханов А.С., Нурадинов А.С., Ахтаев С.С-С. и др.* Влияние внешних термо-силовых воздействий на формирование структуры литых заготовок // *Сталь*. – 2019. – №6. – С. 9-13.
- 3.23. *Нурадинов А.С., Ноговицын А.В., Нурадинов И.А. и др.* Внешнее термо-силовое воздействие как фактор управления формированием структуры литых заготовок // *Процессы литья*. – 2019. – №4. – С. 11-19.
- 3.24. *Вейник А.И.* Теория затвердевания отливки. – М.: Машгиз, 1960, 435 с.
- 3.25. *Тиллер В., Джексон К., Чалмерс Б. и др.* Физическое металловедение, т. 2. – М.: Мир, 1967. – 490 с.
- 3.26. *Флемингс М.С.* Процессы затвердевания. – М.: Мир, 1977. – 423 с.
- 3.27. *Чалмерс Б.* Теория затвердевания. – М.: Металлургия, 1968. – 288 с.
- 3.28. *Саратовкин Д.Д.* Дендритная кристаллизация. – М.: Metallurgizdat, 1957. – 127 с.
- 3.29. *Кондратюк С.Е., Нурадинов А.С., Пархомчук Ж.В. и др.* Формирование литой структуры в связи с температурно-временными параметрами плавления и кристаллизации // *Металловедение и термическая обработка*. – 2019. – №3. – С. 30-39.

- 3.30. *Баландин Г.Ф.* Формирование кристаллического строения отливки. М.: Машиностроение, 1973. – 288 с.
- 3.31. *Эльдарханов А.С., Нурадинов А.С., Нахаев М.Р.* Управление процессами формирования структуры металлических заготовок // Литейное производство. – 2020. – №2. – С. 4-8.
- 3.32. *Нурадинов А.С.* Распределение температурных полей и конвективных потоков при затвердевании слитков // Материаловедение. – 2003. – №7. – С. 12-15.
- 3.33. *Нурадинов А.С., Эльдарханов А.С., Ефимов А.В. и др.* Моделирование процесса формирования конуса осаждения неметаллических включений в крупных стальных слитках // Сталь. – 2001. – №10. – С. 21-22.
- 3.34. *Ефимов В.А., Эльдарханов А.С., Нурадинов А.С. и др.* Теплофизические условия формирования литых заготовок // Процессы литья. – 2001. – №3. – С. 48-52.
- 3.35. *Нурадинов А.С.* Влияние распределения температурных полей на формирование слитка // Процессы литья. – 2002. – №3. – С. 30-34.
- 3.36. *Ландау Л.Д., Лившиц Е.М.* Механика сплошных сред. – М.: Гостехиздат, 1954. – 796 с.
- 3.37. *Itoh Y., Okajama 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.

## **ГЛАВА 4. ТЕРМОКАПИЛЛЯРНЫЙ МАССОПЕРЕНОС ЛИКВИРУЮЩИХ ПРИМЕСЕЙ В ЗАТВЕРДЕВАЮЩИХ СЛИТКАХ**

Известно, что промышленные сплавы кристаллизуются с образованием двухфазной зоны. Процессы разделительной диффузии, проходящие в твердо-жидкой двухфазной зоне, в зависимости от условий кристаллизации приводят к значительному развитию ликвации примесей по сечению литой заготовки и анизотропии физико-механических и эксплуатационных свойств металла. Принято считать, что одним из мощных средств подавления разделительной диффузии и обеспечения условий бездиффузионной кристаллизации является значительное ускорение процесса затвердевания за счет внешнего воздействия на расплав. Указанные процессы определяют характер и особенности структуры затвердевающей заготовки, однако являются наиболее сложными и наименее поддающимися изучению из-за непрозрачности кристаллизующихся металлических расплавов. В связи с этим для изучения влияния внешних воздействий на формирование структуры и массоперенос ликватов при затвердевании слитков целесообразно привлекать методы физического моделирования с использованием прозрачных сред.

### **4.1. Условия перемещения ликвирующих примесей в междендритном пространстве затвердевающих слитков**

При затвердевании металлических сплавов в равновесных условиях, вследствие ограниченной растворимости примесей в твердой фазе, на поверхности границы затвердевания образуется слой, обогащенный ликвирующими примесями. Этот слой имеет более высокую концентрацию ( $C_{max} = C_o/K_o$ ), чем в жидкой и твердой фазах. По этой причине диффузионное перераспределение примесей происходит как в твердую, так и в жидкую фазу [4.1].

По данным автора работы [4.2], прогрессивный рост концентрации растворимых примесей в жидкой части слитка от  $C_o$  до  $C_{max}$  происходит в пограничном диффузионном слое  $\delta_o = D/K_o$ . При снижении скорости кристаллизации и увеличении скорости диффузии ликвационные процессы на границе затвердевания усиливаются.

Этому же способствует снижение эффективного коэффициента распределения примесей  $D$ .

Развитие ликвационных процессов также связано с величиной переохлаждения расплава. Для определения концентрационного переохлаждения предложен критерий [4.2]:

$$G/R < \frac{mC_o(1-K_o)}{DK_o}, \quad (4.1)$$

где  $D$  – коэффициент молекулярной диффузии;  $G$ ,  $R$  – градиент температур и скорость кристаллизации.

При уменьшении  $G/R$  или увеличении концентрации ликвирующих примесей  $C_o$  переохлаждение или разветвленность кристаллической структуры увеличиваются.

Анализ массопереноса при затвердевании металлических сплавов показывает, что важнейшими особенностями формирования кристаллической структуры слитков являются отсутствие условий равновесного теплообмена и наличие конвективного перемещения расплава как в междендритных полостях, так и вдоль границы затвердевания [4.1]. Наложение различных механических сил (давление, вибрация) может изменить протекание этих сложных процессов.

Наибольшее влияние на структуру слитка, отливки и непрерывнолитой заготовки оказывает развитие ламинарного и турбулентного движения расплава вдоль границы затвердевания. При этом, как отмечено в работе [4.1], одновременно возникают диффузионный  $\delta_\delta$  и гидродинамический  $\delta_2$ , пограничные слои, которые коренным образом меняют концентрационное перераспределение примесей в объеме затвердевающего расплава.

Из теории пограничного слоя известно, что толщина диффузионного слоя по направлению движения потока непрерывно увеличивается и для турбулентного режима движения равна [4.3]:

$$\delta_\delta = 4,64 \frac{1}{Re^{1/2}} (D/\nu)^{1/3} x, \quad (4.2)$$

где  $Re$  – критерий Рейнольдса;  $\nu$  – кинематическая вязкость расплава;  $x$  – расстояние от фронта затвердевания.

Соответствующая толщина гидродинамического слоя для того же режима движения может быть определена по зависимости [4.3]:

$$\delta_2 = 0,37(1/Re^{1,5}) x. \quad (4.3)$$

В обоих случаях толщина слоев зависит от величины критерия Рейнольдса, т.е. скорости конвективного движения потока.

Критическая скорость движения расплава  $W_{кр.}$ , при превышении которой ликваты будут смываться с границы затвердевания, может быть определена из равенства диффузионного и пограничного слоев. Для турбулентного режима движения расплава она соответствует [4.1]:

$$4,64 \frac{1}{Re^{1/2}} \left( \frac{D}{\nu} \right)^{1/3} = 0,37 \frac{1}{Re^{1,5}}. \quad (4.4)$$

Можно предположить, что скорость доставки примесей в зону гидродинамического воздействия на них конвективных потоков определяется не величиной коэффициента молекулярной диффузии  $D$ , а эффективным его значением  $D_{эф.}$ , учитывающим влияние на массоперенос термокапиллярного перемещения примесей в междендритном пространстве. В крупных стальных слитках полосы химической неоднородности появляются уже на глубине 150 – 200 мм от его боковой поверхности после 10 – 12 минут затвердевания. При значениях коэффициента молекулярной диффузии ликвирующих элементов  $D = (2 \div 18) \times 10^{-8} \text{ м}^2/\text{с}$  [4.4], это расстояние, согласно зависимости (4.2), может быть пройдено за несколько суток. В работах [4.5 – 4.9] исследователи выдвинули гипотезу о том, что указанное перемещение междендритной жидкой фазы может происходить вследствие развития капиллярного и конвективного массопереноса. Скорость этого переноса в  $10^3 – 10^6$  раз больше скорости молекулярной диффузии примесей [4.1]. При этом объемный поток фильтрации и скорость перемещения фильтрующей жидкости (ликватов), по данным автора [201], равны:

$$J_{\alpha} = \alpha \frac{S}{L} \Delta P; \quad (4.5)$$

$$\omega_{\alpha} = \frac{\alpha}{L} \Delta P, \quad (4.6)$$

где  $\alpha$  – коэффициент фильтрации;  $S$  – поперечное сечение капилляра;  $L$  – длина зоны фильтрации;  $\Delta P$  – разность давления на концах капилляров.

Разность давления на концах смачиваемых расплавом капилляров вычисляется по известной зависимости Лапласа [4.6]:

$$\Delta P = 2\sigma_{т-ж}/r, \quad (4.7)$$

где  $\sigma_{m-ж}$  – поверхностное натяжение на границе кристалл – жидкость;  $r$  – радиус капилляра.

Для условий формирования слитков разность поверхностных потенциалов равна [4.4]:

$$\Delta P = \frac{2\sigma_{m-ж}}{r} - \nu h - P_{вн.}, \quad (4.8)$$

где  $\nu$  – удельный вес жидкой стали;  $h$  – высота столба жидкости над капилляром;  $P_{вн.}$  – внешнее давление, равное в обычных условиях атмосферному давлению.

Средняя скорость фильтрации расплава ( $\omega_\alpha$ ) в условиях затвердевания слитков под действием разности поверхностных потенциалов определяется [4.4]:

$$\omega_\alpha = \frac{r^2}{8\eta L} \left( \frac{2\sigma_{m-ж}}{r} - \nu h - P_{вн.} \right), \quad (4.9)$$

где  $\eta$  – коэффициент динамической вязкости жидкости.

Фильтрация усиливается наложением градиента температур по длине пористой (двухфазной) зоны слитка, при наличии которого более горячие объемы металла перемещаются к затвердевшей корочке слитка, а холодные – к вершинам едва затвердевших дендритов. Объемный поток ( $J_t$ ) и скорость ( $\omega_t$ ) при этом определяются [4.10]:

$$J_t = B \frac{S}{L} \Delta t; \quad \omega_t = \frac{B}{L} \Delta t, \quad (4.10)$$

где  $B$  – коэффициент термической фильтрации, определяемый экспериментальным путем;  $\Delta t$  – перепад температур по сечению пористой зоны слитка.

Общий поток ликватов и их скорость определяются интенсивностью двух указанных процессов:

$$J = J_\alpha + J_t; \quad \omega = \omega_\alpha + \omega_t. \quad (4.11)$$

Дендритная и зональная химическая неоднородность определяется динамикой перемещения ликвационных выделений между ветвями растущего дендрита. При этом одновременно происходит как рост дендрита, так и движение междендритной жидкой фазы [4.11].

Скорость роста кристалла определяется переохлаждением расплава у его вершины ( $R = \kappa \Delta t$ ) [4.12], а скорость перемещения ликватов в капиллярных полостях ( $W$ ), образующихся между дендритами, по данным работы [4.8] и ряда других авторов,

пропорциональна градиенту межфазного натяжения у боковой поверхности растущего кристалла ( $W \sim B\Delta\sigma_{т-ж}$ ), где  $B$  – коэффициент, включающий теплофизические свойства жидкой фазы и геометрические размеры капилляра;  $\Delta\sigma_{т-ж}$  – градиент межфазного поверхностного натяжения на границе ликватов с боковой поверхностью кристалла.

При затвердевании расплава в двухфазной твердо-жидкой зоне возникают следующие виды массопереноса (рис. 4.1) [4.13]:

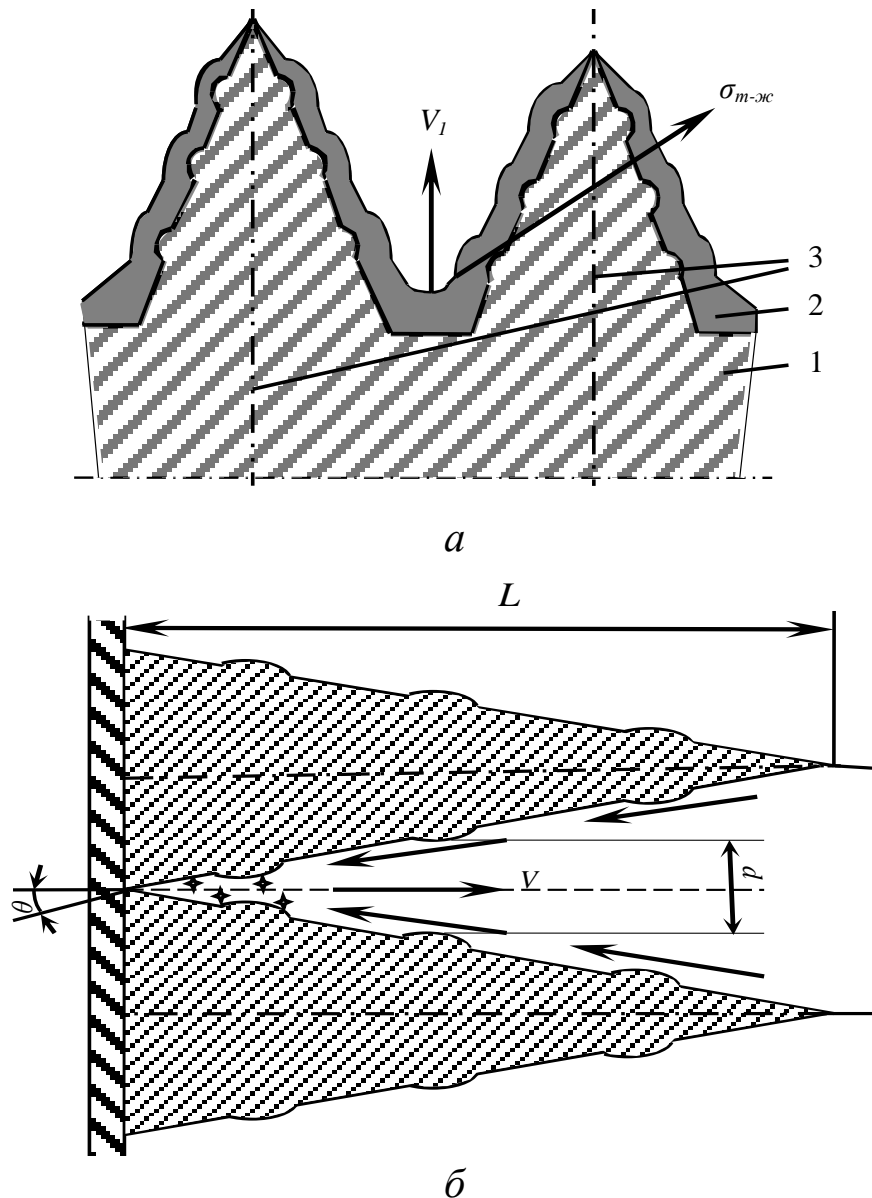


Рис. 4.1. Массоперенос ликватов при затвердевании расплавов:  
*a* – перемещение ликватов по закону смачиваемого капилляра между осями второго порядка; *б* – круговая циркуляция (конвекция) жидкой фазы между ветвями первого порядка

1) разделительная диффузия растворимых примесей в направлении поверхностей осей второго порядка и их перемещение между этими осями по закону смачиваемого капилляра к поверхностям дендритов (рис. 4.1, *a*);

2) круговая циркуляция (конвекция) жидкой фазы между ветвями второго порядка (дендритами). При этом движении пристеночный слой жидкости под действием разницы поверхностных натяжений твердого кристалла и выделившихся ликватов движется к устью дендритов, а осевой – к границе затвердевания (рис. 4.1, *б*).

Движение ликватов по второй схеме (круговой циркуляции) происходит между отдельными дендритами. Если в горизонтальном междендритном канале длиной  $L$  и радиусом  $r$  вдоль образца существует небольшой градиент межфазного поверхностного натяжения  $\Delta\sigma_{m-ж}$ , то весь столб жидкой фазы перемещается к горячему концу канала (фронту затвердевания) со скоростью [4.8]:

$$W = \frac{F \cdot \Delta\sigma_{m-ж} \cdot r}{8L \cdot \eta}, \quad (4.12)$$

где  $F$  – площадь боковой поверхности канала;  $\eta$  – коэффициент динамической вязкости жидкой фазы.

При развитии процесса перемещения жидкой фазы в канале возникает капиллярное давление ( $P_{\kappa}$ ), вызываемое межфазным натяжением на границе фаз, которое при выходе ее на фронт кристаллизации составляет величину [4.4]:

$$P_{\kappa} = \frac{2\sigma_{m-ж} \cdot \cos\theta}{r}, \quad (4.13)$$

где  $\theta$  – угол контакта жидкой фазы с поверхностью канала;  $\sigma_{m-ж}$  – межфазное натяжение.

Если  $\theta > 90^\circ$ , перемещения ликватов в междендритном пространстве не происходит.

Перемещению ликватов по цилиндрическому капилляру препятствуют силы трения, вызванного изменением вязкости жидкой фазы. По теории гидродинамического сопротивления среды значение этой силы определяется из уравнения [4.14]:

$$P_{\eta} = \frac{32}{v} \eta \frac{L}{d^2} W, \quad (4.14)$$

где  $v$  и  $\eta$  – удельная масса жидкой фазы;  $W$  – скорость движения жидкости;  $L$  – длина канала;  $d$  – диаметр капилляра.



Результирующее капиллярное давление  $P_\sigma$  равно:

$$P_\sigma = \frac{4\sigma_{m-ж} \cdot \cos \theta}{d} - \frac{32}{v} \cdot \frac{L}{d^2} \eta \cdot W. \quad (4.15)$$

Выходу жидкой фазы ликватов из междендритного пространства на вертикальную границу кристаллизации препятствует внешнее давление  $P_{вн.}$ , вызываемое столбом жидкого металла в незатвердевшей части слитка ( $P_{зр.}$ ) и давлением окружающей среды ( $P_{ср.}$ ) [4.15, 4.16]. Это значит, что скорость движения жидкой фазы зависит от противодействия, создаваемого ферростатическим давлением или другими средствами ( $P_{вн.} = P_{зр.} + P_{ср.}$ ). Таким образом, общее давление составит:  $P_\Sigma = P_\sigma - P_{вн.}$

Сила ( $F$ ), с которой выталкивается столб жидкости (ликватов) из междендритного пространства, определяется общим давлением [4.4]:

$$F = P_\Sigma \cdot S = (P_\sigma - P_{вн.}) S, \quad (4.16)$$

где  $S$  – площадь поперечного сечения потока жидкости.

Если капиллярное давление ( $P_\sigma$ ) – величина постоянная для конкретного случая, то изменение давления внешних сил ( $P_{вн.}$ ) будет способствовать существенному изменению химической однородности по сечению затвердевающего слитка. В том числе и по этой причине верхняя половина стальных слитков, которая испытывает меньшее ферростатическое давление, всегда имеет более развитую зональную химическую неоднородность, чем нижняя.

При дендритной кристаллизации не весь расплав затвердевает с образованием только дендритов. Часть расплава, затвердевая в межосных участках (ликваты), может иметь иную форму кристаллов. Обычно площадь, занятая осями дендритов, составляет 60 – 70% [4.17]. По этой причине топография их расположения и определяет склонность к дендритной и зональной неоднородности, а при заданном химическом составе сплава определяет механические свойства литых материалов. В связи с этим вопрос массопереноса растворенных элементов и их расположение в слитке является одним из наименее изученных и важных.

В связи с тем, что массоперенос ликватов в междендритном пространстве тесно связан с параметрами кристаллизации расплава, целесообразно прежде изучить влияние внешнего давления на эти параметры.

## 4.2. Кристаллизация сплавов под давлением

Давление широко используется в качестве меры воздействия на процесс формирования литой заготовки. Например, давление, создаваемое в прибыли, улучшает качество отливки [4.18, 4.19]. Положительное влияние давления на уплотнение кристаллической структуры заготовок отмечается во многих работах [4.20 – 4.26]. Давление приводит к увеличению запаса пластичности в твердом состоянии и, соответственно, к снижению склонности к трещинообразованию [4.27 – 4.32].

На базе этого воздействия создано много прогрессивных технологий литья цветных сплавов под низким давлением [4.28, 4.29, 4.33], а в последние десятилетия все более широкое применение получают процессы производства отливок и слитков из цветных и черных металлов и сплавов, сочетающие операции литья и давления [4.34 – 4.36]. Приложенное давление имеет в этих технологиях различную природу. Общим является то, что оно может рассматриваться как внешнее воздействие на жидкий и кристаллизующийся металл.

В результате изучения особенностей затвердевания и охлаждения отливок под давлением установлено, что с повышением давления ( $P$ ) в результате интенсивного охлаждения поверхностных слоев увеличивается перепад температуры по сечению отливки и уменьшается время ее затвердевания [4.21]. При литье в обычных условиях (при атмосферном давлении) коэффициент теплоотдачи ( $\alpha$ ) на границе раздела «отливка – форма» и интенсивность охлаждения, характеризуемая критерием Био, в период затвердевания снижаются вследствие образования зазора между отливкой и формой. С ростом давления ( $P$ ) коэффициент теплоотдачи ( $\alpha$ ) возрастает до величины, характерной для каждого заданного давления, и затем остается практически постоянным до момента окончания затвердевания отливки [4.21]. Установлено, что коэффициент теплоотдачи ( $\alpha$ ) при литье под давлением 100 МПа в 4 раза больше, чем при литье в кокиль, в результате чего значительно сокращается время затвердевания отливки [4.29, 4.30].

Значительное повышение интенсивности охлаждения отливок, получаемых под давлением, существенно увеличивает скорость кристаллизации металлов. Экспериментальные данные для сталей 15Л и 55Л приведены в работе [4.32] (табл. 4.1).

Таблица 4.1

## Линейная скорость кристаллизации, мм/с

Марка стали	Условия кристаллизации	Двусторонний теплоотвод			Односторонний теплоотвод		
		Зоны отливки					
		край	центр	край*	край	центр	край**
15Л	Свободная	0,37	0,3	0,4	0,53	0,29	0,41
	Под давлением	0,78	0,49	0,65	0,87	0,53	0,53
55Л	Свободная	0,78	0,45	0,71	0,87	0,35	0,71
	Под давлением	2,0	0,75	1,41	1,5	0,58	1,0

Примечание: \* край от графитового стержня; \*\* - песчаного.

Из таблицы 4.1 видно, что скорость кристаллизации под давлением 5МПа увеличивается в зависимости от характера теплоотвода в 1,5 – 2,5 раза. При этом скорость кристаллизации широкоинтервальной стали 55Л с более продолжительным контактным теплообменом выше, чем у узкоинтервальной стали 15Л.

О влиянии давления на процесс кристаллизации стали свидетельствуют факторы изменения времени формирования дендритов и ликватов в различных зонах отливки, установленные в результате дифференциально-термического анализа образцов опытного и контрольного металлов [4.32]. Время формирования дендритов в зонах интенсивного охлаждения отливки в 10 – 15 раз меньше, чем в центре. Давление сокращает время формирования дендритов во всех зонах и на всех уровнях отливки в той степени, в которой оно влияет на интенсивность охлаждения отливок. При этом надо отметить, что у стали с широким интервалом кристаллизации (55Л) время формирования дендритов больше, чем у стали с узким интервалом кристаллизации (15Л).

Аналогичным образом давление влияет на время формирования ликватов в различных зонах отливки. Это время заметно больше у стали с широким интервалом кристаллизации.

В полном соответствии с кинетикой кристаллизации находится и кристаллическое строение отливок, полученных при свободном затвердевании и под давлением 5 МПа. Об этом свидетельствуют полученные в работе [4.32] данные о дисперсности первичной структуры в различных зонах отливок из сталей 15Л и 55Л (табл. 4.2).

Как видно, при двустороннем теплоотводе расстояние между главными осями дендритов в отливках, получаемых из стали 15Л, уменьшается в 1,53 – 1,75 раза, а из стали 55Л – в 2,5 – 2,6 раза.

Таблица 4.2

Расстояние между главными осями дендритов, мм

Марка стали	Условия кристаллизации	Двухсторонний теплоотвод			Односторонний теплоотвод		
		Зоны отливки					
		край	центр	край*	край	центр	край**
15Л	Свободная	0,21	0,26	0,20	0,16	0,27	0,25
	Под давлением	0,12	0,17	0,12	0,11	0,19	0,16
55Л	Свободная	0,13	0,20	0,13	0,11	0,22	0,20
	Под давлением	0,05	0,08	0,06	0,07	0,15	0,10

Примечание: \* край от графитового стержня; \*\* - песчаного.

В случае затвердевания отливки под давлением в ней создается значительный температурный градиент в сочетании с повышенной скоростью отвода теплоты перегрева и кристаллизации. В результате сокращается время локальной кристаллизации, замедляются диффузионные процессы в отливке, что приводит к уменьшению размера зерен. Средний размер зерна уменьшается не только из-за изменений условий теплообмена и термодинамических параметров кристаллизации, но и в результате частичного разрушения растущих осей дендритов давлением, что создает дополнительное количество мелких равноосных кристаллов в верхних и центральных зонах отливки [4.25]. В углеродистых сталях давление приводит к измельчению структуры перлитных колоний. Вместе с тем имеются данные о том, что микроструктура сталей 20Л и 35Л в слитках ( $D = 70$  мм,  $H/D = 4$ ) при давлении 200МПа как в поверхностной, так и в центральной зонах практически не изменяется [4.26].

Применение внешнего давления приводит к снижению скорости разделительной диффузии элементов в кристаллизующемся расплаве, что отражается на степени дендритной ликвации. Авторами [4.32] дана качественная оценка дендритной ликвации углерода в отливках, затвердевших свободно и под давлением 5МПа. Показано, что степень дендритной ликвации по углероду у прессованных отливок меньше, чем у свободно затвердевших (4,6% против 17,2% для стали 15Л и 11,1% против 18,2% для стали 55Л). В условиях одностороннего

теплоотвода ликвация по углероду снизилась в 2,6 раза в отливках из стали 15Л и в 2,4 раза в отливках из стали 55Л. Дендритная ликвация у стали 55Л выше, чем у стали 15Л, что объясняется более высоким содержанием в ней углерода (0,6% против 0,19%) и более широким интервалом кристаллизации (78°С против 33°С).

Давление на кристаллизующийся сплав способствует повышению его плотности и уменьшению или устранению пористости заготовок. Это связано с улучшением питания междендритных промежутков расплавом, «запрессовкой» образующихся при кристаллизации пор благодаря формированию твердой фазы, сокращением двухфазной зоны, уменьшением усадки и устранением выделения газов в процессе кристаллизации сплава [4.37].

Кристаллизация под давлением способствует очищению границ зерен стали от неметаллических включений, что препятствует хрупкому разрушению и способствует сдвигу критической температуры хладноломкости стали 45Л в область более низких температур [4.38]. По данным работ [4.32 – 4.34], механические свойства сталей 15ХРМ1ФЛ, 5ХНТ, 10Х18Н9Л, 08Х2ГСНМЛ, затвердевших под давлением, приближаются к свойствам ковального металла.

Обобщение результатов приведенных исследований показывает, что вследствие ускоренной кристаллизации металла под давлением повышается плотность заготовок, уменьшается степень развития ликвации, измельчается кристаллическая структура и более благоприятно распределяются неметаллические включения. Все это приводит к повышению механических и эксплуатационных свойств получаемых изделий.

Анализ приведенных выше данных свидетельствует о некоторых разногласиях исследователей по вопросу влияния давления на перепад температур по сечению слитка и на процесс формирования его кристаллической структуры. В связи с этим в работе [4.39] были поставлены эксперименты по изучению влияния внешнего давления на распределение температур по сечению модельного слитка и кинетику его затвердевания.

Экспериментальные данные показали, что давление в рассмотренных пределах слабо влияет на характер распределения температур по сечению и высоте слитка, а также на кинетику продвижения и конфигурацию фронта затвердевания. Вместе с тем

можно отметить некоторые особенности изменения указанных факторов под воздействием давления.

Приложение давления на затвердевающий расплав приводит к снижению уровня температур расплава по сечению слитка на всех горизонтах. При этом наибольшее снижение получено при давлении 50 кПа и наименьшее – при 150 кПа. Что касается кинетики продвижения фронта кристаллизации, то она существенно изменилась лишь при давлении 150 кПа. Указанные значения внешних давлений были определены по масштабу моделирования (см. глава 1).

Измерение параметров затвердевания (температура – время) показало, что время охлаждения слитка при кристаллизации под давлением 50 – 100 кПа меньше, чем при свободной кристаллизации, особенно в зонах интенсивного теплоотвода [4.39]. Это подтверждается кривыми распределения температур по сечению слитка (рассматривалась температура в четырех точках сечения) в процессе охлаждения без давления и под давлением (рис. 4.2).

Эффект давления обусловлен увеличением интенсивности теплообмена между слитком и охлаждаемой стенкой модели за счет более длительного плотного контакта между ними и повышением коэффициента теплоотдачи расплава, что подтверждается более интенсивным снижением температуры расплава в центре слитка. Давление в 150 кПа практически не влияет на интенсивность теплообмена, но вследствие существенно возросшего темпа затвердевания увеличивается количество выделяемого тепла кристаллизации. В результате этого по сравнению с давлением 50 и 100 кПа происходит повышение уровня температуры расплава по сечению слитка.

Процесс кристаллизации начинается с возникновения в жидкой фазе центров кристаллизации и последующего их роста. Кинетику фазового превращения можно оценить двумя параметрами: числом центров кристаллизации, возникающих в единице объема за единицу времени, и линейной скоростью роста кристаллов. Число центров кристаллизации будет зависеть от критического размера зародыша ( $r_k$ ) и работы ( $A_k$ ), необходимой для его образования.

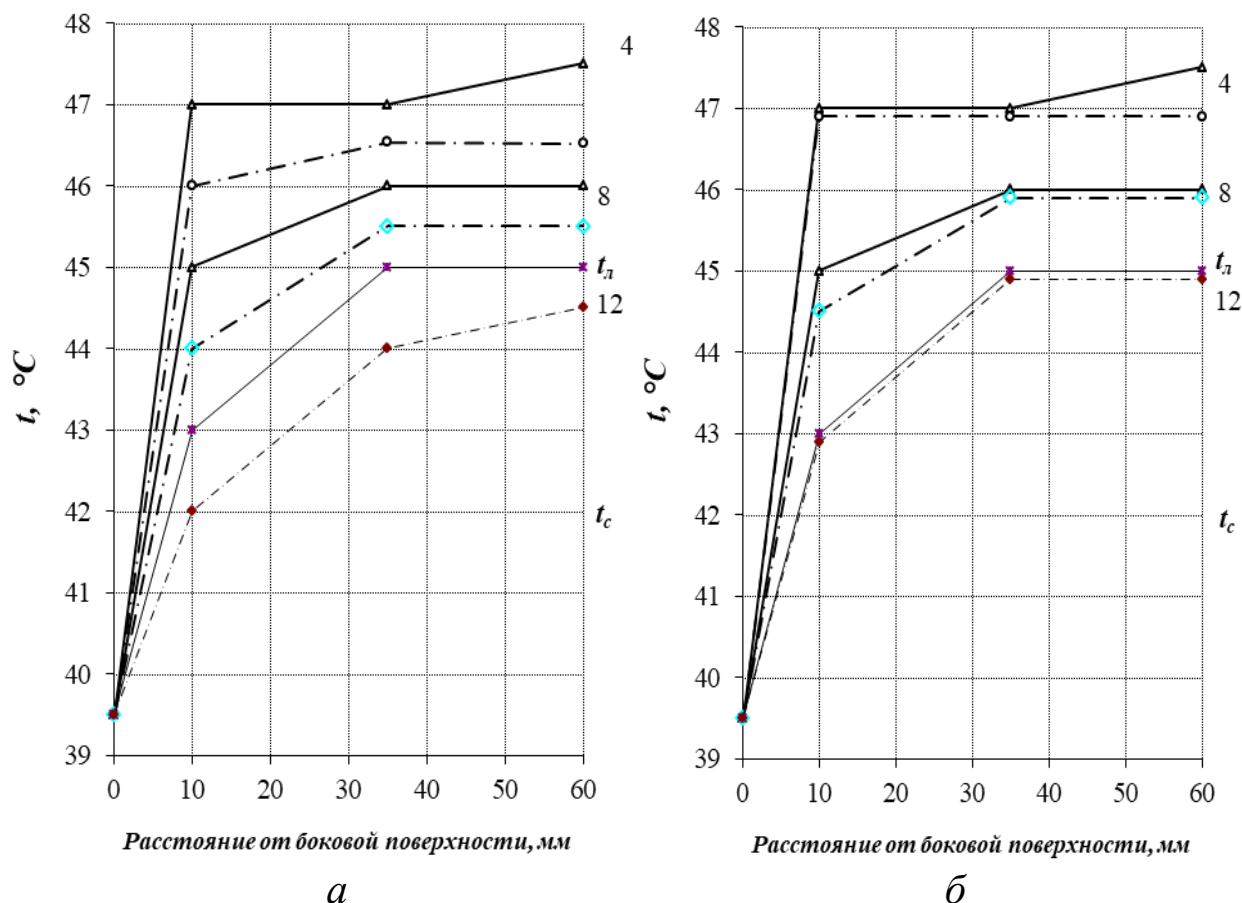


Рис. 4.2. Распределение температур по сечению слитка камфена на среднем горизонте: *а* – свободная кристаллизация; *б* – кристаллизация под давлением: *а* –  $P_{\text{вн.}} = 150$  кПа

Зависимость этих параметров кристаллизации от давления имеет следующий вид [4.40]:

$$r_k = 2\sigma/\rho (V_2 - V_1) dP; \quad (4.17)$$

$$A_k = 32\sigma^3 [dt/\rho \cdot \Delta t (V_2 - V_1) dP]^2, \quad (4.18)$$

где  $\sigma$  – поверхностное натяжение расплава на грани кристаллика;  $V_2 - V_1$  – разность между объемами твердой и жидкой фаз;  $dP$  – повышение внешнего давления;  $dt$  – повышение температуры расплава за счет выделения теплоты образования зародыша;  $\rho$  – плотность вещества;  $\Delta t$  – переохлаждение расплава, при котором произошло зарождение центра кристаллизации.

Из формул (4.17 и 4.18) видно, что уменьшение критического размера зародыша и работы его образования, а, следовательно, и увеличение числа центров кристаллизации может быть достигнуто не только за счет снижения поверхностного натяжения на границе

«расплав–кристалл» и увеличения переохлаждения, но и за счет увеличения прикладываемого внешнего давления.

В связи с тем, что моделирующее вещество (камфен) кристаллизуется практически без переохлаждения [4.39], а поверхностное натяжение зависит главным образом от природы расплава, увеличение числа центров кристаллизации будет определяться в основном величиной внешнего давления на расплав. Эту зависимость можно заметить из экспериментальных данных по влиянию давления на скорость кристаллизации расплава, зависящую от интенсивности роста числа центров кристаллизации в условиях постоянной интенсивности теплоотвода (рис. 4.3).

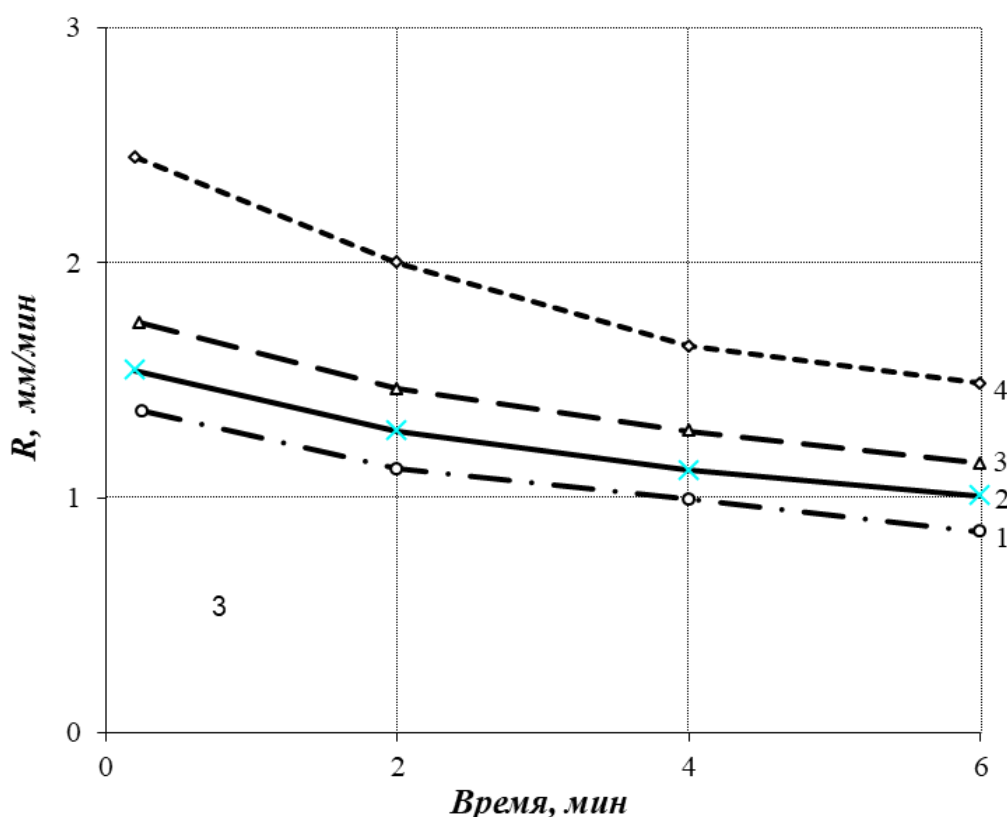


Рис. 4.3. Влияние внешнего давления на скорость кристаллизации модельного сплава: 1 –  $P = 0$  кПа; 2 –  $P = 50$  кПа; 3 –  $P = 100$  кПа; 4 –  $P = 150$  кПа

Видим, что внешнее давление в 50 кПа (кривая 2) и 100 кПа (кривая 3) незначительно влияют на скорость кристаллизации расплава, и только под давлением 150 кПа скорость кристаллизации заметно возрастает (кривая 4). По-видимому, этого давления уже достаточно для заметного снижения критического размера зародыша кристалла и работы по его образованию (см. формулы 4.17 и 4.18) и



тем самым увеличения числа центров кристаллизации в расплаве на протяжении всего времени затвердевания слитка.

О влиянии давления на процесс кристаллизации расплава свидетельствует и фактор изменения скорости формирования дендрита в различных зонах слитка, установленный непосредственным измерением роста его осей во времени. Так, при приложении давления в пределах 100...150 кПа на затвердевающий слиток скорость роста первичных и вторичных осей дендритов, формирующихся в объеме расплава, составила в среднем 12 и 5,5 мм/мин. соответственно против скоростей роста осей дендритов 8 и 4 мм/мин. при свободной кристаллизации. Давление практически не влияет на форму растущих дендритов и параметры двухфазной зоны.

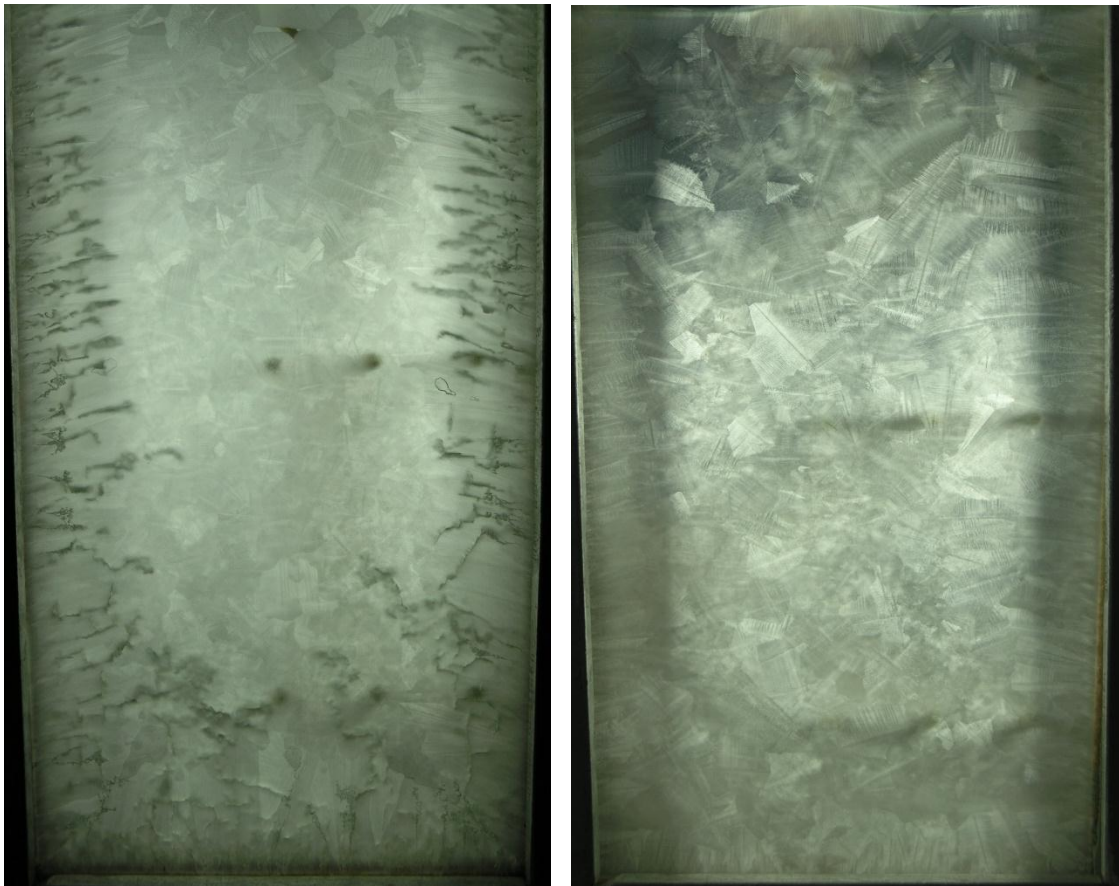
Вместе с тем избыточное давление способствует более эффективному проникновению расплава в зону двухфазного состояния затвердевающего слитка. Количество жидкости, профильтровавшейся через зону двухфазного состояния слитка, определяют по закону Дарси [4.1]:

$$Q = K \frac{F}{L} \Delta P, \quad (4.19)$$

где  $K$  – коэффициент проницаемости затвердевшего каркаса сплава;  $F$  – площадь поперечного сечения слитка;  $L$  – протяженность зоны двухфазного состояния сплава,  $\Delta P$  – перепад давления.

Как видно, чем выше внешнее давление (при практически одинаковой протяженности двухфазной зоны), тем больше жидкости будет проникать в образующиеся усадочные поры и обеспечивать необходимую плотность структуры слитка. Опыты на модельных слитках подтвердили справедливость этого положения.

Приложение внешнего давления в пределах 50...150 кПа мало повлияло на кристаллическое строение слитка. Как в случае свободной кристаллизации (рис. 4.4, *а*), так и в случае кристаллизации под давлением (рис. 4.4, *б*) структура слитка состоит из периферийных зон столбчатых кристаллов и центральной зоны равноосных кристаллов. Параметры этих зон примерно одинаковы. Различие состоит лишь в отсутствии ликвационных полос и более плотной структуре слитка, закристаллизовавшегося под давлением (рис. 4.4, *б*).



*a*

*б*

Рис. 4.4. Кристаллическое строение модельных слитков:

*a* – свободная кристаллизация  $P_{вн.} = 0$  кПа;

*б* – кристаллизация под давлением  $P_{вн.} = 150$  кПа

### 4.3. Связь термокапиллярного массопереноса ликватов со скоростью кристаллизации расплава

В работах [4.11, 4.39, 4.40] наглядно показано, что термокапиллярный поток в междендритном пространстве возникает через некоторое время после начала затвердевания в результате накопления в междендритных каналах достаточного количества ликвирующего элемента для создания капиллярного давления.

Скорость этого потока ( $V_L$ ) во времени заметно меняется. Если на начальном этапе она незначительна, то по мере затвердевания расплава и накопления ликватов скорость этого движения в межветвенном пространстве возрастает (рис. 4.5). С ростом затвердевшей части расплава увеличивается количество выделяющихся ликвирующих элементов и пропорционально этому количеству повышается скорость перемещения ликватов ( $V_L$ ), в то время как скорость кристаллизации, наоборот, ( $R$ ) уменьшается. На

определенном расстоянии от поверхности слитка значения этих скоростей становятся равными друг другу, что приводит к выносу ликватов на границу затвердевания. В связи с этим на практике широко используются мероприятия по повышению скорости затвердевания металлов с целью уменьшения ликвационных явлений в слитках и литых заготовках.

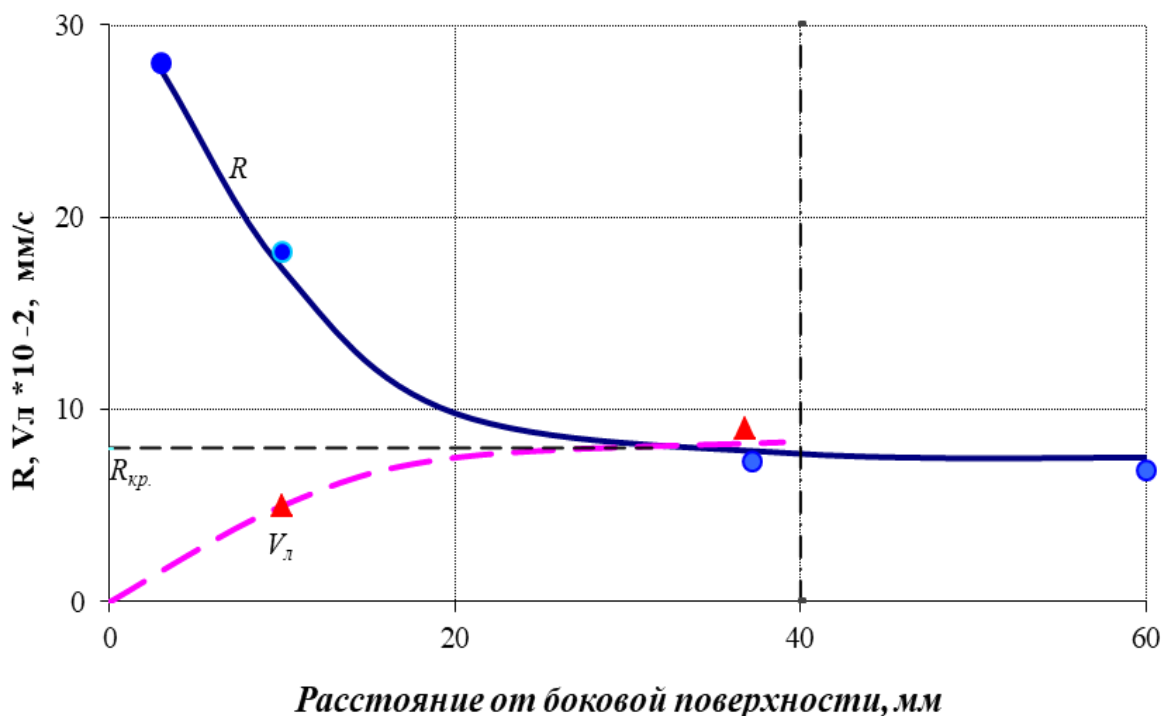


Рис. 4.5. Распределение скорости кристаллизации  $R$  и скорости продвижения ликватов  $V_l$  на среднем уровне по сечению модельного слитка

При свободной кристаллизации слитка (т.е. без внешних воздействий на него) протяженность ликвационных канальцев уменьшается в направлении от нижней его части к верхней (рис. 4.4, а). Несколько больше канальцев, распространяющихся как в горизонтальном, так и в вертикальном направлении, всегда обнаруживается в донной части слитка.

Для того, чтобы началось термокапиллярное движение ликватов, необходимо иметь межветвенную полость и большую концентрацию примесей. Если затвердевшая часть расплава невелика, то соответственно и количество выделяющихся ликватов недостаточно для создания межфазного эффекта их перемещения. Поэтому этим и объясняется разная протяженность ликвационных каналов в верхних и нижних горизонтах модельного слитка (рис. 4.4, а).

Протяженность горизонтальных ликвационных канальцев зависит от распределения температурных полей в поперечном сечении слитка. По мере опускания объемов жидкого расплава вдоль границы затвердевания температура его уменьшается, а скорость кристаллизации увеличивается (рис. 4.6). Как видим, что температура расплава в нижней части слитка на три градуса ниже, чем на верхнем горизонте, поэтому скорость кристаллизации и, соответственно, протяженность ликвационных каналов больше.

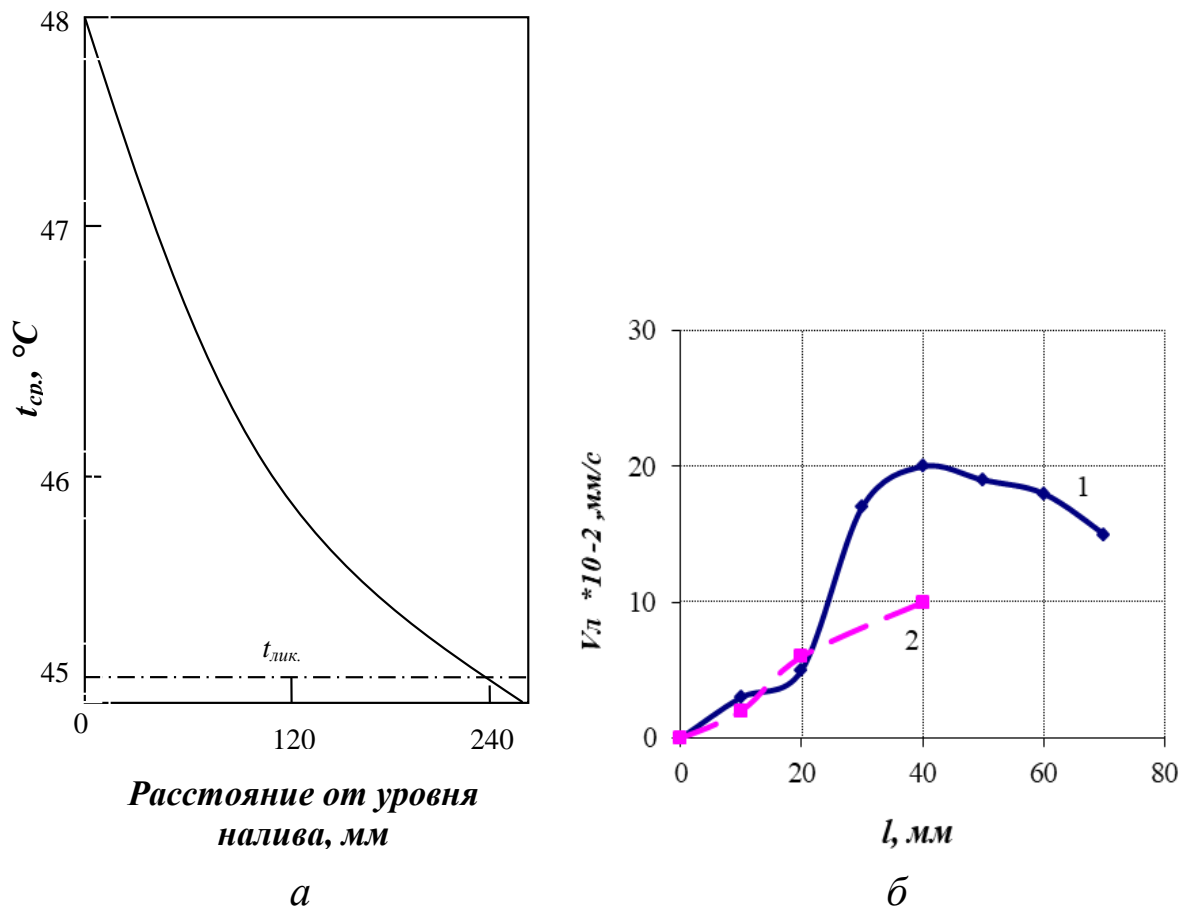


Рис. 4.6. Изменение температуры расплава (а) и скорости продвижения ликватов (б) по высоте модельного слитка:

1 – вертикальное направление; 2 – горизонтальное направление

При увеличении диаметра ветви растущего кристалла концентрация ликвирующих примесей в жидкой фазе увеличивается, а диаметр межветвенной полости уменьшается. Величина поверхностного натяжения от точки к точке вдоль образующей ветви непрерывно изменяется. При этом жидкая фаза непрерывно перемещается от мест с большим поверхностным натяжением к местам с меньшим его значением. Этому же способствует разница

температур жидкой фазы в устье межветвенного пространства и в месте выхода ее к границе затвердевания.

Скорость движения межветвенной жидкости зависит также от отношения периметра к площади поперечного сечения канала жидкой фазы. В тот момент, когда это отношение достигает больших значений, жидкая фаза в этой полости затвердевает, а движение ликватов прекращается. Изменение протяженности ликвационных каналов в поперечном сечении полностью соответствует топографии затвердевшего металла слитка.

Если в применяемых на практике условиях теплоотвода от расплава к изложнице (форме) капиллярная скорость – величина в той или иной мере постоянная ( $V_l = K\Delta\sigma = \text{const.}$ ), то скорость кристаллизации ( $R$ ) в зависимости от условий теплоотвода может меняться в широких пределах.

Для выяснения возможности очищения макроструктуры от ликвационных выделений в работах [4.11, 4.39 – 4.41] промоделированы разные схемы теплоотвода, в том числе в условиях приложения внешнего давления и вакуума:

1) интенсивное охлаждение слитка, при котором температура теплоотводящей поверхности модели составляла  $4^{\circ}\text{C}$ ;

2) умеренное охлаждение слитка, при котором температура теплоотводящей поверхности модели составляла  $22,5^{\circ}\text{C}$  ( $0,5 t_{лик.}$ );

3) охлаждение слитка с очень низкой интенсивностью, при которой температура теплоотводящей поверхности изложницы составляла  $42^{\circ}\text{C}$  ( $t_{сол.}$ ).

Результаты моделирования показали, что при интенсивном теплоотводе ( $4^{\circ}\text{C}$ ) скорости продвижения ликвирующей примеси практически одинаковы как в вертикальном, так и в горизонтальном направлениях слитка. При умеренном теплоотводе эти скорости одинаковы только до определенного момента, т.е. на расстоянии 20 мм от водоохлаждаемых граней, после чего скорость потока ликвата от дна слитка значительно опережает аналогичный поток от боковой грани слитка (рис. 4.6, б). Это обстоятельство связано с характером и скоростью кристаллизации расплава в вертикальном и горизонтальном направлениях слитка. У слитка, который затвердевает очень медленно, ярко выраженных ликвирующих выделений не наблюдается. Это связано с тем, что при этих условиях происходит практически объемное затвердевание и ликваты равномерно распределяются по

всему сечению слитка. Такой метод обработки слитков и отливок требует длительного их затвердевания в теплоизолированных формах [4.41].

#### 4.4. Влияние давления и вакуума на перемещение ликвирующих примесей

Если верно предположение о том, что массоперенос ликвата из междендритного пространства к границе затвердевания осуществляется за счет капиллярного давления, то увеличение внешнего давления на затвердевающий расплав должно замедлять выход ликватов из междендритного пространства (противодействие капиллярному давлению), а снижение величины этого параметра (приложение вакуума), наоборот, – облегчать перемещение ликвирующей примеси. В связи с этим интерес представляет изучение влияния давления и вакуума на массоперенос ликвирующей примеси в затвердевающем слитке и установление количественной зависимости между ними.

В условиях затвердевания расплава под давлением имеет место, как было показано ранее (формулы 4.16 и 4.17), уменьшение критического размера зародыша  $r_k$  и работы его образования  $A_k$ . По этой причине сокращается время кристаллизации, что, в свою очередь, снижает возможность диффузии примеси в расплаве. Известна также зависимость коэффициента молекулярной диффузии от температуры, вязкости расплава и давления [4.42]:

$$D = Rt/\delta \cdot \eta \cdot e^{PV/Rt}, \quad (4.20)$$

где  $R$  – газовая постоянная;  $t$  – температура расплава;  $\delta$  – длина свободного пробега атома;  $\eta$  – коэффициент вязкости расплава;  $P$  – давление при кристаллизации;  $V$  – первоначальный объем жидкой фазы.

Из формулы видно, что с ростом давления при одновременном снижении температуры и повышении вязкости расплава коэффициент диффузии снижается. Это приводит к снижению скорости разделительной диффузии примеси в кристаллизующемся расплаве, что отражается на темпе выделения ликвата из расплава и, соответственно, на скорости продвижения его в междендритных участках (рис. 4.7).

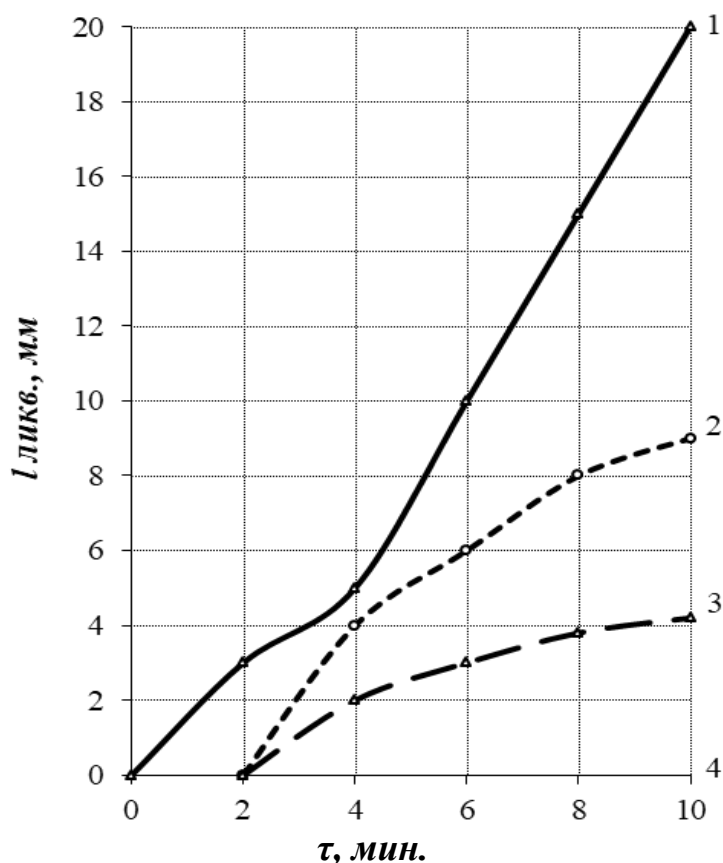


Рис. 4.7. Протяженность ликвационных каналов ( $l_{ликв.}$ ) при различном внешнем давлении: 1 –  $P_{вн.} = 0$  кПа; 2 –  $P_{вн.} = 50$  кПа; 3 –  $P_{вн.} = 100$  кПа; 4 –  $P_{вн.} = 150$  кПа

Из зависимости (4.15) видно, что при равенстве капиллярного  $P_{\sigma}$  и внешнего  $P_{вн.}$  давлений сила, выталкивающая из междендритного пространства столб жидкости (ликваты), равна нулю. Следовательно, значение внешнего критического давления, при котором не будет перемещения ликватов, должно соответствовать условию:

$$P_{вн.} \geq P_{\sigma}. \quad (4.21)$$

Рассчитанное по зависимости (4.15) капиллярное давление ( $P_{\sigma}$ ) для моделирующей среды (камфен) без учета сил вязкого сопротивления равно  $\sim 135$  кПа [4.39, 4.40]. Тогда, согласно (4.21), при значении внешнего давления, равном 135 кПа и более, междендритного перемещения ликватов в затвердевающем расплаве камфена не должно быть. Действительно, приложение внешнего давления на кристаллизующийся расплав существенно влияет на массоперенос ликвирующей примеси в затвердевающем расплаве (рис. 4.7). При внешнем давлении в 150 кПа, т.е. при выполнении условия (4.21), термокапиллярный массоперенос ликвата в затвердевающем слитке вообще отсутствует (ср. рис. 4.8, а и б).

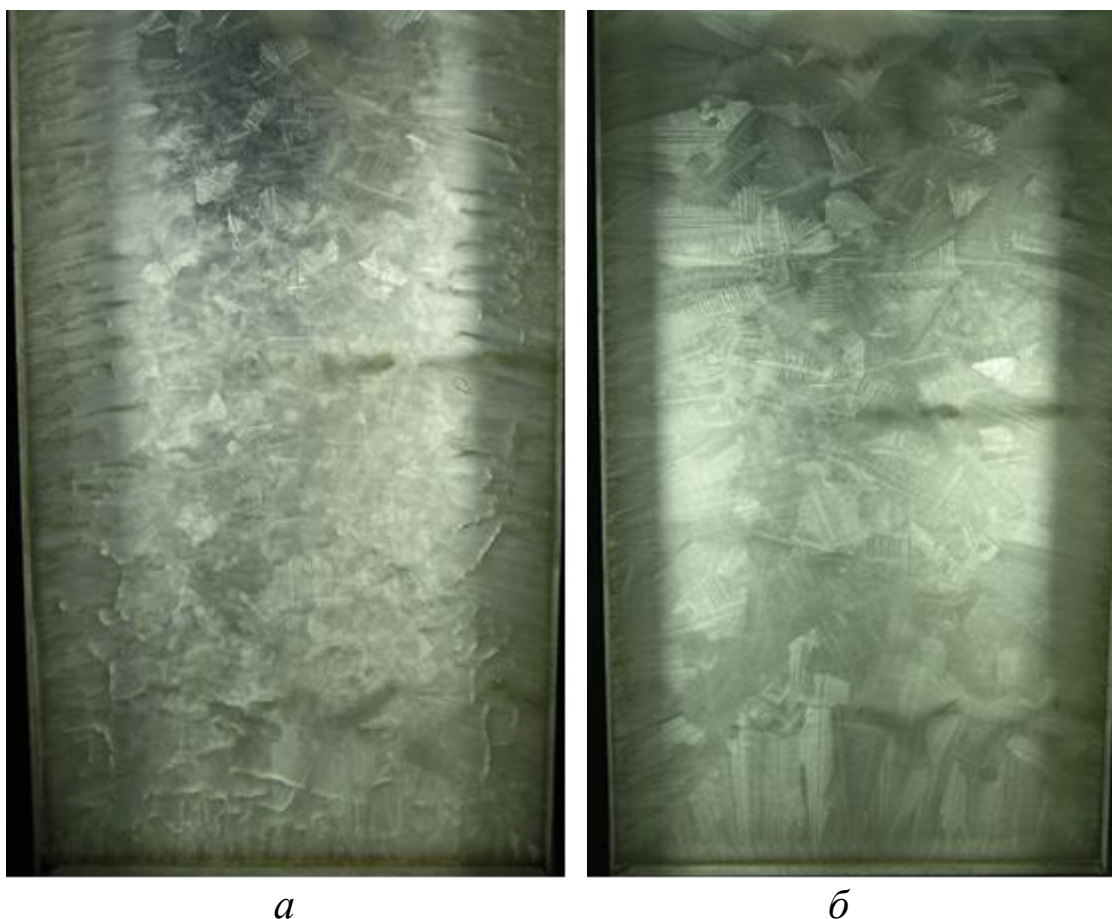


Рис. 4.8. Макроструктуры слитков в условиях свободной (*а*) кристаллизации и кристаллизации под давлением (*б*)

Влияние внешнего давления реализуется как за счет подавления процесса выделения ликвата, так и за счет противодействия капиллярному давлению. О таком механизме воздействия давления свидетельствует тот факт, что после снятия давления в затвердевающей слитке начинается активный процесс выделения и продвижения ликвата в междендритных участках.

Исходя из вышеизложенного, можно полагать, что при снижении внешнего давления на границе затвердевания будем наблюдать обратный эффект. Действительно, создание над затвердевающим расплавом разрежения в пределах  $-30...-90$  кПа усиливает термокапиллярный массоперенос ликвата в междендритном пространстве (рис. 4.9). Темп продвижения капиллярного потока ликвата по сечению слитка возрастает с повышением вакуума, который содействует капиллярному давлению, обеспечивающему массоперенос ликвата в междендритных участках затвердевающего слитка.



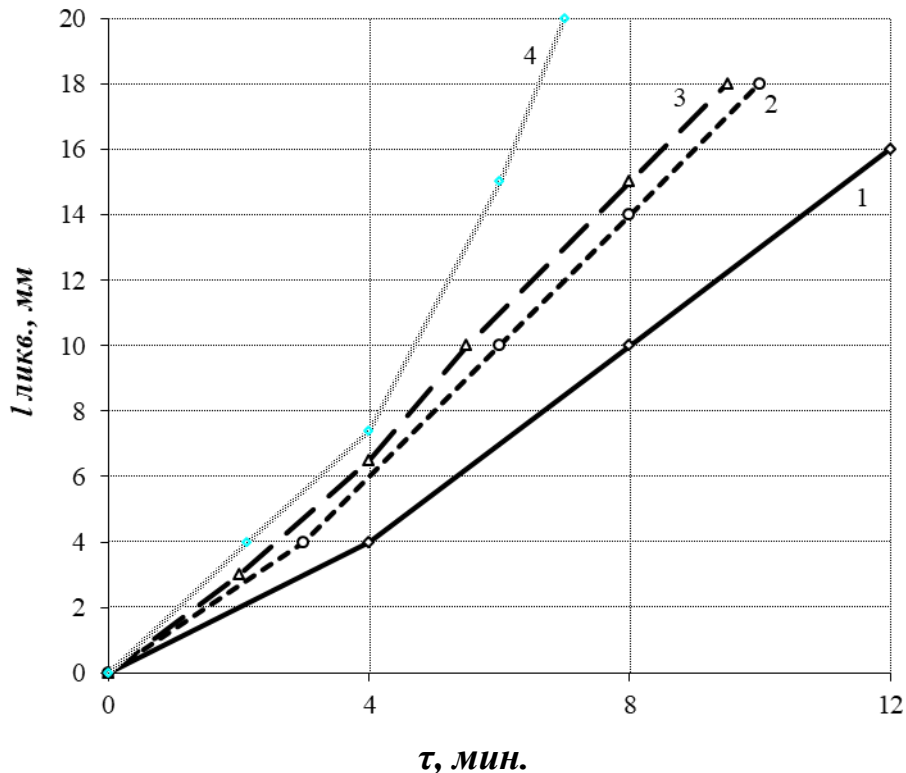


Рис. 4.9. Влияние разрежения на интенсивность капиллярного массопереноса ликватов в среднем сечении слитка:

1 –  $P_{вн.} = 0$  кПа; 2 –  $P_{вн.} = -30$  кПа;  
 3 –  $P_{вн.} = -60$  кПа; 4 –  $P_{вн.} = -90$  кПа

Как уже отмечалось выше, протяженность горизонтальных ликвационных каналцев зависит от распределения температурных полей в поперечном сечении слитка. Приложение вакуума на затвердевающий расплав приводит к повышению интенсивности охлаждения расплава по сечению слитка (особенно в его центральной зоне, где влияние охлаждаемой стенки незначительно), что обусловлено перемешиванием расплава за счет его дегазации. При вакууме – 90 кПа перемешивание столь интенсивно, что изменение температуры расплава по сечению слитка распространяется и на периферийные зоны. Отмеченное обстоятельство способствует активному выделению ликвирующей примеси из расплава и накоплению ее в междендритных участках, что обеспечивает более высокий темп нарастания капиллярного давления и, соответственно, интенсифицирует термокапиллярный массоперенос ликвата (рис. 4.10).

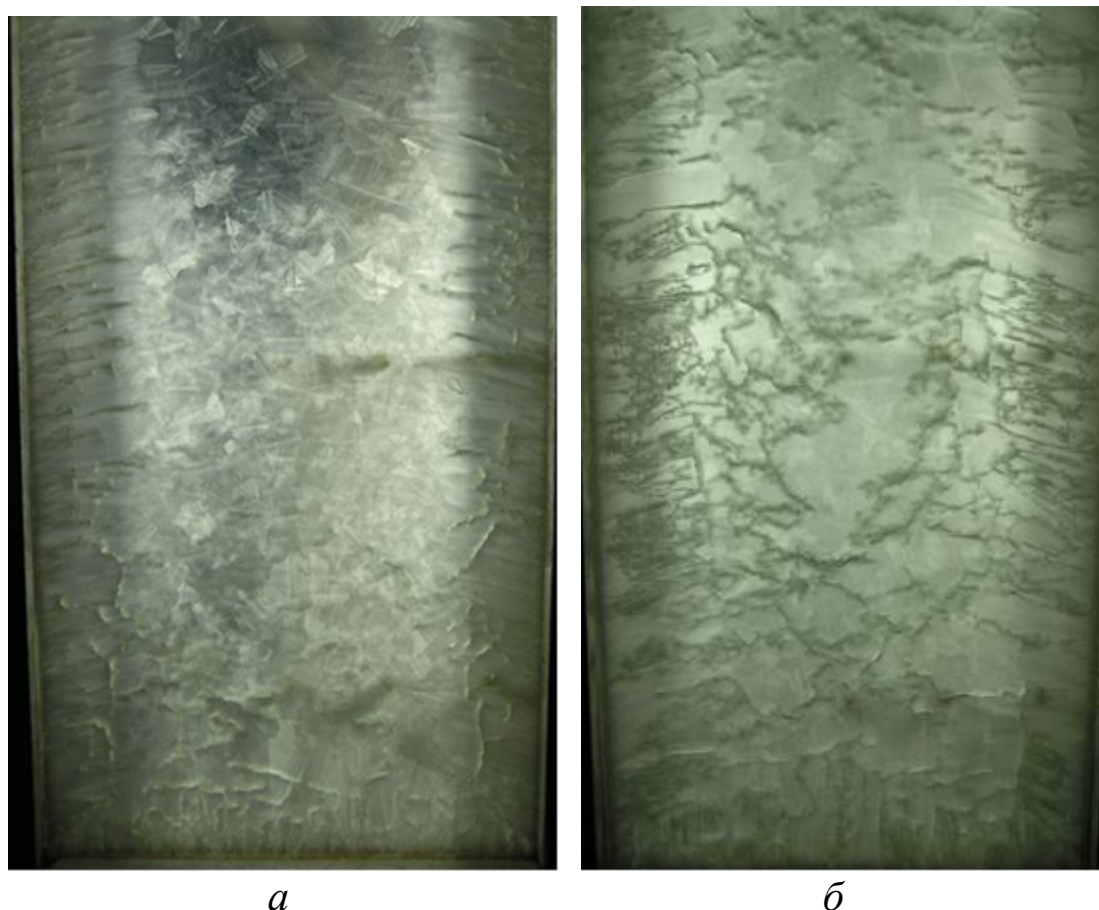


Рис. 4.10. Макроструктуры слитков в условиях свободной (а) кристаллизации и кристаллизации под разрезением (б)

Таким образом, анализ приведенных результатов показывает, что перемещение ликвирующих примесей в междендритном пространстве затвердевающих сплавов происходит главным образом не вследствие молекулярной диффузии, а в результате развития термокапиллярного и конвективного массопереносов и связано с возникновением межфазных сил на границе ликвирующих веществ с поверхностью растущих кристаллов.

Кроме этого, из полученных результатов можно предположить, что изменением соотношения скоростей кристаллизации и движения ликватов ( $R / V$ ), а также приложением внешнего давления на расплав можно существенно повлиять на дендритную и зональную неоднородности литых заготовок.

#### **Список использованной литературы к главе 4**

- 4.1. *Ефимов А.В., Эльдарханов А.С.* Современные технологии разливки и кристаллизации сплавов. – М.: Машиностроение, 1998. – 360 с.

- 4.2. *Эллиот Р.* Управление эвтектическим затвердеванием. – М.: Металлургия, 1987. – 260 с.
- 4.3. *Ефимов В.А.* Разливка и кристаллизация стали. – М.: Металлургия. – 1976. – 552 с.
- 4.4. *Ефимов В.А., Эльдарханов А.С.* Технологии современной металлургии. – М.: Новые технологии, 2004. – 784 с.
- 4.5. *Вейник А.И.* Термодинамика литейной формы. – М.: Машиностроение, 1968. – 338 с.
- 4.6. *Ефимов В.А., Эльдарханов А.С.* Физические методы воздействия на процессы затвердевания сплавов. – М.: Металлургия, 1995. – 272 с.
- 4.7. *Эльдарханов А.С.* Процессы кристаллизации в поле упругих волн. – М.: Металлургия, 1996. – 265 с.
- 4.8. *Фроберг Г.* Космическое моделирование. – М.: Мир, 1989. – 110 с.
- 4.9. *Хаазе Р.* Термодинамика необратимых процессов: Пер. с англ. – М.: Мир, 1969. – 544 с.
- 4.10. *Голиков И.Н., Масленков С.Б.* Дендритная ликвация в стали и сплавах. – М.: Металлургия, 1977. – 223 с.
- 4.11. *Ефимов В.А., Эльдарханов А.С., Нурадинов А.С. и др.* Исследование термокапиллярного массопереноса ликватов при затвердевании сплавов // Материаловедение. – 2001. – №10. – С. 9-12.
- 4.12. *Борисов В.Т.* О механизме нормального роста кристаллов. // ДАН СССР, 151, 6, 1963. – С. 1311-1314.
- 4.13. *Эльдарханов А.С., Ефимов В.А., Нурадинов А.С.* Литье стали под давлением // Металлургия машиностроения. – 2001. – № 3. – С. 37-46.
- 4.14. *Хворинев Н.И.* Затвердевание металла. – М.: Машгиз, 1958. – 275 с.
- 4.15. *Szekely I.* Fluid flow phenomena in metals processing // Academic Press, New York, 1979. – P 231-238.
- 4.16. *Lhenltei., Lhiying M., Lhou I.* Acta Metallurgica Sinca // Enalish edition Jun. – 1992. – Ser.B. – V.5 – №3. – P. 180.
- 4.17. *Еременко В.Н., Ниженко В.И.* Поверхностные явления в металлургических процессах. – М.: Металлургия, 1963. – 266 с.

- 4.18. *Нехендзи Ю.А.* Стальное литье. – М.: Metallurgiya, 1948. – 766 с.
- 4.19. *Пржибыл Й.* Затвердевание и питание отливок: – М.: Mashgiz, 1958. – 287 с.
- 4.20. *Чернов Д.К.* Наука о металлах / Под ред. Н.Т.Гудцова. – М.: Metallurgizdat, 1950. – 564 с.
- 4.21. *Батышев А.И., Беспалько В.И., Любавин А.С. и др.* Литье с кристаллизацией под давлением. – М.: 1980. – 56 с. / Машиностроительное производство. Сер. Технология и оборудование литейного производства: обзорная информация. / ВНИИТЭМР: Вып. 1.
- 4.22. *Бидуля П.Н.* Теоретические основы прессования стали при кристаллизации // Литейное производство. – 1964. – №9. – С. 6-8.
- 4.23. *Бидуля П.Н., Кимов В.С., Искаков С.С.* Кинетика формо- и структурообразования стальных отливок при кристаллизации под давлением // Производство стали и стального литья. – 1967. – Вып.5. – С. 227-241.
- 4.24. *Бидуля П.Н., Лившиц В.В., Белый Д.И.* К вопросу о скорости охлаждения в процессе прессования жидкой стали при кристаллизации // Производство стали и стального литья. – 1968. – Вып.6. – С. 150-164.
- 4.25. *Dragan I.* // Buletinul stiintific al Institutului Politehnic din Cluj. – 1963. – V.6. – P. 257-268.
- 4.26. *Susuki S.* // I. Japan Foundrymen Soc. – 1969. – V. 41. – №7. – P. 524-538.
- 4.27. *Новрузов Г.Д., Касум-заде Н.Г.* Влияние давления на кинетику затвердевания чугуна // Литейные свойства сплавов. – Киев. – 1972. – С. 210-212.
- 4.28. *Anspach H.* // Giebereitechnik. – 1973. – Bd. 19. – № 5. – S. 158-162.
- 4.29. *Euyii N., Okada S., Morimoto S.* // Keukundsoky Journal Japan Institute Light Metals. - 1983. – V. 33. – №7. – P. 392-398.
- 4.30. *Franklin I.R., Das A.A.* Squeeze casting – a review of the Status // British Foundryman. – 1984. – V. 77. – №3. – P. 150-158.
- 4.31. *Липчин Т.Н.* Усадка сплавов при кристаллизации под давлением // Литейное производство. – 1985. – №4. – С. 14.

- 4.32. *Таранов Е.Д., Ефимов В.А., Примак И.Н. и др.* Кристаллизация и структурообразование стальных отливок под давлением // Процессы литья. – 1997. – №1. – С. 32-41.
- 4.33. *Сладкоштитев В.Т., Ефимов В.А., Котин А.Г. и др.* Разливка стали под регулируемым давлением // Разливка стали в слитки и их качество. – 1978. – №7. – С. 51-56.
- 4.34. *Беккер М.Б., Заславский М.Л., Игнатенко Ю.Ф. и др.* Литье под давлением. – М.: Машиностроение, 1990. – 400 с.
- 4.35. *Борисов Г.П.* Давление с управлением литейными процессами. – Киев: Наук. думка, 1988. – 272 с.
- 4.36. *Белов В.М., Юдковский С.И.* Литье под давлением деталей, получаемых из сплавов с повышенной температурой плавления // Литейное производство. – 1987. – №12. – С. 13-14.
- 4.37. *Batyshev A.I.* Giessen mit Erstaning unter Druch // Giesereetechnik. – 1985. – №9. – S. 281-286.
- 4.38. *Батышев А.И.* Кристаллизация металлов и сплавов под давлением. – М.: Metallurgiya, 1977. – 152 с.
- 4.39. *Нурадинов А.С., Таранов Е.Д., Эльдарханов А.С.* Влияние внешних воздействий на перемещение ликвирующей фазы в затвердевающей слитке // Процессы литья. – 2004. – №2. – С. 37-40.
- 4.40. *Ефимов В.А., Эльдарханов А.С., Нурадинов А.С.* Моделирование процессов формирования кристаллической структуры литья под давлением // Сталь. – 2003. – №6. – С. 39-41.
- 4.41. *Ефимов В.А., Эльдарханов А.С., Нурадинов А.С. и др.* Моделирование процессов кристаллизации и структурообразования сплавов // Процессы литья. – 2001. – № 1. – С. 15-21.
- 4.42. *Батышев А.И.* Кристаллизация металлов и сплавов под давлением. – М.: Metallurgiya, 1977. – 152 с.

## **ГЛАВА 5. ПРОЦЕССЫ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ И ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ СПЛАВОВ В ПОЛЕ УПРУГИХ ВОЛН**

Основной задачей при получении литых заготовок из жидкого металла является создание таких условий затвердевания, при которых они имели бы мелкокристаллические структуры, незначительное развитие ликвационных явлений и минимальное содержание неметаллических включений. Одним из возможных решений этой проблемы является применение вибрационной обработки затвердевающих металлических сплавов. Вместе с тем технология вибрационной обработки затвердевающих сплавов широкого распространения на промышленных предприятиях не получила, несмотря на значительное повышение качества слитков и механических свойств металла. Связано это с отсутствием обобщающих фундаментальных исследований теплофизических и гидродинамических процессов затвердевания сплавов в поле упругих волн, позволяющих выявить влияние вибрации на интенсивность теплопередачи от заготовок к форме, динамику передачи тепла перегрева от расплава к границе затвердевания, условий возникновения центров кристаллизации и вызываемых ими локальных переохлаждений в объеме слитка. В этой главе монографии сделана попытка обобщить основные закономерности кристаллизации и структурообразования сплавов под действием вибрации, основываясь на результатах исследований различных авторов.

### **5.1. Современные представления о характере влияния вибрации на кристаллизующиеся сплавы**

Основная цель виброимпульсной обработки затвердевающих сплавов заключается в снижении кристаллической и химической неоднородностей литых заготовок. Особенности этого метода обработки и применения его в металлургии подробно освещены в работе [5.1]. В связи с этим в данном разделе кратко рассмотрим известные результаты применения этой технологии на практике.

Низкочастотная вибрация, применяемая на практике, характеризуется частотой до 200 Гц и амплитудами, в основном не превышающими 2 – 3 мм [5.1]. Для виброимпульсной обработки

металла в процессе затвердевания слитков и отливок применяют различные схемы (рис. 5.1). Вибрирование литейных форм с использованием для этой цели вибростолов (рис. 5.1, *а*) представляет значительный практический интерес, так как позволяет обрабатывать несколько слитков или отливок одновременно [5.2 – 5.5]. Однако интенсивность обработки в этом случае ограничивается прочностью литейных форм и устойчивостью изложниц на вибростолах. В ряде случаев (рис. 5.1, *б* и *в*) вибрация вводится непосредственно в расплав специальным инструментом [5.6].

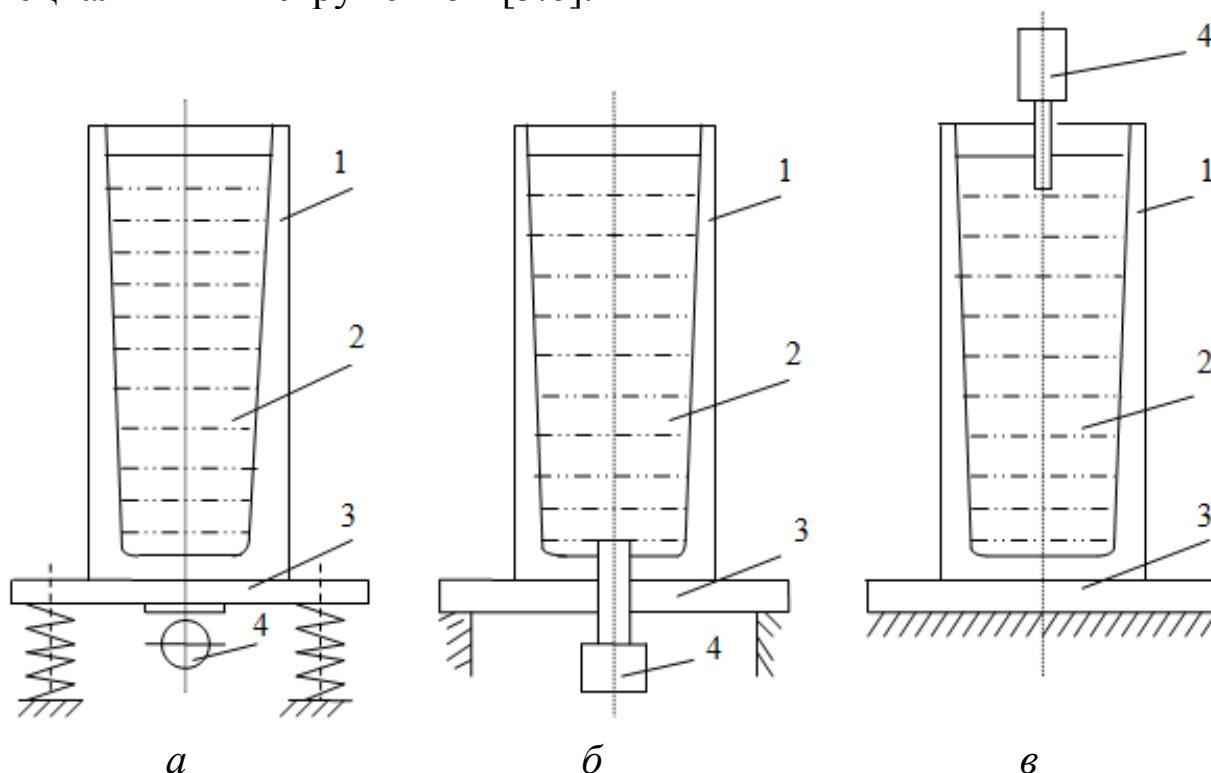


Рис. 5.1. Схема вибрирования затвердевающего расплава в форме:  
 1 – форма (изложница); 2 – расплав; 3 – плита; 4 – вибратор;  
*а* – вибрирование литейных форм на вибростоле; *б* – введение вибрации инструментом через дно изложницы; *в* – введение вибрации инструментом сверху

При непрерывном литье вибрация прикладывается к кристаллизатору и непосредственно к заготовке в зоне вторичного охлаждения (рис. 5.2, *а*) либо вводится непосредственно в расплав в кристаллизаторе с помощью виброинструмента (рис. 5.2, *б*) [5.7, 5.8].

В МВТУ им. Баумана разработан способ кратковременной обработки расплава через вибрируемые воронку или желоб; форма в этом случае остается в покое. Аналогичная схема заливки через те же вибрируемые устройства используется при непрерывном литье [5.6].

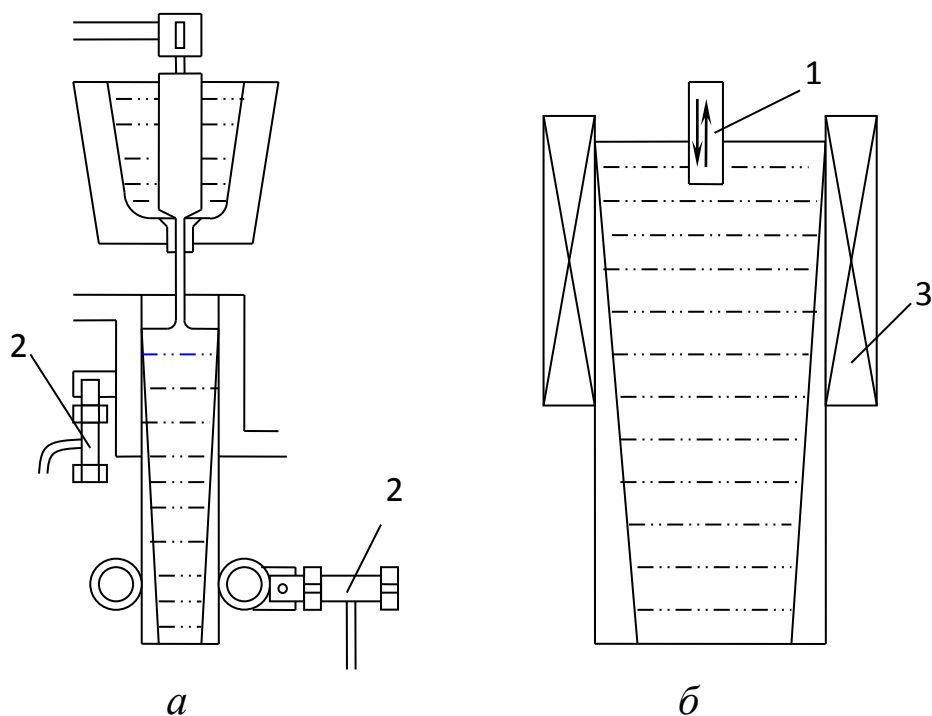


Рис. 5.2. Схемы подвода виброимпульса при непрерывном литье:  
 1 – виброинструмент; 2 – вибратор; 3 – кристаллизатор;  
 а – подвод виброимпульса к кристаллизатору и заготовке;  
 б – подвод виброимпульса в жидкую лунку в кристаллизаторе

Для возбуждения вибрации применяются пневматические, механические и электромагнитные вибраторы. Пневматические (поршневые) вибраторы при номинальном давлении воздуха обеспечивают частоту не выше 50 – 60 Гц. Механические вибраторы весьма разнообразны по конструкции. При вибрации отливок и слитков применяются вибраторы эксцентрикового типа. Такие вибраторы обеспечивают плавное регулирование частоты в широких пределах (чаще всего 50 – 150 Гц). Электромагнитные вибраторы наиболее просты в эксплуатации и обеспечивают частоту 50 – 200 Гц [5.1 – 5.6].

К настоящему времени получены достоверные сведения о положительном влиянии вибрации на измельчение кристаллической структуры, сокращение или полное устранение зоны транскристаллизации за счет образования равноосных кристаллов, снижение зональной и дендритной неоднородности, повышение механических и специальных свойств металлов и сплавов [5.9 – 5.11]. Тем не менее, в ряде работ [5.12, 5.13] отрицается положительное влияние этого метода воздействия. Однозначность мнения по этому вопросу затруднительна в связи с тем, что в работах варьируются



способы приложения вибрации и его параметры, химический состав и масса обрабатываемого металла, а также различное толкование исследователями существа происходящих явлений и процессов в затвердевающем металле. В связи с этим практические выводы и рекомендации часто не согласуются между собой.

Поскольку воздействие вибрации на кристаллизующийся расплав, в конечном счете, выражается в измельчении зерна в литой заготовке, то этот эффект, по мнению [5.6], можно связать только с увеличением под воздействием вибрации числа центров кристаллизации в затвердевающем расплаве. Очевидно, что разногласия в упомянутых исследованиях сводились к выяснению причин увеличения центров кристаллизации и толкованию возможного механизма действия вибрации на кристаллизующийся расплав.

Эти разногласия сводятся к двум точкам зрения:

1) увеличение числа центров кристаллизации в расплаве достигается за счет механического разрушения фронта кристаллизации и разрушения дендритных осей под действием упругих сил и кавитации [5.10, 5.14 – 5.16];

2) увеличение числа центров кристаллизации достигается за счет воздействия периодического давления и разрежения, уменьшения вязкости и поверхностного натяжения расплава при вибрационном воздействии, а также возникновение зародышей твердой фазы за счет сил вязкого трения расплава с растущими кристаллами [5.10, 5.11].

Согласно [5.11], вибрирование расплава вызывает в нем локальное увеличение давления, что повышает переохлаждение перед фронтом кристаллизации и, следовательно, приводит к увеличению скорости зарождения центров кристаллизации.

Интересно мнение автора [5.17], считающего, что главными факторами, способствующими измельчению кристаллической структуры при вибрационном воздействии, являются: повышение интенсивности контактного теплообмена за счет улучшения условий смачиваемости поверхности формы и облегчение процесса отделения шейкообразных кристаллов.

Исследования формирования кристаллических структур модельных и стальных слитков [5.18 – 5.20] показали, что вибрационная обработка сплавов является, по существу, введением в расплав дополнительной энергии упругих волн. Так как воздействие

вибрации на затвердевание металлов и сплавов основано на передаче энергии от источника поля в жидкий и кристаллизирующийся расплав, то вполне резонно, по мнению [5.21], к описанию таких процессов применить методы термодинамики. В работе [5.22] энергия внешнего воздействия формализована в виде термодинамической функции свободной энергии Гиббса  $Ge$ , обеспечивающей реальную кристаллизацию расплава:

$$Ge = 4\pi \sigma_{ж-к}^2 t_0(r_p - r_n)/(L \cdot \Delta t) \quad (5.1),$$

где  $\sigma_{ж-к}$  – межфазная энергия на границе раздела жидкой и твердой фаз;  $t_0$ ,  $\Delta t$  – температура кристаллизации и переохлаждение;  $r_p$  и  $r_n$  – критические равновесный и неравновесный радиусы сферического зародыша твердой фазы;  $L$  – теплота кристаллизации.

Поскольку внешняя энергия способствует переохлаждению расплава, то в результате уменьшается величина критического размера зародышей твердой фазы, способных к дальнейшему росту, изменяются другие параметры кристаллизации, диспергируется структура литого металла [5.23, 5.24].

К числу наиболее важных параметров, воздействующих на кристаллизацию сплавов, относят частоту и амплитуду колебаний, определяющих распределение действующих сил, интенсивность перемешивания расплава, температурный градиент, вязкость металла перед границей затвердевания [5.25]. Эти параметры способствуют измельчению первичного зерна, равномерному распределению неметаллических включений, повышению качества и механических свойств отливок и слитков [5.26, 5.27].

При решении проблемы выбора оптимальных параметров вибрационной обработки следует учитывать основные принципы воздействия низкочастотных волн на затвердевающий металл [5.28 – 5.31]:

1) при распределении волн в горизонтальном направлении от боковых импульсов или от волновода главные силы и ускорения воздействуют в вертикальном направлении, вызывая перемещение неметаллических включений к открытой поверхности металла и опускание плавающих кристаллов и центров кристаллизации в донную часть слитка, сокращение глубины лунки жидкого металла;

2) вертикальное направление стоячей волны способствует перемещению центров кристаллизации к боковой поверхности слитка,

а неметаллических включений – вглубь затвердевающего объема металла;

3) при круговой вибрации в горизонтальном направлении центробежная сила перемещает центры кристаллизации к границе затвердевания, а центростремительная сила сдвигает неметаллические включения, ликваты и легкоплавкие примеси по направлению к оси слитка; касательное направление скоростного потока по отношению к границе затвердевания способствует обламыванию вершин растущих дендритов;

4) кольцевая бегущая волна обеспечивает равномерную обработку по всему сечению слитка.

Для улучшения качества слитков часто применяют поочередное воздействие упругих колебаний в вертикальном и горизонтальном направлениях. Многочисленные рекомендации по режимам виброобработки вызваны разнообразным действием этого вида обработки на жидкий и кристаллизующийся металл. Наиболее полное обобщение результатов по измельчению дендритной структуры различных сплавов сделано в работе [5.32]. Критический порог вибрации при обработке железоуглеродистых и цветных сплавов определяется, по данным [5.32], как произведение  $\omega \cdot A$  ( $\omega$  – частота,  $A$  – амплитуда колебаний). Установлено, что для всех исследуемых систем измельчение структуры на 50% происходит при  $\omega \cdot A \sim 2 \cdot 10^{-2} \text{ м / с}$ . Повышение энергии импульса, частоты и амплитуды колебаний целесообразно только до определенного предела. По данным [5.33], этот предел при боковой вибрации составляет 15 – 20 Дж/с кг, а при воздействии через волновод пороговая энергия импульса не превышает 7,5 – 10 Дж/с кг. Дальнейшее увеличение указанных мощностей энергетически невыгодно. Оптимальной амплитудой колебаний при подаче импульса через кристаллизатор считают 0,2 ÷ 0,26 мм.

В работах [5.34 – 5.36] изучали влияние вертикальных и горизонтальных круговых колебаний на структуру и свойства стальных слитков массой 1 и 2 т. Сравнительные исследования металла показали большую эффективность воздействия на высокоуглеродистую сталь горизонтальной круговой вибрации. При этом наилучшей точкой приложения горизонтально-круговой вибрации является точка, соответствующая уровню поверхности расплава в изложнице.

По мнению автора [5.37], большой эффект достигается за счет двух обстоятельств:

1) максимум энергии упругих колебаний приходится на уровень свободной поверхности расплава, где наблюдается наибольшая интенсивность зародышеобразования;

2) такие колебания обеспечивают более эффективную подпитку зародышами нижних кристаллизующихся частей слитка.

Силовое воздействие на расплав при приложении вертикальной, горизонтальной и горизонтально-круговой волны вызывает принципиально разное распределение действующих сил [5.25]. В связи с этим выбор эффективных методов вибрационного воздействия на затвердевающий металл должен исходить из преследуемых целей обработки расплава.

Наряду с измельчением кристаллической структуры литых заготовок, преимущества виброобработки заключаются в том, что удельный расход энергии на ее применение в несколько раз меньше, чем при использовании ультразвука и электромагнитном перемешивании расплава [5.33].

Эффективность низкочастотной вибрационной обработки непрерывнолитых заготовок также подтверждена многими исследователями, обобщение результатов исследований которых показывает, что наиболее характерными преимуществами вибрационной обработки сплавов на МНЛЗ являются [5.38]:

1) повышение интенсивности тепловых потоков от перегретых объемов расплава к границе кристаллизации и снижение общей продолжительности затвердевания заготовок на 20 – 25%;

2) снижение размеров первичных дендритов в  $\sim 2$  раза и сокращение зоны столбчатых дендритов;

3) сокращению глубины лунки жидкого металла в  $\sim 2$  раза за счет оседания в донную часть заготовок разрушенных границы затвердевания и дендритов;

4) более равномерное распределение серы по сечению заготовок и снижение протяженности зоны V-образной ликвации;

5) сокращение протяженности лунки жидкого металла, устранение усадочных и ликвационных дефектов, более плотная макроструктура заготовок;

6) устранение подусадочной рыхлости в головной части заготовок и, соответственно, повышение выхода годного металла.

Авторы [5.38] полагают, что причиной увеличения интенсивности теплового потока от расплава при вибрации является не только смывание ликвационных, оксидных и газовых плен с поверхности растущего кристалла, но и значительное снижение термического сопротивления на участке «поверхность заготовки – стенка кристаллизатора». При этом они полагают, что доминирующую роль в теплопередаче играет мощность импульса, передаваемого расплаву.

Для улучшения качества непрерывнолитой заготовки в последние годы создан ряд новых способов вибрационной обработки металла. В работах [5.39, 5.40] приведены конструкция и анализ кинематической схемы установки с тремя степенями свободы вибрационного воздействия на слябовую заготовку. Она позволяет возбуждать упругие волны в вертикальном, горизонтальном и тангенциальном направлениях одновременно или отдельно. Автор работы [5.41] создал новый метод вибрации, синхронно сочетающий воздействие на кристаллизатор упругих волн, распространяющихся в горизонтальном и вертикальном направлениях. Для улучшения качества поверхности слябов из нержавеющей стали толщиной 5 – 12,5 мм и шириной 85 – 130 мм авторы работы [5.42] использовали установку с приложением виброимпульса в 4-х точках. Эта установка позволяет изменить амплитуду в пределах 0 – 10 мм и частоту 50 – 350 циклов в минуту и имеет возможность вибрировать кристаллизатор в 5 – 6 направлениях. Для передачи импульсов в указанных направлениях используются три блока систем автоматического управления, охватывающих кристаллизатор с 3-х сторон. Они, в зависимости от программы виброобработки, могут передавать импульсы со стороны широких или узких граней заготовки перпендикулярно направлению разлива стали. При подключении одновременно трех систем управления можно обеспечить, при определенных режимах их работы, передачу вибрационного импульса для вращения вокруг горизонтальной оси и получения круговой вибрации вокруг вертикальной оси.

Обобщение результатов анализа имеющихся в литературе данных по влиянию на качество отливок, слитков и заготовок различных видов внешних воздействий, выполненное авторами [5.43], приведено в таблице 5.1.

Типы рассматриваемых в работе [5.43] дефектов:

1 – усадочная раковина; 2 – полосчатость; 3 – подусадочная ликвация; 4 – внецентренная ликвация; 5 – осевая ликвация; 6 – конус отрицательной ликвации; 7 – однородность кристаллической структуры; 8 – газовая пористость; 9 – повышение плотности; 10 – измельчение первичного зерна.

Таблица 5.1

Влияние внешних воздействий на подавление дефектов и качество отливок, слитков и заготовок [5.43]

<i>Метод воздействия</i>	<i>Тип дефекта</i>									
	<i>1</i>	<i>2</i>	<i>3</i>	<i>4</i>	<i>5</i>	<i>6</i>	<i>7</i>	<i>8</i>	<i>9</i>	<i>10</i>
<i>Газоимпульсное перемешивание</i>	++	+	+	+	+	+	+	+	++	+
<i>Вибрационная обработка</i>	++	+	+	*	*	–	–	++	+	++
<i>Обработка ультразвуком</i>	нд	*	нд	*	*	–	+	++	++	++
<i>Электрогидроимпульсная обработка</i>	+	–	*	*	*	–	+	+	++	++
<i>Обработка колеблющимся стержнем</i>	+	*	+	*	*	–	+	нд	++	++

Примечания: «++» – оказывает значительное положительное влияние; «+» – оказывает положительное влияние; «\*» – не оказывает значительного влияния; «–» – оказывает отрицательное влияние; «нд» – нет данных.

Как видно из приведенных данных, каждый из перечисленных методов характеризуется совокупностью положительных эффектов и некоторых негативных проявлений. Наиболее высокая эффективность динамических воздействий достигается в случае наложения на расплав вибрационных импульсов в совокупности с регламентированным принудительным перемешиванием. На практике оптимальный режим воздействия определяется рядом факторов: целью обработки, массой и сортаментом заготовки, маркой стали, эффективностью и экономичностью метода, технологической возможностью его исследования и др.

Анализ современных представлений о характере влияния внешних воздействий на кристаллизующиеся сплавы показывает, что они играют важную роль в формировании типа кристаллической структуры и ее дисперсности, а также в развитии процесса ликвации в слитках, отливках и непрерывнолитых заготовках. Вместе с тем, несмотря на большое количество исследований в области теории

формирования металлургических заготовок, в отношении механизма формирования двухфазной зоны и протекающих в ней процессов в условиях внешних воздействий многое еще не ясно. Это объясняется разрозненностью получаемых результатов и зачастую недостаточной глубиной исследований механизмов процессов внешних воздействий на жидкий и кристаллизующийся металл и режимов этого воздействия.

## **5.2. Влияние вибрационной обработки на параметры затвердевания металлических сплавов**

Применение в металлургии методов обработки жидкого и кристаллизующегося металла упругими колебаниями требует создания общей теории влияния вибрации на процесс кристаллизации металлов. В этой связи очень важно провести систематизированные сравнительные исследования по изучению влияния вибрации на процессы кристаллизации и формирования структуры металлических сплавов в широком диапазоне параметров тепловой и динамической обработки затвердевающих расплавов. Такая попытка предпринята авторами монографии в работах [5.44 – 5.58], в которых по одинаковой методике исследовано влияние вибрации на формирование слитков из разных железо-углеродистых сплавов. В этих работах для математического моделирования использован пакет компьютерных программ ProCast, который позволяет моделировать процессы затвердевания в многосвязной области с учетом изменения теплофизики и гидродинамики жидкого металла в условиях приложения внешних воздействий [5.46].

*Теплофизические условия затвердевания слитков в поле упругих волн.* Условия перехода жидкой стали в литую заготовку характеризуются термическими кривыми охлаждения расплава и прогрева стенки формы во времени (рис. 5.3, *а* и *б*). С правой стороны рисунков показаны кривые охлаждения расплава (сталь 60), а с левой – кривые прогрева стенок форм через 1, 5, 9 и 13 мин. после начала затвердевания. Видим, что интенсивность прогрева внутренней поверхности футеровки формы в контрольном эксперименте на всем периоде затвердевания всегда ниже (рис. 5.3, *а* и *б*), чем у слитка, затвердевающего в поле упругих волн ( $\omega = 100$  Гц,  $A = 2,5$  мм), хотя температура расплава после заливки в первом случае несколько выше ( $\sim 20^\circ\text{C}$ ).

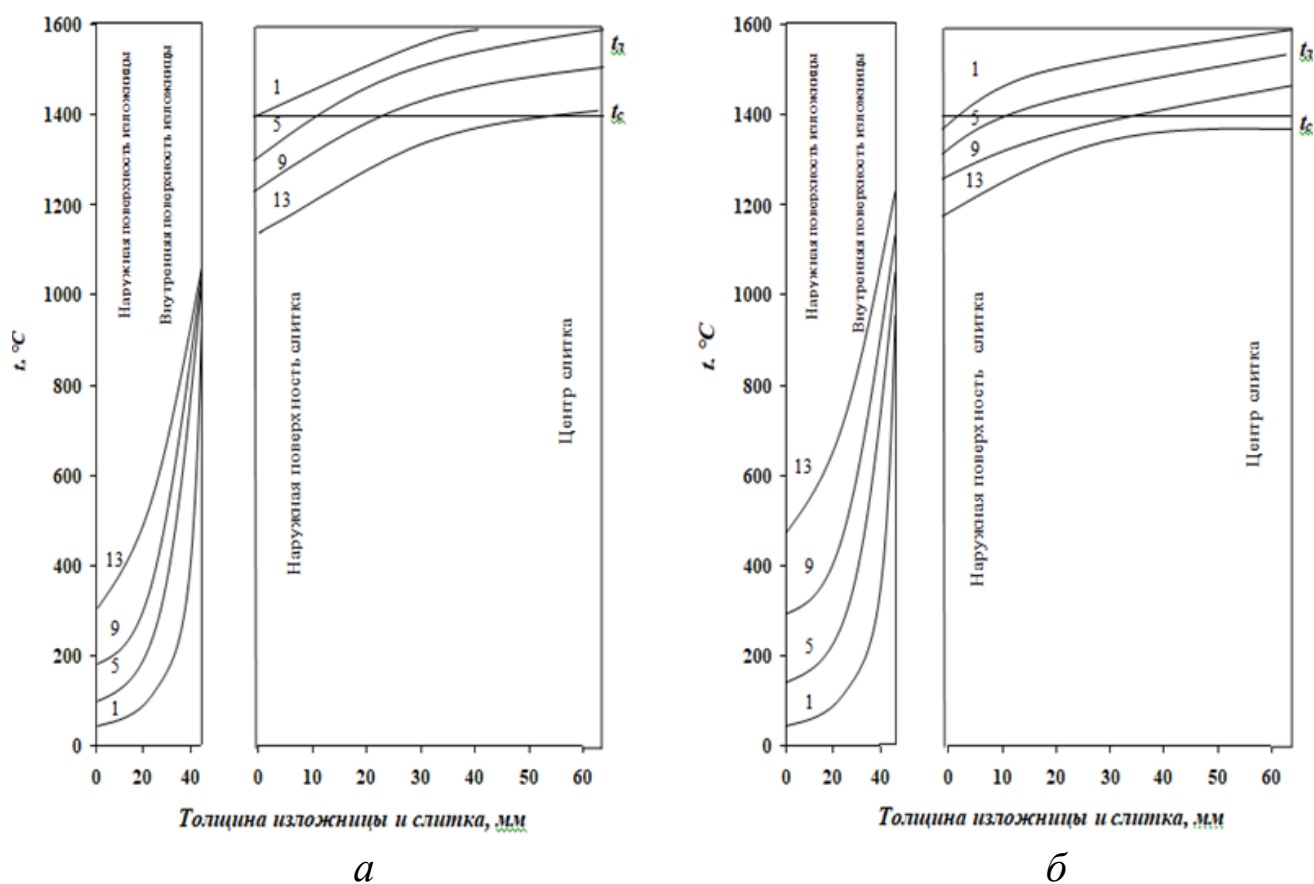


Рис. 5.3. Термические кривые охлаждения расплава и прогрева стенки формы:  
*а* – без вибрации; *б* – при действии вибрации

Из кривых прогрева внутренней поверхности формы (рис. 5.4) видно, что при одинаковой начальной температуре стенок формы ( $30^{\circ}\text{C}$ ) футеровка в условиях вибрационного воздействия прогревается с большой скоростью и уже на третьей минуте достигает  $900^{\circ}\text{C}$ , в то время как при обычных условиях затвердевания –  $780^{\circ}\text{C}$ . При этом максимального значения эта температура достигала в условиях вибрации слитка через 7 мин., а при обычных условиях затвердевания – через 11 мин., что в среднем соответствует скоростям разогрева – 138 град./мин. и 82 град./мин. В дальнейшем роста температуры внутренней поверхности стенки не происходит, что свидетельствует о наступлении теплового равновесия и об образовании зазора между слитком и формой. Зазор при вибрационной обработке возникает гораздо раньше, чем при обычных условиях затвердевания. Это объясняется более быстрым подводом тепла к границе затвердевания (соответственно, и к стенке) при вибрации, чем при обычных условиях [5.46, 5.50].



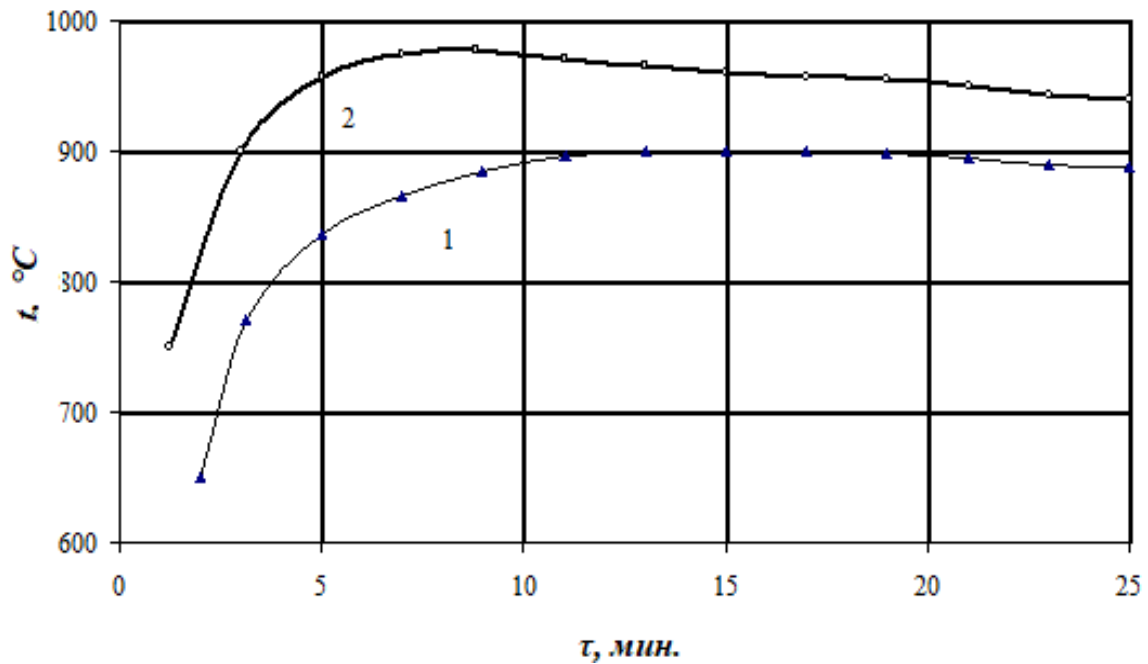


Рис. 5.4. Кривые прогрева внутренней поверхности формы во времени:  
1 – без вибрации; 2 – при вибрации

Тепловые замеры позволили рассчитать величины тепловых потоков, подводимых от затвердевающих расплавов к стенке формы, который имеет значение коэффициента теплопроводности  $\lambda = 1,5 \frac{Вт}{м \cdot К}$ .

При прогреве формы в процессе затвердевания во времени температура расплава на границе фаз непрерывно уменьшается, а температура стенки формы увеличивается (рис. 5.3). Если сделать допущение, что температура стенки по толщине формы изменялась по линейному закону, то величина теплового потока, передаваемого от слитка к форме, приближенно может быть определена по зависимости [5.48]:

$$q = \frac{\lambda}{\delta} (t_{вн.нов.} - t_{н.нов.}), \quad (5.2)$$

где  $\delta$  – толщина стенки формы;  $t_{вн.нов.}$  – температура внутренней поверхности формы;  $t_{н.нов.}$  – температура наружной поверхности формы.

Из динамики величин тепловых потоков, рассчитанных по зависимости (5.2) в среднем сечении, видим, что вибрация вызывает существенное увеличение подводимых к форме тепловых потоков, которые по ходу затвердевания уменьшаются от 31 кВт до 20 кВт (рис.

5.5). Разница в значениях тепловых потоков при вибрации и при обычных условиях затвердевания слитков составляет 20 – 30%.

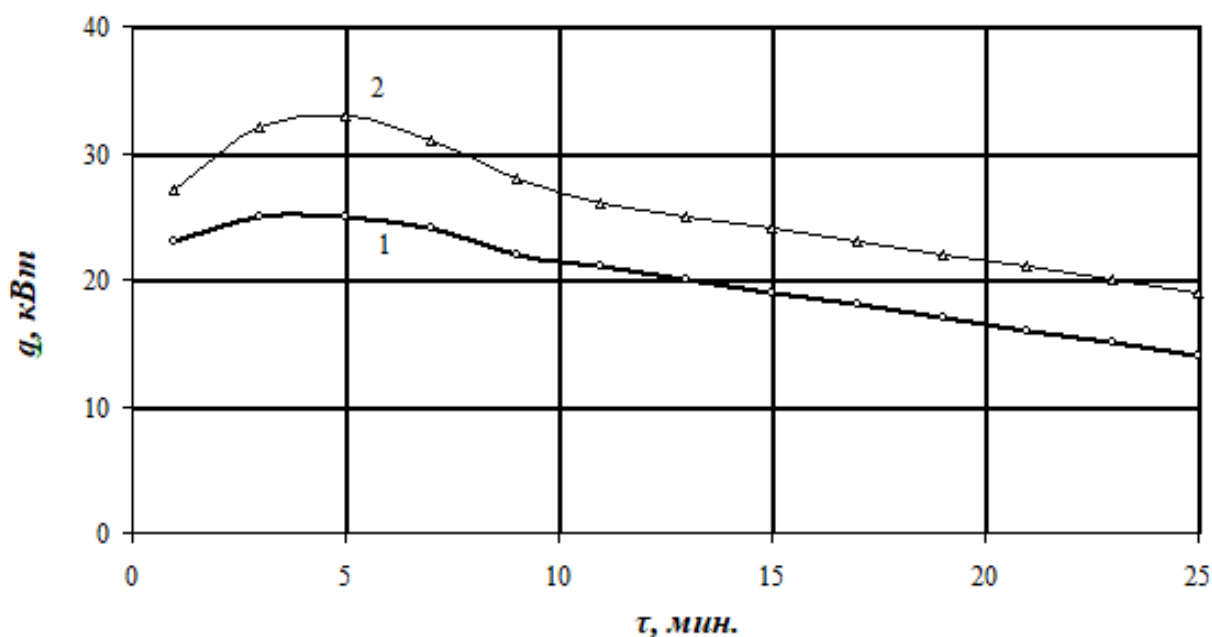


Рис. 5.5. Динамика изменения величины тепловых потоков в зависимости от условий затвердевания: 1 – без вибрации; 2 – при вибрации

Кинетику продвижения границы кристаллизации и изменение температурного градиента по сечению слитка определяли по кривым охлаждения затвердевающего расплава (рис. 5.3). При этом толщину затвердевшего слоя  $\xi$  и скорость кристаллизации  $R$  определяли по известным зависимостям [5.25]:

$$\xi = \kappa \sqrt{\tau} \quad \text{и} \quad R = \frac{0,5\kappa}{\sqrt{\tau}}, \quad (5.3)$$

где  $\kappa$  – коэффициент затвердевания стали;  $\tau$  – продолжительность затвердевания слоя металла.

Сравнивая формы кристаллов в различных зонах слитков с известными из кривых охлаждения значениями температурных градиентов, устанавливали механизм формирования структуры в зависимости от условий теплоотвода.

По зависимости (5.3) рассчитывали средние значения коэффициентов затвердевания, которые составляли:  $\kappa = 19,5$  мм/мин.<sup>0,5</sup> – при вибрации;  $\kappa = 18$  мм/мин.<sup>0,5</sup> – без вибрации. Для этого продолжительность затвердевания слитков при различных условиях определяли из температурных кривых охлаждения расплавов (рис. 5.3).

Если принять линейное распределение температур по сечению затвердевшей корочки, то градиент температур в различные периоды затвердевания можно определить по перепаду температур на границе затвердевания (всегда равной  $t_{кр.}$ ) и поверхностью слитка  $t_n$ . (рис. 5.3).

Из рассчитанных параметров затвердевания слитков (табл. 5.2) видно, что вибрация оказывает существенное воздействие на них.

Таблица 5.2

Параметры затвердевания слитков из стали 60

Параметры затвердевания	$\tau$ , мин			
	1	5	9	13
$\Delta t = t_{кр.} - t_n, \text{ }^\circ\text{C}$	<u>115</u>	<u>170</u>	<u>215</u>	<u>250</u>
	170	190	230	260
$\xi = \kappa\sqrt{\tau}, \text{ см}$	<u>1,95</u>	<u>4,68</u>	<u>5,85</u>	<u>7,0</u>
	1,80	4,03	5,40	6,5
$G = \frac{\Delta t}{\xi}, \text{ }^\circ\text{C/см}$	<u>59</u>	<u>36</u>	<u>36</u>	<u>36</u>
	94	47	42	40
$R, \text{ см/мин.}$	<u>0,97</u>	<u>0,44</u>	<u>0,33</u>	<u>0,27</u>
	0,90	0,40	0,30	0,25

Числитель – с вибрацией; знаменатель – без вибрации.

Сравнение кривых охлаждения затвердевающих слитков (рис. 5.3, *а* и *б*) показывает, что температура расплава под действием вибрации снижается по всему сечению от поверхности до оси (т.е. идет интенсивное охлаждение всего объема жидкого металла), в то время как у обычных слитков наблюдается снижение температуры только в поверхностном слое. Обращают внимание более высокие значения температурных градиентов по сечению слитка при обычных условиях затвердевания (рис. 5.6). При этом самым интересным является тот факт, что при обычных условиях затвердевания по мере снижения градиента температур кристаллическая структура слитка укрупняется – ширина дендритов по сечению увеличивается в 4 раза и более (рис. 5.7, *а*), а при вибрационной обработке, наоборот, происходит измельчение дендритов в 5 – 15 раз (рис. 5.7, *б*). Этот на первый взгляд противоречивый факт связан с условиями зародышеобразования в расплаве и дроблением растущих кристаллов под действием вибрации.

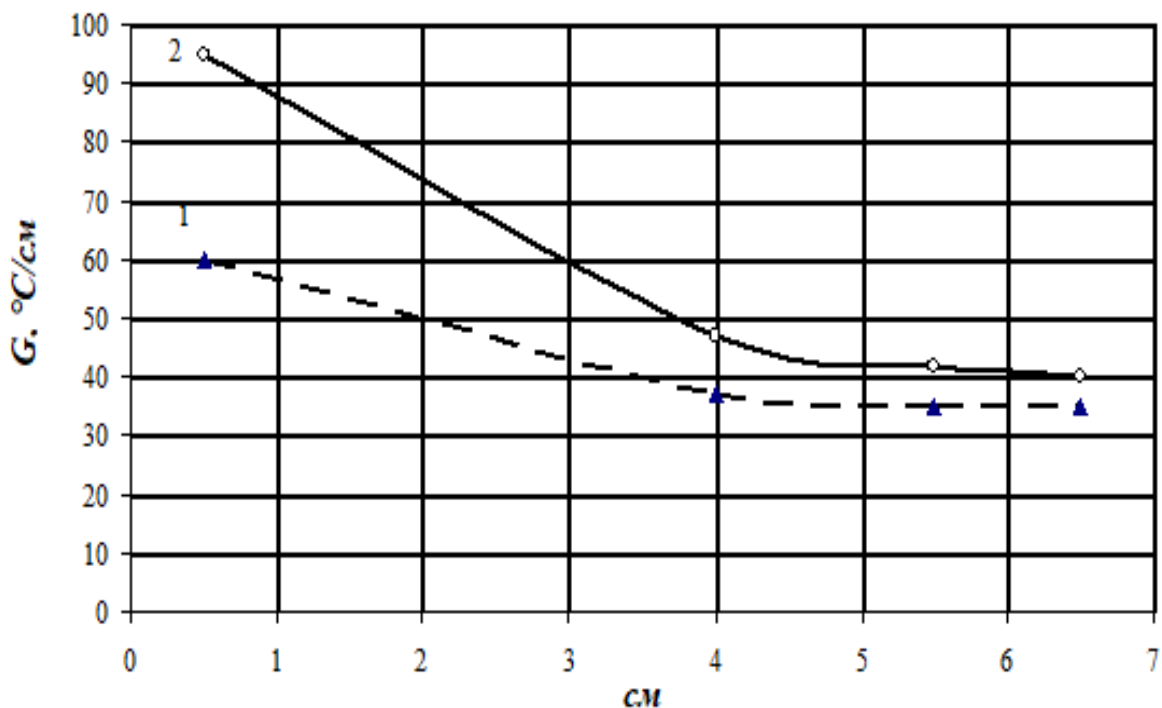


Рис. 5.6. Закономерность изменения температурного градиента по толщине затвердевающего металла слитков:  
1 – при вибрации; 2 – без вибрации

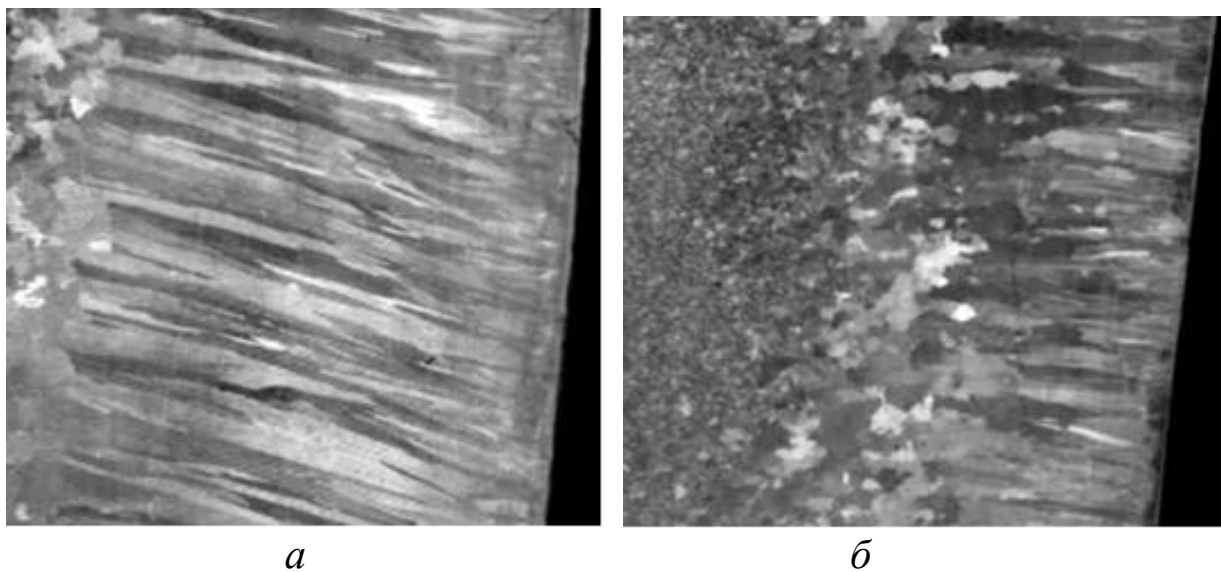


Рис. 5.7. Макроструктуры слитков из стали X18H9T:  
*а* – без вибрации; *б* – при вибрации

Для слитков из ст. 60 дисперсная кристаллическая структура с наиболее высоким уровнем механических свойств в литом металле при обычных условиях затвердевания получается в зоне, где температурный градиент имел значение  $G = 64 \text{ } ^\circ\text{C}/\text{см}$ . Для нержавеющей стали X18H9T это значение составило  $G = 75 \text{ } ^\circ\text{C}/\text{см}$ . В

связи с этим для получения высоких свойств в литом металле для указанных марок сталей необходимо организовать такой теплоотвод от затвердевающего слитка, при котором значение температурного градиента в затвердевающем расплаве металла находилось бы в пределах 75 и более градусов на 1 см.

Температурный градиент при этом в любой момент времени характеризуется простым отношением:

$$G = \frac{t_{кр.} - t_n}{\xi}. \quad (5.4)$$

Для заданного значения  $G = 75$  °С/см оптимальное значение необходимой температуры теплоотводящей поверхности слитка составит:

$$t_n = t_{кр.} - G\xi = t_{кр.} - 75\xi. \quad (5.5)$$

Дисперсная структура слитка может быть получена в условиях, при которых процесс затвердевания будет закончен при температуре поверхности, получаемой по зависимости (5.5). После определения оптимального значения температуры поверхности ( $t_n$ ) главной задачей обеспечения требуемого градиента является выбор материала и толщины стенки формы или изложницы.

Распределение температуры на границе затвердевания связано, с одной стороны, с нагревом уже затвердевшей фазы окружающим ее жидким металлом, а с другой, – на это распределение еще накладывается выделяющееся тепло кристаллизации расплава из двухфазной зоны. Обычно в процессе кристаллизации эти места сильно нагреваются и имеют температуру выше температуры солидуса. В результате анализа теплофизических характеристик затвердевания определено влияние перегретой жидкой фазы на передачу тепла от нее к фронту кристаллизации, которое описывается следующими упрощенными зависимостями [5.49]:

– тепловой поток от жидкой стали к границе затвердевания [5.25]:

$$q_{жс} = \alpha (t_l - t_n); \quad (5.6)$$

– передача этого тепла через затвердевшую корку к поверхности слитка [5.38]:

$$q_m = \frac{\lambda}{\xi} (t_c - t_{n1}), \quad (5.7)$$

где  $q_{жс}$ ,  $q_m$  – тепловые потоки от жидкой и твердой фаз;  $\alpha$  – коэффициент теплоотдачи от жидкого металла к границе

затвердевания;  $t_l$ ,  $t_\lambda$ ,  $t_c$  – температуры перегрева, ликвидуса и солидуса сплава;  $\lambda$  – теплопроводность затвердевшей фазы;  $\xi$  – толщина затвердевшего слоя металла;  $t_{nl}$  – температура поверхности слитка.

Значения коэффициента теплоотдачи ( $\alpha$ ) на всех этапах формирования слитка можно определять по зависимости [5.49]:

$$\alpha = \frac{\lambda}{k\sqrt{\tau}} \cdot \frac{G}{\Delta t_3} \cdot \frac{1}{\tau}, \quad (5.8)$$

где  $G$  – градиент температуры по сечению слитка;  $\Delta t_3$  – интервал затвердевания стали;  $k$  – коэффициент затвердевания;  $\tau$  – время затвердевания слитка.

Главным параметром для всей теории теплообмена между слитком и формой является изменение значения коэффициента теплоотдачи от расплава к форме во времени. Кривые, характеризующие изменения этого коэффициента, определенного при затвердевании обычного и подвергаемого вибрации слитков из стали 60, представлены на рис. 5.8.

Мы видим существенное превышение значения коэффициента теплоотдачи при затвердевании вибрируемого слитка по сравнению с обычным. Особенно это превышение заметно в течение первых 9 мин. затвердевания. В этот период наиболее сильно проявляется влияние упругих волн на увеличение интенсивности передачи тепла от слитка к форме. Зная значения коэффициента теплоотдачи ( $\alpha$ ), можно легко определить величину зазора или толщину покраски формы.

Величина коэффициента теплоотдачи от расплава к форме при наложении упругих волн в процессе затвердевания больше, чем при обычных условиях (рис. 5.8). Наличие перегрева стали выше температуры ликвидуса усиливает это превышение. Это связано с тем, что упругие волны вносят дополнительную энергию в расплав и весьма существенно влияют на теплопередачу на всех этапах затвердевания. Остановимся подробнее на этом вопросе.

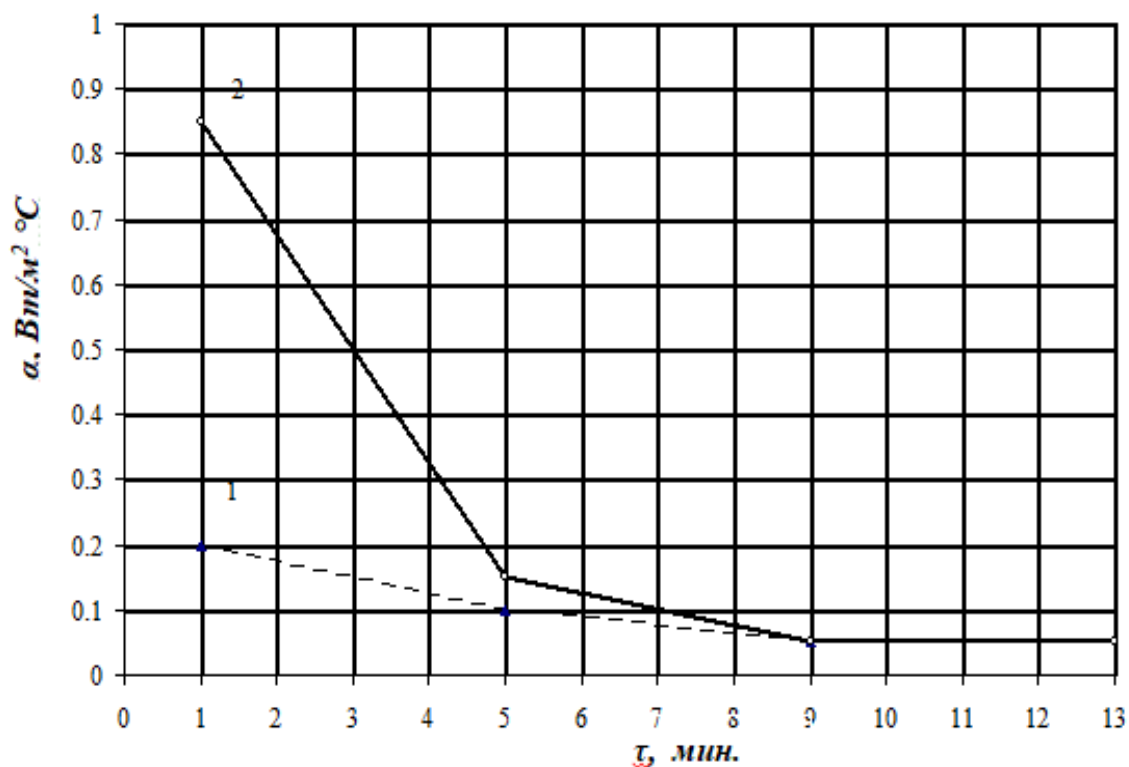


Рис. 5.8. Изменение коэффициента теплоотдачи от расплава к форме: 1 – без вибрации; 2 – при вибрации

При проведении натурального и вычислительного эксперимента (математическое моделирование) была выбрана шамотная изложница с толщиной стенки 50 мм. Исследования проводили на слитках круглого сечения диаметром 130 мм, высотой 360 мм из стали 60 [5.46]. Теплофизические характеристики материалов, принятые в расчетах, представлены в таблице 5.3. Предполагалась мгновенная заливка металла при температуре 1550°С в форму с температурой стенок 30°С. Затвердевание слитка происходит за счет теплоотвода через стенки и донную часть изложницы. Тепловым потоком со свободной поверхности можно пренебрегать, поскольку она была утеплена.

Охлаждение жидкого расплава при формировании слитка сопровождается интенсивным прогревом формы (рис. 5.4). Видим, что вибрационное воздействие приводит к увеличению скорости нагрева внутренней поверхности формы по сравнению с обычными условиями затвердевания. Это объясняется более интенсивным отводом тепла от жидкого ядра слитка через затвердевшую корку к форме.

Положение изотерм солидуса при затвердевании слитка без вибрационной обработки показывает их последовательное

продвижение параллельно теплоотводящим поверхностям (рис. 5.9). Тепловое ядро перегретого металла сосредоточено в центральной части слитка и в течение первых 150 сек. соответствует температуре заливки. В центральной части, вдоль радиуса, в жидкой фазе температурный градиент практически отсутствует. Таким образом, скорость охлаждения перегретого ядра слитка в рассматриваемом промежутке времени составляет  $0,03^{\circ}\text{C}/\text{с}$ . Эту область на протяжении первых 5 минут условно можно ограничить радиусом 2,0 – 3,0 см. По мере снятия перегрева наблюдается уменьшение радиуса этой области.

Таблица 5.3

Теплофизические характеристики материалов [5.46]

Наименование характеристики	Слиток (Ст60)	Форма (шамот)					
		100	200	400	600	800	1000
Температура ликвидус, $^{\circ}\text{C}$	1488						
Температура солидус, $^{\circ}\text{C}$	1394						
Скрытая теплота кристаллизации, кДж/(кг $^{\circ}\text{C}$ )	276						
Теплопроводность, Вт/(м $^{\circ}\text{C}$ )	26.7	100	200	400	600	800	1000
		22.7	17.1	9.9	7.3	6.4	5.8
Теплоемкость, кДж/(кг $^{\circ}\text{C}$ )	0.753	1.0					
Плотность, кг/м <sup>3</sup>	6900	1800					
Коэффициент объемного расширения, 1/ $^{\circ}\text{C}$	$0.24 \cdot 10^{-4}$	$8.8 \cdot 10^{-6}$					
Кинематическая вязкость, м <sup>2</sup> /с	$6.3 \cdot 10^{-7}$						
Частота вибрации, Гц	100						
Амплитуда вибрации, мм	2.5						
Направление вибрации	по оси слитка вертикально						



При вибрационной обработке металла имеет место более интенсивное снятие теплоты перегрева со всего объема металла (рис. 5.10). Из этого рисунка видим, что в течение восьми минут идет интенсивное охлаждение не только пристеночной области, но и всего объема жидкого металла. По мере снятия перегрева в объеме слитка скорость охлаждения падает в течение этого времени до  $0,13^{\circ}\text{C}/\text{с}$ . Ввиду отсутствия перегретого ядра и подпитки жидкого металла в дальнейшем наблюдается увеличение скорости охлаждения оставшегося объема жидкости.

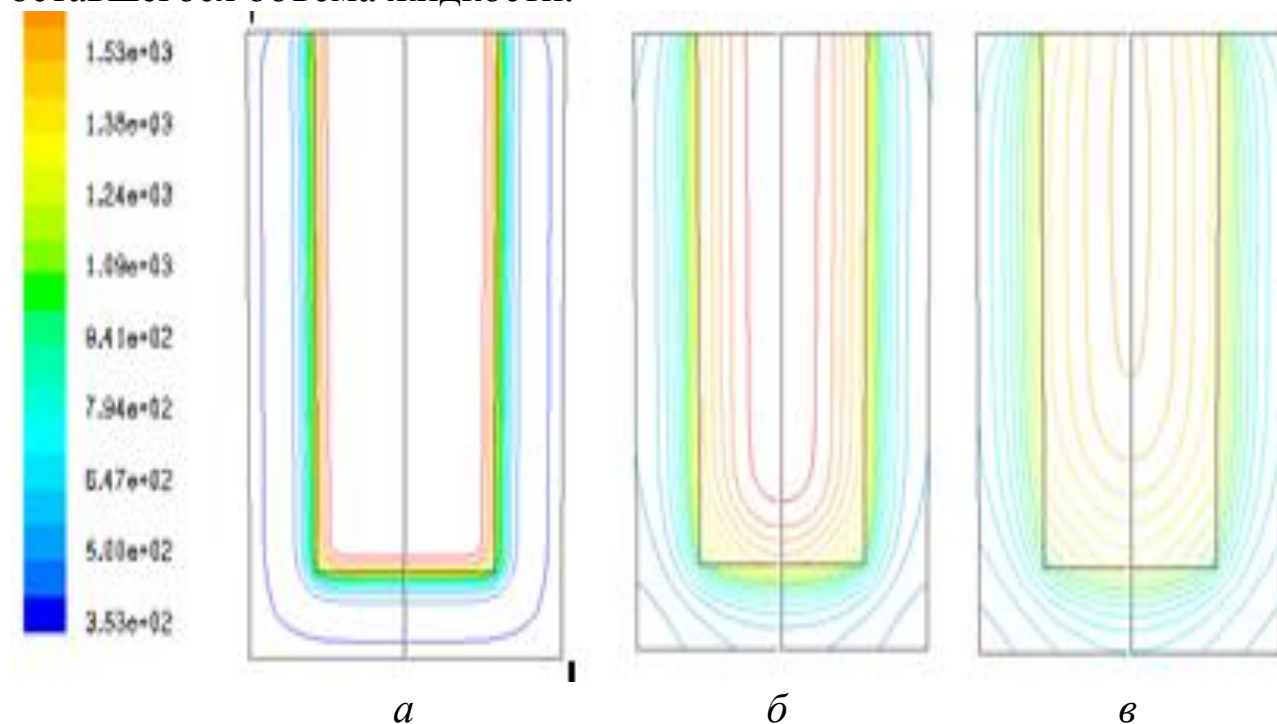


Рис. 5.9. Положение изотерм в центральном сечении слитка при затвердевании без вибрационной обработки:  
*a* – 30 с; *б* – 360 с; *в* – 960 с

Средняя скорость охлаждения расплава всего объема слитка изменяется от  $1,5^{\circ}\text{C}/\text{с}$  (через 30 секунд после заливки металла) до  $0,038^{\circ}\text{C}/\text{с}$  к 7-ой минуте затвердевания (рис. 5.11). За этот промежуток времени температура расплава металла понизилась на  $110^{\circ}\text{C}$ , при этом температурный градиент по радиусу не превышает  $1,0^{\circ}\text{C}/\text{см}$ . Такая однородность температур жидкого металла обусловлена интенсивным перемешиванием в результате вибрационной обработки.

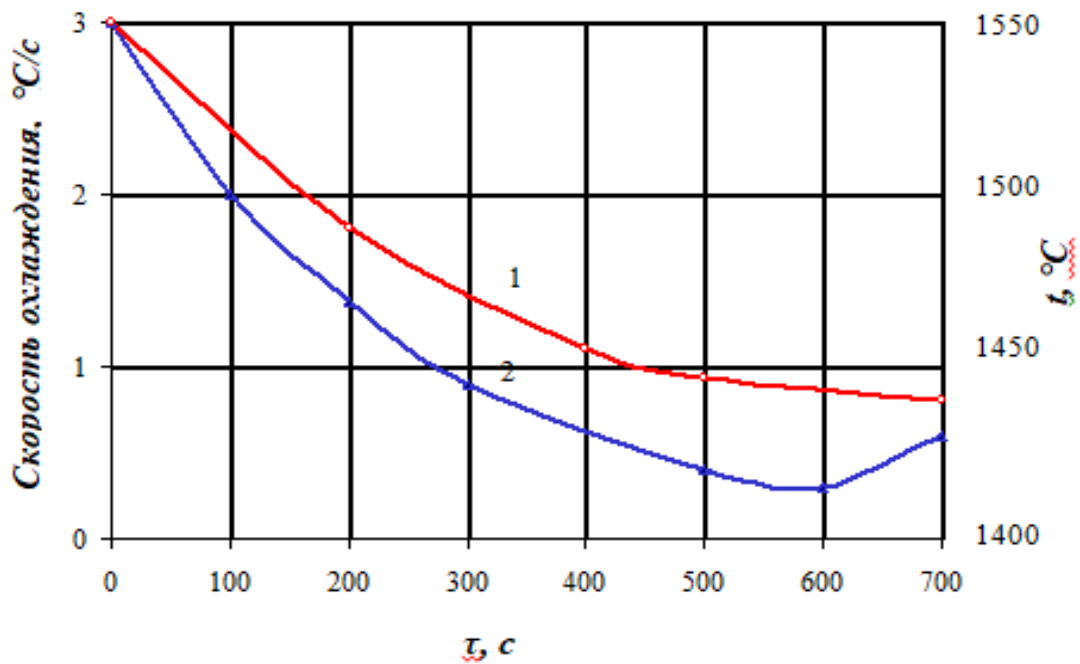


Рис. 5.10. Изменение температуры и скорости охлаждения ядра слитка в процессе вибрационной обработки:  
1 – температура; 2 – скорость охлаждения

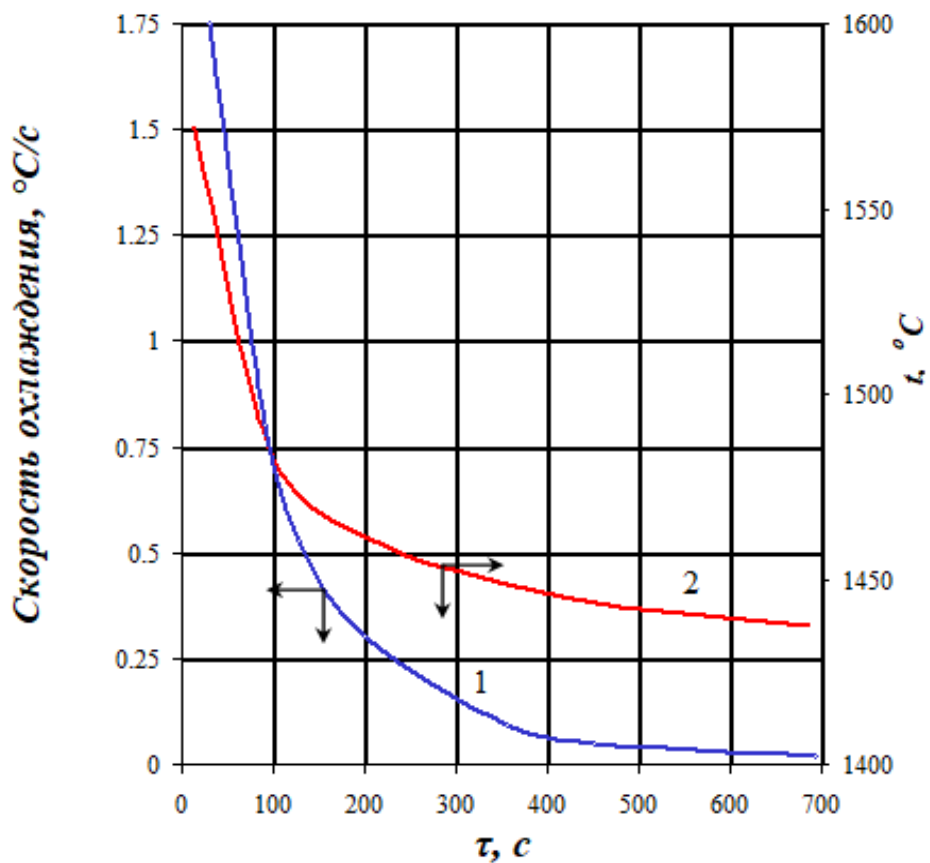


Рис. 5.11 Изменение скорости охлаждения (1) и температуры расплава металла (2) в процессе затвердевания слитка под действием вибрации

В отличие от рассматриваемого варианта, при отсутствии вибрационной обработки в центре слитка наблюдается ядро жидкого металла, температура которого близка к температуре заливки в течение первых 4 – 5 минут.

Исследования [5.45 – 5.50] показывают эффективность влияния вибрации на формирование слитков из стали с широким интервалом затвердевания (ст. 60). Для оценки влияния вибрационной обработки на процессы кристаллизации и структурообразование узкоинтервальных сплавов в работах [5.51 – 5.54] изучено формирование слитков из стали X18H9T.

Распределение температурных полей в сравниваемых слитках из стали X18H9T показывает, что и для узкоинтервальных сплавов интенсивность прогрева внутренней поверхности изложницы при вибрационной обработке существенно выше, чем при затвердевании обычного слитка (рис. 5.12, а) и к 5-й минуте имеет максимальное значение (930°C). При обычных условиях затвердевания максимального значения температура внутренней поверхности достигла на 7-й минуте 860°C. Все это свидетельствует о различных интенсивностях тепловых потоков, подводимых к стенке изложницы (5.12, б).

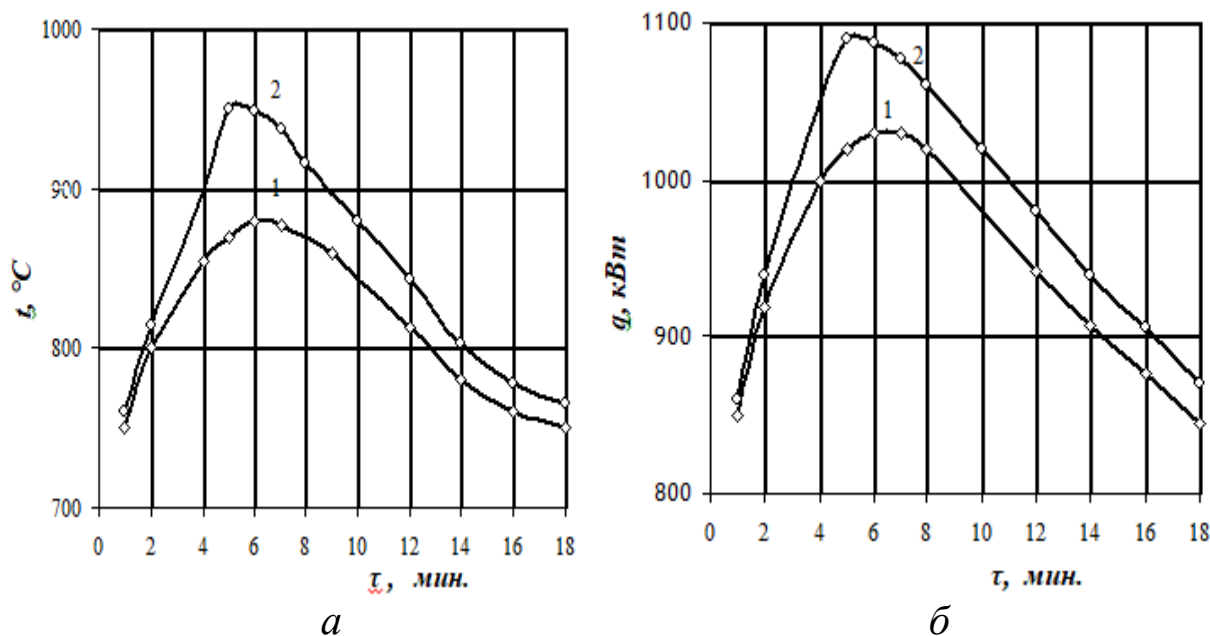


Рис. 5.12. Интенсивность прогрева внутренней поверхности изложницы и величина теплового потока, подводимого к стенке изложницы:  
1 – без вибрации; 2 – при вибрации

Температурные поля по сечению слитков определены по прямым замерам температур в соответствующих точках, а величины тепловых потоков от расплава к стенке изложницы определены по зависимости (5.2). Из рисунка 5.12 видим, что оба параметра подчиняются аналогичному закону и (самое важное) вибрация вызывает увеличение тепловых потоков, подводимых к границе затвердевания. Следовательно, чем больше подводится тепла к границе затвердевания, тем больше и отводится от нее, что должно повлиять на скорость кристаллизации ( $R$ ) и общее время затвердевания слитка ( $\tau$ ).

Физическое моделирование процессов кристаллизации и структурообразования сплавов показало, что толщина затвердевающей корки при вибрационной обработке остается постоянной вследствие обламывания дендритов [5.55 – 5.58]. Учитывая, что при вибрации к границе затвердевания подводится большее количество тепла (рис. 5.12, б), мы понимаем, что должно повлиять на изменения температур расплава в ядре затвердевающих слитков (рис. 5.13). Действительно, видим, что на 6-й минуте слиток, подвергаемый вибрационному воздействию, полностью затвердевает (температурная кривая охлаждения пересекает линию температуры солидуса  $t_c$ ), в то время как температурная кривая охлаждения обычного слитка пересекает эту линию  $t_c$  на 8-й минуте. В связи с этим сближение кривых изменения температур поверхностей слитков после 8-й минуты затвердевания является логичным.

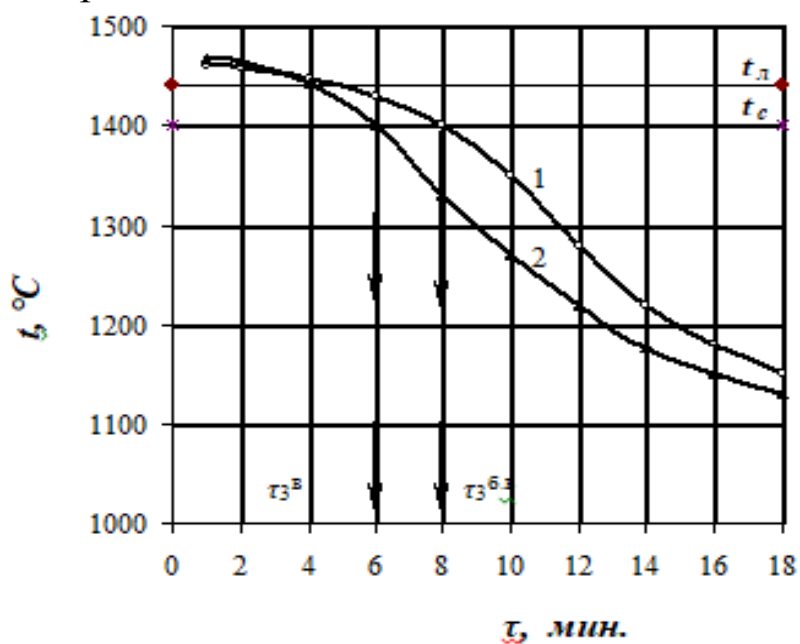


Рис. 5.13. Температурные кривые охлаждения расплава в ядре затвердевающих слитков: 1 – без вибрации; 2 – при вибрации

Одним из главных параметров, влияющих на формирование структуры слитков, является скорость кристаллизации ( $R$ ), которая приближенно может быть определена по зависимости (5.3). Динамика скоростей кристаллизации по сечению слитков для исследуемых вариантов представлена на рис. 5.14. Видим, что скорость кристаллизации при вибрации ( $R$ ) существенно выше по всему сечению слитка, чем при обычных условиях.

Из приведенных выше результатов можно констатировать, что вибрация одинаково эффективно влияет на теплофизические процессы при затвердевании сплавов с различным интервалом кристаллизации.

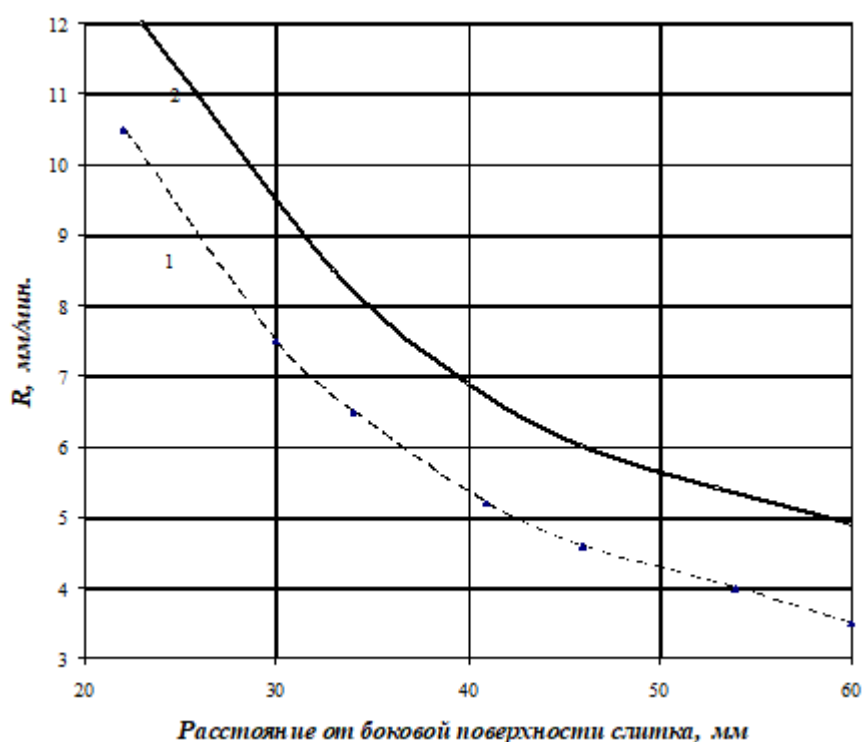


Рис. 5.14. Изменение скоростей кристаллизации исследуемых слитков:  
1 – без вибрации; 2 – при вибрации

*Гидродинамические условия затвердевания слитков в поле упругих волн.* Процесс затвердевания металлических сплавов в замкнутом объеме в условиях развития естественной конвекции подробно рассмотрено в главе 2. Ниже приведем наиболее значимые результаты по влиянию вибрации на гидродинамику затвердевания слитков.

Вибрационная обработка затвердевающего слитка кардинально меняет картину полей скоростей жидкого металла (рис. 5.15).

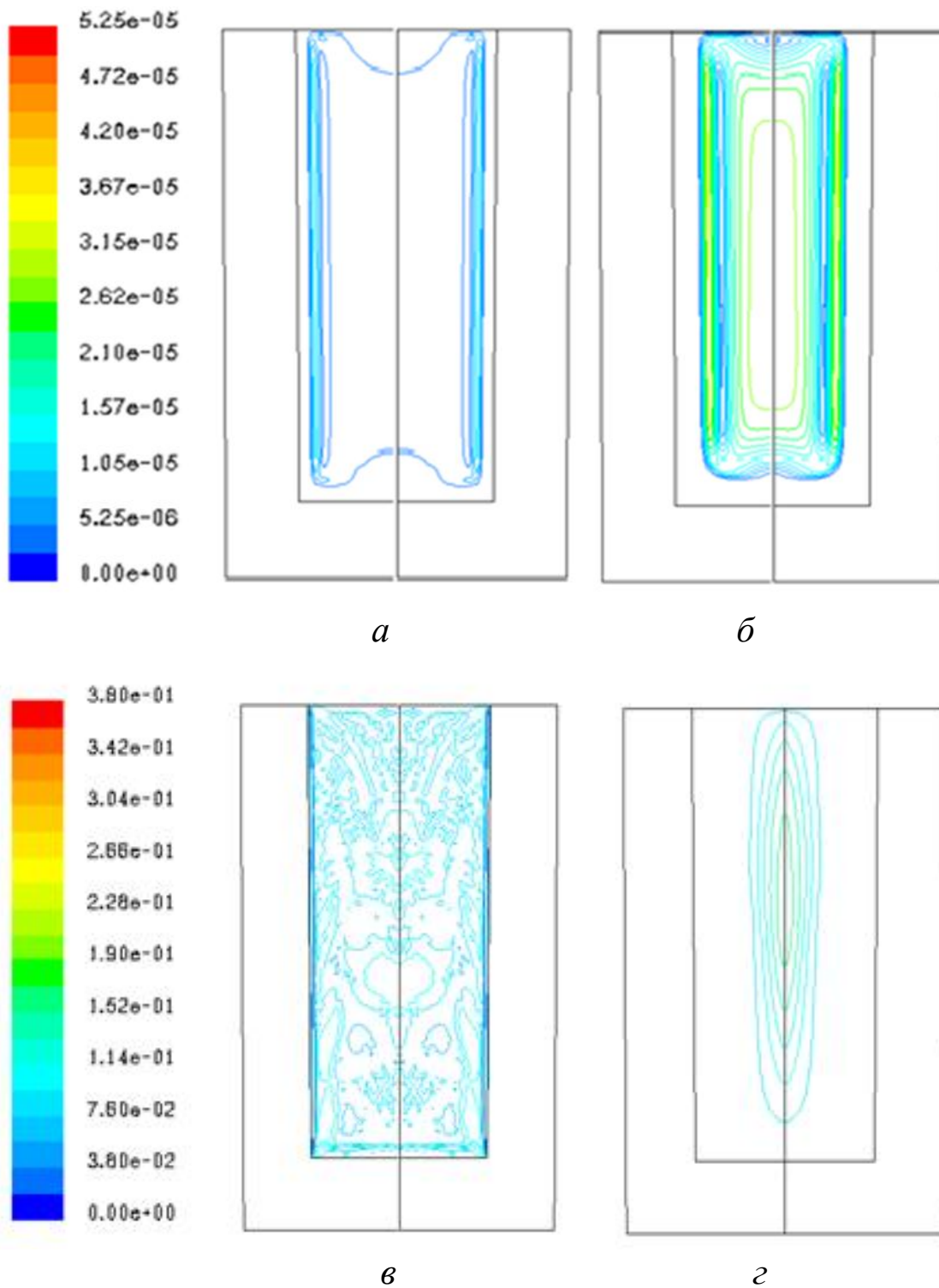


Рис. 5.15. Поля скоростей в центральном сечении цилиндрического слитка в различные моменты времени его затвердевания:  
*а, б* – без вибрации; *в, г* – при вибрации ( $\omega = 100$  Гц и  $A = 2,5$  мм);  
*а, в* – на 30 сек. с момента заливки расплава; *б, г* – на 150 сек.

Если при стационарных условиях затвердевания слитка область металла, вовлеченного в конвективное движение, распространяется только на глубину области градиентного перепада температур (рис.

5.15, а и б), то при вибрационной обработке наблюдается турбулентное движение практически всего объема жидкого металла (рис. 5.15, в и г). Конечно, это приводит к увеличению скорости снятия теплоты перегрева со всего объема расплава металла и уменьшению времени полного затвердевания слитка. Приложение вибрации разрушает пограничный слой, интенсифицирует передачу тепла к стенке изложницы, вызывает перемещение металла в ядре слитка, обеспечивая при этом равномерное распределение температуры во всем объеме слитка (рис. 5.3 и 5.13).

В расчетах теплообмена при движении жидких металлов вдоль вертикальной плиты при значении критерия Прандтля  $Pr \leq 1$  пользуются уравнением С.С. Кутателадзе, которое для турбулентного режима включает следующие параметры [5.59, 5.60]:

$$Nu = 0,42 \left( \frac{Wh}{a} \right)^{0,65} ; \quad \frac{Nu_{виб.}}{Nu_{кон.}} \approx \left( \frac{W_в}{W_к} \right)^{0,65}, \quad (5.9)$$

где  $Nu_{виб.}$ ,  $Nu_{кон.}$  – критерии Нуссельта при вибрации и естественной конвекции расплава;  $W_к$  – скорость естественной конвекции;  $W_в$  – скорость вынужденной конвекции металла вдоль границы затвердевания, вызываемой вибрацией;  $h$  – высота слитка;  $a$  – коэффициент температуропроводности расплава.

При заданных значениях высоты слитка и температуропроводности стали величина критерия Нуссельта и интенсивность теплопередачи к фронту затвердевания жидкой стали зависят от скорости естественной или вынужденной конвекций расплава. Для условий экспериментов при обработке расплава с частотой  $\omega = 100$  Гц и амплитудой  $A = 2,5$  мм вибрация вызывает вынужденное движение металла со скоростью около 0,25 м/с, причем средняя скорость естественной конвекции, по данным различных авторов [5.25],  $W_к = 0,05 - 0,02$  м/с. В этом случае соотношение (5.9) имеет вид:

$$\frac{Nu_{виб.}}{Nu_{кон.}} = \left( \frac{0,25}{0,05} \right)^{0,65} \approx 2,5, \quad (5.10)$$

из которого становится понятной роль вибрации в интенсификации передачи тепла к корочке слитка и сокращении продолжительности его затвердевания.

### 5.3. Формирование кристаллической структуры слитка под действием вибрации

При кристаллизации металлических сплавов различают столбчатую, равноосную и глобулярную (без ветвей) форму кристаллов, которая определяется условиями теплоотвода от затвердевающего расплава и состояния поверхности раздела фаз. В зависимости от теплофизических свойств расплава образование дендрита может происходить при теплоотводе через твердую фазу либо через жидкую фазу. Столбчатая форма дендритов с разветвленными ветвями возникает при низком значении свободной энергии расплава и теплоотводе через твердую фазу. Равноосная форма дендритов возникает при теплоотводе через жидкую фазу с большой энтропией межфазного перехода [5.1, 5.25, 5.61 – 5.63]. Чтобы оценить характер влияния упругих волн на процессы зарождения и рост кристалла, рассмотрим вкратце эти процессы в условиях обычной кристаллизации.

Вблизи температуры кристаллизации из-за интенсификации неупорядоченного движения атомов в процессе их столкновения могут образовываться группы атомов, которые при дальнейшем локальном снижении температуры могут стать гомогенными зародышами кристаллизации. Из кинетической теории строения веществ известно, что такие зародыши имеют устойчивые положения при достижении ими критического размера ( $r_{кр.}$ ). Гомогенное образование зародышей может происходить только при снижении его температуры на 25% ниже температуры кристаллизации расплава [5.61 – 5.63].

В реальных условиях затвердевания промышленных сплавов величина переохлаждения, требуемая для образования зародыша, гораздо меньше. Это объясняется тем, что в металлических расплавах, получаемых в промышленных печах, имеется огромное количество инородных частиц в виде продуктов раскисления стали, модификаторов и др. примесей, на которых и происходит гетерогенное образование зародышей. Упрощенная модель их формирования по К.Г. Шмидту-Томасу представлена на рис. 5.16 [5.64]. Размер гетерогенного зародыша в 100 раз больше гомогенного, а переохлаждение расплава для его образования должно быть на 0,25% ниже температуры затвердевания сплава. Для углеродистых сталей его величина составляет 7 – 8°C.



Величина переохлаждения, требуемая для образования гетерогенных зародышей, может быть определена по известной зависимости [5.65]:

$$\Delta t = t_e - t_k = \frac{2\sigma \cdot M \cdot t_e \cdot \nu}{q_{кр} \cdot r}, \quad (5.11)$$

где  $t_e$  и  $t_k$  – температура кристаллизации сплава и ее значение при начале кристаллизации переохлажденного расплава;  $r$  – радиус гетерогенного зародыша;  $\sigma$  – поверхностное натяжение на границе фаз;  $M$ ,  $\nu$  – максимальная масса и микрообъем зародыша;  $q_{кр}$  – теплота кристаллизации.

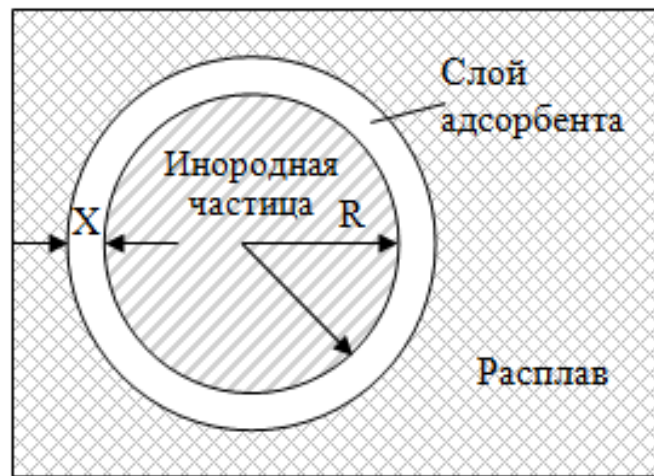


Рис. 5.16 Модель формирования гетерогенного зародыша кристаллизации по Шмидту–Томасу

Стремление жидкой фазы перейти в твердую характеризуется величиной свободной энергии системы, равной [5.64, 5.65]:

$$\Delta F = F - S(t_1 - t_2) - \sigma \cdot \alpha_{\Sigma}, \quad (5.12)$$

где  $\Delta F$  – свободная энергия системы;  $F$  – внутренняя энергия системы;  $S$  – энтропия системы;  $t_1$ ,  $t_2$  – температуры жидкого и твердого состояния системы;  $\sigma$  – поверхностное натяжение на границе фаз кристалл-жидкость;  $\alpha_{\Sigma}$  – суммарная площадь поверхностей всех кристаллов (ветвей дендритов и пр.).

При переходе металла из жидкого в твердое состояние освобождается определенное количество тепла кристаллизации, а на границе фаз устанавливается более высокая температура, чем в окружающей среде. Передача тепла кристаллизации к теплоотводящей поверхности происходит по двум законам: путем передачи этого тепла к внутренней поверхности формы через уже затвердевший слой

металла ( $q_m$ ) или передачей тепла кристаллизации, выделяющегося вокруг каждого зарождающегося в расплаве дендрита ( $q_{жс}$ ) через жидкую фазу (рис. 5.17, а и б).

По первому закону отводится количество выделяющегося тепла кристаллизации от затвердевающего слоя (корки) металла к форме в условиях равновесной кристаллизации (рис. 5.17, а). Передача тепла к форме через жидкую фазу происходит по более сложному закону. Тепло кристаллизации, выделяющееся вокруг каждого зарождающегося в объеме дендрита, отводится сначала в расплав, повышая его температуру, а затем уже вследствие охлаждения расплава у границы затвердевания передается твердой фазе (рис. 5.17, б) [5.65, 5.66].

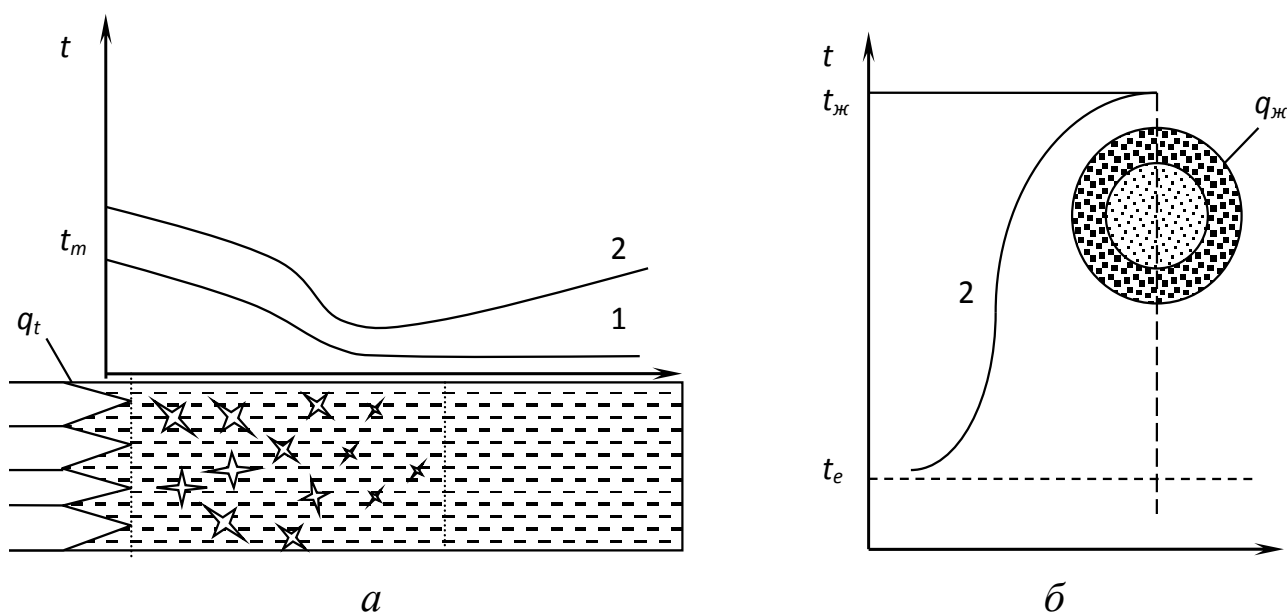


Рис. 5.17. Передача тепла кристаллизации через твердую (а) и жидкую (б) фазы затвердевающего слитка

Многочисленными исследованиями структур слитков на прозрачных моделях мы показали, что под действием вибрации формируется дисперсная равноосная кристаллическая структура (рис. 5.18) [5.45, 5.46, 5.49, 5.51 – 5.56]. Это связано с образованием огромного количества обломков ветвей дендритов на границе затвердевания и с возникновением в расплаве множества центров кристаллизации под действием вибрационной энергии. В связи с этим при вибрационной обработке металлических расплавов к энергетическому балансу системы следует добавлять еще энергию упругих волн. По существу, технология вибрационной обработки

металлов и их сплавов есть введение в расплав дополнительной энергии упругих волн, которая равна [5.38]:

$$dF_{\text{виб.}} = \frac{\rho}{2} \cdot \omega^2 \cdot A^2 \cdot dV, \quad (5.13)$$

где  $\rho$  – плотность среды, равная  $\rho = \frac{dm}{dV}$ ;  $dm$  – масса частицы в объеме  $dV$ ;  $\omega, A$  – частота и амплитуда упругих волн.

Из приведенной зависимости следует, что увеличение частоты и амплитуды вибрации, а также плотности среды способствует увеличению вибрационной энергии. Таким образом, величина свободной энергии системы, подвергаемой вибрации, составит:

$$\Delta F = F + F_{\text{виб.}} - S(t_1 - t_2) - \sigma \cdot \alpha_{\Sigma}. \quad (5.14)$$

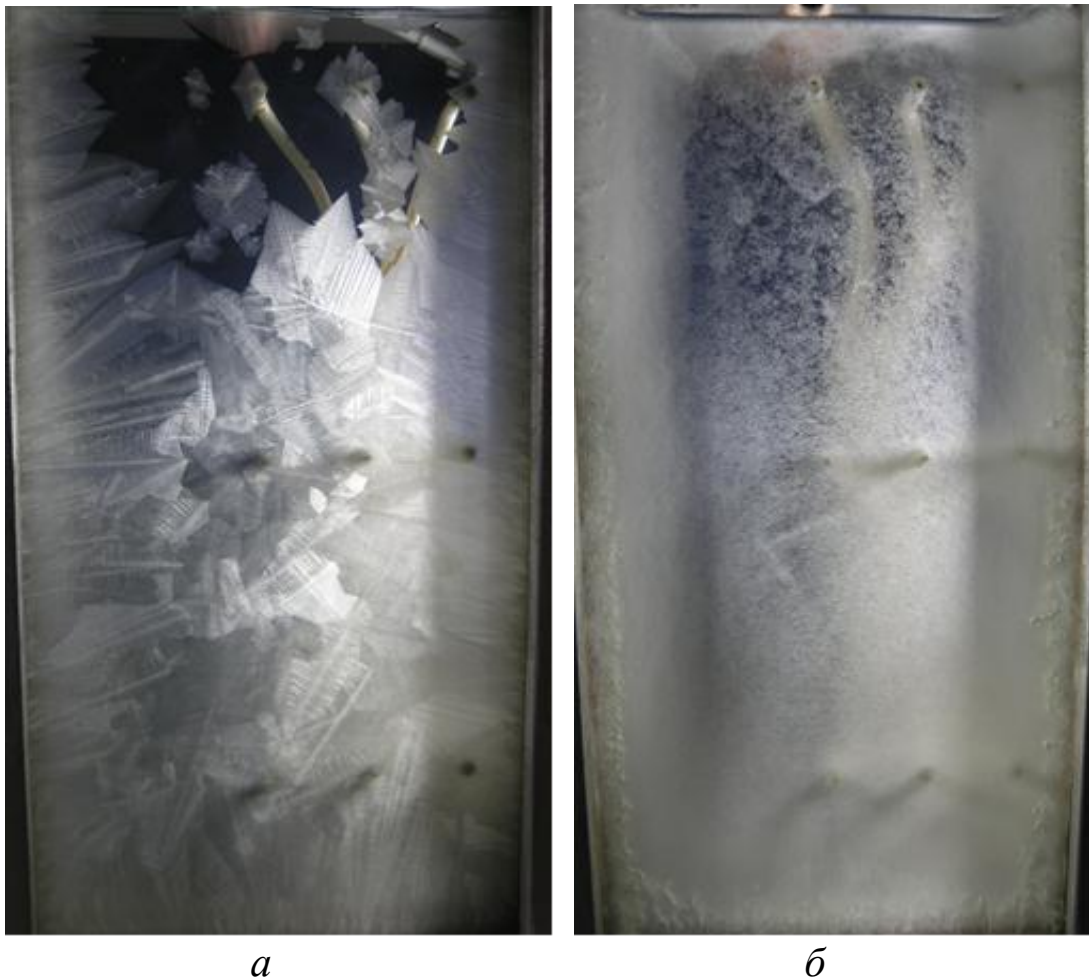


Рис. 5.18. Кристаллические структуры слитков модельного сплава:  
а – без вибрации; б – при вибрации

Значение вибрационной энергии при формировании кристаллических структур заключается в том, что она расходуется на обламывание ветвей дендритов и создание в объеме дополнительных центров кристаллизации. Выделение при этом объемов переохлажденного металла вокруг каждого из обломков и дальнейший их рост происходит за счет внутренней энергии системы.

Все эти процессы приводят к объемному затвердеванию и формированию дисперсной кристаллической структуры слитка по всему сечению (рис. 5.18, б), в то время как структура слитка, полученная без вибрации, состоит из грубых столбчатых и равноосных кристаллов (рис. 5.18, а). Причем продолжительность затвердевания опытных слитков при вибрации всегда существенно меньше, чем при обычных условиях затвердевания. Это обстоятельство, во-первых, объясняется тем, что при вибрационном воздействии на жидкую фазу интенсифицируется движение расплава относительно теплоотводящих поверхностей слитка. Если учесть, что соотношение критериев Нуссельта и, соответственно, коэффициента теплоотдачи при вибрации и в обычных условиях затвердевания будет иметь вид (5.9), то становится очевидной роль вибрации в интенсификации передачи тепла перегрева и кристаллизации к изложнице (кристаллизатору). Но с учетом того, что при вибрации и толщина корки (тепловой барьер) остается постоянным (т.е. не увеличивается), то эта роль становится еще более очевидной.

Вторым источником более интенсивной кристаллизации при вибрации является выделение переохлажденных микрообъемов расплава вокруг каждого плавающего обломка кристаллов, величина которого определяется его размером [5.38]:

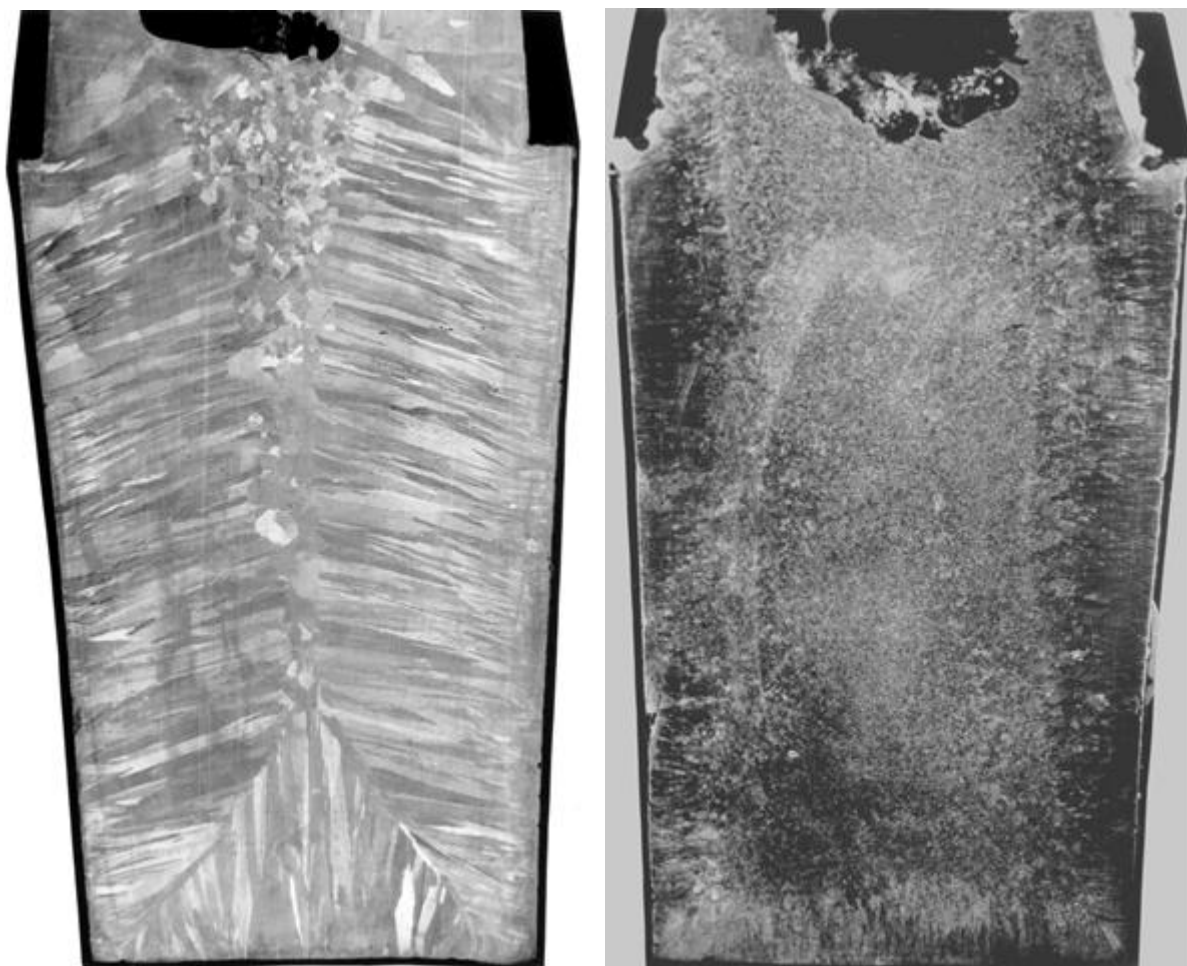
$$\Delta t = (\sigma_{m-жс} \cdot t_e) / r\rho \cdot q_{кр.}, \quad (5.15)$$

где  $\sigma_{m-жс}$  – межфазное натяжение;  $t_e$  – равновесная температура кристаллизации сплава;  $r$  – размер плавающего кристалла;  $\rho$  и  $q_{кр.}$  – плотность расплава и удельная теплота кристаллизации.

Высказанные выше предположения о роли вибрации в процессах кристаллизации и формирования структуры апробированы на реальных слитках из углеродистой и нержавеющей сталей с различным интервалом кристаллизации. Они подтвердили адекватность полученных на физических моделях результатов воздействия вибрации на процессы кристаллизации.

Способствуя развитию процесса объемного затвердевания, вибрация сокращает зону столбчатых кристаллов и расширяет зону равноосных дендритов. Вибрационное перемешивание и разрушение фронта затвердевания обеспечивает распределение центров кристаллизации по всему объему слитка и получение дисперсной равномерной кристаллической структуры. Это подтверждено серными отпечатками и макроструктурой осевых темплетов слитков. Они же свидетельствуют и о заметной разнице усадочной раковины и осевой пористости в слитках в пользу вибрации.

Из представленных на рис. 5.19 макроструктур продольных разрезов слитков из стали X18H9T видна принципиальная разница в форме и распределении кристаллов по сечению слитков.



*а* *б*  
Рис. 5.19. Макроструктуры продольных разрезов слитков из нержавеющей стали X18H9T:  
*а* – без вибрации; *б* – при вибрации

Макроструктура слитка, подвергнутого вибрации (рис. 5.19, б), имеет три следующие зоны:

1) небольшую зону мелких столбчатых кристаллов у поверхности слитка шириной 15 мм;

2) следующую за ней зону равноосных кристаллов средней величины шириной до 25 мм (она имеет преимущественное развитие в средней части по высоте);

3) зону мелких кристаллов в центральной части по оси слитка шириной 25 ÷ 30 мм.

Контрольный слиток, отлитый по обычной технологии (рис. 5.19, а), имеет всего две зоны:

1) широкую зону грубых столбчатых кристаллов от поверхности слитка почти до его оси, которая имеет ширину 50 мм;

2) узкую зону грубых и средних равноосных кристаллов, распространяющуюся по высоте в осевой части слитка. Она имеет ширину 7 – 10 мм и расширяется в верхней части под прибылью слитка.

Значительное влияние вибрация оказывает и на увеличение темпа кристаллизации и сокращение продолжительности затвердевания слитков. На рис. 5.20 приведены сравнительные данные по кинетике затвердевания обычного слитка (рис. 5.20, а) и слитка, затвердевшего в поле упругих волн (рис. 5.20, б).

Видим, что виброобработка затвердевающего слитка приводит к значительному повышению темпа кристаллизации расплава за счет интенсивного обламывания вершин растущих от охлаждаемых граней модели столбчатых кристаллов и накопления их на фронте затвердевания (пунктирные линии границы затвердевания). В связи с этим величина столбчатых кристаллов невелика (7 – 10 мм) и после 4-х мин. остается практически постоянной до конца затвердевания слитка (сплошные линии границы затвердевания). В верхней части слитка дополнительный вклад в повышение темпа кристаллизации вносит накопление на границе затвердевания мелких кристаллов, поступающих из зоны кавитации расплава. За счет повышения темпа кристаллизации расплава сокращается продолжительность затвердевания слитка до 2 раз в зависимости от параметров вибрации. Это свидетельствует о том, что вибрационная энергия расходуется не только на разрушение кристаллов, но и на повышение интенсивности теплоотвода от расплава к стенкам изложницы.

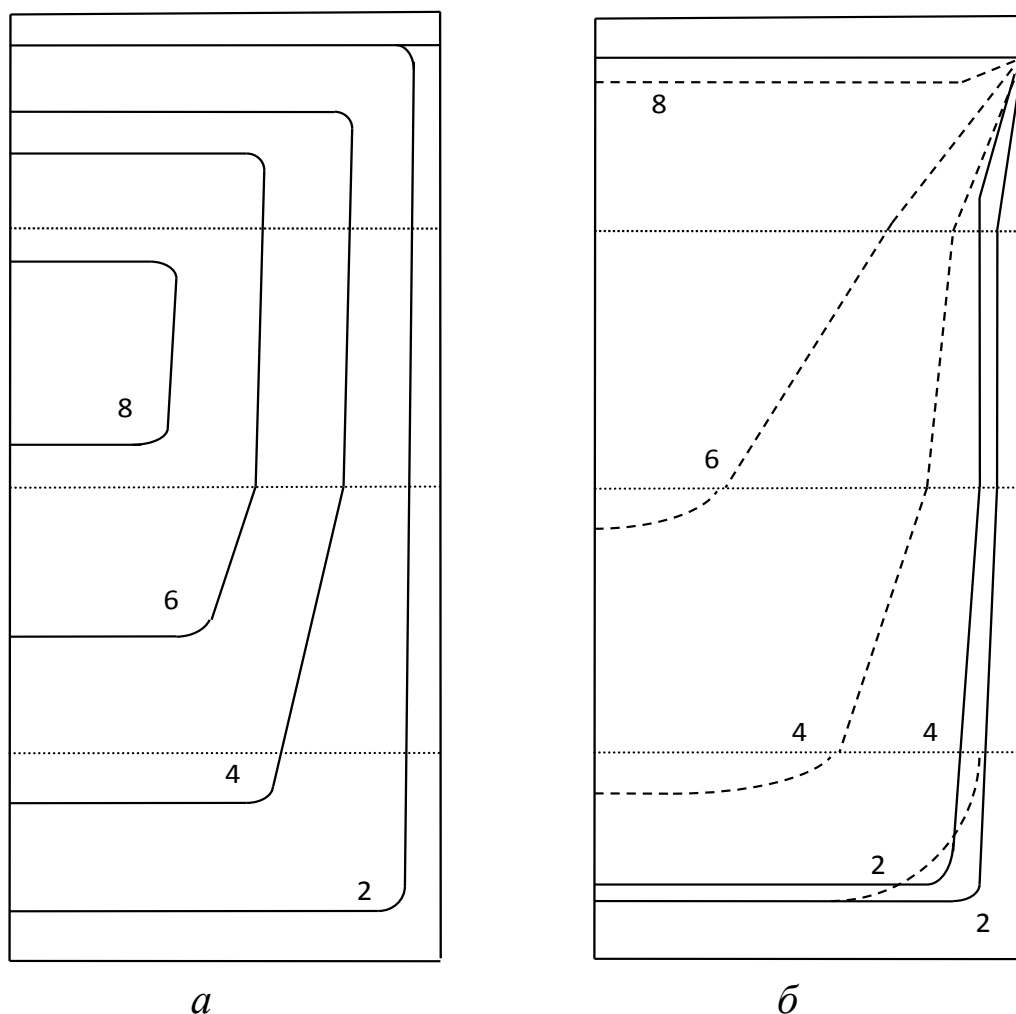
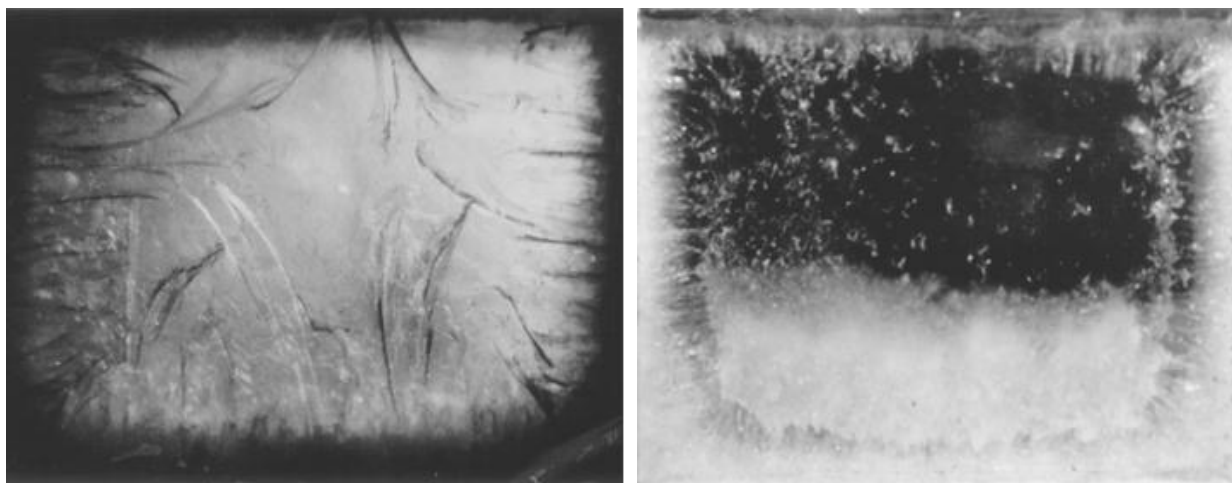


Рис. 5.20. Кинетика фронта затвердевания обычного (а) и вибрируемого (б) модельных слитков:

- — граница столбчатых кристаллов;  
 - - - - - — граница осевших дисперсных кристаллов.  
 Цифры у кривых – текущее время процесса, мин.

Следует отметить, что не все экспериментальные среды имеют указанный характер формирования структуры. В работе [5.15] в результате проведенных опытов с дифенилом и салолом доказано (рис. 5.21), что кристаллы этих веществ имеют при температуре кристаллизации различную пластичность и по-разному реагируют на воздействие вибрации. При этом установлено, что кристаллы дифенила не обламываются под действием вибрации, а изгибаются (рис. 5.21, а), а кристаллы салола под действием вибрации, наоборот, разрушаются и обломки оседают в донную часть, формируя мелкодисперсную зернистую структуру (рис. 5.21, б).



*a*

*б*

Рис. 5.21. Формирование структуры слитков дифенила (*a*) и салола (*б*) под воздействием вибрации

Для дифенила постоянно увеличивающийся слой твердой корки ухудшает интенсивность теплоотвода (т.е. увеличивается тепловой барьер). В связи с этим, если продолжительность затвердевания модельного слитка салола под действием вибрации сокращается примерно в 6 раз по сравнению с затвердеванием в спокойном состоянии, то при затвердевании дифенила это сокращение составило всего лишь 25% [5.15].

Эти результаты показывают, что для металлических сплавов, кристаллы которых при температуре кристаллизации имеют высокие пластические свойства, вибрационная обработка может быть не эффективна. Это предположение было подтверждено при вибрационной обработке слитков из стали 20, пластические свойства которой при температуре кристаллизации значительны, и стали 60, имеющей менее высокие показатели пластичности. Продолжительность затвердевания слитка из стали 60 сокращалась на 50% при соответствующих положительных изменениях в плане повышения дисперсности его кристаллической структуры, а стали 20 – только в пределах 30% без практического воздействия на структуру [5.19].

На наш взгляд, в том числе из-за влияния этого фактора различными авторами получены противоречивые результаты по влиянию вибрации на процессы кристаллизации и структурообразования сплавов.



#### 5.4. Механизм воздействия вибрации на кристаллизацию и структурообразование сплавов

Как уже отмечалось, воздействие вибрации на кристаллизующийся расплав в конечном счете выражается в измельчении зерна в литой заготовке. Очевидно, что разногласия в исследованиях различных авторов сводились к выяснению причин увеличения центров кристаллизации и толкованию механизма действия вибрации на кристаллизующийся расплав. Эти разногласия сводятся, как уже отмечалось в разделе 5.1, в общем к двум точкам зрения и ряду частных предположений.

Однако вопрос превалирующего фактора влияния вибрации на процессы кристаллизации и структурообразования сплавов остается открытым.

На основании многочисленных собственных экспериментов нам представляется, что характер механизма воздействия вибрации на процессы кристаллизации и формирования структуры сплава необходимо увязывать с теплофизическими условиями его затвердевания [5.48, 5.49, 5.55]. С целью установления такой взаимосвязи было проведено моделирование вибрационного воздействия на затвердевающий слиток камфена при следующих вариантах теплоотвода:

- 1) интенсивный и умеренный всесторонний теплоотвод ( $t_{омв.} = 4^{\circ}\text{C}; 22,5^{\circ}\text{C}$ );
- 2) направленный теплоотвод от донной части слитка ( $t_{омв.} \leq 22,5^{\circ}\text{C}$ );
- 3) слабый всесторонний теплоотвод ( $t_{омв.} = 42^{\circ}\text{C}$ ).

При затвердевании слитков независимо от условий теплоотвода воздействие вибрации на кристаллизующийся расплав осуществляется в проявлении следующих эффектов:

- 1) увеличение центров кристаллизации за счет механического обламывания и дробления кристаллов, растущих на фронте кристаллизации;
- 2) зарождение центров кристаллизации в объеме расплава вследствие кавитации;
- 3) разрушение кристаллов при схлопывании кавитационных каверн.

При наложении упругих волн на жидкий металл происходит мгновенное изменение массовых сил и возникновение больших

градиентов давления на неподвижные ветви дендритов. Возникающие на границе фаз градиенты давлений разрушают первичные и вторичные ветви дендритов. Величина этого давления зависит от амплитуды ( $A$ ) и частоты ( $\omega$ ) колебаний, изменяющих силы динамического воздействия на твердо-жидкую зону затвердевающего сплава, и определяется по зависимости [5.14]:

$$P = \pm \rho A \omega^2 H, \quad (5.16)$$

где  $\rho$  – плотность среды;  $H$  – расстояние от открытой поверхности расплава.

Разрушение ветвей дендритов осуществляется под действием изгибающих напряжений, возникших под давлением упругой волны. Максимальное напряжение изгиба  $\sigma_u$ , обусловленное сопротивлением дендрита ударной волне вязкой жидкости, определяется из выражения [5.14]:

$$\sigma_u = \frac{8\pi^2 d L^2 \rho \omega^2 \cdot A^2}{b^3}, \quad (5.17)$$

где  $d$  – диаметр ветви дендрита;  $L$  – длина дендрита;  $\rho$  – плотность дендрита;  $\omega$  – частота вибрации;  $A$  – амплитуда упругих волн;  $b$  – диаметр шейки дендрита.

Очевидно, что разрушение дендритов наступает при соблюдении следующего условия:

$$\sigma_u \geq \sigma_\sigma, \quad (5.18)$$

где  $\sigma_\sigma$  – предел прочности дендрита при температуре кристаллизации. Реальные замеры параметров затвердевания модельных слитков из камфена для первого варианта теплоотвода (всесторонний теплоотвод при  $t_{омв.} = 22,5^\circ\text{C}$ ) показали, что облом дендритов начинается при следующих их размерах: длина  $L = 12$  мм; диаметр  $d = 1$  мм; диаметр шейки  $b = 1$  мм и параметрах вибрации:  $A = 1$  мм;  $\omega = 40$  Гц. По зависимости (5.17) определяем напряжения изгиба ( $\sigma_u$ ), возникающие в дендритах, при которых они начинают разрушаться:

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

Максимальное напряжение в опасном сечении дендрита определяется из выражения [5.64]:

$$\sigma = \frac{M_{\max}}{W}, \quad (5.19)$$

где  $M_{max} = P L^2 d$  – максимальное значение момента силы, действующего на дендрит;  $W = \frac{\pi d^3}{32}$  – момент сопротивления сечения дендрита.

Подставляя  $M_{max}$  и  $W$  в выражение (5.19), получаем:

$$\sigma = \frac{32PL^2}{\pi d^2}, \quad (5.20)$$

где  $P$  – давление на дендрит.

Принимая предел прочности дендрита камфена  $\sigma$  равным  $\sigma_u$  ( $\sigma \approx \sigma_u = 0,15 \text{ кг/см}^2$ ), определяем из (5.20) величину критического давления ( $P_{кр.}$ ) на дендрит, необходимого для его облома:

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

По зависимости (5.16) определяем величину минимального давления упругой волны на дендриты при оптимальных параметрах вибрации ( $A = 1 \text{ мм}$ ,  $\omega = 63 \text{ Гц}$ ):

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

Эти расчеты подтверждают возможность обламывания дендритов под действием изгибающих давлений упругой волны.

На рис. 5.22 представлено изменение величины давления упругой волны в зависимости от параметров вибрации. Зная величину критического давления, необходимого для обламывания дендритов камфена, по этому графику можно подобрать оптимальные параметры вибрации. Например, при амплитуде вибрации  $A = 0,5 \text{ мм}$  оптимальная частота имеет значение  $\omega \approx 70 \text{ Гц}$  (кривая 1).

Проведем аналогичный расчет для стальных слитков с целью уточнения соответствия параметров вибрации критическим условиям, при которых происходит облом дендритов и формирование дисперсной кристаллической структуры. Известно, что при температурах выше температуры солидуса резко падает как предел прочности  $\sigma_s$  (до  $5 \div 10 \text{ кг/см}^2$ ), так и пластичность и деформационная способность углеродистых сталей [5.65]. При этом установлено, что с увеличением содержания углерода в стали предел прочности снижается. Так, при температуре  $1460 \text{ }^\circ\text{C}$  для ст. 3 предел прочности  $\sigma_s$  имеет значение  $10 \text{ кг/см}^2$ , для ст. 45 –  $7 \text{ кг/см}^2$ , а для ст. 80 –  $3,5 \text{ кг/см}^2$

[5.65]. В расчетах для ст. 60 принимаем предел прочности  $\sigma_b$  в области интервала кристаллизации равным  $6 \text{ кг/см}^2$ .

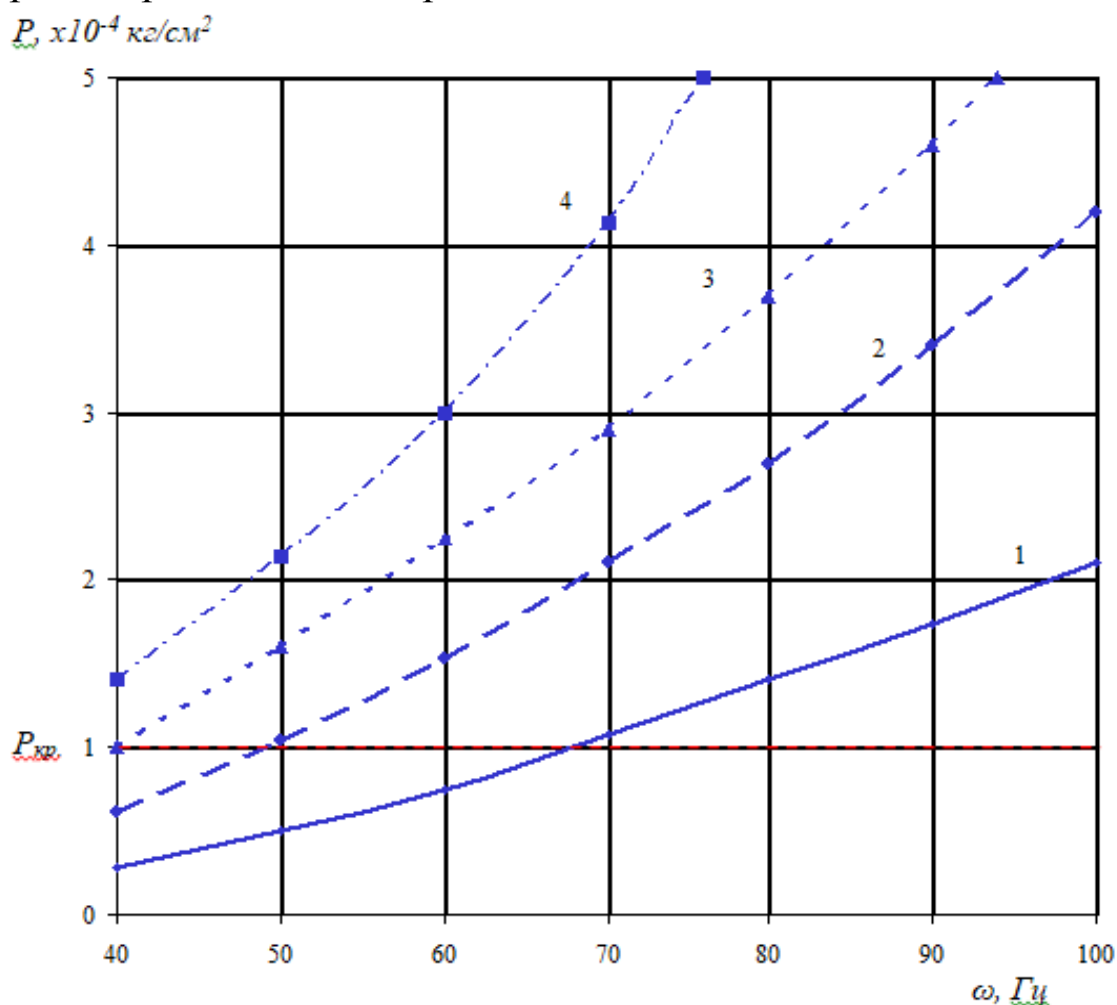


Рис. 5.22. Изменение величины давления упругой волны в зависимости от параметров вибрации:

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

В результате металлургических исследований установлены следующие параметры дендритной структуры слитка из ст. 60 при вибрационной обработке:  $L = 2,9$  мм;  $d = e = 0,18$  мм. При этих параметрах дендритов происходит их облом в результате вибрационного воздействия.

По зависимости (5.17) определяем напряжения изгиба ( $\sigma_u$ ), возникающие в дендритах при экспериментальных параметрах вибрации ( $A = 2,5$  мм;  $\omega = 100$  Гц), определенных масштабами физического моделирования:

$$\sigma_u = \frac{8 \cdot 3,14^2 \cdot 0,18 \cdot 10^{-3} \cdot 0,0029^2 \cdot 7800 \cdot 100^2 \cdot (2,5 \cdot 10^{-3})^2}{(0,18 \cdot 10^{-3})^3} = 9,97 \text{ кг/см}^2$$

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

Зная предел прочности  $\sigma_v$  дендритов, из зависимости (5.20) определяем критическое давление  $P_{кр.}$ , которое необходимо приложить к дендриту, чтобы его разрушить:

$$P_{кр.} = \frac{\pi d^2 \sigma_v}{32L^2} = \frac{3,14 \cdot 0,018^2 \cdot 6}{32 \cdot 0,29^2} = 0,23 \text{ кг/см}^2$$

При этом среднее значение давления упругой волны на дендриты при данных параметрах вибрации равно (зависимость 5.16):

$$P = \pm 7200 \cdot 2,5 \cdot 10^{-3} \cdot 100^2 \cdot 0,18 = 0,32 \text{ кг/см}^2$$

Вибрационное давление заметно больше критического.

Из этих расчетов следует, что главной причиной разрушения дендритов на фронте кристаллизации слитков из ст. 60 является воздействие сил, возникающих при действии давления упругой волны.

Аналогичные расчеты для слитков из нержавеющей стали Х18Н9Т, серого чугуна СЧ18-36 и алюминиевого сплава АК5М2 также подтверждают возможность облома дендритов на фронте затвердевания под действием знакопеременных давлений упругой волны.

Визуальные наблюдения за формированием структур модельных слитков в поле упругих волн показали, что при первом варианте теплоотвода воздействие вибрации на процесс формирования структуры проявляется в основном в механическом разрушении и дроблении кристаллов, растущих от охлаждаемых граней модели (рис. 5.23, а). Зарождение центров кристаллизации в объеме расплава вследствие кавитации в данном варианте является дополнительным источником дисперсных кристаллов.

В связи с этим возникла идея проверить, как будет формироваться структура слитка, если уменьшить главный источник поставки обломков кристаллов, т.е. затвердевшую корку. С этой целью изучено формирование слитка камфена в условиях направленного теплоотвода от донной части слитка при  $t_{омв.} = 22,5 \text{ }^\circ\text{C}$ , т.е. затвердевание происходило только от дна слитка. Этот эксперимент показал, что формирование дисперсной кристаллической структуры слитка осуществлялось преимущественно за счет центров кристаллизации, зарождающихся непосредственно в расплаве вследствие кавитации (зона 3 рис. 5.23, б), а разрушение фронта кристаллизации является дополнительным источником. Аналогичные

результаты получены также при третьем варианте теплоотвода (всесторонний теплоотвод при  $t_{отв.} = t_{сол.} = 42 \text{ }^\circ\text{C}$ ).

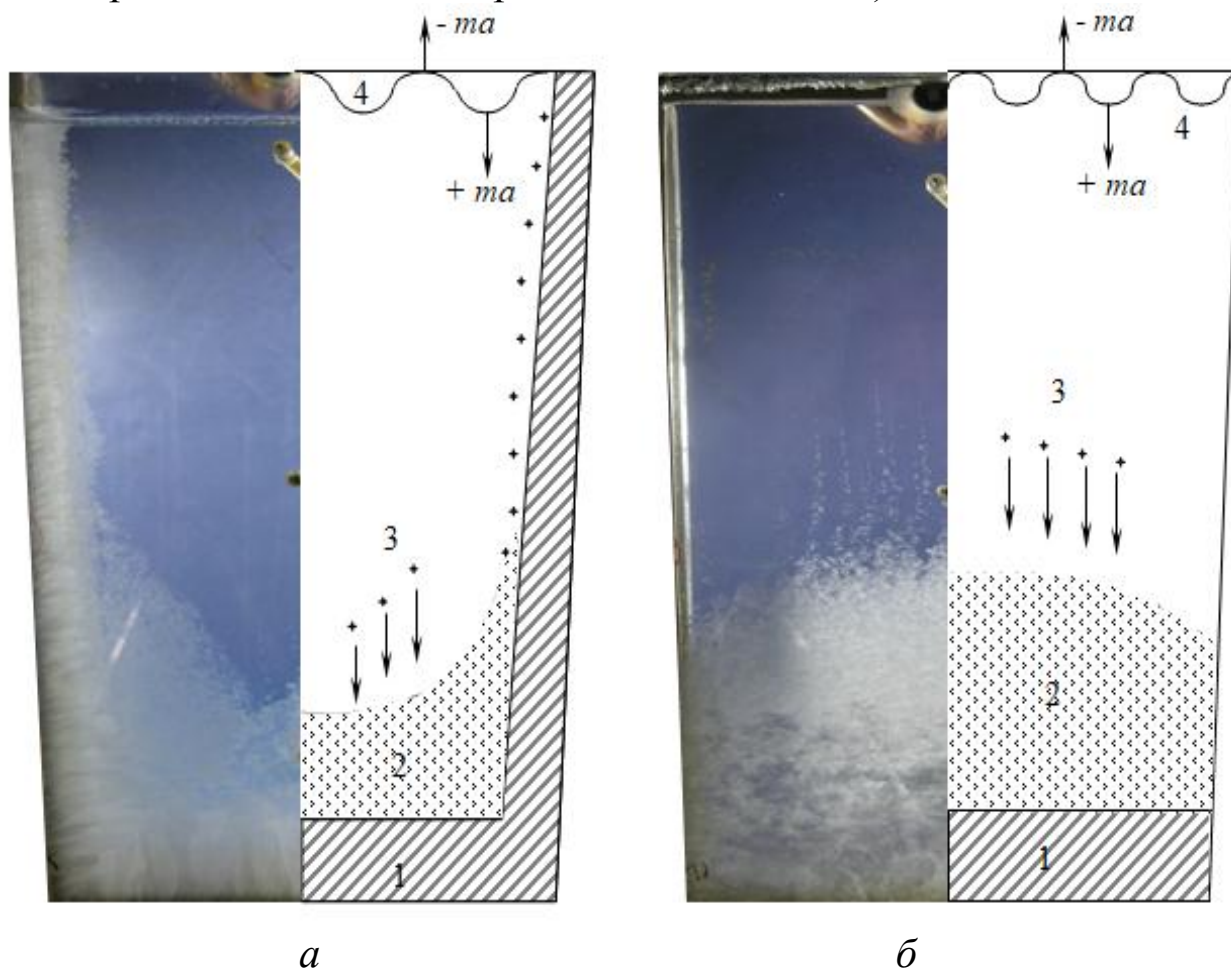


Рис. 5.23. Схемы формирования слитков при вибрационном воздействии на затвердевающий расплав:

- 1 – затвердевшая корка; 2 – зона осевших кристаллов; 3 – зона кавитационного зарождения кристаллов; 4 – поверхностная волна;  
*a* – интенсивный всесторонний теплоотвод;  
*б* – направленный теплоотвод от донной части

В результате проведенных исследований [5.46–5.48, 5.51–5.55] установлено, что воздействие вибрации на формирование кристаллической структуры проявляется в разрушении дендритов на фронте затвердевания, в образовании зародышей в объеме расплава и в их дроблении вследствие кавитации (рис. 5.24).

Возникающие при динамическом воздействии вибрации импульсы давлений деформируют расплав. Сжать гомогенную жидкость можно только при огромных давлениях, однако кристаллизующийся расплав состоит из твердой, жидкой и газообразной фаз. В результате изменения объема газовой фазы

возможно сжатие расплава в фазе положительного давления вибрации. В следующий за этим момент отрицательного давления осуществляется растяжение трехфазного расплава, в котором происходит образование полостей, заполненных газом. При устранении растягивающих усилий полости (кавитационные каверны) «захлопываются» со значительным мгновенным повышением местного давления.

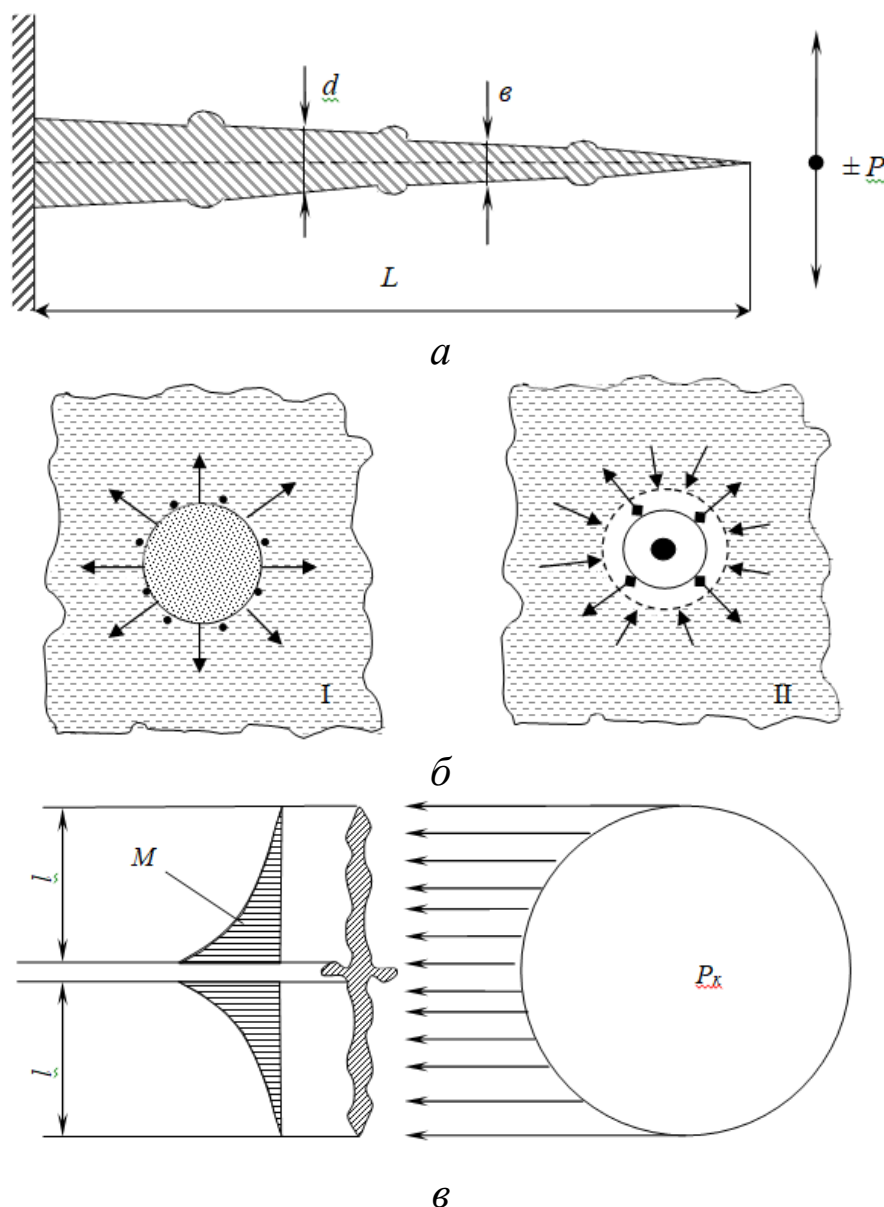


Рис. 5.24. Механизм формирования структуры слитков в поле сил упругих волн: *a* – разрушение дендритов на фронте кристаллизации; *б* – зарождение кристаллов в объеме расплава вследствие паровой (I) и газовой (II) кавитации; *в* – разрушение дендритов под действием кавитационных давлений

В работе [5.43] показано, что в той части циклов вибрации, когда давление отрицательное, образование зародышей происходит либо в результате изменения равновесной температуры, обусловленного изменением давления при захлопывании кавитационного пузырька (газовая кавитация), либо охлаждением поверхности пузырька при его росте путем испарения (паровая кавитация).

Зародившиеся в расплаве кристаллики не приобретают форму ромба, как это бывает в случае свободной кристаллизации, а, наоборот, в виде мелких кристаллов оседают в донную часть. Трансформация кристалла в процессе его роста связана с тем, что под действием вибрации происходит разрушение осей дендрита, т.е. вибрация выравнивает рост первичной и вторичной осей дендрита, в то время как при свободной кристаллизации скорость роста первичной оси вдвое превышает скорость роста вторичной оси [5.55].

При виброобработке жидкости вместе с емкостью параметры колебаний, обеспечивающих начало и развитие кавитационных явлений для идеальной жидкости, должны соответствовать условию [5.43]:

$$\omega^2 \cdot A \geq \frac{q}{4\pi^2}, \quad (5.21)$$

где  $\omega$ ,  $A$  – частота и амплитуда вибрации;  $q$  – ускорение свободного падения.

Расчеты с использованием параметров вибрации, применяемых в работах [5.48, 5.49, 5.55], показывают возможность возникновения кавитации в объеме расплава при этих условиях. Возникновению кавитации способствовало также снижение ее порога за счет насыщенности расплава камфена газами (воздухом и парами низкотемпературного трициклена, входящего в состав камфена).

Эффект кавитации заключается не только в зарождении кристаллов в объеме расплава, но и в их разрушении вследствие значительных кавитационных давлений, возникающих в результате схлопывания газовых каверн. В экспериментах на воде кавитационные давления достигают значений  $10000 \div 13000$  атм., а на металле оно в 4 раза больше [5.64]. Эти значения, в частности для камфена, на несколько порядков больше критического давления, необходимого для разрушения дендритов. В связи с этим зарождающиеся в объеме расплава кристаллы дробились кавитационным давлением и мелкой россыпью оседали 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.

Таким образом, экспериментами на физических моделях, натуральных слитках и аналитическим анализом убедительно доказано, что реализация того или иного механизма вибрационного воздействия на формирование кристаллической структуры слитков связана с характером и интенсивностью внешнего теплоотвода и заключается в проявлении следующих эффектов (рис. 5.24):

а) в разрушении и дроблении дендритов, растущих на фронте кристаллизации, под действием знакопеременных изгибающих давлений упругой волны (рис. 5.24, а);

б) в зарождении кристаллов в объеме кристаллизующегося расплава вследствие кавитации (рис. 5.24, б);

в) в разрушении дендритов в расплаве и на фронте кристаллизации под действием давлений, возникающих в результате схлопывания кавитационных пузырьков (рис. 5.24, в).

### Список использованной литературы к главе 5

- 5.1. *Ефимов В.А., Эльдарханов А.С.* Физические методы воздействия на процессы затвердевания сплавов. – М.: Металлургия, 1995. – 272 с.
- 5.2. *Гончар В.П.* Расчет параметров виброобработки металла в изложницах // Черная металлургия. Бюллетень института «Черметинформация». – 1975. – №7. – С.37-38.
- 5.3. *Серветник В.М., Яковлев Ю.Н., Фомин Р.Э. и др.* Влияние вибрации на кристаллизацию крупных промышленных слитков кипящей стали // Влияние внешних воздействий на жидкий и кристаллизующийся металл. – Киев: ИПЛ АН УССР, 1983. – С. 41-43.
- 5.4. *Пилушенко В.Л., Смирнов А.Н., Петтик Ю.В. и др.* Влияние низкочастотной виброобработки на формирование и качество слитков // Сталь. – 1992. – №8. – С. 17-22.
- 5.5. *Романов А.А.* Литье в вибрируемые формы. – М.: Машгиз, 1959. – 136 с.
- 5.6. *Баландин Г.Ф.* Формирование кристаллического строения отливок. – М.: Машиностроение, 1979. – 288 с.

- 5.7. *Герман Э.* Непрерывное литье. – М.: Металлургиздат, 1961. – 814 с.
- 5.8. *Ульянов В.А., Скворцов А.А.* Теплофизические аспекты применения водоохлаждаемых холодильников // Проблемы стального слитка: – Киев, ИПЛ АН УССР, 1988. – С. 52-56.
- 5.9. *Эльдарханов А.С.* Процессы кристаллизации в поле упругих волн. – М.: Металлургия, 1996. – 265 с.
- 5.10. *Эльдарханов А.С.* Кавитационное разрушение границы затвердевания // Процессы литья. – 1996. – № 3. – С. 16-24.
- 5.11. *Сутырин Г.В.* Исследование механизма воздействия низкочастотной вибрации на кристаллизацию сварочной ванны // Автоматическая сварка. – 1975. – №5. – С. 7-10.
- 5.12. *Данилов А.М.* Стальной слиток. – М.: Металлургиздат, 1952. – 106 с.
- 5.13. *Кузнецов А.Ф.* К вопросу о вибрировании кристаллизующегося слитка // Сб. научн. тр. / Ждановский металлургический институт. – Жданов. – 1957. – Вып. 4. – С. 37-45.
- 5.14. *Campbell I.* Effekts of vibration during Solidification // Internationale Metals Reviers. – 1981. – №2. – P. 71-108.
- 5.15. *Нурадинов А.С.* Исследование влияния теплофизических и динамических воздействий на кристаллизацию и структурообразование литых заготовок // Диссертация кандидата технических наук. – Киев, 1998. – 188 с.
- 5.16. *Ефимов В.А.* Влияние внешних воздействий на жидкий и кристаллизующийся металл // Сталь. – 1988. – №4. – С. 21-27.
- 5.17. *Оно А.* Затвердевание металлов. – М.: Металлургия, 1980. – С. 81-87.
- 5.18. *Межидов В.Х., Асхабов Х.И., Эльдарханов А.С. и др.* Влияние вибрации на кристаллизацию органического слитка // Влияние внешних воздействий на жидкий и кристаллизующийся металл. – Киев: ИПЛ АН УССР, 1983. – С. 35-40.
- 5.19. *Таранов Е.Д., Нурадинов А.С., Кондратюк С.Е. и др.* Кристаллизация и структурообразование стальных слитков в условиях вибрационного воздействия // Процессы литья. – 1998. – №3-4. – С. 84-90.
- 5.20. *Эльдарханов А.С., Межидов В.Х., Мусаев У.О. и др.* Механизм действия упругих колебаний на измельчение кристаллической структуры в процессе затвердевания расплавов // Тезисы

- докладов VIII Всесоюзной конференции «Новые высокопроизводительные технологические процессы, высококачественные сплавы и оборудование в литейном производстве». – Каунас: ИПЛ, 1986. – С. 347-348.
- 5.21. Балакин Ю.А., Гладков М.И. Энергоемкость внешнего воздействия на затвердевающий металл с позиций термодинамики // Изв. вузов. Черная металлургия. – 2001. – №6. – С. 44-46.
- 5.22. Гладков М.И., Балакин Ю.А., Гончаревич И.Ф. Термодинамический анализ условий зарождения и роста кристаллов при виброобработке металла // Изв. ВУЗов. Черная металлургия. – 1989. – №9. – С. 27-29.
- 5.23. Гельд П.В., Баум Б.А., Тягунов Г.В. и др. Связь свойств металла в жидком и твердом состояниях. Свойства расплавленных металлов. – М.: Наука, 1974. – С. 7-10.
- 5.24. Гладков М.И., Балакин Ю.А. Экономия металла при конструировании и производстве отливок // Межвуз. Сб. науч. тр. – Пенза: Изд. Пенз. политех. ин-та. 1990. – Вып. 3. – С. 87-92.
- 5.25. Ефимов В.А., Эльдарханов А.С. Технологии современной металлургии. – М.: Новые технологии, 2004. – 784 с.
- 5.26. Мусаев У.О., Нурадинов А.С., Ожог К.В. Кавитационные эффекты при действии ультразвука на кристаллизующийся расплав // Тезисы докладов Республиканской научно-технической конференции молодых ученых и специалистов. – Грозный, 1987. – С. 64-65.
- 5.27. Гладков М.И., Балакин Ю.А. Виброобработка жидкого металла // Литейное производство. – 2000. – №12. – С. 7-8.
- 5.28. Эльдарханов А.С. Применение физических методов моделирования для изучения влияния вибрации на процессы затвердевания сплавов // Диссертация на соискание ученой степени доктора технических наук. – Киев, 1996. – 320-321 с.
- 5.29. Чернышев И.А. О режиме вибрации сплавов при затвердевании // Литейное производство. – 1953. – №10. – С.13-18.
- 5.30. Балакин Ю.А., Гладков М.И. Расчет параметров вибрационной обработки кристаллизующихся металлов // Изв. ВУЗов. Черная металлургия. – 2003. – №9. – С. 56-60.

- 5.31. *Смирнов А.Н., Пилюшенко В.Л., Момот С.В. и др.* Эффект скачкообразного изменения фазового состояния затвердевающего расплава при воздействии низкочастотной вибрации // *Металлургическая и горнорудная промышленность.* – 2003. – №4. – С.17-20.
- 5.32. *Cambell I.* // *Solidification technology in the foundry and cast house.* – London, 1988. – P. 61-64.
- 5.33. *Серветник В.М., Соляников Б.Г., Носов В.А.* Улучшение качества стали ШХ15 путем виброобработки слитков // *Сталь.* – 1987. – №4. – С. 48-49.
- 5.34. *Эльдарханов А.С.* Исследование условий роста кристаллов в поле упругих волн // *Процессы литья.* – 1995. – №4. – С. 49-59.
- 5.35. *Ефимов В.А., Эльдарханов А.С.* Влияние вибрации на теплофизические особенности затвердевания слитков // *Процессы литья.* – 1995. – №3. – С. 30-41.
- 5.36. *Эльдарханов А.С.* Анализ развития вибрационных сил при кристаллизации сплавов // *Процессы литья.* – 1996. – №1. – С. 83-92.
- 5.37. *Эльдарханов А.С.* Выбор оптимальных параметров вибрационной обработки затвердевающих сплавов // *Процессы литья.* – 1994. – №3. – С. 42-49.
- 5.38. *Ефимов А.В., Эльдарханов А.С.* Современные технологии разливки и кристаллизации сплавов. – М.: Машиностроение, 1998. – 360 с.
- 5.39. *Herbert L. and Bruce R. Forman.* Measurement and analysis of slab caster mold movement // *Steelmaking conference proceeding.* – 1991. – P. 219-222.
- 5.40. *Hermert L. Gilles, Mruse R. Forman Jose M. Dejesus, Thomas I. Rosso.* Design and anal ysis of a slab mold oscillator leafspring guide // *Steelmaking conference proceedings.* – 1992. – P. 912-925.
- 5.41. *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. – P. 366-368.
- 5.42. *Bertaut E.F. and Smith M.P.* Short stroke-high frequency oscillation of eastern stainless / *Steelmaking conference proceedings.* – 1992. – P. 473-476.

- 5.43. *Смирнов А.Н., Пилюшенко В.Л., Момот С.В., Амитан В.Н.* Затвердевание металлического расплава при внешних воздействиях. – Донецк: Издательство «ВИК». – 2002. – 169 с.
- 5.44. *Нурадинов А.С., Таранов Е.Д., Эльдарханов А.С. и др.* Влияние внешних воздействий на перемещение ликвирующей фазы в затвердевающем слитке // Процессы литья. – 2004. – №2. – С. 37-40.
- 5.45. *Ефимов В.А., Эльдарханов А.С., Нурадинов А.С. и др.* Моделирование процессов кристаллизации и структурообразования сплавов // Процессы литья. – 2001. – № 1. – С. 15-21.
- 5.46. *Тарасевич Н.И., Нурадинов А.С., Таранов Е.Д. и др.* Влияние вибрационной обработки на параметры затвердевания стальной заготовки // Процессы литья. – 2006. – №1. – С. 64-69.
- 5.47. *Ефимов В.А., Нурадинов А.С., Эльдарханов А.С.* Влияние вибрационной обработки на структуру и свойства слитка стали 60 // Сталь. – 2002. – №12. – С. 15-17.
- 5.48. *Нурадинов А.С., Ефимов В.А.* Исследование теплофизических условий затвердевания стальных слитков в поле упругих волн // Процессы литья. – 2002. – №4. – С. 30-35.
- 5.49. *Ефимов В.А., Эльдарханов А.С., Нурадинов А.С.* Влияние вибрации на теплофизические процессы и структуру кристаллизующегося металла // Литейщик России. – 2003. – №8. – С. 8-10.
- 5.50. *Тарасевич Н.И., Нурадинов А.С., Корниец И.В. и др.* Влияние вертикального силового воздействия на гидродинамические и теплофизические параметры формирования отливок // Труды международного научно-технического конгресса «Процессы плавки, обработки и разливы металлов: отливки, слитки, заготовки» - Киев. – 2006. – С. 42-44.
- 5.51. *Нурадинов А.С., Ефимов В.А., Таранов Е.Д. и др.* Влияние вибрации на формирование макро- и микроструктур затвердевающих стальных слитков // Материаловедение. – 2004. – №5. – С. 24-26.
- 5.52. *Нурадинов А.С., Эльдарханов А.С., Таранов Е.Д.* Влияние вибрации на структуру и свойства слитка стали Х18Н9ТЛ // Труды 4-й Всероссийской научно-практической конференции

- «Литейное производство сегодня и завтра». – С-Петербург. – 2003. – С. 50-52.
- 5.53. *Ефимов В.А., Эльдарханов А.С., Нурадинов А.С.* Влияние вибрации на межфазный переход расплава в кристаллическую структуру слитков // *Материаловедение*. – 2003. – №3. – С. 36-38.
- 5.54. *Нурадинов А.С.* Исследование вибрационной обработки слитков из нержавеющей стали // *Процессы литья*. – 2003. – №1. – С. 33-36.
- 5.55. *Найдек В.Л., Эльдарханов А.С., Нурадинов А.С. и др.* О механизме воздействия вибрации на кристаллизацию и структурообразование сплавов // *Литейное производство*. – 2003. – №9. – С. 13-15.
- 5.56. *Нурадинов А.С., Эльдарханов А.С.* Физическое моделирование процессов затвердевания отливок при вибрационной обработке // Тезисы докладов Всероссийской научно-практической конференции «Литейное производство сегодня и завтра», Санкт-Петербург. – 2001 г. – С. 38-40.
- 5.57. *Нурадинов А.С.* Влияние вибрации на кристаллизацию стальных отливок // Труды пятого съезда литейщиков России, Москва. – 2001. – С. 137-140.
- 5.58. *Нурадинов А.С., Кондратюк С.Е., Таранов Е.Д. и др.* Влияние перегрева, конвективного движения и вибрации на кристаллическую структуру сплавов // *Процессы литья*. – 1998. – №2. – С. 28-36.
- 5.59. *Кутателадзе С.С.* Основы теории теплообмена. – М.: Атомиздат, 1979. – 414 с.
- 5.60. *Боршанский В.М., Кутателадзе С.С., Новиков И.И.* Жидкометаллические теплоносители. – М.: Атомиздат, 1976. – С. 146.
- 5.61. *Овсиенко Д.Е.* Зарождение центров кристаллизации в переохлажденных жидких металлах // Проблемы современной кристаллографии. – М.: Наука, 1975. – С. 127-149.
- 5.62. *Овсиенко Д.Е., Маслов В.В., Алфинцев Г.А.* Кинетика зарождения центров кристаллизации в циклогексаноле и камфене // *Металлография*. – Киев: Наук. Думка, 1973. – Вып. 43. – С. 89-92.

- 5.63. *Хамский Е.В.* Некоторые проблемы кристаллизации из растворов // Кристаллизация и свойства кристаллических веществ. – Л.: Наука, 1971. – С. 3-17.
- 5.64. *Ефимов В.А.* Перспективы развития работ по применению внешних воздействий на жидкий и кристаллизующийся расплав // Влияние внешних воздействий на жидкий и кристаллизующийся металл. – Киев: Наукова думка. – 1983. – С. 3-22.
- 5.65. *Ефимов В.А.* Разливка и кристаллизация стали. – М.: Металлургия. – 1976. – 552 с.

## **ГЛАВА 6. ВЛИЯНИЕ ВИБРАЦИИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ЛИТЫХ ЗАГОТОВОК ИЗ ЖЕЛЕЗОУГЛЕРОДИСТЫХ И ЦВЕТНЫХ СПЛАВОВ**

В настоящей главе изложены результаты исследований по изучению влияния вибрации на дендритную и микроструктуру, а также на свойства сплавов с различным интервалом кристаллизации. В экспериментах использованы следующие сплавы: стали 20 и 60, сталь X18H9T, серый чугун СЧ18-36 и алюминиевый сплав АК5М2 [6.1-6.12].

### **6.1. Вибрационная обработка затвердевающих слитков из углеродистой стали**

В этом разделе монографии приведены результаты исследований по изучению влияния вибрации на процессы кристаллизации и структурообразования слитков из углеродистых сталей (ст. 20 и ст. 60), которые доказывают, что формирование структуры слитков из этих сталей осуществляется по тому же механизму, что и слитков из модельных сплавов. Т.е. основным фактором воздействия упругих волн на формирование структуры слитков из этих сплавов является разрушение кристаллов с фронта кристаллизации. Указанный эффект, безусловно, влияет на структуру и свойства металла в слитках.

Из металловедческих исследований образцов контрольного №1 и опытного №2 слитков из стали 60 видны существенные преимущества параметров дендритной структуры слитка, подвергнутого вибрационной обработке (табл. 6.1). Видим, что протяженность зоны столбчатых дендритов в опытном слитке в 1,52 раза короче, чем в контрольном, а соотношение длины и толщины дендритов сократилось в 1,75 и 2,7 раза соответственно. Аналогичное измельчение структуры наблюдается и при рассмотрении равноосных кристаллов. Ширина зоны столбчатых дендритов в опытном слитке стали 20 составляла 25 мм, а в контрольном – 30 мм [6.10]. Это подтверждает высказанный ранее вывод о том, что более пластичные кристаллы стали 20 менее подвержены воздействию вибрации, чем более хрупкие кристаллы стали 60.



Таблица 6.1

## Параметры дендритной структуры слитков из стали 60

№ слитка	Ширина зоны столбчатых дендритов, L, мм	Размеры столбчатых дендритов		Размеры равноосных дендритов		Кол-во дендритов на 225 мм <sup>2</sup> (15x15)
		Длина, l, мм	Ширина, в, мм	Длина, l <sub>1</sub> , мм	Ширина, в <sub>1</sub> , мм	
1	5,78	4,98	0,45	2,34	2,15	85 – 100
2	3,92	2,9	0,18	1,48	1,36	180 – 200

Кроме этого, следует отметить, что диспергирование дендритной структуры при вибрации связано с более интенсивным охлаждением стального слитка и более полной фрагментацией кристаллов.

Изменения в дендритной структуре приводят к значительным изменениям микроструктуры стали, параметров неметаллических включений и характера их распределения [6.11].

В образцах, вырезанных из контрольного слитка, размер аустенитного зерна согласно ГОСТ 5639-82 соответствует баллу №1, а в образцах, вырезанных из опытного слитка, – баллам №3 – №4 (рис. 6.1, а и б). Наблюдаемое существенное измельчение аустенитного зерна в образцах, вырезанных из опытного слитка, позволяет прогнозировать существенное повышение свойств такого металла, что и было в конечном итоге получено [6.11, 6.12].

Структура металла образцов, вырезанных из контрольного слитка – феррито-перлитная. Доэвтектоидный феррит в виде прослоек окаймляет границы аустенитных зерен в виде сетки, а структура тела зерна – перлит с крупным «шагом» (расстояние между ферритом и цементитом). Твердость структуры 1480 – 2300 МПа. Структура металла образцов, вырезанных из опытного слитка – бейнитная с твердостью 2860 – 3210 МПа, а доэвтектоидный феррит практически отсутствует. Это объясняется тем, что металл опытного слитка охлаждался с большей скоростью, чем металл контрольного слитка, вследствие чего механизм распада аустенита при охлаждении изменялся от диффузионного до промежуточного (от феррито-перлитного состояния до бейнитного).

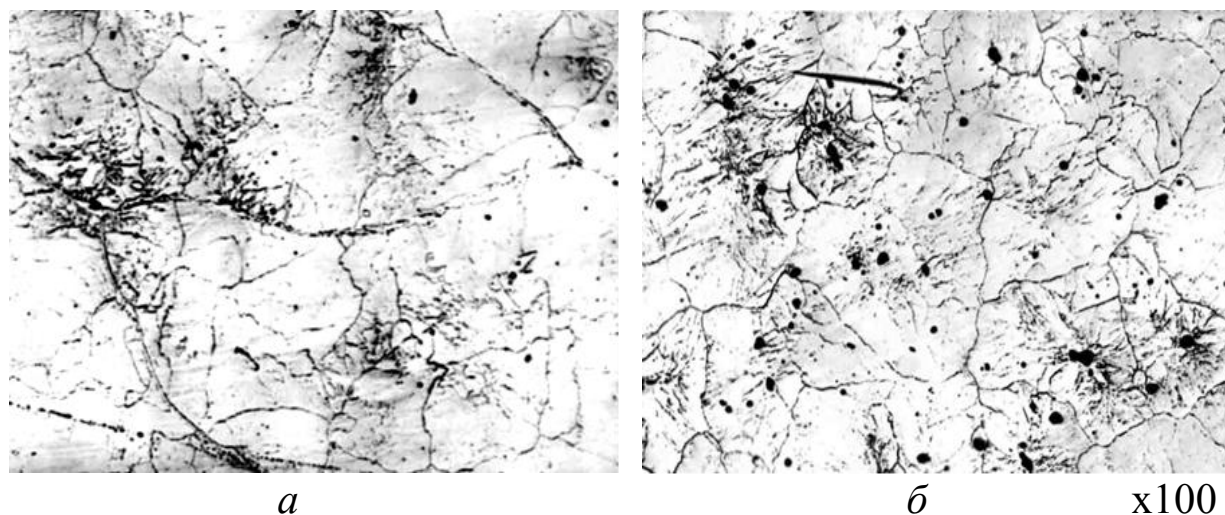


Рис. 6.1. Аустенитное зерно в слитках из стали 60:  
*а* – без вибрации; *б* – при вибрации

Установлено, что микроструктура стали 20 контрольного и опытного слитков также различна. При обычном затвердевании слитка формируется феррито-перлитная структура с неблагоприятным блочным строением, при этом между блоками четко видна граница первичного зерна. Микроструктура опытного металла характеризуется отсутствием блочного строения и четких границ первичного зерна, а также большей однородностью и дисперсностью. В корковой зоне разница в микроструктуре отсутствует.

При исследовании микроструктуры также установлено, что в образцах, вырезанных из контрольных слитков, неметаллические включения – сульфиды – в большинстве случаев локализируются в прожилках доэвтектоидного феррита, выделяющегося по границам крупных аустенитных зерен (рис. 6.2, *а*). Изредка встречаются сульфиды в теле зерна. Расположение сульфидов по границам зерен особенно вредно с точки зрения образования горячих трещин. Наличие пленочных сульфидов в металле может способствовать низким механическим свойствам. В образцах, вырезанных из опытных слитков, сульфиды заметно мельче (1,2 – 1,4 мкм против 5,0 – 8,0 мкм в контрольном образце), при этом они приобретают округлую форму и расположены произвольно по отношению к границам зерен (рис. 6.2, *б*). В данном случае наблюдаемые сульфиды можно отнести к сульфидам железа либо к двойному сульфиду  $FeS \cdot MnS$ . Размеры силикатных включений уменьшились с 24 – 30 мкм до 6 – 7 мкм (т.е. в 4 – 5 раз).

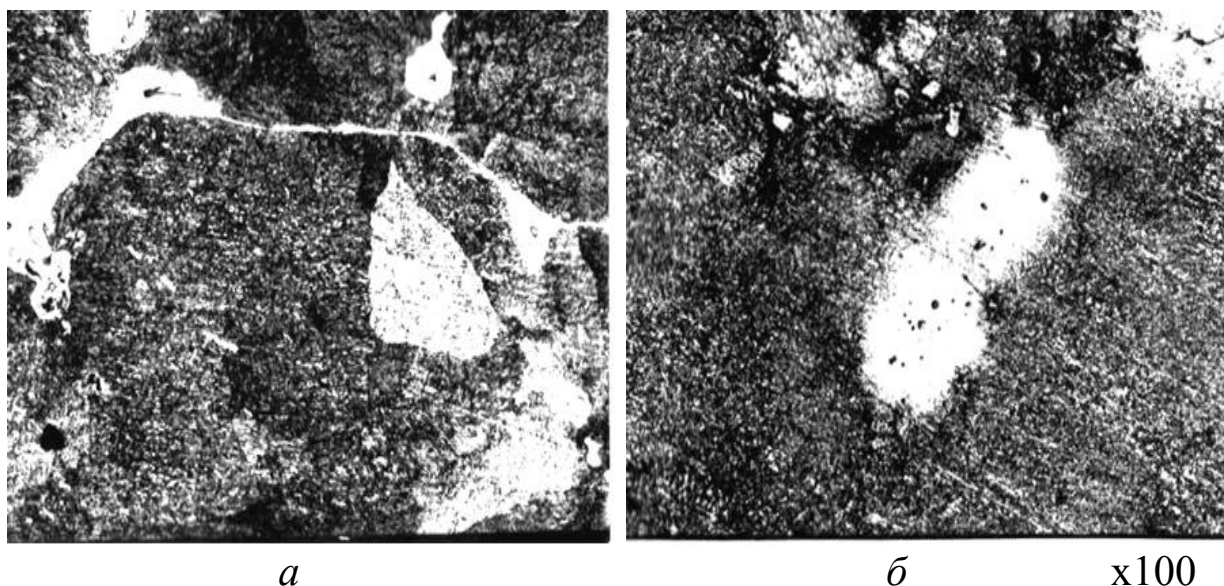


Рис. 6.2. Распределение сульфидов в структуре слитков из стали 60: *а* – без вибрации; *б* – при вибрации

Известно, что химическая неоднородность, возникающая в результате сегрегации ликвирующих элементов при затвердевании стали, приводит к понижению ее механических свойств и их резкой анизотропии. Металлографическая картина, полученная в результате травления в пикрате натрия, свидетельствует о наличии химической неоднородности в структуре контрольных образцов. Неоднородность по кремнию проявляется голубоватой окраской, а по углероду – потемнением, что наиболее заметно по границам ячеек, где первоначальное распределение элементов отличается более высоким процентом концентрации. Границы ячеек, обогащенные  $Si$  и  $C$ , очень часто совпадают с границами аустенитных зерен, на которых в результате превращения аустенита при охлаждении выделяется доэвтектоидный феррит (рис. 6.3, *а*). Как отмечено выше, в прожилках феррита в большом количестве обнаруживаются продолговатые сульфиды. Такое сочетание, как: 1) аномально крупное зерно аустенита; 2) прожилка доэвтектоидного феррита; 3) скопления продолговатых сульфидов; 4) совпадение границ аустенита и границ ячеек, обогащенных  $Si$  и  $C$ , может способствовать низким механическим свойствам слитка, в данном случае – контрольного слитка. В образцах, вырезанных из опытного слитка, отмеченные выше отрицательные факторы отсутствуют (рис. 6.3, *б*).

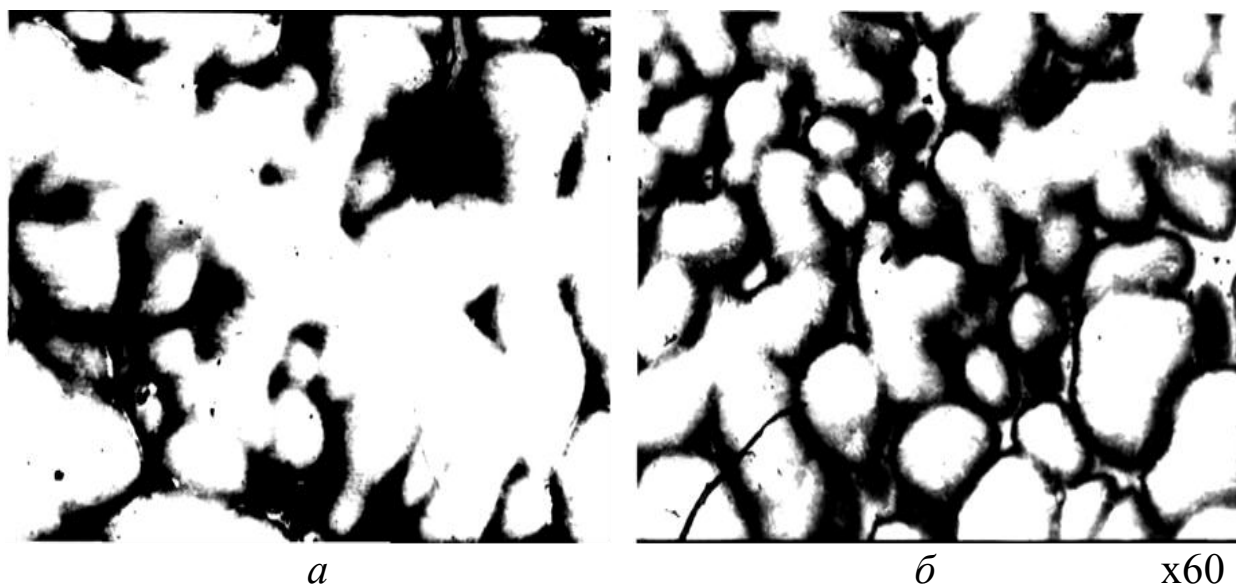


Рис. 6.3. Микроструктура слитков из стали 60, протравленных в пикрате натрия:  
*a* – без вибрации; *б* – при вибрации

Качество металла в слитке зависит также от плотности металла по их сечению. Гидростатическое взвешивание образцов показало, что вибрация заметно повышает плотность металла на различных уровнях (табл. 6.2).

Таблица 6.2

Плотность металла в слитке, кг/м<sup>3</sup> [6.10]

Марка стали	Уровень и зоны слитка			
	верх		низ	
	край	центр	край	центр
Сталь 60	<u>7588</u>	<u>7582</u>	<u>7684</u>	<u>7685</u>
	7705	7652	7785	7747

Примечание: числитель – без вибрации; знаменатель – при вибрации

Перечисленные выше изменения в структуре стальных слитков, обусловленные действием вибрации, привели к заметным изменениям механических свойств (табл. 6.3).

Как видим, механические свойства оказались в прямой зависимости от кристаллической структуры. Показатели прочности при виброобработке увеличиваются до 8%, а пластические свойства – до 15 ÷ 45%. Разница по зонам слитка незначительна.

Таблица 6.3

## Механические свойства стали 60 в литом состоянии [6.11]

Свойства	Первая зона	Вторая зона	В поперечном сечении
$\sigma_B$ , МПа	<u>825</u>	<u>640</u>	<u>755</u>
	755	625	665
$\sigma_T$ , МПа	<u>635</u>	<u>575</u>	<u>625</u>
	605	550	580
$\delta$ , %	<u>7,4</u>	<u>9,6</u>	<u>5,2</u>
	6,4	6,8	3,6
$\psi$ , %	<u>6,1</u>	<u>6,0</u>	<u>7,6</u>
	3,95	3,8	6,0

Примечание: числитель – при вибрации; знаменатель – без вибрации.

В результате выполненных исследований установлено, что вибрационная обработка затвердевающих слитков из углеродистой стали вызывает закономерное измельчение макро- и микроструктуры, обеспечивает измельчение и равномерное распределение неметаллических включений, повышает плотность и пластические характеристики стали в литом состоянии [6.10 – 6.12].

### 6.2. Вибрационная обработка слитков из нержавеющей стали

С целью определения эффективности виброобработки сталей, склонных к транскристаллизации, изучены условия формирования кристаллической структуры слитков из стали X18H9T [6.13].

Известно, что скорость кристаллизации является одним из главных параметров, влияющих на формирование кристаллической структуры литья. А скорость кристаллизации  $R$  при вибрации заметно выше, чем без вибрации (рис. 5.14, глава 5).

Подтверждением того, что скорость кристаллизации играет ключевую роль в формировании параметров кристаллических структур слитков, являются результаты их металлографических исследований, представленные в таблице 6.4. Как видно, приложение вибрации на затвердевающий слиток приводит к существенному измельчению его дендритной структуры.

Таблица 6.4

## Параметры дендритной структуры слитков из стали X18H9T [6.3]

Номер слитка	Зона столб. дендритов, мм	Столбчатые дендриты		Разориент. дендриты		Кол-во дендритов на 225 мм <sup>2</sup> (15x15)
		длина, мм	ширина, мм	длина, мм	ширина, мм	
1	20 – 25	15 – 20	2 – 3	0,7 – 1,0	0,25 – 0,30	550 – 1500
2	45 – 56	40 – 50	3 – 5	2,5 – 3,0	0,5 – 0,8	30 – 110

Примечание: 1 – при вибрации; 2 – без вибрации.

Дендритная структура во многом определяет микроструктуру стали и размеры неметаллических включений. Размер аустенитного зерна в опытном слитке составил 0,07 – 0,1 мм против 5 мм в контрольном. Размеры оксидных включений в опытном слитке составили 3 – 5 мкм против 4 – 8 мкм в контрольном, а размеры нитридных включений уменьшились с 16 – 18 мкм до 4 – 8 мкм.

Необходимо отметить, что изменения макро- и микроструктуры затвердевающего под воздействием вибрации слитка обусловлены двумя факторами: повышением скорости кристаллизации и обламыванием упругими волнами вершин дендритов на фронте затвердевания и в расплаве.

Перечисленные выше изменения в структуре слитка под воздействием вибрации обусловили изменения механических характеристик металла (табл. 6.5).

Таблица 6.5

## Механические свойства стали X18H9T [6.3]

Зоны слитка	Предел прочности $\sigma_b$ , МПа	Предел текучести $\sigma_m$ , МПа	Относит. удлинение, $\delta\%$	Относит. сужение, $\psi\%$
Зона столбчатых кристаллов	<u>570</u>	<u>310</u>	<u>45,0</u>	<u>45,0</u>
	560	315	35,5	32,5
Зона равноосных кристаллов	<u>615</u>	<u>310</u>	<u>47,0</u>	<u>46,0</u>
	545	305	41,3	40,3

Числитель – при вибрации; знаменатель – без вибрации.

Как видим, вибрация существенно повлияла на свойства металла (особенно пластические). Так, предел прочности вырос в среднем на 8%, а пластические свойства – на 15 – 40% в зависимости от структурной зоны.

Приведенные результаты показывают, что приложение вибрации на затвердевающую сталь X18H9T устраняет транскристаллизацию (см. рис. 5.19, глава 5), измельчает кристаллическую структуру слитка, повышает его механические свойства, а также снижает анизотропию свойств по сечению.

### **6.3. Вибрационная обработка слитков из серого чугуна**

Вибрация жидкого металла содействует удалению примесей цветных металлов с низкой температурой плавления, способствует увеличению прочности на изгиб. При применении вибрации в процессе затвердевания расплава чугуна наблюдается дробление пластинчатого графита, увеличение доли перлита в металлической матрице [6.13 – 6.17].

Все сказанное относится в основном к результатам воздействия вибрации на процессы затвердевания и структурообразование тонкостенных отливок. В связи с этим в работах [6.18, 6.19] исследовано влияние вибрации на структуру и формообразование графита в слитках серого чугуна большого сечения, когда градиент температуры при кристаллизации значительный и морфология формы графита существенно различается в разных зонах.

Исследования проведены на слитках из серого чугуна марки СЧ 18-36. Химический состав чугуна в слитках приведен в таблице 6.6.

Таблица 6.6

Химический состав чугуна, (мас. %)

C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Ti	Mo
3,40	0,56	1,78	0,018	0,043	0,15	0,40	0,10	0,50

Результаты исследования представлены в таблице 6.7.

В результате выполнения работ [6.18, 6.19] установлено, что при данном химическом составе чугуна, принятых технологических параметрах плавки, заливки, размерах слитков, частоте и амплитуде колебаний влияние вибрации проявляется в следующем.

Наблюдается измельчение дендритов аустенита и уменьшение их количества, измельчение аустенито-графитных эвтектических колоний (табл. 6.7). Графитные включения существенно различаются по форме. В средней основной массе ( $1/2 r$ ) слитка 1 выделяется преимущественно крупнопластинчатый графит. У поверхности слитка 2 участки с дендритами аустенита и междендритным точечным графитом встречаются изредка. В этой зоне на небольшой части площади шлифа, а также в средней части слитка ( $1/2 r$ ) наблюдаются в основном тонколепестковые графитные розетки высокой разветвленности или, иными словами, тонкодифференцированная графитная розетка. По разветвленности графита в эвтектических колониях можно судить о скорости их роста и о степени переохлаждения расплава при образовании этих колоний. Тонкая графитно-аустенитная эвтектика формируется при большом переохлаждении вне зависимости от причин, обусловивших его [6.20].

Форма графита, наблюдаемая в разных зонах слитков, свидетельствует о том, что степень переохлаждения расплава в поверхностных зонах слитков 1 и 2 примерно одинакова. Степень переохлаждения в средней зоне ( $1/2 r$ ) слитка 2 несколько больше, чем в этой же зоне слитка 1. Кристаллизация центральной зоны слитка 2 протекала, вероятно, при меньшем переохлаждении, чем в слитке 1. В общем, вибрация приводит к большему переохлаждению расплава чугуна при кристаллизации с одновременным уменьшением градиента температур по сечению от поверхности к центру слитка.

Влияние вибрации на микроструктуру контрольного и опытного слитков в поверхностной зоне и в центральной части показано на рис. 6.4.

Таким образом, результаты работ [6.18, 6.19] свидетельствуют о том, что вибрация способствует:

- измельчению аустенитных дендритов и уменьшению их количества;
- образованию тонкодифференцированной графитной эвтектики и измельчению эвтектических аустенито-графитных колоний;
- образованию перлита в металлической матрице чугуна;
- переохлаждению жидкого чугуна и уменьшению градиента температур при кристаллизации по сечению от поверхности к центру слитка.



Таблица 6.7  
Микроструктура образцов чугуна из слитков без обработки и после обработки вибрацией [6.19]

№ п/п	Зона исследования	Слиток			
		Без обработки № 1		После обработки № 2	
		Графит	Матрица	Графит	Матрица
1.	Поверхность 5-10 мм	Форма, распределение, размер Междендритный точечный ПГр8, междендритный пластинчатый ПГр9, ПГд15	Грубые дендриты (30% по площади шлифа) Феррит Ф 100.	Форма, распределение, размер Отдельные участки ПГр8, ПГр9, ПГр4, ПГд15. Колонии тонкодифференцированной графитной эвтектики ПГр3, сферической формы, диаметром 0,15-0,25 мм, ПГд(25-45)	Тонкие, короткие дендриты (3-5% площади шлифа), феррит Ф 60 основа эвтектических колоний, перлит П40, по границам эвтектического зерна.
2.	Средняя, основная часть слитка, $\frac{1}{2} r$	Грубые колонии эвтектического графита ПГр3, с длиной пластин ПГд (180- 35), диаметром 0,7-1 мм	Ф 100	Колонии тонкодифференциро- ванной графитной эвтектики ПГр3, ПГд(25-90), сферической формы диаметром 0,5-0,6 мм. Участки с колониями ПГр3, ПГд45-90 с утолщенными пластинами	Ф 80 (в основе эвтекти- ческих колоний) перлит П20, (по границам эвтектического зерна)
3.	Центральная часть	Колонии эвтектического графита ПГр3, ПГд45-180, диаметром 0,5-0,8 мм, графит тонкопластинчатый. Участки ПГр9, ПГд15-45	Ф 100	Колонии эвтектического графита ПГр3, с длиной пластин ПГд90-180, диаметр колоний 0,5-0,6 мм.	Ф 80 П 20

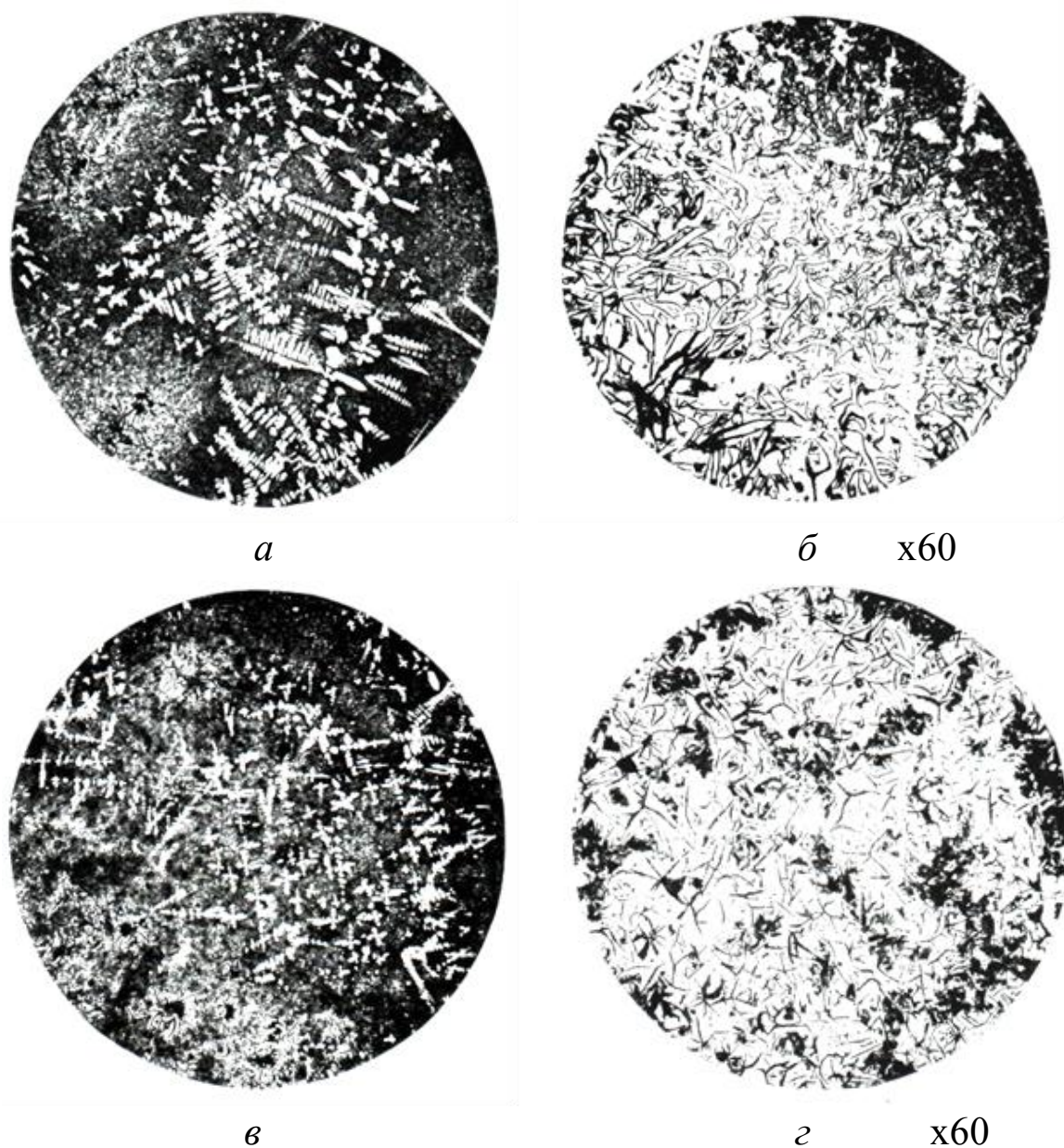


Рис. 6.4. Микроструктура слитка серого чугуна:  
*а, б* – без вибрации; *в, г* – при вибрации;  
*а, в* – поверхностная зона; *б, г* – центральная зона

#### **6.4. Вибрационная обработка слитков из алюминиевого сплава**

В работе [6.21] было детально изучено влияние вибрации на процессы кристаллизации и структурообразования слитков из алюминиевого сплава АК5М2.

Химический состав алюминиевого сплава АК5М2 приведен в таблице 6.8.

Таблица 6.8

## Химический состав сплава АК5М2

Содержание элементов, %								
Al	Si	Fe	Mg	Mn	Cu	Ni	Ti	Zn
основа	5,34	0,62	0,72	< 0,2	1,98	< 0,1	0,12	0,81

В таблице 6.9 представлены параметры кристаллизации фаз сплава, полученные методом дифференциально-термического анализа образцов, вырезанных из краевых и центральных зон опытного и контрольного слитков.

Таблица 6.9

## Параметры кристаллизации фаз сплава АК5М2 [6.21]

Переохлаждение °C	Время кристалл. образца, с	Тип фазы	Температура кристаллизации фаз, °C		Объем фаз, %	Скорость кристалл. фазы, %/с
			начало	конец		
(Краевая зона слитка)						
$\frac{16,5}{10,6}$	$\frac{141,6}{166,0}$	Alfa AlSi	$\frac{610,6}{607,5}$	$\frac{574,5}{569,9}$	$\frac{39,7}{39,8}$	$\frac{1,58}{1,35}$
			Per AlSiFe	$\frac{574,5}{569,9}$	$\frac{558,0}{555,7}$	$\frac{11,6}{11,5}$
		Evt AlSiFeMg		$\frac{558,0}{555,7}$	$\frac{529,6}{527,5}$	$\frac{36,2}{37,2}$
			Evt AlSiMg	$\frac{529,6}{527,5}$	$\frac{505,2}{500,9}$	$\frac{7,5}{7,7}$
		Evt AlSiCuMg		$\frac{505,2}{500,9}$	$\frac{464,6}{464,8}$	$\frac{4,9}{3,9}$
(Центральная зона слитка)						
$\frac{12}{10,0}$	$\frac{162,8}{166,8}$	Alfa AlSi	$\frac{617,4}{616,3}$	$\frac{573,2}{574,2}$	$\frac{48,0}{43,8}$	$\frac{1,44}{1,36}$
			Per AlSiFe	$\frac{573,2}{574,2}$	$\frac{556,0}{556,1}$	$\frac{11,1}{13,2}$
		Evt AlSiFeMg		$\frac{556,0}{556,1}$	$\frac{528,2}{529,6}$	$\frac{30,6}{32,7}$
			Evt AlSiMg	$\frac{528,2}{529,6}$	$\frac{501,1}{501,9}$	$\frac{6,6}{7,1}$
		Evt AlSiCuMg		$\frac{501,1}{501,9}$	$\frac{463,5}{468,1}$	$\frac{3,7}{3,3}$

Примечание: числитель – при вибрации; знаменатель – без вибрации.

Как видим из приведенных данных, приложение вибрации на затвердевающий расплав приводит к увеличению переохлаждения и

скорости кристаллизации как всех фаз в отдельности, так и образцов в целом. Характерно, что вибрация способствует более ранней кристаллизации всех фаз (температура начала кристаллизации выше).

Следует отметить, что вышесказанное относится к периферийной зоне слитков, где разница во времени затвердевания опытного и контрольного образцов, вырезанных из этой зоны, существенна. Что касается центральной зоны слитков, то здесь вибрация практически не повлияла на скорость кристаллизации как отдельных фаз, так и образца в целом. По-видимому, это связано с идентичными теплофизическими условиями охлаждения центральных объемов опытного и контрольного слитков. Здесь необходимо оговориться, что нами сделано допущение о последовательной кристаллизации фаз (температурные интервалы кристаллизации фаз определены по кривым охлаждения). На самом деле температурные интервалы кристаллизации фаз несколько смещены по отношению друг к другу, т.е. имеют место «накладки».

Однако это обстоятельство не изменяет очередность кристаллизации фаз. При этом температурные и временные интервалы кристаллизации фаз определяются их составом.

Интересные результаты получены при изучении влияния количества переплавов на параметры кристаллизации и характеристики структуры образцов контрольного и опытного металла периферийных зон слитков (табл. 6.10). Эти результаты показывают, что с увеличением количества переплавов снижается величина переохлаждения, что связано, по нашему мнению, с насыщением расплава кислородом и азотом в процессе переплавов образцов и образованием в расплаве частичек, могущих стать центрами кристаллизации. Скорость гетерогенного образования центров кристаллизации зависит от условий смачиваемости подложки  $f(\theta)$  и переохлаждения  $\Delta t$ . Активированные частицы снижают переохлаждение, необходимое для зарождения и роста кристаллов. А чем меньше переохлаждение, тем ниже, при прочих равных условиях, скорость кристаллизации расплава и больше продолжительность его кристаллизации.

Таблица 6.10

Параметры кристаллизации и характеристики структуры сплава  
AK5M2 [6.21]

<i>Исследуемый параметр</i>	<i>Количество переплавов</i>			
	<i>1</i>	<i>2</i>	<i>3</i>	<i>4</i>
<i>Величина переохлаждения, °С</i>	<u>16,5</u> 10,6	<u>10,4</u> 10,5	<u>9,9</u> 9,2	<u>9,5</u> 8,4
<i>Скорость кристаллизации α-фазы, %/ °С</i>	<u>1,58</u> 1,36	<u>1,40</u> 1,35	<u>1,35</u> 1,33	<u>1,28</u> 1,33
<i>Длительность кристаллизации, с</i>	<u>141,6</u> 166,0	<u>158,8</u> 167,2	<u>166,4</u> 168,0	<u>168,8</u> 172,0
<i>Оценка структуры, °С</i>	<u>307</u> 346	<u>333</u> 354	<u>335</u> 357	<u>342</u> 359
<i>Оценка степени модифицирования α-твердого раствора, %</i>	<u>4,4</u> 3,8	<u>3,9</u> 3,7	<u>3,8</u> 3,6	<u>3,4</u> 3,6
<i>Оценка междендритной пористости, °С</i>	<u>1,40</u> 1,37	<u>1,32</u> 1,27	<u>1,26</u> 1,26	<u>1,19</u> 1,24

Примечания: числитель – при вибрации; знаменатель – без вибрации.

«Оценка структуры» – это значение отношения теплоты кристаллизации к теплоемкости для всей пробы сплава, в °С. «Оценка степени модифицирования α-твердого раствора» – это количество твердой фазы в %, которое образовалось в начале кристаллизации.

Отмеченные изменения параметров кристаллизации приводят к изменению характеристик структуры: укрупняется структура, снижается степень модифицирования α-твердого раствора и снижается междендритная пористость. При образовании поверхности раздела на границе фаз теплота кристаллизации практически не изменяется, а теплоемкость в связи с укрупнением структуры уменьшается, что и приводит к повышению значения «оценка структуры». Естественно, что при укрупнении структуры снижается степень модифицирования α-твердого раствора и возрастает интенсивность вытеснения водорода из междендритного пространства в процессе кристаллизации, поэтому после каждого переплава снижается междендритная пористость.

Характерно, что изменение параметров кристаллизации и характеристик структуры при переплавах существенны для опытного металла и незначительны для контрольного. Это связано, по-

видимому, с исходным состоянием металла, затвердевшего свободно и в поле упругих колебаний.

Подтверждением этого служит то, что влияние вибрации существенно ослабевает уже после первого переплава, а после третьего переплава параметры кристаллизации и характеристики структуры опытного и контрольного металлов практически одинаковы.

Анализ структур осевых продольных темплетов показал, что она в обоих случаях имеет три следующие зоны:

1. Небольшую зону мелких равноосных кристаллов у поверхности слитка шириной до 1 мм. Эта зона образовалась в результате быстрого затвердевания металла при контакте с изложницей (значительный градиент температур и переохлаждение приводят к образованию большого числа центров кристаллизации).

2. Зону столбчатых кристаллов шириной 10 мм в контрольном слитке и 5 мм в опытном. Причем в контрольном слитке эта зона расширяется в вертикальном направлении вверх, достигая в подприбыльной части значения 25 мм. Здесь отдельные крупные зерна достигают размера 8 – 14 мм. В опытном слитке столбчатые дендриты хорошо идентифицируются лишь в верхней (2/3 высоты) части слитка и в нижних углах. Размер кристаллов от 1 до 4 мм.

3. Остальная часть слитков закристаллизовалась в виде равноосных кристаллов размером до 1 мм (опытный слиток) и от 4 (ближе к краю) до 5 мм в центре (контрольный слиток).

При воздействии вибрации на затвердевающий расплав происходило обламывание растущих ветвей дендритов, что значительно увеличивало количество зародышей кристаллизации и привело к измельчению структуры слитка. Об этом свидетельствуют приведенные на рисунке 6.5 данные об изменении среднего размера зерна по сечению слитка. Видим, что обламывание растущих дендритов началось при достижении ими длины 8 – 10 мм, что имело место и при вибрации стальных слитков.

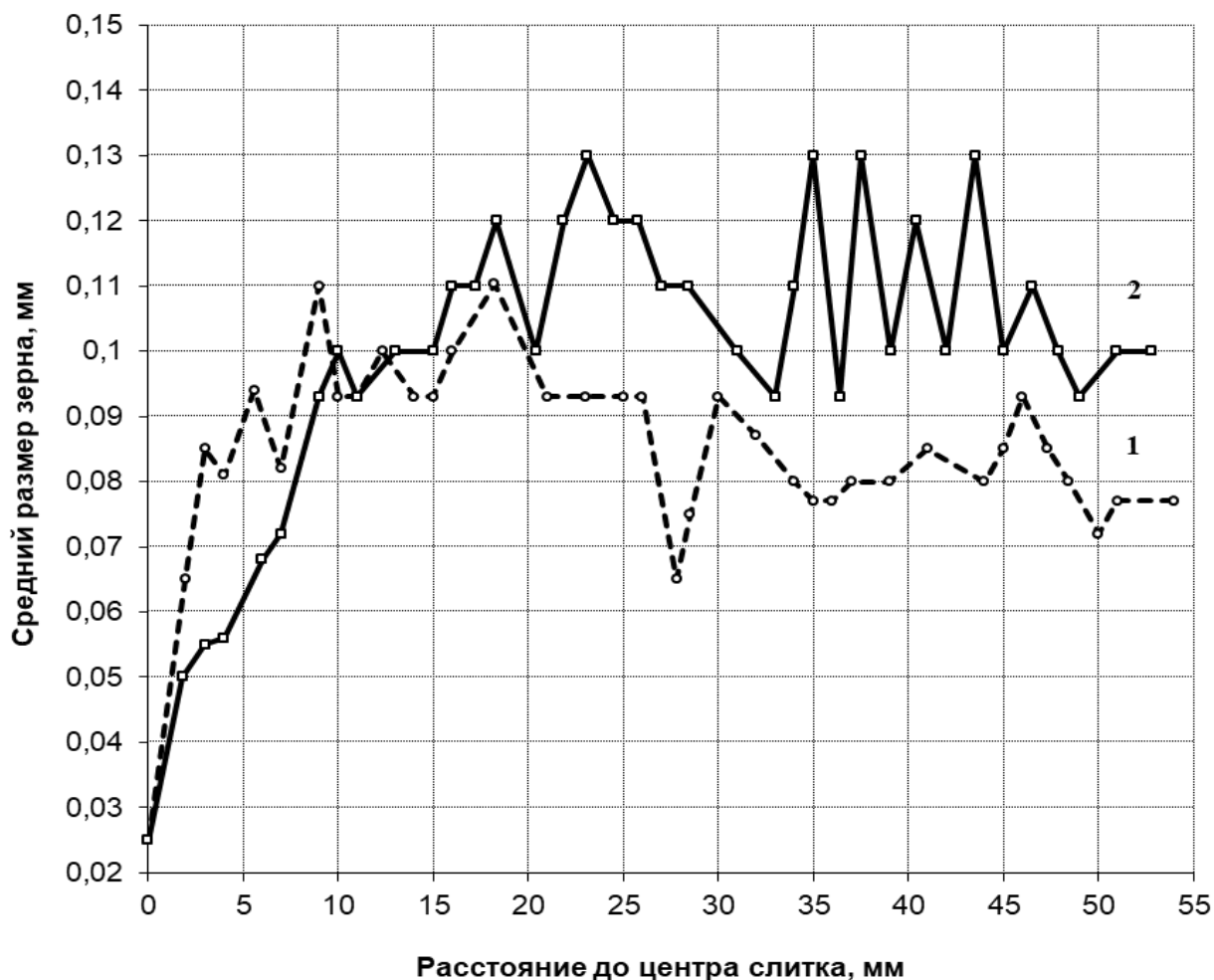


Рис. 6.5. Изменение величины зерна в поперечном сечении слитка:  
1 – при вибрации; 2 – без вибрации

Структура поверхностных зон обоих слитков представляет собой дендриты  $\alpha$  – твердого раствора на основе алюминия и эвтектику  $\alpha + \text{Si}$ , которая кристаллизовалась в междендритных пространствах (рис. 6.6, *a* и *в*). Эвтектика мелкозернистая, часть кремния кристаллизовалась в виде мелких иголочек. По мере удаления к центру слитка увеличивается размер зерна (рис. 6.6, *б* и *г*), в структуре появляются двойные Al-Si и сложные эвтектики AlSiMg, AlSiFeMg и AlSiCuMg. В обоих слитках медь содержится как в твердом растворе на основе алюминия, так и выделяется в виде эвтектики  $\alpha + \text{Si} + \text{CuAl}_2$ . Эвтектика Al-Si содержит 11,7 ат. % Si (13,1 вес. %) и состоит из чередующихся включений обеих фаз.

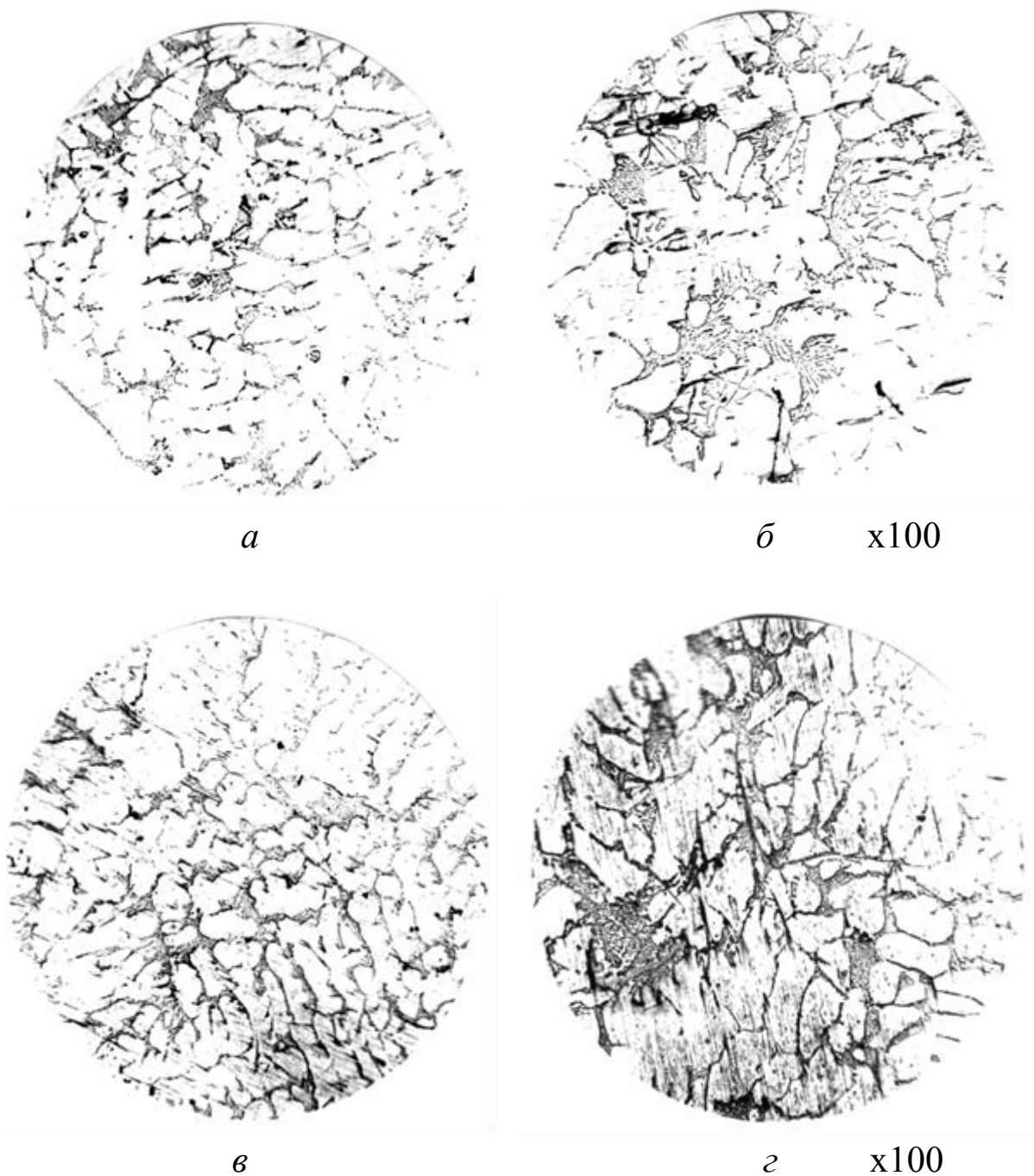


Рис. 6.6. Микроструктура зон контрольного и опытного слитков:  
*а, б* – без вибрации; *в, г* – при вибрации;  
*а, в* – поверхностная зона; *б, г* – центральная зона

В контрольном слитке характер кристаллизации приводит к увеличению в его центральной части количества эвтектической составляющей (как двойной, так и сложных эвтектик), а также количества неметаллических включений и мелких пор. Есть зоны размером до 0,5 мм со структурой, состоящей только из эвтектики (рис. 6.7, *а*). В слитке, затвердевшем под воздействием вибрации, отмечено более равномерное распределение эвтектической



составляющей, практически отсутствуют выделения кремния в виде отдельных крупных игл (рис. 6.7, б).

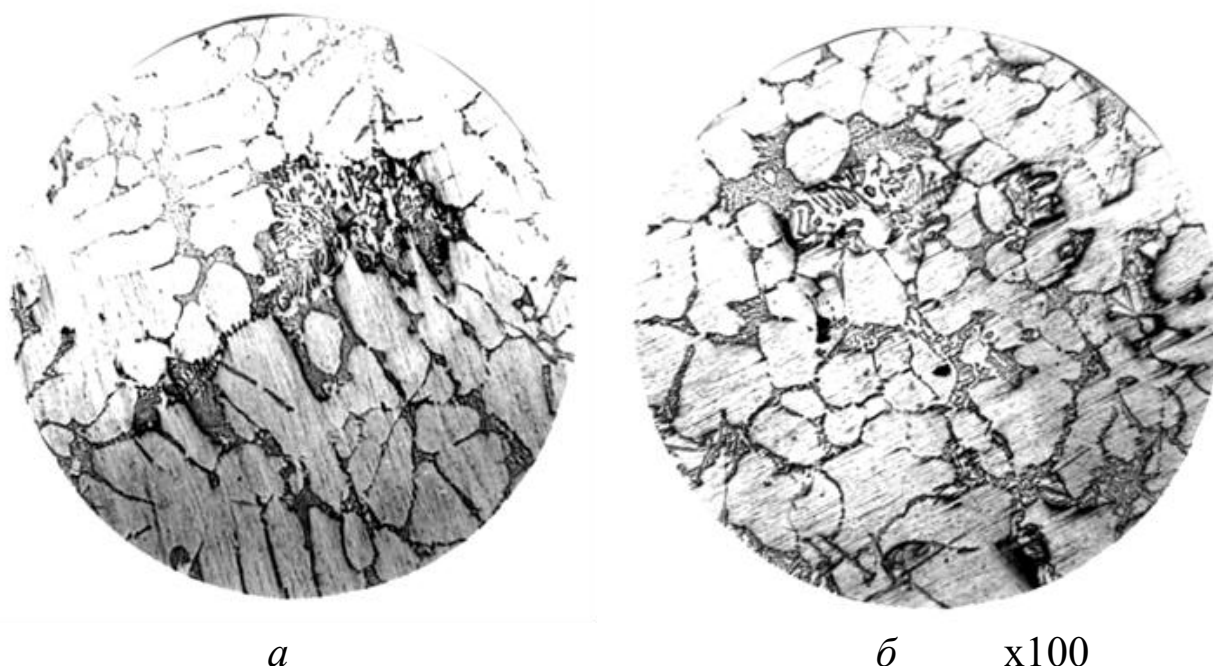


Рис. 6.7. Распределение эвтектики в центральных зонах слитков:  
*a* – без вибрации; *б* – при вибрации

В опытном слитке небольшая часть эвтектики имеет более грубую структуру, чем в контрольном. Это объясняется тем, что в условиях кристаллизации контрольного слитка перед растущими дендритами  $\alpha$  – Al образуется зона с повышенной концентрацией кремния и эвтектика кристаллизуется в условиях более высокого переохлаждения. При кристаллизации в условиях вибрации кристаллики кремния выносятся из зоны повышенной концентрации, создаются условия для нормального роста кристаллов кремния и укрупняется эвтектика.

По мере роста эвтектической колонии  $\alpha + Si$  примеси уходят на ее периферию, где создаются условия для кристаллизации тройных эвтектик. Тройная эвтектика, содержащая железо, образует грубые скелетообразные кристаллы в структуре как контрольного, так и опытного слитков.

Следует отметить, что вибрация практически не повлияла на степень ликвации элементов за исключением меди и цинка. Под воздействием вибрации ликвация меди уменьшилась с 10 до 0,9%, а цинка – с 22 до 2%.

Оба слитка содержат небольшое количество неметаллических включений, которое в самых «загрязненных» местах соответствует 1

баллу согласно ГОСТ 1778-70. Строчечные неметаллические включения отсутствуют.

Перечисленные выше изменения в макро- и микроструктуре слитков под воздействием вибрации обусловили изменения механических характеристик металла. Механические свойства сплава АК5М2 в литом состоянии, полученные на продольных образцах, вырезанных из трех зон осевых темплетов, приведены в таблице 6.11.

Таблица 6.11

Механические свойства сплава АК5М2 [6.21]

Зоны слитка	Предел прочности, $\sigma_b$ , МПа		Относительное удлинение, $\delta$ %	
	опытный	контрольный	опытный	контрольный
Край	165	165	2,0	2,0
$\frac{1}{2}$ радиуса	155	150	4,0	2,6
Центр	150	145	4,0	3,0

Как видим, свойства металла (особенно пластические) оказались в прямой зависимости от дисперсности кристаллической структуры соответствующих зон слитка. Так, относительное удлинение возросло на 33 – 54% в зависимости от зоны при небольшом (на 3%) повышении предела прочности.

Эти исследования показывают, что приложение вибрации на затвердевающий сплав АК5М2 увеличивает скорость кристаллизации расплава, измельчает кристаллическую структуру слитка, повышает ее однородность и улучшает пластические свойства металла.

### 6.5. Влияние вибрации на остаточные напряжения в слитках и сварных швах

Одним из факторов, определяющих прочность, надежность и долговечность деталей машин и механизмов при их эксплуатации, являются остаточные напряжения, возникающие в них при изготовлении. В связи с этим практический интерес представляют способы снижения остаточных напряжений еще на стадии получения заготовок для их изготовления. Остаточные напряжения не регламентируются ГОСТами, и задача заключается в получении заготовок с минимальными их значениями.

В настоящее время в машиностроении для снижения уровня остаточных напряжений и предотвращения коробления заготовок применяют различные технологические операции, именуемые старением. Наиболее традиционными и изученными из них являются процессы естественного старения и низкотемпературный отжиг, часто называемый искусственным старением [6.22 – 6.25]. Основным недостатком естественного старения является его большая длительность, что вызывает необходимость иметь большие запасы литья. При искусственном старении (низкотемпературный отжиг) необходимо иметь громоздкое печное оборудование, недостаточно производительное из-за чрезвычайно растянутого периода охлаждения заготовок после отжига. В связи с этим в последнее время все большее применение находят методы динамического снижения остаточных напряжений и упрочнения деталей [6.26, 6.27].

Суть метода заключается в циклическом нагружении мощными виброимпульсами уже затвердевших заготовок (слитков) или готовых деталей, т.е. непосредственного воздействия на причины возникновения остаточных напряжений в процессе формирования структуры металла нет. Определенный интерес представляет изучение влияния вибрации, приложенной к слиткам и отливкам в процессе их затвердевания, на возникающие в них остаточные напряжения. В связи с этим в работах [6.2, 6.5] были проведены исследования по изучению влияния вибрации на остаточные напряжения в слитках и сварных швах в процессе их формирования.

Для этого были исследованы темплеты, вырезанные из опытного (при вибрации) и контрольного (без вибрации) слитков из нержавеющей стали X18H9T. Средние значения остаточных напряжений по соответствующим зонам исследуемых темплетов (рис. 6.8), определенные по методике [6.28], приведены в таблице 6.12.

Таблица 6.12

Средние значения остаточных напряжений по зонам  
слитков из стали X18H9T

<i>Слиток</i>	<i>Остаточные напряжения, МПа</i>	
	<i>зона столбчатых кристаллов I</i>	<i>зона равноосных кристаллов II</i>
<i>При вибрации</i>	261,72	177,75
<i>Без вибрации</i>	338,94	213,89

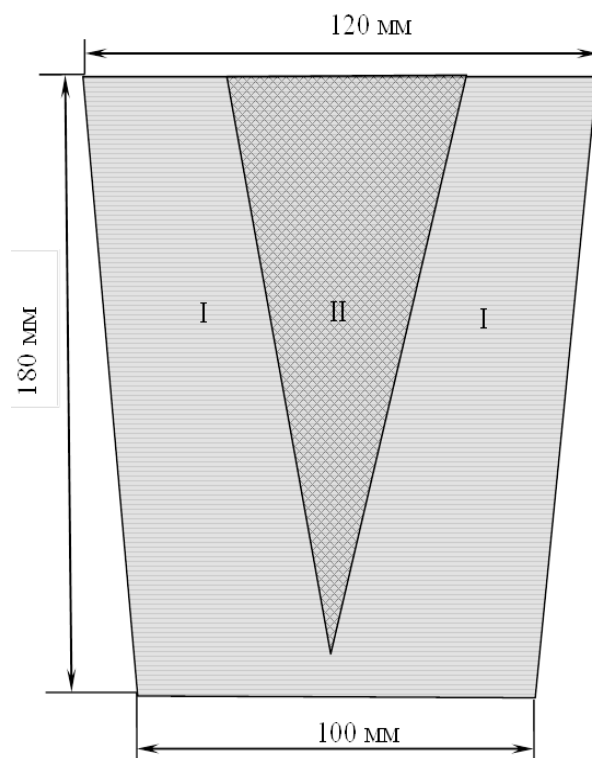


Рис. 6.8. Схема структурных зон слитков, в которых определялись остаточные напряжения

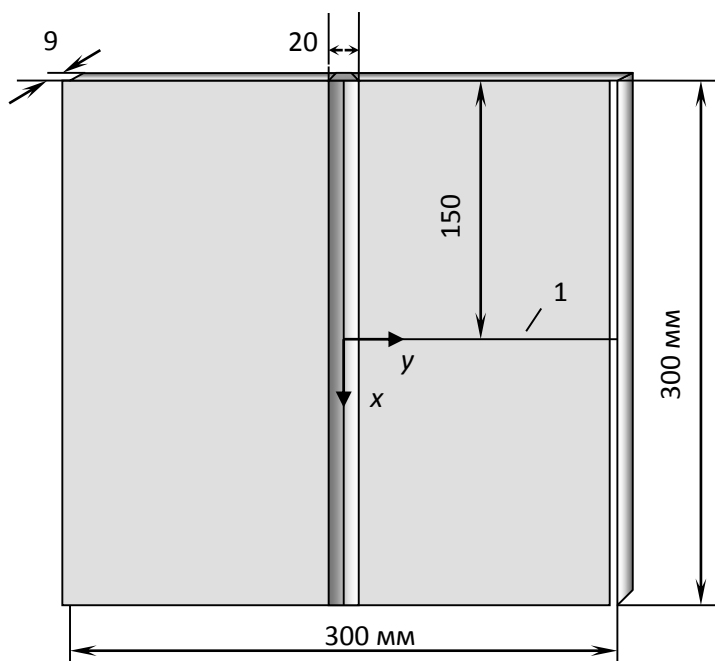


Рис. 6.9. Схема определения остаточных напряжений в сварных швах

Сравнительный анализ этих данных показывает, что остаточные напряжения в опытном слитке в зависимости от зоны на 20 – 29% меньше, чем в контрольном. Связано это, на наш взгляд, со следующим: остаточные напряжения в слитках возникают вследствие их неравномерного охлаждения и неодновременного протекания

фазовых превращений, а вибрация, интенсивно перемешивая расплав и обламывая кристаллы, уменьшает градиент температур по сечению и обеспечивает объемное затвердевание. Более однородная кристаллическая структура слитков, которая формируется под действием вибрации, обеспечивает меньшую анизотропию свойств отдельных кристаллов и, как следствие, меньшие остаточные напряжения слитков в целом. Еще один фактор снижения остаточных напряжений – действие вибрации на неметаллические включения, так как они являются основной причиной возникновения местных локальных напряжений [6.29]. Вибрация существенно изменяет размер и характер распределения неметаллических включений: повышает дисперсность, разбивает их групповые скопления и практически устраняет их расположение по границам зерен, что способствует существенному снижению локальной концентрации напряжений вокруг включений.

Учитывая, что надежность и долговечность сварных металлоконструкций зависит, в том числе и от остаточных напряжений в сварном шве, были проведены эксперименты по изучению влияния вибрации на остаточные напряжения в них [6.30].

Для этого пластины из стали 3 были сварены между собой: контрольные образцы – без вибрации, а опытные – при вибрации с различной частотой. В опытных и контрольных образцах были определены остаточные напряжения по схеме, показанной на рис. 6.9.

Определение остаточных напряжений по двум осям X и Y связано с тем, что сварочная ванна, неравномерно прогревая свариваемые пластины, способствует возникновению напряжений не только в шве, но и по сечению самих пластин. Действительно, из кривых напряжений (рис. 6.10), возникающих в этой сварной конструкции, видно, что прогрев провоцирует возникновение остаточных напряжений в сварном шве и по сечению пластины на расстоянии до 105 мм от оси шва в опытных образцах и до 120 мм – в контрольных.

При этом во всех вариантах экспериментов остаточные напряжения при вибрации значительно ниже (до 2 раз), чем без вибрации. Снижение остаточных напряжений связано с теми изменениями, которые происходят в сварочной ванне под действием вибрации в процессе формирования структуры шва.

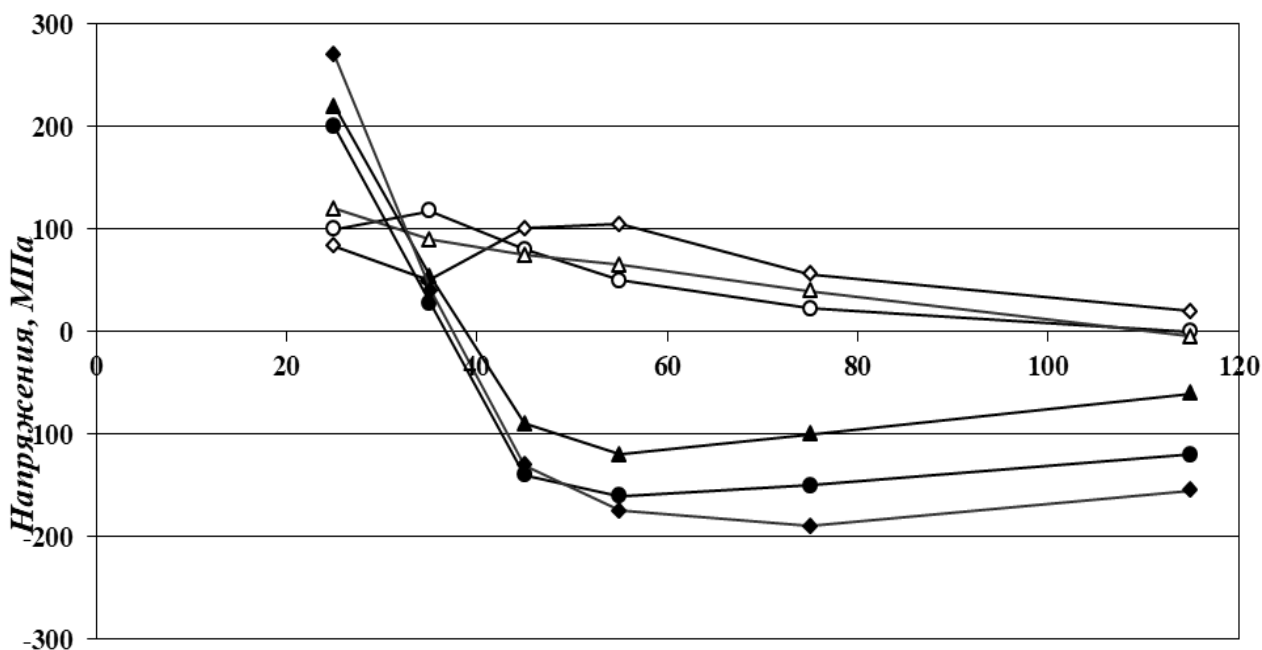


Рис. 6.10. Зависимость напряжений в сварном шве и по сечению пластин в зависимости от параметров вибрации:

- ■ – без вибрации; Δ ▲ – с вибрацией:  $A = 0,5$  мм,  $\omega = 60$  Гц;
- ● – с вибрацией:  $A = 0,5$  мм,  $\omega = 80$  Гц

По данным авторов [6.31], низкочастотная вибрация (частота 0 – 200 Гц, амплитуда 0...1 мм) приводит к измельчению структуры металла шва, уменьшению количества пор. Кроме того, вибрация оказывает положительное влияние на дисперсность неметаллических включений, их количество и характер распределения в шве. Все эти эффекты вибрационного воздействия на структуру шва, аналогично случаю со стальными слитками, по-видимому, приводят к уменьшению остаточных напряжений.

Таким образом, можно утверждать, что вибрация, наряду с положительным влиянием на формирование структуры и свойств затвердевающих металлов, способствует снижению остаточных напряжений в заготовках. А это, в свою очередь, оказывает существенное влияние на повышение эксплуатационного ресурса элементов машин и механизмов в целом.

## Список использованной литературы к главе 6.

- 6.1. Тарасевич Н.И., Нурадинов А.С., Таранов Е.Д. и др. Влияние вибрационной обработки на параметры затвердевания

- стальной заготовки // Процессы литья. – 2006. - №1. – С. 64-69.
- 6.2. *Нурадинов А.С., Ефимов В.А., Таранов Е.Д. и др.* Влияние вибрации на формирование макро- и микроструктур затвердевающих стальных слитков // *Материаловедение*. – 2004. - №5. – С. 24-26.
- 6.3. *Нурадинов А.С., Эльдарханов А.С., Таранов Е.Д.* Влияние вибрации на структуру и свойства слитка стали X18H9TЛ // *Труды 4-й Всероссийской научно-практической конференции «Литейное производство сегодня и завтра»*. – С-Петербург. – 2003. – С. 50-52.
- 6.4. *Ефимов В.А., Эльдарханов А.С., Нурадинов А.С.* Влияние вибрации на межфазный переход расплава в кристаллическую структуру слитков // *Материаловедение*. – 2003. – №3. – С. 36-38.
- 6.5. *Нурадинов А.С.* Исследование вибрационной обработки слитков из нержавеющей стали // *Процессы литья*. – 2003. – №1. – С. 33-36.
- 6.6. *Найдек В.Л., Эльдарханов А.С., Нурадинов А.С. и др.* О механизме воздействия вибрации на кристаллизацию и структурообразование сплавов // *Литейное производство*. – 2003. – №9. – С. 13-15.
- 6.7. *Эльдарханов А.С., Нурадинов А.С.* Влияние вибрации на кристаллизацию и структуру слитка // *Металлургическая и горнорудная промышленность*. – 2002. – №7. – С. 192-195.
- 6.8. *Нурадинов А.С., Таранов Е.Д., Найдек В.Л. и др.* Влияние давления и вибрации на структуру и неметаллические включения при кристаллизации стали // *Тезисы международной научно-технической конференции «Неметаллические включения и газы в литейных сплавах»* – Запорожье. – 2006. – С 90-91.
- 6.9. *Нурадинов А.С., Таранов Е.Д., Найдек В.Л. и др.* Влияние вибрации на структуру и свойства железо-углеродистых и цветных сплавов // *Тезисы международного научно-технического конгресса «Процессы плавки, обработки и разлива металлов: отливки, слитки, заготовки»* – Киев. – 2006. – С 39-42.
- 6.10. *Таранов Е.Д., Нурадинов А.С., Кондратюк С.Е. и др.* Кристаллизация и структурообразование стальных слитков в

- условиях вибрационного воздействия // Процессы литья. – 1998. – №3-4. – С. 84-90.
- 6.11. *Ефимов В.А., Нурадинов А.С., Эльдарханов А.С.* Влияние вибрационной обработки на структуру и свойства слитка стали 60 // Сталь. – 2002. – №12. – С. 15-17.
- 6.12. *Нурадинов А.С., Ефимов В.А.* Исследование теплофизических условий затвердевания стальных слитков в поле упругих волн // Процессы литья. – 2002. – №4. – С. 30-35.
- 6.13. *Гиршович Н.Г.* Кристаллизация и свойства чугуна в отливках. – М.-Л.: Машиностроение, 1966. – 561 с.
- 6.14. *Головин С.Я.* Особые виды литья. – М.-Л.: Машгиз, 1959. – 460 с.
- 6.15. *Калинин К.Г., Горбенко М.П.* Установка для вибрации форм при заливке // Литейное производство. – 1971. - № 6. – С. 37.
- 6.16. *Gittus I.H.* // Iron and Steel inst. – 1959. – V. 192. – P. 2 -118.
- 6.17. *Steelmaking conference proceeding, New-York, London.* – 1993. – P. 322.
- 6.18. *Найдек В.Л., Нурадинов А.С., Пилипенко Т.К. и др.* Вплив вібрації на структуру сірого чавуну // Металознавство та обробка металів. – 2004. – №4. – С. 30-34.
- 6.19. *Нурадинов А.С., Эльдарханов А.С., Таранов Е.Д. и др.* Формирование микроструктуры серого чугуна под воздействием вибрации // Литейщик России. – 2006. – №1. – С 26-28.
- 6.20. *Бунин К.П., Малиночка Я.Н., Таран Ю.Н.* Основы металлографии чугуна. – М.: Metallurgy, 1969. – С. 414.
- 6.21. *Нурадинов А.С., Найдек В.Л., Эльдарханов А.С. и др.* Влияние вибрации на структуру и свойства алюминиевого сплава АК5М2 // Литейщик России. – 2005. – №10. – С 23-25.
- 6.22. *Коцюбинский О.Ю.* Стабилизация размеров чугунных отливок. – М.: Машиностроение, 1974. – 269 с.
- 6.23. *Коцюбинский О.Ю.* Коробление чугунных отливок от остаточных напряжений. – М.: Машиностроение, 1965. – 176 с.
- 6.24. *Квашнина Е.И.* Оптимальная скорость нагрева и охлаждения отливок из высокопрочного чугуна с шаровидным графитом при отжиге // Металловедение и термическая обработка. – М. – Киев: Машгиз, 1961. – С. 292-301.



- 6.25. *Адоян Г.А., Батышев К.А.* Коробление отливок из алюминиевых сплавов от действия остаточных напряжений // Литейное производство. – 1991. – №1. – С. 38.
- 6.26. *Горенко В.Г., Русаков П.В.* Статические и динамические способы снижения уровня остаточных напряжений и стабилизации размеров отливок // Повышение надежности и долговечности литых деталей. – К.: Институт проблем литья. – 1987. – С. 23-39.
- 6.27. *Прокопенко Г.И., Недосека А.Я., Грузд А.А.* Разработка и оптимизация оборудования и процесса ультразвуковой ударной обработки сварных соединений с целью снижения остаточных напряжений // Техническая диагностика и неразрушающий контроль. – 1995. – №3. – С. 14-22.
- 6.28. *Лобанов Л.М., Пивторак В.А., Савицкий В.В. и др.* Оперативное определение остаточных напряжений с использованием электронной спекл-интерферометрии // В мире неразрушающего контроля. – 2005. – №1. – С. 10-13.
- 6.29. *Кондратюк С.Е.* Фрактографические особенности разрушения литых сталей с гетерогенной структурой // Процессы литья. – 1998. – №1. – С. 40-45.
- 6.30. *Нурадинов А.С., Таранов Е.Д., Эльдарханов А.С.* Влияние вибрации на остаточные напряжения в слитках и сварных швах // Сталь. – 2012. – № 4. – С. 19-20.
- 6.31. *Хренов К.К. и др.* Влияние вибрации на образование соединений алюминия и его сплавов при холодной сварке // Автоматическая сварка. – 1970. – №4. – С. 13-17.

# **ПРОЦЕССЫ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ И ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ ЛИТЫХ ЗАГОТОВОК**

**Монография**

Подписано в печать 05.03.2020 г. Формат 60х90 1/6  
У.п.л. 6,4. Бумага офисная. Печать-ризография.  
Тираж 500 экз.

---

Издательство ФГБОУ ВО «Чеченский государственный университет»  
Адрес: 364037 ЧР, г. Грозный, ул. Киевская, 33.



