

*И.В. Земсков
А.Н. Крутилин*

**ВЕРТИКАЛЬНОЕ
НЕПРЕРЫВНОЕ
ЛИТЬЕ
ЗАГОТОВОК**



И. В. Земсков, А. Н. Крутилин

ВЕРТИКАЛЬНОЕ НЕПРЕРЫВНОЕ ЛИТЬЕ
ЗАГОТОВОК

Минск
БНТУ
2015

УДК 621.074

Земсков, И. В. Вертикальное непрерывное литье заготовок / И. В. Земсков, А. Н. Крутилин. – Минск: БНТУ, 2015. – 207 с. – ISBN 978-985-550-754-4.

Приведены результаты исследований по разработке технологии и оборудования вертикального непрерывного литья заготовок из черных и цветных металлов и сплавов. Обобщен опыт промышленного использования технологического процесса более чем на 30 промышленных предприятиях. Разработаны технологические схемы заливки металла в кристаллизатор, тепловые и технологические параметры непрерывного литья заготовок, изучены структуры и свойства получаемых заготовок. Приведены конструктивные схемы установок, для различных типоразмеров получаемых заготовок.

Монография предназначена для научных, инженерно-технических работников предприятий и организаций, имеющих литейно-заготовительное производство, аспирантов, магистрантов и студентов.

Табл. 17. Ил. 69. Библиогр. 98 назв.

Рекомендовано к изданию научно-техническим советом
Белорусского национального технического университета
(протокол № 7 от 25.09.2015 г.)

Рецензенты:

академик НАН Беларуси, доктор технических наук, профессор,
дважды лауреат Государственной премии, заслуженный
изобретатель Республики Беларусь, директор Института технологии
металлов НАН Беларуси *Е. И. Марукович*;
доктор технических наук, профессор, профессор кафедры
«Промышленная теплоэнергетика» Белорусского национального
технического университета *Р. И. Есьман*

ISBN 978-985-550-754-4

© Земсков И. В., Крутилин А. Н., 2015

© Белорусский национальный
технический университет, 2015

Оглавление

Введение	4
1. Принципиальные технологические схемы вертикального непрерывного литья	9
1.1. Режимы движения отливки	30
1.2. Выбор системы подвода металла в кристаллизатор	34
2. Теоретический и экспериментальный анализ формирования отливки	40
2.1. Разогрев затвердевшей корки на выходе из кристаллизатора	50
2.2 Теоретический анализ с использованием современных систем моделирования литейных процессов	56
3. Напряженное состояния в затвердевающей отливке при вертикальном полунепрерывном литье чугуна	73
4. Технология вертикального непрерывного литья заготовок из чугуна	91
4.1. Формирование структуры чугуна	91
4.2. Особенности технологии получения заготовок из серого легированного чугуна	99
4.3. Особенности получения отливок из специальных чугунов	118
4.3.1. Чугун с шаровидной и вермикулярной формой графита	122
5. Технология непрерывного литья заготовок из стали	131
5.1. Особенности непрерывного литья быстрорежущих сталей	131
5.2. Технология литья сталей 5ХНМ и 4Х5МФС	143
5.3. Технологические особенности непрерывного литья марганцовистой стали 20Г	156
5.4. Технологии непрерывного литья заготовок из сталей 12Х18Н10ТЛ, 20Х13, 40Х, Сталь30	160
6. Технология вертикального непрерывного литья заготовок из сплавов на основе меди	170
6.1. Анализ влияния характерных свойств сплавов на основе меди на формирование отливки	170
6.2. Опыт исследования и разработки технологии непрерывного литья трубных заготовок из сплавов на основе меди	173
6.3. Определение оптимальных параметров процесса получения заготовок из сплавов на основе меди	179
7. Оборудование для осуществления процесса вертикального непрерывного литья	185
Заключение	194
Литература	197

Введение

Машиностроение является ведущей базовой отраслью народного хозяйства РБ. Интенсивное развитие нашей экономики и главной ее отрасли машиностроения тесно связано со значительным увеличением потребления черных и цветных металлов. Уровень обеспечения потребности народного хозяйства в черных и цветных металлах и сплавах, качество и сортамент металлопродукции, их соответствие предъявляемым требованиям определяет темпы роста экономики и национального дохода. Несмотря на большие объемы производства, потребность народного хозяйства в металлопродукции необходимого качества удовлетворяется не полностью, более того, дефицит металла не уменьшается.

Одним из главных направлений развития народного хозяйства республики является повышение темпов и эффективности развития экономики на базе ускорения научно-технического прогресса, повышения технического уровня производства, его механизации и автоматизации, совершенствования существующих и внедрение принципиально новых высокоэффективных технологических процессов, современного литейного оборудования.

Решение задачи связано с необходимостью создания прогрессивных технологических процессов, позволяющих повысить производительность труда, поднять эффективность использования ресурсов и снизить энерго- и материалоемкость производства. Это позволит не только успешно решить стоящие неотложные задачи по полному обеспечению потребностей народного хозяйства металлопродукцией требуемого сортамента и качества, но и постепенно расширить ее поставки на экспорт.

Приоритет должен быть отдан повышению эффективности использования металла, необходимо отметить, что здесь имеются значительные неиспользованные резервы, прежде всего по коэффициенту использования металла. Из общего объема потребляемого металла в среднем порядка 30-45% идет в стружку.

Отливки из чугуна занимают центральное место в структуре литьих заготовок машиностроения, однако невысокие механические свойства, наиболее широко используемых марок серого чугуна, является причиной завышенной металлоемкости выпускаемой продукции. Не вызывает сомнения, что в обозримом будущем значи-

тельно возрастет доля литых заготовок из высококачественных чугунов с повышенными эксплуатационными характеристиками. Необходимо значительно увеличить объемы использования высококачественных чугунов с шаровидной и вермикулярной формой графита, легированных чугунов с повышенными прочностными и эксплуатационными свойствами. Сравнительный анализ показывает, что за счет замены стальных отливок отливками из высокопрочного чугуна достигается значительное снижение себестоимости каждой тонны отливок. Экономически оправдана также замена отливок из серого чугуна отливками из высокопрочного чугуна, несмотря на более высокую стоимость, применение их оказывается выгодным, поскольку за счет повышения прочностных свойств можно значительно снизить металлоемкость заготовок.

Эффективность использования новых конструкционных материалов в народном хозяйстве не вызывает сомнения, т.к. они позволяют существенно снизить металлоемкость машин и оборудования, повысить коэффициент использования металла.

Перспективы развития промышленности предусматривают дальнейшее повышение эффективности и качества изготавливаемых отливок, на базе комплексного использования прогрессивных технологических процессов. Совершенствование существующих и создание новых специальных способов литья возможно на базе современных достижений фундаментальных и общетехнических наук.

Существенные преимущества непрерывных методов литья, предопределили высокий интерес специалистов в области литейного производства к разработке и использованию этих процессов для получения литых заготовок в машиностроении. Увеличение выхода годного литья до 85 – 90%, снижение припусков на механическую обработку, улучшение качества заготовок, возможность автоматизации и механизации производства, улучшение условий труда, способствуют значительному расширению области применения непрерывных методов литья из различных металлов и сплавов. На основании анализа существующих способов определены наиболее перспективные принципиальные схемы литья заготовок деталей машино- и станкостроения.

Среди наиболее интересных технологических процессов, необходимо отметить разработки института технологии металлов, национальной академии наук Беларуси и Белорусского национального

технического университета. Непрерывно-циклическое литье с намо-
раживанием позволяет получать отливки с заданными структурой и
физико-механическими свойствами за счет направленного затвер-
девания и термообработки, объединенных в единый технологиче-
ский процесс. Метод литья закалочным затвердеванием, включает в
себя заливку расплава в водоохлаждаемую металлическую форму,
где формируется начальная корка отливки толщиной 5-8 мм. Затем
заготовка извлекается и затвердевает вне литейной формы в зака-
лочной ванне. Разработано высокоэффективное оборудование для
осуществления горизонтального непрерывного литья, электрошла-
кового литья. На установках получают сплошные и полые заготовки
широкого сортамента из черных и цветных металлов и сплавов, би-
металлические заготовки.

В Белорусском национальном техническом университете, ведут-
ся исследования, по разработке и освоению на производстве техно-
логических процессов и оборудования вертикального непрерывного
литья для получения широкой номенклатуры заготовок машино-
строения. Разработаны технологические процессы и оборудование
для производства профильных заготовок станко- и машиностроен-
ия, прошедшее промышленное опробование и внедрение на ряде
заводов СНГ.

Процесс получения заготовок из железоуглеродистых и цветных
металлов и сплавов, методами непрерывного литья наиболее полно
отвечает современным требованиям экологической чистоты, явля-
ется экономически целесообразным, с точки зрения ресурсосбере-
жения и качества отливок. По сравнению с литьем в разовые песча-
но-глинистые формы способ позволяет увеличить выход годного
литья до 90 – 92%, уменьшить себестоимость отливок на 30-50%,
повысить производительность труда в 2 – 4 раза, при существенном
снижении количества брака.

Наряду с повышением размерной точности и качества отливок,
значительно снижаются капитальные затраты на организацию про-
изводства литых заготовок, упрощается процесс его автоматизации,
повышается общая культура производства. Помимо непосредствен-
ного прямого применения непрерывно-литых заготовок для изго-
товления широкой номенклатуры деталей машиностроения суще-
ствует реальная возможность обеспечения литыми заготовками
кузнечнопрессового производства для последующей обработки за-

готовок давлением, электродами для электрошлакового переплава и т.д. Учитывая, что в настоящее время особенно актуальной является проблема использования металлоотходов, непосредственно на предприятиях потребителей, возможна их переплавка и разливка в заготовки различной конфигурации, методом вертикального непрерывного литья.

В данной работе предложен ряд научно обоснованных технических решений, совокупность которых позволила создать технологические процессы изготовления высококачественных литых заготовок массового назначения, экспериментально доказана возможность их практического осуществления.

Разработанные технологические процессы и оборудование обладают достаточной универсальностью, их внедрение не требует больших производственных площадей и капитальных вложений. Несмотря на преимущества способов непрерывного литья, по ряду объективных и субъективных причин, в нашей республике они пока не получили достаточно широкого распространения.

В предлагаемой публикации обобщены результаты исследований и опыт промышленного освоения прогрессивной технологии вертикального непрерывного литья. В работе принимали участие коллективы научно-исследовательских лабораторий “Прогрессивные технологические процессы производства отливок из черных и цветных сплавов”, “Металлургия сплавов”, сотрудники и преподаватели кафедр “Металлургия литейных сплавов”, “Машины и технология литейного производства” Белорусского национального технического университета.

Монография посвящена памяти доктора технических наук, профессора В.И. Тутова, который являлся научным руководителем данного направления. Под его руководством удалось существенно расширить область использования непрерывных способов литья, довести до промышленного внедрения способ полунепрерывного литья машиностроительных заготовок с использованием разрушаемых стержней.

В.И. Тутов внес значительный вклад в разработку и внедрение способа горизонтального непрерывного литья, за что он был удостоен звания лауреата государственной премии Совета Министров СССР. Особо следует отметить его внимание к молодым исследователям, В.И. Тутов проявлял живой интерес к их работе, благодаря

своей интуиции он активно помогал им советами. Под его руководством защитили диссертации более 10 человек, среди которых академик НАН РБ Е.И. Марукович, В.Ф. Бевза, Е.В. Кравченко, авторы данной работы.

В разработке технологического процесса полунепрерывного литья участвовали: Гринберг В.А., Столярова Г.И., Реут О.П., Сенькин Н.А., Черевань В.В., Филанович И.К., Кучинская А.И., Демченко Е.Б., Кучинский В.А., Смехович Н.С., Стельмах В.И., Чудаков С.Р., Тулько Ч.Е., Белько В.Ф. Войшнис Г.Я., Войтюк Б.В. и многие другие специалисты.

1. Принципиальные технологические схемы вертикального непрерывного литья

Качество непрерывнолитых заготовок, в которых сочетаются высокие физико-механические и эксплуатационные свойства, обеспечивает постоянный спрос на них в различных отраслях машиностроения. Очевидно, что способ непрерывного литья может успешно использоваться для производства широкой номенклатуры заготовок. Использование тех или иных методов получения литых заготовок должно решаться на основе сравнения их технико-экономических показателей с учетом изменения эксплуатационных характеристик изготавливаемых из заготовок деталей. Необходимо серьезным образом подходить к анализу номенклатуры отливок с целью установления целесообразности получения их методами непрерывного литья.

Несмотря на наличие в научно-технической литературе большого количества патентной информации, по способам непрерывного литья, а также технических решений, по совершенствованию существующих способов, только некоторые из них могут быть успешно использованы для получения машиностроительных заготовок из чугуна. Большое количество способов непрерывного литья объясняется стремлением найти рациональную область применения этих способов для каждого конкретного случая при литье заготовок массового назначения.

На протяжении достаточно большого времени в металлургической промышленности интенсивно развиваются и осваиваются технологии непрерывной разливки и оборудование для получения слитков из стали, цветных металлов и сплавов. Практика показала, что для получения фасонных заготовок из чугуна использование научных и технических разработок из области непрерывной разливки является не достаточно оправданным. Отчасти поэтому непрерывное литье чугуна все более отдаляется от непрерывной разливки и превращается в специальный способ литейного производства. Задача, которую необходимо решать, заключается в создании малогабаритных установок с широкими возможностями, с точки зрения номенклатуры производства заготовок. Их использование на небольших заводах позволит получить значительный экономический эффект за счет переработки отходов собственного производства,

изготовления небольших партий заготовок из различных сплавов для ремонтных целей и т.д. В связи с этим, возникла необходимость в разработке новых способов непрерывного литья, на основе тщательного теоретического и экспериментального исследования тепловых процессов, происходящих при формировании отливки, изучения металлургических и технологических особенностей процессов, поиска новых технических решений.

На первом этапе, на основании анализа существующих способов непрерывного литья необходимо осуществить выбор наиболее перспективных принципиальных схем непрерывного литья и экспериментально доказать возможность их практического осуществления.

Взаимосвязь элементов установок и их исполнение зависят от конфигурации получаемой заготовки, ее размеров и вида используемого сплава.

Разработаны и исследованы несколько вариантов технологических схем, предполагающих получение заготовок различного профиля:

- сплошного сечения;
- с внутренними полостями;
- коробчатого сечения замкнутого и незамкнутого контура;
- мерных заготовок.

Методы непрерывного литья имеют ограничения по конфигурации получаемых заготовок. Непременным условием для осуществления процесса вертикального непрерывного литья в сквозной кристаллизатор скольжения является отсутствие на наружной поверхности отливаемой заготовки поднутрений, поперечных выступов и ребер, уклонов и т. п., заготовка должна иметь проходное сечение, предпочтительно замкнутого контура. При использовании установок полунепрерывного литья максимальная длина заготовок определяется ходом литейной машины, а толщина стенок заготовок должна быть более 12-15 мм, что обусловлено трудностями равномерного распределения расплавленного металла по периметру кристаллизатора.

Номенклатура непрерывно-литых заготовок может быть значительно расширена, если на предварительном этапе внести конструктивные изменения в существующие детали с учетом особенностей вертикального непрерывного литья.

Любая схема непрерывного литья включает несколько обязательных элементов и технологических приемов, необходимых для осуществления процесса: заливочное устройство, формообразующие элементы, механизм перемещения, в определенной последовательности, выполняющие соответствующие функции (заливка, затвердевание в кристаллизаторе поступающего из заливочного устройства расплавленного металла с приобретением заданной формы, извлечение затвердевающей отливки).

В зависимости от способа подачи жидкого металла в кристаллизатор, различают открытые и закрытые системы. В открытых системах расплав подают на мениск металла, непосредственно в кристаллизатор, в закрытых, через промежуточную емкость. По мере извлечения заготовки расплав поступает в кристаллизатор из промежуточной емкости, мениск металла удален от зоны охлаждения и затвердевания. Положительным моментом является возможность предотвращения попадания шлака в отливку. Наиболее хорошо закрытая система зарекомендовала себя при получении заготовок малого сечения.

Конструкция кристаллизатора, в зависимости от схемы подвода металла различаются. В открытых системах используют металлические кристаллизаторы, непосредственно охлаждаемые водой, при использовании закрытых систем чаще всего рабочие стенки кристаллизатора выполняют из графита, который помещают в металлический водоохлаждаемый кожух. Учитывая, что в металлический кожух помещают только часть графитовой втулки, остальная часть вводится в промежуточную емкость, для того чтобы решить проблему получения качественной начальной корочки металла. Хвостовик омывается со всех сторон расплавленным металлом, благодаря чему образование корочки затвердевшего металла на его поверхности не происходит, затвердевание начинается на водоохлаждаемой части графита.

Основной недостаток графитовых кристаллизаторов небольшой срок эксплуатации, наиболее плотные марки графита увеличивают срок эксплуатации, однако они довольно дорого стоят.

Механизм формирования отливки, как в открытых, так и в закрытых системах, а также теоретический и экспериментальный анализ кинетики затвердевания, достаточно подробно исследован в работе [1] и в более поздних монографиях [2, 3]. Особое внимание в

работах уделено формированию начальной корки затвердевающей отливки. Именно в этой зоне формируется качество получаемых заготовок, которое во многом определяется грамотно выбранными технологическими параметрами литья.

При литье с открытым уровнем скорость извлечения отливки определяется в основном толщиной стенки отливки, которая лимитируется прочностью корки в зоне максимального разогрева на выходе отливки из кристаллизатора. Данная принципиальная схема рекомендуется для изготовления отливок с толщиной стенки не менее 15 мм, т.к. в этом случае возможен качественный подвод металла в зазор между стержнем и кристаллизатором. Получение отливок с толщиной стенки менее 15 мм, а также при литье мерных заготовок, такой подвод расплава осуществить достаточно сложно.

Основная задача при отработке технологии с использованием схемы с закрытым уровнем связана с желанием обеспечить направленное затвердевание в зоне водоохлаждаемой части кристаллизатора. Определяющими факторами, оказывающими влияние на затвердевание отливки при непрерывном литье с закрытым уровнем, является усадка металла, металлостатическое давление и конвективное движение расплава [4, 5]. В неохлаждаемой части кристаллизатора процесс затвердевания необходимо исключить. Для достижения этой цели опробовано несколько вариантов подвода металла.

Вокруг выступающей неохлаждаемой части кристаллизатора установили литниковую чашу, которая соединяется с полостью кристаллизатора через отверстия, выполненные в боковой части графитового вкладыша. Уровень металла в литниковой чаше поддерживали несколько выше этих питающих отверстий. В процессе отработки данной схемы возникли трудности связанные с процессом затвердевания во время заполнения кристаллизатора. Верхняя, неохлаждаемая часть кристаллизатора, не успевала разогреться до температуры, близкой к температуре расплава, в результате в процессе заполнения образовывалась корочка затвердевшего металла, которая распространялась до уровня питающих отверстий. Процесс прекращался вследствие зависания отливки.

Для того чтобы исключить процесс затвердевания в неохлаждаемой части графитового кристаллизатора, верхний край литниковой чаши поднимали на 25 – 30 мм выше торца графитового кристалли-

затора, что позволило поддерживать уровень металла выше уровня графитового вкладыша. Данная схема литья хорошо зарекомендовала себя при изготовлении отливок из цинка, латуни ЛС 59-1 и чугуна. Негативная сторона – быстрый выход графитовой вставки кристаллизатора из строя.

Одной из основных задач, связанных с осуществлением стабильного процесса литья, является предварительный подогрев выступающей части графитового кристаллизатора до температур, близких к температуре расплава. Для решения этой задачи опробованы способы осуществления процесса, связанные с использованием электрического обогрева. В качестве нагревателей использовали спирали из нихрома, силитовые нагреватели, которые подключали к сети при помощи автотрансформатора. Индукционное нагревательное устройство подключали к ламповому генератору установки ЛПЗ – 60. Попытки подогреть графит выше температуры 800 °С, при использовании спиральных нагревателей, оказались безуспешными, т.к. имели место большие потери теплоты в окружающую среду.

При использовании силитовых нагревателей удалось нагреть графит до температур порядка 950-1000 °С, что позволило получить заготовки из бронзы ОЦ 555 и латуни ЛС 59-1.

Использование индукционного нагрева позволило поднять температуру графитовой втулки до температур выше 1350 °С, однако большие потери мощности не позволяют рекомендовать данный процесс для использования в промышленных условиях.

Таким образом, использование различных видов электрического подогрева позволяет использовать схему литья с закрытым уровнем для получения литых заготовок из различных металлов и сплавов. Однако, необходимо отметить, существенное усложнение процесса.

Очевидно, что выбор принципиальной схемы процесса необходимо осуществлять в зависимости от вида сплава и геометрии получаемой отливки.

Заготовки сплошного сечения можно получать заливкой металла непосредственно в кристаллизатор открытой струей, под слой шлака или через специальное заливочное устройство. Выбор варианта зависит от заливаемого сплава (рис. 1.1 а, б, в).

Одним из вариантов вертикального непрерывного литья может быть схема получения заготовок сплошного сечения с продольными ребрами по всей длине. В перспективе такая схема предполагает

получение заготовок для изготовления шестерен с литым зубом.

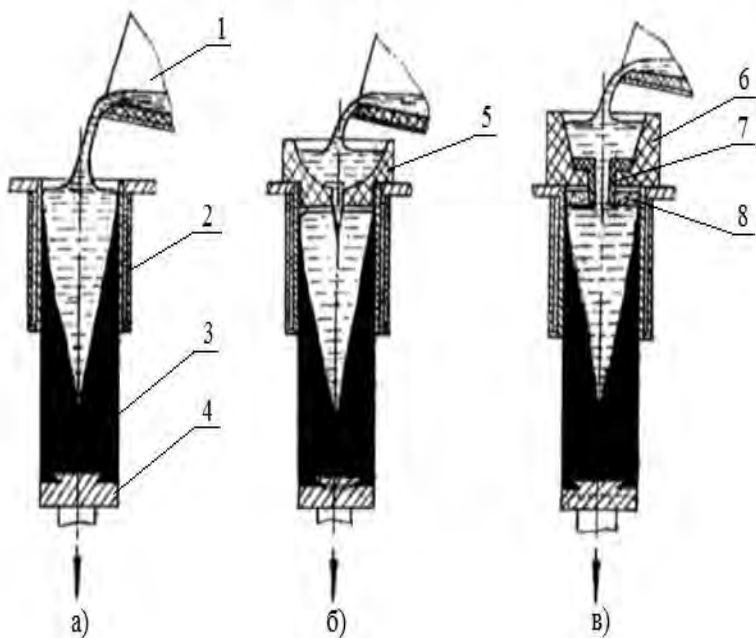


Рис. 1.1. Принципиальные технологические схемы получения заготовок сплошного сечения:

- a* – подача расплава в кристаллизатор из ковша открытой струей;
- б* – через заливочное устройство; *в* – под слой шлака
- 1 – ковш; 2 – кристаллизатор; 3 – затвердевающая заготовка;
- 4 – затравка; 5 – заливочное устройство; 6 – литниковая чаша;
- 7 – вставка; 8 – шлак

В номенклатуру непрерывно-литых заготовок с внутренними полостями входят цилиндрические заготовки типа труб и втулок с различной толщиной стенок, квадратного и прямоугольного сечения с различной конфигурацией внутренней поверхности.

Для получения полых заготовок с цилиндрической внутренней поверхностью проходного сечения известен метод вертикального непрерывного литья с оформлением внутренней полости металли-

ческим дорном. Принципиальная технологическая схема показана на рис. 1.2.

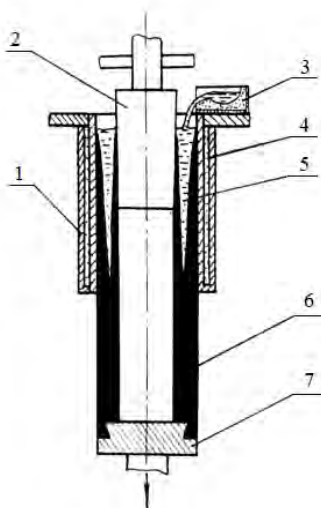


Рис. 1.2. Принципиальная технологическая схема получения полых заготовок с использованием дорна:

1 – кристаллизатор; 2 – дорн; 3 – заливочное устройство;
4 – вода; 5 – расплав; 6 – отливка; 7 – затравка

Процесс литья по данной схеме имеет существенные недостатки. При затвердевании заготовки, вследствие усадочных процессов при затвердевании, металл плотно садится на металлический дорн. Термическое расширение дорна усложняет процесс извлечения заготовки, ведет к увеличению вероятности образования трещин. На практике достаточно сложно обеспечить центрирование и крепление дорна в кристаллизаторе (особенно при получении заготовок малого сечения). Поэтому была разработана технологическая схема вертикального непрерывного литья полых заготовок с использованием разрушаемых стержней, оформляющих внутреннюю поверхность отливки, с открытым (рис. 1.3) и закрытым уровнем (рис. 1.4).

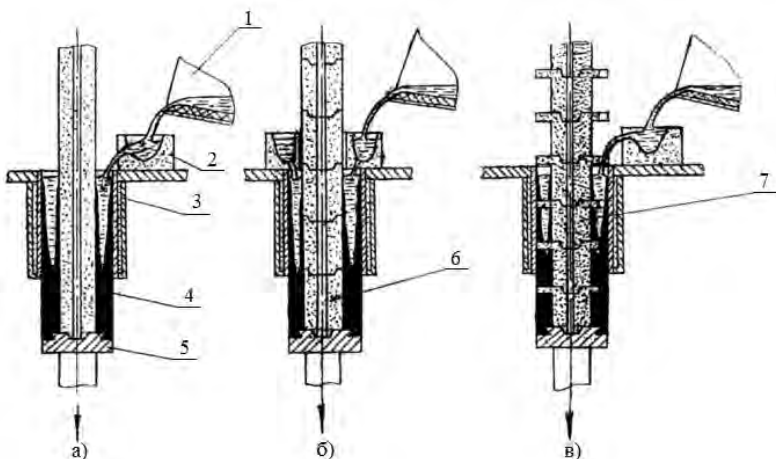


Рис. 1.3. Принципиальные технологические схемы получения полых цилиндрических заготовок с использованием разрушаемых стержней (открытый уровень):

а – цельный стержень; *б* – сборный стержень;

в – стержень с фланцами

1 – ковш; 2 – заливочное устройство; 3 – кристаллизатор;

4 – затвердевающая заготовка; 5 – затравка; 6 – сборный

стержень; 7 – стержень с фланцами

Принципиальная технологическая схема вертикального непрерывного литья с закрытым уровнем предусматривает поступление расплавленного металла в рабочую полость кристаллизатора из металлоприемника в виде чаши. Возможные варианты такой схемы представлены на рис. 1.4 а, б, в.

Основное отличие представленных схем заключается в конструктивном исполнении соединения между металлоприемником и рабочей поверхностью кристаллизатора. По схеме рис. 1.4 а рабочая втулка, изготовленная из низко теплопроводного материала, размещена в водоохлаждаемом корпусе кристаллизатора. Верхняя часть втулки расположена в металлоприемнике с жидким расплавом.

Перспективной является схема вертикального непрерывного литья с открытым уровнем мерных заготовок (рис. 1.3 в) [6]. Суц-

ность процесса вертикального непрерывного литья с использованием разрушаемых стержней заключается в непрерывной подаче расплавленного металла в рабочую полость кристаллизатора и одновременном перемещении вместе с затвердевающей отливкой стержня. Стержень может иметь практически любую конфигурацию, замкнутого или незамкнутого цилиндрического и коробчатого сечения, с внутренними рёбрами, выступами и поднутрениями.

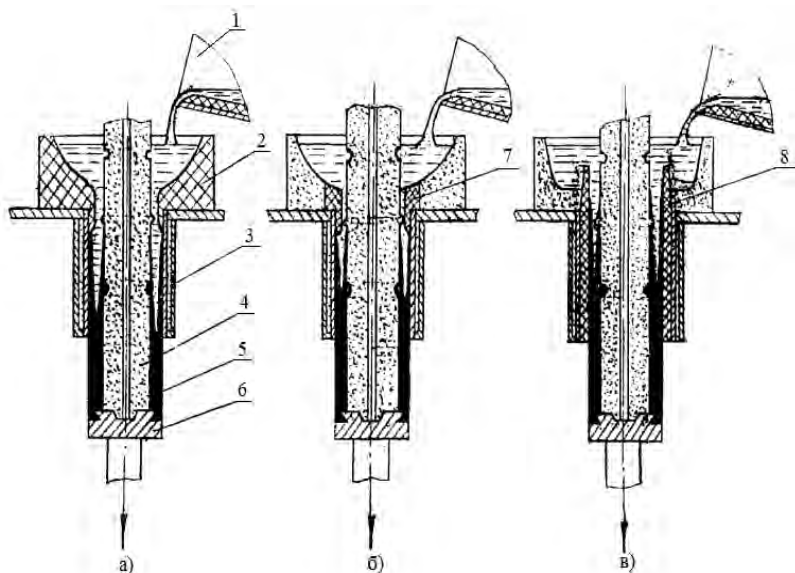


Рис. 1.4. Принципиальная технологическая схема получения полых цилиндрических заготовок с использованием разрушаемых стержней (закрытый уровень):

- a* – металлоприемник в виде чаши; *б* – чаша с вставкой;
- в* – кристаллизатор с графитовой втулкой
- 1 – ковш; 2 – резервуар с расплавом; 3 – кристаллизатор;
- 4 – стержень; 5 – затвердевающая заготовка; 6 – затравка;
- 7 – вставка; 8 – графитовая втулка

Разрушаемый стержень остается в полости отливки до полного её затвердевания и удаляется из неё после охлаждения и снятия с установки. Получение отливок заданных по высоте размеров дости-

гается за счёт стержней, имеющих фланцы, которые в процессе литья перекрывают поперечное сечение рабочей полости кристаллизатора. В стержнях выполнены специальные литники для подачи расплавленного металла, которые обеспечивают соединение отливок и их питание.

Ограничение в применении схемы литья с открытым уровнем связаны со сложностью подачи металла в полость, образованную рабочей поверхностью кристаллизатора и поверхностью стержня, т.е. с минимальной толщиной стенки отливаемой заготовки.

Способ вертикального непрерывного литья с закрытым уровнем может быть использован для получения отливок типа поршневых колец, сепараторов подшипников, гильз цилиндров, различных по конфигурации втулок с буртами, фланцами и т.д., путём протягивания стержней необходимой конфигурации через расплавленный металл. Кристаллизатор служит направляющим элементом во время перемещения формы или блока форм (рис. 1.5).

Разновидностью схемы вертикального непрерывного литья с открытым уровнем является получение отливок сложного сечения с незамкнутым контуром, одна из поверхностей которых профильная. Возможны различные варианты исполнения технологической схемы. Один из вариантов заключается в том, что в кристаллизаторе формируются одновременно несколько отливок, расположенных таким образом, чтобы профильные поверхности выполнялись общим стержнем, а гладкие – кристаллизатором (рис. 1.6) [7].

Принципиальная схема процесса, представленная на рис. 1.7, предусматривает получение одной отливки сложного профиля с незамкнутым контуром, имеющую одну наружную поверхность без выступов и поднутрений.

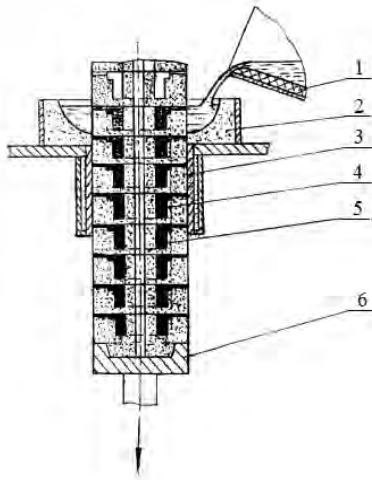


Рис. 1.5. Принципиальная технологическая схема получения фасонных отливок:

1 – ковш; 2 – металлоприемник с расплавом; 3 – кристаллизатор;
4 – форма; 5 – отливка; 6 – затравочное устройство

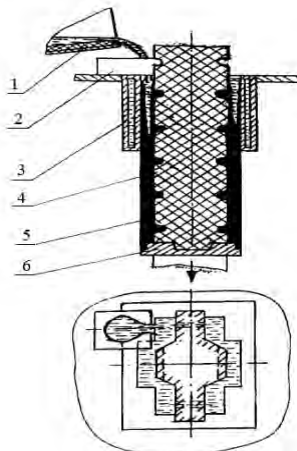


Рис. 1.6. Принципиальная технологическая схема получения фасонных отливок прямоугольного сечения:

1 – ковш; 2 – заливочное устройство; 3 – кристаллизатор;
4 – стержень; 5 – отливка; 6 – затравка

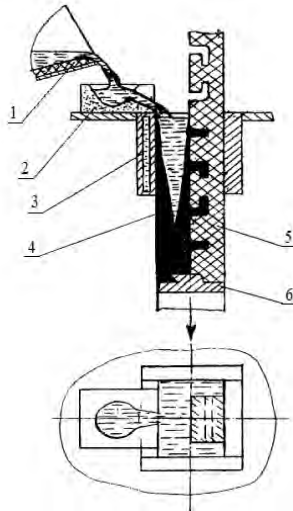


Рис. 1.7. Принципиальная технологическая схема получения фасонной отливки:

- 1 – ковш; 2 – заливочное устройство; 3 – кристаллизатор;
4 – отливка; 5 – стержень; 6 – затравка

Вариант принципиальной технологической схемы (рис. 1.8) предназначен для получения индивидуальных отливок ограниченной длины с непрерывной подачей металла и перемещением кристаллизатора относительно затвердевающей отливки.

Отдельный стержень или блок стержней устанавливают на затравку. Профильная поверхность стержня обращена к рабочей полости кристаллизатора, образуя с ним форму для отливки. Кристаллизатор связан с тянущим механизмом, перемещающим его в процессе литья вдоль стержня. Заливочное устройство установлено на верхнем торце кристаллизатора. Начало процесса осуществляют при нижнем расположении кристаллизатора. Жидкий металл подают в заливочное устройство, и после выдержки, достаточной для затвердевания связывающих элементов затравки, начинают перемещение кристаллизатора с заливочным устройством вверх, не прекращая подачу жидкого металла, до получения отливки заданной длины. После полного завершения цикла литья и затвердевания отливки кристаллизатор убирают с технологической оси, отливку со

стержнем оставляют для окончательного охлаждения, затем снимают отливку и удаляют стержень.

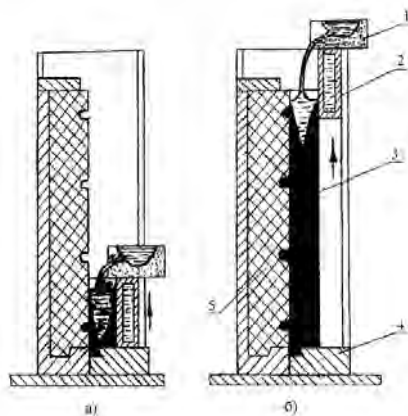


Рис. 1.8. Принципиальная технологическая схема вертикального непрерывного литья с перемещением кристаллизатора:

а – начало процесса; *б* – завершение процесса

1 – заливочное устройство; 2 – кристаллизатор;

3 – затвердевающая отливка; 4 – затравка; 5 – стержень

При литье с закрытым уровнем наблюдаются определенные трудности формирования отливки в начальный период времени. Уровень металла удалён от водоохлаждаемой части кристаллизатора на некоторое расстояние, образование начальной корочки происходит под мениском. При литье мерных заготовок, в начальный момент времени, происходит затвердевание расплава на хвостовике графитовой втулки кристаллизатора, а также на торцевой части фланца стержня. Данный факт осложняет получение полых мерных заготовок при использовании разрушаемых стержней в схемах вертикального непрерывного литья с закрытым уровнем.

Для успешного ведения процесса вертикального непрерывного литья с закрытым уровнем при использовании разрушаемых стержней рекомендуется предварительный разогрев неохлаждаемой части рабочей втулки кристаллизатора, обеспечивающий после заполнения расплавом заливочного металлоприемника разогрев её до температуры, превышающей температуру затвердевания. В этом случае

происходит образование двух зон (рис. 1.9), обогреваемую, где исключено затвердевание металла, эта зона играет роль прибыли при формировании отливки и зону затвердевания отливки.

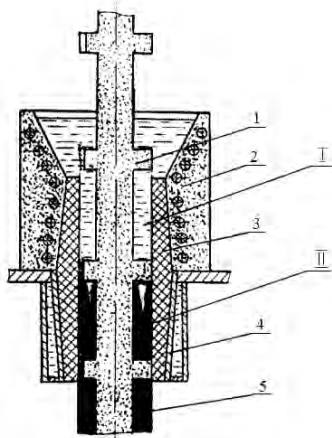


Рис. 1.9. Принципиальная схема формирования отливки в 2-х зонах:

I – обогреваемая зона; II – зона формирования и затвердевания отливки

1 – стержень; 2 – обогреваемый резервуар с раствором;
3 – графитовая втулка; 4 – кристаллизатор; 5 – отливка

Вытяжку отливки производят циклически, одним рывком на всю высоту отливки. Таким образом, фланец стержня при каждом цикле литья размещают в переходной зоне. Длина отливки должна быть не более длины кристаллизатора. За время остановки происходит частичное затвердевание отливки в объеме, ограниченном поверхностями кристаллизатора и стержня с фланцами. Особенностью рассматриваемого способа литья является возможность в широких пределах изменять время пребывания отливки в зоне затвердевания. Возможность регулирования интенсивности охлаждения и скорости затвердевания позволяет активно воздействовать на структуру и свойства литых заготовок.

Каждая из рассмотренных технологических схем вертикального непрерывного литья имеет свои достоинства и недостатки. При от-

работке и освоении технологического процесса они подтвердили свою жизнеспособность и их можно рекомендовать для получения соответствующей номенклатуры отливок в зависимости от экономической и производственной целесообразности.

Для определения принципиальной возможности использования разрушаемых стержней в непрерывных способах литья, проведения экспериментальных исследований процесса и получения исходных данных для проектирования промышленных установок, были изготовлены экспериментальные установки, представленные на рис. 1.10 а, б.

Установка, представленная на рис. 1.10 а, состоит из металлического корпуса, на боковых стенках которого выполнены направляющие в виде продольных пазов. В пазы вставлен кристаллизатор, на котором установлена литниковая система, предназначенная для подачи жидкого металла.

Внутри корпуса вставляется стержень. Кристаллизатор имеет возможность перемещения вдоль корпуса установки и стержня. Между стержнем и кристаллизатором остается зазор по форме сечения отливки. Формирование отливки происходит с одной стороны от стержня с другой со стороны кристаллизатора. На установке впервые получена реальная деталь - рейка строгального станка, изучены механизмы формирования отливки, способы подвода металла, тепловые особенности процесса.

Для определения принципиальной возможности получения полых заготовок цилиндрического и коробчатого сечения, разработана установка, представленная на рис. 1.10 б. Конструктивные схемы установок представлены на рис. 1.3 и 1.8.

Основные узлы и механизмы установки смонтированы на конструкции, которая представляет собой четыре цилиндрических вертикальных направляющих, закрепленных между двумя стальными плитами. Между неподвижными плитами расположен подвижный стол, который в процессе работы скользит по направляющим. Сверху на столе установлено затравочное устройство, а снизу, соосно с затравочным устройством, закреплена головка ходового винта. На нижней плите располагается червячный редуктор, электромагнитный тормоз и двигатель постоянного тока.



а



б

Рис. 1.10 Лабораторные установки полунепрерывного литья заготовок с использованием разрушаемых стержней:
а – перемещение кристаллизатора при неподвижном стержне;
б – перемещение стержней относительно неподвижного кристаллизатора

Вал червячного редуктора выполнен в виде гайки с трапецидальной резьбой внутри. Вращение гайки сообщает поступательное перемещение ходовому винту и подвижному столу установки. Привод снабжен электромагнитным тормозом, исключающим движение по инерции, после выключения электродвигателя. Электродвигатель постоянного тока питается от сети через выпрямитель и автотрансформатор, что обеспечивает возможность плавной регулировки напряжения и, соответственно, скорости перемещения подвижного стола установки в пределах 0,1...1,8 м/мин. Перемещение подвижного стола можно осуществлять плавно с постоянной или переменной скоростью или циклически, путем включения и отключения электродвигателя. Система автоматики позволяет установить требуемый режим циклического движения путем регулирования времени движения и остановки.

С одной стороны установки проводили экспериментальные исследования получения различных заготовок в полунепрерывном

варианте. На верхней плите установлен кристаллизатор и направляющее устройство для центровки стержней. В водоохлаждаемый кристаллизатор, предназначенный для оформления наружной поверхности отливки, вводят песчаные стержни, установленные на затравочном устройстве. В зазор между стержнем и кристаллизатором через заливочное устройство подавали жидкий металл и, перемещая подвижный стол, осуществляли протяжку отливки со стержнями. После получения отливки заданной длины кристаллизатор убирали, поднимали полученную заготовку и отделяли ее от затравки. Возможны два варианта получения заготовок. В виде заготовки определенной длины, которая затем разделяется на отдельные части и получение заготовок, разделение которых происходит в процессе литья. В первом варианте используют стержень или блок стержней с постоянным сечением по всей длине заготовки. Получение заготовок заданной длины обеспечивает применение стержней с фланцами, периодически полностью перекрывающими поперечное сечение рабочей полости кристаллизатора.

Второй ручей установки использовали для определения принципиальной возможности процесса непрерывного литья полых мерных заготовок с использованием разрушаемых стержней. Для этого установка была оборудована тянущими валками, закрепленными на второй паре стоек. В кристаллизатор вводили стержни с фланцами-перемычками, разделяющими получаемую отливку на мерные части. Ниже валков отливку разламывали по перемычкам, постоянно подавая в кристаллизатор жидкий металл и наращивая сверху стержни.

Механизм формирования отливки, как в первом, так и во втором случаях практически одинаков и представляет собой сложный процесс, определяемый гидродинамическими, теплофизическими, а также усадочными явлениями, происходящими в затвердевающей отливке.

Стабильность процесса во многом определяется процессом формирования начальной корки, в связи с этим возникает необходимость в проведении специальных исследований по определению закономерностей ее поведения при непрерывном литье с использованием разрушаемых стержней. Формирование отливки начинается в момент заполнения полости между кристаллизатором и стержнем расплавленным металлом. Затвердевание отливки происходит од-

новременно со стороны кристаллизатора, стержня. Толщина корки, формирующаяся со стороны кристаллизатора, определяет стабильность процесса. Кинетика затвердевания отливки зависит от интенсивности охлаждения расплава со стороны кристаллизатора, термического сопротивления газового зазора между отливкой и кристаллизатором, а также от температуры и свойств заливаемого металла. На мениске металла, в результате взаимодействия с атмосферой образуется тонкий слой оксидной пленки. Формирование начальной корки происходит под действием сил поверхностного натяжения, металлостатического напора, трения корки о стенки кристаллизатора. При подъеме уровня металла, когда отливка находится в состоянии покоя, под действием металлостатического напора металла поступающего в кристаллизатор, оксидная пленка разворачивается и прижимается к поверхности кристаллизатора. При циклическом движении отливки происходит перемещение корки вдоль поверхности кристаллизатора. На поверхности отливки (рис. 1.11) четко видны две зоны, чередующиеся с определенным интервалом.

Зона с чистой поверхностью, величина которой определяется временем и скоростью движения, и зона с неметаллическими включениями, находившимися на мениске.

С увеличением толщины слоя свежие порции металла оказываются не в состоянии разогнуть и прижать слой к поверхности кристаллизатора. В результате возможен частичный разрыв и захлестывание слоя жидким металлом, на поверхности отливки образуются завороты (рис. 1.12).



Рис. 1.11. Формирование отливки при циклическом режиме движения



Рис. 1.12. Завороты на поверхности заготовки

Наиболее хорошо механизм образования заворотов, возможно, проследить при литье со скоростью $0,1...0,2$ м/мин и минимально возможной температуре перегрева. Глубина дефектов, как правило, $1...3$ мм, поэтому при механической обработке они удаляются.

При циклическом ведении процесса время остановки выбирается исходя из необходимости образования корочки достаточной прочности, способной выдержать усилие срыва, определяемое силой сцепления корки с кристаллизатором. Величина этой силы зависит от площади контакта, наличия смазки, чистоты обработки кристаллизатора, его конфигурации. Коробление рабочей втулки кристаллизатора, отсутствие смазки является причиной возникновения специфического вида дефекта поверхности – зависание корки, показанного на рис. 1.13. Данный вид дефектов может быть причиной, приводящей к нарушению стабильности процесса, особенно при получении мерных заготовок.

Если прочность фланца, предназначенного для разделения заготовок, достаточна, чтобы сдвинуть зависшую корку, то возможно продолжение процесса, если нет, происходит поломка стержней и попадание их в тело отливки (рис. 1.14).

Правильный выбор профиля рабочей поверхности кристаллизатора позволяет устранить возможность образования этого дефекта.

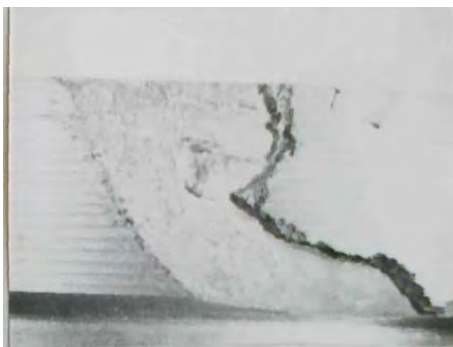


Рис. 1.13. Зависание корки



Рис. 1.14. Стержень в теле отливки

В отличие от непрерывной разливки стали, где кристаллизатор изготавливают сужающимся в направлении извлечения отливки, при непрерывном литье чугуна в металлический кристаллизатор, размеры полости в кристаллизаторе необходимо увеличивать в направлении извлечения отливки. Данный факт обусловлен предугадочным расширением чугуна, которое происходит в результате процесса графитизации. Регулирование величины газового зазора путем задания профиля рабочей поверхности оказывает влияние на скорость затвердевания отливки. Однако активно воздействовать в

широких пределах на интенсивность охлаждения отливки в кристаллизаторе затруднительно.

Из кристаллизатора извлекается, как правило, частично затвердевшая отливка с толщиной стенки 3...10 мм. Дальнейшее охлаждение отливки происходит на воздухе. Наличие не затвердевшего металла в отливке, а также снижение интенсивности охлаждения на воздухе приводит к перераспределению температуры по сечению отливки. Температура наружной поверхности отливки быстро повышается. Процесс разогрева заканчивается при наступлении равенства тепловых потоков с поверхности отливки в окружающую среду и через тело отливки. Именно в этот момент прочность затвердевшей корки минимальна, возможен разрыв корки, приводящий к нарушению процесса. Для осуществления стабильного процесса необходимо обеспечить получение на выходе из кристаллизатора достаточно прочной корки, способной противостоять суммарным напряжениям, возникающим в заготовке в процессе литья. В случае, если суммарные напряжения в каком-либо месте превысят прочность затвердевшего металла, происходит прекращение процесса. Прочность корки и ее толщина определяются температурой заливки, химическим составом металла, тепловыми и гидродинамическими параметрами процесса затвердевания и охлаждения отливки. Дальнейшее охлаждение на воздухе сопровождается понижением температуры отливки, именно на данном этапе формирования возможно управление процессом структурообразования путем снижения или увеличения интенсивности охлаждения отливки.

Для практического осуществления разработанной схемы получения полых заготовок методом непрерывного литья с использованием разрушаемых стержней необходимо решить ряд технологических задач, неразрывно связанных с получением качественной отливки. К числу таких задач необходимо отнести: выбор оптимальной системы подвода металла, материала и конструкции кристаллизатора, конфигурации стержня, режима движения отливки относительно кристаллизатора.

1.1. Режим движения отливки

Режим движения отливки в значительной мере определяет стабильность процесса литья, так как от него зависит продолжительность пребывания отливки в кристаллизаторе, возможность образования завихрений, различных дефектов поверхности. На установках непрерывной разливки стали используют различные режимы движения отливки относительно кристаллизатора. Наиболее часто встречаются непрерывный и циклический режимы движения, при неподвижном или совершающем колебания кристаллизаторе.

При проведении настоящей работы исследовали: непрерывное перемещение отливки при качающемся кристаллизаторе, циклическое перемещение отливки при качающемся кристаллизаторе, непрерывное перемещение отливки при стационарном кристаллизаторе, циклическое перемещение при стационарном кристаллизаторе, циклическое и непрерывное перемещение отливки при стационарном кристаллизаторе с наложением вибрации.

Исследования режимов движения с использованием качающегося кристаллизатора проводили на установке станкостроительного завода им. Октябрьской революции при получении полунепрерывным способом заготовок с толщиной стенки от 25 до 60 мм. Опытнo-промышленная установка представлена на рис. 1.15.

Скорость литья меняли от 0,1 до 0,4 м/мин, частота движения кристаллизатора 30...60 циклов/мин, амплитуда колебаний 5...10 мм. Необходимо отметить относительно высокую стабильность процесса.

Однако наружная поверхность характеризуется наличием большого количества мелких надрывов и подворотов начальной корки (рис. 1.16). Неудовлетворительное качество наружной поверхности отливки связано с трудностями согласования скоростей вытягивания отливки и движения кристаллизатора, отсутствием периода покоя затвердевшей корки, большой скоростью перемещения корки относительно кристаллизатора при ходе его вверх. Как показали экспериментальные исследования, оптимальная скорость литья при непрерывном вытягивании отливки составляет 0,1...0,2 м/мин. Использование циклического режима движения позволило увеличить скорость литья до 0,3 м/мин, однако качество поверхности не изменилось.



Рис. 1.15. Опытно-промышленная установка

Качающийся кристаллизатор значительно усложняет конструкцию установки и, как показали дальнейшие эксперименты с использованием стационарного кристаллизатора, не имеет существенных преимуществ перед ним. При непрерывном движении затвердевающей отливки в неподвижном кристаллизаторе мениск металла все время остается на постоянном уровне. Если и происходит надрыв начальнойковки, то последующее "залечивание" происходит под мениском, без контакта оторвавшейся корочки с воздухом и, соответственно, без ее окисления. Качество поверхности отливки в этом случае существенно лучше. Под действием металлостатического напора корка все время прижимается к рабочей поверхности кристаллизатора. Для заготовок диаметром 100...150 мм процесс устойчив при относительно низких скоростях литья в пределах 0,3...0,5 м/мин. Увеличение скорости литья приводит к частому образованию зависаний, нарушающих стабильное ведение процесса. Для устранения зависаний необходимо, чтобы затвердевшая корка периодически находилась в неподвижном состоянии, как это имеет место при циклическом извлечении отливки из неподвижного кристаллизатора.



Рис. 1.16. Надрывы на наружной поверхности заготовки

За время остановки ранее образовавшаяся корка достаточно прочно соединяется с формирующейся начальной коркой, предупреждая тем самым возникновение зависаний. С этой точки зрения циклический режим движения отливки является более благоприятным. Вместе с тем при циклическом перемещении отливки вдоль неподвижного кристаллизатора наблюдается рассогласование скорости подачи металла со скоростью движения отливки. В пределах одного цикла движения мениск металла перемещается в пространстве на высоту амплитуды протяжки. Вследствие низкой прочности и отсутствия воздействия металлостатического напора, корка может отходить от кристаллизатора. При последующем очередном подъеме мениска в период остановки в образовавшийся зазор между коркой и кристаллизатором может попадать жидкий металл, образуя глубокие завороты. Наиболее часто это явление возникает при односторонней подаче металла, когда струя металла размывает начальную корку.

С целью определения возможности полного устранения зависаний в ходе экспериментальных исследований проверены различные варианты циклического режима движения с изменением частоты и амплитуды перемещения отливки за один цикл. Лучшие результаты получены в двух вариантах. Первый заключается в увеличении частоты циклов, при соответствующем уменьшении длины хода отливки за один цикл, второй - в протяжке отливки с амплитудой хода вплоть до половины высоты кристаллизатора, но при су-

шественно уменьшенном соотношении времени остановки и времени движения. В обоих случаях режим движения отливки приближается к непрерывному, обеспечивается высокое качество наружной поверхности.

Состояние покоя отливки относительно кристаллизатора предотвращает образование "зависаний", что повышает стабильность процесса литья. Наличие остановки не менее 0,2...0,3 с, при частоте циклов 60...120 ц/мин, обеспечивает стабильный режим литья, при высоком качестве наружной поверхности отливки. Для осуществления первого варианта необходимо использовать высокочастотное циклическое движение отливки [8].

Отдельный цикл исследований был посвящен изучению влияния вибрации кристаллизатора при непрерывном и циклическом перемещении отливки. Установлено, что при наложении вибрации условия формирования начальной корки значительно улучшаются. Металл практически совсем не налипает на вибрирующую поверхность кристаллизатора, исключая образование зависаний, режим литья стабилизируется, качество поверхности улучшается. Для создания вибрации использовали пневмовибраторы, установленные на кожухе кристаллизатора. Частота колебаний 40...60 Гц. Лучшие результаты получены при использовании двух вибраторов, расположенных под углом 90° к оси отливки.

Характер влияния режима движения при получении мерных заготовок практически аналогичен. Представляет интерес режим движения, при котором протяжка отливки осуществляется на всю высоту заготовки за один цикл. В кристаллизаторе формируются две зоны "горячая" и "холодная". Перевод горячей зоны в холодную происходит при относительном покое металла и стержня [8]. Такой прием способствует формированию наружной поверхности отливки практически без дефектов. Наиболее эффективен такой режим движения при получении мерных заготовок из сплавов, имеющих низкую прочность при температурах, близких к температуре кристаллизации. Например, для латуни, бронз, чугуна с высоким содержанием фосфора.

Проведенные исследования режимов движения, практические результаты работы опытно-промышленных установок показывают, что наиболее рациональным, с точки зрения стабильности процесса и качества получаемых заготовок является циклический режим

движения с частотой 60...120 ц/мин при наложении вибрации на кристаллизатор.

1.2. Выбор системы подвода металла в кристаллизатор

При вертикальном непрерывном литье с разрушаемым стержнем наиболее сложной операцией является подача жидкого металла в зазор между рабочей стенкой кристаллизатора и стержнем. От правильного выбора системы подвода расплавленного металла зависит стабильность ведения процесса, качество получаемых заготовок. В процессе отработки рабочей схемы проведено опробование нескольких вариантов различных литниковых систем. Оценку работы литниковых систем проводили на основе анализа: стабильности процесса литья, образования поверхностных дефектов заготовки, возможности регулирования расхода металла в процессе заливки.

Одним из возможных вариантов, для подвода расплавленного металла в кристаллизатор при литье с открытым уровнем, является дождевая литниковая система. Система представляет собой кольцевой литниковый ход, расположенный непосредственно над полостью кристаллизатора. Из литникового хода металл через отверстия-питатели, выполненные в нижней части системы, попадает в полость кристаллизатора. Количество подаваемого в кристаллизатор металла регулируется высотой уровня расплава в литниковой системе, размерами отверстий и их количеством. Рассредоточенная подача металла оказывает благоприятное воздействие на равномерность фронта затвердевания по периметру заготовки, позволяет увеличить скорость литья. Однако в процессе литья имеют место случаи частичного "размыва или "перемерзания" отдельных отверстий, в результате происходит изменение расхода металла через систему, требуется корректировка скорости литья. Работоспособность системы в значительной степени зависит от жидкотекучести металла, связанной с температурой перегрева и химическим составом, а также материала, используемого для изготовления литниковой системы. Результаты исследований показывают, что при использовании для изготовления литниковой системы ультраалексовесного шамота, чугун, близкий по химическому составу к эвтектическому, заливаемый при температуре 1340°C, перемерзает в отверстиях диаметром 4 мм практически сразу же. Увеличение размеров

отверстий до 6 мм позволяет вести процесс в течение 1,5...2 мин. Расход через питатели, расположенные по периметру, неравномерен, что обусловлено падением температуры и различной скоростью протекания жидкого металла в канале. Для заготовок с диаметром менее 100 мм и толщиной стенки не более 25 мм необходимо использовать отверстия диаметром 3...4 мм, что ведет к необходимости увеличения температуры заливаемого металла, снижению скорости литья. Дождевая литниковая система может быть рекомендована для получения заготовок небольших размеров (до 100 мм) с относительно тонкими стенками. Эффективность работы дождевой литниковой системы увеличивается, когда весовой расход металла достаточно велик и подача металла производится через несколько равномерно расположенных по периметру отверстий диаметром 6...8 мм.

Особое внимание необходимо уделять расстоянию от литниковой системы до уровня металла в кристаллизатор. Литниковая система должна обеспечивать, при заданных технологических параметрах, уровень металла в кристаллизаторе на расстоянии 20...30 мм от верхнего торца. С увеличением высоты падения струи возрастает возможность образования корольков и газовых раковин в верхней части отливки, что обусловлено эжекцией воздуха струей металла. Качественную картину этого эффекта хорошо можно увидеть при моделировании процесса с помощью воды (рис. 1.17).

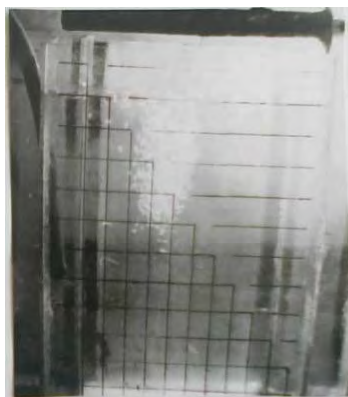


Рис. 1.17. Образование пористости в верхней части отливки

Глубина проникновения пузырьков воздуха и их количество определяются высотой падения струи металла и ее компактностью. С увеличением расхода инверсия струи возрастает, соответственно увеличивается вероятность образования газовых раковин в верхней части отливок (рис. 1.18).

Устранение этого дефекта возможно при подаче жидкого металла под уровень. Однако схема сложна в практическом осуществлении и может быть рекомендована только для получения заготовок ответственного назначения. Низкая универсальность дождевой литниковой системы, а также невозможность оперативного воздействия на скорость подачи металла, значительно ограничивают возможности ее использования.

Для получения полых мерных заготовок использовать дождевую литниковую систему невозможно, так как система устанавливается непосредственно над рабочей полостью кристаллизатора и, перекрывая ее, препятствует проходу фланцев стержней.



Рис. 1.18. Пористость в отливке

Очевидна необходимость разработки литниковой системы, обеспечивающей боковой подвод металла в полость кристаллизатора. Основная трудность заключается в точности попадания металла в специально предназначенную для этой цели прорезь, выполненную

во фланце стержня. Неточность попадания струи приводит к образованию дефекта, представленного на рис. 1.19.



Рис. 1.19. Образование торцевого заворота

В процессе литья происходит одновременное заполнение нижней заготовки и растекание металла по вышерасположенному фланцу. Связь заготовок нарушается, растекшийся металл затвердевает и при движении заготовки вниз приподнимается, а свежие порции металла заполняют образовавшуюся над ним полость. Затвердевший металл расплавиться не успевает и остается в теле заготовки в виде заворота.

Основное внимание при обработке бокового подвода уделяли двум вариантам. Первый связан с разработкой системы, представляющей собой емкость с боковым отверстием. Траекторию падения струи, с достаточной степенью точности, можно определить теоретически по известным уравнениям гидравлики, характеризующим истечение жидкости через отверстие в газовую среду при постоянном напоре.

Не представляет труда и определение взаимосвязи напора и площади сечения отверстия, с целью обеспечения требуемого расхода металла. Однако, траектория струи сильно зависит от вязкости металла, которая определяется температурой и химическим составом чугуна. Кроме того, достаточно трудно регулировать расход металла в процессе литья.

Наиболее универсальной и стабильной при получении полых мерных заготовок зарекомендовала себя литниковая система в виде желоба открытого типа. При использовании такой литниковой системы струя металла не отрывается от желоба, что позволяет обеспечить точное попадание металла в кристаллизатор. Односторонний подвод металла приводит к неравномерному затвердеванию корки по периметру отливки, местному перегреву рабочей втулки кристаллизатора, увеличению глубины проникновения струи. Только в том случае, если высота получаемой заготовки меньше высоты кристаллизатора, односторонний подвод металла не оказывает существенного влияния на технологические параметры процесса. Благоприятное влияние оказывают фланцы, предназначенные для разделения отливок, они уменьшают глубину проникновения струи металла, ограничивают развитие вынужденной конвекции расплава в отливке. С увеличением диаметра и толщины получаемых заготовок лучше использовать многосторонний подвод металла, естественно, в этом случае необходимо увеличить количество питателей, выполненных во фланце стержня.

Использование песчаных стержней позволяет получать отливки со сложной внутренней поверхностью, переменного по длине сечения, с внутренними ребрами, выступами и полостями вплоть до сквозных отверстий и карманов. Появляется возможность отливки заготовок сложного замкнутого коробчатого сечения типа станин, стоек, хоботов, значительно облегчается литье полых цилиндрических заготовок. Перспективность метода подтвердили результаты проведенных предварительных экспериментов. Доказана принципиальная возможность получения различных по сложности полых заготовок из черных и цветных металлов и сплавов. На рис. 1.20 представлены различные виды заготовок, полученные в ходе лабораторных исследований.

Практическая реализация метода потребовала проведения комплексных, теоретических и экспериментальных исследований механизма формирования отливки, условий стабилизации процесса и качества заготовок. Экспериментальные исследования позволили доказать принципиальную возможность получения качественных заготовок, провести серию экспериментов по отработке технологии, исследования тепловых и металлургических параметров процесса, разработать конструкции кристаллизаторов и другой оснастки, т.е.

выполнить весь объем работ, необходимый для последующей разработки промышленной технологии и оборудования.



Рис. 1.20. Отливки, полученные на лабораторных установках с использованием разрушаемых стержней

Проведенный анализ влияния различных факторов на механизм формирования отливки носит лишь качественный характер. Расчетное определение количественных характеристик наталкивается на трудности, обусловленные отсутствием данных о параметрах, определяющих стабильность процесса: величине напряжений, действующих на отливку, свойствах чугуна при температуре близкой к температуре кристаллизации.

2. Теоретический и экспериментальный анализ формирования отливки

Стабильность процесса литья в значительной степени зависит от механизма формирования отливки, определяющую роль в котором играет интенсивность теплообмена между расплавленным металлом и кристаллизатором. При формировании полых отливок в теплообмене участвует и внутренний формообразующий элемент (дорн, разрушаемый стержень), который вносит существенные изменения в механизм формирования отливки. Формирование начальной корки со стороны кристаллизатора начинается на мениске жидкого металла. В процессе движения корка уходит вниз вдоль стенки кристаллизатора, ее формирование происходит под действием сил поверхностного натяжения, металлостатического напора, трения о стенки кристаллизатора. Резкое уменьшение интенсивности охлаждения на выходе из кристаллизатора и наличие не затвердевшего металла в отливке приводит к быстрому повышению температуры поверхности и средней температуры корки. При этом уменьшается прочность корки и в наиболее разогретом сечении возможен прорыв жидкого металла. Для осуществления стабильного процесса литья необходимо обеспечить получение на выходе из кристаллизатора достаточно прочной корки, способной противостоять суммарным напряжениям, возникающим в наиболее опасном сечении.

Теоретический анализ кинетики затвердевания основан на решении уравнения теплового баланса системы жидкий металл – затвердевшая отливка – охлаждающая среда:

$$dQ_{ж} + dQ_{ТВ} = -\alpha(T_{п} - T_{с})Fdt \quad (2.1)$$

где $dQ_{ж}$ – изменение теплосодержания жидкого металла;

$dQ_{ТВ}$ – изменение теплосодержания затвердевающей корки;

α – коэффициент теплоотдачи от поверхности отливки в окружающую среду;

$T_{п}$ – температура поверхности отливки;

$T_{с}$ – температура окружающей среды;

F – площадь поверхности отливки.

Для решения уравнения (2.1) используем упрощения математической модели процесса. Количество тепла, переданным теплопроводностью вдоль оси заготовки, пренебрегаем. Теплофизические коэффициенты принимаем постоянными, средними в рассматриваемом интервале температур. Используя метод эквивалентной отливки [9], решаем задачу затвердевания отливки при постоянной температуре, принимая для чугуна температуру кристаллизации, равной температуре солидуса. Закон распределения температуры в затвердевшей корке задаем в виде параболы n -го порядка.

Решая уравнение (2.1) для полый цилиндрической отливки [10], получим выражение:

$$\begin{aligned}
 t - t_0 = & \frac{R^2}{a} \left\{ \frac{2}{5} \frac{r_{i\partial\partial}}{n c \mathcal{G}_{\partial\partial}} \frac{1}{R} \frac{\xi^5 - \xi_0^5}{(2 - \frac{\xi}{R})} + \frac{1}{2 c \mathcal{G}_{\partial\partial}} \left(\frac{3}{n} - \frac{\lambda}{\alpha R} \right) \frac{1}{R} \frac{\xi^4 - \xi_0^4}{(2 - \frac{\xi}{R})} - \right. \\
 & \frac{1}{3} \left[\frac{r_{y\partial} + 2r_{i\partial\partial}}{c \mathcal{G}_{\partial\partial}} + \frac{2}{(n+1)(n+2)} - \frac{2r_{i\partial\partial}}{c \mathcal{G}_{\partial\partial}} \frac{\xi}{R} \left(\frac{\xi}{2 - \frac{\xi}{R}} \right) \left(\frac{3n\lambda}{\alpha R} - 2 \right) \frac{\xi^3 - \xi_0^3}{R^3} \right] + \frac{1}{2n} \left[\frac{r_{y\partial} + 2r_{i\partial\partial}}{c \mathcal{G}_{\partial\partial}} + \right. \\
 & \left. + \frac{1}{n+1} - \frac{n\lambda}{\alpha R} \frac{(r_{y\partial} + 2r_{i\partial\partial})}{c \mathcal{G}_{\partial\partial}} - \frac{4r_{i\partial\partial}n\lambda}{\alpha R \frac{\xi}{R} (2 - \frac{\xi}{R}) c \mathcal{G}_{\partial\partial}} - \frac{\lambda}{\alpha R (n+1)(n+2)} \right] \frac{\xi^2 - \xi_0^2}{R^2} + \frac{\lambda}{\alpha R} \left[\frac{r_{y\partial} + 2r_{i\partial\partial}}{c \mathcal{G}_{\partial\partial}} + \right. \\
 & \left. + \frac{1}{n+1} + \frac{n\lambda}{\alpha R (n+1)(n+2)} \right] \frac{\xi - \xi_0}{R} - \frac{n}{n+1} \left(\frac{\lambda}{\alpha R} \right)^2 \left(1 + \frac{n}{n+2} \frac{\lambda}{\alpha R} \right) \ln \frac{\xi + \frac{n\lambda}{\alpha}}{\xi_0 + \frac{n\lambda}{\alpha}} \left. \right\} \quad (2.2)
 \end{aligned}$$

Эффективную удельную теплоту кристаллизации определяем с учетом аккумулированной теплоты, выделяющейся в интервале кристаллизации по формуле:

$$r_{\text{эф}} = r + \frac{c' \tau_0}{2} (T_{\text{лик}} - T_{\text{свт}}) \quad (2.3)$$

где r – истинная удельная теплота кристаллизации;

c' – удельная теплоемкость жидкого металла.

Удельную теплоту перегрева определяем из выражения:

$$r_{\text{пер}} = c'(T_0 - T_{\text{кр}}) \quad (2.4)$$

где T_0 – температура металла заливаемого в кристаллизатор.

Аналитическая зависимость (2.2) описывает кинетику затвердевания корки со стороны кристаллизатора и получена при условии постоянства во времени коэффициента теплоотдачи от поверхности заготовки в окружающую среду. Однако, в реальных условиях непрерывного литья коэффициент теплоотдачи является функцией времени. Поэтому для получения в явном виде зависимости $\xi=f(t)$ необходимо, используя зависимость $\alpha=f(t)$, применять метод последовательных приближений. При наличии данных о коэффициенте теплоотдачи, используя зависимость (2.2) и подстановку $t=H/W$ (H – высота кристаллизатора, W – средняя скорость литья), кроме определения толщины затвердевшей корки можно решить еще ряд технологических задач:

- определить необходимую высоту кристаллизатора, по заданной скорости литья и толщине затвердевшей корки на выходе из кристаллизатора;
- определить среднюю скорость литья, необходимую для получения заданной толщины затвердевшей корки на выходе из кристаллизатора заданной высоты;
- определить необходимую температуру заливки при заданных технологических параметрах процесса.

Используя условие равенства удельных тепловых потоков через затвердевшую корку и от поверхности отливки к охлаждающей среде:

$$\frac{\lambda}{\xi} (T_{\text{кр}} - T_{\text{п}}) = \alpha (T_{\text{п}} - T_0) \quad (2.5)$$

Можно рассчитать температуру поверхности отливки в каждый конкретный момент времени, которому соответствует толщина затвердевшей корки ξ :

$$T_{\text{п}} = T_{\text{сп}} - \frac{T_{\text{сп}} - T_{\text{л}}}{1 + \frac{c}{a^2}} \quad (2.6)$$

Полученные в результате многочисленных экспериментов значения удельного теплового потока, отводимого от поверхности заготовки при литье в стальной кристаллизатор полых цилиндрических заготовок диаметром от 80 до 250 мм, со скоростями 0,3 – 1,8 м/мин и температурами заливки 1250-1350°С, показаны точками на рис. 2.1

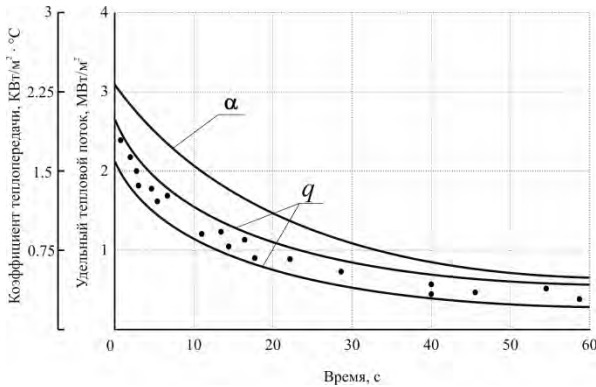


Рис. 2.1. Зависимость коэффициента теплопередачи и удельного теплового потока от времени формирования отливки в кристаллизаторе

Исходные теплофизические данные для расчета взяты из работ [9, 12]: $a = 0,68 \cdot 10^{-5} \text{ м}^2/\text{с}$; $c = 753,6 \text{ Дж/кг} \cdot \text{°С}$; $c' = 837,4 \text{ Дж/кг} \cdot \text{°С}$; $\lambda = 37,2 \text{ Вт/м} \cdot \text{°С}$; $r = 215 \text{ кДж/кг}$; $T_{\text{сол}} = 1140\text{°С}$; $T_{\text{лик}} = 1210\text{°С}$; $\vartheta_{\text{кр}} = 1120\text{°С}$; $r_{\text{ф}} = 270,7 \text{ кДж/кг}$ (рассчитано по формуле (2.3). Распределение температур в стенке цилиндрической заготовки принято линейным ($n=1$).

Расчет произведен для заготовок пяти диаметров ($R = 40, 50, 75, 100, 125 \text{ мм}$) и пяти толщин стенок ($\xi_{\text{к}} = 15, 20, 25, 30, 35 \text{ мм}$) при $R = 40$ и 50 мм и $15, 25, 35, 45, 55 \text{ мм}$ при $R = 75$ и 125 мм , для трех температур заливки ($T_0 = 1250, 1300, 1350\text{°С}$). Удельная теплота перегрева, рассчитанная по формуле (2.4), равна $33,5; 75,4; \text{ и } 117,2 \text{ кДж/кг}$, соответственно.

Расчет кинетики затвердевания выполнен поэтапно в интервале 0-60 с. Полное время затвердевания разбито на 11 интервалов, величина интервала увеличивается, табл. 2.1. В таблице 2.1: α – коэффициент теплопередачи в заданный момент времени t (используется при расчете температуры поверхности по формуле б); $\dot{\alpha}$ – средний в данном временном интервале коэффициент теплопередачи (используется для расчета кинетики затвердевания по формуле (2.2)).

Таблица 2.1 – Значения коэффициентов теплопередачи

t, c	2	4	6	8	10
$\alpha, \text{Вт/м}^2\text{°C}$	1880	1660	1510	1380	1270
$\dot{\alpha}, \text{Вт/м}^2\text{°C}$	2040	1770	1585	1445	1325
t, c	20	30	40	50	60
$\alpha, \text{Вт/м}^2\text{°C}$	860	710	650	600	560
$\dot{\alpha}, \text{Вт/м}^2\text{°C}$	930	780	680	625	580

Результаты расчета кинетики затвердевания и температуры поверхности в кристаллизаторе для полый цилиндрической заготовки диаметром 100 мм, толщиной 25 мм при трех различных температурах заливки 1250, 1300, 1350°С представлены графически на рис. 2.2.

Точки на графике кинетики затвердевания соответствуют экспериментальным данным, полученным с помощью серного отпечатка. Толщину затвердевшей корки усредняли по периметру заготовки. Анализ кинетики затвердевания показывает, что при температуре заливки 1300°С, средняя скорость затвердевания за 60 с пребывания в кристаллизаторе составляет 0,29 мм/с. В начальный момент времени скорость затвердевания за первые 2 с составляет 0,7 мм/с. С повышением температуры заливки скорость затвердевания уменьшается. Рост корки сопровождается снижением температуры поверхности. В начальный период затвердевания происходит резкое снижение температуры поверхности на 160°С за первые 6 с. В дальнейшем скорость изменения температуры поверхности уменьшается и на выходе из кристаллизатора составляет 1...1,5 °С/с.

По истечении 60 с формирования температура поверхности снижается до 890–930°С. Большие значения температуры поверхности соответствуют более высокой температуре заливки. Таким образом, повышение температуры заливки приводит к одновременному уменьшению толщины затвердевшей корки и повышению ее температуры, что негативно сказывается на стабильности процесса литья.

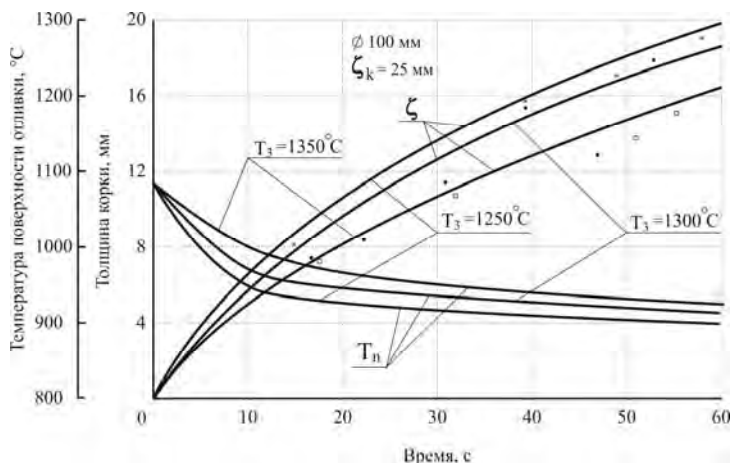


Рис. 2.2. Кинетика затвердевания и температура поверхности полый заготовки при различных температурах заливки:
 $x \cdot \square$ – экспериментальные данные по толщине корки при температурах 1250, 1300, 1350°С, соответственно

Результаты экспериментальных исследований температурного поля непрерывнолитой заготовки диаметром 100 мм, толщиной стенки 25 мм при скорости литья 0,9 м/мин, в кристаллизатор высотой 300 мм при температуре заливки металла 1300°С, представлены на рис. 2.3. Кривые 1-3 показывают изменение температуры во времени на расстоянии 7,5; 4,0 и 1,5 мм от поверхности кристаллизатора. Точки перегиба на кривых 1 и 2 соответствуют началу кристаллизации в этих сечениях. Сопоставление точек перегиба с рабочей кинетической кривой затвердевания (кривая б) говорит о хорошем соответствии экспериментальных данных с расчетными. Экстраполяцией значений температур на кривых 1–3 в различных сечениях

получена экспериментальная кривая температуры поверхности отливки (кривая 5). Экспериментальные значения температуры поверхности несколько ниже расчетных (кривая 4). Расхождение не превышает 10-15 °С.

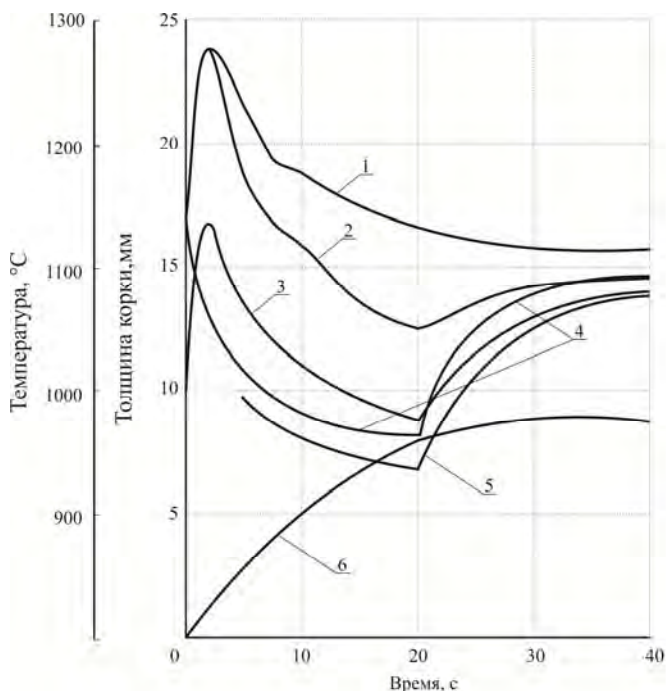


Рис. 2.3. Температурное поле непрерывнолитой заготовки: 1, 2, 3 – изменение температуры металла на расстоянии 7, 5, 4, 1,5 мм от поверхности кристаллизатора, соответственно; 4 – расчетная кривая температуры поверхности отливки; 5 – экспериментальная кривая температуры поверхности отливки; 6 – расчетная кривая кинетики затвердевания отливки

На рис. 2.4 изображена зависимость толщины затвердевшей корки от скорости литья для заготовки диаметром 100 мм с толщиной стенки 15 и 35 мм при тех же температурах заливки, что и на рис. 2.2. Скорость литья получена из условий формирования заготовки в

кристаллизаторе высотой 300 мм. Из представленных данных видно, что основное влияние на затвердевание отливки оказывает скорость литья.

Следующим по значимости фактором, влияющим на кинетику затвердевания отливки, является температура заливки. Увеличение толщины стенки заготовки делает влияние температуры заливки на кинетику затвердевания более заметным.

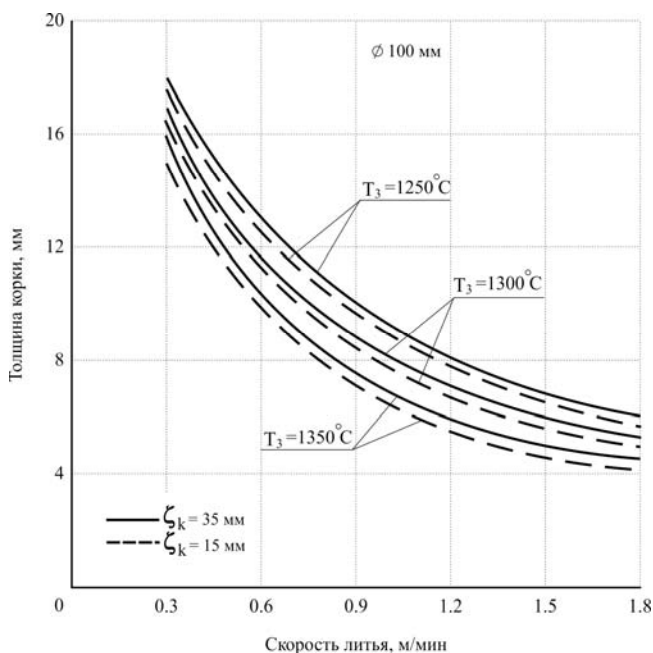


Рис. 2.4. Зависимость толщины затвердевшей корки от скорости литья

Экспериментальные исследования выявили несколько более значительное влияние степени перегрева чугуна на толщину затвердевшей корки, чем теоретический анализ. При выводе формулы (2.2), на которой основан теоретический анализ, было принято, что теплота перегрева снимается по всей длине фронта затвердевания не равномерно, а дифференцированно, более интенсивно в начальной стадии процесса. Расчеты показывают, что при этом в кристал-

лизаторе снимается 75-90% всей теплоты перегрева. Такая математическая модель учета теплоты перегрева гораздо ближе к реальной физической картине процесса непрерывного литья, чем модели, принятые в работах [12-14] и полностью подтверждается экспериментами при литье достаточно массивных заготовок в комбинированном кристаллизаторе, как это имеет место при горизонтальном непрерывном литье чугуна. При литье сравнительно тонкостенных в металлический кристаллизатор с более интенсивным, чем в комбинированном кристаллизаторе охлаждением, в кристаллизаторе снимается до 100% всей теплоты перегрева, что вызывает некоторое расхождение теоретических и экспериментальных данных.

Как было показано выше, математическая модель процесса предусматривает снятие теплоты перегрева со всего объема жидкого металла преимущественно в кристаллизаторе, а снятие теплоты кристаллизации и аккумулированной теплоты равномерно вдоль фронта затвердевания, т.е. пропорционально массе затвердевшего металла. Объем жидкого металла при неизменном наружном диаметре заготовки определяется толщиной ее стенки. При температуре заливки 1250°C теплота перегрева составляет 43% теплоты кристаллизации и влияние толщины стенки на процесс затвердевания увеличивается.

На рис. 2.5 показана зависимость толщины затвердевшей корки от скорости литья для полой заготовки диаметром 200 мм. Абсолютные значения толщины затвердевшей корки при прочих неизменных параметрах меньше, чем при литье заготовки диаметром 100 мм. Характер всех зависимостей, остается неизменным, хотя количественные характеристики этих зависимостей несколько изменяются. Незначительно уменьшается влияние скорости литья на процесс затвердевания и увеличивается влияние температуры заливаемого металла.

На выходе отливки из кристаллизатора происходит изменение условий охлаждения, интенсивное охлаждение в кристаллизаторе ($\alpha=550-2000 \text{ Вт/м}^2\cdot\text{°C}$), сменяется охлаждением в естественных условиях на воздухе ($\alpha=100-190 \text{ Вт/м}^2\cdot\text{°C}$). При неизменном термическом сопротивлении затвердевшей корки отливки, уменьшается тепловой поток с поверхности отливки в окружающую среду, в ре-

зультате происходит перераспределение температур по сечению отливки.

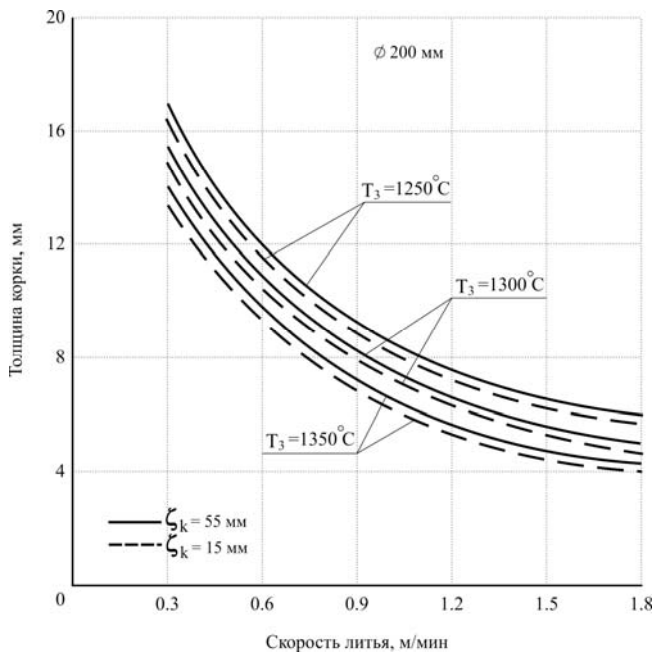


Рис. 2.5. Зависимость толщины затвердевшей корки от скорости литья

Таким образом, анализ процесса затвердевания полый цилиндрической заготовки, выполненный в работе [11] показал, что основными факторами определяющими толщину корки на выходе из кристаллизатора, а, следовательно, и стабильность процесса литья является скорость литья и температура заливаемого металла. Влияние геометрических параметров заготовки на процесс затвердевания носит второстепенный характер.

2.1. Разогрев затвердевшей корки на выходе из кристаллизатора

Температура поверхности отливки возрастает, увеличивается тепловой поток с поверхности отливки в окружающую среду, уменьшается градиент температур по сечению отливки и тепловой поток, подводимый к поверхности. В момент наступления равенства тепловых потоков, наступает стационарное тепловое состояние, температура поверхности достигает максимального значения. С ростом температуры поверхности увеличивается и средняя температура затвердевшей корки, уменьшается ее прочность. Уровень действующих напряжений и прочностные характеристики затвердевшей корки определяют стабильность процесса литья. Для определения оптимальных технологических параметров литья необходимо знать значение максимальной температуры поверхности и время достижения этой температуры или расстояние от нижнего торца кристаллизатора до наиболее разогретого сечения.

Принимая в первом приближении допущение, что в процессе разогрева затвердевание не происходит, определим максимальную температуру поверхности T_{\max} , из условия стационарного теплового состояния, т.е. равенства тепловых потоков при передаче тепла теплопроводностью через затвердевшую корку и с поверхности отливки в окружающую среду путем конвекции и излучения.

$$\frac{\lambda}{\xi}(T_{\text{кр}} - T_{\max}) = c\epsilon \left[\left(\frac{T_{\max} + 273}{100} \right)^4 - \left(\frac{T_0 + 273}{100} \right)^4 \right] + \alpha_k (T_{\max} - T_0) \quad (2.7)$$

где ξ – толщина корки на выходе из кристаллизатора;

c – коэффициент излучения поверхности отливки;

α_k – коэффициент теплоотдачи конвекцией.

Для определения времени разогрева воспользуемся методами теплопроводности [15]. Рассматриваем вышедшую из кристаллизатора корку как неограниченную пластину толщиной ξ . На внутренней поверхности пластины имеют место граничные условия первого рода (задана постоянная температура поверхности):

$$T_{x=\xi} = T_{\text{кр}} \quad (2.8)$$

На наружной поверхности – граничные условия третьего рода (задана постоянная температура среды):

$$\lambda \frac{\partial T}{\partial x} \Big|_{x=0} = \alpha(T_{x=0} - T_0) \quad (2.9)$$

Распределение температур по толщине корки линейное, температура произвольной точки в начальный момент времени описывается уравнением:

$$T \Big|_{t=0} = T_{п,к} + \Delta T \frac{x}{\lambda} \quad (2.10)$$

где $\Delta T = T_{кр} - T_{п,к}$

$T_{п,к}$ – температура поверхности отливки на выходе из кристаллизатора.

Решение задачи в критериальном виде для параметра температуры будет иметь вид [16]:

$$\Theta = \frac{Bi(1-\eta)}{Bi+1} - \sum_{n=1}^{\infty} A_n \sin[\theta_n(1-\eta)] \exp(-\theta_n^2 Fo) \quad (2.11)$$

где θ_n – корень характеристического уравнения:

$$\operatorname{tg} \theta_n = -\frac{1}{Bi} \theta_n \quad (2.12)$$

$$A_n = \frac{2Bi}{\sin \theta_n (\theta_n^2 + Bi^2 + Bi)} \quad (2.13)$$

где Bi – критерий Био;

Fo – критерий Фурье;

η – безразмерная координата.

Используя принцип сложной суперпозиции, расчетную формулу для определения температуры в произвольной точке тела в произвольный момент времени можно записать:

$$T = T_{\text{ПК}} + \Delta T \frac{x}{\xi} + \Theta \left[\frac{\Delta T}{Bi} - (T_{\text{ПК}} - T_0) \right] \quad (2.14)$$

Из выражения (14) определим параметр температуры:

$$\Theta = \frac{T - T_{\text{ПК}}}{\frac{\Delta T}{Bi} - (T_{\text{ПК}} - T_0)} \quad (2.15)$$

Рассматривая температуру поверхности ($\eta=0$), учитывая, что при регулярном тепловом режиме 1 рода для тел классической формы (пластина, цилиндр, шар) все члены ряда в уравнении (2.11) становятся малыми по сравнению с первым членом и, осуществляя подстановку (2.15) в выражение (2.11) получим окончательную расчетную формулу в виде:

$$\frac{T_s - T_{\text{ПК}}}{\frac{\Delta T}{Bi} - (T_{\text{ПК}} - T_0)} = \frac{Bi}{Bi+1} \sum_{n=1}^{\infty} \frac{2Bi}{\lambda_n^2 + Bi^2 + Bi} \exp(-\Theta_n^2 Fo) \quad (2.16)$$

Задавая $T_{\text{п}}$ значение T_{max} и решая это уравнение относительно F_0 , получим время разогрева и, зная среднюю скорость литья - расстояние от нижнего торца кристаллизатора до наиболее разогретого сечения.

Как показали расчеты и экспериментальные данные время разогрева сопоставимо со временем формирования отливки в кристаллизаторе. Поэтому допущение, что в процессе разогрева не происходит затвердевание, является слишком грубым. Для учета затвердевания в этот период было составлено и решено уравнение теплового баланса на участке разогрева:

$$Q_{\text{акк}} + Q_{\text{окр}} = Q_{\text{нр}} \quad (2.17)$$

Поскольку, как было отмечено ранее, основная часть теплоты перегрева к моменту выхода отливки из кристаллизатора уже снята, можно считать, что все количество тепла, израсходованное на разогрев корки $Q_{\text{акк}}$ и на потери в окружающую среду $Q_{\text{окр}}$, выделилось на фронте кристаллизации $Q_{\text{кр}}$. Величины, входящие в уравнение (2.17), можно определить из выражений:

$$Q_{\text{макс}} = 2\pi R L_{\text{р}}^{\xi} \rho c (T'_{\text{ср}} - T_{\text{ср}}) \quad (2.18)$$

$$Q_{\text{отп}} = 2\pi R L_{\text{р}} \alpha_{\text{ср}} (T_{\text{макс}} - T_{\text{ср}}) t_{\text{р}} \quad (2.19)$$

$$Q_{\text{кр}} = 2\pi R L_{\text{р}} \Delta \xi \rho t_{\text{ср}} \quad (2.20)$$

где $T'_{\text{ср}} = \frac{T_{\text{кр}} + T_{\text{ли}}}{2}$ – средняя температура корки на выходе из кристаллизатора;

$T_{\text{ср}} = \frac{T_{\text{отп}} + T_{\text{макс}}}{2}$ – средняя температура корки в максимально разогретом сечении;

$\Delta \xi$ – толщина корки, затвердевшей за время разогрева $t_{\text{р}}$;

$\alpha_{\text{ср}}$ – средний коэффициент теплоотдачи от поверхности отливки в окружающую среду за период разогрева.

Подставив выражения (2.18-2.20) в уравнение (2.17), произведя некоторые преобразования, и решив его относительно $\Delta \xi$, получим:

$$\Delta \xi = \frac{\alpha_{\text{ср}} (T'_{\text{ср}} - T_{\text{ср}}) + \alpha (T_{\text{макс}} - T_{\text{ср}}) t_{\text{р}}}{\rho v_{\text{ср}}} \quad (2.21)$$

Толщина корки к моменту достижения максимальной температуры:

$$\xi' = \xi + \Delta \xi \quad (2.22)$$

Повторно решив уравнение (2.7), предварительно заменив в нем ξ на ξ' , получим уточненное значение максимальной температуры поверхности $T'_{\text{макс}}$ и средней температуры корки $T''_{\text{ср}}$ в этом сечении.

Следует иметь в виду, что каждое конкретное время, указанное в таблице 2.1, рассматривается в дальнейших расчетах как время пребывания отливки в кристаллизаторе высотой 300 мм при заданной скорости литья, а соответствующая этому времени толщина затвердевшей корки – толщина отливки на выходе из кристаллизатора. В таблице 2.2 приведены заложенные в исходные данные для расчета дискретные значения времени формирования отливки в кристаллизаторе и средние скорости литья, соответствующие этим значениям времени при литье в кристаллизатор высотой 300 мм.

Таблица 2.2 – Время формирования отливки в кристаллизаторе и средняя скорость литья

t, с	10	15	20	30	40	50	60
W, м/мин	1,8	1,2	0,9	0,6	0,45	0,36	0,3

Параметры разогрева отливки определяются толщиной отливки и температурой ее поверхности на выходе из кристаллизатора. Температура поверхности определяется толщиной затвердевшей корки в совокупности с тепловыми условиями формирования. Поэтому результаты расчета параметров разогрева представлены на рис. 2.6 и 2.7 в виде зависимостей от толщины затвердевшей корки на выходе из кристаллизатора.

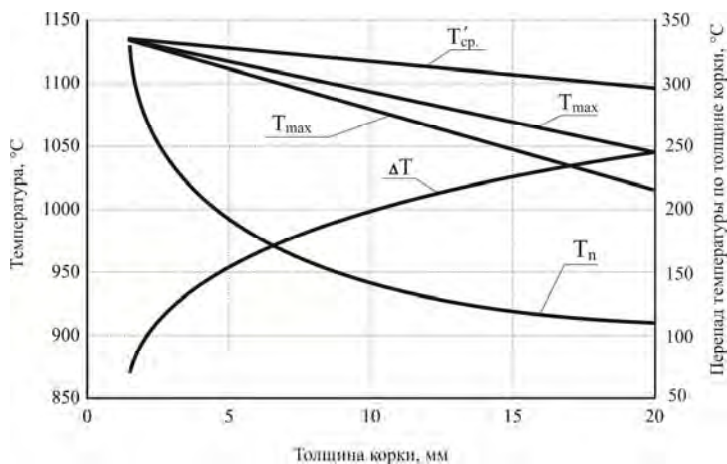


Рис. 2.6. Температурные параметры разогрева

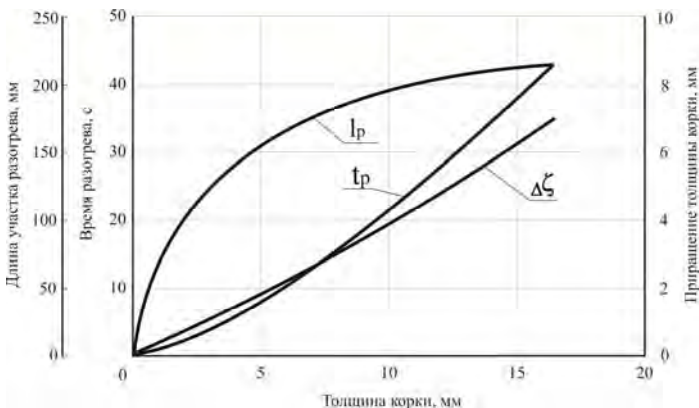


Рис. 2.7. Зависимость времени и длины участка разогрева от толщины корки

Для оценки кинетики разогрева и проверки правильности выбранной методики расчета по формулам (2.15, 2.16) проведен расчет кинетики разогрева отливки диаметром 100 мм с толщиной корки на выходе из кристаллизатора 8,2 мм и температурой поверхности 962°C. Расчетная кривая разогрева (кривая 4) нанесена на экспериментальное температурное поле отливки (рис. 2.3). Расчетное время разогрева поверхности заготовки составило 12,7 с, а экспериментальное 19 с.

Расчетная максимальная температура поверхности составила 1094°C, что на 20°C выше экспериментальной. Расхождение расчетных и экспериментальных данных объясняется тем, что расчет по формулам (2.15, 2.16) не учитывает затвердевание, протекающее во время разогрева, а также теплоток в вертикальном направлении за счет осевого градиента температур.

Последующая поправка на затвердевание дала расчетное значение максимальной температуры поверхности 1079°C, что весьма близко к полученной в эксперименте. Анализ кинетики разогрева показывает, что как при расчете, так и в эксперименте, фактический разогрев поверхности происходит за первые 10 с, а затем следует медленное асимптотическое приближение температурной кривой к максимуму.

2.2. Теоретический анализ с использованием современных систем моделирования литейных процессов

Современный этап развития неразрывно связан с использованием экспертных систем и средств численного моделирования литейных процессов, автоматизирующих интеллектуальный труд специалистов литейного производства. С использованием компьютерных программ, на этапе разработки технологических процессов и освоения их в производственных условиях существенно сокращается время необходимое для выполнения комплексного анализа по определению оптимальных технологических параметров литейных процессов, а также автоматизированному проектированию технологической оснастки и современного оборудования. К сожалению, математическое моделирование литейных процессов пока еще не стало средством повышения эффективности научно-исследовательских и опытно-конструкторских работ с целью создания новых технологических процессов литья. Между тем, предварительный теоретический анализ сложных гидродинамических и теплофизических процессов формирования отливки, позволяет существенно повысить информативность и надежность получаемых результатов, обобщить влияние многочисленных исходных технологических параметров.

Теоретическое изучение процессов, происходящих в процессе заполнения формы и затвердевания отливки, сводится в основном к определению полей скоростей, давлений, температур в зависимости от теплофизических свойств теплоносителя и условий формирования отливки. Применение численных методов позволяет провести анализ кинетики затвердевания отливки с учетом сложных гидродинамических и тепловых процессов, протекающих в жидком и затвердевающем металле.

Для всестороннего анализа процессов формирования отливки необходимо решить систему дифференциальных уравнений в частных производных второго порядка, в которую входят уравнение Навье-Стокса, Фурье-Кирхгофа и уравнение неразрывности или сплошности. Дифференциальное уравнение движения Навье – Стокса устанавливает взаимосвязь между всеми силами, действующими на элемент движущейся жидкости, получено из закона сохранения количества движения. Уравнение теплопроводности Фурье – Кирхгофа, выведенное на основе закона сохранения энергии, уста-

навливает связь между временными и пространственными изменениями температуры в любой точке движущейся среды. Для того чтобы система дифференциальных уравнений была замкнутой, к имеющимся уравнениям добавляют уравнение неразрывности или сплошности, которое получено из универсального закона сохранения массы.

Для решения системы дифференциальных уравнений, применительно к процессам литья, в настоящее время наиболее часто используют численные методы решения - метод конечных элементов (МКЭ) и конечных разностей (МКР). Расчетная конечно-элементная сетка в МКЭ это набор многоугольных пирамид, непрерывно, без пересечений заполняющих расчетную область моделируемого объекта. При использовании МКР расчетная геометрия это набор относительно мелких параллелепипедов, полученных наложением непрерывной прямоугольной ортогональной сетки на прямоугольную расчетную область, в которую вписана геометрия отливки и формы. Основная разница между этими методами заключается в том, что МКЭ предполагает некоторое распределение искомой функции внутри элемента, а МКР — ее постоянное значение внутри ячейки.

Решение задачи затвердевания и охлаждения отливки на основе уравнения нестационарной теплопроводности при соответствующих граничных условиях, требует правильного учета неравномерности выделения скрытой теплоты кристаллизации в интервале температур затвердевания и теплопередачи через границу сопряжения отливки и формы.

Наибольшую достоверность при изучении процессов теплообмена обеспечивает экспериментальное определение спектра тепловыделения по кривым охлаждения [17].

Если для алюминиевых сплавов, некоторых видов сталей существует однозначная зависимость тепловыделения от относительного количества твердой фазы, в широком диапазоне скоростей затвердевания, то для чугунов, необходимо использовать модель с переменным значением скрытой теплоты кристаллизации. При неравновесной кристаллизации структура чугуна в отливке, в зависимости от выделения стабильных и метастабильных фаз графита и цемента, удельная теплота выделения которых значительно отличается, использование в расчетах значений средней теплоты кристалли-

зации, без учета соотношения количеств образующихся фаз, вносит существенную погрешность в получаемые результаты. Кроме того, параметры кристаллизации сплава, зависят от химического состава чугуна, шихтовых материалов, условий выплавки, рафинирования, модифицирования расплава и т.д. [18].

Значения теплоемкости и теплоты кристаллизации на различных этапах формирования отливки определяют термодинамическим расчетом изменения энтальпии чугуна при кристаллизации. Термодинамический анализ, проведенный на основе сопоставления энергии Гиббса при стабильной и метастабильной кристаллизации в сходственных точках эвтектического превращения, позволяет количественно определить склонность чугунов к графитизации. При этом важную роль играют кинетические факторы, оценку влияния которых проводят на основе решения сопряженной задачи теплообмена и структурообразования [19, 20].

Связь количества твердой фазы с диаграммами состояния объективно не отражает действительный характер тепловыделения.

Метод эффективной теплоемкости, в котором материалу сплава приписывают переменную теплоемкость, эффективно использовать в условиях высоких скоростей кристаллизации расплавов, при отсутствии эвтектических площадок.

Учет выделения скрытой теплоты, на основе использования понятия мощности внутренних источников теплоты, возможен в случае небольших скоростей охлаждения для сплавов с большим интервалом кристаллизации при постоянном темпе выделения твердой фазы, а т.к. зависимость тепловыделения во времени неизвестна, использование этого способа нерационально.

Представляет интерес применение кусочно-непрерывных зависимостей на нескольких неравномерных интервалах, это позволяет задавать самые разнообразные характеры тепловыделения с режими перегибами, площадками и т.п. Конкретный вид зависимости представляют в виде спектра выделения твердой фазы, а скрытую теплоту кристаллизации и характер ее выделения определяют экспериментально на образцах простейшей конфигурации [18].

Среди систем математического моделирования литейных процессов в настоящее время наибольший интерес представляют “Полигон” и профессиональная американско-швейцарская система компьютерного 3D моделирования литейных процессов ProCAST.

В программе “Полигон” используется метод эффективного подьема температур в соответствии с энтальпией. Первоначально определяют изменение энтальпии за текущий временной шаг, без учета тепловыделения, затем по приращению энтальпии, с учетом спектра затвердевания, вычисляют фазовые поля и новые значения температур. В отношении условий граничной теплопередачи для учета процессов теплопроводности, конвекции, излучения между отливкой и формой, математическая модель учитывает одновременное существование пятен плотного контакта и теплопередачи через зазор [21].

В системе моделирования ProCast, модуль теплового анализа (Thermal Analysis) позволяет рассчитывать выделение скрытой теплоты энтальпийным методом с учетом задаваемого спектра выделения твердой фазы. Необходимо отметить наличие модуля обратного моделирования (Inverse Module), который предназначен для уточнения граничных условий процесса на основе экспериментального измерения температуры в отливке или форме.

Программа позволяет моделировать практически все наиболее известные способы литья из различных сплавов [22].

Теоретический анализ процесса непрерывного литья в системе моделирования ProCAST, осуществляется двумя различными способами: в стабильном состоянии (моделируется стационарный домен, твердая фаза переводится через домен при заданной скорости литья) и переходные расчеты в нестабильном состоянии. В последнем случае, размер домена увеличивается со временем в процессе непрерывного литья. Новый алгоритм, который называется MiLE (for Mixed Lagrangian-Eulerian), создается и реализуется для развертки домена. Алгоритм предназначен для обеспечения постоянства параметров - температуры, разрывов твердой фазы, скорости и давления гармошки. Для ввода новых слоев элементов в начале расчетов (в DataCAST) между доменами 1 и 2 создаются слои нулевой толщины, которые в течение процесса литья растягиваются.

В стабильном состоянии, возможно, выполнить отдельно термические расчеты, либо совмещенные термические и гидродинамические расчеты. В обоих случаях при выполнении термических расчетов затвердевшая корка металла и расплав совершают движение в соответствии с заданной скоростью литья.

Алгоритм MiLE используется для модели прямого непрерывного литья, использовать алгоритм для процесса радиального непрерывного литья с изгибом заготовок или литья полос нельзя. В этом случае алгоритм позволяет совместить расчеты напряжения с тепловым и гидродинамическим расчетами. Однако, необходимо учесть ограничение – исключить попадание твердой фазы в зону гармошки (между доменами 1 и 3), то есть, граница гармошки должна находиться в жидкой фазе.

Охлаждение наружного периметра заготовки представляет собой достаточно сложный процесс, на начальном этапе происходит теплообмен между отливкой и кристаллизатором, а на выходе из кристаллизатора интенсивность теплообмена резко снижается, происходит охлаждение отливки на воздухе. В результате изменения интенсивности охлаждения происходит разогрев отливки на выходе из кристаллизатора. С перемещением домена можно задать переход от одних условий теплообмена к другим. После создания гармошки можно установить коэффициент теплообмена α на выходе из кристаллизатора.

Представляет интерес проведение сравнительного анализа данных по кинетике затвердевания и охлаждения отливки в процессе полунепрерывного литья, в зависимости от условий формирования отливки, полученных по формуле (2.2) и с использованием системы моделирования ProCast.

Сопоставительный анализ проведен при идентичных условиях формирования литой заготовки и при одинаковых теплофизических характеристиках материала отливки. На рис. 2.8 а представлены результаты расчета температуры поверхности заготовки в кристаллизаторе и на выходе из него и кинетика кристаллизации корки в кристаллизаторе (б) для трех температур заливаемого металла 1250, 1300 и 1350°C. Палитра температурных полей рис. 2.8 в.

Результаты анализа свидетельствуют о том, что расчетные значения толщины корки на выходе из кристаллизатора существенно различаются. Значения толщины корки, рассчитанные по формуле (2) во всем исследованном диапазоне скоростей и температур металла больше, чем полученные расчетным способом в системе моделирования ProCast. С ростом температуры заливаемого металла и с увеличением скорости литья разность значений существенно увеличивается. Так, например, при скорости литья 0,3/мин и темпера-

туре заливаемого металла 1250°C, разность в значениях составляет около 1%, а при скорости литья 0,9м/мин уже 20%. Для скорости литья 0,3/мин с увеличением температуры заливаемого металла с 1250 до 1350°C разность в значениях толщины корки увеличивается на почти на 30%, а при скорости литья 0,45 м/мин с 5,7% для температуры 1250°C до 41% при температуре металла 1350°C.

Наибольший интерес, с точки зрения стабильности процесса литья, представляют данные о максимальной температуре поверхности отливки в зоне разогрева и время достижения этой температуры. Расчетные данные по формуле (2.2) показывают, что при температуре заливки 1300°C, толщина корки на выходе из кристаллизатора, при скорости литья 0,45м/мин, составляет 15 мм, максимальная температура поверхности в зоне разогрева 1050 °С, время разогрева 38 с. Моделирование в системе ProCast дает следующие результаты: при идентичной скорости литья 0,45м/мин, толщина корки на выходе из кристаллизатора составляет 11,43 мм, максимальная температура разогрева поверхности соответствует 1106 °С, время разогрева 82 с.

Причина таких различий очевидна, расчет по формуле (2.2) не позволяет учитывать влияние конвективного теплообмена на процесс кристаллизации. Кроме того, на точность результатов оказывает влияние задание характера выделения скрытой теплоты кристаллизации. Перед проведением теоретического анализа необходимо предварительно экспериментально определять вид данной зависимости.

Анализ литературных данных, а также многочисленные экспериментальные данные, полученные в лабораторных условиях и при внедрении процесса на предприятиях, свидетельствуют о том, что использование системы моделирования ProCast, позволяет более точно проводить предварительный анализ влияния технологических параметров на стабильность процесса литья.¹ Сопоставление экспериментальных данных и теоретических расчетов показывает, что использование современных систем моделирования технологиче-

¹В работе принимал участие П.Е. Лущик

ского процесса литья (ProCast) наиболее адекватно описывает процесс литья, расхождение полученных результатов минимальное.

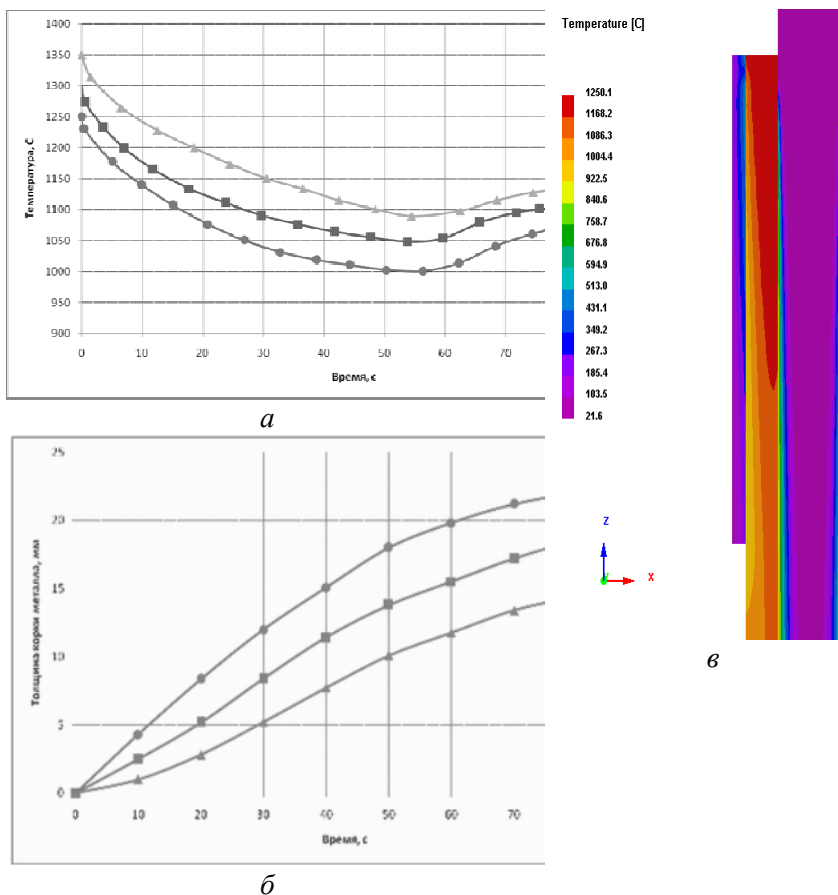


Рис. 2.8. Температурные параметры формирования отливки:
 а – температура поверхности отливки;
 б – кинетика кристаллизации отливки в кристаллизаторе;
 в – палитра температурного поля отливки

Таким образом, в результате анализа кинетики формирования непрерывнолитой заготовки в кристаллизаторе и последующего разогрева затвердевшей корки на воздухе получены данные о тол-

щине затвердевшей корки, температуре ее поверхности и средней температуре корки. Определено место расположения наиболее опасного сечения, что особенно важно с точки зрения определения оптимальных технологических параметров литья.

Для стабильного процесса необходимо обеспечить получение на выходе из кристаллизатора достаточно прочной корки, способной противостоять суммарным напряжениям, возникающим в заготовке в процессе литья. В затвердевающей корке возникают термические напряжения, вследствие перепада температур по толщине, напряжения вызванные действием металлостатического напора и усилий вытягивания заготовки из кристаллизатора. В случае, если суммарные напряжения в каком-либо месте превысят прочность затвердевшего металла, происходит прекращение процесса.

Расчетное определение оптимальных технологических параметров процесса наталкивается на ряд трудностей, в частности связанных с отсутствием данных о физико-механических свойствах чугуна при высоких температурах.

В работе [23] представлены результаты исследований физико-механических свойств чугунных заготовок, при температурах от 850 до 1100°C, полученных полунепрерывным способом литья.

Эксперименты проводили на чугуне с химическим составом: С 3,0-3,7%, Si 1,7-2,4%, Mn 0,2-0,9%, P 0,04-0,4%, S 0,04-0,06%, а также на антифрикционном чугуне АЧС-2 с содержанием легирующих элементов Cr 0,1-0,5; Ni 0,1-0,5; Cu 0,2-0,6; Ti 0,03-0,12%. Химический состав испытанных образцов из чугуна АЧС-2 колебался в пределах рекомендованных ГОСТом 1585-85.

Имеющиеся в литературе [24, 25] сведения о прочности серого чугуна ограничены интервалом температур 700-800°C. Специфические условия формирования отливки при непрерывных способах литья оказывают влияние на микроструктуру – и субструктуру поверхностных слоев заготовок.

Определение предела прочности чугуна проводили при температурах от 850 до 1100°C и скорости нагружения от 0,17 до 107 мм/мин. Исходная структура матрицы чугунных образцов ферритная, с формированием графита в междендритных пространствах. Исследования проводили на универсальной машине 1253 У-2 с использованием образцов, вырезанных из поверхностного слоя заго-

товок диаметром 100мм, полученных на установке полунепрерывного литья. Образцы нагревали до температур испытания в печи сопротивления в течение 10 минут. Контроль температуры осуществляли хромель – алюмелевой термопарой, зачеканенной в контрольный образец, расположенный в непосредственной близости от испытываемого, и подсоединенной к прибору Щ4313. Образцы испытывали при четырех скоростях перемещения активного захвата: 0,17; 10; 51 и 107 мм/мин. Для каждой скорости нагружения и температуры (850, 950, 1050 и 1100°С) испытывали по пять образцов.

Исследование влияния химического состава чугуна на прочность проводили при температуре 950°С и скорости нагружения 51 мм/мин.

В первой серии экспериментов определяли влияние скорости нагружения и температуры на предел прочности чугуна для этого испытывали образцы постоянного химического состава: С 3,7%, Si 1,92%, Mn 0,41%, P 0,079%, S 0,054%, Cr 0,35%, Ni 0,37%; Cu 0,36%, Ti 0,04%. Зависимости предела прочности чугунов от скорости нагружения при различных температурах испытания представлены на рис. 2.9 и 2.10.

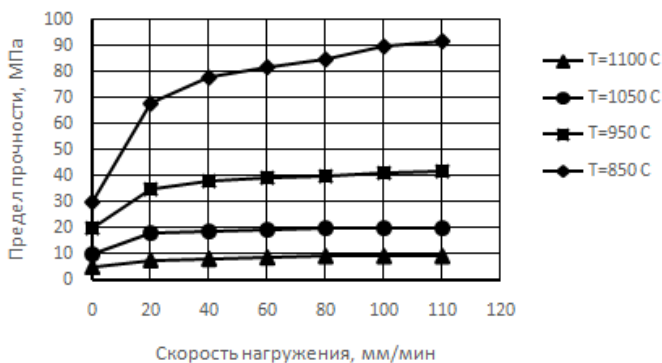


Рис. 2.9. Зависимость предела прочности чугуна от скорости нагружения

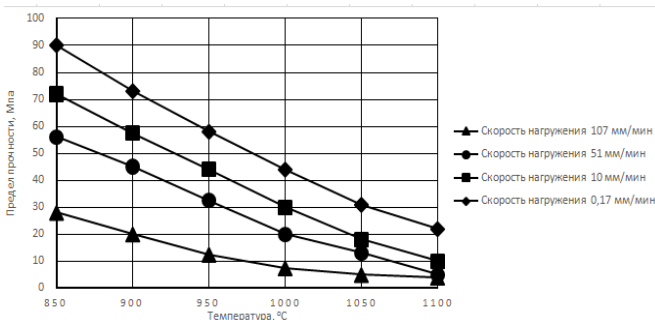


Рис. 2.10. Зависимость предела прочности чугуна в зависимости от температуры при различных скоростях нагружения

С уменьшением скорости нагружения с 10 до 0,17 мм/мин происходит резкое падение предела прочности, более заметное при меньших температурах. Анализ экспериментальных данных показывает, что предел прочности чугуна на растяжение зависит не только от температуры, но и от скорости нагружения. Так, при максимальной скорости нагружения 107 мм/мин, при повышении температуры от 850 до 1100°C, предел прочности на растяжение понижается от 90 до 20 МПа, а при минимальной скорости 0,17 мм/мин – с 30 до 5 МПа. При этом влияние скорости нагружения более существенно при более низких температурах. Высокие температуры повышают подвижность вакансий и дислокаций, силы их взаимодействия, что способствует развитию релаксационных процессов. Внутренние напряжения в этом случае понижаются, снижается чувствительность к изменению скорости нагружения.

Более высокие характеристики предела прочности на растяжение при динамических нагрузках, по сравнению со статическими нагрузками, объясняются также тем, что поглощенная энергия воздействия в этом случае больше, а, следовательно, больше и коэффициент упрочнения металла [26].

Зависимость прочности чугуна от скорости нагружения в пределах от 10 до 107 мм/мин – линейная. Угол наклона кривых свидетельствует о том, что влияние скорости нагружения больше при более низкой температуре. Очевидно, в этом случае роль теплового

фактора в релаксации напряжений меньше, чем при более высоких температурах.

Анализ результатов по влиянию температуры и скорости нагружения на предел прочности чугуна, приводит к следующим заключениям:

- на предел прочности чугуна оказывает влияние и температурный и скоростной факторы;

- характер кривых $\sigma_b = f(\epsilon)$ и $\sigma_b = f(T)$ определяется степенью реализации упрочняющих и релаксационных процессов. При высоких скоростях нагружения преобладают упрочняющие процессы, инициированные повышением плотности дислокаций, реализацией множественного скольжения, образованием “сидячих” дислокаций за счет взаимодействия дислокаций разных плоскостей скольжения. При малых скоростях нагружения и высоких температурах проявляется вклад релаксационных процессов, при этом распределение напряжений становится более равномерным, возможно формирование ячеистой структуры;

- одной из вероятных причин, вызывающих хрупкое разрушение является возможность возникновения микротрещин на концах графитовых включений.

На сопротивление разрушению сильное влияние оказывает сегрегация примесей к границам зерен, оплавление легкоплавких составляющих, межкристаллитное окисление и т.д. Процессы ускоряются одновременным воздействием температуры и напряжения. По мере уменьшения скорости нагружения тенденция к межзеренному разрушению усиливается, при увеличении скорости ослабление границ зерна меньше сказывается на прочности. При температуре испытания 1100°C резкого падения прочности не наблюдается.

Во второй серии экспериментов проверяли влияние химического состава на прочность чугуна при температуре 950°C и скорости нагружения 51 мм/мин. Большинство исследованных образцов имеют точечный или пластинчатый графит, расположенный в междендритных пространствах. Установлено, что содержание основных элементов в исследованных пределах практически не влияет на прочность чугуна. Этот вывод совпадает с литературными данными [27, 28], где утверждается, что, чем выше температура, тем меньше заметно влияние химического состава. Данные о влиянии содержа-

ния легирующих элементов на предел прочности на растяжение при температуре 950°С представлены в таблице 2.3.

Таблица 2.3 – Влияние легирующих элементов на прочность чугуна при температуре 950°С

Содержание легирующих элементов				σ _B 950°С, МПа
Cr	Ni	Cu	Ti	
0,05	0,08	0,21	0,017	39,6
0,04	0,05	0,19	0,020	45,8
0,04	0,12	0,08	0,073	44,9
0,04	0,13	0,10	0,030	42,2
0,04	0,27	0,08	0,019	41,3
0,10	0,20	0,02	0,029	48,7
0,07	0,30	0,08	0,036	47,3
0,19	0,15	0,08	0,028	44,9
0,13	0,14	0,15	0,030	44,5
0,10	0,12	0,10	0,113	45,4
0,12	0,53	0,64	0,030	47,8
0,21	0,61	0,16	0,143	50,7
0,46	0,13	0,16	0,129	51,2
0,47	0,18	0,61	0,030	47,1

Анализ результатов показывает незначительное увеличение предела прочности чугуна на растяжение с увеличением суммарного содержания хрома и никеля.

Испытания большого количества образцов с различным содержанием фосфора показали, что увеличение содержания фосфора приводит к резкому снижению предела прочности при высокой температуре. Зависимость прочности от содержания фосфора при температуре 950°С представлена на рис. 2.11.

С целью определения причины падения предела прочности на образцах из высокофосфористых чугунов был проведен микро-рентгеноспектральный анализ излома на электронном микроскопе “Nanolab” (Германия).

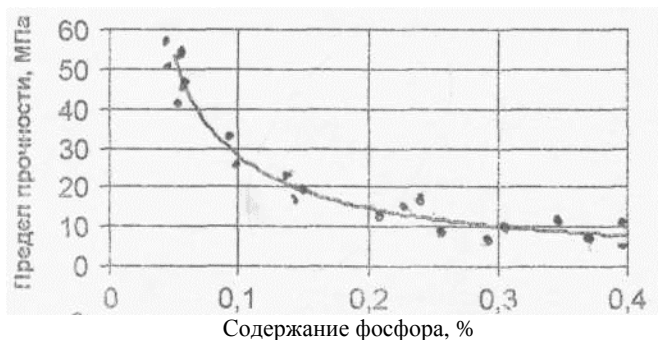


Рис. 2.11. Влияние содержания фосфора на прочность чугуна при температуре 950°С

Фрактограмма излома чугуна с содержанием фосфора 0,33% после разрушения при температуре 950°С, представлена на рис. 2.12

Как видно на фотографиях, рельеф поверхности разрушения образца с содержанием фосфора 0,33%, соответствует огранке зерен, что является очевидным признаком межзеренного разрушения. Переход от внутризеренного к межзеренному разрушению образцов, возможно, вызван расплавлением фосфидной эвтектики. Однако, результаты сканирования микроскопом поверхности разрушения свидетельствуют об отсутствии следов фосфора, вероятно, из-за неравномерности его распределения или низкой чувствительности метода.

Для сравнения на рис. 2.13 приведена фотография излома чугуна с содержанием фосфора 0,046%.

На фотографиях микроструктур, полученных на высокотемпературном металлографическом микроскопе MeF – 2 (Австрия) с приставкой “Vacutherm”, явно видно увеличение на поверхности разрушения образца количества фосфидной эвтектики с увеличением температуры от 950 до 1050°С (рис. 2.14 а, б, в).

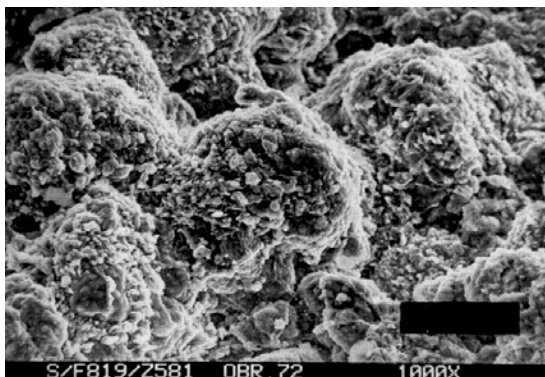


Рис. 2.12. Фрактограмма поверхности излома чугуна с содержанием фосфора 0,33%

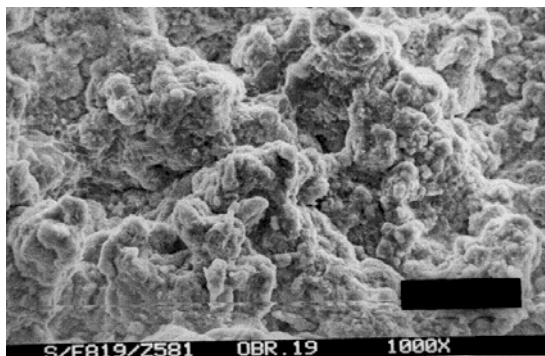


Рис. 2.13. Фрактограмма поверхности излома чугуна с содержанием фосфора 0,046%

Необходимо отметить, что при температуре 900 - 950°C перед расплавлением фосфидной эвтектики происходит растрескивание матрицы, преимущественно по границам зерен. Возможной причиной снижения прочности является действие фосфора как поверхностно активного вещества (эффект Ребиндера) [29], а также вследствие расплавления, а, следовательно, увеличения в объеме фосфидной эвтектики и перераспределения ее по границам зерен.

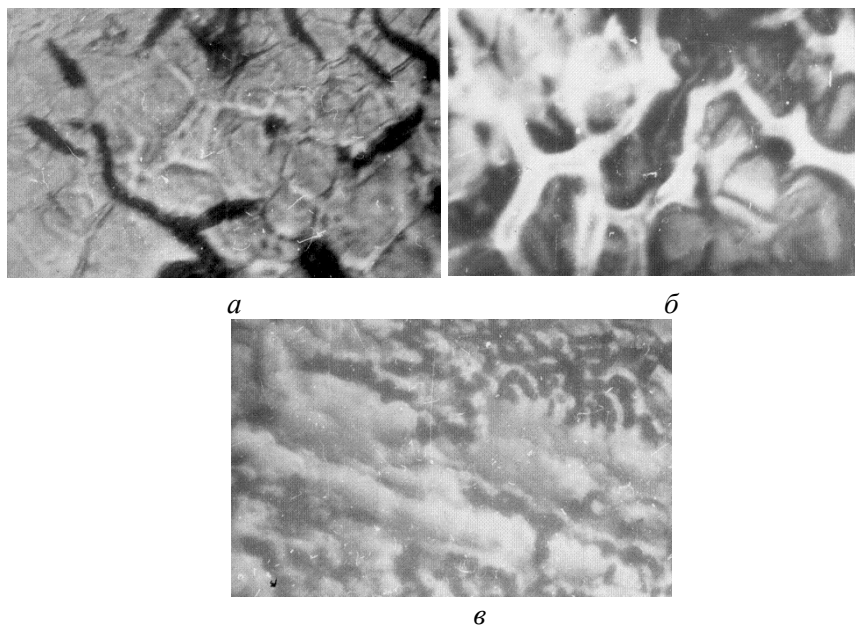


Рис. 2.14. Увеличение количества фосфидной эвтектики с ростом температуры (*а, б, в*)

Полученные экспериментальные данные позволяют разработать научно обоснованные оптимальные технологические параметры процесса непрерывного литья машиностроительных заготовок из чугуна.

Толщина затвердевшей корки на выходе из кристаллизатора, время ее разогрева до максимальной температуры, которое при фиксированной скорости литья определяет местоположение наиболее опасного сечения, а также эквивалентные напряжения от действия термических напряжений, усилия извлечения отливки из кристаллизатора и металлостатического напора, в совокупности с физико-механическими свойствами сплава, определяют стабильность процесса непрерывного литья.

Для цилиндрических заготовок диаметром 100 и 250 мм проведен расчет эквивалентных напряжений, зависимость которых от

толщины затвердевшей корки в зоне максимального разогрева на выходе из кристаллизатора представлена на рис. 2.15

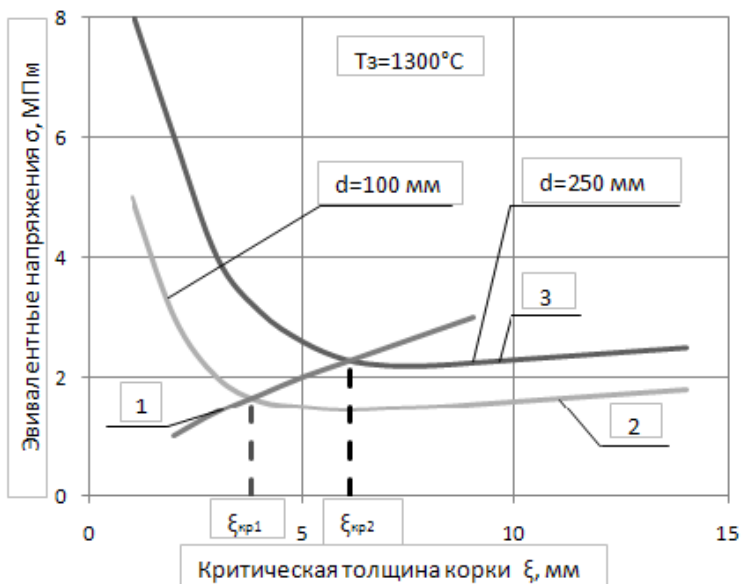


Рис. 2.15. Зависимость эквивалентных напряжений от толщины затвердевшей корки в зоне максимального разогрева на выходе из кристаллизатора

Расчетные данные по величине эквивалентных напряжений, а также экспериментальные данные по определению предела прочности чугуна на растяжение в зависимости от температуры чугуна взяты из работы [30]. Учитывая, что толщина затвердевшей корки определяет ее температуру, и предел прочности на растяжение, получена косвенная зависимость предела прочности от толщины затвердевшей корки. Пересечение линий эквивалентных напряжений с линией прочности чугуна позволяет определить критическое значение толщины затвердевшей корки $\xi_{кр}$.

Определение оптимальных технологических параметров процесса на основе использования критического значения толщины корки в зоне максимального разогрева правомочно в случае равномерного

затвердевания отливки по периметру заготовки. Однако, учитывая, что подача металла при литье с открытым уровнем осуществляется, как правило, в одну, реже в две точки по периметру заготовки, процесс затвердевания происходит неравномерно, возникает разностенность.

Для того чтобы учесть влияние разностенности, введем понятие коэффициента K_1 , определяемого по результатам статистической обработки экспериментальных данных, как отношение максимальной по сечению толщины корки к минимальной. На основании данных по кинетике затвердевания, определяем допустимое время формирования отливки в кристаллизаторе t_k и для заданной высоты кристаллизатора определяем предельную скорость литья $W_{\text{пред}}$. Предельные скорости литья, для различных типоразмеров заготовок при различных температурах разлива, полученные на основе экспериментальных исследований, не могут быть использованы в промышленной технологии. Возможное изменение значений тепловых потоков, в зависимости от изменения технологических параметров литья, вызывает необходимость использования определенного запаса прочности. С целью определения верхней границы интервала оптимальных скоростей литья, воспользуемся коэффициентом K_2 , который определяем как отношение максимального и минимального значений времени формирования корки заданной толщины.

В таблице 2.4 представлены данные по значениям критической и допустимой толщины корки, предельные и оптимальные скорости литья для полых заготовок с различной толщиной стенки диаметром 100 и 250 мм, при температурах заливки 1250, 1300 и 1350°C. Высота стального кристаллизатора 300 мм. Использование кристаллизаторов с медными рабочими втулками при идентичных условиях литья позволяет повысить скорость литья на 5-10%. Представленные в таблице данные можно использовать и при литье сплошных заготовок, принимая значение скоростей литья ближе к верхнему пределу. Экспериментальные данные получены при циклическом режиме движения с частотой 1-2 Гц, при времени остановки в пределах 0,2 – 0,3 с. Улучшение условий формирования начальной корки за счет использования вибрации с частотой 40-60 Гц позволяет повысить стабильность процесса литья.

Необходимо отметить, что представленный в работе [11] анализ напряженного состояния отливки по значениям критической и до-

пустимой толщины корки, а также выбор оптимальных значений технологических параметров литья, основанный на данных параметрах не учитывает реальных особенностей технологического процесса. В настоящее время представляет интерес аналогичные исследования, которые можно провести с использованием современных систем моделирования.

3. Напряженное состояния в затвердевающей отливке при вертикальном полунепрерывном литье чугуна

Изучение вопроса определения оптимальных технологических параметров литья на основе анализа термонапряженного состояния затвердевающей отливки, представляет большой научный и практический интерес.

В работе [31] представлена аналитическая зависимость термонапряженного состояния начальной корки отливки на мениске расплава при непрерывной разливке стали. Зависимость справедлива при отсутствии сил трения между коркой и кристаллизатором в процессе вытяжки отливки с учетом вязкопластического поведения стали.

Исследованию напряженного состояния стальных слитков в кристаллизаторах машин непрерывного литья посвящено достаточно большое количество работ [32 - 45] и др.

Для процесса формирования отливки при вертикальном полунепрерывном литье чугуна характерны специфические условия кристаллизации. Высокая интенсивность теплообмена между отливкой и кристаллизатором в момент формирования начальной корки, сменяется дальнейшим охлаждением отливки на выходе из кристаллизатора в условиях свободной конвекции на воздухе. Неравномерное температурное поле затвердевающей отливки, металлостатическое давление расплава, трение отливки о стенки кристаллизатора, вызывают в затвердевающем слое отливки значительные деформации и напряжения, которые приводят к образованию различного рода дефектов. Знание закономерностей распределения температур, напряжений и деформаций в затвердевающей отливке является необходимым условием для выбора оптимальных технологических параметров процесса, а также рациональных путей улучшения качества отливок.

Таблица 2.4 – Технологические параметры литья

D, мм	δ, мм	ξ _{скр} , мм	K ₁	ξ _{доп} , мм	K ₂	T ₀ = 1250°C			T ₀ = 1300°C			T ₀ = 1350°C		
						t _к , с	W _{доп} , м/мин	W _{опт} , м/мин	t _к , с	W _{доп} , м/мин	W _{опт} , м/мин	t _к , с	W _{доп} , м/мин	W _{опт} , м/мин
50	15					9,5	1,9	0,9-1,1	12	1,9	0,7-0,9	15	1,3	0,5-0,7
	20													
	25	4,1	1,4	5,5	1,7	11	1,6	0,7-0,9	14	1,6	0,5-0,8	18	1,0	0,4-0,6
	30		1,6	6,5										
	35		1,7	7,0			13	1,4	0,6-0,8	16	1,4	0,4-0,6	20	0,9
250	15		1,4	9,1		20	0,9	0,4-0,5	22	0,8	0,35-0,45	29	0,6	0,3-0,4
	55	6,5	1,9	12	1,7	33	0,5	0,2-0,3	40	0,4	0,15-0,25	52	0,35	0,1-0,2

На первом этапе с целью определения напряжений, возникающих в затвердевающей корочке отливки, необходимо провести анализ тепловых и гидродинамических условий формирования отливки, т.е. изменение количества твердой фазы во времени.

Наибольший интерес представляют не только экспериментальные исследования процесса, но и теоретический анализ с использованием современных систем моделирования, который позволяет с достаточной для практики точностью проследить влияние изменения в широком диапазоне технологических параметров литья на кинетику затвердевания отливки.

В работе [46] на основе теоретических и экспериментальных исследований процесса проведен анализ кинетики формирования непрерывнолитой заготовки в кристаллизаторе и последующего разогрева затвердевшей корки на воздухе. Получены данные по динамике продвижения фронта кристаллизации во времени, толщине затвердевшей корки, температуре ее поверхности и средней температуре корки в кристаллизаторе и на выходе из него. Определено место расположения наиболее опасного сечения, что особенно важно с точки зрения определения оптимальных технологических параметров литья.

Необходимо отметить, что толщина корки, максимальная температура поверхности отливки в зоне разогрева и время достижения этой температуры на выходе из кристаллизатора, существенно зависят от интенсивности теплообмена между отливкой и окружающей средой. По данным экспериментальных исследований, [47] интенсивность теплообмена при охлаждении на воздухе составляет $100-300 \text{ Вт/м}^2 \text{ } ^\circ\text{C}$.

Для дальнейшего анализа процесса формирования отливки интенсивность теплообмена на воздухе принимаем равным $\alpha=150 \text{ Вт/м}^2 \text{ } ^\circ\text{C}$. Теоретический анализ процесса формирования отливки при полунепрерывном литье чугуна проводили в системе математического моделирования литейных процессов ProCast. Для анализа результатов использовали программу Visual CAST 5.0.

С целью определения оптимальных технологических параметров процесса полунепрерывного литья чугунных заготовок анализ изменения температур и термических напряжений проводили по сечению заготовки при различных скоростях литья ($0,3 \text{ м/мин}$;

0,5 м/мин; 0,7 м/мин), а также значениях начальной температуры заливки расплава, T_n , (1320 °C; 1350 °C; 1380 °C).

Температурные градиенты по сечению литой заготовки при различных значениях начальной температуры металла и различных скоростях процесса представлены на рис. 3.1.

Изменение количества твердой фазы по сечению литой заготовки при различных значениях начальной температуры заливки расплава и различных скоростях процесса представлены на рис. 3.2.

Распределение температур и, соответственно, толщина корки металла, при различных начальных условиях процесса существенно различаются. Отчетливо видны зоны разогрева на выходе отливки из кристаллизатора, что обусловлено резким снижением интенсивности теплообмена при выходе отливки из кристаллизатора.

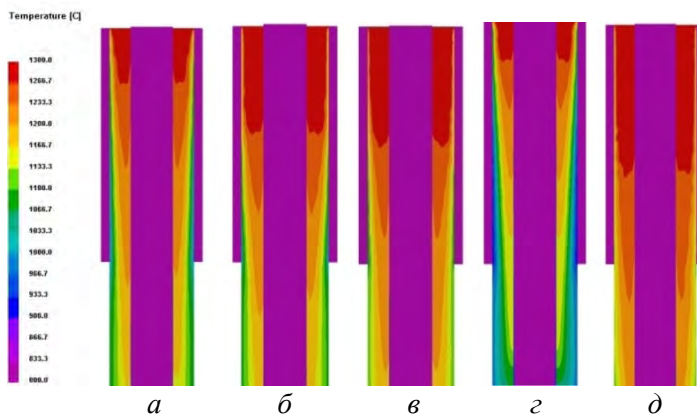


Рис. 3.1. Температурные градиенты по сечению литой заготовки:
а – $T_n = 1320$ °C, $v = 0,5$ м/мин; *б* – $T_n = 1350$ °C, $v = 0,5$ м/мин;
в – $T_n = 1380$ °C, $v = 0,5$ м/мин; *г* – $T_n = 1350$ °C, $v = 0,3$ м/мин;
д – $T_n = 1350$ °C, $v = 0,7$ м/мин

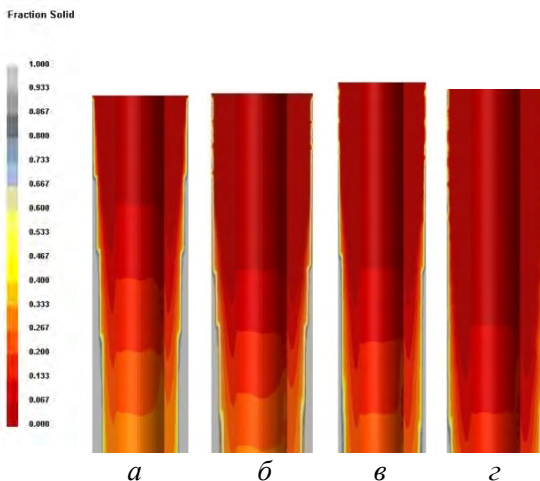


Рис. 3.2. Изменение количества твердой фазы по сечению литой заготовки:

а – $T_n = 1320^\circ\text{C}$, $v = 0,5$ м/мин; *б* – $T_n = 1350^\circ\text{C}$, $v = 0,5$ м/мин;
в – $T_n = 1380^\circ\text{C}$, $v = 0,5$ м/мин; *г* – $T_n = 1350^\circ\text{C}$, $v = 0,7$ м/мин

Первичный анализ показывает, что при высокой начальной температуре расплава, а также повышении скорости литья в отливке существует высокая вероятность появления трещин вследствие достаточно тонкой толщины корки затвердевшего металла. Более точно о возможности развития трещин при литье можно судить по результатам сопоставления данных с тепловыми расчетами, а также численного анализа напряжений в отливке на выходе из кристаллизатора и в зоне максимального разогрева.

На гидродинамику процесса движения расплава существенное влияние оказывает воздух, захватываемый струей металла, который зависит от характера истечения расплава при свободном падении струи. Количество эжектируемого струей расплава воздуха зависит от скорости истечения струи, диаметра насадка, высоты падения струи, а также от поверхностного натяжения расплава его кинематической вязкости и т.д.

В зависимости от количества захваченного расплавом воздуха движение расплава в кристаллизаторе существенно изменяется. За-

хваченный струей расплава воздух в виде пузырьков всплывает, создавая в окрестности струи поток, направленный вверх, вследствие действия подъемной силы, струя проникает в объем расплава на заметно меньшую глубину [48, 49].

На рис. 3.3 представлен темплет отливки с характерной пористостью в месте подвода металла, связанной с захватом воздуха струей металла.

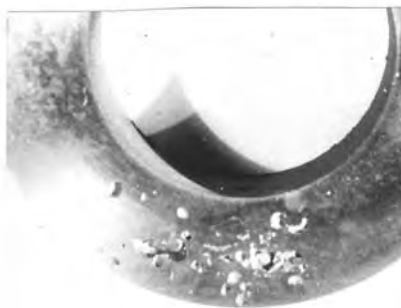


Рис. 3.3. Пористость в месте подвода металла в отливку

Отличительной особенностью формирования отливки при непрерывном литье чугуна является периодический контакт затвердевающей отливки со стенками кристаллизатора. На начальной стадии формирования происходит непосредственный контакт жидкого металла и водоохлаждаемой стенки кристаллизатора, плотность теплового потока в этот момент максимальна. Под действием сил металлостатического давления корочка затвердевающей отливки прижимается к рабочей поверхности кристаллизатора, что обеспечивает равномерный рост корки по периметру.

С ростом толщины твердой корочки, происходит термическая и фазовая усадки отливки, образуется зазор между отливкой и кристаллизатором, возрастает термическое сопротивление, интенсивность теплообмена падает. Периодический контакт затвердевающей отливки со стенками кристаллизатора ведет к изменению интенсивности теплообмена в отдельных точках по сечению заготовки, развивается неравномерность фронта затвердевания, происходит искажение геометрии отливки. Характер изменения зазора оказы-

вает влияние, как на температурное, так и напряженное состояние корки затвердевающей отливки.

В работах [50 -52] проведен анализ механизмов образования газового зазора и разнотолщинности отливок.

Увеличение скорости вытягивания слитка приводит к уменьшению величины разнотолщинности. На выходе из кристаллизатора в результате изменения условий охлаждения отливки, происходит ее разогрев, неравномерность кристаллизации значительно уменьшается.

Другой причиной возникновения и развития разнотолщинности корки непрерывнолитой заготовки является динамическое воздействие падающей из литниковой чаши струи расплава на затвердевающую корку. С ростом скорости истечения струи расплава из разливочного ковша, а также при повышении температуры перегрева расплава неравномерность фронта затвердевания возрастает. Степень воздействия конвективных потоков на процесс затвердевания отливки со временем уменьшается, вследствие увеличения вязкости расплава, преобладающими в движении жидкого расплава в междендритных пространствах становятся фильтрационные процессы.

На рис. 3.4 представлен серный отпечаток поперечного сечения полый заготовки, по которому можно судить о степени неравномерности затвердевания отливки по периметру отливки.

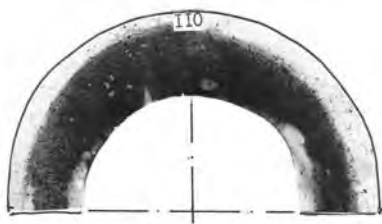


Рис. 3.4. Серный отпечаток поперечного сечения отливки

Необходимым условием качественного и количественного анализа результатов компьютерного моделирования для определения оптимальных технологических параметров процесса полунепрерывного литья чугуновых заготовок, является наличие данных по физико-механическим свойствам, таким как, предел прочности чу-

гуна и другие характеристики в зависимости от температуры. Эксперименты по определению зависимости прочности чугуна от температуры и скорости нагружения при температурах близких к температуре кристаллизации приведены в работе [53].

Отмечается, что на сопротивление разрушению сильное влияние оказывают физико-химические превращения, происходящие в металле, такие как выделение примесей из твердого раствора, а также наличие легкоплавких составляющих по границам зерен, межкристаллическое окисление и т.д. Процессы ускоряются одновременным воздействием температуры и действующих напряжений. По мере уменьшения скорости нагружения тенденция к межзеренному разрушению усиливается, при увеличении скорости нагружения, ослабление границ зерна меньше сказывается на прочности. При температуре испытания 1100°C резкого падения прочности не наблюдается, вероятно, из-за влияния макродефектов, образующихся в структуре матрицы в результате растворения углерода в аустените.

Прочностные свойства чугуна необходимо рассматривать в зависимости от структуры включений графита, формы, размеров и характера сопряжения включений графита с металлической матрицей. Наличие в структуре включений графита оказывает существенное влияние на процесс распространения пластической деформации в прилегающей к ним области матрицы, а также характере распределения внутренних напряжений. В результате пластической деформации происходит снижение упругой энергии вследствие перераспределения напряжений вокруг включений графита. Детально оценить влияние включений графита на конструкционную прочность чугуна возможно путем оценки развития концентрации напряжений под действием нагрузки с анализом фрактограмм поверхности разрушения образцов. Графитовые включения (пустоты) действуют как концентраторы напряжений в металлической матрице. По данным [54-56] напряжения превышают средние номинальные напряжения, действующие в данном участке отливки из серого чугуна с пластинчатым графитом в 3,2 – 4,6 и даже 8-15 раз.

Увеличение скорости охлаждения в интервале температур 800-1000°C, приводит к изменению структуры в поверхностных слоях отливки, а, следовательно, и увеличению напряжений по сечению отливки. Несмотря на большой первоначальный перепад темпера-

тур, возникающие напряжения частично компенсируются пластической деформацией, так как в этом интервале температур прочностные свойства сплава низкие, а пластические высокие.

Известно, что при непрерывном литье чугуна в поверхностных слоях заготовки формируется зона с включениями междендритного графита. Эта зона распространяется на глубину, достигающую 10–15 мм. Существует точка зрения, что образование междендритного графита происходит в результате высокотемпературной графитизации аустенитно-цементитной эвтектики. Превращение сопровождается увеличением удельного объема и возникновением вследствие этого высоких сжимающих структурных напряжений.

В доэвтектических и эвтектических чугунах механизм эвтектического превращения заключается в одновременной кристаллизации аустенита и графита, при этом необходимо обращать внимание на кинетические закономерности роста кристаллов графита и аустенита. Скорость кристаллизации этих фаз может заметно изменяться в зависимости от условий охлаждения расплава и содержания примесей. При значительном переохлаждении, аустенит первым встает в жидкость и навязывает графитным включениям характерный вид и внутреннее строение. Расплав, окружающий первичный аустенит, обогащается углеродом и примесями, повышающими его термодинамическую активность. В процессе затвердевания графит располагается между ветвями аустенита, высокая скорость охлаждения в эвтектическом интервале температур способствует образованию дисперсных выделений графита и сильно обедненного по углероду аустенита.

При литье чугуна с низким углеродным эквивалентом в поверхностных слоях заготовок возможно образование термодинамически неустойчивого для данной температуры цементита неравновесного состава. Равновесную концентрацию цементит может получить либо путем присоединения атомов железа или путем выделения углерода. Возможность появления графита на поверхностях цементита граничащих с порами, трещинами и другими микронеоднородностями, вполне вероятно. В работе [57] представлены экспериментальные данные, подтверждающие данную гипотезу.

В высокотемпературной области происходит перестройка структуры, которая направлена на достижение равновесного состояния. Выделение примесей из твердого раствора по границам зерен,

наличие расплавленной эвтектики, межкристаллическое окисление, существенно снижают пластичность материала. Процесс может происходить как при наличии, так и отсутствии напряжений, но в основном температура и действующие напряжения интенсифицируют этот процесс. С увеличением скорости деформации время для процессов разупрочнения уменьшается, поэтому их влияние сказывается на прочностных характеристиках, в значительно меньшей степени. Объемные изменения, происходящие в процессе разупрочнения, протекающие значительно интенсивнее у термодинамически неустойчивого, деформированного металла, приводят к формированию термических напряжений. Как упругие, так и пластические деформации значительно ускоряют процессы самодиффузии [58]. Межзеренное разрушение наблюдается, как правило, в случаях дефектного состояния материала.

Одной из основных причин снижения прочностных и особенно пластических свойств отливок, является образование усадочно-деформационной пористости, причем влияние оказывает не только количество пор, но и их форма, расположение и время появления. Образование усадочных раковин и пор связывают с уменьшением растворимости газов, а также совместным протеканием процессов кристаллизации и деформации. Так, например, в связи с уменьшением растворимости водорода с понижением температуры расплава, вследствие своего малого размера атома, он легко диффундирует по границам зерен, ослабляя их и снижая способность противостоять термоциклическому нагружению. Водород на стадии затвердевания отливки выделяется в свободном состоянии, инициируя образование газовой пористости, разрушение сплошности металла, происходит в местах скопления неметаллических включений, микропор, ликватов и т. д.

При затвердевании заключительных объемов металла на границах зерен и ветвей дендритов возникают поры, в которые выделяется водород из пересыщенного твердого раствора, создавая дополнительные напряжения. Напряжения, создаваемые давлением выделения водорода, приводит к разрыву закристаллизовавшейся корочки по границам первичных зерен, дополнительно ослабленных другими примесями.

Усадка отливки это результат не только процесса уменьшения размеров при охлаждении, но и силового и теплового взаимодей-

ствия отливки и кристаллизатора. Вид усадочных дефектов в отливках зависит от характера кристаллизации сплава и интенсивности охлаждения отливки в период затвердевания. Для сплавов, кристаллизующихся в интервале температур, у которых в затвердевающей отливке образуется двухфазная твердожидкая зона, характерна усадочная пористость. Увеличение интенсивности охлаждения отливки ведет к уменьшению общего объема усадочной пористости, т.к. из-за большого перепада температур по сечению отливки величина твердожидкой области сокращается.

В сером чугуна, наряду с усадкой на различных этапах формирования отливки, происходит предкристаллизационное или так называемое предусадочное расширение, которое связывают с выделением свободного графита из расплава (~0,25%).

С наличием напряжений в отливке непосредственно связано образование горячих (кристаллизационных) трещин, которые образуются в области концентрации максимальных напряжений, определяемых спецификой формирования отливки в условиях непрерывного литья. Горячие трещины имеют усадочное происхождение, они возникают при переходе расплава в твердожидкое состояние, при температурах ниже температуры образования твердого скелета и начала линейной усадки, т.е. в температурном интервале ликвидус-солидус (интервал хрупкости), когда прочность сплава низкая. Современные представления об образовании горячих трещин неразрывно связаны и с процессом их залечивания. Образовавшаяся трещина под действием металлостатического давления, капиллярных и других сил, заполняется жидким расплавом из сердцевины отливки. Залеченные трещины на шлифах выявляются редко, они обнаруживаются в случаях заполнения трещины расплавом эвтектического состава или сильно обогащенных ликвирующими элементами эвтектик. Основной причиной образования горячих трещин является торможение свободной усадки и возникающей при этом деформации. На зарождение горячих трещин оказывают влияние концентраторы напряжений – местные усадочные и газовые раковины, неметаллические включения. С увеличением интервала кристаллизации вероятность образования горячих трещин возрастает. Отливки с мелкозернистой структурой менее склонны к образованию горячих трещин, чем крупнозернистые.

Для проведения анализа термонапряженного состояния при полунепрерывном литье чугуна в системе моделирования литейных процессов ProCast использовали упруго-вязкопластичную модель. Результаты расчета суммарных термических напряжений и напряжений от действия ферростатического напора на выходе из кристаллизатора, а также в зонах максимального разогрева отливки при сопоставлении с распределением температур на данных участках отливки приведены на рис. 3.6, 3.7. Из рисунков видно, что при достижении зоны максимального разогрева в поверхностных слоях отливки развиваются растягивающие напряжения, которые наиболее опасны с точки зрения развития трещин. Ниже представлены результаты расчетного анализа суммарных термических напряжений и напряжений от действия металлостатического напора по толщине корочки отливки на выходе из кристаллизатора в зоне максимального разогрева наиболее опасной, с точки зрения возможности нарушения стабильности процесса литья, и динамика их развития при скорости литья 0,5 м/мин и температуре заливаемого металла 1380°C на расстоянии 30, 50, 70 и 100 мм от нижней кромки кристаллизатора (рис. 3.5).

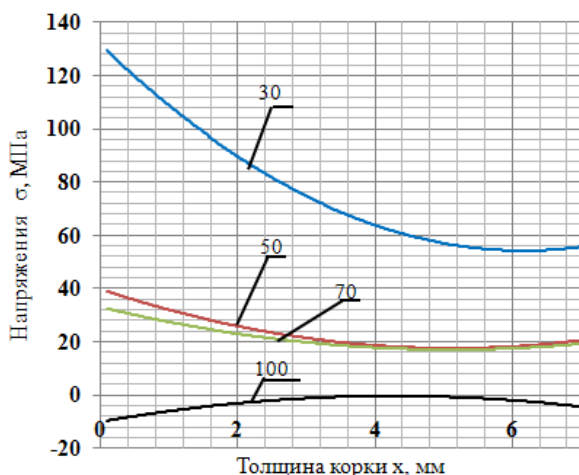


Рис. 3.5. Суммарные напряжения по толщине корки при температуре заливаемого металла 1380°C и скорости литья 0,5 м/мин

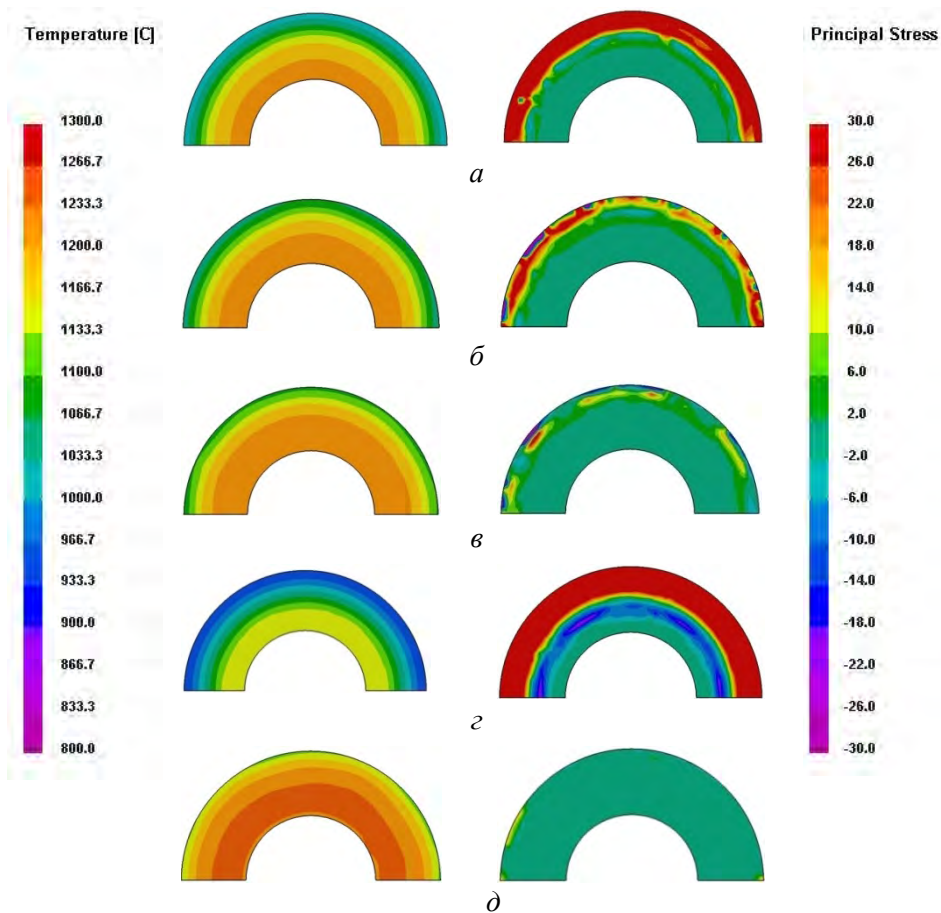


Рис. 3.6. Температурные градиенты (слева) и изменения главных напряжений (справа) по сечению литой заготовки на выходе из кристаллизатора:

a – $T_H = 1320$ °C, $v = 0,5$ м/мин; *б* – $T_H = 1350$ °C, $v = 0,5$ м/мин;

в – $T_H = 1380$ °C, $v = 0,5$ м/мин; *г* – $T_H = 1350$ °C, $v = 0,3$ м/мин;

д – $T_H = 1350$ °C, $v = 0,7$ м/мин

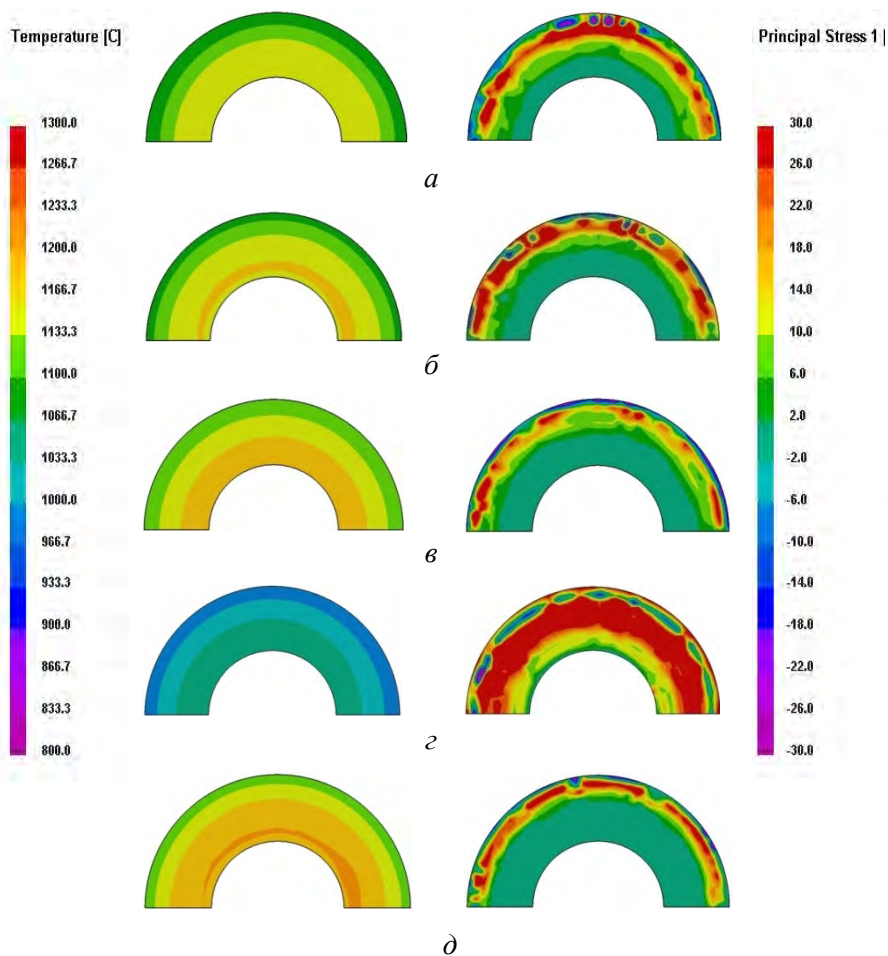


Рис. 3.7. Температурные градиенты (слева) и изменения главных напряжений (справа) по сечению литой заготовки в зонах максимального разогрева отливки:

a – $T_n = 1320^\circ\text{C}$, $v = 0,5$ м/мин; *б* – $T_n = 1350^\circ\text{C}$, $v = 0,5$ м/мин;

в – $T_n = 1380^\circ\text{C}$, $v = 0,5$ м/мин; *г* – $T_n = 1350^\circ\text{C}$, $v = 0,3$ м/мин;

д – $T_n = 1350^\circ\text{C}$, $v = 0,7$ м/мин

Аналогичные данные при скорости литья 0,5 м/мин и температуре заливаемого металла 1320°C представлены на рис. 3.8.

Анализ расчетных данных показывает, что напряжения по толщине затвердевающей корки изменяются от растягивающих на поверхности заготовки, до сжимающих напряжений на внутренней поверхности. Напряжения достигают максимальных значений, когда температурный перепад по сечению имеет наибольшую величину.

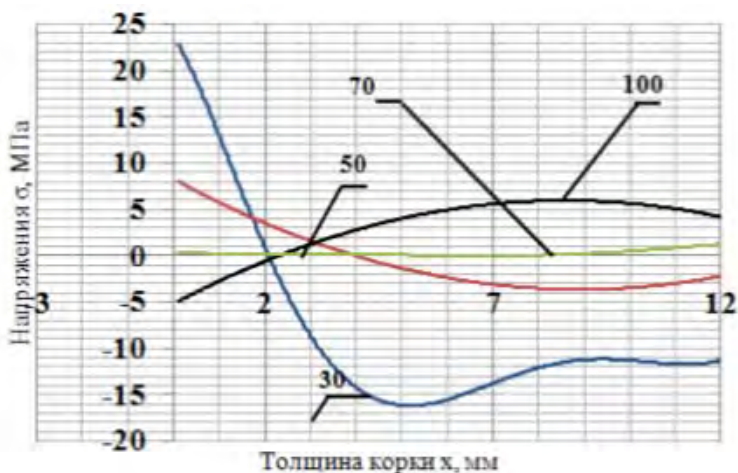


Рис. 3.8. Суммарные напряжения по толщине корки при температуре заливаемого металла 1320°С и скорости литья 0,5 м/мин

С ростом температуры заливаемого металла и скорости литья происходит увеличение зоны, подверженной влиянию растягивающих напряжений суммарные растягивающие напряжения в поверхностных слоях заготовки возрастают и значительно превосходят экспериментальные значения предела прочности чугуна при данных температурах. В отличие от поверхностного слоя, в котором действуют растягивающие напряжения, при перемещении к центру наблюдается изменение знака напряжений. Наличие области отливки с напряжениями, превышающими предел прочности материала, не может служить основанием для вывода о возможном нарушении стабильности технологического процесса. В поверхностных слоях отливки происходит наложение растягивающих температурных

напряжений со структурными, в результате чего, возможно, что суммарные напряжения уменьшаются, до уровня, заметно меньшего пределов прочности и текучести. Корка на выходе из кристаллизатора находится в пластичном состоянии, поэтому можно ожидать, что термические напряжения могут быть сняты пластической деформацией. При пластическом состоянии металла разрушение, как правило, происходит не из-за превышения предела прочности материала, а из-за превышения пластической деформацией металла предельно допустимой величины.

Определение оптимальных технологических параметров процесса непрерывного литья основывается на знании величины напряжений, возникающих под действием металлостатического давления, термических напряжений, усилия вытягивания заготовки.

Экспериментальные исследования сил трения между слитком и кристаллизатором в процессе непрерывного литья чугуна представляют большой практический интерес, т.к. от их величины зависят растягивающие напряжения в отливке, износ кристаллизатора, образование различного рода поверхностных дефектов.

Количественная оценка напряжений в затвердевающей корочке отливки, контактирующей со стенками кристаллизатора, обусловленная трением слитка, может быть определена на основе тензометрических измерений. Величина усилия извлечения зависит от стабильности сохранения геометрии рабочей втулки кристаллизатора, наличия смазки, конструктивных особенностей кристаллизатора, а именно различие в скоростях протекания воды в каналах кристаллизатора, свободная или защемленная с двух сторон рабочая втулка кристаллизатора и т.д. В частности, на основе тензометрических измерений при непрерывном литье заготовок из чугуна диаметром 100 мм определили, что усилие извлечения колеблется в пределах 50 кг.

Сила трения и распределение напряжений в корочке непрерывнолитого слитка зависят от величины площади контакта слитка со стенками кристаллизатора. Изменение газового зазора, нарушение геометрии отливки существенно влияет на величину усилия вытягивания слитка из кристаллизатора. Измерение усилий, действующих на корочку при вытягивании слитка, а также образование различных поверхностных дефектов позволяет оценить возможность дальнейшей эксплуатации рабочей втулки кристаллизатора.

Применение различного рода смазок, позволяет существенно снизить уровень сил адгезионного взаимодействия отливки с рабочей втулкой кристаллизатора, а также существенно снизить количество поверхностных дефектов

На величину напряжений и снижение прочностных и пластических свойств металла существенное влияние оказывает характер напряженного состояния. В большинстве случаев опасным сечением является сечение, в котором действуют максимальные напряжения, однако на практике необходимо уделять внимание местам концентрации напряжений.

Представленные данные позволяют произвести приблизительный расчет эквивалентных напряжений с целью их сопоставления с прочностными характеристиками чугуна.

На основании современных представлений теории прочности можно сказать, что разрушению нагруженных конструкций в максимальной степени способствует возникновение растягивающих напряжений. Условием вероятного разрушения металла является выполнение энергетического соотношения [59]:

$$Mises \geq k\sigma_p \quad (3.1)$$

где $Mises = \frac{1}{\sqrt{2}} \sqrt{(\sigma_x - \sigma_y)^2 + \sigma_x^2 + \sigma_y^2 + 6\tau_{xy}^2}$ – комплекс компонент тензора напряжений (интенсивность напряжений);

k – коэффициент запаса прочности;

σ_p – предел прочности металла.

Для того чтобы провести сопоставление экспериментальных и расчетных данных необходимо установить величину коэффициента запаса прочности.

Оценку действия напряжений на стабильность процесса необходимо проводить с учетом того факта, что в процессе формирования отливки происходят процессы релаксации напряжений. Пластическая деформация ведет к возникновению коробления отливок, которое может быть вызвано релаксацией пиковых напряжений в местах их концентрации около пластинок графита. Причинами деформации является не столько изменение напряжений в процессе релаксации, а скорее неравномерность этого распределения или пере-

распределение напряжений в системе. При температурах близких к температуре кристаллизации твердая фаза уже обладает упругими свойствами. Со снижением температуры отливки имеет место деформация ползучести, затем доминирующее влияние оказывает релаксация, напряжения в отливке снижаются практически до нуля. При деформации отливки не существует никаких препятствий этому процессу. Эту стадию трудно описать математически в работе [60] сделан анализ этого процесса при непрерывной разливке стали. Анализ решения показал, что влияние эффекта релаксации на величину напряжений в корке становится значительным, если время релаксации меньше продолжительности затвердевания отливки, причем, чем выше исходный уровень напряжений, тем быстрее идет процесс их релаксации. Явление релаксации в данной работе не учитывали из-за отсутствия достоверных данных, характеризующих этот процесс при непрерывном литье чугуна.

Перечисленные выше факторы не исчерпывают всего многообразия обстоятельств, подлежащих учету. Необходимо проведение детального анализа по влиянию предусадочного расширения, полноты протекания процесса графитизации в затвердевающей корке и других факторов на напряженное состояние отливки. Механические и термические напряжениями, а также структурно-фазовые превращения, возникающие в отливке взаимосвязаны между собой, протекают одновременно и поэтому трудно определить степень влияния каждого из них на стабильность процесса. Разрушение корки происходит в результате малоциклового высокотемпературной усталости, наличие больших растягивающих напряжений возникающих под действием знакопеременных динамических нагрузок снижает усталостную прочность и создает опасность нарушения стабильности процесса. В связи с этим определение прочностных характеристик чугуна необходимо проводить в условиях наиболее приближенных к практике.

Таким образом, в ходе исследования тепловых и гидродинамических параметров процесса полунепрерывного литья с использованием имитационного моделирования, установлены зависимости суммарных термических напряжений и напряжений от действия металлостатического давления, возникающих в слитке при затвердевании, позволяющие на данном этапе качественно оценить вероятность возникновения различного рода дефектов.

4. Технология вертикального непрерывного литья заготовок из чугуна

4.1. Формирование структуры чугуна

Теоретическое исследование процессов затвердевания и охлаждения отливки при непрерывном литье чугуна показывает, что на стабильность процесса наибольшее влияние оказывают тепловые условия формирования отливки. Свойства чугуна определяются структурой формирующейся при затвердевании и в процессе охлаждения в твердом состоянии, которые оказывают влияние на количество и скорость выделения графита в жидком и твердом состоянии. Количество, форма и распределение графита в чугуне, строение его металлической основы, зависят от химического состава металла, количества легирующих элементов, способствующих или препятствующих процессу графитизации, наличия элементов, образующих легкоплавкие соединения и эвтектики.

Совершенно очевидно, что специфические условия формирования отливки, особенно при получении отливок из чугуна, весьма чувствительного к условиям охлаждения, существенно влияют на процесс структурообразования, физико-механические и эксплуатационные свойства заготовок. Наличие газового зазора между отливкой и кристаллизатором, размеры которого зависят от технологических параметров литья и конструктивных особенностей кристаллизатора, создает дополнительное термическое сопротивление теплопередаче от отливки к охлаждаемой среде. Контакт отливки с кристаллизатором носит лишь периодический характер. Поверхностные слои чугунных заготовок при непрерывном литье формируются в водоохлаждаемом кристаллизаторе, в условиях интенсивного теплообмена, когда скорость затвердевания превышает 2 мм/с. Использование чугуна с низким углеродным эквивалентом, особенно при получении тонкостенных заготовок, приводит к образованию цемента в поверхностных слоях отливки, для устранения которого необходимо проводить высокотемпературный отжиг.

Снижение интенсивности охлаждения на выходе отливки из кристаллизатора ведет к разогреву поверхностной корки за счет тепла не затвердевшей части отливки. Высокая скорость затвердевания и охлаждения отливки способствует увеличению количества несо-

вершенств первичной кристаллической структуры чугуна, что облегчает протекание процесса самоотжига. Термические напряжения, а также напряжения, возникающие от действия металлостатического напора и усилия извлечения отливки, ускоряют диффузионные процессы распада. В доэвтектических чугунах близких к эвтектическому составу при первичной кристаллизации затвердевание поверхностных слоев происходит с образованием аустенито-цементито-графитовых колоний. В процессе самоотжига происходит распад цементита с образованием графита по форме и размерам идентичного междендритному графиту, протяженность зоны может достигать 10-15 мм. Данная форма графита, в большинстве случаев, считается браковочным признаком, поэтому необходимо решать задачу по уменьшению размеров этой зоны.

Специфические тепловые условия затвердевания и дальнейшего охлаждения отливки способствуют формированию нескольких структурных зон по толщине заготовки. С удалением от наружной поверхности затвердевание идет с образованием аустенита и графитной эвтектики, графит изменяет свою форму от междендритной до пластинчатой. Снижение скорости затвердевания при формировании последующих слоев способствует образованию перлито-ферритной структуры металлической основы с пластинчатой формой графита. Конечная структура определяется не только химическим составом чугуна, но и условиями затвердевания отливки и ее дальнейшего охлаждения.

После окончания процесса и достижения отливкой температуры окружающей среды, зона с междендритным графитом, как правило, имеет ферритную металлическую матрицу. Используя различные варианты вторичного охлаждения можно оказывать влияние на интенсивность охлаждения отливки в достаточно широких пределах. Охлаждение поверхностных слоев чугунной заготовки со скоростью $5-8^{\circ}\text{C}/\text{с}$, в интервале температур $950 - 650^{\circ}\text{C}$, может быть успешно применено для подавления образования феррита и стабилизации перлита в структуре отливки.

Применение экранирования позволяет значительно уменьшить интенсивность охлаждения отливки на выходе из кристаллизатора, по сравнению с естественным охлаждением на воздухе и еще более расширяет возможность регулирования процесса структурообразования отливки.

Таким образом, используя экранирование, естественное или принудительное охлаждение, в различных интервалах температур можно получить чугуны с разной структурой и свойствами. Снижение интенсивности охлаждения или выдержка в интервале температур выше эвтектоидного метастабильного превращения приводит к образованию феррито-графитовой эвтектоидной смеси вместо феррито-цементитной.

Для получения заготовок методом непрерывного литья используют доэвтектический чугун близкий к эвтектическому составу, с минимальным содержанием карбидообразующих элементов. Содержание углерода необходимо поддерживать в пределах 3,4-3,7% С, для того чтобы минимизировать возможность образования цементита в поверхностных слоях заготовок.

Повышенное количество кремния способствует уменьшению растворимости углерода в расплаве, что благоприятно сказывается на развитии процесса графитообразования при формировании структуры чугуна. Изменяя концентрацию кремния можно регулировать соотношение в матрице чугуна количества феррита и перлита. Установлено, что для получения отливок без отбела содержание кремния должно быть в пределах 1,9-2,6%.

Марганец увеличивает растворимость углерода в чугуне, при содержании марганца более 0,5% он тормозит процесс графитизации, повышая склонность к образованию цементита. На стадии эвтектической кристаллизации марганец относят к слабым графитизаторам, а при эвтектоидном превращении стабилизирует перлит. При небольших содержаниях, он оказывает благоприятное влияние на дисперсность перлита, увеличивает твердость перлита. Часть марганца расходуется на образование соединений с серой. Для нейтрализации вредного влияния серы соотношение процентного содержания марганца к сере необходимо поддерживать в пределах 4-5. Оптимальное содержание марганца в чугуне не более 0,6% [27].

Особая роль принадлежит фосфору, снижая температуру эвтектического превращения, он способствует графитизации. Фосфор практически не растворим в цементите и слабо растворим в аустените и феррите, поэтому при затвердевании чугуна он концентрируется в маточном расплаве, последние порции которого затвердевают в виде тройной фосфидной эвтектики (6,89% P; 1,96% С; 91,15% Fe). Легкоплавкая фосфидная эвтектика формируется по

границам эвтектических зерен. Вследствие этого прочность затвердевшей корочки на выходе из кристаллизатора, при температурах близких к температуре кристаллизации, значительно падает, что ведет к нарушениям стабильности процесса литья. Фосфор не оказывает влияния на процесс графитизации, способствуя образованию фосфидной эвтектики, он повышает склонность к образованию холодных трещин. На состав фосфидной эвтектики существенное влияние оказывает скорость охлаждения. При высокой интенсивности охлаждения образуется тройная фосфидная эвтектика, а при уменьшении скорости охлаждения – двойная. Косвенно фосфор влияет на увеличение количества перлита в структуре чугуна. В областях, граничащих с включениями фосфидной эвтектики, аустенит обогащен углеродом, поэтому при охлаждении в эвтектоидном интервале температур распад аустенита идет с образованием перлита. Фосфидная эвтектика отличается повышенной твердостью HB450-500 и хрупкостью. Уменьшение количества фосфора приводит к ухудшению качества поверхности заготовок. При содержании фосфора менее 0,1% замечено увеличение количества неслитин на поверхности отливки.

Сера оказывает отрицательное влияние на свойства чугуна, способствуя образованию по границам зерен эвтектики (γ +Ц+FeS), повышает склонность чугуна к трещинообразованию. Свободная сера тормозит процесс графитизации и поэтому оказывает отбеливающее действие на структуру чугуна, особенно сильно это характерно для чугунов с низким содержанием кремния. Сульфиды FeS, MnS выделяются по границам дендритов или эвтектических колоний, выступая в виде самостоятельной фазы в чугуне, они оказывают негативное воздействие на пластичность и прочность чугуна. В связи с этим содержание серы в чугунах должно быть по возможности минимальным.

Различные элементы по-разному действуют на устойчивость жидкой фазы, а, следовательно, и на кинетику образования графита, их влияние на процесс графитизации зависит от количества элементов в сплаве, содержания примесей, скорости охлаждения, температурной области в которой протекает процесс. Растворимые поверхностно-активные примеси, которые адсорбируются на поверхности графита, могут препятствовать процессу графитизации.

Для получения высокой прочности необходимо получить структуру чугуна с мелкими, разветвленными дендритами аустенита и измельченными эвтектическими зёрнами. Высокая скорость охлаждения измельчает аустенитные дендриты и увеличивает их количество. Увеличение размеров дендритов первичного аустенита вызывает появление междендритного графита.

Взаимосвязь химического состава чугуна с технологическими параметрами процесса и свойствами отливки

Технологические параметры процесса непрерывного литья позволяют оказывать влияние на скорость затвердевания, а, следовательно, и на формирование структуры отливки во время осуществления процесса. Существует возможность воздействия на процесс затвердевания путем выбора конструкции отдельных узлов и элементов установки, как например, кристаллизатора, заливочного устройства и т.д.

Одной из наиболее важных задач, определяющих возможность получения литых заготовок, отвечающих соответствующим техническим требованиям, является установление взаимосвязи химического состава чугуна и технологических параметров процесса с механическими и эксплуатационными свойствами литых заготовок.

Для сокращения объема экспериментальных работ и получения зависимостей, связывающих основные технологические параметры, использовали математическое планирование экспериментов.

Проведенные в работе [61] исследования позволили определить область технологических параметров и химический состав чугуна для различных типоразмеров заготовок, обеспечивающих получение отливок без отбела. Если структура и свойства внутренней поверхности отливки, оформляемой песчаным стержнем, в большинстве случаев удовлетворяет требованиям к износостойким деталям, то получение необходимого качества на наружной поверхности представляет значительную трудность. Скорость литья и температура заливки чугуна оказывают существенное влияние не только на величину отбела, но и на протяженность зоны с междендритным графитом, равномерность свойств по сечению отливки, количество перлита на рабочей поверхности на глубине 2,5 мм (с учетом припусков на механическую обработку). Так, например, увеличение скорости литья с 0,5 до 0,8 м/мин (для отливок с толщиной стенки 25 мм) приводит к уменьшению зоны с междендритным графитом

на 30-40%. На процесс структурообразования, хотя и в меньшей степени, чем скорость литья, оказывает влияние температура заливаемого металла. В исследованном диапазоне химического состава чугуна и технологических параметров процесса глубина зоны с междендритным графитом находится в пределах от 3,2 до 13 мм.

Междендритный графит, способствуя распаду эвтектического и эвтектоидного цементита, приводит к образованию большого количества феррита в поверхностном слое отливки, что отрицательно сказывается на эксплуатационных свойствах литых заготовок. Аналогичное влияние технологические параметры оказывают и на равномерность свойств по сечению отливки. Для получения высококачественных заготовок процесс необходимо проводить с максимально допустимой скоростью литья при минимально возможной температуре заливаемого металла. В этой связи приобретают особую важность данные исследований по определению оптимальных технологических параметров процесса [62].

На основании анализа результатов экспериментальных исследований при отработке технологии вертикального непрерывного литья цилиндрических заготовок из чугуна СЧ 20 можно рекомендовать технологические параметры литья, представленные в табл. 4.1.

Таблица 4.1 – Технологические параметры процесса

Диаметр заготовки, мм	Припуск на механическую обработку, мм	Температура заливаемого металла, °С	Средняя скорость литья, м/мин
40-80	2-3	1300-1320	0,50-0,80
80-100	2-3	1300-1320	0,40-0,70
100-150	3-4	1280-1300	0,30-0,50
150-180	3-5	1260-1300	0,25-0,40
200-250	4-5	1260-1280	0,15-0,30
170/85	3-5/4-6	1300-1320	0,40-0,50
200/115	4-5/5-6	1280-1300	

Используя эти данные, был проведен полнофакторный эксперимент по определению оптимального химического состава чугуна.

Оптимизацию химического состава чугуна проводили методом градиента. В качестве варьируемых параметров приняты следующие

шее пределы по химическому составу чугуна (в % по массе): С 3,0-3,5; Si 1,7-2,4; Mn 0,5-0,9 и P 0,1-0,35. Зависимыми переменными были выбраны твердость на наружной поверхности (Y_1), равномерность твердости по сечению заготовки (Y_2) и процент перлита на рабочей поверхности (Y_3). Температура заливки металла 1250°C. Скорость литья 0,5 м/мин, для заготовок диаметром 100 мм и толщиной стенки 30 мм. Заготовка выбрана как наиболее распространенная в номенклатуре заводов, использующих технологию полунепрерывного литья (Липецкий завод “Центролит”, Минский завод автоматических линий).

Получены следующие уравнения регрессии:

$$\begin{aligned}
 Y_1 = & 93,02 - 3,156X_1 - 3,906X_2 + 3,531X_3 - 0,2188X_4 \\
 & + 0,2188X_1X_2 + 0,1563X_1X_3 + 0,4063X_1X_4 \\
 & - 0,5938X_2X_3 + 1,781X_2X_4 - 1,156X_3X_4 \\
 & - 0,9688X_1X_2X_3 - 0,9375X_1X_2X_4 - 0,2813X_1X_3X_4 \\
 & + 0,8438X_2X_3X_4 + 0,4688X_1X_2X_3X_4
 \end{aligned}$$

$$\begin{aligned}
 Y_2 = & 7,883 + 3,503X_1 + 3,503X_2 + 0,4972X_3 - 1,685X_4 \\
 & + 2,628X_1X_2 + 0,628X_1X_3 + 0,1903X_1X_4 \\
 & - 1,128X_2X_3 + 0,6903X_2X_4 - 1,19X_3X_4 \\
 & - 1,003X_1X_2X_3 + 0,5653X_1X_2X_4 - 0,8153X_1X_3X_4 \\
 & + 0,1847X_2X_3X_4 + 0,5597X_1X_2X_3X_4
 \end{aligned}$$

$$\begin{aligned}
 Y_3 = & 29,75 - 12,85X_1 - 25,92X_2 + 9,412X_3 - 4,338X_4 + \\
 & 11,53X_1X_2 + 2,718X_1X_3 - 2,782X_1X_4 + 7,718X_2X_3 + 5,782X_2X_4 - \\
 & 2,032X_3X_4 - 3,912X_1X_2X_3 + 1,338X_1X_2X_4 - 6,349X_1X_3X_4 + \\
 & 2,599X_2X_3X_4 + 5,782X_1X_2X_3X_4
 \end{aligned}$$

(4.1)

где X_1, X_2, X_3, X_4 – количество С, Si, Mn, и P в кодированном масштабе.

Установив параметры ограничения по уровню поверхностной твердости $Y_1 < 100$, перепад твердости по сечению отливки $Y_2 < 10$ и максимизируя функцию процента перлита на рабочей поверхности заготовки, определили оптимальный химический состав чугуна: С 3,39; Si 2,32; Mn 0,69; P 0,12.

Заданные параметры ограничения позволяют получить на глупине припуска на механическую обработку только 49% перлита. С

уменьшением содержания С и Si, возрастает поверхностная твердость, перепад твердости по сечению уменьшается. Достижение более высоких значений процента перлита возможно только при более высоких значениях поверхностной твердости. Для заготовок большего диаметра рекомендуется снижение содержания С и Si на 0,1 - 0,2%, количество марганца желательно поддерживать на уровне 0,6-0,8%.

Структура чугуна оптимального химического состава характеризуется следующим образом. По наружной поверхности на глубине 0,25-0,3 мм образуется графит в виде хлопьев + точечный графит в ферритной основе. Твердость на поверхности 229 НВ. На глубине до 3 мм мелкопластинчатый междендритный графит в сочетании с точечным Гр8. Зона на расстоянии 3-4 мм от поверхности характеризуется междендритным графитом в сочетании со среднепластинчатым Гф6 гнездообразным. Металлическая основа П+Ф (Ф50%). Остальное сечение характеризуется пластинчатым графитом в сочетании с гнездообразным Гф6 до Гф4. Металлическая основа П+Ф (Ф 5%). Твердость по сечению изменяется от 197 до 228 НВ.

Известно, что структура с междендритным графитом характеризуется наиболее низкой износостойкостью, главным образом потому, что ему способствует большое количество феррита в металлической основе чугуна. Как показали проведенные экспериментальные исследования, глубина зоны с междендритным графитом, в диапазоне максимально допустимых скоростей литья, приблизительно соответствует толщине корки на выходе из кристаллизатора. На процесс структурообразования чугуна можно воздействовать не только путем изменения технологических параметров процесса. Одним из наиболее эффективных путей увеличения износостойкости является легирование чугуна.

4.2. Особенности технологии получения заготовок из серого легированного чугуна

Среди легирующих элементов для улучшения структуры чугуна наибольшее распространение получили Cr, Ni, С, Ti, причем наиболее качественные результаты получаются при комплексном легировании этими элементами в различных сочетаниях. Специфические тепловые условия формирования вызывают необходимость исследования влияния легирующих элементов на структуру и свойства чугуна.

На первом этапе исследовали влияние легирующих элементов на процесс структурообразования чугуна при непрерывном литье чугуна (%: C=3,6; Si = 2,2; Mn = 0,5; P=0,04; S = 0,05). Для выяснения влияния легирующих элементов на структурообразование в чугун вводили легирующие элементы отдельно.

На рисунке 4.1 показана микроструктура чугуна, легированного медью.

Твердость по сечению образцов, полученных из чугуна, легированного медью, представлена на рисунке 4.2.

Медь в процессе первичной кристаллизации из жидкого состояния (эвтектическое превращение) способствует выделению свободного графита (графитизации), однако при эвтектоидном распаде она является сильным перлитостабилизирующим элементом, ее действие обратно действию кремния. Увеличение количества введенной меди приводит к повышению твердости на наружной поверхности отливки.

Структура внутренних слоев характеризуется переходом между дендритного точечного графита Гр8 –Гр9 через зоны с колониями пластинчатого графита розеточного распределения, характерного для средних скоростей охлаждения (Гр 3, Гр 7), до пластинчатого графита Гф 1, Гф 2.

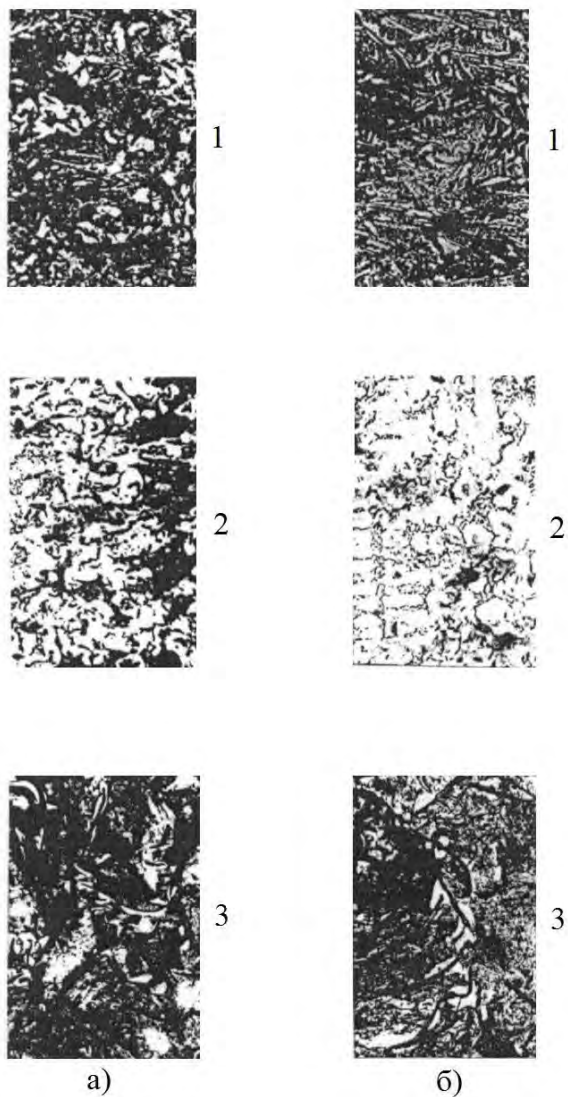


Рис. 4.1. Микроструктура чугуна, легированного медью:
a – 0,4 % Cu; *б* – 0,6% Cu;
 1 – поверхностная зона со стороны кристаллизатора; 2 – средняя зона; 3 – зона со стороны стержня

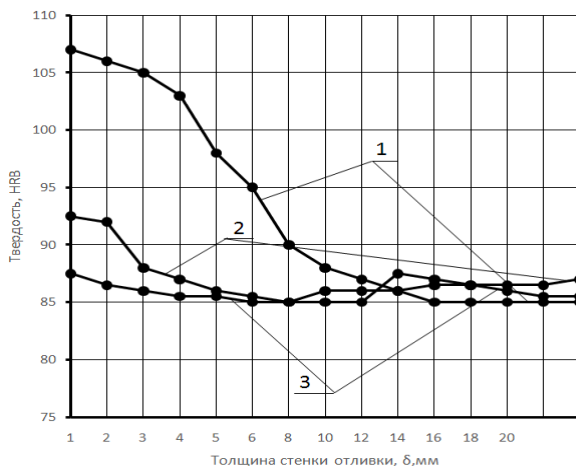


Рис. 4.2. Изменение твердости по сечению отливки:
 1 – 0,6% Cu; 2 – 0,4% Cu; 3 – 0,2% Cu

Анализ микроструктур показывает, что увеличение количества введенного никеля от 0,1 до 0,5 % приводит к повышению твердости в поверхностном слое. При введении 0,1% никеля в образце на глубине 1 мм имеет место междендритный графит (Гф 4 Гр8) с размерами 20-25 мкм, структура матрицы П50. При введении 0,5 % никеля зона с междендритным графитом находится на глубине 5,5 мм, протяженность ее составляет 1-1,5 мм. Постепенно количество феррита уменьшается, графит укрупняется. В следующей зоне графит пластинчатой формы с гнездообразным распределением (Гф4 Гр2), размером 30-60 мкм, в количестве 10-12 % (Г12). Металлическая матрица содержит до 90-93 % (П90). На глубине 10 мм в образце с 0,1 % введенного никеля образуется структура обычного чугуна с пластинчатым графитом (Гф2) неравномерного распределения (Гр3), доля феррита не превышает 5%. В образце с 0,5 % введенного никеля такая зона имеет место на глубине 15 мм.

Увеличение добавки никеля от 0,1 до 0,5 % приводит к увеличению твердости, о чем свидетельствует распределение твердости по сечению образцов.

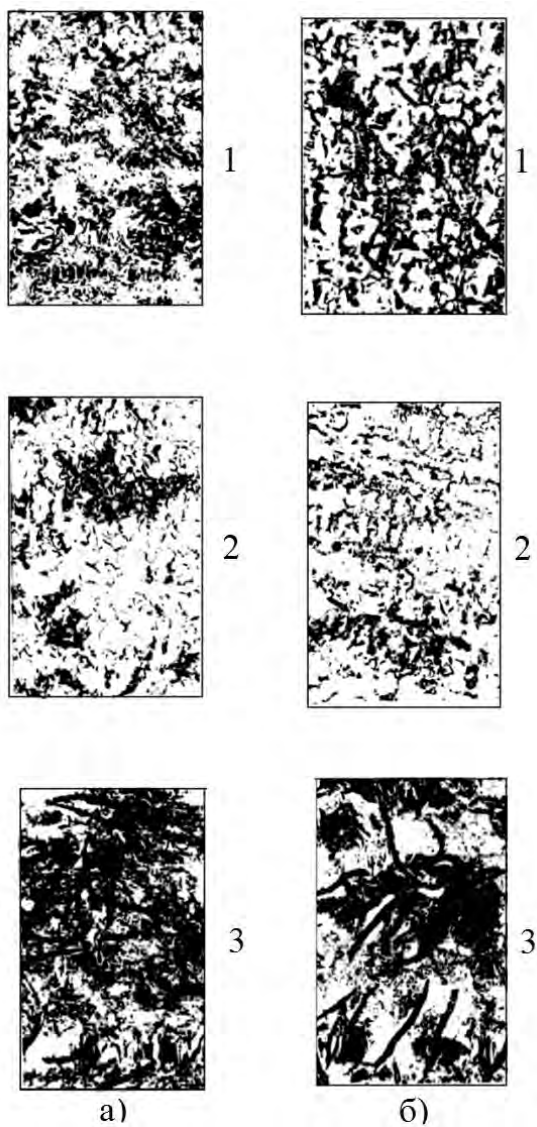


Рис. 4.3. Микроструктура чугуна, легированного никелем:
a – 0,1% Ni; *б* – 0,5% Ni; 1 – поверхностная зона со стороны кристаллизатора; 2 – средняя зона; 3 – зона со стороны стержня

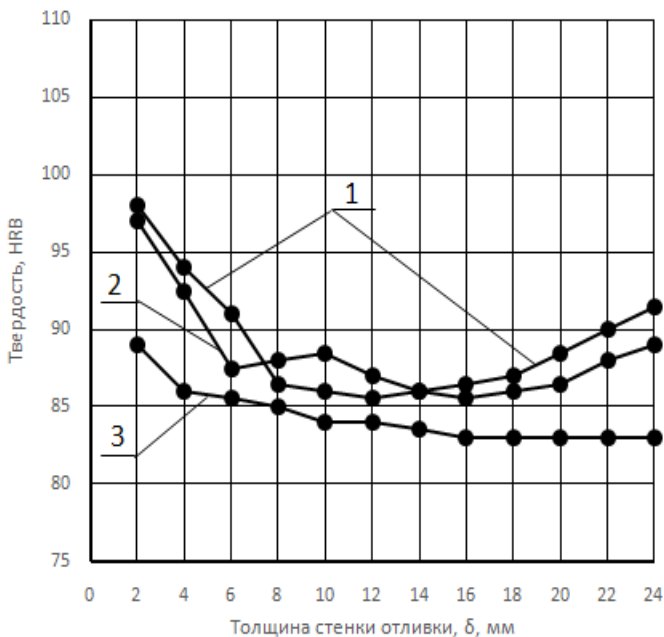


Рис. 4.4. Изменение твердости по сечению отливки:
1 - 0,5% Ni; 2 – 0,3% Ni; 3 – 0,1% Ni

Микроструктура чугуна и распределение твердости по сечению образцов легированных титаном показаны на рисунках 4.5, 4.6, соответственно.

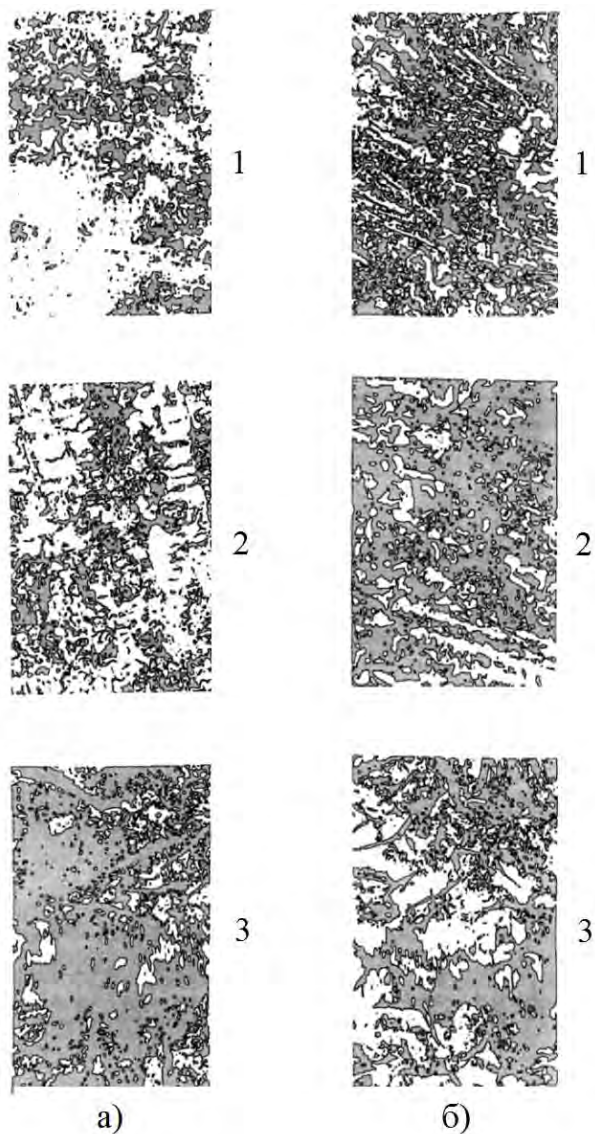


Рис. 4.5. Микроструктура чугуна, легированного титаном:
a – 0,02% Ti; *б* – 0,1% Ti; 1 – поверхностная зона со стороны кристаллизатора; 2 – средняя зона; 3 – зона со стороны стержня

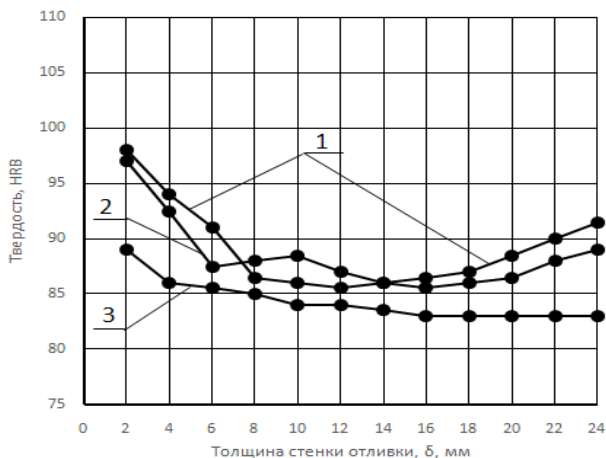


Рис. 4.6. Изменение твердости по сечению отливки:
 1 – 0,1% Ti; 2 – 0,01% Ti; 3 – 0,02% Ti

Действие титана носит двоякий характер, при больших содержаниях титан стабилизирует цементит. Применительно к условиям непрерывного литья, предельное содержание титана, которое в доэвтектических чугунах способствует графитизации, порядка 0,1%. В образце с содержанием титана 0,02 % наружная поверхность имеет гнездообразный пластинчатый графит (Гф4) неравномерного распределения (Гр2), длиной 20-30 мкм (Гразм.25) в количестве 8-10 % (Г10), феррита от 35 до 85 % . Такая структура распространяется на глубину 2,7 мм. В образце с содержанием 0,1 % титана в поверхностном слое графит компактной формы (Гф9) распределен неравномерно (Гр2), длиной 20-30 мкм (Гразм.25) в количестве 5-8 % (Г6); матрица – перлит + ледебурит на глубине до 6,3 мм. Междендритный точечный и пластинчатый графит (Гф4, Гр8, Гразм.15 Г10) появляется в образце с содержанием 0,02 % введенного титана на глубине 4,7 мм и простирается на глубину 1,0 мм; количество феррита до 40 % . В образце с содержанием 0,1 % введенного титана эта зона появляется на глубине 6,3 мм; количество феррита до 30 %, остальное – перлит; глубина этой зоны - 4,9 мм. Постепенно количество феррита в обоих образцах уменьшается до 5 %, количество перлита увеличивается до 95 %, графит укрупняется.

На рис. 4.7, 4.8 приведены микроструктуры и изменение твердости по сечению образцов легированных хромом.

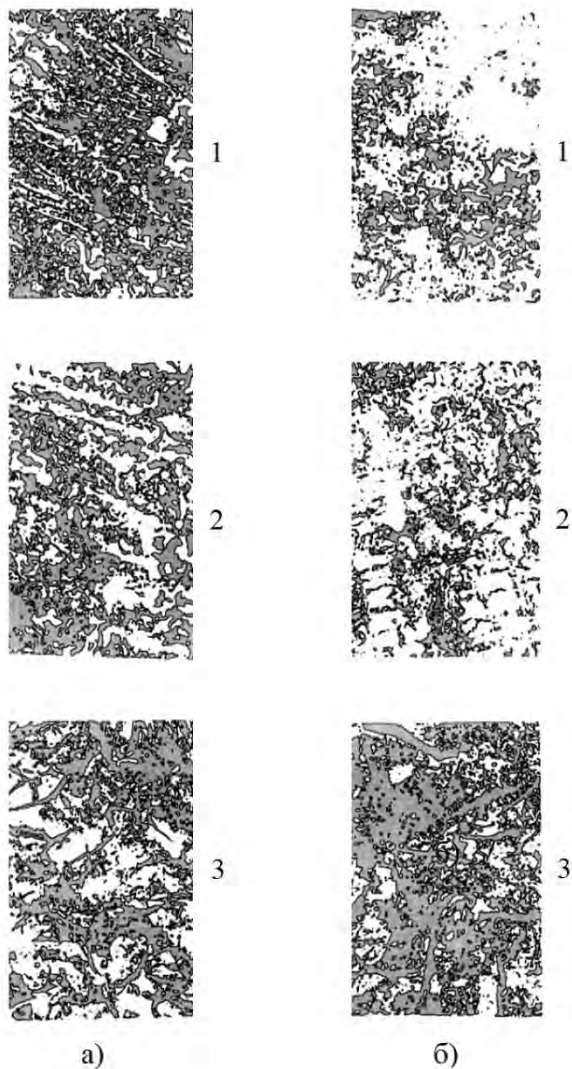


Рис. 4.7. Микроструктура чугуна, легированного хромом:
a – 0,5% Cr; *б* – 0,1% Cr; 1 – поверхностная зона со стороны кристаллизатора; 2 – средняя зона; 3 – зона со стороны стержня

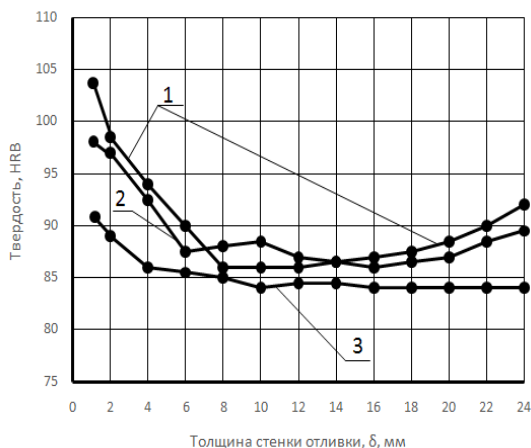


Рис. 4.8 Изменение твердости по сечению отливки:
1 – 0,5% Cr; 2 – 0,3% Cr; 3 – 0,1% Cr

Действие хрома при эвтектоидном превращении заметно даже при небольших добавках, он стабилизирует перлит, однако при эвтектическом превращении он оказывает сильное карбидостабилизирующее воздействие. Структура и свойства неоднородны по сечению отливки. Увеличение количества введенного хрома от 0,1 до 0,5 % приводит к повышению твердости в поверхностном слое. Зона междендритного графита ярко выражена. Структура чугуна с междендритным гнездообразным графитом (Гф4), распределенным неравномерно (Гр8), размером до 25 мкм (Гразм. 25), в количестве 5–8 % (Г8), простирается на глубину 2 мм и 2,5 мм, при 0,1 и 0,5 % хрома, соответственно. Феррита в чугуне до 50 %, остальное – перлит. На глубине 12 мм графит пластинчатый (Гф2), распределен равномерно (Гр1), длиной 30-60 мкм (Гразм.45), в количестве, большем 12 % (Г12); графит распределен в перлитной матрице (П90).

Растворяясь в цементите, хром усиливает связь между углеродом и железом и препятствует эвтектоидному распаду цементита на графит и феррит. Поэтому в хромистых чугунах с повышенными добавками 0,3 %, 0,5 % хрома в матрице центральных зон феррит практически отсутствует. Чугуны с добавкой хрома 0,3 и 0,5 % обладают наиболее высокой твердостью. При содержании хрома (0,1

%) твердость по сечению образца колеблется в диапазоне 90-84 HRB.

Совершенно очевидно, что при комплексном легировании характер структурообразования чугуна будет существенно изменяться.

Для практики литейного производства представляет интерес чугун экономно легированный одновременно хромом и никелем. Такие составы чугунов используют для отливок цилиндропоршневой группы для двигателей и компрессоров.

С целью изучения совместного влияния хрома и никеля на структуру и свойства чугуна выполнено математическое планирование экспериментов.

По техническим условиям на отливку из чугуна легированного хромом и никелем ограничены такие параметры как, количество цементита в структуре чугуна, твердость и перепад твердости по сечению. Методом математического планирования экспериментов решали задачу построения математической модели, связывающей величины этих параметров с содержанием легирующих элементов при заданных технологических условиях: температура заливки, скорость движения, условия вторичного охлаждения. Реализованы две матрицы планирования типа 2^2 (таблица 4.2). После реализации матриц планирования проводили регрессионный анализ, а затем оптимизацию химического состава чугуна - градиентным способом.

Таблица 4.2 – Планирование экспериментов

Уровни варьирования изучаемых факторов	Изучаемые факторы		Отбел, мм	Перепад твердости, НВ	Твердость НВ
	содержание хрома, % (X_1)	содержание никеля, % (X_2)			
1	2	3	4	5	6
Основной уровень	0,30	0,45		-	-
Интервал варьирования	0,20	0,35	-	-	-
Верхний уровень (+1)	0,50	0,80	-	-	-
Нижний уровень (-1)	0,10	0,20	-	-	-
Кодовое обозначение X_0	X_1	X_2	Y_1	Y_2	Y_3

1	2	3	4	5	6
Условия вторичного охлаждения	Охлаждение на воздухе				
Номер опытов 243-246	1 +1	+1	+1	4,0-4,3	69,5-70,5
по плану типа 2 ²					
197-198	2 +1	-1	+1	2,3-2,5	34,0-35,0
258-260	3 +1	+1	-1	6,0-6,2	104-106
175-177	4 +1	-1	-1	3,2-3,3	59,5-60,5
Условия вторичного охлаждения	Экранирование				
Номера опытов 227-229	1 +1	+1	+1	3,0-3,2	57-59
по плану типа 2 ²					
184-186	2 +1	-1	+1	1,4-1,5	27,5-28,5
239-241	3 +1	+1	-1	2,2-3,5	89-91
167-169	4 +1	-1	-1	2,1-2,2	51-53

Регрессионный анализ результатов математического планирования экспериментов проводили с целью получения математической модели, связывающей глубину отбела на наружной поверхности образца, охлаждаемого кристаллизатором, твердость чугуна вблизи поверхности, контактирующей с песчаным стержнем и перепад твердости по сечению. Уравнения регрессии имеют вид:

$$Y_0 = A_0 + A_1X_1 + A_2X_2 + A_3X_3 + A_3X_1X_2 \quad (4.2)$$

где коэффициенты подсчитаны по формуле: $A_i = \sum X_{in} \cdot Y_n / N$

где i – номер фактора;

n – номер опыта;

N – число опытов в матрице планирования;

Y_n – значение параметра в том же опыте.

Результаты вычислений сведены в таблицу 4.3, из которой видно, что все коэффициенты статистически значимы, так как они больше доверительных интервалов:

$$A_0 > D$$

Таблица 4.3 – Результаты регрессивного анализа

а) охлаждение на воздухе

Код	A_0	A_1	A_2	A_3	D
Y_1	2,51	1,15	-0,70	-0,27	0,11
Y_2	67,50	20,00	-15,00	-2,5	0,92
Y_3	218,75	32,75	1,25	-8,75	1,07

б) экранирование

Код	A_0	A_1	A_2	A_3	D
Y_1	2,51	0,71	-0,24	0,11	0,10
Y_2	57,00	17,00	-14,00	-2,00	0,92
Y_3	205,70	28,75	1,25	-7,25	0,92

Итак, для условия охлаждения на воздухе математическая модель представляет следующую систему уравнений:

$$\begin{aligned}
 Y_1 &= 2,51 + 1,15X_1 - 0,70X_2 - 0,27X_1X_2 \\
 Y_2 &= 67,5 + 20,0X_1 - 15X_2 - 2,5X_1X_2 \\
 Y_3 &= 218,75 + 32,75X_1 - 1,25X_2 - 8,75X_1X_2
 \end{aligned} \quad (4.3)$$

При использовании экранирования математическая модель процесса представляет систему из 3-х уравнений аналогичного вида:

$$\begin{aligned}
 Y_1 &= 2,51 + 0,71X_1 - 0,24X_2 + 0,11X_1X_2 \\
 Y_2 &= 57 + 17X_1 - 14X_2 - 2X_1X_2 \\
 Y_3 &= 205,5 + 28,75X_1 + 1,25X_2 - 7,25X_1X_2
 \end{aligned} \quad (4.4)$$

В математических моделях приняты следующие обозначения:

Y_1 – глубина отбела;

Y_2 – перепад твердости по сечению;

Y_3 – твердость вблизи поверхности, контактирующей с песчаным стержнем;

X_1 – содержание хрома;
 X_2 – содержание никеля.

Значение параметров X_1 и X_2 в уравнения систем (4.3) и (4.4) нужно подставлять в кодированном масштабе:

$$X_i = X_{0i} - X_{0i} - X_{0i}/I \quad (4.5)$$

где X_{0i} – значение параметра на основном уровне;
 X_i – содержание i -того элемента в чугуна в процентах;
 I – интервал варьирования.

Из уравнений (4.3) и (4.4) видно, что глубина отбела (Y_1) в наибольшей степени зависит от содержания хрома. Причем, при увеличении количества хрома в чугуна глубина отбела возрастает. С увеличением процентного содержания никеля глубина отбела уменьшается.

Перепад твердости по сечению зависит от содержания хрома и никеля, аналогично отбелу. На твердость чугуна вблизи поверхности образца, контактирующей с песчаным стержнем, очень сильное влияние оказывает хром и значительно меньшее – никель.

Анализ уравнений показывает, что изменение условий вторичного охлаждения не изменяет характера влияния хрома и никеля на параметры оптимизации, хотя при снижении скорости вторичного охлаждения (система 2) влияние факторов на параметры несколько уменьшается, о чем можно судить по величинам коэффициентов A_1 , A_2 и A_3 в уравнениях систем (4.3) и (4.4).

На рис. 6.10 представлено распределение твердости по сечению образцов, полученных из чугуна, легированного хромом и никелем при различных условиях вторичного охлаждения: а – охлаждение на воздухе, б – экранирование.

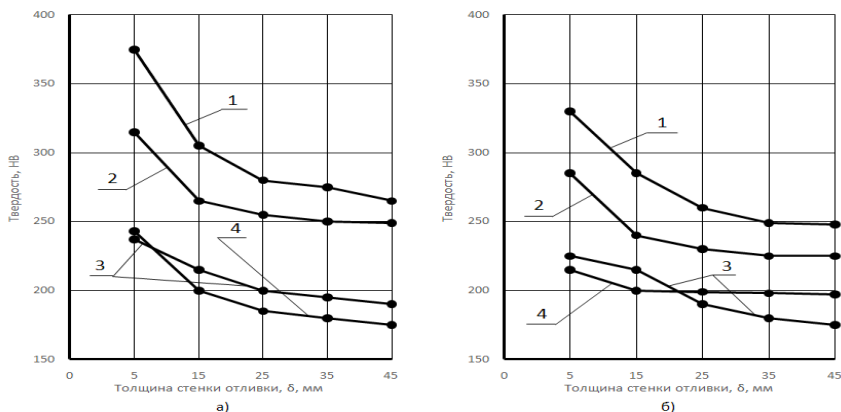


Рис. 4.9. Распределение твердости по сечению отливки при различных режимах охлаждения:

- а* – при охлаждении на воздухе: 1 – 0,1% Cr, 0,8% Ni; 2 – 0,5% Cr, 0,8% Ni; 3 – 0,5% Cr, 0,1% Ni; 4 – 0,1% Cr, 0,1% Ni;
б – экранирование, 1 – 0,1% Cr, 0,8% Ni; 2 – 0,5% Cr, 0,8% Ni; 3 – 0,5% Cr, 0,1% Ni; 4 – 0,1% Cr, 0,1% Ni

Химический состав соответствует данным матрицы планирования (таблица 4.2). В поверхностной зоне имеют место высокие значения твердости. Характер распределения твердости по сечению во всех образцах одинаков: высокие значения твердости у наружной поверхности, низкие – у поверхности, контактирующей с песчаным стержнем. Наибольший перепад твердости по сечению наблюдается при максимальном содержании хрома и минимальном содержании никеля. Для этих составов характерна и самая высокая твердость. Кривые распределения твердости для чугуна, у которого содержится 0,5% хрома и 0,1% никеля, расположены выше всех остальных. Перепад твердости здесь составляет 110-120 НВ. Для этих составов сказывается действие хрома, как элемента, способствующего образованию цементитной эвтектики и тем самым повышающего твердость. При увеличении процентного содержания никеля до 0,8% значения твердости снижаются незначительно.

К значительному уменьшению твердости и перепада ее по сечению приводит снижение количества хрома до нижнего уровня - 0,1%. Изменение содержания никеля практически не изменяет твердость и характер распределения ее по сечению.

Из сравнения графиков, представленных на рисунках 4.9 а и б, видно, что на твердость чугуна заметно влияет изменение условий вторичного охлаждения. Так, если для чугуна, содержащего 0,5% хрома и 0,8% никеля, при охлаждении на воздухе твердость вблизи наружной поверхности составляет 380 НВ, то при использовании экранирования твердость в этих же местах составляет 330 НВ. Аналогично изменяется значение твердости и в других точках сечения.

Из анализа распределения твердости видно, что при непрерывном литье можно заметно изменять твердость отливок варьированием количества добавок хрома и никеля. При этом немаловажную роль оказывают условия вторичного охлаждения.

После получения уравнений регрессии (4.3) и (4.4) градиентным способом проводили оптимизацию химического состава экономно легированного хромом и никелем чугуна для условий непрерывного литья. За параметры оптимизации, с учетом требований технологических условий, приняты следующие ограничения: глубина отбела с наружной поверхности должна быть минимальной, перепад твердости по сечению должен находиться в пределах 55-60 НВ, а твердость вблизи поверхности, контактирующей с песчаным стержнем, должна находиться в пределах 190-200 НВ (таблица 4.4).

Таблица 4.4 – Ограничения параметров при оптимизации химического состава чугуна

а) охлаждение на воздухе

Код	Индекс ограничения	A_0	A_1	A_2	A_3	Значение ограничения
Y_1	-	2,51	1,15	-0,70	-0,27	
Y_2	-1	67,50	20,00	-15,00	-2,50	55
Y_2	1	67,50	20,00	-15,00	-2,50	60
Y_3	-1	218,75	32,75	1,25	-8,75	190
Y_3	1	218,75	32,75	1,25	-8,75	200

б) экранирование

Код	Индекс ограничения	A_0	A_1	A_2	A_3	Значение ограничения
Y_1	-	251,00	0,71	-0,24	0,11	
Y_2	-1	57,00	17,00	-14,00	-2,00	55
Y_3	1	57,00	17,00	-14,00	-2,00	60
Y_3	-1	205,70	28,75	1,25	-7,25	190
Y_3	1	205,70	28,75	7,25	-7,25	200

При оптимизации химического состава градиентным способом получены следующие результаты.

Минимальная глубина отбела с наружной поверхности в условиях вторичного охлаждения отливки на воздухе составляет 0,9 мм при содержании хрома 0,17%, а никеля - 0,575%. Содержание хрома и никеля определено из данных оптимизации: $X_1 = -0,635$; $X_2 = 0,369$; $Y = 1,596$.

Смягчение условий вторичного охлаждения отливки за счет экранирования позволяет получить минимальную глубину отбела, равную 1,5 мм для заданных ограничений твердости и перепада ее по сечению, при содержании хрома 0,23% и никеля - 0,47%. Содержание хрома и никеля определено из данных оптимизации: $X_1 = -0,323$; $X_2 = 0,114$; $Y = 2,25$.

С учетом условий охлаждения отливок за пределами кристаллизатора могут быть рекомендованы следующие составы экономно легированного хромом и никелем чугуна:

- при охлаждении отливок за пределами кристаллизатора на воздухе оптимальным для толстостенных заготовок является состав, (%): C = 3,0-3,2; Si = 1,8-2,0; Mn = 0,8-0,9; Cr = 0,16-0,18; Ni = 0,56-0,58;

- при замедленной скорости вторичного охлаждения отливок (экранирование, томилные колодцы) оптимальным является состав, % : C = 3,0-3,2; Si = 1,8-2,0; Mn = 0,8-0,9; Cr = 0,22-0,24; Ni = 0,48-0,50.

Экспериментальные результаты замера твердости разработанных составов чугуна показаны на рис.4.10.

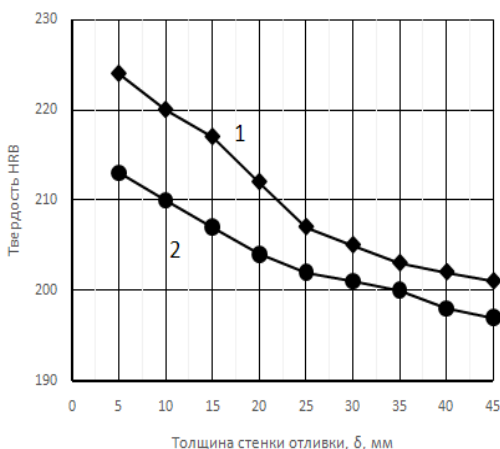


Рис. 4.10. Распределение твердости по сечению отливки из оптимизированного состава чугуна:
1 – при охлаждении на воздухе; 2 – при замедленной скорости вторичного охлаждения

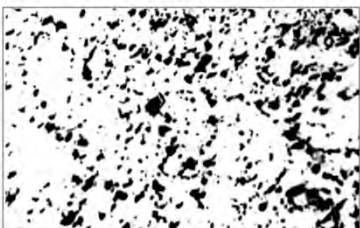
Верхняя кривая – твердость по сечению в условиях охлаждения отливки на воздухе, нижняя – при замедленной скорости вторичного охлаждения за счет экранирования. Твердость вблизи поверхности, контактирующей с песчаным стержнем, составляет 198 НВ – при охлаждении на воздухе и 202 НВ – при замедленной скорости вторичного охлаждения. Перепад твердости по сечению не превышает 30 НВ на расстоянии 5 мм от наружной и внутренней поверхностей.

При охлаждении на воздухе. На наружной поверхности графит имеет междендритную форму ГФ-10, характер распределения соответствует Гр9, длина включений 5-10 мкм (ГД2). С удалением от наружной поверхности форма графита меняется до мелкопластинчатой в сочетании с графитом компактной формы. Форма графита ГФ4, длина включений 40-100 мкм (ГД5-ГД6). Далее форма и распределение графита практически не изменяются вплоть до поверхности, контактирующей с песчаным стержнем.

На рис. 4.11 показана структура графита при использовании экранирования.



а)



б)



в)

Рис. 4.11. Строение графита отливки при замедленной скорости вторичного охлаждения: *а* – наружная зона; *б* – средняя зона; *в* – внутренняя зона

На наружной поверхности графит несколько укрупнился по сравнению с образцами, охлажденными на воздухе, причем есть включения графита компактной формы, что связано с процессом самоотжига чугуна в поверхностной зоне. По мере удаления от наружной поверхности форма графита становится пластинчатой,

однако длина пластинок меньше, чем при охлаждении на воздухе. В наружной зоне наблюдается феррито-перлитная структура, которая на расстоянии 6-7 мм от наружной поверхности переходит в перлитную и далее распространяется на все сечение образца.

О наличии практически идентичной перлитной структуры по сечению отливки свидетельствуют данные по распределению твердости. Перепад твердости составляет 18 НВ при охлаждении на воздухе и 11 НВ - при замедленной скорости вторичного охлаждения.

Оптимальные составы чугуна, экономно легированного хромом и никелем, для производственных условий непрерывного литья в металлический кристаллизатор с использованием песчаных стержней: при охлаждении отливки на воздухе – С = 3,0-3,2%; Si = 1,8-2,0%; Mn = 0,8-0,9%; Cr = 0,16- 0,18%; Ni = 0,48-0,50%. В случае использования экранирования количество хрома необходимо увеличить до 0,22-0,24%, а количество никеля – уменьшить до 0,48-0,50%.

Таким образом, неравномерность распределения свойств и структуры по сечению отливок, полученных методом непрерывного литья чугуна, экономно легированного хромом и никелем, может быть уменьшена путем правильного подбора процентного содержания этих элементов.

Полученные математические модели, связывающие глубину отбела, твердость вблизи поверхности, контактирующей со стержнем, и перепад твердости по сечению отливки, содержание хрома и никеля в экономнолегированном чугуне, при различных условиях охлаждения могут быть использованы при разработке технологии конкретных отливок.

С точки зрения уменьшения поверхностной твердости и равномерности свойств по сечению отливки, благоприятное влияние оказывает использование графитизирующих модификаторов.

4.3. Особенности получения отливок из специальных чугунов

Антифрикционные чугуны представляют группу специальных чугунов (ГОСТ 1585-85), предназначенных для работы в условиях трения скольжения.

Исследование и разработку технологии вертикального непрерывного литья заготовок из антифрикционного чугуна АЧС-2 (применительно к условиям производства на Дружковском машиностроительном заводе) проводили на отливках поршней и грундбукс шахтного оборудования. Отливки поршней и грундбукс (наружный диаметром 100 и 120 мм), имеют толщину стенки 25-30 мм, рабочая поверхность у поршня внутренняя, для грундбуксы - наружная и внутренняя.

На Дружковском машиностроительном заводе, где осуществлялось внедрение процесса, используется антифрикционный чугун АЧС-2 с легирующим комплексом Cr, Ni, Cu и Ti. Исходный химический состав (в % по массе): C = 3,0-3,8; Si = 1,4-2,2; Mn = 0,3-1,0; Cr = 0,2-0,5; Ni = 0,2-0,5; Ti = 0,03-0,10; Cu = 0,2-0,5; P = 0,15-0,40; S = 0,12. В связи с переходом на новую технологию изготовления отливок, необходимо было решить задачу об определении оптимального химического состава антифрикционного чугуна АЧС-2, в условиях охлаждения характерных для процесса непрерывного литья, основываясь на данных по оптимальным технологическим параметрам процесса. Проведенные в заводских условиях эксперименты позволили определить пределы содержания основных элементов, обеспечивающих получение отливок без отбела во всем диапазоне концентраций легирующих элементов. С целью определения оптимального химического состава по Cr, Ni, Cu и Ti, был проведен полнофакторный эксперимент, в котором содержание основных элементов поддерживали на одном уровне (% по массе): C 3,43; Si 1,84, Mn 0,43; P 0,06; S 0,044. При выборе химического состава по основным элементам руководствовались также среднестатистическими данными по плавке чугуна в условиях чугунолитейного цеха Дружковского машиностроительного завода.

В качестве варьируемых параметров приняты X_1 - Cr (0,2-0,4); X_2 - Ni (0,2-0,4); X_3 - Cu (0,2-0,5); X_4 - Ti (0,04 - 0,12).

Результаты экспериментов представлены следующими уравнениями регрессии:

$$\begin{aligned}
 Y_1 = & 96,83 + 2,656X_1 - 0,4063X_2 - 1,719X_3 + 0,09375X_4 \\
 & + 0,2188X_1X_2 + 0,6563X_1X_3 + 0,2188X_1X_4 \\
 & + 0,3438X_2X_3 + 0,5331X_2X_4 - 0,5363X_3X_4 \\
 & - 0,5313X_1X_2X_3 - 0,09375X_1X_2X_4 + 0,9688X_1X_3X_4 \\
 & + 0,03125X_2X_3X_4 + 1,406X_1X_2X_3X_4
 \end{aligned}$$

$$\begin{aligned}
 Y_2 = & 6,349 + 1,90X_1 - 0,4688X_2 - 1,844X_3 + 0,3438X_4 \\
 & + 0,09375X_1X_2 + 0,2188X_1X_3 - 0,3438X_1X_4 \\
 & - 0,4063X_2X_3 + 0,5313X_2X_4 - 0,09375X_3X_4 \\
 & - 0,5938X_1X_2X_3 - 0,1563X_1X_2X_4 + 0,2188X_1X_3X_4 \\
 & + 0,09375X_2X_3X_4 + 0,6563X_1X_2X_3X_4
 \end{aligned}$$

$$\begin{aligned}
 Y_3 = & 49,61 + 20,82X_1 - 5,568X_2 + 5,938X_3 - 3,193X_4 + 5,943X_1X_2 \\
 & - 5,938X_1X_3 + 5,318X_1X_4 + 4,938X_2X_3 \\
 & + 1,682X_2X_4 + 5,063X_3X_4 + 1,188X_1X_2X_3 \\
 & + 3,443X_1X_2X_4 + 3,813X_1X_3X_4 + 3,438X_2X_3X_4 \\
 & + 7,438X_1X_2X_3X_4
 \end{aligned}$$

(4.6)

где Y_1 – поверхностная твердость;

Y_2 – перепад твердости по сечению;

Y_3 – процент перлита на рабочей поверхности;

X_1, X_2, X_3, X_4 – концентрация Cr, Ni, Cu, Ti в кодированном масштабе.

Максимизируя функцию процента перлита на рабочей поверхности ($HRB < 100$ и $HRB_{\text{пер}} < 10$), получим следующий оптимальный химический состав чугуна по легирующему комплексу: Cr – 0,375%; Ni – 0,21%, Cu – 0,31%, Ti – 0,031%. Уравнения регрессии показывают, что хром оказывает весьма заметное положительное влияние на параметр оптимизации. Влияние остальных элементов менее заметно.

Таким образом, для практического использования процесса можно рекомендовать поддержание содержания Cr на верхнем пределе ГОСТа (0,3-0,4% при $C_{\text{экр}}=4,0 - 4,2$), при снижении $C_{\text{экр}}$, содержание Cr необходимо уменьшить до 0,2 – 0,3%. Содержание остальных легирующих элементов можно поддерживать на среднем

уровне ГОСТ1585 – 85. Данный химический состав чугуна позволяет получить на рабочей поверхности 75-80% перлита.

Второй путь получения перлитной структуры в поверхностном слое с междендритным графитом – интенсивное вторичное охлаждение в интервале температур 750-550°C [63]. Охлаждая в этом диапазоне температур отливку со скоростью 9,0-9,5°C/с мы получили в поверхностной зоне с междендритным графитом полностью перлитную структуру с твердостью 229-255НВ.

Результаты исследований представлены на рисунке 4.12 в виде графика изменения твердости и количества перлита в матрице чугуна по сечению отливки.

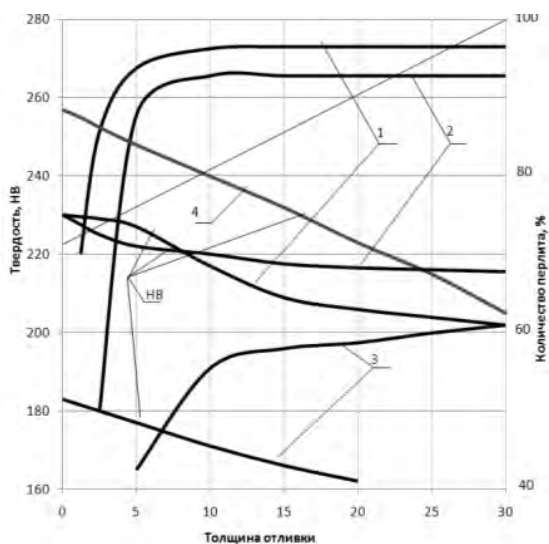


Рис. 4.12. Изменение твердости и количества перлита в матрице чугуна по сечению отливки

Для оценки влияния вторичного охлаждения на структуру чугуна был заведомо выбран чугун с более высоким углеродным эквивалентом, на верхнем пределе исследуемого интервала.

Далее были проведены сравнительные исследования износостойкости непрерывнолитых заготовок из серого чугуна и антифрикционного чугуна АЧС-2 оптимального химического состава, серого чугуна с углеродным эквивалентом $C_{\text{экв}}=4,3$ с использованием вторичного охлаждения и заготовок из АЧС-2, полученных по традиционной технологии литьем в разовую песчаную форму. Испытания на износ проводили на машине МТ-1 при сухом торцевом трении в паре с контртелом из стали 65Г в термообработанном состоянии. Образцы трения длиной 12 мм и диаметром 5 мм вырезали из непрерывнолитых заготовок на расстоянии 3 мм от наружной поверхности сформированной металлическим кристаллизатором, 2,5 мм со стороны стержня и 5 мм из заготовок, полученных литьем в разовую песчаную форму. Испытания проводили при двух режимах:

- удельное давление 60 МПа, скорость скольжения 1 м/с, время испытания 90 минут;
- удельное давление 120 МПа, скорость скольжения 3 м/с, время испытания 20 минут.

Износ оценивали по потере веса, усредненной для трех образцов при параллельных испытаниях. При испытаниях на первом режиме получены значения относительного износа на уровне 0,05 – 0,75%. Эти значения имеют низкую достоверность, так как их величина лежит в пределах ошибки измерений. Сравнительный анализ результатов по второму режиму показывает, что у непрерывнолитых заготовок из серого чугуна и антифрикционного чугуна АЧС-2 износ со стороны стержня меньше, чем со стороны кристаллизатора, что объясняется более высоким содержанием перлита в матрице чугуна и большей его дисперсностью. Наибольшей износостойкостью обладают образцы, вырезанные из отливок полученных непрерывным способом литья и подвергнутых интенсивному вторичному охлаждению. Сравнение относительного износа заготовок из антифрикционного чугуна АЧС-2, полученных литьем в разовую песчаную форму и непрерывным литьем показывают, что износостойкость последних на 8-15% выше.

4.3.1. Чугун с шаровидной и вермикулярной формой графита

Для получения высококачественных заготовок из высокопрочного чугуна основное внимание необходимо уделить предварительной подготовке расплава, с целью снижения количества неметаллических включений и газов. В качестве шихтовых материалов рекомендуется использовать рафинированные передельные чугуны. В производственных условиях при изготовлении заготовок из высокопрочного чугуна основное внимание уделяют исходному содержанию серы перед модифицированием, содержание кислорода в расплаве не контролируют, так как чугун считают самораскисленным расплавом. Однако, в процессе разливки, в результате контакта жидкого металла с воздухом и эжекции его струей расплава, происходит повторное окисление расплава. Повышенная склонность чугуна с шаровидной формой графита к поверхностному окислению, ведет к образованию оксидных плен, которые, имея низкую прочность, разрушаются при заливке, что приводит к образованию в отливках неметаллических включений.

Отрицательное влияние на сфероидизацию графита оказывает содержание примесных элементов Bi, Pb, Sb, Sn, As, Ti, при наличии демодификаторов в расплаве сфероидизирующее действие магния понижается или полностью исчезает. Для подавления их вредного влияния в расплав вводят комплексные модификаторы, содержащие редкоземельные элементы (РЗМ).

Применительно к процессам непрерывного литья чугуна необходимо уделить внимание вопросам, связанным с сохранением длительности эффекта графитизирующего и сфероидизирующего модифицирования расплава.

При введении графитизирующих модификаторов на основе ферросилиция в расплаве образуются микрогруппировки с высокой концентрацией кремния, растворимость углерода в этих зонах уменьшается, в результате выделяется избыточный углерод. Микрогруппировки в течение определенного времени становятся термодинамически неустойчивыми, происходит их дезактивация, что и определяет термовременной характер модифицирующего эффекта.

Продолжительность сфероидизирующего эффекта зависит от остаточного содержания магния в расплаве и при обычном его содержании 0,03-0,07% не превышает 10-15 минут, после чего эффект

ослабевает. Скорость снижения остаточного магния в расплаве составляет $\sim 0,003-0,004$ %/мин, однако, с повышением температуры от $1350-1400^{\circ}\text{C}$ до 1450°C окислительные потери магния возрастают практически в два раза.

Увеличение продолжительности сохранения сфероидизирующего эффекта можно достигнуть путем повышения расхода сфероидизирующих элементов, однако в этом случае повышается склонность к образованию структурно-свободных карбидов, т.е. имеет место снижение эффективности модифицирующего воздействия на стимулирование зарождения центров кристаллизации [64,65].

На число включений шаровидного графита и увеличение продолжительности действия модификаторов положительное действие оказывает церий. Однако, обработка относительно чистых по вредным примесям расплавов, модификаторами с высоким содержанием РЗМ, по данным фирмы Elkem (Норвегия), приводит к чрезмерно быстрой демодификации расплава.

Основной недостаток состоит в том, что даже незначительный избыток церия сильно повышает отбел чугуна. Оптимальное остаточное содержание церия после модифицирования составляет $0,004-0,008\%$.

Для улучшения формы графита в отливках температура расплава перед разливкой должна быть по возможности пониженной, в этом случае возрастает продолжительность модифицирующего эффекта в связи с повышением устойчивости активных центров кристаллизации и меньшей интенсивностью удаления магния.

При непрерывном литье высокопрочного чугуна на установках горизонтального типа проблема длительности эффекта модифицирования является достаточно серьезной, так как ведет к неравномерности свойств по длине заготовки. На установках вертикального непрерывного литья проблема существенно упрощается, т.к. время получения заготовок диаметром $100-200$ мм и высотой $1,5-2,0$ м не превышает $10-15$ минут.

Исследования по разработке технологии получения заготовок диаметром 100 мм из высокопрочного чугуна на установке вертикального непрерывного литья, проводили в лаборатории литейного цеха БНТУ. Для получения заготовок из чугуна марки ВЧ 40 исходный химический состав чугуна (%): С- $3,9$; Si- $1,8$; Mn- $0,24$; P- $0,04$; S- $0,03$. В качестве сфероидизирующих модификаторов использова-

ли лигатуры ФСМг5 и ФСМг5LA4 (5,2% Mg, 0,56% Ca, 1,11% Al, 1,24% La, 45,9% Si). Графитизирующее модифицирование осуществляли модификатором ФС65Ba4, в количестве 0,2%. Сфероидизирующие модификаторы вводили при температуре расплава 1420° С. Необходимо учесть, что после сфероидизирующего модифицирования содержание углерода падает на 0,15%, максимальное содержание кремния не должно превышать 2,6-2,8%, в противном случае возможно образование силикокарбидов, отрицательно действующих на пластические свойства чугуна. Оптимальное количество модификатора, которое обеспечивало получение чугуна со 100% шаровидной формы графита, определяли при последовательном увеличении его расхода от 1,2 до 2%, от массы расплава. При обработке лигатурой ФСМг5 минимальное количество лигатуры, обеспечивающее получение в структуре полностью шаровидной формы графита, соответствовало 1,6 %. Более эффективно работала лигатура содержащая лантан, аналогичный эффект получен при введении 1,2% лигатуры, важно отметить, что лантан не образует карбидов.

Анализ микроструктуры показал, что от поверхностных слоев к центру заготовки размер графитовых включений изменяется от ШГд25 до ШГд45, распределение включений графита равномерное, содержание феррита в структуре чугуна Ф94. При твердости 187-179 НВ относительное удлинение испытанных образцов 10-12%.

Необходимо отметить, что для получения высокопрочного чугуна с чисто ферритной структурой, с высокими показателями по пластичности, необходимо в максимальной степени снизить перед модифицированием содержание серы и кислорода в расплаве, а также использовать чугуны с минимальным содержанием марганца и фосфора.

Получение заготовок с прочностью до 600 МПа возможно за счет увеличения содержания марганца до 0,5-0,6 %, легирования такими элементами как Ni, Cu, Mo, Cr в различных сочетаниях, в количестве 0,2-0,5%.

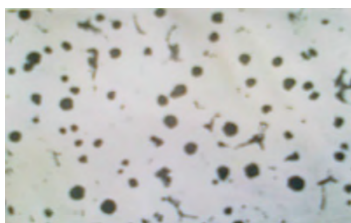
На рис. 4.13 представлена структура графита высокопрочного чугуна ВЧ 60 на глубине 3 мм (а) и микроструктура матрицы на глубине 1мм (б) и 5 мм (в).

В литом состоянии для получения более высоких прочностных показателей увеличение содержания легирующих элементов не ока-

зывает заметного влияния на физико-механические свойства. Оптимальным вариантом в этом случае можно считать проведение изотермической закалки.

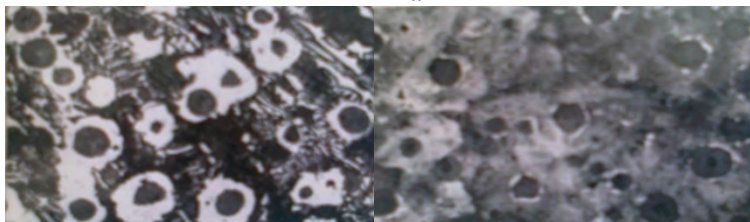
Для получения чугуна с вермикулярной формой графита (ЧВГ) наибольшее распространение получили следующие способы:

- неполная обработка расплавленного чугуна магнием или сплавами на его основе;
- обработка РЗМ чистого по сере исходного чугуна;
- обработка жидкого чугуна сплавами, содержащими как элементы – глобуляризаторы – Mg, Ce, так и элементы деглобуляризаторы Ti, Al.



не травлено

a



травлено 5% раствор HNO₃ в спирте

б

в

Рис. 4.13. Микроструктура высокопрочного чугуна

Основной недостаток способа неполной обработки расплавленного чугуна магнием или сплавами на его основе, заключается в том, что стабилизация вермикулярной формы графита достигается в узком интервале содержания остаточного магния (0,013 – 0,018%). При использовании магниевой лигатуры ее количество должно быть в точном соответствии с исходным содержанием серы. Введение избыточного количества модификатора ведет к образованию

шаровидного графита, снижению содержания феррита в матрице, выделению свободного цементита в поверхностных слоях заготовок.

При введении оптимального количества модификатора происходит скачкообразное повышение прочности и относительного удлинения, что является следствием перехода графита из пластинчатой формы в вермикулярную.

Чугун с вермикулярным графитом можно получать с помощью модификаторов на базе редкоземельных металлов. Известны модификаторы на основе лантаноидов, обеспечивающие высокую эксплуатационную надежность ЧВГ. С экономической точки зрения предпочтительнее добавка РЗМ в форме Се - мишметалла, который содержит 99,4% РЗМ (49% Се), однако, он оказывает сильное карбидостабилизирующее действие. Продолжительность действия модификаторов на базе РЗМ несколько больше, чем при обработке магнийсодержащими лигатурами. Наличие в расплаве остаточного содержания свободных РЗМ в количестве 0,02% достаточно для стабильного получения чугуна с вермикулярной формой графита.

В случае достаточно большого времени между процессом модифицирования и разливкой расплава восстановление эффекта возможно путем повторного добавления модификатора в небольшом количестве. Необходимо обратить внимание на факт, что возврат ЧВГ полученного обработкой РЗМ можно использовать для получения высокопрочного чугуна и, наоборот, для получения ЧВГ применять возврат высокопрочного чугуна.

Совместная обработка расплава элементами глобуляризаторами (Mg, Ce) и деглобуляризаторами (Ti, Al), приблизительно на 30% дешевле, чем обработка модификаторами на основе РЗМ. Использование деглобуляризаторов позволяет получать ЧВГ в широком интервале вводимого количества лигатуры. Однако, учитывая, что титан накапливается в возврате, получение полностью вермикулярной формы графита при обработке Ti - содержащей лигатурой достигается только при условии, если в шихте не используется собственный возврат [66].

Образующиеся в чугуне карбиды и карбонитриды титана приводят к понижению ударной вязкости ЧВГ и оказывают отрицательное влияние на обрабатываемость чугуна. Повышенное содержание титана может негативно сказываться на форме графита.

Физико-механические свойства чугуна резко падают в результате образования включений графита аномальной формы. При высоком начальном содержании серы и в случае чрезмерного модифицирования чугуна наряду с вермикулярным графитом может образоваться графит псевдоэвтектического типа. Образование графита звездообразной формы, связывают с повышенным содержанием активно ликвирующего кремния (более 2,5%) или с эффектом перемодифицирования.

В структуре ЧВГ, встречаются и другие аномальные формы графита, такие как “кораллообразный” и Chunky – графит, представляющие собой участки с мелкой аустенитно-графитной эвтектикой, имеющей междендритный характер расположения и кристаллизующийся в специфических условиях переохлаждения, отсутствия эффективных центров кристаллизации и ликвации легирующих и примесных материалов. Появление крупного вермикулярного графита (Chunky – графита) связывают с перенасыщением расплава церием.

Фирма Elkem предлагает для получения заготовок из чугуна с вермикулярной формой графита модификатор CompactMagTM (Si 44-48%, Mg 5-6%, Ca 1,8-2,3%, PЗМ 5,5-6,5%, Al max 1,0%). В зависимости от количества серы в исходном чугуне рекомендуется введение модификатора в количестве 0,3-0,4%. Оптимальный состав исходного чугуна С 3,7-3,9, Si 1,5-2,0, Р max 0,03, S 0,07-0,017. Усвоение из модификатора магния 50-70%, церия 80-90%. В качестве графитизирующих модификаторов рекомендуется использовать ферросилиций с барием (Foundrisil, Varinoc), стронцием (Superseed), церием (Ultraseed).

Основные требования к химическому составу для получения чугуна с вермикулярной формой графита аналогичны требованиям для чугуна с шаровидным графитом. Однако, проведение обработки лигатурами должно проводиться очень точно и, как правило, выдвигает более высокие требования, чем при производстве высокопрочного чугуна, потому, что необходимо избежать недостаточной и чрезмерной обработки.

Наибольшее влияние на механические свойства ЧВГ в литом состоянии оказывают углерод кремний и марганец. Увеличение содержания фосфора более 0,04% Р оказывает негативное влияние на ударную вязкость и относительное удлинение ЧВГ. Влияние крем-

ния и фосфора на пластические свойства ЧВГ проявляются в большей степени, чем на предел прочности на разрыв и твердость.

В лабораторных условиях БНТУ проведена серия плавок по исследованию влияния величины добавки сфероидизирующего модификатора на структурообразование и свойства чугуна. Исходный состав чугуна %: С- 3,8; Si- 1,9; Mn- 0,5; Cr- 0,1; S- 0,02; P- 0,02.

Модифицирование чугуна проводили в ковше, при этом модификатор Vermiloy 4 (Россия): Mg 2,7-3,3%; Ca 0,8-1,2%; PЗМ 6,5-7,4%; Si 45-48%; Al 3,5-4,5%; Ti 3,5-4,5%, укладывали на дно ковша, присыпая его дробью. Количество модификатора 0,4; 0,6; 0,8 %. Температура модифицирования 1420°C. В качестве графитизирующего модификатора использовали ФС65Ba4 в количестве 0,2%.

Анализ структуры и свойств металла показал, что при содержании серы 0,02% модификатор в количестве 0,4% не обеспечивает стабильного получения в структуре вермикулярной формы графита, имеют место области с пластинчатым графитом. Прочность на разрыв 250 МПа, твердость 170 НВ.

При обработке расплава модификатором Vermiloy 4 в количестве 0,8%, в заготовках имеет место вермикулярная и шаровидная форма графита. Причем доля шаровидных включений графита в поверхностных слоях заготовок достигает 30%, предел прочности на разрыв 460 МПа, твердость 217 НВ. На глубине от 10 мм до центра заготовки количество шаровидного графита значительно снижается, распределение включений графита равномерное ВГр1.

Предел прочности на разрыв испытанных образцов 300 – 350 МПа, твердость 160-180НВ.

Таким образом, при содержании серы в исходном расплаве до 0,02% для стабильного получения чугуна с вермикулярной формой графита необходимо введение 0,6 % модификатора. При содержании серы до 0,01% интервал устойчивого получения вермикулярной формы графита смещается в область 0,4 – 0,6% модифицирующей добавки. Необходимо очень точно соблюдать параметры технологического процесса, а именно выдерживать в жестком диапазоне химический состав исходного металла, температуру заливки и дозировку модификатора.

Однако, увеличение содержания кремния в чугуне при вводе в ковш FeSi увеличивает удельный расход магния, т.к. FeSi вносит в чугун много кислорода и серы, связывающих магний. Модифици-

рование необходимо проводить при оптимальном для каждого модификатора температурном режиме. Наиболее эффективной температурой модифицирования для FeSi является 1360 °С. Действие всех видов позднего модифицирования FeSi сводится к созданию в момент кристаллизации металла микрозон, перенасыщенных кремнием, из которых благодаря природным свойствам вытеснен углерод, тем самым созданы условия для концентрации углерода и зарождения включений графита. Перегрев чугуна, как известно, приводит к растворению графита и к дезактивации потенциальных зародышей, вследствие чего, увеличивается склонность чугуна к переохлаждению, происходит измельчение включений свободного графита и рост количества междендритного графита при одновременном увеличении количества дендритов аустенита. Помимо температурно-временного фактора на эффект действия присадок существенное влияние оказывает скорость охлаждения отливки. Ускорение охлаждения приводит к увеличению переохлаждения расплава, измельчению графитовых включений до образования точечного графита и резкому повышению склонности чугуна к отбелу. Предотвращение появления отбела и междендритного графита, а также повышение механических свойств серого чугуна обеспечивается применением графитизирующих присадок. Однако, в литературе за исключением некоторых отрывочных и противоречивых данных отсутствуют сведения о сравнительной эффективности действия присадок в зависимости от скорости охлаждения.

Таким образом, влияние присадок на структуру чугуна в значительной мере определяется температурой их ввода. Это связано, во-первых, с различной физико-химической природой образующихся неметаллических включений и, во-вторых, особенностью строения жидкой фазы высокоуглеродистых сплавов железа. Вводимые примеси образуют в жидком чугуне тугоплавкие соединения, которые активизируются присутствующими в расплаве графитными комплексами. Причем полнота и характер протекания обоих процессов зависит от температурных условий и типа вводимой присадки.

Механизм графитизирующего модифицирования чугуна заключается в воздействии на зарождение и рост кристаллов, и на кристаллизацию графита при эвтектической температуре. Эффект модифицирования определяется числом активных дополнительных центров кристаллизации. Элементы, входящие в состав графитизи-

рующих модификаторов, взаимодействуя с серой и газами, связывают их в химические соединения, устраняя тем самым их карбидостабилизирующее действие. В процессе графитизации происходит диффузия углерода в расплаве и кристаллизация углерода в виде графита на имеющихся зародышах. В качестве кристаллических зародышей могут выступать оксиды, сульфиды, нитриды, карбиды и т.д., имеющие структурное и размерное соответствие кристаллических решеток соответствующего металла или выпадающей фазы.

Критериями степени эффективности графитизирующих модификаторов, является уменьшение склонности чугуна к отбелу, снижение величины переохлаждения при эвтектической кристаллизации, измельчение и улучшение формы эвтектических зерен, продолжительность действия модифицирующего эффекта.

Основная цель графитизирующего модифицирования заключается в стимулировании выделения углеродсодержащих фаз, повышении устойчивости активных центров кристаллизации.

Высокая эффективность действия модификаторов на основе кремния, обусловлена возникновением локальных химических и тепловых неоднородностей при растворении модификатора в расплаве. В зонах с высокой концентрацией кремния растворимость углерода уменьшается, в результате выделяется избыточный углерод, образующий микрогруппировки, которые могут являться потенциальными зародышами графита при кристаллизации.

С течением времени группировки становятся термодинамически неустойчивыми, происходит дезактивация потенциальных зародышей кристаллизации графитовых включений, что определяет термовременной характер модифицирующего эффекта.

При производстве тонкостенных чугунных отливок, в состав комплексных на основе ферросилиция, вводят стронций, обладающий практически одинаковой с кальцием активностью по отношению к кислороду и сере. Для получения одинакового модифицирующего действия расход стронциевого модификатора, по сравнению с расходом ферросилиция ФС75, в зависимости от химического состава чугуна, уменьшается в 1,5-2,0 раза.

5. Технология непрерывного литья заготовок из стали

Технологические параметры литья различных марок сталей значительно отличаются друг от друга, так как они имеют различные литейные свойства, непосредственно связанные с течением расплава и затвердеванием отливки. Это требует дифференцированного определения оптимальных технологических параметров процесса литья, подбора режимов плавки, разливки, выбора конструкции оборудования и оснастки, модифицирования, микролегирования и т.д.

По результатам проведенных экспериментальных исследований, процесса литья различных марок сталей в заводских и лабораторных условиях проведена систематизация полученных данных, анализ и выявление основных причин нарушения стабильности процесса, образование брака отливок, предложены рекомендации по разработке технологии получения отливок из конкретных сплавов.

Для рационального и целенаправленного использования отходов, непосредственно на машиностроительных и инструментальных предприятиях, наиболее перспективно использовать метод непрерывного литья, который позволяет регулировать условия кристаллизации заготовок с целью получения наиболее благоприятной структуры. В сочетании с оптимальной термической обработкой технология позволяет в полной мере использовать все преимущества литого металла. Совершенствование непрерывных способов литья, необходимое для освоения этого процесса в производственных условиях позволяет снизить трудоемкость и стоимость изготовления готового инструмента.

При разработке технологического процесса основное внимание уделяли получению отливок из легированных сталей, с целью использования этого метода литья для разливки металла, полученного при переплаве неделовых отходов проката.

5.1. Особенности непрерывного литья быстрорежущих сталей

В последние годы в РБ достаточно остро встает вопрос о вторичном использовании отходов инструментальных сталей, которые в виде изношенной оснастки, стружки, инструмента и остатков про-

ката, скапливаются на предприятиях. За счет многократного использования отходов инструментального производства и прямой утилизации отходов стали при переплаве, экономится дорогостоящие легированные стали. В отличие от деформированных сталей при использовании литых заготовок появляется возможность использовать дополнительное легирование и модифицирование стали, с целью повышения эксплуатационной стойкости инструмента в конкретных условиях его работы.

Среди большого количества различных марок быстрорежущих сталей наиболее широкое применение нашла сталь Р6М5, как наиболее рационально легированная и обладающая высоким комплексом эксплуатационных свойств.

Производство литого режущего инструмента было широко распространено на заводах бывшего Советского Союза, однако эксплуатационные свойства инструмента изготовленного из него сильно различались, что обусловлено использованием различных технологических процессов литья. И сегодня можно говорить о том, что не существует базовой технологии переработки отходов быстрорежущей стали в литые заготовки, которая обеспечила бы стабильные эксплуатационные свойства литого инструмента.

В связи с этим особый интерес представляет разработка технологического процесса непрерывного литья быстрорежущей стали Р6М5.

В литом состоянии структура быстрорежущей стали представляет собой дендриты эвтектики, состоящей из карбидов и продуктов распада аустенита, которые окружены сеткой карбидов. В условиях ограниченного во времени развития диффузионных процессов структура литых заготовок из быстрорежущей стали неоднородна, одновременно в ней присутствуют продукты перитектического, эвтектического, и эвтектоидного превращений, которые оказывают существенное влияние на эксплуатационные свойства литых заготовок. Склонность стали к формированию в отливке дендритной ликвации, транскристаллизации, осевой пористости, оказывают влияние на стабильность качества получаемых заготовок. Из-за наличия в структуре грубых скоплений эвтектики, литая сталь имеет низкую вязкость и пластичность [67].

С целью устранения неоднородности литой структуры и улучшения свойств, быстрорежущие стали подвергают обработке давле-

нием, которая способствует устранению сетки эвтектики, но ведет к анизотропии физико-механических свойств, вследствие образования карбидной полосчатости.

Трудности, связанные с использованием инструмента изготовленного из литой быстрорежущей стали обусловлены ограниченными знаниями, связанными с особенностями строения и свойствами используемых сталей в литом состоянии, отсутствием сведений по влиянию структуры литой термообработанной стали, на эксплуатационную стойкость инструмента.

Основной проблемой в производстве литого инструмента является получение структуры литой стали с эксплуатационными свойствами близкими к прокатному материалу.

Улучшение структуры, а, следовательно, и повышение эксплуатационных свойств инструмента изготовленного из литой быстрорежущей стали, возможно, за счет оптимизации химического состава стали, выбора технологических параметров литья, модифицирования, микролегирования и термической обработки.

В зависимости от скорости затвердевания и охлаждения литой заготовки происходят изменение степени легированности твердого раствора, количества, морфологии и характера распределения карбидной составляющей стали. Высокая скорость первичной кристаллизации, характерная для непрерывных способов литья, оказывает большое влияние на дисперсность структурных составляющих, включая зерно матричной фазы, выделения избыточных фаз и включений [68,69].

Экспериментальные исследования, представленные в работах [70-72] показали, что по стойкости литой режущий инструмент не уступает, а в определенных условиях работы даже превосходит инструмент, изготовленный из деформированной стали аналогичного состава. Как отмечается в данных работах основными факторами, определяющими эксплуатационную стойкость инструмента из быстрорежущей стали, являются твердость, теплостойкость, ударная вязкость и износостойкость.

Необходимо отметить, что при изготовлении литого инструмента, с использованием отходов инструментального производства, существует возможность дополнительного легирования сталей с целью повышения уровня эксплуатационных свойств, что невозможно при изготовлении стандартного инструмента из проката. По-

вышение свойств происходит за счет упрочнения твердого раствора или образования соединений карбидов, боридов, нитридов, интерметаллидов и т.д., способствующих дисперсионному упрочнению основы.

На физико-механические и эксплуатационные свойства инструмента оказывают влияние размер зерна твердого раствора, степень легированности металлической основы стали, количество, распределение и дисперсность карбидных фаз. Строение, состав и распределение карбидных частиц, которые зависят от химического состава и скорости охлаждения стали, оказывает влияние на характер ледебуритной эвтектики.

На теплостойкость большое влияние оказывает легированность твердого раствора, а также температура α - γ превращения. В результате быстрого затвердевания, характерного для непрерывного литья, формируется более легированный твердый раствор с уменьшением содержания эвтектики. Большая легированность твердого раствора усиливает дисперсионное твердение при отпуске. Из высоколегированного твердого раствора углерода в γ -железе в процессе охлаждения выделяются дисперсные карбиды, которые способствуют получению более высокой теплостойкости металла по сравнению с деформированной сталью.

В структуре стали Р6М5 возможно формирование пластинчатой и стержневой эвтектики на базе карбида M_2C , встречаются скелетообразная (M_6C) и ванадиевая (MC) эвтектики, количество эвтектических модификаций зависит в первую очередь от химического состава и условий кристаллизации стали.

Повышение температуры перегрева стали до 1500–1550°C приводит к подавлению образования скелетной эвтектики, а увеличение длительности выдержки расплава перед заливкой, наоборот, способствует увеличению ее доли в структуре стали. На основании экспериментальных данных рекомендуется повышение температуры перегрева стали до 1730°C и охлаждение с высокой скоростью до температуры разливки 1500°C. Снижение скорости затвердевания и охлаждения отливки ведет к формированию более грубых эвтектических выделений.

В качестве легирующих элементов для быстрорежущих сталей наибольший интерес представляют использование вольфрама, молибдена, хрома, ванадия, кобальта, которые в той или иной мере оказывают влияние на количество остаточного аустенита, участвуют в процессе дисперсионного твердения при отпуске закаленной стали, повышают устойчивость мартенсита, способствуют формированию эвтектики более тонкого строения и образованию сложных карбидов.

Кроме перечисленных элементов в быстрорежущих сталях возможно использование бора, наличие которого в деформируемой быстрорежущей стали недопустимо. Бор способствует перераспределению легирующих элементов в стали, снижает количество остаточного аустенита, при содержании до 0,2% приводит к повышению твердости и теплостойкости.

Благоприятное влияние РЗМ связано с улучшением распределения неметаллических включений, измельчением зерна и нарушением сплошности сетки ледебуритной эвтектики.

Положительное влияние на эксплуатационные свойства быстрорежущих сталей оказывает модифицирование расплава. В результате комплексного модифицирования двумя и более модификаторами, усиливается эффект модифицирования, снижается в 1,5–2,0 раза загрязненность границ аустенитных зерен оксидными, сульфидными и нитридными включениями, повышается равномерность распределения структурных составляющих, обеспечивается увеличение пластичности и ударной вязкости стали [73, 74].

Избирательное модифицирование используют для измельчения структуры отдельных фазовых составляющих сплава, что позволяет отдельно и независимо управлять структурой фазовых составляющих сплава. Возможность такого воздействия на расплав основана на использовании в качестве добавок, неактивных или малоактивных по отношению к другим фазам элементов с кристаллической структурой изоморфной структуре целевой фазы. После введения в расплав модификаторов образуется большое количество центров кристаллизации модифицируемой фазы, приводящих к формированию мелких равномерно распределенных включений этой фазы. Применительно к быстрорежущим сталям, эффективным является введение порошков W, Mo, Cr или их карбидов, для получения дисперсных включений карбидов в стали [75].

Модифицирование используют для измельчения эвтектической сетки, карбидов и их равномерного распределения по объему отливки. В зависимости от марки стали необходимо определить оптимальное количество, тип и температурный диапазон введения модификатора, чтобы исключить эффект "перемодифицирования" и получить оптимальную структуру металла.

К модифицированию относят также процессы введения элементов активно воздействующих на изменение формы неметаллических включений (РЗМ, Ва, Са), выделяющихся в виде соединений игольчатой или пластинчатой формы, которые сильно снижают механические свойства сплавов, придавая им форму близкую к сферической.

Выбор модифицирующих и рафинирующих добавок необходимо осуществлять с учетом специфики используемой шихты, характеризующейся повышенной загрязненностью, влияния элементов на структуру и свойства быстрорежущей стали. Оптимизация химического состава стали и составов модифицирующих комплексов позволяет целенаправленно воздействовать на структуру и свойства стали. Правильность выбора типа модификаторов, оптимального их количественного сочетания и температурного диапазона их введения необходимо определять из условий эксплуатационной стойкости инструмента.

Наряду с модифицирующим эффектом в расплаве происходят процессы рафинирования и микролегирования.

Рафинирующее действие связано с введением добавок таких активных элементов как Са, Mg, Al, РЗМ и др., которые способствуют снижению содержания газов, вредных примесей, изменяют механические, технологические и эксплуатационные свойства сплавов. В расплаве происходит их взаимодействие с образованием химических соединений с кислородом, азотом, водородом, серой и фосфором и выделением их в шлак.

Улучшение свойств литой стали, в первую очередь ударной вязкости и износостойкости происходит в результате введения в расплав кальция. Данный факт объясняется его комплексным воздействием на кристаллизующийся металл, являясь поверхностно-активным элементом, он оказывает, как модифицирующее, так и рафинирующее воздействие на расплав. Действие кальция в стали аналогично действию РЗМ, обладая большим родством к сере и

кислороду, он снижает их содержание в стали, измельчает зерно, устраняют транскристаллизацию в высоколегированных сталях.

Среди редкоземельных металлов на практике наиболее широко применяются сплавы церия и лантана с малыми добавками других элементов. Раскислительная способность РЗМ выше, чем у алюминия, причем образующиеся оксиды имеют большую устойчивость, плотность и температуру плавления, чем оксиды алюминия и железа. Высокое сродство РЗМ к сере ведет к образованию устойчивых сульфидов с температурой плавления до 2450°C. По отношению к фосфору можно сказать, что образующиеся фосфиды РЗМ являются неустойчивыми, поэтому из стали не удаляются, однако введение их в сталь способствует равномерному распределению фосфидов в виде дисперсных частиц по всему объему расплава.

Церий нейтрализует вредное влияние цветных металлов (Sb, Sn, As, Pb и др.) на свойства стали. Вместе с лантаном, церий способствует изменению размеров, формы и распределения неметаллических включений, т.е. сфероидизации неметаллических включений.

Для выплавки высоколегированных сталей наиболее совершенным плавильным агрегатом является индукционная печь. Несмотря на низкую стойкость футеровки, необходимость использования небольших по размерам шихтовых материалов, а также наличие вязких холодных шлаков, не позволяющих проводить десульфурацию и дефосфорацию стали, индукционные печи при плавке высоколегированных сталей являются наиболее эффективными. Холодные шлаки, хорошо защищают расплав от контакта с атмосферой, позволяют существенно уменьшить потери тепла с зеркала расплава.

Использование индукционных печей характеризуется незначительным угаром легирующих элементов, пониженным содержанием газов в расплаве. В сталях, выплавленных в индукционной печи, содержание азота находится в пределах 0,025–0,035 %, кислорода 0,006 - 0,01 % и водорода ~ 0,0005%.

К вопросу выбора режима плавки быстрорежущей стали необходимо отметить, что для предотвращения образования трещин в тигле, тигель не должен спекаться на всю глубину, примерно половина огнеупорной смеси по толщине стенки должна оставаться не спеченной. Это позволяет компенсировать тепловые объемные изменения в тигле, более эффективно сохранять теплоту перегрева расплава.

Загрузку шихты в тигель необходимо проводить с максимальной плотностью, на дно укладывают мелкую шихту, стружку, для того чтобы избежать растрескивания футеровки в результате падения шихты. Крупные куски укладывают по периферии тигля ближе к стенкам, мелкие – в центр.

При плавке в индукционных печах с кислой футеровкой в течение первых 5-6 мин мощность повышают медленно, затем дают полную мощность для более быстрого расплавления шихты, далее после расплавления всей шихты мощность снижают на 70-80%, чтобы не допустить перегрева стали.

Для наведения шлака используют кварцевый песок 70%, обожженную молотая известь 25%, плавиковый шпат 5% или шамот 65%, бой стекла 10%, обожженная молотая известь 25%. Первый густой шлак регулярно удаляют и наводят новый.

Необходимо постоянно поддерживать шлаковый покров зеркала металла для того чтобы предотвратить насыщение стали газами из атмосферы. Расход смеси для наведения шлака составляет 5-6% от массы завалки.

Легирующие добавки ферровольфрам и феррохром вводят в тигель не позднее, чем за 20 минут до выпуска металла из печи, ферромарганец и ферросилиций присаживают за 7-10 мин до выпуска стали, феррованадий только после глубокого раскисления стали ферромарганцем и ферросилицием, для снижения угара, алюминий вводят непосредственно перед выпуском стали.

По разработанной технологии предусматривали плавку металла в высокочастотной индукционной тигельной печи с основной футеровкой, позволяющей вести процесс с минимальными потерями легирующих элементов, а качество получать за счет выбора оптимального химического состава шихты, технологии и режима ведения плавки металла, преимуществ процесса вертикального непрерывного литья.

В лабораторных условиях исследовали влияние обработки жидкой стали модификаторами с P3M FC30P3M30 и FeCe в количестве 0,2% от массы жидкого металла. Модификатор помещали в алюминиевую фольгу под струю при выпуске металла из печи после заполнения разливочного ковша на 1/3. Температура стали 1570°C.

Экспериментальные исследования показали, что перегрев металла в печи выше 1660-1670°C приводит к выгоранию углерода и легирующих элементов. В то же время при переливе металла и разливке в характерных для непрерывного литья условиях наблюдается значительная потеря тепла и резкое снижение температуры. Температура заливаемого в кристаллизатор металла ниже 1550 °C недостаточна, вследствие перемерзания литниковых каналов, но при этом надо учитывать, что более низкая температура способствует уменьшению усадочной раковины и пористости, обеспечивает стабильность процесса.

Сталь Р6М5 имеет достаточно высокую температуру при заливке, кристаллизация быстрорежущей стали Р6М5 начинается при температурах 1430–1435°C. На выходе из кристаллизатора не полностью затвердевшая отливка разогревается за счет жидкого металла сердцевины, что в зависимости от толщины затвердевшей корки и ее прочности может вызвать прорыв жидкого металла и нарушение стабильности процесса. Специфические особенности формирования непрерывнолитого слитка обусловлены не только химическим составом стали, но и низкими прочностными и пластическими свойствами при высоких температурах $\sigma_{B, 1250^{\circ}\text{C}} \sim 150\text{МПа}$.

В процессе литья на выходе из кристаллизатора происходит разогрев поверхностных слоев заготовки, в результате которого происходит релаксация напряжений, возникающих в процессе первичной кристаллизации. Использование различных вариантов вторичного охлаждения позволяет активно воздействовать на микроструктуру получаемых литых заготовок.

Для снижения температуры разогрева отливки на выходе из кристаллизатора можно рекомендовать вторичное водовоздушное охлаждение поверхности отливки. Режим водовоздушного вторичного охлаждения определяется количеством форсунок по периметру и количеством их рядов по высоте отливки, расходом и скоростью подачи воды и воздуха. Эти параметры выбираются дифференцированно, в зависимости от диаметра отливаемой заготовки.

На величину затвердевающей корки значительное влияние оказывает и скорость извлечения отливки из кристаллизатора, которая зависит от режима движения - непрерывного или циклического. Непрерывный режим извлечения при литье стали Р6М5 предпочтителен для заготовок небольшого сечения (диаметр до 60 мм), цик-

личный – для любых заготовок, но наиболее рационален для заготовок диаметром свыше 80 мм.

При циклическом режиме важными параметрами являются шаг вытягивания, определяемый скоростью движения, время движения и остановки, которые зависят от многих факторов. Поэтому при определении оптимальных технологических параметров литья для каждого типоразмера заготовок необходимо корректировать как режимы, так и технологические параметры литья.

Проведенные эксперименты по непрерывному литью заготовок из стали Р6М5 показали, что при использовании циклического режима извлечения на поверхности отливки остаются «отсечки» в виде складок глубиной 0,1-0,3 мм. Исключить образование «отсечек» можно путем уменьшения времени остановки или использованием непрерывного режима.

Характерным для полученных отливок является образование в верхней части усадочной раковины глубиной 50 – 120 мм в зависимости от диаметра отливки, что указывает на необходимость предусматривать увеличение прибыльной части. Оптимальные технологические параметры литья для заготовок диаметром от 60 до 120 мм из стали Р6М5 представлены в таблице 5.1, а в таблице 5.2 ударная вязкость и твердость литых заготовок.

Таблица 5.1 – Технологические параметры непрерывного литья заготовок из стали Р6М5

Диаметр заготовки, мм	Скорость непрерывного хода, м/мин	Время движения, с	Время остановки, с	Шаг протяжки, мм	Средняя скорость литья, м/мин
60	1,2	2,7	2,8	53	0,59
80	1,2	2,4	3,0	47	0,53
100	1,2	2,2	3,2	44	0,40
120	1.2	2,0	3,5	40	0,36

Таблица 5.2 – Свойства образцов, вырезанных из литой заготовки

Образец	Ударная вязкость КС, кДж/м ²	Твердость, HRC
Непрерывнолитой, центральная зона	90-100	48
Непрерывнолитой, периферийная зона	120-140	56

На рисунке 5.1. представлена структура поверхностного слоя в литом состоянии на глубине 3 мм (а) и 10 мм (б) от поверхности отливки, в, г.

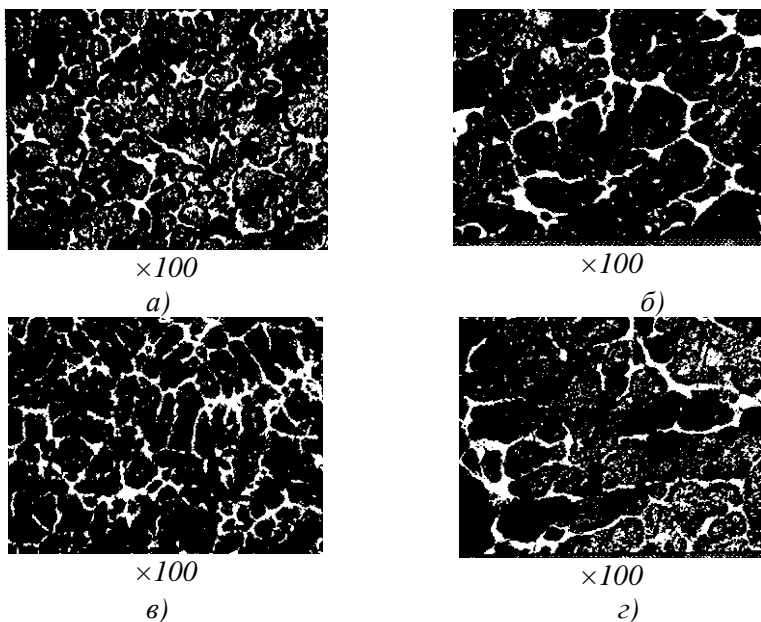


Рис. 5.1. Структура литой быстрорежущей стали

Химический состав и прочностные свойства стали Р6М5, выплавленной из металлоотходов и разлитой на установке вертикального непрерывного литья, соответствуют техническим условиям. В поперечном сечении макроструктура отливки плотная, однородная

без рыхлоты, расслоений, пористости и неметаллических включений.

В поверхностном слое заготовки по границам зерен твердого раствора наблюдается очень тонкая и разорванная сетка эвтектических карбидов. Структурно обособленные карбиды компактной формы равномерно распределены по всему сечению шлифа. При снижении скорости затвердевания и охлаждения заготовки происходит огрубление структуры металлической основы, растет объемная доля карбидной фазы, карбидная сетка по границам зерен твердого раствора утолщается и становится более развитой. Морфология эвтектики остается неизменной – стержневой, размеры эвтектических колоний и карбидов увеличиваются.

В условиях характерных для непрерывного литья достигается высокая дисперсность структурных составляющих и концентрационная однородность химических элементов по сечению заготовки, а также исключается возможность грубой эвтектики охрупчивающей сталь.

Структурные изменения, происходящие при первичной кристаллизации расплава, оказывают наиболее благоприятное влияние на ударную вязкость и прочность стали, которые в результате ускоренного охлаждения существенно возрастают. В макроструктуре заготовок из стали Р6М5, полученных при непрерывном литье, очень слабо выражена или полностью отсутствует зона столбчатых кристаллов. Размер зерна в поперечном сечении непрерывнолитой заготовки на глубину до 8-10 мм соответствует 9 – 10 баллу, в центральной части заготовки диаметром 80 мм 6 – 7 балл по ГОСТ 5639-82. Твердость заготовок после отжига 25 HRC (255HB), для сравнения твердость заготовок после проката в состоянии поставки 23HRC (241HB).

Предварительная термическая обработка заключается в проведении гомогенизирующего отжига при высоких температурах. Гомогенизирующий отжиг, позволяет улучшить структуру быстрорежущей стали, обеспечить получение однородной матрицы, однако устранить грубую эвтектическую сетку первичных карбидов, полученных при первичной кристаллизации расплава, никогда не удаётся.

Для литых сталей предлагается вести отжиг при температурах до 950–980°C (для деформированных 860±10°C) с выдержкой 2–4 ча-

са. Не рекомендуется превышать время выдержки более 4 ч из-за образования стабильных карбидов трудно-растворимых в аустените. Далее охлаждение со скоростью не более 30–40°С/ч до 880°С, выдержка 6–8ч с целью более полного распада аустенита, затем медленное (30–40°С/ч) охлаждение до 600°С и далее на воздухе.

В случае если размеры инструмента изготовленного из литых заготовок небольшие, после механической обработки, термическую обработку можно сократить за счет исключения операций отжига и закалки. При высоких скоростях затвердевания и охлаждения в заготовках формируется мартенситная структура, что позволяет проводить только отпуск. Остаточный аустенит может быть превращен в мартенсит путем отпуска при температуре 560°С в этом случае из аустенита выделяются карбиды типа M_2C . Для более полного превращения отпуск повторяют два или три раза.

Как показал сравнительный анализ свойств литой стали Р6М5 и аналогичного проката, у литой стали ниже ударная вязкость, но выше износостойкость. Это объясняется особенностью микроструктуры литой стали: в центре литой заготовки ударная вязкость ниже, потому что крупнее зерно, грубее сетка эвтектических карбидов.

При оценке надежности и долговечности конструкций следует учитывать изменение структуры и механических свойств в процессе эксплуатации, которые происходят под действием тепловых, коррозионных, механических и других воздействий.

5.2. Технология литья сталей 5ХНМ и 4Х5МФС

Большой интерес представляет использование литой технологической оснастки для изготовления различных видов инструмента из широко распространенных в промышленности сталей 5ХНМ и 4Х5МФС.

Стойкость технологической оснастки, работающей в условиях многоцикловых температурно-силовых воздействий, во многом определяется комплексом свойств, в число которых входят теплоустойкость, износо- и разгаростойкость, сопротивление пластической деформации и хрупкому разрушению, устойчивостью против окисления, прокаливаемости и др.

В работах [76-78] обобщены результаты экспериментальных исследований посвященных изучению и реализации возможностей улучшения структуры и свойств, литых теплостойких и полутеплостойких сталей с целью повышения эксплуатационных свойств за счет оптимизации их химического состава, дополнительного легирования, модифицирования и совершенствования термической обработки.

Стойкость технологической оснастки зависит от температурно-силовых условий эксплуатации инструмента, структурных и фазовых изменений происходящих в процессе эксплуатации, которые оказывают большое влияние на характер и интенсивность износа.

Учитывая большое разнообразие эксплуатационных условий работы оснастки в реальных технологических процессах, необходимо в каждом конкретном случае проводить подбор химического состава сталей, выбор оптимальных технологических параметров литья и термической обработки.

В отличие от деформируемых сталей у которых химический состав достаточно жестко регламентируется, использование литой оснастки позволяет в широких пределах использовать различные легирующие элементы и модифицирующие добавки для повышения эксплуатационных свойств.

Одним из достоинств инструмента изготовленного из литой стали приблизительно одинаковая прочность в различных направлениях, основной недостаток - пониженная пластичность и вязкость.

Необходимо предварительно оценить факторы, определяющие вязко-пластическое поведение литого материала в условиях циклических температурно-силовых воздействий, роль легирующих элементов и примесей на пластичность и ударную вязкость.

Термоусталостное разрушение литых сталей происходит в зонах высоких градиентов температуры, в местах наибольшей концентрации напряжений. Снижение сопротивления литой стали термочиклической усталости происходит вследствие наличия в ее структуре различного рода дефектов, микропористости, неметаллических включений, которые служат источником зарождения микротрещин. Источником зарождения новых трещин термической усталости, может выступать граница раздела между карбидами и твердым раствором. Увеличение дисперсности и равномерное распределение литейных дефектов, повышают сопротивление металла разви-

тию термоусталостных процессов в материале в процессе эксплуатации.

В отличие от деформированного металла, в котором неметаллические включения обычно имеют вытянутую форму и острые кромки, которые ускоряют развитие термоусталостного разрушения, литая сталь имеет более равномерное расположение неметаллических включений.

Легирование ванадием в оптимальных количествах оказывает благоприятное влияние на измельчение зерна, ликвацию элементов. На показатели пластичности и вязкости благоприятное влияние оказывают титан, ниобий, цирконий. Никель повышает прочность, и пластичность литой стали, в результате упрочняющего воздействия на феррит. С увеличением содержания алюминия в стали, ударная вязкость падает, что связывают с образованием оксидов.

Низкая пластичность литой стали тесно связана с повышенной склонностью стали к отпускной хрупкости 2 – го рода, которая во многом определяется межзеренной сегрегацией фосфора. В межзеренном пространстве дендритов количество фосфора в 4 раза больше, чем в центральной части, поэтому его содержание в литых сталях должно быть в 3-4 раза меньше, по сравнению с деформированными аналогами. Марганец, хром, никель, кремний и другие элементы, способствующие ликвации фосфора, снижают пластичность стали.

Литые инструментальные стали характеризуются более высокими значениями прочности и твердости в диапазоне эксплуатационных температур. Исследование свойств литых и кованных сталей 5ХНМ и 4Х5МФС при температурах испытаний выше 500°С показали, что твердость литой стали выше, чем деформированной, однако, вязкость и пластичность несколько ниже.

Прочность литых сталей ниже прочности деформированных, однако с повышением температуры разрыв существенно сокращается и при 500-600°С литая сталь даже превосходит деформированную.

Износостойкость сталей определяются температурным состоянием материалов в зоне контакта, высокие скорости и контактные давления интенсифицируют процессы разупрочнения и структурные превращения. Фазовые превращения многократно ускоряют развитие термической усталости материала оснастки. Высокие градиенты температуры, возникающие при контакте оснастки с горя-

чим металлом, ведут к локальному увеличению напряжений и, как следствие, к деформации и разгарному разрушению поверхностного слоя формы.

Повышенные показатели износостойкости имеет литая оснастка, полученная способами литья, которые обеспечивают высокую скорость затвердевания металла. Повышение дисперсности фаз, ориентированность их в направлении теплоотвода, благоприятное расположение кристаллитов по отношению к действующим в процессе эксплуатации нагрузкам, все это способствуют увеличению износостойкости оснастки изготовленной из литых сталей.

Износостойкость оснастки, поверхность износа которой перпендикулярна направлению теплоотвода, на 25-30% выше, чем в случае совпадения с направлением теплоотвода.

Исследования показали, что износостойкость литых сталей при всех вариантах легирования значительно превышает износостойкость кованных. Увеличение содержания легирующих элементов сопровождается возрастанием износостойкости, особенно благоприятное влияние оказывает легирование сталей молибденом, вольфрамом и хромом.

Увеличение износостойкости сталей зависит от количества карбидов их формы и размеров. Необходимо исключить выделение крупных первичных карбидов, которые выкрашиваются в процессе эксплуатации и ведут к снижению износостойкости инструмента это возможно за счет применения предварительной высокотемпературной термообработки, приводящей к растворению большей части карбидных выделений в матрице.

Специфика строения литой структуры, связанна с тем, что легирующие элементы, располагающиеся вблизи границ зерна, оказывает благоприятное влияние на процесс абразивного изнашивания.

Высокая износостойкость сталей легированных 0,5 - 1% Al, обусловлена не только увеличением прочности стали, вследствие измельчения первичного зерна включениями нитридов алюминия, она также связана с защитной ролью пассивирующих оксидных пленок, которые препятствуют образованию ювенильных участков схватывания на поверхности трения. С увеличением содержания алюминия в стали твердость уменьшается, однако, износостойкость и ока-

линостойкость возрастают, аналогичное влияние оказывает и кремний.

В процессе эксплуатации происходят процессы упрочнения и разупрочнения поверхностных слоев, микротвердость стали в зоне разупрочнения на 80-150 кгс/мм² ниже основного уровня. Необходимо отметить, что для литых сталей характерна большая глубина деформационного упрочнения (500 – 800мкм) и меньшая зона разупрочнения, по сравнению с кованными на 100-200мкм.

Структурное состояние поверхностного слоя и характер его изменения в процессе работы, прежде всего это касается роли таких фаз как феррит, аустенит, карбидные и нитридные включения их форма, тип и степень дисперсности, а также образование вторичных структур, образующихся в процессе эксплуатации в контактной зоне, оказывают большое влияние на стойкость инструмента.

В поверхностном слое образцов из стали 4Х5МФС происходит перераспределение легирующих элементов, на расстоянии 30 мкм от поверхности имеет место зона с максимальным содержанием хрома и ванадия. В результате этого процесса происходит уменьшение зоны с упрочняющей фазой, возникают дополнительные напряжения, связанные с различием в коэффициентах объемного расширения. Глубина зон упрочнения – разупрочнения зависит от степени легирования механических и физико-химических свойств матрицы стали. Вольфрам, молибден, хром и алюминий уменьшают глубину зоны упрочнения, а марганец, кремний, никель и медь увеличивают, что очевидно связано с наличием мелкодисперсной карбидной фазы.

Снижение твердости происходит в результате разупрочнения металла, вызванного увеличением скорости протекания диффузионных процессов коагуляции карбидной фазы.

Возникновение трещин разгара у литой стали происходит раньше, чем у деформированной, однако при последующем термоциклировании скорость распространения трещин в литых сталях замедляется. Повышение разгаростойкости происходит благодаря относительно равномерному распределению карбидов и повышенной способности к сохранению твердости при отпуске литых сталей.

Для литых теплостойких сталей (4Х5МФС) характерна меньшая глубина трещин разгара, однако плотность трещин выше, чем у де-

формированной стали, что связано с инициирующим влиянием структурных концентраторов напряжений.

Для повышения разгаростойкости экспериментальных сталей необходимо обеспечить определенную легированность твердого раствора и создать условия, затрудняющие коагуляцию карбидной фазы.

Благоприятное воздействие на этот параметр оказывает молибден и никель, введение кремния и алюминия ведет к уменьшению глубины проникновения трещин разгара, плотность трещин возрастает. Молибден и вольфрам увеличивает глубину трещин, плотность их невысокая, характер разрушения – вязкий. Мелкая сетка трещин характерна для сталей легированных никелем, хромом и марганцем, данные элементы способствуют более продолжительному сроку службы инструмента.

Существенное влияние на разгаростойкость оказывает уровень исходной твердости. Для оснастки, изготовленной из стали 4X5МФС целесообразно проводить отпуск на твердость HRC 40-45, это способствует увеличению числа циклов до появления первых трещин. Повышенная твердость (50 HRC) ведет к образованию крупной сетки глубоких разгарных трещин, которые зарождаются раньше и характеризуются большей скоростью распространения. В процессе эксплуатации происходит постепенное снижение твердости в результате отпуска.

Карбиды не переходящие в твердый раствор при термообработке являются наиболее вероятными очагами зарождения трещин разгара. Растворение карбидов ведет к повышению концентрации легирующих элементов в α – фазе, что способствует уменьшению роли процессов схватывания в процессе трения. В условиях воздействия циклических температур интенсивность процессов сфероидизации и коагуляции карбидов возрастает. При высоких температурах отпуска коагуляция карбидной фазы обедняет твердый раствор легирующими элементами, способствуя его разупрочнению и уменьшению разгаростойкости.

Трещины разгара у отожженных образцов инициируются и развиваются преимущественно по границам зерен. Для сталей с сорбитной или перлитной структурой характерно транскристаллитное разрушение, излом стали с ферритной структурой носит межкристаллитный характер. Разрушение литого металла, происходит по

междендритному пространству, в качестве очагов, инициирующих возникновение трещин, выступают границы дендритов, поры, неметаллические, карбидные включения и т.д.

Мелкие неметаллические включения, по форме близкие к сферической, не оказывают заметного влияния на уровень разгаростойкости. Сульфиды в литой стали распределяются отдельными группами, имеют компактную, хотя и неправильную форму. У деформированных сталей неметаллические включения вытянуты в направлении деформации, что является причиной анизотропии свойств.

Микролегирование и рафинирование редкоземельными металлами способствует уменьшению количества макро- и микродефектов в стали, ведет к сфероидизации неметаллических включений.

Как у крупнозернистой, так и мелкозернистой стали в процессе трения протекают деформационные процессы, приводящие к дроблению кристаллических блоков, возрастанию уровня напряжений 1-го и 2-го рода, росту микроискажений, в результате происходит увеличение микротвердости и степени упрочнения поверхностных слоев.

В случае если в результате механического и молекулярного взаимодействия доминирующая роль в процессе износа, принадлежит пластической деформации для предотвращения ее развития наиболее благоприятно введение элементов повышающих исходную твердость, предел текучести и теплостойкость сталей, а именно хрома, алюминия, марганца, молибдена.

Неравномерная пластическая деформация, происходящая под действием напряжений, вызванных циклическими изменениями температуры, способствует появлению трещин термической усталости. В областях концентрации напряжений, появляются очаги повреждений, которые интенсифицируют развитие термоусталостных процессов, ускоряют образование разгарной сетки.

Развитие деформации ускоряет структурные изменения и свойства материала поверхностного слоя, в сочетании с развитием термоусталостных процессов приводит к ускорению локального разрушения. Одновременное действие напряжений и пластической деформации приводит к смещению $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения в область более низких температур. Вторичные структуры, образующиеся в процессе эксплуатации, с одной стороны продолжают играть защитную роль, защищая деформированную поверхность трения, с другой

стороны, диффузия кислорода в поверхностную зону способствует охрупчиванию ее и ускорению разрушения. При окислительном износе на поверхности трения происходит образование неупорядоченных твердых растворов кислорода в металле и появление на трущихся поверхностях сплошных оксидных слоев, для этой стадии характерно интенсивное абразивное изнашивание. Легирующие элементы изменяют характер и роль окислительного износа, возможно хрупкое разрушение оксидных пленок, в результате окислительный износ резко возрастает. Наличие в металле значительного количества мелкодисперсных специальных карбидов увеличивает износостойкость при абразивном износе.

Стали 5ХНМ и 4Х5МФС имеют высокую износостойкость в окислительных условиях, наличие хрома, кремния и молибдена обеспечивает повышенную износостойкость, совместно они способствуют образованию эффективных защитных оксидных пленок. Необходимо отметить, что мелкозернистая структура стали имеет более высокую износостойкость в условиях окислительного износа, по сравнению с зоной столбчатых кристаллов.

Увеличение температуры в зоне трения до 550°С, меняет характер и интенсивность износа. С одной стороны, интенсифицируются процессы схватывания, происходит разрушение защитной оксидной пленки и образование ювенильных поверхностей, ведет к появлению локальных металлических связей, с другой повышение температуры рабочей поверхности уменьшает термические напряжения в ней, что способствует повышению ее стойкости. Наличие примесей понижает способность металла к схватыванию.

Способность поверхности трения сопротивляться износу определяется не столько исходной структурой, сколько вторичной структурой, формирующейся в процессе эксплуатации под воздействием сложной совокупности процессов. Важнограмотно подходить к вопросу обеспечения необходимой структуры контактирующих материалов, которая была бы оптимальной для конкретных условий износа. Для сталей 5ХНМЛ и 4Х5МФСЛ наиболее благоприятным в отношении структуры и прочностных свойств является поверхностный слой отливки, содержащий минимальное число дефектов как структурного характера (дендритная ликвация, первичные карбиды), так и литейного (неметаллические включения, микропустоты, микротрещины).

Литой структуре теплостойкой стали присуща ликвационная неоднородность с характерными для нее скоплениями карбидов, тип и количество которых зависит от состава стали. Карбиды у полутеплостойкой стали 5ХНМЛ - включения цементитного типа, у теплостойких сталей типа 4Х5МФСЛ в междендритных участках выделяются карбиды M_3C , MC и $M_{23}C_6$ в обогащенных легирующими элементами объемах карбиды выступают как потенциальные инициаторы образования трещин при деформации, что проявляется в снижении прочностных характеристик. Ликвационная неоднородность обеспечивает литому материалу повышенное сопротивление деформированию в нагретом состоянии, что положительно влияет и на износостойкость.

Структура экономнолегированных сталей в литом состоянии состоит из двух зон: светлой, располагающейся по границам зерен и представляющей собой высоколегированный мартенсит и остаточный аустенит и темной троостомартенситной различной степени дисперсности. Специфичная структура литых горячештампových сталей, обеспечивает более высокий уровень горячей твердости, износостойкости и сопротивления пластической деформации, повышенные эксплуатационные характеристики оснастки.

Механические свойства инструментальных сталей во многом определяют их поведение при температурах эксплуатации.

Твердость экспериментальных сталей в литом состоянии и после термической обработки определяется, прежде всего, содержанием углерода. Легирующие элементы оказывают влияние на увеличении прокаливаемости (хром, никель) и образовании мелкодисперсных труднорастворимых карбидов (молибден, ванадий, титан).

Ударную вязкость наиболее существенно повышают церий и никель. Введение редкоземельных элементов (церий 0,1-0,2%) позволяет уменьшить количество неметаллических включений, равномерно распределить их по сечению, придать им форму близкую к сферической. Форма неметаллических включений влияет на образование трещин на характер разрушения.

Прочность образцов стали 5ХНМЛ, вырезанных из центральной части отливки, в 1,5 раза ниже, чем у образцов из поверхностной зоны, разница в ударной вязкости достигает 2,5 – 3 раза.

По степени влияния на прочность и ударную вязкость, модифицирующие добавки автор [79] располагает в следующем порядке:

Сe (0,2%), Са(0,3%), Ti (0,1%), В(0,01%), Вi (0,001%), в скобках указано предельное содержание элементов в модификаторе.

Реализации преимуществ литых сталей обеспечивает повышение стойкости инструмента и сводит к минимуму опасность преждевременного выхода технологической оснастки из строя.

При выборе номенклатуры инструмента для изготовления в литом варианте необходимо режимы термической обработки подбирать исходя из конкретных условий эксплуатации инструмента, учитывая химический состав стали, конструктивных особенностей оснастки, ее геометрические размеры, технологические особенности процесса получения литого инструмента.

Одним из способов повышения ударной вязкости стали 5ХНМ является модифицирование. На основе анализа современных представлений о механизмах модифицирования и рафинирования в работе [79] исследовали влияние церия, стронция, бария, кальция на структуру, фазовый анализ и свойства стали 5ХНМ в литом состоянии. Температура расплава перед модифицированием 1520-1550°С. Образцы подвергали изотермическому отжигу по следующему режиму: при температуре 860-880°С, выдержка 3 ч, охлаждение вместе с печью до 720°С, выдержка 4ч. Далее до температуре 500°С образцы охлаждали с печью, затем на воздухе.

Установлено, что наибольшее влияние на твердость и теплоустойкость оказывают инокулирующие добавки бора и титана. Поверхностно-активные добавки (церий, стронций, барий, кальций) существенно повышают ударную вязкость и улучшают технологические свойства (жидкотекучесть), снижают усадку. На уменьшение количества неметаллических включений (рафинирование) наиболее эффективное влияние оказывают церий и барий. Результаты микрорентгеноспектрального анализа свидетельствуют об улучшении однородности распределении легирующих элементов, повышении дисперсности структурных составляющих твердого раствора, карбидных частиц. Модифицирующие добавки оказывают влияние на перераспределение легирующих элементов между твердым раствором и карбидной фазой.

Дополнительное легирование стали 5ХНМ хромом, молибденом, ванадием исследовали в работе [80]. Температуру закалки повысили до 920°С, температуру отпуска выбирали таким образом, чтобы твердость после термообработки не превышала 43 - 45 HRC.

Микроструктура стали, характеризующаяся дендритным строением, состоит извысоколегированного мартенсита и остаточного аустенита с микротвердостью 450 – 470 Н_ц, тростомартенсита с различной степенью дисперсности с микротвердостью 455 - 570 Н_ц. Проведение длительного изотермического отжига позволяет сделать структуру по сечению образца более равномерной. Ударная вязкость повышается при введении в сталь не более 2,5% хрома. При дополнительном легировании стали молибденом и ванадием возрасла износостойкость. Оптимальное содержание молибдена 1,0 – 1,5%, ванадия 0,3-0,5%.

В работе [79] проведены исследования по влиянию модифицирующих материалов на структуру и свойства литой полутеплостойкой стали 4X5MФС. Разработаны составы сталей для изготовления литого инструмента применительно к соответствующим условиям его эксплуатации. Установлена связь между структурой, процессом модифицирования и свойствами разработанных составов литых сталей. Отмечается, что литой штамповый инструмент характеризуется незначительным короблением при термической обработке.

Представленный предварительный анализ литературных данных очень важен для грамотного подхода к выбору оптимальных технологических параметров литья с целью повышения физико-механических и эксплуатационных свойств оснастки изготовленной из литых сталей.

Экспериментальные исследования, проведенные в лабораторных условиях по исследованию свойств заготовок из стали 5XHM, полученных путем переплава металлоотходов и последующей разливки на установке вертикального непрерывного литья. Температура жидкой стали перед разливкой 1550 – 1610°С.

Учитывая, что в качестве шихтовых материалов использовали отходы производства, большое внимание уделяли процессу рафинирования расплава. Расплавленный металл (5XHM) предварительно раскисляли алюминием, ферромарганцем и ферросилицием в количестве 0,15%. В качестве модифицирующей добавки использовали ФС30P3M30 и FeSe в количестве 0,2% от массы жидкого металла.

Технологические параметры получения непрерывнолитой заготовки из стали 5XHM приведены в таблице 5.3.

Таблица 5.3 – Технологические параметры непрерывного литья заготовок из стали 5ХНМ

Диаметр заготовки, мм	Температура заливаемого металла, °С	Скорость непрерывного хода, м/мин	Время движения, с	Время останова, с	Шаг протяжки, мм	Средняя скорость литья, м/мин
60	1580-1600	1,2	3,0	2,5	60	0,65
100	1560-1580	1,2	2,0	3,0	40	0,48

Твердость литых заготовок по сечению колеблется от 48 – 49 HRC в поверхностной зоне, до 32 – 35 HRC в центральной зоне заготовки. Ударная вязкость образцов из стали 5ХНМ вырезанных из поверхностной зоны составляет $(2,0 - 2,2) \cdot 10^5$ Дж/м² из центральной зоны $(1,7 - 1,8) \cdot 10^5$ Дж/м².

Основным видом неметаллических включений являются включения оксидов с размерами 10 – 20 мкм, равномерно распределенных по высоте и сечению литых заготовок. В центральной зоне количество оксидов немного выше. Содержание оксидных включений на наружной поверхности заготовки составляет 0,052%, в центральной зоне 0,0071%, сульфидных включений 0,047% и 0,035% соответственно. Сульфидные включения с размерами 10-20 мкм распределены равномерно, ликвация серы на серных отпечатках по Бауману по высоте литой заготовки не выявлена. На поверхности отливки имеют место завороты корки с глубиной проникновения 0,1 - 0,25 мм. Макроструктура литых заготовок плотная со слабо развитой несплошностью в осевой зоне.

Анализ литературных данных показывает, что оптимальные значения износостойкости, разгаростойкости достигаются при термической обработке (отжиг, закалка и отпуск) на твердость 40-45 HRC.

При переплаве металлоотходов стали 5ХНМ необходима корректировка химического состава по содержанию углерода, а при многократном переплаве требуется постоянный контроль и, при

необходимости, корректировка химического состава по легирующим элементам.

Анализ результатов исследований физико-механических свойств, полученных по разработанной технологии, показал, что литые заготовки могут быть использованы для изготовления соответствующей оснастки и инструмента. Некоторые отклонения по химическому составу металла могут быть устранены путем модифицирования и дополнительного легирования, а необходимые свойства достигнуты при правильном выборе последующей термической обработки.

Сталь 4X5МФС широко применяют для изготовления оснастки литья под давлением алюминиевых сплавов. Так как на предприятиях скапливаются отходы в виде изношенной оснастки и остатков проката, актуальным является исследование и разработка комплексного технологического процесса, включающего технологию переплава отходов и разливки выплавленного металла на установке вертикального непрерывного литья.

С учетом того, что при переливе стали из плавильной печи в разливочный ковш наблюдается падение температуры на 20-50⁰С, а при переливе из ковша в кристаллизатор еще на 20-30⁰С, необходимо температуру расплава в печи поддерживать в пределах 1640-1660 ⁰С, предварительно разогреть ковш до температуры 800⁰С и использовать теплоизолирующую крышку.

Так как на величину затвердевающей корки отливки значительное влияние оказывает скорость извлечения из кристаллизатора, важным этапом в разработке технологии непрерывного литья стали 4X5МФС является выбор режима извлечения отливки. Исследования показали, что непрерывный режим движения можно использовать для заготовок до 60 мм, при литье заготовок большего сечения лучше использовать циклический режим движения. На выходе отливки из кристаллизатора эффективно использование вторичного охлаждения.

В таблице 5.4 приведены рекомендуемые технологические параметры процесса литья заготовки сплошного сечения диаметром 100 мм.

Таблица 5.4 – Технологические параметры непрерывного литья заготовок из стали 4Х5МФС

Диаметр заготовки, мм	Температура заливаемого металла, °С	Скорость непрерывного хода, м/мин	Время движения, с	Время останова, с	Шаг протяжки, мм	Средняя скорость литья, м/мин
100	1560-1580	1,2	2,2	2,8	45	0,53

Аналогично, как и для стали 5ХНМ, существенное влияние на физико-механические свойства стали 4Х5МФС оказывает уровень исходной твердости полученной в процессе непрерывного литья, целесообразно проводить отпуск на твердость HRC 40-45.

Специфичная структура литых штамповых сталей, обеспечивает более высокий уровень горячей твердости, износостойкости и сопротивления пластической деформации, повышенные эксплуатационные характеристики оснастки.

5.3. Технологические особенности непрерывного литья марганцовистой стали 20Г

Для изготовления ответственных литых деталей железнодорожного транспорта широкое распространение получили низкоуглеродистые марганцевые стали, в первую очередь сталь 20ГЛ. Благодаря сравнительно низкой стоимости, достаточно высокому уровню физико-механических свойств, низкому температурному порогу хрупкости, хорошей свариваемости, стали данного класса широко используются при производстве деталей различного назначения, работающих при динамических нагрузках в условиях низких температур.

Одной из основных причин преждевременного выхода из строя деталей является накопление усталостных напряжений и образование трещин под действием циклического асимметричного нагружения. Среди факторов, которые оказывают влияние на снижение уровня эксплуатационных свойств необходимо отметить повышен-

ное загрязнение стали неметаллическими включениями, газами и наличие литейных дефектов.

В связи с возрастающими требованиями по конструкционной прочности и надежности литых стальных деталей подвижного состава железнодорожного транспорта особое внимание необходимо уделять вопросам обеспечения достаточно высокого уровня механических свойств сталей, а именно, высокой прочности при достаточном уровне пластичности и ударной вязкости.

Повышенные требования, возможно, выполнить за счет оптимизации химического состава стали, комплексного микролегирования, достижения минимального содержания вредных примесей и неметаллических включений, грамотного выбора способов и режимов термической обработки отливок.

Химический состав и механические свойства стали 20ГЛ регламентированы ГОСТ 22703 – 91, который предусматривает IV категории по прочностным показателям, от $\sigma_b = 540$ МПа, $\sigma_t = 400$ МПа, $\delta > 15$ (I категория) до $\sigma_b = 840$ МПа, $\sigma_t = 700$ МПа и $\delta > 8$ – IV категория. С точки зрения получения высоких физико - механических свойств стали содержание серы должно быть меньше 0,03%, а суммарное содержание серы и фосфора для ответственных отливок из стали 20ГЛ не должно превышать 0,08%.

Отличительной особенностью термокинетической диаграммы стали 20ГЛ является протяженная область бейнитного превращения, причем в зависимости от скорости охлаждения возможно формирование зернистого, верхнего и нижнего бейнита. Формирование зернистого бейнита происходит при малых скоростях охлаждения до 10 °С/с. Критической скоростью охлаждения, при которой происходит формирование бесперлитной структуры, состоящей из феррита и бейнита, является скорость 6 - 7 °С/с. В случае более высоких скоростей охлаждения в структуре стали преобладает игольчатый бейнит. Структуры перлитного типа образуются в диапазоне температур 720 - 600°С. Оптимальной структурой отливок после нормализации считается Ф-П-Б структура с содержанием перлита 20-25% и около 20% зернистого бейнита с достаточной степенью дисперсности, при такой структуре сталь обладает прочностными и пластическими свойствами на уровне, превышающем минимальные требования ГОСТ 977-88 ($\sigma_b > 600$ МПа; σ_t до 400 МПа; $\delta = 25-28\%$; $KCU_{+20} > 1$ МДж/м²). Появление включений игольчатой формы бей-

нита отрицательно сказывается на пластичности и ударной вязкости [81].

С целью обеспечения необходимого уровня ударной вязкости необходимо поддерживать содержание марганца на уровне не менее 1,4%, более высокое содержание марганца до 1,5-1,7% допустимо при низком содержании углерода, при ограниченной скорости охлаждения. Углерод повышает прочностные характеристики стали и снижает пластичность и ударную вязкость стали, в связи с этим не следует держать его содержание на верхнем пределе. Благоприятное влияние на механические свойства сталей оказывает дополнительное легирование малыми добавками Ni, Cu, Mo, Cr, V, Ti (0,01 – 0,03%). Титан оказывает влияние на снижение вредных примесей и газов, способствует измельчению структуры. Карбонитриды титана задерживают рост аустенитного зерна, однако, повышенное его количество ведет к выделению карбонитридов по границам зерен, что отрицательно сказывается на ударной вязкости стали. Измельчение первичной и вторичной структуры стали, возможно, также за счет модифицирования SiCa.

В лабораторных условиях выплавку стали осуществляли в индукционной печи ЛПЗ 67с кислой футеровкой. Температура пуска металла 1650°C.

Раскисление стали осуществляли введением алюминия 0,1% и SiCa 0,2% от массы металла на дно ковша под струю металла. Модифицирование лигатурой ФС30РЗМ30 0,2% проводили после раскисления металла при заполнении 1/3 ковша.

При литье в песчано-глинистые формы в условиях низких скоростей затвердевания и охлаждения отливки ($\alpha = 500 - 1000 \text{ Вт/м}^2\text{°C}$) для стали 20ГЛ характерна междендритная ликвация, с увеличением интенсивности теплообмена (при непрерывном литье $\alpha = 1500 - 2000 \text{ Вт/м}^2\text{°C}$), неоднородность по химическому составу в радиальном направлении заготовки диаметром 120 мм не наблюдается.

Отливки из стали 20ГЛ, полученные непрерывным литьем, имеют наружный слой, состоящий из мелких равноосных беспорядочно ориентированных зерен. Далее идет зона столбчатых кристаллов (дендритов), главные оси которых располагаются в направлении отвода теплоты кристаллизации, центральная осевая зона отливки состоит из относительно крупных равноосных зерен.

В отливке диаметром 60 мм размер зона столбчатых кристаллов составляет 10-12 мм, в отливке диаметром 100 мм – около 20 мм.

Уменьшение скорости охлаждения заготовки от наружной поверхности к центру, ведет к увеличению количество феррита от 40 до 65%. Количество перлита увеличивается с 20 до 30%, а зернистого бейнита падает с 25 до 10%. Средняя твердость стали падает с уменьшением скорости охлаждения с 220 до 200 НВ.

По результатам проведенных исследований разработана технология непрерывного литья цилиндрических заготовок сплошного сечения из стали 20ГЛ для производства фланцев трубопроводов. Технологические параметры литья для заготовок диаметрами 60 и 120 мм приведены в таблице 5.5.

Таблица 5.5 – Технологические параметры непрерывного литья заготовок из стали 20ГЛ

Диаметр заготовки, мм	Температура заливаемого металла, °С	Скорость непрерывного хода, м/мин	Время движения, с	Время останова, с	Шаг протяжки, мм	Средняя скорость литья, м/мин
60	1580-1600	1,2	1,3	2,0	40-50	0,50-0,55
120	1560-1580	1,2	1,3	3,0	30-40	0,40-0,45

В работе [82] представлены результаты экспериментальных исследований по выбору оптимальных режимов термической обработки. Отмечается, что при рациональных химических составах стали типа 20ГЛ можно рекомендовать единый режим термической обработки ($T_{\text{зак}} = 920-940^{\circ}\text{C}$, $T_{\text{отп}} = 620-640^{\circ}\text{C}$). Для повышения ударной вязкости стали температуру отпуска следует повышать до $650-680^{\circ}\text{C}$. При недостаточно высоких прочностных свойствах целесообразно температуру отпуска снижать до $600-650^{\circ}\text{C}$. Отмечается, что при скорости охлаждения $0,82^{\circ}\text{C}/\text{с}$ перлитная сетка в структуре практически отсутствовала, при меньших скоростях охлаждения исчезала после двойной или тройной нормализации. Особенно

значительно структура измельчается после двух циклов обработки. После двойной обработки повышается весь комплекс механических свойств стали, особенно пластичность и ударная вязкость. Если после однократной нормализации ($\sigma_b = 549$ МПа), $\sigma_T = 368$ МПа, то после двукратной предел текучести увеличился до 387 МПа, а относительное удлинение δ с 27 до 30%.

5.4. Технологии непрерывного литья заготовок из сталей 12X18H10ТЛ, 20X13, 40X, Сталь30

При вертикальном непрерывном литье заготовок из различных марок сталей, необходимо отметить наличие многих общих закономерностей, но при литье каждой конкретной марки стали есть свои индивидуальные особенности.

Развитие энергетической и химической промышленности требует обеспечения конструкционными материалами для работы в агрессивных средах с высокой коррозионной стойкостью. Повышенная сопротивляемость коррозионно-стойких аустенитных сталей на основе FeNi, Cr достигается при минимальном содержании вторичных фаз, которые формируются при первичной кристаллизации. Легирующие элементы в аустенитных сталях способствуют ее твердорастворному упрочнению и формированию в агрессивных средах плотных защитных оксидных пленок, которые в процессе эксплуатации не претерпевают существенных изменений.

Структура хромоникелевых сталей зависит от их химического состава, в первую очередь содержания углерода, хрома и никеля. При быстром охлаждении, характерном для непрерывного литья, распад твердого раствора не успевает произойти, аустенит фиксируется в пересыщенном состоянии. Согласно данным работы [83], для того чтобы не допустить появления двухфазности (аустенит + феррит) для подавления ферритизации, вызванной введением титана, необходимо иметь в стали повышенное содержание никеля, порядка 10%. Кроме того необходимо учитывать присутствие в стали кремния и алюминия, способствующих образованию δ – феррита. В зависимости от содержания углерода и азота в структуре стали, возможно наличие первичных карбонитридов титана.

При переплавке высокохромистых отходов необходимо чтобы содержание марганца, фосфора и кремния в шихте было минималь-

ным, а содержание углерода и хрома в стали после расплавления было на нижнем уровне марочного состава. Для того чтобы понизить содержание углерода используют низкоуглеродистое железо.

Во время плавления шихты в печи наводят основной шлак, состоящий из хорошо просушенной извести и плавикового шпата в количестве 1,5 – 2,0%, при соотношении извести к шпату 5:1. Рафинирование расплава осуществляют под белым шлаком, смесью извести и плавикового шпата в количестве 1% от веса жидкого металла. Для того чтобы исключить насыщение расплава водородом и образование пористости в слитке, при введении влажных шихтовых материалов. Поэтому после раскисления, перед введением в расплав, феррохром должен быть прокален до красного каления, это относится и к другим шихтовым материалам и ферродобавкам.

Раскисление проводят 75% FeSi и известью до получения белого рассыпчатого шлака. Окончательное раскисление проводят алюминием из расчета 0,5 кг на тонну расплава. Ферротитан вводят на открытую поверхность расплава [84].

После расплавления стали в индукционной печи с основной футеровкой, сталь перегревали до температур 1600 -1750°С, дополнительно легировали, для получения необходимого химического состава и через 15 – 20 минут охлаждали до температуры разливки 1580 - 1600°С.

Для нержавеющей стали 12Х18Н10Т Исследования и разработку технологии проводили на цилиндрических заготовках диаметром 60 мм сплошного сечения. Способ заливки расплава нержавеющей стали в кристаллизатор, конструкция заливочного устройства должны исключать быстрое охлаждение металла. Колебания температуры в пределах 1580-1600° С практически не нарушают гидродинамические параметры течения металла в исследованных литниковых системах. Выбор конструкции заливочного устройства определяется способностью обеспечивать необходимый расход поступающего в кристаллизатор металла, согласованность его с необходимой скоростью вытягивания затвердевающей отливки, удержание шлака и неметаллических включений, простотой конструкции.

Наиболее простым способом заливки, при котором потери тепла жидкого металла минимальны, является заливка из ковша непосредственно в кристаллизатор без использования каких-либо промежуточных заливочных устройств. Недостатком этого способа за-

ливки является большая глубина проникновения струи жидкого металла в кристаллизатор.

Оптимальным вариантом является заливка металла в кристаллизатор через литниковую систему, состоящую из чаши, литникового хода и коротких каналов. Количество каналов зависит от диаметра поперечного сечения отливки. Для предупреждения попадания в отливку шлака и неметаллических включений в заливочном ковше и литниковой чаше необходимо использовать перегородки. Опробование такого способа заливки в производственных условиях подтвердило практичность и эффективность его использования. Глубина погружения струи металла в этом случае минимальна, охлаждение металла в коротких литниковых каналах незначительно, литниковая система позволяет задерживать неметаллические включения, находящиеся на поверхности расплава.

Режим вытягивания отливки из кристаллизатора оказывает влияние на стабильность процесса и качество получаемых отливок. При непрерывном режиме вытягивания на наружной поверхности дефекты в виде спаев, практически отсутствуют, поэтому припуск на механическую обработку может составлять 1,0-1,5 мм, однако в ряде случаев возможно образование зависаний корки, в результате коробления рабочей втулки кристаллизатора. Уменьшения глубины поверхностных дефектов можно достичь путем использования вибрации, а также увеличения скорости литья за счет использования вторичного охлаждения. Циклический режим вытягивания заготовки позволяет обеспечить большую стабильность процесса.

Средняя скорость вытягивания определяется, исходя из условий получения необходимой толщины корки на выходе из кристаллизатора. Толщина наружной корки, затвердевающей в кристаллизаторе, зависит от теплофизических свойств расплава и интенсивности теплообмена между отливкой и кристаллизатором.

Получение высококачественной заготовки из коррозионно-стойкой стали 12Х18Н10ТЛ затруднено из-за процессов связанных с окислением титана до TiO_2 , происходящих на мениске металла в кристаллизаторе. Оксиды титана становятся причиной возникновения плен на поверхности непрерывнолитой заготовки, существенно ухудшающих ее качество.

Макроструктура стали с наружной поверхности представляет собой узкие столбчатые кристаллы, имеющие радиальное направление. В структуре стали 12Х18Н10ТЛ при первичной кристаллизации кроме аустенита присутствует незначительное количество равномерно распределенных включений типа карбонитридов титана. Поры и рыхлоты по сечению отливки отсутствуют. Прочность образцов в литом состоянии, вырезанных с наружной стороны отливки $\sigma_b = 500-510 \text{ Н/мм}^2$, относительное удлинение $\delta = 35 - 40\%$, в центральной части заготовки $\sigma_b = 490-500 \text{ Н/мм}^2$, относительное удлинение $\delta = 33 - 36\%$. Термическая обработка в виде гомогенизации повышает пластические свойства стали $\delta = 62 - 65\%$, после закалки $60 - 62\%$, при незначительном увеличении прочности на $5 - 10 \text{ Н/мм}^2$.

На рисунке 5.2 представлена микроструктура стали 12Х18Н10ТЛ в литом и закаленном состоянии.

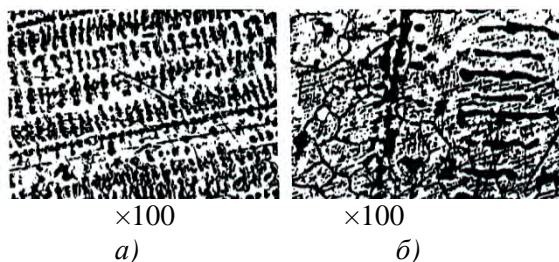


Рис. 5.2. Микроструктура стали 12Х18Н10ТЛ:
a – литое состояние; *б* – закаленное состояние

При литье стали 40Х для защиты зеркала расплава от вторичного окисления и быстрого охлаждения мениска металла, использовали теплоизолирующую шлакообразующую смесь на основе самораспадающегося феррохромового шлака. Анализ количества неметаллических включений в стали показывает, что на расстоянии 5 мм от наружной поверхности содержание оксидов составляет 0,062%, в центральной части отливки 0,078%, сульфидных включений 0,038 и 0,041%, соответственно.

Отливки из стали 40Х имеют ферритно-перлитную структуру (рис. 5.3).

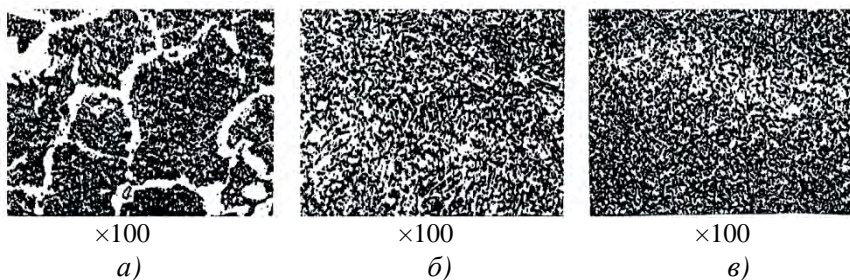


Рис. 5.3. Микроструктура стали 40ХЛ:
а – литое состояние; *б* – закаленное состояние;
в – структура отпуска

За счет высокой скорости затвердевания вероятно эвтектоидный распад аустенита происходит в нижней части С-образной кривой, образуется структура троостита. От поверхности отливки на расстоянии до 20–25 мм формируются столбчатые кристаллы, за которыми образуются равноосные. На наружной поверхности отливки количество феррита составляет приблизительно 10%, по мере продвижения к центру количество его увеличивается и в центре составляет около 20%. С увеличением количества феррита твердость падает 217–223 НВ.

Для сопоставления на рис. 5.4 показаны макроструктуры стали 40Х в литом, термообработанном и деформированном состоянии.

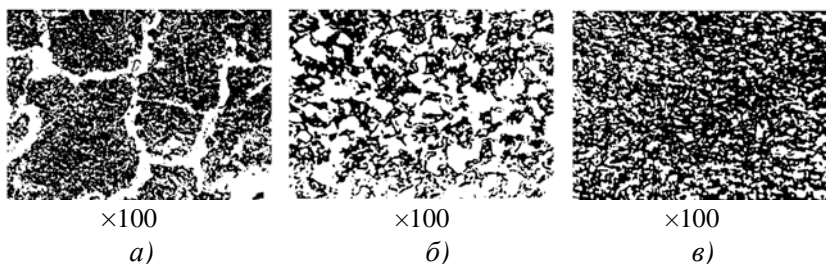


Рис. 5.4. Микроструктура стали 40Х:
а – в литом состоянии; *б* – в деформированном состоянии без термообработки; *в* – в деформированном состоянии с термообработкой

Коррозионно–стойкую сталь 20Х13 применяют для изготовления деталей работающих в условиях воздействия слабоагрессивных сред. Детали должны обладать достаточно высокой прочностью, пластичностью и ударной вязкостью. Сталь мартенситно-ферритного класса. В зависимости от содержания углерода и хрома содержание феррита колеблется от 20 до 80%.

Микроструктура после закалки и охлаждения на воздухе представляет собой реечный мартенсит, с небольшим количеством феррита. После закалки с температур 1030 - 1040°С и отпуска при 580 - 700°С в течение 6 ч в центральной части отливок размер зерна достигает 50 мкм, что соответствует 5-6 баллу по ГОСТ 5639, на расстоянии 5мм от наружной поверхности балл соответствует 8 - 9. С целью повышения ударной вязкости возможно дополнительное легирование Ni, Mn в количестве 1 – 2%, что увеличивает сопротивление хрупкому разрушению.

Микроструктура стали 20Х13 представлена на рисунке 5.5

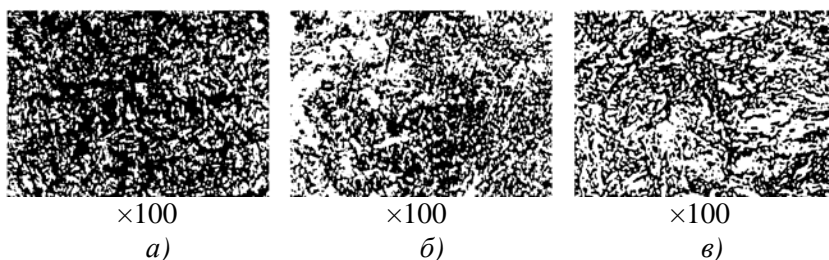


Рис. 5.5. Микроструктура стали 20Х13Л:
а – литое состояние; б – закаленное состояние;
в – структура отпуска

На рисунке 5.6 представлены фотографии микроструктуры стали 20Х13 в литом состоянии, деформированном состоянии без термообработки и деформированном состоянии с термообработкой.

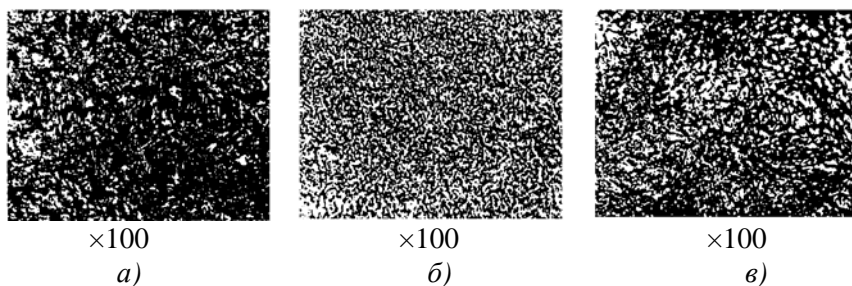


Рис. 5.6. Микроструктура стали 20X13:
a – в литом состоянии; *б* – деформированном состоянии без термообработки; *в* – деформированном состоянии с термообработкой

Для заготовок полученных непрерывным литьем, можно не применять энергоемкий гомогенизирующий отжиг, совмещая его с нагревом под деформацию, который достаточен для устранения дендритной ликвации по хром.

После деформации микроструктура стали 20X13 измельчается и выравнивается по всему объему заготовки (рис.6.6 б). Зерно соответствует приблизительно 8 баллу. После нормализации величина зерна практически не изменяется, сохраняется тот же фазовый состав.

Благодаря достаточно высоким физико-механическим и эксплуатационным свойствам, относительной дешевизне среднеуглеродистая сталь Сталь30 широко применяется в качестве конструкционного материала. Температура разлива стали 1560 – 1570 °С. Макроструктура полученных заготовок плотная, слабо выраженная несплошность имеет место в осевой зоне. Сталь предварительно раскисляли в печи ферросилицием ФС75 в количестве 0,12% и алюминием А6 (0,05% от массы металла). Предварительное раскисление стали позволило снизить объемную долю неметаллических включений до 0,09%. Окончательно сталь раскисляли ферромарганцем Мнб и силикокальций СК20 (0,2%), объемная доля неметаллических включений уменьшилась до 0,05%. Неметаллические включения сульфидов и оксидов с преобладающим размером 10 - 20 мкм равномерно распределены по высоте и сечению отливки. При раскислении алюминием неметаллические включения состоят из

алюмосиликатов, глинозема и сульфидов марганца, располагаются по границам первичного зерна. Раскисление обеспечивается при остаточном содержании алюминия в количестве 0,06 – 0,08%. Прочность образцов вырезанных из наружной поверхности заготовок 600-610 МПа при относительном удлинении 19-20%, в центральной зоне прочность 580-590МПа, относительное удлинение 22-24%.

При раскислении СК20 увеличивается количество мелких неметаллических включений оксидов и сульфидов с размерами от 3 до 5 мкм. Исследования механических свойств показывает незначительный рост прочностных и пластических свойств. Мелкое зерно ведет к хрупкому транскристаллитному излому в виде терасс, с менее развитым дендритным строением. Форма сульфидных неметаллических включений стремится к глобулярной. Снижение количества неметаллических включений за счет десульфурации и их глобуляризации при раскислении силикокальцием, позволяет эффективно оказывать влияние на повышение механических свойств стали.

На наружной поверхности заготовки кристаллизуется тонкоигольчатая феррито-перлитная смесь видманштеттового типа, а в промежутках – мелкие колонии феррито- перлитной смеси. В центральной части заготовки грубые сплетения ферритных и перлитных участков, причем феррита значительно больше. Высокая скорость затвердевания и охлаждения позволила практически исключить ликвацию углерода. В центральной части отливки содержание углерода увеличилось до 0,4% С. В литом состоянии твердость на наружной поверхности 229 -241 НВ, в центральной части заготовки 189 НВ.

Оптимальный температурный интервал заливки углеродистой стали 30Л определяется экспериментально в зависимости от диаметра заготовки, а также от величины минимального перегрева.

Рекомендуемые скорости литья при получении стальных заготовок могут быть определены из экспериментальных данных, представленных на рис. 5.7 (заливку производили в кристаллизаторы с различными диаметрами рабочей втулки).

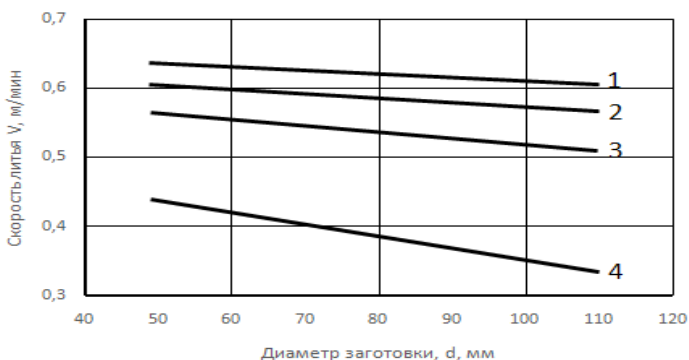


Рис. 5.7. Зависимость скорости литья от диаметра заготовки стали при температуре заливки:

1 – 20X13, $T_{\text{зал.}} = 1580\text{--}1600^\circ\text{C}$; 2 – Сталь30, $T_{\text{зал.}} = 1560\text{--}1570^\circ\text{C}$;
 3 – 40X, $T_{\text{зал.}} = 1560\text{--}1580^\circ\text{C}$; 4 – 12X18Н10Т, $T_{\text{зал.}} = 1580\text{--}1600^\circ\text{C}$

Для заготовок сплошного сечения из различных сталей определены основные технологические параметры, представленные в таблице 5.6.

Таблица 5.6 – Технологические параметры литья заготовок

Марка стали	Параметры					
	Температура заливки, $^\circ\text{C}$	Скорость непрерывного хода, м/мин	Время движения, с	Время остывания, с	Шаг протяжки, мм	средняя скорость литья, м/мин
12X18Н10ТЛ	1580-1600	0,75	2,5	2,0	31	0,42
Сталь30	1560-1570	1,50	1,3	2,0	32	0,60
40X	1560-1580	1,50	1,0	1,6	25	0,57
20X13	1580-1600	1,50	1,5	2,1	37,5	0,62

Одной из характерных особенностей при непрерывном литье стальных отливок является опасность возникновения горячих тре-

щин в результате резкого охлаждения отливки в кристаллизаторе. Кроме того, стальные заготовки при непрерывном литье предрасположены к образованию продольных трещин на наружной поверхности. В результате неравномерного газового зазора между отливкой и кристаллизатором, температура поверхности отливки, выходящей из кристаллизатора, на разных участках изменяется в диапазоне от 700°C до 1250°C . Устранить возникновение наружных трещин возможно путем уменьшения величины газового зазора, обеспечения его равномерности по периметру заготовки. Это в значительной мере может быть достигнуто при использовании рабочей втулки, внутренняя поверхность которой выполнена с обратным конусом. Величина обратного конуса выбирается в зависимости от высоты кристаллизатора и может составлять 10-15'.

При использовании рабочей втулки с обратным конусом увеличивается площадь зон контакта отливки со стенкой кристаллизатора, а, следовательно, увеличивается и интенсивность теплообмена между ними, выравнивается температура поверхности по периметру литой заготовки.

Использование обратного конуса на рабочей втулке кристаллизатора оказывает положительное действие и на скорость вытягивания заготовки. Так при разливке углеродистой стали (Сталь3) в кристаллизатор с прямым конусом рабочей втулки (заготовка диаметром 60 мм) предельная скорость вытягивания составила 0,42 м/мин при температуре заливаемого металла 1550°C . В аналогичных условиях разливку стали в кристаллизатор с обратным конусом производили со скоростью вытягивания до 0,60 м/мин.

Использование технологии полунепрерывного литья дает возможность использовать отходы собственного производства, существенно расширить область применения получаемых заготовок за счет использования микролегирования. В связи с этим интерес к технологическим процессам производства с использованием отходов собственного производства, в ближайшее время будет только возрастать. В случае получения высококачественных литых заготовок, возможна их дальнейшая пластическая деформация.

6. Технология вертикального непрерывного литья заготовок из сплавов на основе меди

6.1. Анализ влияния характерных свойств сплавов на основе меди на формирование отливки

Технологический процесс литья во многом зависит от интервала кристаллизации сплавов. Широкоинтервальные сплавы характеризуются развитой двухфазной зоной, поэтому одним из основных условий получения качественной отливки является обеспечение максимально возможной интенсивности теплообмена в процессе формирования отливки. С интенсивностью теплообмена связано образование ликвации по сечению отливки и формирование рассеянной усадочной пористости в процессе затвердевания отливки.

Для успешной реализации процесса вертикального непрерывного литья заготовок из сплавов на основе меди, необходимо дифференцированно подходить к выбору оптимальных технологических параметров литья, учитывая характерные особенности каждого отдельного сплава [85].

Предпосылки решения рассмотренных выше проблем получения качественных отливок заложены в самой принципиальной технологической схеме вертикального непрерывного литья, в первую очередь это относится к достаточно высокой скорости затвердевания отливки в кристаллизаторе и на выходе из него.

При исследовании процесса вертикального непрерывного литья сплавов на основе меди рассматривали сплавы представители следующих групп: оловянные бронзы – Бр О5Ц5С5; безоловянные – Бр А9ЖЗЛ, Бр С30; латуни – ЛЦ16К4; ЛЦ40С.

Для бронз системы Cu-Sn и Cu-Sn-Zn характерной чертой является широкий температурный интервал кристаллизации и высокая растворимость олова в твердом состоянии. Чистые оловянные бронзы не применяют, их легируют компонентами, улучшающими механические, технологические и эксплуатационные свойства. Из-за большого интервала кристаллизации бронзы обладают сравнительно низкой жидкотекучестью, минимальную жидкотекучесть имеют сплавы, содержащие 10-12 % олова. С большим температурным интервалом связан объемный характер затвердевания сплава, который проявляется в образовании значительного количества рассредото-

ченной усадочной пористости и формировании небольшой усадочной раковины. Замечено, что с увеличением содержания олова в сплаве пористость увеличивается.

Одним из основных легирующих элементов этих бронз является цинк, он входит в твердый раствор, повышает прочность, пластичность, способствует более равномерному распределению свинца. Присутствие в сплаве цинка уменьшает интервал кристаллизации, что приводит к повышению жидкотекучести, уменьшению склонности к обратной ликвации. Цинк позволяет экономить более дефицитное олово. Фосфор проявляет себя как интенсивный раскислитель. Влияние фосфора выражается в снижении температуры плавления и увеличении практической жидкотекучести.

Высокая теплопроводность оловянных бронз, возрастает с повышением температуры, способствует увеличению протяженности двухфазной зоны. Теплопроводность вблизи температуры затвердевания у бронз с содержанием 10 % олова в 2 раза, а у бронз с 3 % олова в 3 раза выше, чем при комнатной температуре. При высоких скоростях затвердевания, вследствие высокого градиента температур, размер двухфазной зоны значительно уменьшается, образуется структура с малой протяженностью дендритных ветвей, повышается плотность металла.

Развитая рассредоточенная усадочная пористость обуславливает малую линейную усадку (0,8 % при литье в песчаную форму, 1,4 % при литье в кокиль).

У отливок из бронзы Бр О5Ц5С5 структура дендритного строения, которая представляет собой твердый раствор замещения олова и меди с гранцентрированной кристаллической решеткой.

Показатели механических свойств Бр О5Ц5С5 в непрерывнолитых заготовках: предел прочности на разрыв 195-215 МПа; относительное удлинение 9,5-10,8 %; твердость 65-75 НВ; распределение твердости по сечению равномерное, структура – мелкозернистая.

Важную роль в получении качественных отливок играет газосодержание оловянных бронз. Основным источником газов является влага, взаимодействующая с оловом, фосфором и цинком. На поверхности расплава оксиды не образуют плотные пленки, поэтому взаимодействие с атмосферой происходит до тех пор, пока на мениске не образуется прочная корка затвердевшего металла. Факторы, снижающие скорость затвердевания и охлаждения расплава в

интервале кристаллизации, а именно высокая температура заливки, низкая теплоаккумулирующая способность формы и т.д., приводят к увеличению времени взаимодействия влаги с элементами сплава, а, следовательно, к увеличению газонасыщенности металла.

Характерной особенностью оловянных бронз является горячеломкость. Горячие трещины зарождаются в интервале температур кристаллизации, когда происходит образование каркаса кристаллов с распределенной в нем жидкой фазой. Дальнейшее охлаждение приводит к развитию в отливке линейной усадки, торможение которой может вызвать образование горячей трещины. Наиболее сильной горячеломкостью обладают бронзы с 4 % олова.

Сплавы системы Cu–Al кристаллизуются в узком интервале температур (45°), что приводит к последовательному затвердеванию и образованию в отливках столбчатой структуры, вследствие чего алюминиевые бронзы имеют низкую пластичность. Алюминиевые бронзы содержат добавки железа в количестве 1-4 %, что способствует измельчению зерна и упрочнению твердого раствора.

Алюминиевые бронзы, по сравнению с оловянными, имеют более высокую жидкотекучесть, меньше склонны к дендритной ликвации, но более подвержены опасности трещинообразования при затрудненной усадке. Высокая усадка при затвердевании, по сравнению с оловянными бронзами (2,49 %), требует использования специальных технологических приемов для получения качественной отливки. Брак отливок в виде грубых плен, связан с условиями разлива и заполнения литейной формы, поскольку эти факторы способствуют газонасыщению и окислению расплава. В связи с этим необходимо производить заливку таким образом, чтобы уменьшить эжекцию воздуха струей металла.

Для получения высококачественных отливок из алюминиевых бронз, большое значение имеет выбор оптимальной конструкции литниковой системы и ее качественное заполнение металлом, исключаящее не только разбрызгивание металла, но и способствующее отделению шлака.

Свинцовистые бронзы характеризуются большой ликвацией по удельному весу. Окончательное затвердевание свинцовистой бронзы Бр С30 происходит в интервале температур $954-326^{\circ}\text{C}$. Линейная усадка бронзы 1,6 %, жидкотекучесть наиболее низкая среди безоловянных бронз. Эти бронзы почти в 4 раза превосходят оловянные

по теплопроводности. Для предотвращения ликвации при литье рекомендуется использовать способы интенсифицирующие процесс затвердевания.

Сплавы системы Cu-Zn кристаллизуются в узком интервале температур (50-60⁰), что исключает дендритную ликвацию. Однако, узкий интервал кристаллизации способствует образованию столбчатой структуры.

Латуни имеют высокую жидкотекучесть, линейная усадка сплава ЛЦ16К4 – 1,7 %. Для отливок из этой марки латуни характерно формирование сосредоточенной усадочной раковины, отливки имеют однородные свойства по сечению, обладают высокой герметичностью.

6.2. Опыт исследования и разработки технологии непрерывного литья трубных заготовок из сплавов на основе меди

Для проведения исследований выбран вариант вертикального непрерывного литья полых цилиндрических заготовок с использованием блока стержней из песчаной смеси, который устанавливают на затравку и перемещают в процессе литья синхронно с затвердевающей отливкой.

Формирование полой цилиндрической заготовки происходит в данном случае в кольцевом пространстве, ограниченном наружным кристаллизатором и внутренним песчаным стержнем. В этой системе теплообмена образуются два фронта кристаллизации: со стороны наружного кристаллизатора – с высокой интенсивностью теплообмена и со стороны стержня, где интенсивность теплообмена значительно ниже и определяется теплоаккумулирующей способностью материала стержня. Смыкание фронтов кристаллизации может происходить как в кристаллизаторе, так и после выхода отливки из него. На выходе из кристаллизатора можно обеспечить либо полное затвердевание отливки по всему сечению или частичное, в последнем случае прочность затвердевшей корки должна выдержать термические напряжения металлостатический напор жидкой сердцевины и усилие извлечения отливки из кристаллизатора. Толщина затвердевшей корки и ее прочность зависят от таких параметров как температура заливаемого металла, его прочность при температуре

близкой к температуре кристаллизации, скорости литья, интенсивности теплообмена в кристаллизаторе и на выходе из него.

При литье сплавов на основе меди исследовали влияние материала кристаллизатора его температурный режим работы, определяли взаимосвязь тепловых, гидродинамических параметров литья и металлургических факторов на стабильность процесса литья и качество отливок. Основная цель экспериментальных исследований - определение оптимальных технологических параметров литья для различных сплавов и типоразмеров отливок.

Методика исследований предполагала проведение всех экспериментов в условиях, максимально приближенных к производственным - плавка металла в высокочастотной индукционной печи, получение отливок на лабораторной установке полупромышленного типа.

Температурные параметры технологического процесса изучали методом термического анализа температурных полей всей системы, участвующей в теплообмене при литье и затвердевании отливки.

Определяющим элементом теплообмена при формировании и затвердевании отливки является кристаллизатор. Охлаждающая способность кристаллизатора и интенсивность теплообмена зависят от материала, конструкции рабочей втулки, режима охлаждения кристаллизатора. С точки зрения увеличения эксплуатационной стойкости кристаллизатора, на его водоохлаждаемой поверхности необходимо обеспечить пузырьковый режим кипения. Исследованы следующие варианты:

- материал рабочей втулки – медь М1; наружная поверхность рабочей втулки, контактирующей с водой - гладкая;
- материал рабочей втулки – сталь 3; наружная поверхность, контактирующая с водой - гладкая;
- материал рабочей втулки медь М1; наружная поверхность, контактирующая с водой - оребренная (поперечные ребра);
- кристаллизатор с комбинированной рабочей втулкой: наружная втулка сталь (Сталь3) контактирует с водой, внутренняя втулка, контактирующая с расплавом выполнена из графита МГ1.

Термопары устанавливали на трех уровнях по высоте кристаллизатора и в двух точках по толщине стенки рабочей втулки. Первый уровень термопар располагали в зоне мениска жидкого металла, эта

зона характеризуется максимальными значениями градиента температуры, третий - в зоне выхода отливки из кристаллизатора.

Стержни изготавливали из холоднотвердеющей смеси на основе смолы КФ 107.

Одним из определяющих показателей при оценке метода вертикального непрерывного литья является стабильность процесса, которая зависит от таких факторов, как температура заливаемого металла, скорость литья, режим охлаждения, режим вытягивания отливки из кристаллизатора. Эти факторы взаимосвязаны, поэтому исследования проводили комплексно, варьируя значения технологических и металлургических параметров, сохраняя неизменными: шихтовые материалы и режимы плавки, материал кристаллизатора, способ заливки. Температура заливаемого металла 1060-1200⁰С. Режим вытягивания отливки – циклический. Скорость литья 0,25-0,75 м/мин. Отливки диаметром 90-120 мм с толщиной стенки 15 и 30 мм. Материал отливок: БрО5Ц5С5, БрА9ЖЗЛ, БрС30, ЛЦ16К4.

Подачу металла в полость кристаллизатора осуществляли с помощью заливочного устройства с одним боковым литниковым каналом в виде желоба.

Водяное охлаждение кристаллизатора – принудительное с замкнутым циклом. Расход охлаждающей воды в кристаллизаторе с помощью насосной станции поддерживали постоянным $Q = 4,16$ л/с.

На основании анализа результатов экспериментальных исследований определяли оптимальные параметры процесса для литья сплавов.

По показаниям температурных измерений установили уровень температур и характер их распределения в стенке кристаллизатора при литье заготовок с наружным диаметром 120 мм и толщиной стенки 30 мм из бронзы БрО5Ц5С5.

Температурные кривые имеют пульсирующий характер, вследствие того, что во время циклического вытягивания затвердевающей отливки уровень металла в кристаллизаторе периодически изменяется. Максимальные значения температуры в верхней зоне (160-170⁰С). В этой зоне наиболее высокий перепад температуры по толщине стенки (70-80⁰С).

Уровень температуры в нижней зоне кристаллизатора колеблется в диапазоне 100-120⁰С, перепад по толщине стенки 15-25⁰С. Более низкие значения температуры в этой зоне объясняются образованием газового зазора между отливкой и рабочей стенкой кристаллизатора, вследствие усадки отливки.

Из сравнения температурных полей медной рабочей втулки с гладкой охлаждаемой поверхностью и с оребренной можно отметить, что уровень температуры и перепад по толщине стенки во втором случае несколько меньше и составляет 105-145⁰С при перепаде температур по толщине 25-30⁰С. Это объясняется более интенсивной турбулизацией потока охлаждающей воды в полости с оребренной поверхностью, а, следовательно и большим теплоотводом, чем с гладкой поверхности.

При сравнении температурных полей медной и стальной рабочей втулки замечено, что уровень температуры в стальной рабочей втулке значительно выше и достигает 590-600⁰С, при перепаде 350-400⁰С, хотя характер распределения температуры аналогичен. Это связано с меньшей теплопроводностью стали по сравнению с медью. В результате в кристаллизаторе с медной рабочей втулкой образующаяся в первоначальный момент корка металла имеет большую толщину, чем в кристаллизаторе со стальной рабочей втулкой.

Аналогичные опыты проведены на кристаллизаторе со стальной рабочей втулкой с графитовым вкладышем. Температурное поле такого кристаллизатора представляет собой изменение температуры в системе: жидкий металл - графитовый вкладыш – зазор - стальная стенка – вода. Наличие зазора снижает интенсивность теплообмена, перепад температур по сечению стенки изменяется от 160 до 170⁰С.

Песчаный стержень аккумулирует значительное меньшее количество тепла, по сравнению с кристаллизатором, поэтому его роль в формировании отливки носит второстепенный характер. Смыкание фронтов кристаллизации происходит в непосредственной близости с поверхностью стержня.

Большое внимание при проведении исследований уделялось влиянию материала рабочей втулки кристаллизатора на качество поверхности получаемой отливки. В кристаллизатор со стальной рабочей втулкой качественную отливку из бронзы Бр О5Ц5С5 получить не удалось. При затвердевании на поверхности отливки выделяются ликваты олова, цинка, фосфора, которые прилипают к

стенке рабочей втулки. Причем с увеличением температуры поверхности отливки, количество ликватов и вероятность их прилипания возрастает. В результате происходит зависание затвердевающей отливки в кристаллизаторе и, вследствие небольшой «горячей» прочности металла происходит разрыв затвердевшей корки и прекращение процесса.

Использование стальной рабочей втулки с вкладышем из графита, оказывает положительное влияние на качество поверхности отливки. Однако в процессе эксплуатации графит изнашивается, на поверхности втулки появляются борозды, приводящие к образованию дефектов.

Наиболее целесообразно использование медных рабочих втулок. Для повышения эксплуатационной стойкости рекомендуется внутреннюю (рабочую) поверхность втулок хромировать и полировать.

На основе анализа результатов проведенных экспериментальных исследований получена информация для выбора конструкции и материала рабочей втулки кристаллизатора. Рабочая втулка кристаллизатора испытывает циклические тепловые нагрузки, как по высоте, так и по толщине стенки, что вызывает значительное ее коробление. Медь, как высокотеплопроводный материал, наиболее пригодна в качестве материала для изготовления рабочей втулки кристаллизатора, хотя и уступает графиту с точки зрения обеспечения качества поверхности.

По конструктивным признакам лучшие результаты получены на рабочих втулках с ребрением на водоохлаждаемой поверхности. Для уменьшения коробления рабочей втулки кристаллизатора положительное влияние оказывает крепление ее только с одной стороны в верхней части корпуса кристаллизатора.

При определении технологических параметров процесса литья за критерий оценки принимали стабильность процесса и качество получаемой заготовки.

Контроль над качеством отливки необходимо начинать с приготовления расплава, уделяя внимание технологическим параметрам процесса плавки, выдержки металла в печи, что оказывает значительное влияние на газосодержание расплава, а, следовательно, и образование газовых дефектов. Выбор температуры заливки расплава начальной стадии процесса зависит от геометрических размеров заготовок их металлоемкости, чем меньше толщина стенки

отливки, тем выше должна быть температура заливаемого металла. Для отливок из бронзы БрО5Ц5С5 она колеблется в диапазоне 1130-1140 °С при толщине стенки 30 мм и 1150-1170°С при толщине стенки 15 мм.

Скорость литья является функцией температуры заливаемого металла, диаметра и толщины стенки отливки. При литье полых цилиндрических заготовок из бронз, объемный характер затвердевания и низкая прочность затвердевшей корки, при температурах, близких к температуре кристаллизации, меньше сказывается на скорости литья, чем при литье заготовок сплошного сечения.

При определении скорости литья необходимо учитывать режим вытягивания отливки: непрерывный или циклический. Процесс осуществляется более стабильно при циклическом режиме. Время остановки 2-5 с, рекомендуемая средняя скорость литья 0,5-0,6 м/мин для отливок с толщиной стенки 15 мм и 0,4-0,45 м/мин для отливок с толщиной стенки 30 мм.

Для непрерывного режима вытягивания отливки стабильность процесса достигается при более низких скоростях литья.

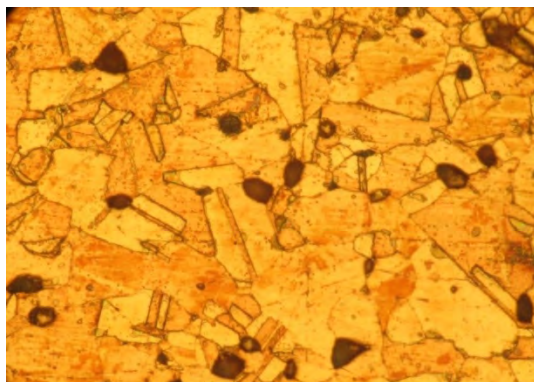
Положительное влияние на стабильность процесса литья отливок из сплавов на основе меди, оказывает влияние вторичное водо - воздушное охлаждение. При этом для различных сплавов и различных геометрических размеров отливок режим вторичного охлаждения необходимо подбирать индивидуально. Использование вторичного охлаждения позволяет интенсифицировать процесс теплообмена на выходе отливки из кристаллизатора и как результат увеличить скорость литья. Ограничивающим фактором является вероятность возникновения трещин.

Для процесса непрерывного литья наиболее характерны поверхностные дефекты в виде «неслитин», «заворотов», выделившихся ликватов, трещин. Причины - неправильно выбрана температура заливки и скорость литья, а также коробление рабочей втулки кристаллизатора, которое связано с неравномерной подачей расплава в полость между кристаллизатором и стержнем.

Газовая пористость появляется при заливке расплава с высоким содержанием газов и использовании стержней с высокой газотворной способностью.

Структура заготовок из бронзы Бр О5Ц5С5 (рис.6.1) состоит из α твердого раствора замещения Sn и Zn в Cu. В междендритных

пространствах при неравновесной кристаллизации появляется δ – эвтектоид с включениями свинца.



×500

Рис. 6.1. Структура заготовок из бронзы БрО5Ц5С5

Отливки, полученные непрерывным литьем, имеют равномерное распределение твердости по сечению, мелкозернистую структуру, более высокие физико-механические свойства.

Прочность $\sigma_b = 195-215$ МПа, относительное удлинение $\delta = 9,5-10,8$ %, твердость – 65-75 НВ.

6.3. Определение оптимальных параметров процесса получения заготовок из сплавов на основе меди

Проведенные исследования дают основания полагать, что способ вертикального непрерывного литья может быть успешно использован для получения заготовок из различных сплавов на основе меди. При определении оптимальных технологических параметров процесса необходимо учитывать специфику технологических и металлургических параметров каждого сплава.

Основываясь на результатах экспериментальных исследований, определены значения основных технологических параметров литья для сплавов: Бр О5Ц5С5, Бр А9Ж3Л, Бр С30, ЛЦ16К4; ЛЦ40С.

Из Бр А9Ж3Л получены втулки с наружным диаметром 95 мм и внутренним – 65 мм. Температура заливаемого металла 1180-1200⁰С, режим вытягивания отливки – циклический (t движ. = 2 с, t ост. = 1,5 с), выдержка в начальном стационарном режиме – 5 с, средняя скорость литья 0,6-0,7 м/мин. Особенность этого сплава выражена в склонности к образованию оксидных плен, вызванного присутствием алюминия. При подаче в полость кристаллизатора расплава открытой струей образующиеся оксидные пленки попадают в тело затвердевающей отливки. Помимо наружных и внутренних дефектов в отливке возможны прорывы металла в местах, где пленки расположены близко к поверхности. Поэтому при литье Бр А9Ж3Л необходимо предусматривать в литниковой системе устройство для задержания плен, шлака и других неметаллических включений, обеспечить минимально возможную высоту падения струи, избежать ее разрыва и разбрызгивания.

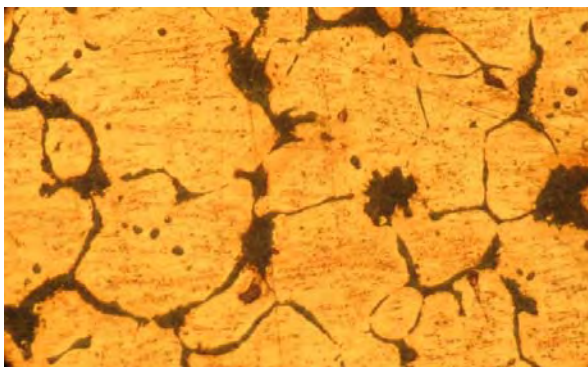
Достаточно низкая пластичность сплава Бр А9Ж3Л, вследствие транскристаллитного роста кристаллов при затвердевании, при использовании водо-воздушного вторичного охлаждения на выходе отливки из кристаллизатора может способствовать образованию трещин. Как показали исследования, при литье Бр А9Ж3Л целесообразнее применять вторичное охлаждение в основном, для крупных отливок, с толщиной стенки свыше 50 мм.

Как известно, бронза Бр С30 характеризуется большой ликвацией свинца по удельному весу. Снижение или устранение ликвации может быть достигнуто путем создания высокой скорости затвердевания, что в некоторой степени обеспечивается при использовании металлического кристаллизатора.

При кристаллизации Бр С30 в начальной стадии происходит образование дендритов из чистой меди, свинец оттесняется в междендритное пространство и кристаллизуется в виде эвтектики с содержанием 99,98% свинца. При нагреве выше температуры плавления свинца происходит нарушение связи между кристаллами меди и, как следствие, при извлечении отливки из кристаллизатора, возможен разрыв корки и прекращение процесса. Поэтому необходимым условием для стабильного получения заготовок из бронзы Бр С30 является интенсивное охлаждение отливки. Исходя из этого же условия, необходимо производить заливку при минимально допустимой температуре (1060-1080⁰С). Увеличить длительность интен-

сивного охлаждения можно путем увеличения высоты кристаллизатора и использования вторичного охлаждения. Режим вытягивания отливки – циклический. При этом, циклическое вытягивание должно происходить в следующем режиме: время выдержки в начале процесса 10 с, время движения - 3 с, выдержка - 5 с и т.д.; скорость вытягивания (отливка диаметром 90 мм) - 1,38 м/мин; средняя скорость литья – 0,36 м/мин; шаг протяжки – 80 мм. При уменьшении шага протяжки уменьшается скорость литья, при увеличении – увеличивается ликвация. Увеличение скорости литья необходимо для того, чтобы сократить время нахождения жидкого металла в ковше для предотвращения ликвации свинца по удельному весу. После окончания заливки в течение 5 мин отливку «подстуживали» воздухом. Только после этого отливку снимали и укладывали на горизонтальную плоскость, затем очищали поверхность от оксидов деревянной счищалкой.

Структура свинцовистой бронзы при непрерывном литье мелкозернистая (рис. 6.2), однородная по сечению. Механические свойства выше, чем при литье в кокиль: прочность на разрыв 75 МПа (60 МПа – в кокиль), относительное удлинение – 15 % (в кокиль 4 %), твердость 30 НВ (25 НВ при литье в кокиль).



×100

Рис. 6.2. Структура заготовок из свинцовистой бронзы БрС30

Особенность плавки и литья латуней заключается в высокой «летучести» цинка, имеющего низкую температуру плавления - 907°С. Цинк вводили в расплав перед выпуском металла из печи.

Кремнистую латунь ЛЦ16К4 плавил в окислительной атмосфере под слоем флюса: 30 % Na₂CO₃; 40 % Ca F₂; 30 % SiO₂.

На лабораторной установке отливали заготовку диаметром 65 мм с толщиной стенки 15 мм в кристаллизатор с рабочей втулкой из меди М1. Положительные результаты получены при непрерывном режиме вытягивания отливки. Температура заливаемого металла 1080-1100°С; скорость литья 0,32-0,35 м/мин. В качестве вторичного охлаждения использовали обдувание поверхности отливки увлажненным воздухом.

В заводских и лабораторных условиях отработана технология изготовления полых заготовок способом вертикального непрерывного литья для сплавов: Бр О5Ц5С5, Бр А9Ж3Л, Бр С30 и ЛЦ16К4.

Максимальная длина заготовки определяется величиной хода механизма вытягивания. При изготовлении отливки должна быть учтена высота прибыльной части, компенсирующая усадку сплава, и высота затравочных элементов, которые в последствие обрезаются и используются для переплава.

При конструировании кристаллизатора необходимо учитывать припуски на механическую обработку и линейную усадку. Линейная усадка составляет % : для Бр О5Ц5С5 - 1,4-1,6; Бр А9Ж3Л - 1,5-2,0; 1,6-1,7 для ЛЦ16К4. Рекомендуемые припуски на механическую обработку представлены в таблице 6.1.

Таблица 6.1 – Рекомендуемые припуски на механическую обработку заготовок из сплавов на основе меди

Наружный диаметр, мм		40-50	60-70	80-90	100-110	120-130	140-150
Толщина стенки, мм		10	12	12	15	18	20
Припуски на механическую обработку, мм	по наружному диаметру, мм	1,0	1,0	1,5	1,5	1,5	2,0
	по внутреннему диаметру, мм	1,5	1,5	2,0	2,0	2,0	2,5

Учитывая, что широкоинтервальные сплавы на основе меди характеризуются объемной кристаллизацией, процесс вытягивания отливки из кристаллизатора необходимо осуществлять в циклическом режиме. В начале процесса, заполнение кристаллизатора производят при стационарном положении механизма вытягивания, время выдержки зависит от скорости затвердевания затравочных элементов. Для данной номенклатуры отливок время выдержки в стационарном режиме составляет 2-10 с. Режим вытягивания заготовки, с: тдв.: t ост. = 1-2 : 2-3, шаг протяжки отливки за один цикл 5-20 мм.

Для отливок, полученных методом вертикального непрерывного литья, характерна повышенная плотность и высокие механические свойства, что объясняется высокой скоростью затвердевания отливки в кристаллизаторе. Равномерное распределение мелких неметаллических включений и пор, заключенных в междоузльных пространствах, не оказывает заметного влияния на пластичность и гидрореплотность отливок.

Структура отливок соответствует традиционной литой структуре: наружная зона мелких равноосных кристаллов переходит в зону столбчатых кристаллов, центральная зона – зона равноосных кристаллов.

У непрерывнолитых отливок из латуни ЛЦ40С значительно измельчается зерно по сравнению с отливками, полученными другими способами литья, менее разветвлена дендритная структура. Основные показатели механических свойств латуни ЛЦ40С: прочность на разрыв $\sigma_b = 230-260$ МПа; относительное удлинение $\delta = 25-30$ %; твердость 90-95 НВ.

По результатам экспериментальных исследований, проведенных в условиях наиболее приближенных к производственным, можно рекомендовать технологические параметры непрерывного литья для ряда отливок из сплавов на основе меди (табл. 6.2).

Таблица 6.2 – Рекомендуемые параметры получения полых цилиндрических отливок из сплавов на основе меди

Диаметр отливки: наружный/внутренний, мм	Температура заливаемого металла, °С	Время выдержки в начале процесса, с	Время движения, с	Время останова, с	Шаг протяжки, мм	Средняя скорость литья, м/мин
1	2	3	4	5	6	7
Бронза Бр О5Ц5С5						
40-50/10	1180-1185	3	1-2	1-2	5-10	1
60-70/12	1160-1165	3	1-2	1-2	5-10	0,8
80-90/12	1170-1175	5	1-2	1-2	5-10	0,7
100-110/15	1160-1165	5	1-2	2-3	10-15	0,6
120-130/15	1170-1175	7	1-2	2-3	10-15	0,4
140-150/20	1150-1155	7	1-2	2-3	10-15	0,2
Бронза Бр А9Ж3Л						
40-50/10	1180-1185	2	1-2	1-2	10-15	0,9
60-70/12	1160-1165	2	1-2	1-2	10-15	0,8
80-90/12	1170-1175	3	1-2	1-2	10-15	0,7
100-110/15	1160-1165	3	1-2	1-2	15-20	0,5
120-130/15	1170-1175	5	1-2	1-2	15-20	0,4
140-150/20	1160-1165	5	1-2	1-2	15-20	0,3
Латунь ЛЦ16К4						
40-50/10	1090-1095	3	1-2	1-2	5-10	0,9
60-70/12	1070-1075	3	1-2	1-2	5-10	0,7
80-90/12	1080-1085	5	1-2	1-2	5-10	0,6
100-110/15	1060-1065	5	1-2	2-3	10-15	0,4

1	2	3	4	5	6	7
120-130/15	1070-1075	7	1-2	2-3	10-15	0,3
140-150/20	1060-1065	7	1-2	2-3	10-15	0,2
Латунь ЛЦ40С						
40-50/10	950-955	2	2-3	1-2	10-15	1
60-70/12	940-945	2	2-3	1-2	10-15	0,8
80-90/12	940-945	3	2-3	1-2	10-15	0,6
100-110/15	930-935	3	2-3	1-2	15-20	0,4
120-130/15	920-925	5	2-3	1-2	15-20	0,3
140-1520	920-925	5	2-3	1-2	15-20	0,2

Для получения заготовок методом вертикального непрерывного литья целесообразно организовать специализированный участок, оснащенный комплексом оборудования, необходимого для полностью завершенного технологического цикла: плавильный агрегат, оборудование и оснастка для изготовления стержней, установка вертикального непрерывного литья, оборудование для финишных операций. Участок должен иметь оснастку, приборы, приспособления и инструмент, предусмотренные для осуществления технологического процесса.

6. Оборудование для осуществления процесса вертикального непрерывного литья

Оборудование для вертикального непрерывного литья машиностроительных заготовок принципиально не отличается от используемого в металлургии. Однако, широкая номенклатура машиностроительных заготовок, которые могут быть получены методом вертикального непрерывного литья, требует индивидуального технического решения ряда вопросов, связанных с осуществлением специфических технологических приемов и операций.

Технологический процесс непрерывного литья включает несколько стадий, которые осуществляются в зонах, расположенных в определенной последовательности по высоте установки:

- зона подготовки и заливки жидкого металла в полость кристаллизатора;
- зона формирования и кристаллизации отливки;
- зона извлечения отливки из кристаллизатора, охлаждения, съема и выдачи ее для дальнейшей обработки.

Взаимосвязанное расположение этих зон определяет назначение, конструкцию, компоновку узлов и механизмов установки.

Основные требования к конструкции установок вертикального непрерывного литья:

- жесткость металлоконструкции;
- соосность всех элементов на технологической оси;
- минимальная инерционность всех движущихся частей;
- широкий диапазон регулирования скорости извлечения заготовки из кристаллизатора;
- надежное центрирование стержней, подаваемых в кристаллизатор, при получении полых заготовок;
- обеспечение бесперебойной подачи воды для охлаждения кристаллизатора и вторичного охлаждения отливки;
- надежная герметизация всех соединений охлаждающей системы кристаллизатора;
- простота и надежность конструкции, удобство эксплуатации и обслуживания;
- максимально возможная производительность.

Параллельно разработке технологии, учитывающей специфические и конструктивные особенности отливок определенного назначения и вида сплава, проводили разработку и освоение соответствующих конструкций установок.

На базе предложенных принципиальных технологических схем вертикального непрерывного литья заготовок: сплошного и полого сечения, круглого, прямоугольного и фасонного поперечного сечения, мерных (с разделением в процессе литья), заготовок различных геометрических размеров, массы и вида сплава разработана гамма установок для использования в условиях литейных цехов.

На основании многолетних экспериментальных исследований и результатов опыта внедрения в производство, разработаны более 20

конструкций установок, как специального, так и универсального назначения.

Автоматизированная установка для получения заготовок гильз цилиндров мотоциклетных двигателей, двухручьева установка для получения грундбукс и поршней шахтного оборудования из АЧС-2 (г. Дружковка), двухвинтовая установка – для изготовления заготовок станкостроения типа рейки и станины (Минск). Установка с поворотной плитой – для получения заготовок цилиндров и втулок из номенклатуры судостроения (г.Находка), напольная установка с валковым приводом – для заготовок массового производства из чугуна (г.Каунас), а также универсальная установка с лотком выдачи отливок на уровень пола, установка с многоскоростным двигателем переменного тока – для изготовления заготовок барабанов электротельферов, установка с гидроприводом и цепной передачей – для заготовок из сталей взамен разливки в изложницы и др. При наличии такого широкого типоразмерного ряда установок встает вопрос рационального выбора оборудования для конкретного производства и что взять за критерий выбора.

Анализ основной номенклатуры литейных цехов показал, что определяющим параметром при разработке конструкции установок могут быть приняты габариты и масса отливки. Исходя из этого положения, предложен типоразмерный ряд установок вертикального непрерывного литья, которые могут быть использованы в условиях литейных цехов. Разработанные конструкции установок вертикального непрерывного литья сгруппированы в 4-е основные типоразмерных ряда. Установки разных типоразмеров отличаются конструкциями привода, расположения и крепления кристаллизатора, конструкцией кристаллизатора, механизма качания кристаллизатора, направляющих устройств для стержней (при литье полых заготовок), механизма съема заготовки, системы вторичного охлаждения.

Каждый типоразмерный ряд установок вертикального непрерывного литья представлен базовой моделью. Технические характеристики базовых моделей каждого типоразмерного ряда приведены в табл.7.1.

Первый типоразмерный ряд предназначен для получения заготовок, поперечное сечение которых вписывается в площадь 120x250 мм, максимальная длина заготовок – 2000 мм; второй типоразмер-

ный ряд охватывает заготовки с размерами, соответственно 250х400 мм и 2000 мм; третий – 450х600 мм и 3000 мм; четвертый – 650х700 мм и более 3000 м.

Таблица 7.1 – Технические характеристики базовых моделей установок вертикального непрерывного литья

Марка базовой модели	Габариты установки		Глубина прямка, мм	Уст. мощность, кВт	Количество ручьев	Макс. масса заготовки, кг	Скорость литья, м/мин	Производительность, зал/час
	площадь	высота						
НТ-501	800х1500	5100	2000	1,5	2	350	0,4-2,0	5
1157	800х2600	5200	2000	2,0	1	750	0,1-1,5	4
МУ 115	1680х2425	6000	2000	4,0	1	2500	0,1-1,0	2
1058	500х10980	11570	4830	10,6	1	8000	0,1-0,6	1

Базовой моделью первого типоразмерного ряда является опытно-промышленная установка НТ-501 (рис.7.1), спроектированная БНТУ совместно с отделом механизации машиностроительного завода г.Дружковка (Украина) для получения заготовок грундбукс и поршней из антифрикционного чугуна АЧС-2.

Установка имеет основание, размещенное в прямке. На основании смонтирован привод и закреплены стойки, по которым перемещается подвижная плита. На стойках сверху расположена верхняя плита, на которой снизу закреплены кристаллизатор и сверху опорная стойка пневмоподъемника.

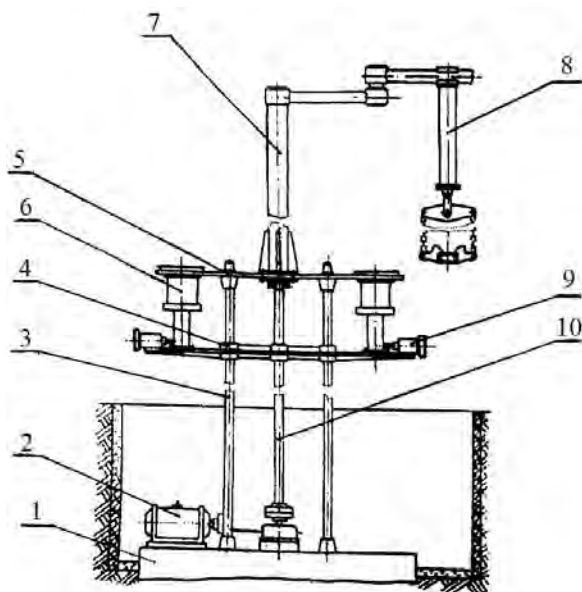


Рис. 7.1. Схема установки вертикального непрерывного литья модели НТ-501:

- 1 – основание; 2 – привод; 3 – стойка; 4 – подвижная плита;
 5 – верхняя плита; 6 – кристаллизатор; 7 – опорная стойка;
 8 – пневмоподъемник; 9 – пневмозатворы затравки;
 10 – ходовой винт

На подвижной плите сверху размещены пневмозатворы затравки, снизу к ней прикреплен ходовой винт привода извлечения. Привод состоит из двигателя постоянного тока, электрогидравлического тормоза и червячного редуктора. На плите, соосно кристаллизатору, расположено направляющее устройство для разрушаемых стержней, состоящее из 4-х шин, закрепленных на разъемных кольцах. Установка – двухручьева, что позволяет получать одновременно две заготовки.

Второй типоразмерный ряд представлен установкой вертикального непрерывного литья машиностроительных заготовок модели 1157 (рис. 7.2).

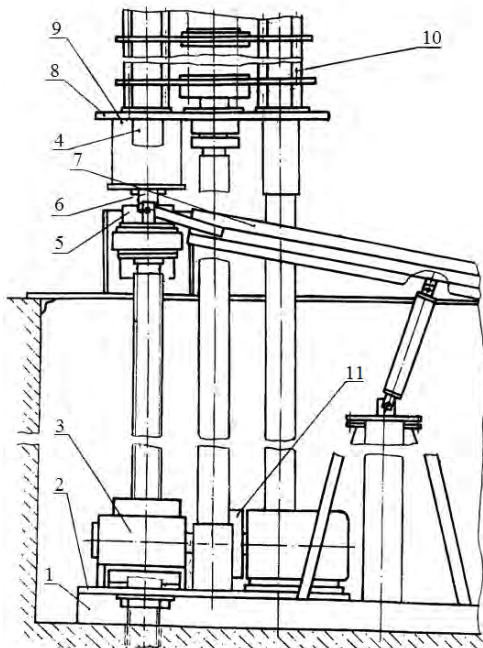


Рис. 7.2. Схема установки вертикального непрерывного литья модели 1157:

- 1 – основание; 2 – плита; 3 – привод; 4 – направляющая;
 5 – подвижной стол; 6 – затравка; 7 – лоток выдачи заготовок;
 8 – верхняя плита; 9 – кристаллизатор; 10 – направляющее устройство для стержней; 11 – электромагнитная муфта

Установка имеет основание, на котором закреплена плита с приводом и направляющие. По направляющим передвигается подвижный стол, на котором шарнирно закреплены затравка и лоток выдачи заготовок. На верхней плите снизу закреплен кристаллизатор, а сверху многопозиционное направляющее устройство для разовых стержней. Установка – одноручьева, ходовой винт привода извлечения расположен соосно оси заготовки. В приводе между двигателем постоянного тока и редуктором установлена электромагнитная муфта, позволяющая в широких пределах изменять параметры циклического извлечения отливки из кристаллизатора.

Третий типоразмерный ряд установок предназначен для получения массивных заготовок типа гильз цилиндров двигателей для судов, тепловозов и компрессоров, станин и направляющих металлорежущих станков и др. Базовой моделью является установка МУ115 (рис. 7.3).

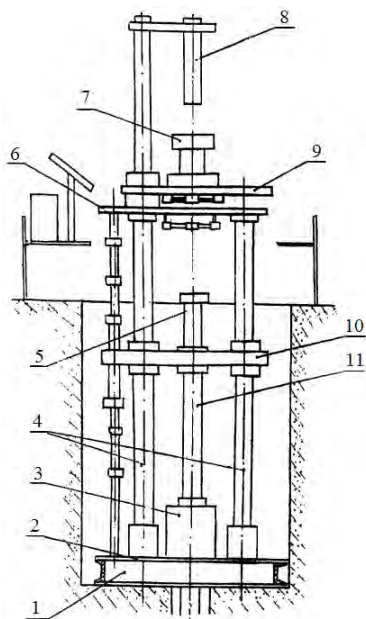


Рис. 7.3. Схема установки вертикального непрерывного литья модели МУ115:

- 1 – основание; 2 – плита; 3 – привод; 4 – направляющая стойка;
 5 – затравка; 6 – верхняя плита; 7 – кристаллизатор;
 8 – направляющее устройство для стержней; 9 – поворотная рама; 10 – подвижная рама; 11 – ходовой винт

Установка состоит из основания, на котором закреплена плита с приводом перемещения затравочного устройства и направляющими. Другой конец направляющих крепится к верхней плите. Одна из направляющих является осью поворота рамы, на которой закреплён кристаллизатор. Привод перемещения состоит из двигателя постоянного тока, червячного редуктора, электромагнитного тормоза и

ходового винта, закрепленного на подвижной плите с расположенным на ней затравочным устройством. На верхней плите расположена направляющая для стержней. Особенностью конструкции установки является то, что кристаллизатор установлен на поворотной раме. После получения заготовки заданной длины поворотная рама отводится в сторону, отливку приводом перемещения поднимают вверх из приямка, зачаливают и снимают с установки.

Четвертый типоразмерный ряд предназначен для получения массивных заготовок машиностроения. Представителем ряда является установка модели 1.058 для получения заготовок из стали (рис.7.4).

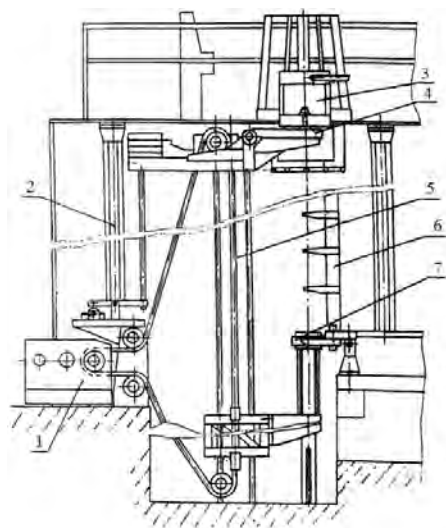


Рис. 7.4. Схема установки вертикального непрерывного литья модели 1.058:

- 1 – привод; 2 – металлоконструкция; 3 – кристаллизатор;
- 4 – тележка; 5 – направляющая; 6 – механизм выгрузки;
- 7 – затравочное устройство

Установка включает следующие узлы; привод, металлоконструкция, кристаллизатор, тележка, направляющая, механизм выгрузки, затравка. Установка снабжена механизмом качания кристаллизатора, системой вторичного охлаждения, механизмом рас-

крытия затравки. Привод состоит из цилиндрического и червячного редукторов и приводного гидродвигателя. Изменение скорости и направления перемещения тележки осуществляется путем изменения расхода или направления подачи масла в приводной гидродвигатель. Направляющая предназначена для обеспечения прямолинейного перемещения тележки с затравкой. Механизм выгрузки служит для снятия отливки с затравки и перевода ее в горизонтальное положение. Сведение и разведение рычагов захвата механизма выгрузки производится гидроцилиндрами, а перевод отливки в горизонтальное положение.

Выгрузка производится гидроцилиндрами, а перевод отливки в горизонтальное положение осуществляется гидродвигателем через червячный и цилиндрический редукторы и зубчатую передачу.

Сопоставительный анализ технических характеристик базовых моделей установок показывает, что с увеличением номера типоразмерного ряда наблюдается более высокая часовая производительность по объему разливаемого металла: с 1,75 т дл первого ряда до 8 т – для четвертого. При этом общая длина получаемых заготовок снижается почти вдвое. Это связано с уменьшением скорости вытягивания с 1,2 м/мин до 0,35 м/мин и сокращением числа разливок с 5 до 1 в час. При выборе типоразмерного ряда кроме учета показателей сопоставительного анализа технических характеристик и размеров поперечного сечения необходимо принимать во внимание и тот факт, что с увеличением номера типоразмерного ряда растет установленная мощность привода, а значит и удельное энергопотребление, усложняется конструкция установки и, соответственно, растет стоимость ее изготовления.

В типоразмерных рядах имеются установки различного конструктивного исполнения как универсального, так и специального назначения, расположенные как на уровне пола, так и ниже его. Выбор конструкции установки из типоразмерного ряда необходимо производить с учетом производственных условий, марки сплава и производственной программы.

Степень новизны предложенных технических решений подтверждена авторскими свидетельствами [86-98].

Заключение

Теория и практика работы литейных цехов не дают ответа на такие вопросы, как вопрос о взаимосвязи между технологическими и металлургическими факторами и качеством заготовок, о влиянии режимов литья на эффективность применяемой технологии.

Повышение же качества отливок и производительности труда, а также снижение уровня брака литья находится в прямой зависимости от степени совершенства применяемых технологий, которая в свою очередь определяется глубиной их изученности, возможностью рационального управления процессами структурообразования как в отливках, так и в литейных формах, степенью механизации и автоматизации важнейших операций используемой технологии.

На основе обобщения накопленных теоретических, научно - исследовательских и производственных данных, полученных как в лабораторных, так и в производственных условиях более чем на 30 предприятиях, на которых прошли опробование или внедрение технология и оборудование вертикального непрерывного литья заготовок различного назначения, сделаны следующие выводы и рекомендации:

- предложен ряд научно обоснованных технических решений, совокупность которых позволила создать технологический процесс изготовления высококачественных литых заготовок;

- метод вертикального непрерывного литья может быть использован для производства заготовок как сплошного, так и полого сечения в литейных цехах, практически без ограничения марок сплавов;

- основным требованием к геометрии отливок является то, что на их наружных поверхностях, по крайней мере, на одной из них не должно быть выступов, поперечных ребер и несквозных углублений. Если таковые имеются, то в этом случае в кристаллизаторе располагают несколько отливок, обращенных друг к другу «непроеходимыми» поверхностями, которые формируются песчаными стержнями, проходные поверхности отливки обращены к кристаллизатору и им оформляются;

- по сравнению с традиционной технологией литья в песчаные формы метод вертикального литья позволяет повысить выход годного на 15-25%, уменьшить припуски на механическую обработку

на 20-40%, сократить расход формовочных материалов и улучшить санитарно-гигиенические условия труда на рабочем месте;

- технологические процессы литья различаются конструкцией, размером и типом заливочной системы, тепловыми и технологическими параметрами литья заготовок, режимом и видом вторичного охлаждения, а также конструкцией кристаллизатора и способом разделения заготовок на мерные части;

- анализ кинетики затвердевания и охлаждения отливки на всех этапах формирования отливки, позволил подвести необходимую базу для разработки технологии, обеспечивающей стабильное осуществление процесса;

- особенности механизма формирования отливки в условиях контакта жидкого металла, а затем твердой корочки затвердевающего металла с кристаллизатором, образование и кинетика роста газового зазора между отливкой и кристаллизатором оказывают решающее влияние на стабильность процесса литья и качество литой заготовки;

- на основе теоретических и экспериментальных исследований тепловых и гидродинамических условий формирования, определены оптимальные технологические параметры процесса, представлены конкретные рекомендации по управлению процессами формирования структуры и свойств, обеспечивающие получение качественных заготовок с минимальными припусками на обработку;

- намечены конкретные пути управления процессами охлаждения; осуществлен выбор материала и разработаны рекомендации по конструированию кристаллизаторов для различных процессов литья и типов заготовок; разработан комплекс средств металлургического и теплового воздействия на формирующуюся отливку, обеспечивающих получение заданных структуры и свойств непрерывнолитых заготовок;

- технология реализуется на простых по конструкции установках вертикального непрерывного литья, состоящих из металлоконструкции – рамы, привода (электродвигатель и редуктор), тянущей плиты или валков и аппаратуры для управления. Все это может быть изготовлено предприятиями, имеющими обычное металлообрабатывающее оборудование. Установки компактны по занимаемой площади.

- производительность установки вертикального непрерывного литья зависит от марки сплава, размера и профиля поперечного сечения заготовки и конструктивных особенностей оборудования. В установках с винтовым, речным или гидравлическим приводом процесс заливки прекращается после вытяжки заготовки на величину хода привода, после чего производят съём заготовки и подготовку к следующему циклу заливки. В случаях использования валкового привода съём заготовки производится за пределами привода без остановки процесса заливки, скорость которой и определяет производительность;

- технологический процесс и разработанное оборудование могут быть использованы на различных предприятиях, имеющих плавильное оборудование. Экономически целесообразно использовать непрерывное литье на предприятиях, где образуются отходы металлообработки, которые перерабатываются в заготовки, по форме, размерам и качеству их металла близких к прокату. Для каждого типа заготовок необходима разработка технологической схемы литья и отработка технологических параметров литья;

- практической реализации технологического процесса массового производства литых заготовок должно предшествовать решение ряда вопросов, в том числе таких важных, как определение влияния химического состава, легирования и модифицирования на структуру и свойства отливок, выбор параметров литниковой системы и наиболее рациональной при массовом производстве схемы организации плавильного комплекса.

Литература

1. Сенькин, Н.А. Разработка и исследование процесса непрерывного литья машиностроительных заготовок с применением разрушаемых стержней: дис. канд. техн. наук: 05 16 04 / Н.А.Сенькин. – Минск, 1979. – 187с.
2. Марукович, Е.И.Тепловые явления при формировании непрерывной отливки / Е.И. Марукович, Е.Б. Демченко. – Минск: БНТУ, 2012. – 208 с.
3. Демченко, Е.Б., Марукович, Е.И. Непрерывное литье заготовок из чугуна для машино- и станкостроения / Е.Б. Демченко, Е.И. Марукович. – Минск: БНТУ, 2006. – 208 с.
4. Thomson, R. Closed-heard continuous casting. Part I. Processes and applications / R.Thomson, E. Ellwood // British Foudryman. –1972. – Vol.65, №.5. – P. 138 – 145.
5. Thomson, R., Ellwood, E. Closed-heard continuous casting. Part II. Mould billet interactions / R.Thomson, E. Ellwood // British Foudryman. – 1972. – Vol.65, № 5. – P. 186 – 197.
6. Тутов, В.И. Металлургия. Литейное производство / В.И. Тутов. Непрерывное литье машиностроительных заготовок с применением песчаного стержня: сб. науч. трудов / науч. ред. Д.Н. Худокормов. – Минск, вып. 9, 1977. – с. 71-74.
7. Тутов, В.И. Металлургия. Литейное производство / В.И. Тутов. Технологические особенности вертикального непрерывного литья с использованием разрушаемых стержней: Сб. науч. трудов/ науч. ред. Д.Н. Худокормов. – Минск, вып. 13, 1979. – с 18-20
8. Установка для непрерывного литья полых заготовок: а.с.№1574352 СССР, МКИ4В22D 11/12 / В.И. Тутов, Е.И. Марукович, В.А. Гринберг, А.Н. Крутилин; Белорусский политех. институт // Открытия. Изобретения. – 1990, №24.
9. Вейник, А.И. Теория затвердевания отливки / А.И.Вейник – М.: Машгиз, 1960. – 436 с.
10. Тутов, В.И. Разработка малоотходных процессов непрерывного литья заготовок машиностроения из чугуна: дис. докт. техн. наук: 05 16 04 / В.И.Тутов. – Минск, 1987. – 549 с.
11. Крутилин, А.Н. Разработка процесса вертикального непрерывного литья полых машиностроительных заготовок из чугуна:

дис. канд. техн. наук: 05 16 04 / А.Н. Крутилин. – Минск, 1987. – 206 с.

12. Баландин, Г.Ф. Основы теории формирования отливки. Ч.1 – / Г.Ф.Баландин. – М.: Машиностроение, 1976. – 328с.

13. Завгородний, Н.Ф. Расчет тепловой конвекции в затвердевающем расплаве / Н.Ф.Завгородний // Известия ВУЗов Черная металлургия. – 1976. – №1. – С. 178 – 182

14. Thomson, R., Ellwood, E. Closed-heard continuous casting. Part I. Mould billet interactions / R.Thomson, E. Ellwood //British Foudryman. – 1972. – Vol.65, № 5. – P. 186 – 197.1972, №65, p. 186-196

15. Пехович, А.И., Жидких, В.М. Расчеты теплового режима твердых тел / А.И. Пехович, В.М. Жидких. – Л.: Энергия, 1968. – 304 с.

16. Лыков, А.В. Теория теплопроводности / А.В. Лыков. – М.: Высшая школа, 1967. – 599 с.

17. Голод, В.М., Дьяченко, С.А. Численный расчет затвердевания чугунных отливок / В.М. Голод, С.А. Дьяченко: Сб. Кристаллизация. Теория и эксперимент. – Ижевск: УдГУ, 1987. – с.26-33.

18. Голод, В.М., Нехендзи, Ю.А. Определение некоторых теплофизических свойств сплавов по кривым охлаждения / В.М. Голод, С.А. Дьяченко: Сб. Теплообмен между отливкой и формой. – Минск: Высшая школа, 1967. – с.179-183.

19. Голод, В.М., Савельев, К.Д. Термодинамика и кинетика кристаллизации чугуна: компьютерный анализ / В.М. Голод, К.Д. Савельев // Приложение к журналу Литейное производство. – 2001. – №12. – с.1-7.

20. Голод, В.М., Савельев, К.Д., Лушников, А.В., Петушин, С.Э. Анализ неравновесной кристаллизации на основе термодинамической модели многокомпонентного сплава / В.М. Голод, К.Д. Савельев, А.В. Лушников, С.Э. Петушин / Современные материалы: технологии и исследования. Труды СПб.: ГТУ. – 1998. – с. 3-10.

21. Тихомиров, М.Д. Модели литейных процессов в САМ ЛП “Полигон” / М.Д.Тихомиров // Сборник трудов ЦНИИМ, литейные материалы, технология, оборудование, выпуск 1. – Санкт-Петербург, 1995. – с. 21-26.

22. ProCAST User Manual Version 2009. Revised version (January 2009) – CL/PRCA/08/10/01/A.

23. Крутилин, А.Н., Тофпенец, Р.Л., Леднева, М.Ю. Физико-механические свойства непрерывнолитых заготовок из чугуна при высоких температурах / А.Н. Крутилин, Р.Л. Тофпенец, М.Ю. Леднева // Литье и металлургия. – 2008. - №2. - с.8-12.
24. Жуков, А.А. Материалы в машиностроении / А.А.Жуков. – М: Машиностроение, 1969. – т.4. - 284 с.
25. Umeda, Takateru. Механические свойства чугуна при высоких температурах / Takateru Umeda // Imono J. Jap. Foundrymen's Soc.-1982. - 54. - №3. - P. 173-179.
26. Горелик, С.С. Рекристаллизация металлов и сплавов / С.С. Горелик. – М.: Металлургия, 1978. – 568с.
27. Гиршович, Н.Г. Кристаллизация и свойства чугуна в отливках / Н.Г. Гиршович. – М.: Машиностроения, 1966. – 263 с.
28. Пивоварский, Е. Высококачественный чугун / Е. Пивоварский – М.: Металлургия, 1965. –1184с.
29. Фридман, Я.Б. Механические свойства металлов / Я.Б.Фридман. – М.: Машиностроение, 1974. - т.2. – 368 с.
30. Крутилин А.Н., Гринберг В.А. К вопросу о прочности чугуна при непрерывном литье / А.Н. Крутилин, В.А. Гринберг // Металлургия. – Минск: Вышэйшая школа, 1987. – Вып. 21. – с.46 – 48.
31. Savage, J., Pritchard, W.H. Problem of rupture of the billet in the continuous casting of the steel / J. Savage, W.H. Pritchard // Journal of the Iron and Steel Institute. – 1954. - Vol. 178. - № 3, P. 269 – 277.
32. Бровман, М.Я. Напряженное состояние слитка в кристаллизаторах машин непрерывного литья заготовок // Сталь. – 1976. - №2. – с. 124 – 129
33. Пальмов, В.А. О напряжениях, возникающих при затвердевании материалов // Инженерный журнал: Механика твердого тела. – 1967. - №4. - с. 786 – 791
34. Иодко, Э.А. Расчет термических напряжений в оболочке затвердевающих тел // Инженерно – физический журнал. – 1969. - т. XIV. - №4. – с. 674 – 682
35. Weiner J.H., Boley B.A. Elasto – plastic thermal stresses in solidifying body // I. Mech. Phys.solids. – 1963. -v.11. -p.145-154
36. Дюдкин, Д.А., Хохлов, С.В., Кондратюк, А.М. Анализ теплового и напряженно - деформированного состояния листового слитка в зоне кристаллизатора // Сб. научных трудов ИПЛ АН УССР: Со-

вершенствование процессов непрерывной разливки стали. – Киев. – 1985. - с. 38 – 40.

37. Мартынов, О.В., Хохлов, С.В., Кондратюк, А.М. Математическое моделирование теплового и напряженно-деформированного состояния непрерывного слитка, затвердевающего в зоне кристаллизатора / О.В. Мартынов, С.В. Хохлов, А.М. Кондратюк. – Математическое моделирование процессов затвердевания металлов и сплавов. – Новосибирск. – 1983. - с.76 – 77.

38. Соболев, В.В., Трефилов, П.М. Оптимальные режимы затвердевания полых цилиндрических слитков при непрерывной разливке стали // Сталь. – 1981. - №12. - с. 41-44.

39. Позняк, А.А. Поиск Рациональных режимов затвердевания непрерывных слитков на основе исследования их напряженного состояния / А.А.Позняк. – Теплофизические явления при кристаллизации металлов. – Новосибирск: ИТФ СО АН СССР. – 1982. – с. 108 – 119.

40. Позняк, А.А., Берзинь, В.А., Кац, А.М. Теоретическое и экспериментальное исследования параметров литья на растрескивание непрерывного слитка // Изв. АН ЛатвССР, сер. физ. и техн. наук. – 1981. - №5. - с.67 – 74.

41. Клявинь, Я.Я., Позняк, А.А., Якубович, Е.А. Поиск рациональных режимов непрерывного литья на основе численного исследования напряженно-деформированного состояния слитка / Я.Я. Клявинь, В.А. Берзинь, А.М. Кац. – Совершенствование процессов непрерывной разливки стали. - АН УССР ИПЛ. – Киев. – 1985. - с. 71 – 75.

42. Берзинь, В.А., Позняк, А.А. Исследование развития физико – пластических температурных напряжений и деформаций в непрерывном цилиндрическом слитке для различных режимов охлаждения // Изв. АН ЛатвССР сер. физ. и техн. наук. - 1978. - №5. – с. 78 – 82.

43. Льюис, Басс Определение температур и напряжений в охлажденных телах при помощи метода конечных элементов/ Льюис, Басс. - Прикладная механика. – Мир. – 1976. - №3. - с.32-36.

44. Cornean J. Numerical stability in Quasi-Static Elasto/Visco – Plasticity/ Int. J. for Num. Meth. Eng-ng. -v. 9. – 1975. -p. 109-127.

45. Цаплин, А.И. Самойлович, Ю.А. Анализ термопластических напряжений при кристаллизации непрерывного слитка прямоуголь-

ного сечения / А.И. Цаплин, Ю.А. Самойлович. – Непрерывное литье стали. - М.:Металлургия. – 1976. - №3. - с. 59 – 65.

46. Крутилин, А.Н., Лущик, П.Е. Теоретический и экспериментальный анализ формирования отливки при вертикальном непрерывном литье заготовок из чугуна / Литье и металлургия. – 2013. - №3. - с. 56 – 65.

47. Баранов, О.А., Ветров, Б.Г., Польш, В.Б., Попов А.Д., Филиппов А.С. Непрерывное литье чугуна / О.А. Баранов [и др.]; М.: Металлургия. – 1968. – 335с.

48. Недопекин, Ф.В., Белоусов, В.В., Ховайло, О.В. ММ разливы стали с учетом газозахвата / Известия вузов Черная металлургия. - 1995. - №3. - с. 12 – 14.

49. Огурцов, А.П., Павлюченков, И.А., Самохвалов, С.Е., Черномаз, Г.Н. Численное моделирование гидродинамики заполнения изложницы сверху с учетом инжекции воздуха / Известия вузов Черная металлургия. – 1993. - №1. – с. 16 – 18.

50. Hsin, Wank Yeou. A study of the effect of continuous casting on the fluid flow in the mold using water modeling / Wank Yeou Hsin // 72th Steelmak. Conf.: Proc. Vol72. Chicago Meet., Apr. 2 – 5. – 1989.– Warrendale. - 1989. - p. 473 – 480.

51. Miyoshino, I., Takeuchi, E., Yano, H. Influence of Electromagnetic Pressure on the Early Solidification in a Continuous Casting Mold/ I. Miyoshino, E. Takeuchi, H.Yano//ISIJ Int. Vol. 29. - 1989. - No. 12. - p. 1040 – 1047.

52. Takatani, K. Effects of Electromagnetic Brake and Meniscus Electromagnetic Stirrer on Transient Molten Steel Flow at Meniscus in a Continuous Casting Mold/ K.Takatani//ISIJ Int. - Vol.43. - 2003. - No.6. - p.915 – 922.

53. Крутилин, А.Н., Тофпенец, Р.Л., Леднева, М.Ю. Физико-механические свойства непрерывнолитых заготовок из чугуна при высоких температурах// Литье и металлургия. - №2. – 2008. - с.8-12.

54 Финкель, В.М. Процессы микродеформации у включений графита в синтетическом чугуне// Литейное производство. – 1973. - №11. – с. 27 – 28.

55. Хорошев, А.Я. Влияние графита на распределение деформаций в сером и высокопрочном чугуне// Литейное производство. – 1972. - №9. – с. 23 – 24.

56. Коцюбинский, О.Ю. Стабилизация размеров чугунных отливок/О.Ю.Коцюбинский. – М.: Машиностроение. – 1974. -296 с.

57. Салли, И.В., Фомичев, О.И., Полюшкин, Н.И. Исследование поверхностной графитизации цементита // Известия вузов Черная металлургия. – 1970. - №4. - с.155 – 157.

58. Бокштейн, С.З. Строение и свойства металлических сплавов / С.З. Бокштейн. – М.: Металлургия. - 1971.- 496 с.

59. Самойлович, Ю.А. Эффект прилипания корочки в теории прочности непрерывной заготовки // Известия Вузов Черная металлургия. – 2010. – №7. – с. 14-20

60. Самойлович, Ю.А., Кабаков, З.К. Учет эффекта релаксации при определении термических напряжений в отливке, затвердевающей в интервале температур. Горение, теплообмен и нагрев металла. Сб. научных трудов / Всесоюзный научно-исследовательский институт металлургии и теплотехники. – №24. - с. 100 – 113.

61. Земсков, И.В., Крутилин, А.Н., Тульев, В.Д., Столярова, Г.И. Влияние технологических параметров на структуру и свойства чугуна непрерывнолитых заготовок / И.В.Земсков [и др.]. – Металлургия, Минск: Вышэйшая школа. - вып.20. - 1986. - с.72-73.

62. Крутилин, А.Н., Гринберг, В.А., Демченко, Е.Б., Филанович, И.К. К вопросу о прочности чугуна при непрерывном литье/ А.Н.Крутилин [и др.]. – Металлургия, Минск: Вышэйшая школа. - вып. 21. - 1987. - с. 64-65.

63. Ан, В.С., Самсонов, В.И. Вторичное охлаждение чугунных заготовок в процессе непрерывного литья// Литейное производство. – 1980. - №10. - с. 15 – 16.

64. Марукович, Е.И., Карпенко, М.И. Литейные сплавы и технологии / Е.И. Марукович, М.И. Карпенко. – Минск: Беларуская навука. – 2012.- 443 с.

65. Шерман А.Д. Чугун: справочник / А.Д. Шерман и др. – М.: Металлургия, 1991 -574 с.

66. Захарченко, Э.В., Левченко, Ю.Н., Горенко, В.Г., Вареник, П.А. Отливки из чугуна с шаровидным и вермикулярным графитом / Э.В.Захарченко [и др.]. – Киев: Навукова думка. – 1986. - 248 с.

67. Геллер, Ю.А. Инструментальные стали / Ю.А.Геллер. – М: Металлургия. - 1975. – 584 с.

68. Кондратюк, С.Е., Винокур, Б.Б. Сокирко, Л.А. Применение интенсивного теплоотвода при кристаллизации и охлаждении для улучшения свойств сталей/ / Металловедение и термическая обработка металлов. – 1988. - №9. – с. 45-49.

69. Геллер, Ю.А., Кремнев, Л.С., Салмонов, Н.С. Структура и свойства быстрорежущих сталей в зависимости охлаждения в температурном интервале первичной кристаллизации // МиТОМ. – 1979. - №2. – с. 44-46.

70. Рудницкий, Ф.И. Разработка литых быстрорежущих сталей с учетом технологических особенностей изготовления и эксплуатации инструмента: Автореферат дис. канд. техн. наук: 05 16 04 / Ф.И. Рудницкий. – Минск, 1984 – 17с.

71. Чаус, А.С. Научные основы организации структуры и формирования свойств быстрорежущих сталей для литого металлорежущего инструмента: Автореферат дис. докт. техн. наук: 05 16 04 / А.С. Чаус. - Минск, 2004. - 45 с.

72. Хараев, Ю. П. Структурные факторы эксплуатационной стойкости инструмента из литой быстрорежущей стали: Автореферат дис. канд. техн. наук: 05 16 04 / Ю.П. Хараев. – Минск, 1992. - 18 с.

73. Ермолаев, К.Н., Вертман, А.А., Самарин, А.М. О механизме модифицирования металлов/ К.Н. Ермолаев [и др.] Свойства расплавленных металлов. – М.: Наука, 1974. – с. 70 – 81.

74. Гаврилин, И.В., Ершов, Г.С., Каллиоппини, И.К. О выборе рациональных модификаторов второго рода для стали // Известия ВУЗов. Черная металлургия. - 1974. - №10. - с.135 – 140.

75. Гаврилин, И.В. Плавление и кристаллизация металлов и сплавов / И.В. Гаврилин. – Владимир: Влад. Гос. университет, 2000. – 206 с.

76. Траймак, Н.С. Исследование влияния легирующих элементов на износ- и разгаростойкость литых и деформированных штамповых сталей: дис. ... канд. техн. наук: 05 16 04 / Н.С. Траймак. – Минск, 1979. - 270с.

77. Стасюлевич, В.А. Разработка и внедрение литых экономно-легированных горячештамповых материалов: дис. канд. техн. наук: 05 16 04 / В.А. Стасюлевич. – Минск, 1983. – 22с.

78. Бельский, Е.И., Ситкевич, М.В., Траймак Н.С. Упрочнение литых и деформированных инструментальных сталей / Е.И. Бельский [и др.]. – Минск: Наука и техника, 1982. – 280 с.

79. Рудницкий, Ф.И., Стасюлевич, В.А., Траймак, Н.С. Исследование влияния модифицирования на структуру, фазовый состав и свойства стали 5ХНМ в литом состоянии // Литье и металлургия. - №4.–2006. - с.104-106.

80. Стасюлевич, В.А., Траймак, Н.С., Лихачев, С.А. Влияние хрома, ванадия и молибдена на структуру и свойства литых штамповых сталей / В.А. Стасюлевич [и др.] Материаловедение в машиностроении. Минск: Вышэйшая школа, 1983. - с.26-28.

81. Сильман, Г.И., Серпик, Л.Г., Федосюк, А.А.. Рациональное управление структурой и свойствами сталей типа 20ГЛ с использованием показателя прокаливаемости. О возможности и целесообразности использования показателя прокаливаемости для нормализуемых марганцевых сталей типа 20ГЛ// Металловедение и термическая обработка металлов. - Часть 1. – 2011. - №2. - с. 3 – 8.

82. Сильман, Г.И., Серпик, Л.Г., Федосюк, А.А. Рациональное управление структурой и свойствами марганцевых сталей типа 20ГЛ с использованием показателя прокаливаемости. Рациональное управление структурой и свойствами нормализованных сталей типа 20ГЛ // Металловедение и термическая обработка металлов. – Часть 2. - №3. - 2011. – с. 3-9.

83. Химушин, Ф.Ф. Нержавеющие стали / Ф.Ф.Химушин. - М: Металлургия, 1967. - 799с.

84. Новиков, И.И. Теория термической обработки./И.И.Новиков. - М: Металлургия, 1978. – 392 с.

85. Шатагин, О.А., Сладкошteeв, В.Т., Казаченко, С.М. Горизонтальное непрерывное литье цветных металлов и сплавов / О.А. Сладкошteeв [и др.]. – М.: Металлургия, 1976. – 182 с.

86. А.с. 566673 МКИ⁴ В22D 11/04. Установка для непрерывного литья заготовок / В.И. Тутов и др. Бюл. №28. – 1977.

87. А.с. 466940 МКИ⁴ В22D 11/06. Кристаллизатор для непрерывного литья / В.И. Тутов и др. Бюл. №4. – 1975.

88. А.с. 466942 МКИ⁴ В22D 11/04. Установка для непрерывного литья полых заготовок типа сепараторов / В.И. Тутов и др. Бюл. №14. – 1975.

89. А.с. 536007 МКИ⁴ В22D 11/04. Способ непрерывного литья серого чугуна / В.И. Тутов и др. Бюл. №43. – 1976.

90. А.с. 725787 МКИ⁴ В22D 11/06. Способ непрерывного литья полых заготовок / Г.А. Агисович, В.И. Тутов, В.Ф. Бевза и др. Бюл. №13. – 1980.

91. А.с. 931282 МКИ⁴ В22D 11/14. Установка непрерывного литья / В.И. Тутов и др. Бюл. №20. – 1982.

92. А.с. 933214 МКИ⁴ В22D 11/14. Установка непрерывного литья мерных полых цилиндрических заготовок / В.И. Тутов и др. Бюл. №21. – 1982.

93. А.с. 1007276 МКИ⁴ В22D 11/04. Способ непрерывного литья полых мерных заготовок / В.И. Тутов и др. – Не подлежит публикации в открытой печати.

94. А.с. 921671 МКИ⁴ В22D 11/06. Устройство для горизонтального непрерывного литья / В.И. Тутов и др. Бюл. №15. – 1982.

95. А.с. 1734918 МКИ⁴ В22D 11/06. Состав смазки кристаллизатора для непрерывного литья заготовок из свинцовистых бронз / В.И. Тутов и др. Бюл. №19. – 1992.

96. А.с. 763035 МКИ⁴ В22D 11/08. Устройство для получения фасонных отливок / В.И. Тутов и др. Бюл. №34. – 1985.

97. А.с. 1629148 МКИ⁴ В22D 11/12. Механизм вытягивания слитка / В.И. Тутов и др. Бюл. №7. – 1991.

98. А.с. 1518077 МКИ⁴ В22D 11/12. Кристаллизатор установки непрерывного литья заготовок / В.И. Тутов и др. Бюл. №40. – 1989.

Научное издание

ЗЕМСКОВ Игорь Владимирович
КРУТИЛИН Александр Николаевич

ВЕРТИКАЛЬНОЕ НЕПРЕРЫВНОЕ ЛИТЬЕ ЗАГОТОВОК

Подписано в печать 16.12.2015. Формат 60×84 ¹/₁₆. Бумага офсетная. Ризография.

Усл. печ. л. 11,92. Уч.-изд. л. 9,32. Тираж 100. Заказ 831.

Издатель и полиграфическое исполнение: Белорусский национальный технический университет.
Свидетельство о государственной регистрации издателя, изготовителя, распространителя
печатных изданий № 1/173 от 12.02.2014. Пр. Независимости, 65. 220013, г. Минск.