



**МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ
РЕСПУБЛИКИ БЕЛАРУСЬ**

**Белорусский национальный
технический университет**

Кафедра «Машины и технология литейного производства»

**А. Н. Крутилин
Ю. А. Николайчик**

ЛИТЕЙНЫЕ СПЛАВЫ

Учебно-методическое пособие

**Минск
БНТУ
2014**

МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ РЕСПУБЛИКИ БЕЛАРУСЬ
Белорусский национальный технический университет

Кафедра «Машины и технология литейного производства»

А. Н. Крутилин
Ю. А. Николайчик

ЛИТЕЙНЫЕ СПЛАВЫ

Учебно-методическое пособие
для студентов дневного и заочного отделения
специальности 1-36 02 01 «Машины и технология
литейного производства»

*Рекомендовано учебно-методическим объединением
высших учебных заведений по образованию
в области металлургического оборудования и технологий*

Минск
БНТУ
2014

УДК 621.74:669.018.28(075.8)

ББК 34.61я7

К84

Рецензенты:

кандидат технических наук, главный металлург
ОАО «Минский моторный завод» *В. В. Овчинников*;
кандидат технических наук, доцент, заместитель директора
РУП «ИНСТИТУТ БЕЛНИИЛИТ» *М. А. Садох*

Крутилин, А. Н.

К84 Литейные сплавы : учебно-методическое пособие для студентов дневного и заочного отделения специальности 1-36 02 01 «Машины и технология литейного производства» / А. Н. Крутилин, Ю. А. Николайчик. – Минск : БНТУ, 2014. – 96 с.
ISBN 978-985-550-363-8.

Учебно-методическое пособие включает теоретические материалы и семь лабораторных работ, при выполнении которых изучаются литейные свойства сплавов (жидкотекучесть, объемная, линейная и литейная усадки), а также напряжения в отливках, газы в металлах и сплавах, модифицирование и др.

Лабораторные работы включают в себя современные представления по данному вопросу, теоретический и экспериментальный анализ влияния технологических параметров на литейные свойства сплавов, знакомят студентов с современными методами проведения исследований.

УДК 621.74:669.018.28(075.8)

ББК 34.61я7

ISBN 978-985-550-363-8

© Крутилин А. Н., Николайчик Ю. А., 2014
© Белорусский национальный
технический университет, 2014

СОДЕРЖАНИЕ

Введение.....	4
1. Жидкотекучесть металлов и сплавов.....	5
<i>Лабораторная работа № 1</i>	
Теоретическое и экспериментальное изучение жидкотекучести металлов и сплавов.....	16
2. Усадочные процессы. Виды усадки.....	21
<i>Лабораторная работа № 2</i>	
Исследование объемной усадки сплавов.....	29
<i>Лабораторная работа № 3</i>	
Определение линейной и литейной усадок сплавов.....	31
3. Литейные напряжения в отливках.....	36
<i>Лабораторная работа № 4</i>	
Определение остаточных напряжений в отливке.....	45
4. Газы в металлах и сплавах.....	47
<i>Лабораторная работа № 5</i>	
Определение газонасыщенности литейных сплавов.....	59
5. Модифицирование металлов.....	65
<i>Лабораторная работа № 6</i>	
Изучение влияния перегрева, скорости охлаждения и модифицирования на структуру и свойства серого чугуна....	76
6. Сфероидизирующее модифицирование чугуна.....	78
<i>Лабораторная работа № 7</i>	
Изучение способов производства высокопрочного чугуна и его структуры, полученной при различных скоростях охлаждения.....	92
Список использованных источников.....	94

ВВЕДЕНИЕ

Курс «Литейные сплавы» является одним из основных курсов, необходимых для профессиональной деятельности специалистов в области металлургии и литейного производства.

Целью преподавания дисциплины является подготовка специалистов, владеющих навыками грамотного выбора литейных сплавов для изготовления отливок применительно к конкретным условиям работы деталей. Особенностью литейных свойств сплавов является их зависимость от многих теплофизических и физико-химических свойств сплавов. На основании современных представлений о строении и свойствах металлических расплавов, с учетом взаимосвязи диаграмм состояния с закономерностями кристаллизации, структурой и литейными свойствами сплавов студент должен правильно выбирать режимы термической обработки, анализировать причины возникновения брака при литье и разрабатывать меры по его устранению.

Преподавание дисциплины предусматривает не только изложение в лекциях теоретического материала, но и изучение на лабораторных занятиях конкретных литейных свойств сплавов.

Современное развитие средств вычислительной техники позволяет с использованием современных программ по моделированию литейных процессов провести предварительный анализ влияния различных технологических параметров на процесс получения литых заготовок, предсказать структуру и свойства сплава в конкретных условиях литья, возможность возникновения дефектов газоусадочного происхождения, горячих трещин и т. д.

1. ЖИДКОТЕКУЧЕСТЬ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

Основные понятия

Процесс формирования отливки, включает гидродинамические, тепловые, фазовые и химические превращения, вопросы питания и усадки, термонапряженное состояние, возможность образования разнообразных дефектов. Каждая отливка, вследствие своих конструктивных особенностей, требует индивидуального подхода при выборе технологии ее изготовления.

Для получения высококачественных отливок необходимо обеспечить качественное заполнение форм расплавом. Процессы заполнения форм расплавом, происходящие в конкретных условиях литья, представляют собой сложный комплекс взаимосвязанных гидродинамических, тепло- и массообменных процессов в литниковой системе, форме и на границе раздела «металл–форма». Существенное влияние на процесс заполнения формы оказывают такие свойства расплава и формы, как интервал и теплота кристаллизации, теплопроводность и теплоемкость, плотность, вязкость, поверхностное натяжение расплава, теплоаккумулирующая способность формы, газопроницаемость и начальная температура формы, шероховатость ее поверхности и т. д.

Основная задача заключается в установлении взаимосвязи технологических параметров литья с гидродинамическими, тепловыми и газовыми процессами, описывающими процесс кристаллизации при заполнении полости формы расплавом, с учетом специфики неустановившегося с изменением во времени температуры, скорости движения и давления расплава в различных сечениях отливки) движения расплава.

Характер движения расплава при заполнении формы зависит от конфигурации отливки, способа подвода металла, металлостатического напора, гидравлического сопротивления, скорости заливки, давления газов в полости формы и т. д. В основном он определяется направленностью и динамикой изменения движения жидкого металла во всей системе в целом, оказывая влияние на процесс формирования литой структуры, развитие в отливках физической и химической неоднородности металла.

Режим движения потока расплава в период заливки определяет наличие или отсутствие таких явлений, как фонтанирование, инверсию струи и захват ею газов, возникновение гидравлического удара на завершающем этапе заливки форм, разрушение форм и стержней, скорость газообразования и режим фильтрации газов, оказывает влияние на вытеснение воздуха из полости формы и т. д. Фонтанирование и беспокойное движение расплава ведет к образованию оксидных плен, пористости, увеличению количества газовых включений.

Одним из условий получения качественной отливки является обеспечение плавного заполнения формы при минимальной турбулентности потока расплава в начале заливки и благоприятное распределение скоростей потока в литниковой системе и форме, что позволяет уменьшить окисление и вторичное газонасыщение расплава. Турбулентность потока расплава в форме в первую очередь зависит от скорости заливки расплава. Медленная заливка увеличивает вероятность брака по недоливам, спаям и подкорковым раковинам. Обеспечение оптимальных гидродинамических и тепловых параметров технологического процесса играет решающую роль для получения отливок с требуемым уровнем физико-механических и эксплуатационных свойств.

Эффективными способами борьбы с засорами и газовыми раковинами является выбор соотношения элементов литниковой системы, который бы исключал возможность возникновения разряжения и нарушения сплошности потока, в результате которого течение расплава приобретает пульсирующий характер. На границе взаимодействия формы с расплавом происходит разрушение формы, увеличивается глубина загрязненного поверхностного слоя отливки, возрастает вероятность образования пригара и т. д. Увеличение скорости движения расплава при заполнении тонкостенных отливок, приводит к нарушению сплошности потока, захвату воздуха, формированию эндогенных раковин. При недостаточной скорости заливки в отливках возникают дефекты, связанные с процессом кристаллизации – спаи, неслитины, завороты и т. д.

Необходимо уравновесить газовое давление поверхностным натяжением расплава, для того чтобы давление металла на стенки канала было не меньше атмосферного – в противном случае будет происходить проникновение газов в поток расплава вместе с различного рода неметаллическими включениями. Повышенное коли-

чество неметаллических включений и газов повышает вероятность образования газовой и усадочной пористости в отливке.

Силы поверхностного натяжения расплава препятствуют насыщению расплава газами, а также его проникновению в узкие каналы до тех пор, пока давление не возрастет до определенного предела. В наиболее нагретых частях формы возможно образование горячих трещин и заливов по разьему формы. Образованию заливов способствуют также резкие колебания давления металла в форме, возникающие при остановке или резком изменении направления движения потока металла.

Изучение процессов заполнения литейных форм жидким расплавом и затвердевания отливок позволяет выявить причины образования различных дефектов, определить оптимальные технологические параметры процесса, обеспечивающие получение качественного литья.

Необходимо различать понятия заполняемости формы расплавом и жидкотекучести расплава. В отличие от понятия заполняемости, которое определяется условиями течения расплава в полости формы реальной отливки, жидкотекучесть характеризует способность расплава, при заданных технологических параметрах, течь и заполнять стандартную литейную форму. По экспериментальным данным можно оценить влияние на жидкотекучесть не только химического состава расплава, но и модифицирования, рафинирования, различных физико-механических воздействий на расплав. Жидкотекучесть не может служить определяющим фактором, характеризующим способность расплава к заполнению формы при получении реальных отливок, это обусловлено различными гидродинамическими и тепловыми условиями формирования реальной отливки и стандартной пробы.

Для оценки жидкотекучести применяют различные технологические пробы, постоянного или переменного сечения. На рисунке 1 представлены наиболее распространенные из них: неизогнутый пруток (дорожка Руффа); спираль Керри – пруток в виде спирали с трапецидальным сечением, полученный в разовой форме; U-образная металлическая форма (проба Нехендзи); шариковая проба. Шариковая проба А. Г. Спасского имеет переменное сечение, в качестве материала формы можно использовать металлический кокиль или песчаную форму. При использовании шариковой пробы на величину жидкотекучести оказывает влияние поверхностное натяжение расплава, с увеличением которого жидкотекучесть уменьшается.

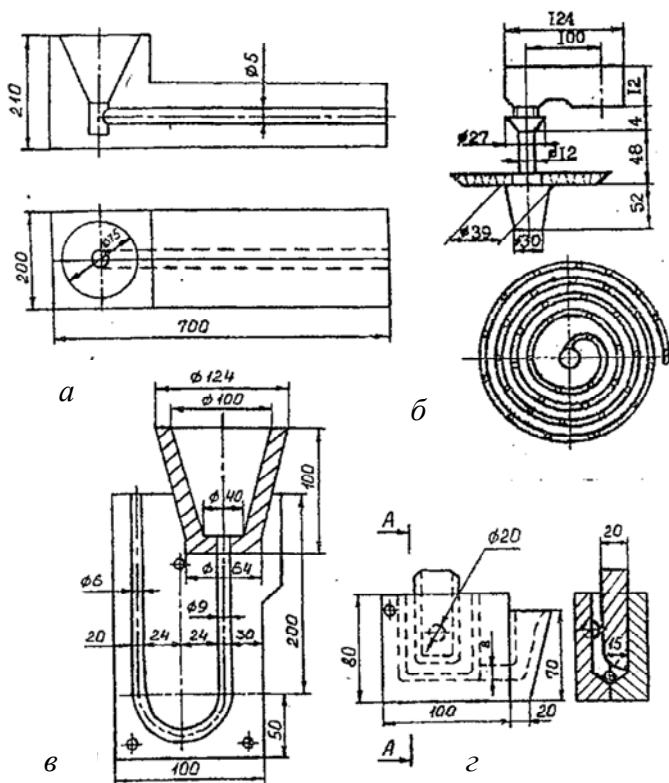


Рисунок 1 – Технологические пробы для определения жидкотекучести сплавов:
 а – прутковая; б – спиральная; в – U-образная; г – шариковая

Мерой жидкотекучести является длина канала стандартной пробы, заполненного расплавом. Экспериментальные данные при использовании различных технологических проб не совпадают, причем с повышением температуры перегрева разница в величине жидкотекучести расплавов, полученная на различных пробах, заметно возрастает.

При оценке жидкотекучести расплава необходимо поддерживать идентичные тепловые и гидродинамические условия формирования отливки в стандартной пробе, а так как это достаточно трудно, полученные результаты носят условный, сравнительный характер.

Различают нулевую, истинную, условно-истинную и практическую жидкотекучесть. Нулевая жидкотекучесть соответствует состоянию

расплава, когда он, находясь под собственным металлоstaticким давлением, перестает течь. Процесс происходит в интервале температур ликвидус–солидус в момент образования определенного количества твердой фазы. Положение линии нулевой жидкотекучести на диаграмме состояния меняется в зависимости от характера первичной кристаллизации.

Истинную жидкотекучесть определяют при одинаковом перегреве расплава над линией нулевой жидкотекучести. Поскольку линию нулевой жидкотекучести трудно установить экспериментально, определяют условно-истинную жидкотекучесть (при одинаковой температуре перегрева над линией ликвидус).

Практическая жидкотекучесть определяется при одинаковой температуре заливки расплавов данной системы. С повышением концентрации компонента В в сплаве перегрев сплава увеличивается, жидкотекучесть повышается. Схема выбора температуры заливки сплава при определении практической (1), условно-истинной (2) и истинной (3) жидкотекучести, а также связь диаграммы состояния сплава с жидкотекучестью представлен на рисунке 2.

На практике, как правило, проводят анализ практической или условно-истинной жидкотекучести.

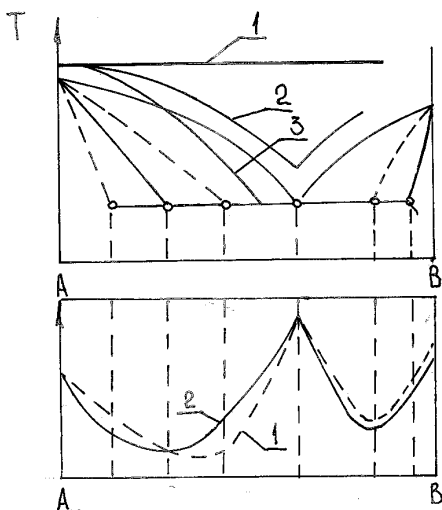


Рисунок 2 – К определению жидкотекучести сплавов

На величину жидкотекучести влияет не весь температурный интервал кристаллизации, а та его часть, которая расположена между линиями ликвидуса и нулевой жидкотекучести.

Процесс затвердевания в узком канале пробы на жидкотекучесть в условиях движущегося потока имеет ряд особенностей, это в первую очередь связано с изменяющимися в процессе литья геометрическими размерами канала. Характерной особенностью процесса заполнения литейной пробы на жидкотекучесть является быстрая потеря расплавом теплоты перегрева, практически мгновенно на поверхности формы начинает кристаллизоваться твердая фаза. На процесс кристаллизации оказывают влияние теплофизические свойства расплава и материала формы, температура заливки, геометрические размеры канала, скорость движущегося потока расплава и т. д.

Процесс кристаллизации металла на стенках формы приводит к изменению не только теплофизических свойств расплава и формы, но и гидродинамики процесса заполнения полости формы вследствие уменьшения геометрических размеров и пропускной способности канала.

Перемещение металла в отливке у фронта кристаллизации оказывает существенное влияние на формирование структуры ее поверхностного слоя, в связи с этим необходимо рассматривать вопросы не только качественного заполнения форм расплавом, но и влияния режимов заливки на процессы затвердевания отливок. Закристаллизовавшийся слой может иметь разнообразные макрокристаллические формы. В большинстве случаев структура поверхностных слоев отливки состоит из мелкозернистых кристаллов, возможно образование дендритной, пластинчатой и других кристаллографических форм.

На формирование макроструктуры затвердевшего слоя отливки оказывает влияние химический состав расплава, способ заливки и скорость заполнения формы расплавом, температура расплава, интенсивность его охлаждения, химическая активность поверхности формы, макрогеометрия ее рабочей поверхности и т. д.

Время заполнения формы ограничено продолжительностью пребывания сплава в жидком состоянии, которое зависит от теплосодержания расплава и скорости его охлаждения. Различные металлы и сплавы, вследствие специфических особенностей их кристаллизации при идентичных тепловых и гидродинамических условиях

формирования отливки, обладают разной способностью течь и заполнять литейную форму, в первую очередь это связано с интервалом кристаллизации.

Для эвтектических сплавов и металлов высокой чистоты, кристаллизующихся при постоянной температуре, характерно последовательное затвердевание твердой корочки в направлении от стенки канала к центру потока. В наружной зоне головного участка струи потока происходит образование «сопла», через которое движется расплав. От поверхностного слоя головной части потока мгновенно отводится большое количество тепла, которое не успевает восполниться теплом центральной части потока. Динамика изменения размеров затвердевающей корочки на стенках формы зависит от тепловых и гидродинамических условий течения расплава. Скорость течения возрастает с увеличением металлостатического напора и уменьшается с увеличением гидравлического сопротивления и вязкости расплава. По мере течения и охлаждения расплава происходит сужение канала, скорость движения потока постепенно уменьшается, в конечном счете происходит остановка движения расплава.

При охлаждении расплавленных металлов и сплавов количество жидкой фазы, при которой они еще сохраняют способность течь, зависит от вида сплава и может находиться в пределах 20–40 %. По данным Нехендзи, остановка потока происходит при 30 % твердой фазы для сплавов, близких к эвтектическим, и 20 % для твердых растворов.

Наличие примесей или легирующих элементов приводит к образованию интервала температур кристаллизации, формируется двухфазная зона, которая представляет собой гетерогенную смесь жидкой и твердой фаз. Уменьшение размеров двухфазной области возможно путем увеличения интенсивности отвода теплоты стенками формы. Широкоинтервальные сплавы затвердевают с образованием разветвленных дендритов, растущих перпендикулярно поверхности охлаждения, которые затрудняют движение расплава. Повышение скорости движения расплава и снижение интенсивности теплообмена между отливкой и формой может привести к частичному или полному расплавлению затвердевшей корки. Движущийся расплав срывает с поверхности формы затвердевшие кристаллы, в результате чего в центральном ядре потока происходит образование суспензии. Критическое количество твердой фазы зависит от свойств расплава и условий литья и обычно соответствует относительному со-

держанию твердой фазы в расплаве около 30–40 %. С этого момента движение жидкой фазы в отливке подчиняется законам фильтрации. При образовании около 80 % твердой фазы движение (фильтрация) жидкости полностью прекращается.

Таким образом, с увеличением интервала кристаллизации сплава жидкотекучесть уменьшается, основной причиной остановки потока для сплавов, имеющих двухфазную область, являются процессы, происходящие в головной части потока. Остановка потока происходит в основном за счет накопления твердой фазы в головной части потока. Высокую жидкотекучесть имеют чистые металлы и эвтектические сплавы, кристаллизующиеся при постоянных температурах.

С увеличением теплоемкости расплава последний будет медленнее охлаждаться, поэтому жидкотекучесть будет возрастать, аналогичное действие будет оказывать уменьшение теплопроводности расплава.

Прежде чем рассматривать влияние вязкости расплава на величину жидкотекучести, необходимо представлять различие между динамической и кинематической вязкостью. Динамическая вязкость зависит от структуры жидкого металла и оказывает существенное влияние на жидкотекучесть. Кинематическая вязкость влияет главным образом на характер движения расплава, особенно в каналах малого сечения. Все факторы, снижающие вязкость расплава (повышение температуры, очищение сплава от неметаллических включений, повышение в сплаве содержания элементов, образующих легкоплавкие эвтектики и т. д.) повышают жидкотекучесть.

Наиболее сильное влияние на жидкотекучесть расплава оказывает температура перегрева расплава. Влияние температуры перегрева на жидкотекучесть расплава можно условно разделить на три интервала (рисунок 3). В первом интервале, от температуры нулевой жидкотекучести до температуры ликвидус, в расплаве находится много субмикрообразований ближнего порядка, неметаллических включений и газовых пузырьков, с ростом температуры жидкотекучесть существенно возрастает. С повышением температуры от температуры ликвидус до температуры испарения (второй интервал), происходит «осветление» расплава, жидкотекучесть возрастает, однако темп роста жидкотекучести падает, замедление происходит из-за преобладания тепловых факторов.

При дальнейшем повышении температуры, начинается испарение сплава или его компонентов, жидкотекучесть резко падает.

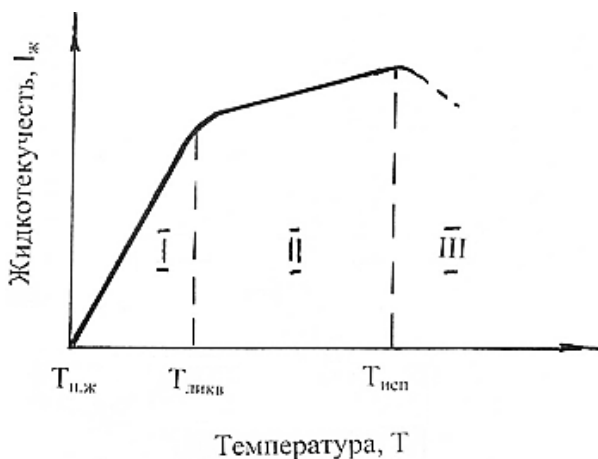


Рисунок 3 – Влияние температуры на жидкотекучесть металлов

При разработке оптимальной технологии литья необходимо знание общих количественных закономерностей, описывающих развитие процесса кристаллизации в период течения расплава в полости формы и его влияния на режим заполнения формы, распределение температуры, полей скоростей и давлений в различных точках системы и их изменение во времени. Существенный вклад в решение этих вопросов может внести теоретический анализ, построенный на базе решения системы дифференциальных уравнений в частных производных второго порядка, в которую входят уравнение движения Навье-Стокса, теплопроводности Фурье-Кирхгофа и уравнение неразрывности или сплошности. Для замыкания системы к уравнениям следует добавить соотношения, устанавливающие связь между свойствами жидкости, например уравнение состояния, связывающее термодинамические параметры жидкости: давление, плотность и температуру.

Математическая модель кроме дифференциальных уравнений, описывающих температурное поле в отливке и форме, включает в себя краевые условия (распределение температуры в начальный момент времени), граничные условия (теплового взаимодействия системы тел «отливка–форма–окружающая среда»), геометрические размеры и теплофизические свойства взаимодействующих тел.

Решение системы позволяет определить закон распределения скоростей и изменения давления в потоке затвердевающего распла-

ва, скорости затвердевания и охлаждения жидкого металла, распределения температуры по сечению отливки и формы в процессе формирования отливки.

Так как большинство прикладных задач моделирования литейных процессов не имеет строгого аналитического решения, для проведения расчетов используется численное моделирование. Нелинейный вид дифференциальных уравнений гидродинамики, теплообмена, кристаллизации, усадки и др., описывающих процесс, вызывает необходимость использования приближенных методов расчета.

Для решения системы дифференциальных уравнений, описывающих процессы гидродинамики, теплообмена, кристаллизации, усадки и др. в специфических краевых условиях, характерных для литейных процессов, наиболее часто используют методы конечных элементов (МКЭ) и конечных разностей (МКР).

Метод конечных разностей реализован в таких системах, как MAGMASOFT, AFS, CastCAE, Flow3D и др. Наряду с простотой реализации метода он имеет существенный недостаток, заключающийся в искажении геометрии при ее ступенчатом представлении, так как разбиение модели производят с помощью параллелепипедов, полученных наложением непрерывной прямоугольной ортогональной сетки на прямоугольную расчетную область, в которую вписана геометрия отливки и формы. При большой разностенности отливки могут возникать трудности связанные с адекватным описанием геометрии.

Применение метода конечных элементов более предпочтительно, так как его использование позволяет описать геометрию с любой степенью точности. Конечно-элементная сетка в МКЭ – это набор многоугольных пирамид, непрерывно, без пересечений заполняющих расчетную область моделируемого объекта. Данный метод реализован в таких системах моделирования литейных процессов, как ProCAST, SIMTEC, PASSAGE / PowerCAST, Полигон, LVMFlow и др.

Большинство систем, использующие МКЭ, имеют встроенные генераторы сетки, которые позволяют генерировать сетку в автоматическом режиме и точно описывать поверхности оптимальным количеством элементов. В случае отсутствия генератора необходимо использовать либо специализированные пре- и постпроцессоры (HyperMech, FEMAP, GAMBIT), либо встроенные генераторы других систем (ANSYS, NASTRAN и др.), а затем импортировать модель.

Основная разница между этими методами состоит в том, что МКЭ предполагает некоторое распределение искомой функции внутри элемента, а МКР – ее постоянное значение внутри ячейки.

В «Полигоне» при учете неравномерности выделения теплоты кристаллизации в интервале ликвидус–солидус предполагается, что доля выделившейся теплоты пропорциональна доле выделившейся твердой фазы, которая в свою очередь зависит от температуры. Эта зависимость задается спектром тепловыделения. В системе компьютерного моделирования литейных процессов ProCast модуль теплового расчета позволяет рассчитывать выделение скрытой теплоты энтальпийным методом с учетом задаваемого спектра выделения твердой фазы. В данной системе моделирования есть специальный модуль для оптимизации конечно-элементной сетки. Для большинства промышленных сплавов основная доля первичных кристаллов возникает в верхней части температурного интервала ликвидус–солидус, затем их выделение замедляется, а количество жидкой фазы в некоторой области температур практически не изменяется.

Теоретический анализ процесса заполнения формы и затвердевания расплава несет в себе большое количество информации: распределение температур и кинетику затвердевания в зависимости от интенсивности теплообмена между отливкой и формой, скорость течения расплава, давление в расплаве, количество твердой фазы и т. д.

На основе математического моделирования возможно определение оптимальных технологических параметров литья, создание теоретических основ управления процессами формирования отливок на стадии затвердевания и охлаждения отливки. Прогнозировать вероятность появления разнообразных дефектов, выявлять причины и искать пути их предотвращения путем корректировки технологии изготовления отливки с целью получения высококачественных бездефектных литых заготовок. Особенно это важно при литье тонкостенных заготовок, для которых продолжительность процессов заполнения и затвердевания становятся соизмеримыми.

Лабораторная работа № 1

ТЕОРЕТИЧЕСКОЕ И ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИЗУЧЕНИЕ ЖИДКОТЕКУЧЕСТИ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

Цель работы: ознакомление с понятиями заполняемости форм расплавом и жидкотекучести металлов и сплавов; приобретение практических навыков по экспериментальному определению влияния состава и температуры заливки металлов и сплавов на их жидкотекучесть.

Моделирование процесса заполнения литейной формы с использованием СКМ «Полигон»

Первый этап компьютерного анализа – построение 3D-модели отливки и формы. Современные системы высшего уровня (ProEngineer, EUCLID, CATIA и некоторые другие) предоставляют широкие возможности твердотельного поверхностного моделирования, однако они дороги. Из систем среднего уровня наибольшего внимания заслуживает SolidWorks, который прост в построении и предоставляет мощные средства 3D-моделирования. Важно, чтобы отливка и форма были сформированы в виде замкнутых объемов.

Следующим этапом является представление созданной 3D-модели в виде, необходимом для расчетов в современных системах моделирования литейных процессов. Для теоретического анализа поведения потока расплава и распределения температур в канале спиральной пробы на жидкотекучесть использовали компьютерное моделирование процесса в системе «Полигон».

Трехмерная модель литейной формы в сборе и отливки построена в среде SolidWorks. Генерация конечно-элементной сетки выполнена в COSMOSDesignSTAR.

Технологическая проба «спираль Керри»

Технологическая проба «спираль Керри» (ГОСТ 16438–70) (рисунки 1.1) представляет собой сборочную единицу, состоящую из чаши с металлоприемником, полуформы верха, в которой расположен стояк, и полуформы низа со спиралевидной полостью. Конструкция литниковой системы обеспечивает поступление расплава в полость литейной формы с постоянной скоростью. Площадь сечения трапециевидного спирального канала составляет 48 мм^2 .

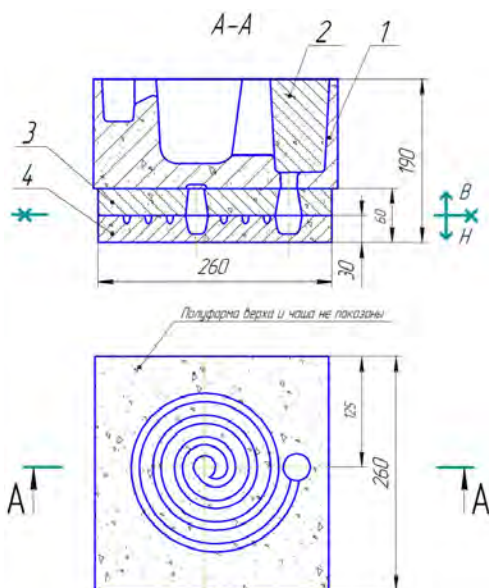


Рисунок 1.1 – Технологическая проба «спираль Керри»:

1 – чаша-металлоприемник; 2 – стопор; 3 – полуформа верха; 4 – полуформа низа

Моделирование процесса заполнения пробы

Программы моделирования литейных процессов имеют обширную базу данных по литейным сплавам, формовочным и стержневым материалам, в которых теплофизические и механические свойства представлены в виде функции от температуры.

Таблица параметров теплопередачи содержит девять групп. В «Полигоне» первые семь групп соответствуют различным видам теплопередачи между отливкой и формой, восьмой и девятый индексы соответствуют параметрам теплопередачи в окружающую среду.

Моделирование литейных процессов состоит из нескольких этапов:

1. Подготовка сеточной модели расчетной области в предпроцессоре «Мастер-3D» СКМ «Полигон», где выполняется анализ качества конечно-элементной сетки, ориентируется модель относительно вектора силы тяжести, присваиваются отдельным элементам тип «отливка/форма» и задаются индексы объемов и границ.

2. Задание граничных и начальных условий производится в предпроцессоре «Сплав» СКМ «Полигон».

3. Расчет процессов гидродинамики заполнения литейной формы и затвердевания расплава выполняется в модулях «Эйлер» и «Фурье 3D» СКМ «Полигон» соответственно.

4. Анализ результатов моделирования проводится с использованием модулей «Мираж 3D», «Мираж Л», а также «Критерий 3D» СКМ «Полигон».

На рисунках 1.2 и 1.3 представлена 3D-геометрия спирали Керри с конечно-разностной сеткой и результаты теоретического анализа распределения скоростей и температур в процессе заполнения.

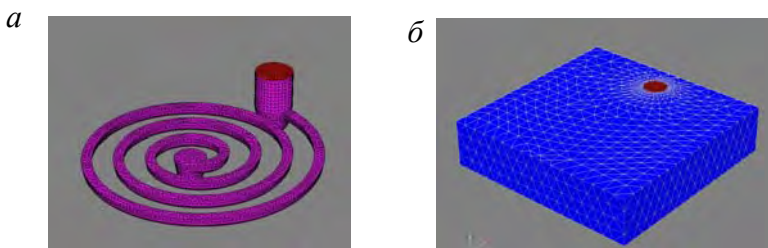


Рисунок 1.2 – 3D-геометрия спирали Керри с конечно-разностной сеткой:
а – спираль Керри; *б* – форма в сборе

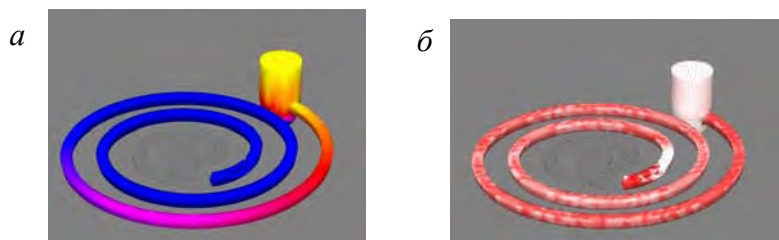


Рисунок 1.3 – Распределение скоростей и температур в процессе заполнения:
а – распределение температур; *б* – распределение скоростей

Постановка работы

Для проведения экспериментов используем силитовую печь, шамотографитовые тигли емкостью 6–8 кг (по меди), модельно-опочную оснастку для спиральной пробы, прутковую пробу, плавильный, формовочный и измерительный инструмент (линейку, штангенциркуль), стержневую смесь, алюминий первичный, сплавы АК5 и АК12, флюсы для рафинирования алюминия и его сплавов.

Задание и порядок выполнения работы

Работа рассчитана на четыре академических часа.

Каждая бригада получает индивидуальное задание, состав сплава задает преподаватель.

Используя прутковую или спиральную технологическую пробу, необходимо определить практическую и условно-истинную жидкотекучесть алюминия и сплавов системы алюминий–кремний 5 и 12 % мас. (АК5 и АК12).

По диаграмме состояния алюминий–кремний определяем температуру ликвидуса алюминия и сплавов АК5 и АК12:

$T_{лик} Al = 660 \text{ }^{\circ}C$; $T_{лик} АК5 = 619 \text{ }^{\circ}C$; $T_{лик} АК12 = 577 \text{ }^{\circ}C$.

На первом этапе необходимо провести расчет шихтовых материалов и подготовить по три формы для получения спиральной пробы для каждой температуры перегрева.

Далее подготовить в плавильной печи алюминиевый расплав заданного состава. Перегреть расплав на 40, 80 и 100 °С выше температуры ликвидуса. Сплав, нагретый до заданной температуры, залить в форму (допускается отклонение не более чем на $\pm 10 \text{ }^{\circ}C$).

После охлаждения извлечь пробы из форм измерить длину спиралей с точностью до 10 мм. При различии в длине спиралей более чем на 15 % опыт необходимо повторить.

Режим заливки и полученные результаты занести в таблицы 1.1, 1.3.

Таблица 1.1 – Результаты определения практической жидкотекучести сплавов

Сплав	<i>L</i> , мм, при температуре заливки		
	700 °С	740 °С	760 °С
Алюминий			
АК5			
АК12			

Построить кривые зависимости жидкотекучести от состава сплава и температуры заливки металла.

Обобщить полученные теоретические и экспериментальные результаты и сделать выводы о влиянии различных факторов на жидкотекучесть сплавов.

Таблица 1.2 – Температурные режимы проведения экспериментов при определении условно-истинной жидкотекучести

Сплав	$T_{лик}, ^\circ C$	$T_{перегр}, ^\circ C$	$T_{зал}, ^\circ C$
Алюминий	660	40	700
	660	80	740
	660	100	760
АК5	619	40	659
	619	80	689
	619	100	719
АК12	577	40	617
	577	80	657
	577	100	677

Таблица 1.3 – Результаты определения условно-истинной жидкотекучести сплавов

Сплав	$L, \text{ мм, при температуре заливки } T_{зал}, ^\circ C$								
	700	740	760	659	689	719	617	657	677
Алюминий									
АК5									
АК12									

Обобщить результаты определения жидкотекучести сплавов различных составов (взять данные других бригад) и установить ее зависимость от положения сплава на диаграмме состояния.

По экспериментальным данным построить графические зависимости практической и условно-истинной жидкотекучести сплавов от температуры заливки и состава сплавов.

Содержание отчета

1. Название лабораторной работы.
2. Цель.
3. Общие теоретические сведения.
4. Используемые сплавы и методика определения жидкотекучести.
5. Таблицы экспериментальных данных по определению жидкотекучести.
6. Графики зависимости $l = f(T_{зал})$.
7. Анализ результатов и выводы.

Вопросы для самопроверки

1. В чем разница между заполняемостью форм расплавом и жидкотекучестью сплава?
2. Объясните связь жидкотекучести сплавов с их положением на диаграмме состояния?
3. Какие особенности вносит процесс кристаллизации сплава на заполнение литейных форм и жидкотекучесть сплавов?
4. Какие свойства литейной формы влияют на жидкотекучесть сплава при заполнении форм расплавом?
5. Пробы, применяемые для оценки жидкотекучести сплавов?
6. Какое влияние оказывают теплопроводность, теплоемкость, плотность, поверхностное натяжение расплава на заполнение форм и жидкотекучесть сплава?
7. Как влияет температура перегрева на жидкотекучесть расплава?

2. УСАДОЧНЫЕ ПРОЦЕССЫ. ВИДЫ УСАДКИ

Основные понятия

Под усадочными процессами понимают совокупность явлений, ведущих к уменьшению размеров и объема отливки при ее кристаллизации и последующего охлаждения до температуры окружающей среды.

Основой усадки отливки является термическое сжатие, которое происходит в результате фазовых превращений и изменения растворимости газов. При затвердевании объем металла обычно уменьшается, однако у некоторых сплавов вблизи температуры ликвидуса происходит увеличение объема, которое может быть вызвано образованием при затвердевании фаз с большим удельным объемом, что уменьшает усадку на отдельных этапах формирования отливки.

Численные характеристики изменения размеров тел при охлаждении называют коэффициентами усадки, которые могут выражаться в объемных или линейных величинах, в долях единицы или в процентах.

Критериями оценки усадки являются: относительная усадка « β » в жидком, твердожидком и твердом состояниях и коэффициент

усадки «а». Для оценки усадки в жидком состоянии и при затвердевании используют объемные единицы, а в твердом состоянии, как правило, линейные единицы.

Усадка происходит на разных этапах формирования отливки. Относительное изменение объема сплава β_v , характеризует усадку в жидком, твердожидком состоянии, а также полное изменение объема после формирования и охлаждения отливки. Усадка сплава в жидком состоянии и при затвердевании зависит только от состава сплава и не поддается никакому внешнему технологическому воздействию.

Линейная усадка β_l – относительное изменение размеров отливки в твердом состоянии с момента образования достаточно прочного скелета из дендритов, способного противостоять давлению жидкого металла, т. е. связана с термическим сжатием кристаллов. Применительно к сплавам, затвердевающим в интервале температур, установлено, что усадка начинается, когда в отливке имеется приблизительно 75–95 % твердой фазы.

Различают линейную усадку сплава (определяют на образцах постоянного круглого или прямоугольного сечения) и отливки (различие в размерах между реальной моделью и отливкой). Линейная усадка зависит не только от свойств сплава, но и целого ряда металлургических и технологических факторов. Усадку сплава условно называют свободной, так как даже в отливках простейшей конфигурации между отливкой и формой возникают силы трения. Усадка отливки – это результат не только процесса уменьшения размеров при охлаждении, но и силового и теплового взаимодействия отливки и формы. Наибольшее влияние на окончательную усадку отливок эти явления оказывают при литье в сырые песчано-глинистые формы, что связано с процессами конденсации, влаго- и термопроводности формы, деформации формы под действием давления жидкого металла ее теплового расширения.

В технологических расчетах используют представление о литейной усадке, которая представляет собой относительную разность линейных размеров модели и отливки. Литейная усадка зависит не только от свойств расплава, технологических параметров литья, но и от конфигурации отливки и т. д.:

$$\beta_{\text{лит}} = \frac{l_{\text{мод}} - l_{\text{отл}}}{l_{\text{отл}}}.$$

Коэффициенты усадки, выраженные в долях в жидком состоянии:

$$\alpha_{\text{ж}} = \frac{V_t - V_0}{V_0 (T - T_0)},$$

где V_0 и V_t – объемы в исходном состоянии и при температуре T .

При затвердевании возможны две оценки усадки:

$$\alpha_3 = \frac{V_{\text{ж}} - V_t}{V_{\text{ж}}};$$

$$\alpha_3 = \frac{V_{\text{ж}} - V_t}{V_t}$$

где $V_{\text{ж}}$ и V_t – объемы в исходном состоянии и при температуре T .

В твердом состоянии:

$$\alpha_{\text{ТВ}} = \frac{l_t - l_0}{l_0 (T - T_0)},$$

где l_0 и l_t – линейные размеры отливки при температурах T и T_0 соответственно.

Коэффициент литейной усадки

$$\alpha_{\text{лит}} = \frac{l_t - l_0}{l_0} \cdot 100 \%,$$

где l_0 – размер полости формы при заливке.

Усадке отливки может препятствовать механическое и термическое торможение. При механическом торможении на величину усадки оказывают влияние свойства смеси, материал и конфигурация отливки. Термическое торможение происходит в результате неравномерного охлаждения отливки по сечению и градиента температур между отдельными ее частями. В связи с этим различают свободную и затрудненную усадку.

Усадка жидких и кристаллизующихся металлов и сплавов связана с образованием в отливках усадочных раковин и пор.

Объемной усадкой металлов и сплавов называют относительное уменьшение объема, которое происходит при понижении температуры и переходе из жидкого состояния в твердое.

Общее изменение объема отливки при усадке определяется наружной усадкой (значением изменения наружных размеров и объема), усадочной раковиной и усадочной пористостью.

Вид усадочных дефектов в отливках зависит от характера кристаллизации сплава и интенсивности охлаждения отливки в период затвердевания.

Усадочная раковина – полость в теле отливки или ее прибыльной части, образуемая вследствие не скомпенсированной объемной усадки при затвердевании, характерна для сплавов, кристаллизующихся при постоянной температуре. Отливка, независимо от интенсивности охлаждения, затвердевает послойно от поверхности к той части отливки, которая затвердевает последней, между жидкой частью и нарастающей твердой коркой не возникает двухфазной твердожидкой зоны. Таким образом, в отливках, изготовленных из чистых металлов и эвтектических сплавов, образуется концентрированная усадочная раковина. Усадка затвердевающего металла, вследствие образования новых фаз, изменяющих удельный объем, может выжимать расплав из средней части отливки и способствовать сокращению объема раковины.

Размер усадочной раковины зависит от коэффициента усадки сплава в жидком состоянии (изменяется в зависимости от природы и химического состава сплава), а также от температуры расплава к моменту начала затвердевания поверхностной корки. Чем выше температура заливки расплава, интенсивность теплообмена между отливкой и формой, тем больше размер образующейся усадочной раковины.

Усадочная пористость – скопление пустот, возникающих в результате усадки при затвердевании в микрообъемах металла, изолированных от источников питания жидким металлом в процессе формирования отливки. Формирование пор происходит в области затвердевания на микроуровне и связано с фильтрацией жидкого металла между твердыми кристаллами.

Усадочная пористость характерна для сплавов, кристаллизующихся в интервале температур, у которых в затвердевающей отливке образуется двухфазная твердожидкая зона.

В начальный период затвердевания объемная усадка выражается в образовании усадочной раковины, которая возникает за счет понижения уровня расплава в жидкой сердцевине. При соединении двухфазных зон усадочная раковина перестает углубляться, усадка начинает проявляться в виде усадочной пористости в двухфазной твердожидкой области.

Таким образом, общий объем пористости в отливке определяется количеством расплава, находящегося в двухфазной области на конечной стадии затвердевания и величиной его объемной усадки.

На рисунке 4 представлена схема формирования объемной усадки в отливках, изготовленных из разных сплавов, относящихся к одной двухкомпонентной системе простого эвтектического типа.

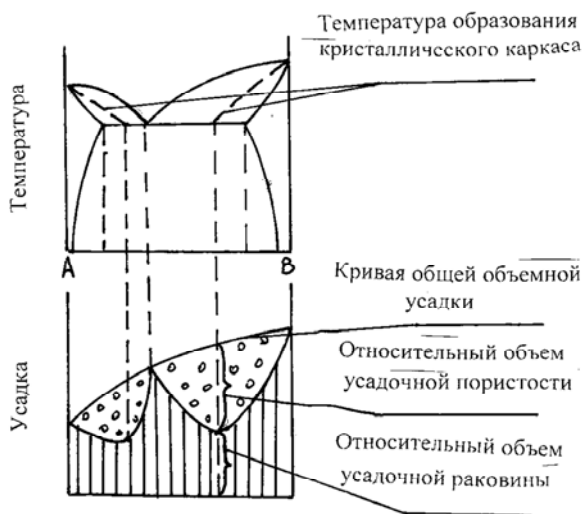


Рисунок 4 – Объемная усадка в отливках в зависимости от состава сплавов в простой эвтектической системе

Увеличение интенсивности охлаждения отливки ведет к увеличению размеров усадочной раковины и уменьшению общего объема усадочной пористости, так как из-за большого перепада температур

по сечению отливки величина твердожидкой области сокращается. Усадочная пористость занимает лишь центральную часть отливки.

При малых интенсивностях охлаждения, характерных для литья в песчаные формы, твердожидкая зона может распространяться практически на всё сечение отливки, в результате объемная усадка проявляется в виде образования усадочной пористости, а концентрированная усадочная раковина может вообще не возникнуть. Различают рассредоточенную или рассеянную пористость (распределена относительно равномерно по всему объему отливки) и зональную пористость (сосредоточенную в определенных сечениях отливки). Реальная пористость всегда имеет смешанный характер. Наиболее широкое распространение в отливках имеет осевая пористость.

Борьба с усадочными порами в отливке представляет собой более сложную задачу, чем борьба с усадочными раковинами. Для устранения усадочной пористости можно рекомендовать следующие мероприятия:

- кристаллизацию под повышенным давлением (5–10 атм). Наряду с непосредственным воздействием на питание внешнее давление перераспределяет соотношения усадочных дефектов между пористостью и усадочной раковиной, давление может подавлять выделение газов, увеличивая их растворимость;

- понижение температуры заливки металла. Повышение температуры заливки увеличивает не только объем усадочной пористости но и усадочной раковины;

- создание направленного затвердевания за счет увеличения интенсивности охлаждения. С увеличением скорости охлаждения увеличивается плотность сплава, объем усадочной раковины и уменьшается объем рассеянной пористости;

- уменьшение длины элементов отливки, в которых развивается осевая пористость, путем установки прибылей на небольших расстояниях друг от друга;

- использование холодильников для борьбы с пористостью в утолщениях и сопряжениях отливки;

- рациональный выбор места подвода металла.

Механизм образования пористости в различных сплавах может существенно различаться. Для серых чугунов, при затвердевании которых происходит предусадочное расширение, образование пористости связывают с совместным протеканием процессов кристал-

лизации и деформации. Для сплавов с существенным значением объемной усадки при затвердевании (1,5–6,5 %) образование дефектов усадочного происхождения рассматривают как совместное образование микро- и макропористости (стали, некоторые виды чугунов, алюминиевые и магниевые сплавы, бронзы, латуни и т. д.).

Особенностью моделирования усадочных дефектов в «Полигоне» является совместное решение задач образования макро- и микропористости, имеющих различные механизмы образования. Задача определения микро- и макропористости решается на той же сетке, что и тепловая задача, поэтому выходная информация о температурных полях и фазовом составе является входной для задачи питания.

Образование микропористости связывают с недостатком давления в области двухфазной зоны, находящейся ниже уровня расплава, падение давления происходит в результате объемной усадки, фильтрационного характера течения расплава через дендритный каркас твердой фазы, изоляции от внешнего давления при формировании твердой фазы на границах приложения давления. Существует возможность образования пустоты или выделения растворенного газа за счет освободившегося объема при фазовой усадке (переход из жидкого состояния в твердое) и термической усадке (в жидком состоянии). В процессе затвердевания могут выделяться фазы с различным коэффициентом усадки (α -твердый раствор, эвтектика), для учета этого фактора используют кусочно-непрерывную зависимость относительной усадки от количества твердой фазы. Микропористость не может быть больше величины объемной усадки при затвердевании (3–5 %).

Решение задачи по определению микропористости основано на решении дифференциального уравнения фильтрационного течения (совместное решение уравнений Дарси и неразрывности потока). Для моделирования образования микропористости необходимо экспериментальное определение фильтрационных характеристик сплава. Для этого достаточно на отливке простой конфигурации, в условиях направленного затвердевания, провести запись температурного поля и определить методом гидровзвешивания распределение плотности по высоте отливки. Желательно это делать в условиях, в которых приготавливают расплав для реальных отливок, так как микропористость существенно зависит от особенностей модифицирования, рафинирования расплава, а критические точки сплава в реальном производстве могут изменяться в широких пределах. Зна-

чение критических точек зависит от способа приготовления сплава, скорости охлаждения и затвердевания сплава и ряда других параметров. Коэффициенты суммарной объемной усадки при затвердевании « β » и объемной термической усадки в жидком состоянии « α » являются относительно консервативными характеристиками сплава. Допустимо использовать значения коэффициентов объемной термической усадки в жидком состоянии из справочников, используя значения даже для чистых металлов, так как их влияние на пористость незначительно. Спектр реализации усадки для многих сплавов считают линейным. Объемную усадку при затвердевании определяют экспериментально, используя пробу Татюра.

Возникновение макропористости и раковин происходит вследствие формирования при затвердевании изолированных друг от друга объемов и изоляции их от внешней подпитки. Расчет основан на вычислении объемной усадки при движении зеркал расплава в процессе затвердевания в каждой изолированной области питания. Под зеркалом понимают единую геометрическую поверхность, включающую в себя условное зеркало в двухфазной зоне и реальное зеркало расплава. Область формирования макропористости – это суммарный объем, который занимают все зеркала в процессе своего движения. Между жидкой и твердой фазой существуют промежуточные состояния, в которых поведение металла зависит от степени его «структурированности», величина пористости определяется степенью «структурированности» твердожидкого расплава. Пористость образуется по принципу «вытекания» жидкого или по принципу усадки при полном отсутствии компенсации. Коэффициент проницаемости рассчитывают в зависимости от доли твердой фазы. Критерием возникновения пористости является падение давления ниже некоторой критической величины. Макропористость может достигать 10–30 % и в пределе, при концентрированной раковине, составлять 100 %.

Задачу формирования микро- и макропористости необходимо решать совместно с тепловой задачей, так как они взаимно влияют друг на друга.

В математической модели «Полигона» реализована возможность задания различных внешних давлений на разных участках границ с полной или частичной компенсацией усадки, поверхностью приложения давления считают всю внешнюю поверхность отливки. Воз-

возможность задания различных внешних давлений на разных участках, а также границ с подпиткой позволяет моделировать усадочные процессы не только для традиционных способов литья в разовые формы и кокильное литье, но и литье под низким и высоким давлением и т. д.

Лабораторная работа № 2

ИССЛЕДОВАНИЕ ОБЪЕМНОЙ УСАДКИ СПЛАВОВ

Цель работы: изучение влияния состава сплава, величины перегрева расплава и скорости охлаждения отливки на образование в ней дефектов усадочного происхождения; определение объемной усадки.

Постановка работы

Экспериментальные исследования объемной усадки проводим на цилиндрической отливке и диаметром, и высотой 61 мм. С целью увеличения интенсивности охлаждения внизу песчаной формы установлен холодильник в виде металлической плиты с питателем для подачи металла. Для исключения подпитки отливки сверху, заливку формы проводим с использованием сифонной литниковой системы (рисунок 2.1).

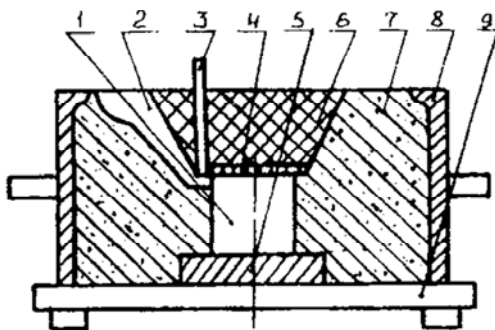


Рисунок 2.1 – Форма для отливки образца для исследования объемной усадки сплавов:

- 1 – полость формы; 2 – литниковая система; 3 – задвижка; 4 – асбестовый картон; 5 – холодильник; 6 – стержень; 7 – форма; 8 – опока; 9 – подмоделная плита

Подготавливаем кокиль и две песчано-глинистые формы, с холодильником и без холодильника. Расплав металла заданного химического состава, рафинированный хлористым марганцем или гексахлорэтаном, заливаем в формы при температурах указанных преподавателем.

Определяем массу отливки в воде и на воздухе (с точностью до 0,1 г). Замеряем размеры модели образца и вычисляем объем литейной формы V_{ϕ} .

Далее определяем объем усадочной раковины V_p , заливая воду из мерной бюретки и вычисляем относительный объем по формуле:

$$\beta_p = \frac{V_p}{M_{\text{возд}}^{\text{отл}} - M_{\text{вод}}^{\text{отл}} + V_p} \cdot 100 \%$$

Для экспериментального определения плотности сплава при комнатной температуре из нижней части отливки вырезаем образец $10 \times 10 \times 10$ мм, находим его массу на воздухе и в воде с точностью до 0,001 г. Плотность сплава определяем по формуле

$$\rho_{\text{спл}}^{\text{тв}} = \frac{M_{\text{возд}}^{\text{обр}}}{M_{\text{возд}}^{\text{обр}} - M_{\text{вод}}^{\text{обр}}} \cdot \rho_{\text{H}_2\text{O}}$$

где $\rho_{\text{H}_2\text{O}}$ – плотность воды при температуре взвешивания, равная 1 кг/м^3 .

Определяем кажущуюся плотность отливки по формуле

$$\rho_{\text{отл}}^{\text{тв}} = \frac{M_{\text{возд}}^{\text{отл}}}{M_{\text{возд}}^{\text{отл}} - M_{\text{вод}}^{\text{отл}}} \cdot 100 \%$$

Определяем пористость отливки по формуле:

$$\beta_{\text{п}} = \frac{\rho_{\text{спл}}^{\text{тв}} - \rho_{\text{отл}}^{\text{тв}}}{\rho_{\text{спл}}^{\text{тв}}} \cdot 100 \%$$

По результатам экспериментальных исследований необходимо построить графики зависимости β_p , $\beta_{п}$ и $\beta_{общ} = \beta_p + \beta_{п}$ от состава сплава при разных условиях охлаждения и разных температурах перегрева расплава.

Определяем плотность жидкого сплава при температуре заливки как частное от деления массы отливки на объем литейной формы.

Вычисляем общую усадку сплава по формуле

$$\beta_{спл}^{общ} = \frac{\rho_{спл}^{ТВ} 20\text{ }^{\circ}\text{C} - \rho_{спл}^{ж} T_{зал}}{\rho_{спл}^{ТВ} 20\text{ }^{\circ}\text{C}}.$$

Сопоставить общую усадку отливки и общую усадку сплава.

Содержание отчета

1. Название лабораторной работы.
2. Цель.
3. Общие теоретические сведения.
4. Используемые сплавы и методика определения объемной усадки.
5. Описание методики проведения работы, замеров, расчетов, построение графиков.
6. Анализ полученных результатов, выводы о влиянии характера кристаллизации сплава, интенсивности охлаждения и температуры заливки расплава на вид и распределение усадочных дефектов в отливке.

Лабораторная работа № 3

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ЛИНЕЙНОЙ И ЛИТЕЙНОЙ УСАДОК СПЛАВОВ

Цель работы: изучение влияния состава сплава на величину линейной и литейной усадок.

Постановка работы

Для проведения работы необходима плавильная печь, шамотографитовые тигли, прибор конструкции И. Ф. Большакова, модельно-опочная оснастка, прибор для измерения температуры, хромель-

алюмелевая термопара, аналитические и технические весы, приспособление для проведения гидростатического взвешивания, штангенциркуль, формовочный и плавильно-заливочный инструмент, рафинирующие добавки (хлористый марганец, гексахлорэтан), алюминий, силицины, спецодежда.

Каждая подгруппа студентов работает с одним сплавом. Необходимо провести определение величины относительного объема усадочной раковины, усадочной пористости, общую величину объемной усадки отливки и сплава и сопоставить количественно общую усадку отливки и общую усадку сплава.

Линейную (свободную) усадку определяем на приборе И. Ф. Большакова. На рисунке 3.1. представлена схема прибора конструкции И. Ф. Большакова.

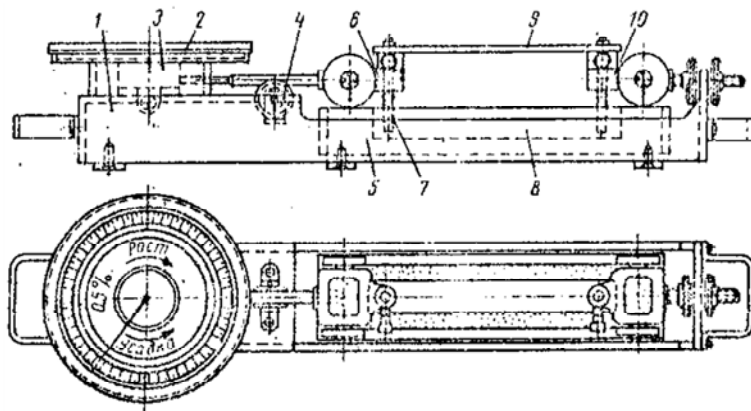


Рисунок 3.1 – Прибор для определения литейной усадки

На металлическом каркасе прибора 1 смонтирован диск циферблата 2 с индикаторной головкой 3. Каждому делению шкалы соответствует изменение линейного размера образца длиной 200 мм на 0,001 %.

В прибор устанавливают опку 5 с формой образца 8. Размер образца $30 \times 25 \times 250$ мм. Над опкой располагаются две подвижные каретки 6, 10. Первая каретка соединена штоком с иглой индикатора, вторую закрепляют в прорези торцевой стенки каркаса. Каждую каретку перпендикулярно оси образца закрепляют шпилькой 7. Нижние концы шпилек располагаются в полости формы на глубину

18–20 мм. С помощью контрольной планки 9 с точностью до 0,1 мм устанавливают расстояние между центрами шпилек 200 мм. Перед тем как снять контрольную планку со шпилек, необходимо штоком передней каретки, поддерживаемой роликом 4, нажать на иглу индикатора, чтобы его стрелка сделала пять оборотов по окружности циферблата вправо, остановилась на нуле шкалы. В этом положении контрольную планку снимают.

С помощью моделей в парных опоках изготавливают формы. Модели имеют отверстия, расстояние между которыми 200 мм. Перед извлечением моделей из форм, через отверстия, при помощи металлического керна, на форме выполняют конусные углубления. После заливки и охлаждения отливки штангенциркулем измеряют расстояние между выступами на отливке $l_{отл}$. Усадку определяют путем сравнения расстояния между центрами конических углублений в форме и между соответствующими выступами на отливке.

Далее полость формы заполняют расплавом, освобождают переднюю каретку и наблюдают за перемещением стрелки индикатора. Температуру в центре образца фиксируют с помощью хромель-алюмелевой термопары.

Свободную и затрудненную (литейную) усадку определяют с помощью образцов, чертежи которых представлены на рисунке 3.2

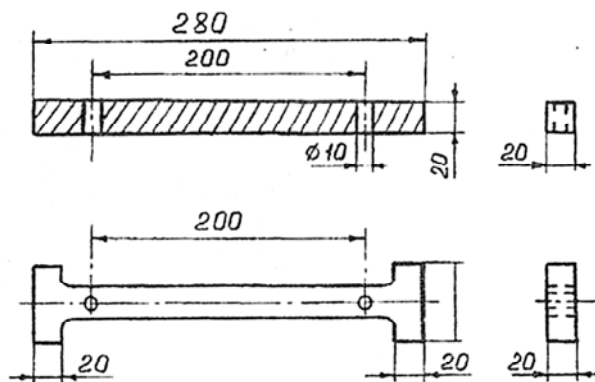


Рисунок 3.2 – Чертеж образцов для определения усадки:
a – свободная усадка; *б* – затрудненная (литейная) усадка

Величину линейной усадки определяем по формуле

$$\varepsilon_{\text{лин}} = \frac{200 - l_{\text{отл}}}{l_{\text{отл}}} \cdot 100 \%$$

Порядок выполнения работы

На лабораторных бегунах приготавливаем стержневую смесь и изготавливаем формы для определения линейной и литейной усадки.

Расплавляем металл заданного состава, перегреваем расплав на 100–120 °С выше температуры ликвидус и обрабатываем его рафинирующей добавкой, хлористым марганцем или гексахлорэтаном, в количестве 0,2 % от массы металла. Рафинирующую соль вводим в расплав с помощью колокольчика.

Заливаем образцы для определения литейной усадки, охлаждаем отливки до комнатной температуры и измеряем расстояние между центрами конических углублений в форме и соответствующими им выступами на отливке. Величину литейной усадки находим по формуле, затем определяем эту величину экспериментально и сопоставляем значения между собой.

Измерения линейной усадки проводим при разных температурах, результаты измерений представляем в виде графика $\varepsilon = f(T)$.

Результаты экспериментальных исследований по изучению влияния состава сплава на линейную усадку, сводим в таблицу 3.1

Таблица 3.1 – Результаты экспериментальных исследований

(Т, °С)	Сплав		
	Al	AK5	AK12

По результатам экспериментальных исследований необходимо построить график зависимости линейной усадки в зависимости от состава сплава.

Провести анализ экспериментальных данных и сделать выводы о влиянии кремния на усадку алюминиевых сплавов.

Содержание отчета

1. Название лабораторной работы.
2. Цель.
3. Общие теоретические сведения.
4. Анализ результатов и выводы о влиянии характера кристаллизации, интенсивности охлаждения сплава и температуры перегрева на вид и распределении дефектов усадочного происхождения.
5. Определение понятий линейной и литейной усадки.
6. Сведения о зависимости линейной и литейной усадки от различных факторов.
7. Используемые сплавы и методика определения усадки.
8. Таблицы экспериментальных данных по определению усадки.
9. Графики зависимости линейной усадки от состава сплава и температуры.
10. Анализ результатов и выводы по проделанной работе.

Вопросы для самопроверки

1. Какие критерии оценки усадки и виды усадки вы знаете?
2. Объясните, что такое механическое и термическое торможение усадки, а также их связь со свободной и затрудненной усадкой.
3. Усадочная раковина и усадочная пористость (рассеянная и зональная), их связь с диаграммой состояния сплава.
4. Как влияет увеличение скорости затвердевание металла на формирование усадочной пористости в отливке?
5. Каким образом влияют технологические факторы (температура перегрева расплава перед заливкой, скорость затвердевания отливки, внешнее давление, газонасыщенность сплава) на развитие пористости?
6. Какие способы борьбы с усадочными раковинами и пористостью вы знаете?

3. ЛИТЕЙНЫЕ НАПРЯЖЕНИЯ В ОТЛИВКАХ

Основные понятия

В процессе формирования отливки и охлаждения ее до температуры окружающей среды в ней возникают напряжения. В зависимости от причины возникновения различают термические σ_t , фазовые σ_ϕ и усадочные σ_y напряжения. Сумма этих напряжений определяет литейные напряжения:

$$\sigma_t + \sigma_\phi + \sigma_y = \sigma_{\text{лит.}}$$

Термические напряжения возникают в результате неравномерного и протекающего с различной скоростью, в различных сечениях процесса затвердевания и охлаждения отливки. На величину термических напряжений оказывают влияние условия формирования отливки, теплофизические свойства формы и сплава – теплопроводность, теплоемкость, температурный коэффициент линейного расширения и т. д.

По физической природе напряжения подразделяют на макронапряжения (напряжения 1-го рода), зональные напряжения и микронапряжения (напряжения 2-го рода), которые уравниваются в микрообъемах одного или группы зерен, и напряжения 3-го рода, которые уравниваются в субмикрообъемах.

Если возникновение термических напряжений связано с различием температур по сечению отливки они классифицируются как макронапряжения. В случае если термические напряжения возникают в результате различия коэффициентов термического расширения структурных составляющих сплава, их классифицируют как микронапряжения. Величина термических напряжений существенно больше величины фазовых и усадочных напряжений.

Возникновение фазовых напряжений связано со свойствами фаз и структурных составляющих. Величина фазовых напряжений зависит от различия удельных объемов фаз, упругих и пластических свойств основной структурной составляющей сплава, последовательности протекания фазовых превращений в объеме отливки. Распределение температур по сечению отливки неоднородно, поэтому фазовые превращения протекают неодновременно. Фазовые напряжения, так же как и термические напряжения, могут быть макро- и микроскопическими.

Усадочные напряжения относят к макронапряжениям, которые возникают в результате механического и термического сопротивления усадки отливки со стороны формы, стержней и т. п.

Различают временные напряжения, т. е. действующие только в течение определенного времени, и остаточные, которые сохраняются на момент полного охлаждения отливки до температуры окружающей среды. С увеличением скорости охлаждения уровень временных напряжений возрастает. Процесс формирования остаточных напряжений есть результат сформировавшейся к началу взаимодействия разницы температур и протекания неравномерной пластической деформации в период последующего охлаждения отливки до температуры окружающей среды. На величину остаточных напряжений влияет много факторов: физико-механические свойства материала сплава и формы (коэффициент термического сжатия и модуль упругости), соотношение площадей сечений и перепад температур, который зависит от условий охлаждения, конфигурация отливок и т. д.

Снижение уровня напряжений происходит вследствие процессов релаксации, которые связаны с пластической деформацией или возникновением микроразрушений (микротрещин). Релаксация остаточных напряжений ведет к изменению геометрии отливок, в ряде случаев превышающих допустимые отклонения.

У некоторых сплавов наряду с усадкой на различных этапах формирования отливки происходит предкристаллизационное или так называемое предусадочное расширение, которое связывают с уменьшением растворимости газов или выделением свободных фаз. Например, в недостаточно раскисленной стали получают «растущие» отливки, увеличение размеров происходит в результате выделения закиси железа из расплава, которая при взаимодействии с углеродом ведет к образованию закиси углерода. В сером чугуна, вследствие выделения свободного графита из расплава, происходит предусадочное расширение около 0,25 %, для высокопрочного чугуна – приблизительно 0,4–0,6 %. В твердом состоянии возможно протекание вторичных фазовых превращений, вызывающих увеличение объема, например переход $Fe_{\gamma} \rightarrow Fe_{\alpha}$.

Для снятия напряжений используется термическая или термоциклическая обработка. При отжиге и нагреве под термическую обработку остаточные напряжения снимаются, вследствие происходящих процессов ползучести и релаксации напряжений. Переход из

упругого состояния в пластическое для разных сплавов происходит при разных температурах, обычно в диапазоне $0,25-0,35T_{пл}$. Для сплавов, претерпевающих фазовые превращения, с целью снижения уровня остаточных напряжений рекомендуется выравнивание температуры отливки при температурах выше температуры фазового превращения и далее в период превращения медленно охлаждать отливку.

Возникающие в процессе формирования отливки напряжения являются причиной возникновения коробления отливок. Коробление отливки может происходить в литейной форме (неравномерные температурные и фазовые деформации), при механической обработке, вследствие перераспределения напряжений в системе, а также в результате релаксации напряжений в процессе эксплуатации детали. Возможно коробление отливки в процессе термической обработки. На процесс коробления в чугунных отливках оказывает влияние переход $Fe_\gamma \rightarrow Fe_\alpha$, процесс графитизации, перлитное превращение. Сопротивление формы и стержней влияет на процесс коробления вследствие неравномерных пластических деформаций в процессе охлаждения. При разработке технологии изготовления отливки технологи используют разного рода перемычки, ребра и т. д. Снижение уровня остаточных напряжений возможно путем использования длительной выдержки отливок на открытом воздухе, низкотемпературного отжига, вибрационной обработки. Коробление отливки ведет к необходимости увеличения припусков под механическую обработку.

С наличием напряжений в отливке непосредственно связано образование горячих и холодных трещин. Горячие (кристаллизационные) 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. Рост трещин может происходить после затвердевания отливки в медленно охлаждающихся массивных частях, участках перехода толстых стенок к тонким и т. д. 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. Основной причиной образования горячих трещин является торможение свободной усадки со стороны формы или стержней и возникающей при этом деформации. Горячие трещины располагаются, как правило, по границам зерен и дендритов, имеют черную окисленную поверхность и значительное расхождение между краями. На зарождение горячих трещин оказывают влияние концентраторы напряжений – местные усадочные и газовые раковины, неметаллические включения. Например, сера увеличивает склонность стали к образованию горячих трещин, так как сульфиды, располагающиеся между кристаллами металлической основы, резко снижают ее прочность. Негативное влияние оказывают также плены и неметаллические включения. С увеличением интервала кристаллизации вероятность образования горячих трещин возрастает. Отливки с мелкозернистой структурой менее склонны к образованию горячих трещин, чем крупнозернистые. Благоприятное влияние на устойчивость сплавов против образования горячих трещин оказывает присутствие в них эвтектической составляющей.

Для снижения возможности образования горячих трещин можно рекомендовать использование податливых форм, снижение температуры и скорости заливки расплава, уменьшение содержания в сплавах вредных примесей, способствующих увеличению температурного интервала хрупкости (для железоуглеродистых сплавов S, P, H₂). Необходимо отметить, что наибольшее сопротивление усадке оказывают холоднотвердеющие смеси, а жидкостекольные – наименьшее. Однако при охлаждении холоднотвердеющие смеси, вследствие деструкции связующих материалов разупрочняются, в то время как жидкостекольные смеси упрочняются из-за спекания смеси. В связи с этим холоднотвердеющие смеси представляют наибольшую опасность с точки зрения зарождения, а жидкостекольные – распространения горячих трещин.

При конструировании отливки желательно исключить выступающие части, решить вопросы о допустимой разностенности отдельных частей отливки, создавать плавные переходы в сопряжениях, оформлении литейных ребер и т. д. В основе конструирования лежит принцип одновременного затвердевания и равномерного остывания отливок. При разработке технологии необходимо уделять

внимание выбору места подвода металла и установки прибылей, определению рациональных конструкций литниковых систем.

Холодные трещины возникают в хрупких сплавах при быстром охлаждении или ударах, когда внутренние напряжения в отливках превышают предел прочности. Трещины образуются при сравнительно низких температурах, при которых резко снижаются пластические свойства сплава. Например, для стали и чугуна ниже температуры 600 °С. На появление холодных трещин оказывает влияние температура выбивки отливки, в общем случае вероятность их возникновения зависит от уровня временных напряжений к моменту выбивки. С повышением температуры выбивки вероятность образования холодных трещин возрастает. Выбор температуры выбивки необходимо проводить для каждой отливки индивидуально. Трещины имеют блестящую поверхность, обычно с цветами побежалости, они имеют незначительное расхождение между краями.

На практике при отработке технологии конкретной отливки, технологические параметры, химический состав, процессы рафинирования и модифицирования расплава определяют на основании статистических данных по браку в конкретных условиях текущего производства.

Теоретический анализ вероятности образования трещин в конкретных условиях формирования сложных отливок представляет огромный интерес. Для определения величины напряжений, возникающих в отливках при их охлаждении, необходимо знать зависимость упруго-пластических свойств металлов и сплавов от температуры.

В профессиональной системе моделирования литейных процессов ProCast рассматриваются три модели напряженного состояния. Прежде чем провести анализ термонапряженного состояния реальной отливки, необходимо иметь данные о процессе затвердевания отливки, т. е. изменении количества твердой фазы во времени.

Линейно-упругая модель (Linear Elastic). Для проведения расчетов необходимо задать модуль Юнга, коэффициент Пуассона и коэффициент термического расширения. Модуль Юнга соответствует наклону начальной части кривой напряжение–деформация. Значение коэффициента Пуассона для металлов приблизительно равно 0,3.

Упруго-пластическая модель (Elasto-Plastic). Кроме свойств, необходимых для расчета линейно-упругой модели, необходимо задать предел текучести и наклон кривой упрочнения. Предел текучести соответствует напряжению, при котором начинается пластиче-

ская деформация. Коэффициент упрочнения определяется наклоном кривой напряжение–деформация в области пластической деформации.

Упруго-вязкопластичная модель. Поведение затвердевающего сплава можно описать с помощью трех моделей: Peizuna, Norton и Strain Hardening Creep. Эти модели позволяют описать ползучесть с заданным пределом и без предела, а также режим первичной ползучести – деформационное упрочнение – и вторичной ползучести с возможным порогом.

Определение параметров в твердожидкой зоне оказывает влияние на предсказание образования горячих трещин.

В случае, если доля твердой фазы меньше 20 %, значение модуля Юнга принимают 50–500 МПа. Модуль можно автоматически рассчитать в PreCast с помощью термодинамической базы данных как функцию химического состава. Предел текучести в твердожидкой зоне (количество твердой фазы меньше 50 %) принимают постоянным 5–10 МПа.

В случае линейного упрочнения, при отсутствии экспериментальных данных, его значение принимают около 1/20 модуля Юнга. Если доля твердой фазы меньше 50 %, упрочнение считают равным нулю.

Для модели Peizuna с линейным упрочнением, с целью определения пластических и вязкопластических свойств при различных температурах, включая переходные процессы, используют методы испытания на растяжение и на ползучесть.

При низкой температуре поведение материалов можно считать как упругопластическое, испытания на растяжение проводят при различных температурах и постоянной скорости нагружения. Экспериментальные значения напряжений при высоких температурах зависят от нагрузки, пластическая деформация повышается линейно во времени, уровень напряжений постоянный, упрочнение отсутствует. Для определения параметров вязкопластичности необходимо получить данные о значении предела текучести, при уменьшении нагрузки. Предел текучести достигается при отсутствии пластической деформации. Таким образом, пластические свойства металла определяются пластической деформацией, возникающей при нагружении и деформацией образующейся с течением времени без увеличения нагрузки.

При промежуточной температуре имеет место как пластичность (упрочнение), так и вязкопластичность. Значение коэффициента

упрочнения одинаково для всех скоростей деформации и соответствует плоскому участку кривых после переходного процесса.

Для оценки склонности сплавов к возникновению напряжений, образованию трещин разработаны технологические пробы. Наибольшее распространение получили пробы прямоугольного и круглого сечения, в виде усадочных решеток переменного сечения, кольца Френча и т. д. Известны и неразрушающие методы определения остаточных напряжений: рентгеновский, магнитный, ультразвуковой и т. д. Однако технологическая проба является простейшей отливкой, поэтому по результатам анализа нельзя судить о вероятности образования трещин в отливках более сложной конфигурации, так как температурное поле и термонапряженное состояние в них отличается. Все пробы имеют идентичные элементы – толстые и тонкие стержни, соединенные перемычками. Процесс формирования остаточных напряжений лучше всего рассматривать на примере симметричной отливки типа усадочной решетки. На рисунке 5 показана трехзвенная усадочная решетка, у которой площадь f_2 поперечного сечения толстого стержня 2 равна сумме площадей тонких стержней ($f_2 = 2f_1$).

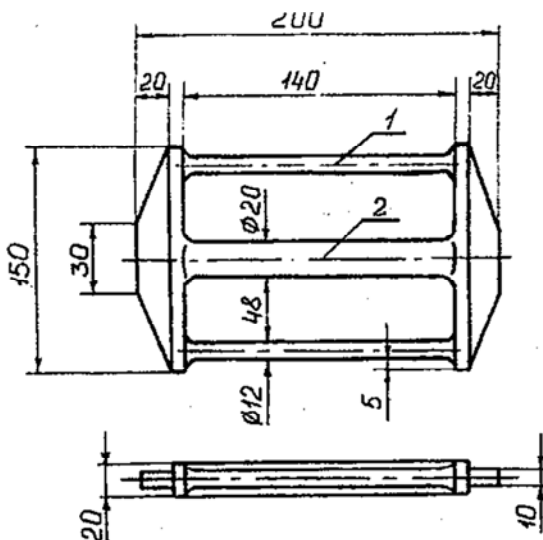


Рисунок 5 – Трехзвенная усадочная решетка

На рисунке 6 представлено изменение температур и напряжений в тонких 1 и толстом 2 стержнях решетки.

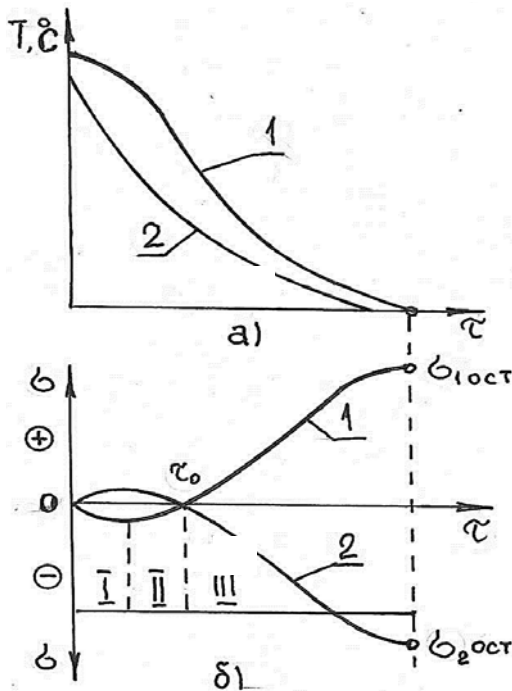


Рисунок 6 – Изменение температуры и формирования напряжений в толстом и тонком стержнях решетки

Напряжения возникают с момента возникновения усадки, причем в тонких сечениях эти напряжения растягивающие (охлаждаются быстрее), а в толстом сечении сжимающие. Напряжения возрастают до момента достижения максимальной разности температур стержней Δt_{max} (I период). По мере уменьшения градиента температур напряжения уменьшаются и в момент, когда система разгрузится, напряжения равны нулю (II период). Далее напряжения меняют знак (в толстом сечении растягивающие $\sigma_{2\text{ост}}$, в тонком сжимающие $\sigma_{1\text{ост}}$), их величина возрастает до момента полного охлаждения пробы. Причиной образования остаточных напряжений является пластическая деформация, происходящая в I и II периодах.

Величина остаточных напряжений $\sigma_{1 \text{ ост}}$ и $\sigma_{2 \text{ ост}}$ определяет разность температур Δt в момент разгрузки, стержни не взаимодействуют, длина их одинакова, напряжения равны нулю, однако они имеют разную температуру. При охлаждении пробы до температуры окружающей среды, размеры стержней уменьшатся на разную величину, а так как система замкнута, возникнут остаточные напряжения. Момент разгрузки наступает при разной температуре в зависимости от конфигурации пробы, материала отливки и формы, скорости охлаждения отливки.

Если не учитывать напряжения в перемычках расчет остаточных напряжений в стержнях сводится к следующему. В условиях равновесия $2\sigma_1 f_1 = \sigma_2 f_2$, откуда

$$\sigma_1 = \frac{\sigma_2 f_2}{2 f_1}.$$

Напряжения вызывают упругие деформации:

$$\Delta_1 = \frac{\sigma_1 l}{E};$$

$$\Delta_2 = \frac{\sigma_2 l}{E}.$$

Если разрезать толстый стержень, его длина уменьшится, а длина тонких стержней увеличится. Суммарная величина деформаций стержней, соответствует напряжениям в них:

$$\Delta = \Delta_1 + \Delta_2 = \frac{\sigma_1 l}{E} + \frac{\sigma_2 l}{E}.$$

Выразив σ_1 через σ_2 , получим:

$$\Delta = \frac{\sigma_2 f_2 l}{2 f_1 E} + \frac{\sigma_2 l}{E}.$$

Откуда

$$\sigma_2 = \frac{\Delta E}{l} \left(\frac{2f_1}{f_2} + 1 \right),$$

где E – модуль упругости, МПа;

l – длина стержня, мм.

Остаточное напряжение в решетке можно определить методом нагружения. Метод заключается в определении силы, которую необходимо приложить, для того чтобы возвратить деформированную при разрезке решетку в первоначальное состояние, путем сжатия решетки по продольной оси с помощью пресса на величину Δ . Первоначально с помощью шупа определяют размер реза ножовки на толстом стержне, путем частичного разрезания в новом месте. Далее шуп помещают в рез и производят нагружение решетки на прессе до состояния плотного сжатия шупа в резе. В этот момент определяют величину давления по манометру и, зная диаметр поршня, определяют усилие. Остаточные напряжения вычисляют по известным формулам.

Лабораторная работа № 4

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ В ОТЛИВКЕ

Порядок выполнения работы

Каждой группе студентов преподаватель дает сплав с определенным химическим составом. Температуру заливки студенты выбирают самостоятельно.

С помощью модели в парных опоках изготавливают литейную форму для получения отливки усадочной решетки. Подвод металла осуществляют в торцевую часть толстого стержня. Подготовленный расплав заливают в форму, охлаждают отливку до комнатной температуры в форме или в воде.

Зачищают поверхность толстого стержня в средней его части на расстоянии 15–20 мм и на зачищенной поверхности с помощью

керна наносят отметки на расстоянии 8–10 мм друг от друга. Далее с точностью 0,01 мм замеряют расстояние между метками. Вычисляют площадь сечения стержней. Разрезают толстый стержень и повторно измеряют расстояние между метками. Рассчитывают напряжения в тонком и толстом стержнях. Результаты работы всех подгрупп сводят в таблицу 4.1.

Таблица 4.1 – Влияние состава сплава на остаточные напряжения в решетке

Сплав	Температура заливки, °С	Сечение стержня, мм		Расстояние между отметками, мм		Деформация, мм	Модуль упругости сплава, Па	Остаточное напряжение, МПа	
		тонкое	толстое	исходное	конечное			тонкое	толстое

Провести теоретический анализ расчета напряжений в системе моделирования ProCast или «Полигон». Сопоставить полученные данные.

Содержание отчета

1. Название работы.
2. Цель работы.
3. Общие теоретические сведения.
4. Механизм возникновения остаточных напряжений в отливках.
5. Методика экспериментального определения остаточных напряжений.
6. Чертеж усадочной решетки.
7. Расчет напряжений.
8. Анализ результатов экспериментов.
9. Выводы.

Вопросы для самопроверки

1. Какие виды напряжений возникают в отливках?
2. Какие факторы оказывают влияние на величину термических напряжений?

3. Фазовые и усадочные напряжения причины их возникновения
4. Временные и остаточные напряжения. Факторы, влияющие на величину остаточных напряжений.
5. Назовите причины образования горячих и холодных трещин.
6. Модели напряженного состояние в системе моделирования ProCast.
7. Какие свойства сплава необходимо знать для проведения расчетов по возникающим напряжениям?

4. ГАЗЫ В МЕТАЛЛАХ И СПЛАВАХ

Основные понятия

Присутствие газов в металлах и сплавах оказывает большое влияние на литейные, физико-механические и эксплуатационные свойства литых деталей. Источником газов в металлах могут быть шихтовые материалы, атмосфера плавильного агрегата, подаваемое на поверхность или вглубь ванны расплава дутье (технический кислород или воздух), вводимые в металл или в шлак в процессе плавки и разливки ферросплавы, рафинирующие и модифицирующие добавки, газы, образующиеся при сгорании топлива. Поглощение газов металлом может происходить из атмосферы печи при плавке, вследствие взаимодействия расплава с материалом формы, в результате захвата газов струей металла, гидродинамических и газовых процессов, происходящих в полости литейной формы на стадии заполнения. Необходимо обеспечить минимальную турбулентность потока, отсутствие нарушения его сплошности, для того чтобы предотвратить вторичное газонасыщение и окисление расплава во время его течения по каналам литниковой системы и заполнения формы.

Допустимые пределы содержания газов и неметаллических включений для различных сплавов определяются соответствующими стандартами.

Газы присутствуют в металле в свободном состоянии в порах и раковинах, твердых химических соединениях с элементами, входящими в состав сплава (оксиды, нитриды, гидриды), в растворенном состоянии в жидких и твердых растворах, тонких слоев адсорбированных на различных структурных составляющих матрицы металла.

Растворение газов в металлах зависит от природы газов, состояния металлов и сплавов, а при прочих равных условиях от температуры и парциального давления газов. Растворение газов процесс эндотермический. Выделение газов в свободном состоянии происходит в результате уменьшения их растворимости в расплаве и твердой фазе при понижении температуры. С повышением температуры металла, в зависимости от изменения энтальпии, растворимость газов может повышаться или понижаться.

В случае растворения двухатомных газов в чистом железе, установлена связь между парциальным давлением этих газов в атмосфере над расплавом и растворимостью газа в металле. Зависимость концентрации растворенного вещества C от действующего давления p :

$$C = C_0 \sqrt{\frac{p}{p_0}},$$

где C_0 – концентрация растворенного вещества в равновесии со стандартным давлением p_0 .

Это соотношение называют законом квадратного корня или законом Сивертса. Закон действителен в тех случаях, когда двухатомный газ, адсорбируемый металлом, предварительно диссоциирует на два атома, растворяющихся с образованием раствора или химического соединения. Если при растворении водорода или азота в металле образуются соединения, содержащие более одного атома газа (например, ZrH_2 , TiH_2 , Si_3N_4 и т. п.), закон квадратного корня недействителен. В процессе плавки железоуглеродистых сплавов металл не содержит значительного количества гидридо- или нитридообразующих примесей, поэтому закон квадратного корня по водороду и азоту выполняется.

Так как газы образуют только растворы внедрения, растворимость их сильно зависит от размеров атомного радиуса. Содержание любого газа в металле зависит от его парциального давления в окружающей металл атмосфере. В обычных условиях роль, аналогичную воздействию вакуума, играют пузыри CO , которые образуются при окислении углерода. Растворенные в металле водород и азот стремятся попасть в газовый пузырь с CO , поскольку их парциальные давления в нем равны нулю.

Скорость растворения газов в металле зависит от агрегатного состояния и состояния поверхности металла, его кристаллической структуры, давления газов, температуры, от размеров молекул (атомов) растворяющегося газа.

Выделение газов в свободном состоянии происходит вследствие уменьшения их растворимости в жидкой и твердой фазе при понижении температуры. Образование пузырей внутри объема жидкого металла происходит на границе раздела фаз, например, шлак–металл, неметаллическое включение–металл, газовый пузырь–металл, футеровка–металл. Для образования пузырей СО наиболее благоприятны условия на границе раздела металл–огнеупорная футеровка.

Наличие поверхностно-активных примесей в металле облегчается условия образования и выделения из металла пузырей газа. В то же время поверхностно-активные вещества, адсорбируясь на поверхности образующейся фазы, могут тормозить их рост. Если в расплаве содержится несколько поверхностно-активных компонентов, то между ними возникает борьба за поверхность. Например, если в расплаве при десульфурации стали много поверхностно-активного кислорода, поверхность занята кислородом, удаление серы через поверхность контакта металл–десульфурующая добавка затруднено. Уменьшение содержания кислорода способствует интенсивному удалению серы из расплава. Аналогичная картина наблюдается при удалении азота в процессе плавки стали в вакуумной печи, кислород, как поверхностно-активный элемент накапливается в поверхностном слое расплава и препятствует быстрому удалению азота из металла. В случае если металл хорошо раскислен, имеет место значительное насыщение расплава азотом. Лимитирующей стадией процесса растворения газов в металле является внешняя (подвод газа) или внутренняя диффузия (массоперенос в металле). Иногда лимитирующим является адсорбционно-кинетическое звено (адсорбция на поверхности и переход через граничный слой).

С повышением концентрации газов, находящихся в сплавах в растворенном состоянии, возрастает твердость сплава, понижается его пластичность. С вредным влиянием газов связано возникновение таких дефектов, как подкорковые и внутренние пузыри, осевая пористость.

В наибольшей степени в металлах растворяется водород. Он образует растворы почти во всех литейных сплавах. Алюминий, несмотря на малую растворимость в нем водорода, весьма склонен к образова-

нию газовой пористости. Очевидно, это связано с малым коэффициентом распределения в нем водорода. При больших содержаниях водорода на стадии затвердевания отливки он выделяется в свободном состоянии, инициируя образование газовой пористости. Водород, оставшийся в твердом растворе, снижает пластичность сплавов. При переходе железа из жидкого состояния в твердое растворимость водорода изменяется скачкообразно. В производственных условиях содержание водорода в металле в процессе плавки зависит от парциального давления H_2O в атмосфере. Водород в жидком железе находится в виде частиц очень малых размеров, поэтому скорость диффузии его очень велика. В твердом металле скорость растворения водорода значительно меньше. Растворимость водорода в различных модификациях железа неодинакова и уменьшается при снижении температуры. В твердом состоянии проницаемость металлов для газов зависит от кристаллической структуры металла, так например Fe_α более проницаемо для водорода, чем Fe_γ . Наличие в стали различных примесей (углерода, марганца, кремния и др.) изменяет растворимость газов в твердом и жидком металле. Введение углерода приводит к понижению растворимости в нем газов. Легирующие элементы, расширяющие область γ -фазы (титан, ванадий, хром), способствуют увеличению растворимости газов, поскольку в гранцентрированной решетке этой фазы возможность растворения газа повышается. Присадки углерода, кремния, алюминия, стабилизирующие α -фазу железа, приводят к уменьшению растворимости газов.

Выделение молекулярного водорода с последующим разрушением сплошности металла происходит в местах скопления неметаллических включений, микропор, ликватов и т. д. Снизить до безопасного уровня содержание водорода удастся далеко не всегда, поэтому для качественной стали такие операции, как обработка вакуумом или продувка инертным газом, являются обязательными.

Азот также хорошо растворим в металле и попадает в него при диссоциации молекулярного азота из атмосферы. Участие азота в формировании газовой пористости невелико, так как он активно вступает в химическое взаимодействие со многими элементами, присутствующими в сплавах. Растворимость азота в Fe_α и Fe_δ возрастает при повышении температуры, а в Fe_γ снижается, что объясняется снижением прочности нитрида Fe_4N . Растворимость азота при переходе из жидкого состояния в твердое резко изменяется. Процесс рас-

творения азота в жидком железе происходит в две стадии: на первом этапе происходит диссоциация молекулярного азота на атомы (реакция сопровождается поглощением тепла), вторая стадия – растворение атомарного азота сопровождается выделением тепла. Суммарный процесс протекает с поглощением тепла. При повышенных температурах наблюдается увеличение содержания азота в металле. Ванадий, ниобий, лантан, церий, титан, алюминий, образующие в жидком железе прочные нитриды повышают растворимость азота в железе. Хром, марганец, молибден обычно нитридов не образуют, но они характеризуются большим химическим сродством к азоту, чем к железу, поэтому также заметно увеличивают растворимость азота. Такие элементы, как углерод, никель, медь, фосфор, не образуют нитридов или образуют с азотом соединения, менее прочные, чем с железом поэтому они снижают растворимость азота в железе.

Скачкообразное изменение растворимости, при быстром охлаждении стали, содержащей азот, ведет к тому, что азот не успевает выделиться из раствора. В процессе эксплуатации происходит выделения избыточного азота, что приводит к повышению прочностных характеристик стали и понижению пластических свойств. Скорость диффузии азота в железе более низкая по сравнению с водородом, так как размеры частиц азота больше размеров частиц водорода, поэтому при обработке расплава вакуумом водород удаляется из металла с большей интенсивностью, чем азот.

Азот понижает пластические свойства стали, повышает хрупкость при низких температурах (хладноломкость) и склонность стали к старению. Водород является причиной образования ряда дефектов в стали, связанных с выделением при застывании растворенного в металле атомарного водорода (в основном при температуре превращения $\gamma \rightarrow \alpha$), например флокенов.

В ряде случаев когда металл не содержит нитридообразующих примесей и температура металла невелика, аргон для продувки заменяют более дешевым азотом. Содержание азота в металле при этом почти не изменяется, а содержание водорода уменьшается. Продувка металла в ковше и защита струи металла при разливке инертным газом получили самое широкое распространение в сталеплавильном производстве. Кроме указанных факторов, на содержание газов в металле влияют также вводимые по ходу плавки добавки (известь, руда, ферросплавы и т. д.).

Стальной лом содержит обычно 0,0004–0,0008 % Н и 0,003–0,005 % N, содержание кислорода зависит от его химического состава, а также от степени окисленности поверхности, с ржавым скрапом также вносится много водорода. Попадание в плавильный агрегат вместе с шихтой около 1 % ржавчины ведет к увеличению содержания водорода около 2,5 м³ на 1 т стали. Такие ферросплавы, как ферромарганец, ферросилиций, трудно освободить от водорода даже при высокотемпературном прокаливании. Ферросилиций при температуре 1000 °С может содержать до 6·10⁻⁵ м³/100 г водорода, а ферромарганец до 3·10⁻⁵ м³/100 г, никель и хром – 0,8 и 0,1–0,2 м³/100 г соответственно. При сжигании топлива (угля, мазута, природного газа) образуются Н₂О, СО, СО₂, в составе атмосферы оказываются газы, содержащие кислород, водород, азот, оксиды углерода и серы. Основным источником газообразной фазы при литье в песчаноглинистые формы является вода. В тонком поверхностном слое формы пар образуется мгновенно: достаточно 1 % влаги в этом слое, чтобы количество паров составило приблизительно 2/3 объема металла. Например, в чугуна адсорбция газов может наблюдаться на поверхности графитовых включений.

В кислородно-конвертерной среднелегированной стали содержится 0,002–0,005 % N, в мартеновской стали – 0,004–0,008 % N и в электростали – 0,006–0,012 % N. Чугун содержит обычно 0,0010–0,0025 % Н и около 0,005 % N. Содержание водорода в чугуна в случае повышенной влажности воздуха при продувке металла, а также при подаче в доменную печь природного газа может быть существенно выше.

Для того чтобы получить металл с минимальным содержанием водорода и азота, необходимо:

- использовать чистые шихтовые материалы;
- вести плавку в атмосфере с минимальным содержанием водорода и азота;
- проводить обработку металла вакуумом, продувать металл инертными газами.

Вредное влияние водорода и азота снижается при введении в металл примесей, связывающих водород и азот в прочные гидриды и нитриды, например редкоземельных металлов (РЗМ) – церия, лантана и др.

Кислород в сплавах образует оксиды, которые относятся к неметаллическим включениям. В отношении содержания кислорода в

сталей можно сказать, что металл практически всегда содержит кислорода меньше, чем по условиям равновесия со шлаком.

Переход кислорода из газовой фазы через шлак в металл может происходить в результате непосредственного контакта окислительной фазы (O_2 , CO_2 , H_2O) с металлом.

Кислород находится в жидкой стали в виде раствора или в виде оксидных неметаллических включений. С ростом температуры расплава растворимость кислорода в жидком железе возрастает. Растворимость кислорода в Fe_γ выше, чем в Fe_δ , что объясняется перестройкой его кристаллической решетки из ОЦК в ГЦК, однако в обоих случаях она достаточно низкая.

В процессе плавки стали на активность кислорода оказывает влияние углерод: при взаимодействии углерода и кислорода пузыри CO выделяются из расплава, создавая эффект кипения ванны. При содержании углерода менее 0,10 % процесс кипения замедляется. На уровень окисленности большое влияние оказывает активность оксидов железа в шлаке: чем она выше, тем больше окисленность металла. При раскислении расплава кремнием, алюминием, марганцем окисленность металла определяется уровнем активности элементов раскислителей. Никель, молибден, медь, имеющие меньшее химическое сродство к кислороду, чем железо, повышают активность кислорода в стали. После кристаллизации в твердой стали практически весь кислород находится в виде оксидных неметаллических включений.

Некоторое количество растворенных в металле газов при кристаллизации выделяется в виде пузырей, часть которых остается в слитке. На межфазной границе металл–газовый пузырь могут концентрироваться неметаллические включения.

В связи с уменьшением растворимости газов при понижении температуры, особенно в период завершения процесса кристаллизации, сталь, содержащая большое количество газов, получается пузыристой, с низкими механическими свойствами и непригодной к использованию. Повышенные концентрации кислорода в спокойной стали могут вызвать образование пузырей вследствие реакций с углеродом $[O] + [C] = CO_{\text{газ}}$.

Сплошность сплава в отливке нарушается при появлении в жидком или кристаллизующемся сплаве газовых пузырей.

Раковины эндогенного характера возникают вследствие выделения газов из охлаждающегося расплава. Образование этого вида

раковин может происходить в результате уменьшения растворимости газов при понижении температуры расплава или вследствие протекания химических реакций, продуктом которых является газовая фаза (например, $\text{FeO} + \text{C} = \text{Fe} + \text{CO}$). Первый вариант можно рассматривать как механизм обратный тому, который имел место при поглощении газа. При понижении температуры расплава должна начаться диффузия газа от центра отливки к ее поверхности с последующим вытеснением этим газом газа, адсорбированного поверхностью расплава. Такой путь дегазации сплава возможен, однако он имеет лишь вспомогательное значение, так как в этом случае очень малая скорость процесса диффузии, а по сечению отливки имеет место температурный градиент, направленный в сторону обратную направлению термодиффузионного потока газа. Поэтому в быстроохлаждающихся наружных частях отливки пересыщение раствора наступает раньше, чем в более горячих, внутренних частях отливки. Термодиффузия газа оказывается направленной к центру отливки и может превысить диффузию его к периферии.

Второй вариант выделения газа из пересыщенного раствора в охлаждающейся отливке – образование газовых пузырей. Для образования самостоятельной фазы в жидком металле газовый пузырек должен преодолеть давление атмосферы, металлостатический напор и поверхностное натяжение расплава. Образование пузырьков, как и кристаллов в жидкости, происходит более легко на твердых поверхностях в виде гетерогенных зародышей из флуктуаций растворенных атомов газа. Если в расплав вводятся пузырьки нейтрального газа, парциальное давление обычных газов в них будет равно нулю, поэтому растворенные газы будут легко проникать в пузырек. Пузырьки либо успевают всплыть на поверхность металла, либо нет, и, как результат этого, в отливке образуется газовая раковина.

Пузырьки, формирование которых происходит в зоне ориентированных кристаллов, растут между ними и имеют вытянутую форму. В слитках кипящей стали их называют сотовыми пузырями. По границам зоны столбчатых кристаллов наблюдается усиленное образование пузырей, связанное с изменением кристаллизации. В средней части отливки происходит образование ликвационных пузырей, не имеющих определенной ориентации, как и окружающие их кристаллы. Выделение растворенного в металле газа может легко происходить в усадочные раковины и поры.

С целью предупреждения образования газовых раковин эндогенного характера необходимо: осуществлять мероприятия на протяжении всего производственного процесса приготовления жидкого металла, заливки и кристаллизации отливки; проводить подготовку шихтовых материалов с целью снижения дегазации исходных материалов; предупреждать возможность поглощения газов во время плавки, выпуске металла в ковш и заливке его в формы. Для сплавов особо склонных к газопоглощению газов необходимо вести плавку в защитной атмосфере (вакууме, нейтральной или восстановительной атмосфере), защищать расплав шлаками и флюсами, использовать различные рафинирующие добавки, которые реагируют с растворенным в металле газом с образованием неметаллических включений.

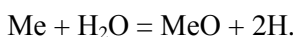
Для дегазации расплава вне плавильного агрегата желательно использовать продувку расплава газами, проводить ультразвуковую обработку и другие методы электрофизического воздействия на металл. При изготовлении отливок из легких сплавов особенно хорошо рекомендовал метод кристаллизации под избыточным давлением 4–5 атм. Аналогично действует и увеличение скорости затвердевания: в результате большого градиента температур по сечению отливки газы, успевающие выделиться из расплава, могут перемещаться в области, где сосредоточены дефекты усадочного происхождения. Таким образом, при создании направленного затвердевания существует возможность вывести выделяющийся из расплава газ в прибыль.

Раковины экзогенного характера образуются при проникновении газов в расплав извне в период заполнения формы до образования затвердевшей на поверхности формы корочки металла. В последующий период формирования отливки возможна только диффузия газа из формы в металл. Захват газов струей металла при правильной конструкции литниковой системы не оказывает большого влияния на образование раковин экзогенного характера. Это заключение не относится к технологическому процессу изготовления отливок методом литья под давлением. Основной причиной образования раковин экзогенного характера являются газы, образующиеся в форме и попадающие в отливку до момента образования корки затвердевшего металла.

Газы, находящиеся в полости формы, вытесняются во внешнюю среду через выпор. Газ, находящийся или образующийся в порах формы, может повышать свое давление при заливке, до величины, позво-

ляющей ему проникнуть в расплавленный металл. Причиной повышения газового давления является нагрев воздуха до температуры расплавленного металла, а также увеличение количества газообразных веществ как результат высокой газотворной способности формы.

Газовые раковины экзогенного характера обычно располагаются под поверхностной коркой отливки. Недостаточная вентиляция формы и повышенное содержание влаги в форме способствуют образованию мелких раковин (ситовидная пористость). В отливках из алюминиевых сплавов часто можно наблюдать поверхностные раковины, которые образуются в результате реакции



Атомарный водород может проникнуть в отливку через образовавшуюся твердую корку.

Для того чтобы провести предварительный теоретический анализ газонасыщенности расплавов, современные системы математического моделирования предлагают достаточно большое количество различных программ. Для учета газовой составляющей при выделении газов из жидкого металла по закону Сивертса применяется специальный модуль улучшенного расчета пористости (АРМ), который базируется на решении уравнения Дарси и микросегрегации газа, с учетом падения давления в твердо-жидкой фазе и выделения газов из расплава. Для того чтобы точно рассчитать падение давления в твердо-жидкой зоне, осуществляется техника динамического очищения: мелкая и равномерная конечно-объемная сетка перепривязывается к конечно-элементной сетке, используемой для расчета гидродинамической и тепловой задач. Для каждого переменного шага активизируются ячейки, которые попадают в твердо-жидкую зону и управляющие формированием пористости только для этого объема, с соответствующими граничными условиями.

Модель микропористости используемая АРМ базируется на двух основных явлениях – падении давления в твердожидкой зоне и выделении газов из расплава. В данной модели предполагается, что движение жидкого металла в твердожидкой зоне управляется только распределением давления. Локальное давление состоит из нескольких компонентов:

$$P_l = P_a + P_m + P_d,$$

где P_a – атмосферное или внешнее давление;

P_m – металлостатическое давление;

P_d – динамическое давление, ответственное за передвижение жидкости в твердожидкой зоне.

Скорость движения внутридендритной жидкости определяется из уравнения Дарси:

$$V = -\frac{k}{\mu} \text{grad} P_d = -\frac{k}{\mu} \text{grad} P_l - P_l g,$$

где k – проницаемость твердого каркаса;

μ – динамическая вязкость жидкости;

P_l – локальное давление;

g – вектор гравитации.

Динамическая вязкость выражается из уравнения

$$\mu = \mu_0 \exp\left(\frac{E_\mu}{RT}\right),$$

где μ_0 – вязкость при стандартных температурах;

E_μ – энергия активации;

R – универсальная газовая постоянная.

АРМ учитывает влияние некоторых присутствующих в сплаве элементов на растворимость газов.

Применительно к литью под давлением выделение газов возможно только в тепловых узлах отливки, затвердевание которых происходит после затвердевания питателя. При этом необходимо также учесть, что затвердевание питателя в отливке происходит под избыточным давлением, а газы из металла могут выделяться только при атмосферном или ниже его давлении. На компенсацию этого избыточного давления усадкой необходимо определенное время, что приведет к еще большему сужению зоны действия закона Сивертса.

Одновременно модулем АРМ игнорируется газ, захваченный металлом при заполнении полости формы, в то время как он является основным виновником образования пор при литье под давлением.

Газы, находящиеся в форме, могут влиять на гидродинамику процесса движения струи металла, учет противодействия особенно важен при моделировании литья под давлением.

При литье под давлением пористость в большинстве случаев является смешанной – в поры усадочного происхождения выделяется газ из металла, значительная часть газа, находящегося в полости формы, может замешаться в жидкий металл при заполнении.

Процесс заполнения полости пресс-формы расплавленным металлом сопровождается вытеснением из нее газа (воздух, продукты сгорания смазки и т. д.), который выходит через особые вентиляционные каналы, а также через зазоры между сочленяющимися деталями формы. Воздухоотводящие каналы выполняются в виде неглубоких, но широких щелей – канавок – и в большинстве случаев располагаются в плоскости разъема формы для того, чтобы затекающий в них металл было легко извлечь при удалении отливки.

Роль вентиляционных каналов заключается в том, чтобы дать возможность воздуху и газу, образующемуся в результате выгорания смазки, удалиться из формы при заполнении ее расплавленным металлом. Заполнение формы происходит очень быстро, поэтому вентиляционные каналы должны обеспечить необходимую пропускную способность для выходящих газов. Если проходное сечение вентиляционных каналов оказывается недостаточным, то часть газов не успеет удалиться из формы и в результате получится брак по газовым включениям. Под действием высокого давления значительная часть газа может перейти в раствор по тому же закону Сиверта. Это, в свою очередь, приведет к образованию микропористости. Если заливка происходит беспокойно (что всегда имеет место в условиях щелевого питания), то струя металла, ударяясь о противоположную стенку формы, дробится, забивает вентиляционные каналы и смешивается с неуспевшими выйти газами. В результате образуется пористость, распределенная по всему объему отливки.

Предсказать количество оставшихся газов в полости формы достаточно сложно однако, при помощи простых расчетов можно рассчитать максимальное количество газов, которые могут выйти через данные вентиляционные каналы.

Большой интерес представляет программа математического моделирования процессов тепло- и массообмена, разработанная компанией FLOW SCIENCE INC (USA). В библиотеку математических

моделей включены решения не только уравнения Навье-Стокса, но и обтекания твердых тел произвольной конфигурации, затвердевание / плавление с учетом тепла фазового перехода, формирование газовых пузырей, поверхностное натяжение и прилипание к стенкам, приложение внешних сил и давлений и т. д.

Для решения задач литейного и металлургического производства программа позволяет моделировать процессы формирования усадочных дефектов в виде пористости (рыхлоты) или раковин, проверку возможного образования неспаев и неслитин, проводить анализ течения расплава с замешиванием воздуха и шлаковыми включениями, фильтрацию через керамические фильтры и т. д.

Основной недостаток программы FLOW-3D заключается в том, что для решения задач используется ортогональная система координат. Сложные геометрические конструкции описываются с помощью объемных тел и тонких стенок, используя метод мелких площадей / объемов (FAVOR).

Лабораторная работа № 5

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ГАЗОНАСЫЩЕННОСТИ ЛИТЕЙНЫХ СПЛАВОВ

Цель работы: ознакомление со способами определения газонасыщенности литейных сплавов.

Методика выполнения работы

Существует большое количество разнообразных методов определения газонасыщенности литейных сплавов. В лабораторной работе рассмотрены методы качественного определения газонасыщенности на технологических пробах, используемых в производственных условиях.

Газонасыщенность сплавов студенты определяют на трех технологических пробах. Контроль газонасыщенности по виду поверхности отливки проводят с помощью формы, представленной на рисунке 5.1.

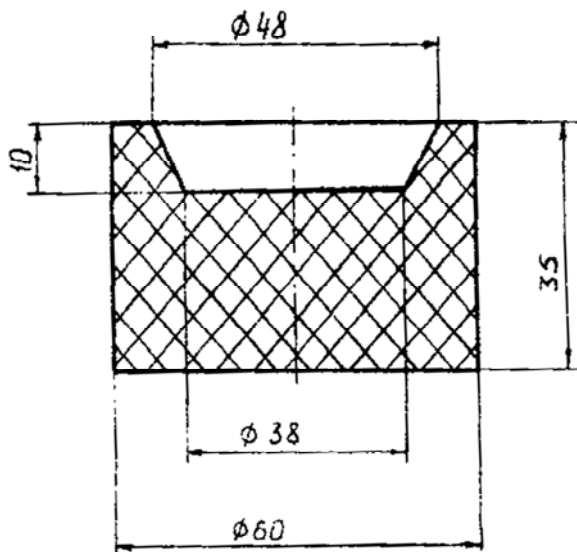


Рисунок 5.1 – Форма для контроля газонасыщенности сплавов по виду поверхности плоской отливки

В литейную форму заливают порцию расплава и ведут наблюдение за процессом кристаллизации. В случае если расплав имеет высокую газонасыщенность на поверхности отливки выделяются пузыри, при их отсутствии газонасыщенность сплава считают удовлетворительной.

Для контроля газонасыщенности по плотности отливки, полученной с применением направленной кристаллизации используют пробу, представленную на рисунке 5.2, а. Форма состоит из кокиля 3, металлических пластин 2 и литейной чаши, изготовленной из стержневой смеси, 1. В подготовленную форму заливают металл, в процессе кристаллизации происходит направленное снизу вверх затвердевание расплава. Нижняя часть отливки (рисунок 5.2, б) будет иметь более высокую плотность сплава, а в верхней части отливки появляются газовые раковины.

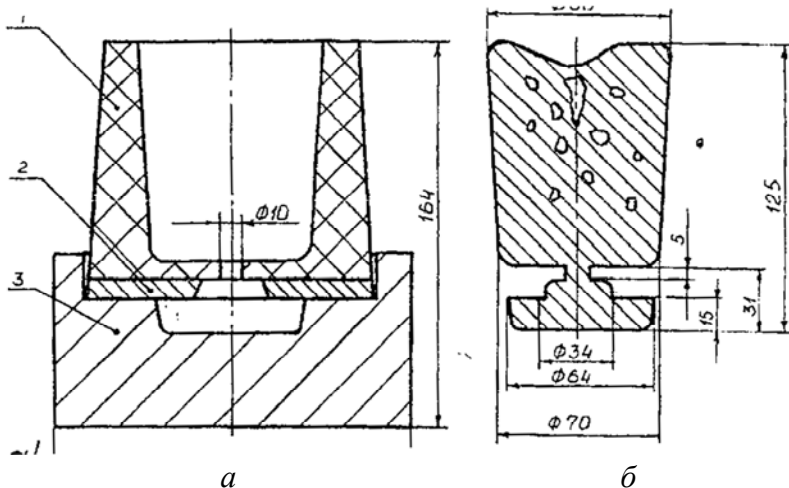


Рисунок 5.2 – Форма и отливка для определения газонасыщенности сплавов по относительному объему пустот:
a – форма; *б* – отливка

Отливку разрезают на две части, каждую часть взвешивают и определяют объем методом погружения в мензурку. По полученным данным находят удельный вес нижней и верхней частей с точностью взвешивания 0,01 г, точность определения объема – 0,01 мл.

Относительный объем пустот определяем по формуле

$$V_{\text{п}} = \frac{\gamma_0 - \gamma}{\gamma_0} \cdot 100 \%,$$

где γ_0 – удельный вес нижней части пробы;

γ – удельный вес верхней части пробы.

При выполнении экспериментальных исследований необходимо следить за постоянством температур заливаемого сплава и кокиля.

Для определения газонасыщенности сплавов вакуумным способом используют установку, представленную на рисунке 5.3.

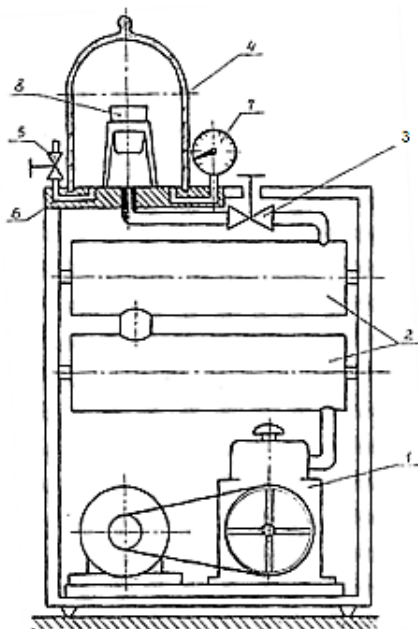


Рисунок 5.3 – Установка для определения газонасыщенности литейных сплавов вакуумным методом

Вакуумный насос *1*, создает разрежение в ресиверах *2*, которые через вентиль *3* соединяются с пространством под колпаком *4*. Воздух под колпак подают с помощью вентиля *5*, который расположен на плите *6*. Для измерения разрежения под колпаком используют вакуумметр *7*. Расплавленный металл заливают в тигель *8*, который подогревают до температуры $400\text{ }^{\circ}\text{C}$ и помещают на подставку плиты *6*. Тигель накрывают колпаком *4* и с помощью вентиля *3* создают разрежение над пробой. Внешнее давление уменьшилось на величину атмосферного давления, поэтому возможно выделение газов в виде пузырьков. Если сплав имеет высокую газонасыщенность он начинает кипеть. После окончания процесса затвердевания расплава закрывают вентиль *3*. Снимают разрежение под колпаком, отворачивая винт *5*, извлекают пробу и разрезают ее вдоль с целью изготовления макрошлифа. По пятибальной шкале (рисунок 5.4), по числу газовых раковин, попавших в разрез, определяют газонасыщенность сплава.

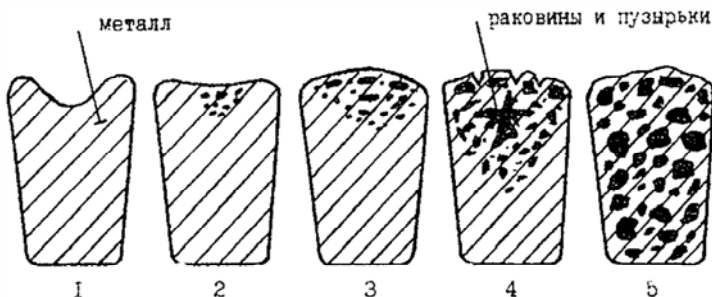


Рисунок 5.4 – Вид макрошлифов вакуум-проб для определения газонасыщенности литейных сплавов

Содержание водорода в алюминиевых сплавах при условиях насыщения, при данной температуре и давлении рассчитываю по формуле

$$\lg S = -\frac{A}{T} + B + \frac{1}{2} \lg P_{\text{H}_2},$$

где S – количество водорода, см³/100 г металла;

T – абсолютная температура расплава, К;

P_{H_2} – давление в момент появления первого пузырька, н/м²;

A и B – константы, определенные из известных значений растворимости водорода.

Давление над расплавом снижаем медленно, поддерживая температуру металла постоянной. О наступлении состояния насыщения металла водородом при данной температуре и давлении судят по появлению первых пузырьков на поверхности расплава.

Порядок выполнения работы

В силитовой печи выплавляют алюминиевые сплавы с различным содержанием кремния, для сравнения также используют чистый алюминий. Приготавливаем по две формы вакуум-проб на каждую подгруппу студентов и при температурах 680 и 720 °С заливаем их расплавленным металлом. Изготавливаем макрошлифы вакуум-проб и определяем балл газонасыщенности сплавов.

С использованием современных систем моделирования литейных процессов проводим теоретический анализ газонасыщенности сплавов и сопоставляем полученные значения с экспериментальными данными.

Содержание отчета

1. Название лабораторной работы.
2. Цель.
3. Общие теоретические сведения.
4. Используемые сплавы и методика определения газонасыщенности сплавов.
5. Теоретический анализ газонасыщенности сплавов.
6. Анализ результатов и выводы.

Вопросы для самопроверки

1. Назовите основные источники газов в металлах.
2. В каком виде присутствуют газы в металлах?
3. Какие технологические факторы оказывают влияние на содержание газов в металлах?
4. Сформулируйте закон Сивертса. В каких случаях действителен данный закон?
5. От чего зависит скорость растворения газов в металлах?
6. Как влияет наличие поверхностно-активных примесей в металле на условия образования и выделения?
7. Какие мероприятия необходимо применять для уменьшения содержания водорода и азота в сплавах?
8. Объясните разницу между экзотермической и эндотермической пористостью в отливках?
9. Назовите способы рафинирования металлов от газов?
10. На решении каких уравнений базируется модуль улучшенного расчета пористости в системе ProCast?
11. Какие виды пористости можно рассчитать в программе Flow3D?

5. МОДИФИЦИРОВАНИЕ МЕТАЛЛОВ

Основные понятия

Одним из наиболее эффективных методов воздействия на кристаллизацию, с целью получения необходимой структуры сплава, а следовательно, и на физико-механические свойства заготовок, является модифицирование.

Модифицированием называют процесс введения небольших количеств отдельных элементов или их соединений для активного воздействия на первичную кристаллизацию с целью увеличения количества центров кристаллизации, изменения степени дисперсности первичной зеренной структуры и т. д.

В соответствии с законами термодинамики образование и устойчивость жидкой или твердой фазы определяется тем, какая фаза при данных условиях имеет меньшее значение свободной энергии. В качестве модификаторов могут выступать только поверхностно-активные металлы, введение которых понижает поверхностную энергию на границе расплав–кристалл. Модификаторы оказывают влияние на состав и строение жидкой и твердой фаз, размер первичных и вторичных зерен, состояние их границ, состав и морфологию неметаллических включений, переохлаждение и поверхностное натяжение расплава на границе раздела фаз, способствуют образованию тугоплавких соединений, устраняют легкоплавкие эвтектические включения S и P. Для начала процесса кристаллизации необходимо охладить расплав несколько ниже равновесной температуры затвердевания. Величина критического переохлаждения для различных сплавов и модификаторов различна.

В соответствии с принципом ориентационного и размерного соответствия при формировании новой (твердой) фазы рост кристаллов происходит не беспорядочно, а по определенным направлениям, зависящим от кристаллографического строения возникающей фазы. При кристаллизации одного вещества на поверхности другого необходимо, чтобы параметры кристаллических решеток не сильно (менее 8 %) отличались один от другого. В этом случае при затвердевании металлов происходит существенное измельчение зерна при кристаллизации.

Наряду с кристаллографическим соответствием необходимо учитывать химическую природу подложки и силы ее химической связи с кристаллизующейся фазой.

Эффективность модифицирования зависит от поверхностного натяжения расплава на границе с твердой фазой, размера угла смачивания твердых поверхностей, который зависит от работы адгезии между кристаллом и жидкостью. Смачивание неразрывно связано с образованием межфазных адсорбционных поверхностей, время образования которых зависит от сил физического и химического взаимодействия частиц с расплавом.

К модификаторам 1-го рода относят примеси, неограниченно растворимые в жидкой фазе и малорастворимые в твердой фазе, они не оказывают влияния на поверхностные свойства кристаллизующейся фазы и препятствуют росту твердой фазы только за счет концентрационного барьера на границе кристалл–расплав. Ко второму типу модификаторов 1-го рода относятся поверхностно-активные примеси, снижающие поверхностное натяжение на границе расплав–кристалл, и избирательно концентрирующиеся на поверхности кристаллов (дендритов). Они снижают минимальное переохлаждение, превышение которого обеспечивает возникновение центров кристаллизации.

Адсорбция поверхностно-активного вещества на поверхности растущего кристалла также вызывает торможение его роста. Уменьшение притока атомов к зародышу ведет к повышению переохлаждения в расплаве перед фронтом кристаллизации, что создает предпосылки к появлению новых центров кристаллизации и росту равноосных зерен.

Действие модификаторов 1-го рода сопровождается изменением поверхностного натяжения и энергии активации в противоположных направлениях. Поверхностно-активная примесь наряду с понижением поверхностного натяжения, которое ускоряет зарождение центров кристаллизации, повышает энергию активации. Однако повышение энергии активации замедляет зарождение новых центров, снижает скорость их роста и вызывает огрубление дендритного строения зерна. Таким образом, введение модификаторов 1-го рода одновременно способствует измельчению макрозерна и укрупнению микрозерна, т. е. происходит комплексное воздействие на макро- и микроструктуру.

Конкретный механизм торможения роста кристаллов зависит от природы примеси и механизма ее модифицирующего действия.

К модификаторам 2-го рода относятся нерастворимые примеси изоморфные с кристаллизующимся веществом, т. е. периоды решетки которых, отличаются от периода решетки кристаллизующегося металла не более чем на 10–15 %. Зарождение центров кристаллизации происходит на готовой поверхности раздела, аналогично модификаторам 1-го рода при их введении уменьшается интервал переохлаждения, измельчается макрозерно. Необходимо, чтобы размер центров кристаллизации был не более 1 мкм, они должны находиться в состоянии устойчивой взвеси не склонной к коагуляции и расслоению во время длительной выдержки расплава.

Наибольшей модифицирующей способностью обладают тугоплавкие нерастворимые частицы, в максимальной степени подчиняющиеся принципу структурного и размерного соответствия, образующие в расплаве самостоятельную фазу. Дисперсные частицы устойчивых химических соединений эндогенного происхождения (образовавшихся в результате взаимодействия добавки с одним из компонентов расплава), например интерметаллиды, с большой суммарной поверхностью раздела фаз должны быть сопоставимы по размерам с кластерами порядка 1–10 нм и обладать по типу химической связи металлическими свойствами.

Иногда модификаторы 2-го рода могут образовываться из модификаторов 1-го рода, т. е. при одних условиях могут быть поверхностно-активными, а при других нет. Так, например, бор в стали может образовывать стойкое химическое соединение с железом – FeB_2 , которое в дальнейшем может служить центром кристаллизации, выступая как нерастворимая примесь. Аналогичное действие оказывает введение алюминия в сталь, образующиеся нитриды алюминия, могут служить центрами кристаллизации.

Введение модификаторов 2-го рода, способствующих образованию центров кристаллизации, в отличие от модифицирования поверхностно-активными добавками, ведет к уменьшению переохлаждения.

Наследственные свойства расплава (речь идет о не растворившихся примесях, которые сформировались при предыдущем расплавлении сплава) могут служить твердой подложкой для зарождающихся зародышей кристаллов. В результате, подобно модифика-

торам 2-го рода, они измельчают макрозерно. Такие активные примеси оказывают существенное влияние на характер кристаллизации и формирование макроструктуры отливок.

Использование комплексных модификаторов усиливает эффект модифицирования за счет зарождения центров кристаллизации на нерастворимых примесях при введении растворимой поверхностно-активной примеси.

Сочетание в модификаторах элементов, которые оказывают различные физические воздействия усиливает модифицирующий эффект и создает возможность получения высокодисперсных структур при минимальном содержании каждого из его компонентов.

Для железоуглеродистых сплавов модификаторами называют примеси, которые активно влияют на скорость роста кристаллов твердой фазы, могут образовываться при плавке сплава или при введении в расплав добавок, предназначенных для измельчения структуры. Тугоплавкие примеси или соединения, способные стать центрами кристаллизации, называют инокуляторами.

Основная цель графитизирующего модифицирования заключается в стимулировании выделения углеродсодержащих фаз, повышении устойчивости активных центров кристаллизации. Графитизирующий эффект отдельных элементов или их соединений связывают с процессами рафинирования. Элементы, входящие в состав графитизирующих 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 осаждение углерода в виде графита на имеющихся зародышах. В качестве зародышей могут выступать оксиды, сульфиды, нитриды, карбиды и т. д., имеющие структурное и размерное соответствие кристаллических решеток соответствующего металла и выпадающей фазы.

Ввод модификаторов на основе кремния рационально осуществлять при температурах меньших, чем температура равновесия реакции восстановления кремния углеродом, для данного чугуна.

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.

Существует точка зрения, что оценку и выбор модификатора возможно проводить по величине изменения энтропии или свободной энергии. Факторы, увеличивающие величину свободной энергии жидкого металла, будут способствовать повышению эффективности модифицирования.

Практикой литейного производства найдены общие закономерности, определяющие наиболее универсальные составы комплексных модификаторов. В различных странах мира используют большое количество различных составов графитизирующих комплексных модификаторов, полученных преимущественно на основе ферросилиция.

Высокая эффективность действия модификаторов на основе кремния, обусловлена возникновением локальных химических и тепловых неоднородностей в расплаве при растворении модификатора. 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. Анализ известных теоретических и практических данных показывает, что чем интенсивнее влияние модификатора в начальный момент после модифицирования, тем быстрее оно затухает во времени. С понижением температуры расплава продолжительность модифицирующего эффекта возрастает, а эффективность модифицирования, вследствие ухудшения усвоения модификаторов, падает.

Применяемые модификаторы разнообразны по химическому составу, данные по их сравнительной эффективности отсутствуют, так как не существует шкалы эффективности модификаторов по отношению к получаемым свойствам чугуна.

Не все составляющие комплексных модификаторов являются модифицирующими, некоторые повышают эффективность воздействия других за счет раскисления, десульфурации, дегазации и других процессов. Согласно многочисленным исследованиям наличие Ca, Sr, Zr, Ba, PЗМ в графитизирующих модификаторах увеличивает длительность действия модификаторов, снижает вредное влияние Pb, As, Sb, Bi, Ti и других десфероидизирующих элементов.

В последние годы широкое распространение получают модификаторы, содержащие барий, эффективно подавляющие карбидообразование в тонкостенных отливках. Термодинамический анализ реакций взаимодействия бария с компонентами чугуна при температурах расплава показывает наибольшее сродство бария, в первую очередь, к кислороду, затем к сере и углероду.

Обобщая литературные данные, можно сказать, что механизм действия бариевого модификатора сводится к переводу микрочастиц графита, находящихся в расплаве в активированном состоянии, вследствие удаления из жидкого чугуна кислорода, находящегося в основном в свободном состоянии. Повышение концентрации кремния и пониженная концентрация кислорода в локальных зонах обеспечивают повышение активности углерода, тем самым создаются благоприятные условия для стимулирования процесса зародышеобразования и кристаллизации графита. Длительность действия графитизирующего модифицирования силикобарием сохраняется в течение 15–25 мин. Комплексные модификаторы с барием хорошо растворяются в чугуне, их расход, по сравнению с кальцийсодержащими комплексными модификаторами, значительно меньше.

Барий может эффективно заменить магний в процессе получения высокопрочного чугуна, при этом роль активных сфероидизаторов Mg, Y, PЗМ существенно возрастает. С точки зрения оптимального сочетания сфероидизирующей и графитизирующей способности рекомендуют состав модификатора, содержащий приблизительно 5 % Mg и 10 % Ba. Степень усвоения модификатора при ковшевом модифицировании 35–45 %.

Исследования, подтвержденные практикой их применения, показали, что наибольший интерес представляет FeSi с добавкой 2–4 % Ba, имеющий наибольший модифицирующий эффект и являющийся технологичным с точки зрения его производства.

Увеличение количества Ba сверх оптимального приводит к заметному увеличению количества шлака, карбидообразованию в структуре чугуна и снижению степени сфероидизации графита. Добавление в состав комплексного модификатора 1,5–3 % PЗМ позволяет стабильно получать высокопрочный чугун с высокой степенью сфероидизации графита, практически независимо от содержания серы и температуры исходного чугуна.

При производстве тонкостенных чугунных отливок в состав комплексных модификаторов на основе ферросилиция вводят стронций, обладающий практически одинаковой с кальцием активностью по отношению к кислороду и сере. Ферросилиций с добавками стронция (75 % кремния, менее 0,5 % алюминия, менее 0,1 % кальция, 0,6–1,0 % стронция) эффективно способствует снижению твердости, улучшению формы и распределения графита. 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. Вследствие значительного уменьшения количества присадки ФССг для вторичного модифицирования создаются благоприятные предпосылки для снижения брака по газоусадочным дефектам при литье тонкостенных отливок из высокопрочного чугуна. Предварительная обработка расплава силикокальцием заметно снижает эффективность стронциевого модификатора, особенно его живучесть. В случае модифицирования чугуна ферросилицием ФС75 предварительная обработка силикокальцием негативное влияние на процесс модифицирования не оказывает.

Цирконий в составе ферросилиция активно воздействует на процессы дезоксидации, денитризации, десульфурации чугуна и способствует сфероидизации графита. Обработка чугунов модификаторами FeSiZr, FeSiMnZr является благоприятной с точки зрения улучшения структуры чугунов и повышения уровня их механических свойств. Температурный диапазон взаимодействия FeSiZr с расплавом составляет 1105–1540 °С, FeSiMnZr – 1105–1290 °С, при этом последний быстрее взаимодействует с расплавом и при более низких температурах, что объясняется различным видом связи циркония в модификаторах. В модификаторе FeSiMnZr цирконий всегда связан с марганцем в виде Mn_2Zr , в то время как в FeSiZr – в виде $ZrSi_2$ или в виде силицида $(Fe, Zr)_5Si_3$, для растворения которого требуется более высокая температура расплава.

Эффект модифицирования определяется количеством возникших дополнительных центров кристаллизации и их каталитической активностью, которая обеспечивается кристаллографическим соответствием выделившихся в зонах растворения модификатора, обогащенных кремнием частиц первичного графита. Необходимо стимулировать выделение углеродсодержащих фаз при растворении

модификатора, повышать устойчивость образовавшихся центров кристаллизации, сокращать интервал между вводом модификатора и затвердеванием отливки. При увеличении времени выдержки расплава после модифицирования углеродсодержащие частицы становятся термодинамически неустойчивыми и растворяются, что определяет термовременный характер модифицирующего эффекта.

Для сталей наряду с однородностью и минимальным содержанием вредных примесей огромное влияние на физико-механические и эксплуатационные свойства оказывает степень чистоты металла по неметаллическим включениям. Влияние оказывает не только абсолютное содержание включений в металле, но и их состав, форма и распределение, в частности оксидов и сульфидов в стали. Естественное желание снизить общее содержание включений до возможно более низкого уровня, однако эти операции достаточно дорогостоящие особенно при получении стальных заготовок. Учитывая, что степень влияния включений зависит от их вида, перспективным можно считать направление, связанное с процессом модифицирования, которое оказывает воздействие на морфологию включений. Этот путь является наиболее экономичным. В состав модификаторов для стали водят элементы образующие глобулярные сульфиды с высокой точкой плавления. Морфология сульфидов определяется способом раскисления и модифицирования. Использование синтетических шлаков с последующей продувкой аргоном расплава и обработка кальций содержащими добавками оказывает благоприятное воздействие на морфологию сульфидов в стали. Количество модификатора зависит от правильной оценки содержания кислорода и серы в расплаве. На свойства сталей оказывают влияние не только сульфиды, но и оксиды, так например первичные включения глинозема в легкоплавкие алюминиды. С термодинамической точки зрения для модифицирования стали наибольшее предпочтение необходимо отдать Ti, Zr, щелочно-земельным металлам, главным образом кальцийсодержащие сплавы и редкоземельные металлы. Действие РЗМ проявляется в снижении содержания кислорода и серы в стали. Среди основных критериев оценки действия модификаторов считают взаимодействие элементов с кислородом, серой, азотом и углеродом, их растворимость в жидкой стали, давление пара при температурах плавки их доступность и стоимость.

Особенностью модифицирования стали комплексными сплавами, содержащими нитриды ванадия, титана, циркония, алюминия является выделение при закалке и последующем отпуске нитридных и карбонитридных дисперсных частиц. Параллельно с измельчением структуры меняются природа и форма неметаллических включений, снижается в 1,5–2,0 раза загрязненность границ аустенитных зерен оксидными, сульфидными и нитридными включениями. Существенно повышается равномерность распределения структурных составляющих, обеспечивается увеличение пластичности и ударной вязкости стали.

В отношении модифицирования алюминиевых сплавов необходимо сказать следующее. Крупные, сильно разветвленные дендриты кристаллов алюминиевых сплавов при первичной кристаллизации затрудняют питание отливки вследствие образования кристаллического каркаса вблизи температуры ликвидус. Модифицирование первичного зерна алюминиевых сплавов с целью его измельчения препятствует развитию их дендритного строения, это обусловлено снижением температуры начала образования кристаллического каркаса в интервале температур кристаллизации сплава. Наряду с возрастанием физико-механических свойств модифицирование способствует увеличению жидкотекучести, уменьшению склонности сплавов к образованию горячих трещин, изменению формы и распределения дефектов газоусадочного происхождения. Модификаторами следует называть элементы или комплексные соединения, вызывающие измельчение структуры при небольшом их содержании. Для алюминиевых сплавов измельчение макроструктуры происходит при введении в расплав элементов, образующих тугоплавкие соединения, такие как $TiAl_3$, $ZrAl_3$, TiB_2 и др.

Для получения стабильного эффекта модифицирования с термодинамической точки зрения необходимо, чтобы размер образующихся центров кристаллизации был не более 1 мкм. Устойчивая взвесь этих образований во время длительной выдержки расплава не должна быть склонна к коагуляции и седиментационному расслоению.

Вторым, не менее важным фактором, является кристаллографическое соответствие плоскостей решеток зародышей α -твердого раствора алюминия на границе $Al-TiAl_3$, $Al-ZrAl_3$ и т. д. Соответствие контактирующих фаз обусловлено равенством числа свободных электронов в расчете на один атом (три электрона на один

атом). Вследствие близости концентрации свободных электронов в зародыше и алюминиевом сплаве на границе, энергия образования зародыша, которая определяется межфазными свойствами контактирующих фаз, имеет минимальное значение. В реальных условиях центрами кристаллизации могут быть только фазы, на которых зарождение кристаллов α -твердого раствора алюминия, происходит при переохлаждении не более нескольких градусов.

Размеры алюминидов титана и циркония в виде кристаллов иглообразной формы сильно зависят от скорости затвердевания, температуры перегрева и длительности выдержки расплава. Дисперсные (размером менее 1 мкм) и стабильные интерметаллоиды компактной формы образуются при совместном модифицировании титаном и бором (TiB_2 , AlB_2). Во время кристаллизации на бориде происходит образование алюминида титана, на котором и зарождаются кристаллы α -твердого раствора алюминия.

В производственных условиях для модифицирования алюминиевых сплавов применяют лигатуры, например $AlTi_5B$, при оптимальном соотношении $Ti : B = 5 : 1$. Количество модификатора зависит от вида сплава, качества лигатуры, способа ее введения, технологических параметров литья. Фазовый состав интерметаллидов в лигатуре должен соответствовать заданному, размеры интерметаллидов должны быть минимальными, так как крупные плохо растворяются в расплаве в процессе модифицирования. Для того чтобы получить лигатуру с тонкими выделениями интерметаллидов, используют смеси солей, например 55 % K_2TiF_6 , 30 % KBF_4 и 15 % C_2Cl_6 . Для увеличения степени усвоения модификатора фтортитан и фтороборат калия вводят в расплав вместе с хлоридами натрия и калия (35 % $NaCl$, 33 % KCl , 20 % K_2TiF_6 , 10 % KBF_4). Модифицирующий флюс в жидком состоянии оказывает рафинирующее воздействие на расплав. Обработку расплава солями, в количестве 0,2–1,0 % от массы расплава проводят при температуре расплава 720–750 °С.

Доэвтектические силумины, содержащие более 6 % Si модифицируют для того чтобы измельчить крупные пластинчатые выделения кремния в эвтектике, длина которых достигает 100 мкм. Низкий уровень пластических свойств обусловлен тем, что разрушение происходит по хрупкой фазе кремния при относительном удлинении 1–3 %. Модифицирование эвтектики и первичных включений кремния в силуминах используют при литье в разовые формы и

толстостенных заготовок в кокиль. Для модифицирования используют поверхностно-активные элементы (натрий, стронций, литий и др.), их введение затрудняет рост пластин кремния, в результате кристаллы кремния переходят в компактную почти равноосную форму с размерами 2–5 мкм. На дисперсность кремния в эвтектике оказывает влияние и скорость затвердевания сплава. О качестве модифицирования можно судить по кривым охлаждения, полученным до и после модифицирующей обработки. Например, при литье в песчаные формы оптимальная структура достигается при содержании в силумине 0,006–0,012 % Na (переохлаждение 6–10 °С)

Силумины заэвтектического состава (18–25 % Si) в немодифицированном состоянии имеют грубую структуру, низкие физико-механические свойства, вследствие выделения крупных кристаллов кремния. Для модифицирования этих сплавов используют фосфид алюминия. Модифицирование проводят при температуре 780–820 °С, количество модификатора – 0,05–0,10 % от массы расплава. После модифицирования расплав рафинируют хлористым марганцем.

В настоящее время разработано достаточно большое количество составов модификаторов для алюминиевых сплавов, определены оптимальные технологические параметры для их введения в расплав. Эффективно использование различных составов универсальных флюсов, хорошо себя зарекомендовало введение сурьмы и лигатур, содержащих стронций. Более подробные данные о составах модификаторов для алюминиевых сплавов можно найти в специальной технической литературе.

Отличительной особенностью сплавов на медной основе является склонность к образованию столбчатой структуры при кристаллизации. Измельчение первичного зерна и размеров кристаллизующихся первичных фаз достигается путем введения добавок тугоплавких элементов (Ti, B, Mo, V, W, Zr) в количестве 0,02–0,10 %, которые образуют с компонентами сплава тугоплавкие интерметаллиды, являющиеся дополнительными центрами кристаллизации.

Мелкозернистая структура сплавов на основе меди, не содержащих железо и алюминий, достигается введением в расплав Ti, B, Mo, V, Zr в количестве 0,05 % вместе с 0,02 % бора. Столбчатая структура в алюминиевых бронзах, сплавах содержащих железо и марганец, устраняется при введении сотых долей процента указанных элементов. Модификаторы вводят в расплав в виде лигатур Al-V (до 50 % V), Cu-B (3–5 % B), Cu-Ti (30 % Ti) и других при

температурах 1200–1250 °С. Более высокая температура перегрева расплава ведет к увеличению размеров зерна.

К сожалению, в настоящее время предлагаемое огромное количество различных модификаторов и способов их введения не позволяет экономически оптимально и технологически правильно подобрать нужный тип модификатора для конкретных условий производства.

Общей теории модифицирования с учетом всего многообразия явлений основных и сопутствующих процессу модифицирования нет, не установлены критерии модифицирующей способности элементов и их соединений. В основе каждого модифицирования лежат присущие ему физико-химические процессы, поэтому представляется более правильным для различных сплавов, в зависимости от характера вводимых добавок, использовать наиболее оптимальные способы их введения.

Лабораторная работа № 6

ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ ПЕРЕГРЕВА, СКОРОСТИ ОХЛАЖДЕНИЯ И МОДИФИЦИРОВАНИЯ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СЕРОГО ЧУГУНА

Цель работы: экспериментальное изучение структуры и свойств чугунов с пластинчатым графитом до и после модифицирования, полученных при различных скоростях охлаждения; ознакомление с технологией модифицирования чугунов.

Постановка работы

Для проведения работы необходима силитовая печь для расплавления чугуна, микровольтметр для измерения температуры, клиновидная проба на отбел, графитошамотный тигель емкостью 5 кг, образцы диаметром 10, 20, 40 мм и длиной 100 мм, шихтовые материалы для получения чугуна СЧ20, модификаторы, формовочная смесь, формовочный инструмент, плавно-заливочный инструмент. С целью проведения металлографического анализа необходим металлографический микроскоп, реактивы для травления шлифов. Для измерения твердости необходим твердомер.

Порядок выполнения работы

Изготовить формы клиновидной пробы для отливки образцов.

Расплавить в силитовой печи чугун заданного состава и залить его в формы при температурах 1300, 1360 и 1420 °С.

Провести модифицирование чугуна, нагретого до температуры 1420 °С модификаторами по выбору преподавателя.

По излому клиновых проб из немодифицированного чугуна изучить влияние температуры перегрева на склонность чугуна к отбелу, сравнить полученные данные с аналогичными пробами, изготовленными из модифицированного чугуна. Построить график зависимости глубины отбела от температуры перегрева чугуна. Провести анализ микроструктуры чугуна. Провести оценку влияния температуры перегрева и скорости охлаждения на количество, форму и характер распределения графита в чугуне.

Замерить твердость на приборе Бринеля на всех образцах и построить графики зависимости твердости НВ для всех температур перегрева чугуна в зависимости от скорости охлаждения (диаметр образца). Сравнить результаты для немодифицированных и модифицированных образцов. Сфотографировать микроструктуры полученных образцов.

Провести анализ и сделать выводы о влиянии температуры перегрева чугуна, скорости охлаждения и модифицирования на структуру и свойства чугуна.

Содержание отчета

1. Цель работы.
2. Краткое описание основных положений графитизирующего модифицирования.
3. Описание структуры по высоте образцов при различных температурах.
4. График зависимости глубины отбела образцов от температуры перегрева чугуна.
5. Описание микроструктуры образцов, залитых при различных температурах.
6. Графики зависимости твердости образцов в зависимости от скорости охлаждения.
7. Обобщение результатов и выводы.

6. СФЕРОИДИЗИРУЮЩЕЕ МОДИФИЦИРОВАНИЕ ЧУГУНА

Способы модифицирования

С точки зрения формирования включений шаровидного графита большинство специалистов склоняется к мысли, что в основе лежат два процесса.

Адсорбционный механизм роста включений графита. Модифицирующие элементы рассматривают как поверхностно-активные, избирательно адсорбирующиеся на гранях кристаллитов графита, в результате изменяются условия возникновения центров кристаллизации и последующего роста графитных включений. Однако адсорбция не объясняет влияния серы и кислорода, которые в зависимости от концентрации и состояния расплава способствуют образованию как пластинчатой, так и шаровидной формы графита.

Вторая точка зрения связывает механизм формирования включений графита шаровидной формы с удалением из расплава вредных примесных элементов и газов, прежде всего серы и кислорода, которые находятся на поверхности частиц графита. Для формирования графита шаровидной формы необходимо создать в расплаве физико-химическое состояние, когда на кристаллизующийся графит не воздействуют поверхностно-активные элементы.

Значительную роль в образовании включений шаровидного графита играет переохладение. Формирование включений графита происходит в маточном растворе, пересыщенном углеродом, в условиях глубокого переохладения. При эвтектической кристаллизации высокопрочного чугуна переохладение характеризуется устойчивостью жидкой фазы. Рост графитных включений происходит за счет коагуляции частиц графита, присутствующих в расплаве.

На образование различных форм графита в чугуне оказывают влияние примеси, способствующие изменению соотношения поверхностной энергии на гранях кристаллов графита. Углерод, кремний, никель, фосфор способствуют образованию пластинчатой формы графита за счет уменьшения поверхностного натяжения расплава чугуна на призматических гранях растущих кристаллов графита. Титан, хром, вольфрам, молибден, магний, церий, редкоземельные элементы очищают расплав от примесей, увеличивают поверхностное натяже-

ние расплава на растущих гранях кристаллов графита и способствуют образованию вермикулярной и шаровидной форм графита.

Для получения высокопрочного чугуна с шаровидной формой графита обычно используются модификаторы с добавками магния или совместно магния и РЗМ. Несмотря на то, что на формирование шаровидной формы графита способствуют многие другие элементы, такие как кальций, церий и др., применение многокомпонентных сплавов на основе магния является наиболее экономичным при существенном упрощении процесса модифицирования.

С точки зрения термодинамики преимущественное превращение из жидкого состояния в твердое будет иметь то превращение, которое ведет систему к минимуму энергии Гиббса. Магний при вводе в жидкий чугун вначале глубоко раскисляет расплав, затем вступает в реакцию с серой. Кальций и барий в первую очередь реагирует с серой. По мере увеличения количество добавки, кальций начинает раскислять расплав. Редкоземельные металлы по характеру взаимодействия с примесями в расплаве занимают промежуточное положение между магнием и кальцием. Эффективно совместное введение щелочноземельных металлов и магния, за счет разделения их рафинирующих функций можно существенно сэкономить количество вводимого Mg.

Экспериментальная проверка путем измерения активности кислорода показала, что небольшие добавки магния интенсивно раскисляют расплав практически независимо от исходной концентрации серы. Сера начинает оказывать сильное тормозящее влияние на активность только при увеличении присадок магния. Кальций в присутствии серы слабо раскисляет жидкие чугуны.

Обработка кальцием и барием позволяют снизить расход магния, необходимый для получения чугуна с шаровидной формой графита.

Для реализации высоких потенциальных возможностей магния необходимо обеспечить завершение теплообменных процессов нагрева, плавления и испарения магния на максимальной глубине расплава жидкого чугуна. Парообразные пузырьки магния за время своего образования и всплытия в расплаве должны полностью прореагировать с компонентами жидкого чугуна, главным образом с кислородом и серой. Пузырьки должны быть рассредоточены в расплаве для того, чтобы исключить снарядный режим кипения, когда часть Mg не успевает прореагировать и сгорает на его поверхности с большим выделением света и дыма. Оптимальным решением является предварительный

нагрев и испарение магния перед вводом в объем расплава, с этой целью применяют специальные погружаемые устройства, оснащенные испарительными камерами, в которых за счет тепла обрабатываемого чугуна создаются условия для испарения магния.

Кроме того, для эффективной обработки магнием необходимо снизить содержание серы в чугуне, ограничить количество шлака, образующегося в результате реакции окисления железа и кремния, а также развитие процессов рессульфурации. Герметизация печи и защита поверхности металла инертным газом или создание восстановительной среды снижает потери магния в процессе выдержки металла в печи. Футеровку печей рекомендуют изготавливать из высокоглиноземистых огнеупоров, чтобы снизить влияние основного источника химических реакций, снижающих содержание магния в чугуне.

Комплексные модификаторы, содержащие активные элементы Mn, Si, Ca, Mg, РЗМ и другие оказывают рафинирующее воздействие. Наличие карбидов, боридов, нитридов, образующихся в результате взаимодействия соответствующих элементов модификатора с расплавом, способствуют дисперсионному упрочнению основы. Модификаторы, в состав которых входят такие активные элементы, как РЗМ, Ba, Ca, оказывают влияние на природу и форму неметаллических включений.

Среди элементов, входящих в состав комплексных модификаторов, наибольшим сродством к кислороду и сере обладает кальций. Расчет термодинамических параметров реакций обессеривания и дегазации чугуна, свидетельствует о том, что кальций действует эффективнее магния, бария и РЗМ, во всем диапазоне температур модифицирования чугуна. В магнийсодержащих лигатурах, на основе железа и кремния, кальций понижает термодинамическую активность магния и углерода в расплаве. С технологической точки зрения наибольшая степень усвоения магния и максимальный эффект наблюдается при содержании в лигатуре до 4 % Ca. Повышение содержания кальция приводит к ошлаковыванию модификатора. Предварительная обработка чугуна силикокальцием, подавляет действие кислорода, серы, водорода и азота, тем самым позволяет уменьшить в 1,5–2 раза количество вводимого магния. Сфероидизирующая и рафинирующая способность кальция возрастает при совместной присадке его с магнием и РЗМ.

Большинство специалистов считает, что основное действие РЗМ направлено на нейтрализацию влияния элементов десферидизаторов (As, Pb, Sb, Ti, Bi и др.), раскисляющее и десульфуризирующее воздействие на расплав чугуна. Рекомендуемое содержание РЗМ в модификаторах – не более 10 %.

С термодинамической точки зрения наиболее вероятными являются реакции взаимодействия церия с кислородом и серой. Сродство церия к кислороду с ростом температуры заметно убывает, а сродство к сере значительно меньше, чем к кислороду, и практически не изменяется с изменением температуры. Учитывая большую склонность чугунов, обработанных лигатурами Mg-РЗМ цериевой группы к переохлаждению, можно рекомендовать их для производства толстостенных заготовок. Лигатуры с РЗМ иттриевой группы применяют для производства тонкостенного литья с различной структурой металлической матрицы.

Обработка относительно чистых по вредным примесям расплавов модификаторами с высоким содержанием РЗМ приводит к быстрой демодификации расплава.

При литье тонкостенных заготовок в состав комплексного модификатора желательнее вводить лантан без церия, что позволяет поддерживать количество введенной суммы РЗМ на оптимальном уровне при использовании различных способов модифицирования и различном содержании серы в исходном чугуне.

Термодинамический анализ взаимодействия РЗМ с кислородом в расплавленном чугуне и проведенные эксперименты позволили определить величину присадки (0,08–0,09 % РЗМ), обеспечивающую снижение содержания кислорода в расплаве на 40–50 %.

Одним из эффективных путей улучшения условий для активации дисперсных неметаллических включений является ввод нагретых до температуры $0,7-0,8 T_{пл}$ графитизирующих модификаторов. Нагрев модификатора позволяет сократить потери тепла жидким чугуном в ходе расплавления, повышает степень его усвоения, в результате полнее проходят реакции раскисления. Отчасти такой способ можно рекомендовать для модифицирования чугунов с низкой температурой.

Физическое воздействие электрическим током, переменным магнитным полем, ультразвуком, вибрацией и другими в период растворения модификатора, способствует увеличению степени его усвоения расплавом, ускоряет процессы массопереноса в расплаве

чугуна, благоприятно сказывается на гомогенизации расплава. Интенсивная ультразвуковая кавитация в расплавах приводит к возникновению переменных давлений и температур в микрообъемах чугуна, что способствует ускорению процесса растворения и активизации поверхностно-активных элементов, равномерному их распределению с неизбежным увеличением количества и уменьшением критического размера зародышей. Совместное воздействие ультразвука и модифицирования ведет к измельчению структуры, увеличению плотности чугуна в значительно большей степени, чем при использовании каждого из этих факторов в отдельности.

Модифицированный расплав при температурах выше 1200 °С является ненасыщенным по отношению к углероду. Введение графитизирующих модификаторов в жидкий магниевый чугун создает условия для выделения углерода из раствора в виде самостоятельной фазы, которая является потенциальным зародышем графита шаровидной формы. Вторичное модифицирование магниевого чугуна необходимо осуществлять при возможно низких температурах расплава, причем недопустима длительная выдержка модифицируемого чугуна в жидком состоянии.

Способы обработки жидкого чугуна сфероидизирующими и графитизирующими модификаторами весьма разнообразны, выбор того или иного способа зависит от конкретных условий производства, требуемых физико-механических и эксплуатационных свойств заготовок их геометрической конфигурации и т. д.

В развитии способов обработки наметились два основных варианта: снижение скорости реакции за счет добавления в модификатор нейтрального материала и усовершенствование способов, которые позволяют применять чистый магний.

Наиболее надежным и широко освоенным следует считать способ введения магния в жидкий чугун в автоклавных установках под избыточным давлением или в герметизированных разливочных ковшах. С целью создания условий для максимального усвоения магния и уменьшения его расхода процесс модифицирования чугуна проводят под избыточным давлением сжатого воздуха, превышающего упругость насыщенных паров магния $((5-6) \cdot 10^5 \text{ Па})$.

Разработано значительное количество разнообразных конструкций автоклавных установок и герметизированных ковшей. Современные установки обеспечивают автоматическое регулирование

давления в зависимости от температуры чугуна, при этом возможно применение не только чистого магния, но и лигатур его содержащих. Усовершенствованная конструкция автоклавов позволяет проводить последовательно сфероидизирующее и графитизирующее модифицирование, реакция жидкого металла с магнием протекает в условиях избыточного давления, создаваемого в процессе модифицирования за счет упругости паров магния. Расход магния в зависимости от содержания серы в исходном чугуне составляет 0,15–0,3 % от массы обрабатываемого металла. Ввод магния в жидкий чугун осуществляется при помощи специальных перфорированных колоколов. Для ошлаковывания оксидов и сульфидов магния, образующихся в металле в процессе модифицирования, дополнительно вместе с магнием в зарядную камеру вводят криолит в количестве 0,1–0,3 %. Степень усвоения магния 50–60 %.

Конверторный ковш фирмы G.Fischer (Швейцария) не имеет полной герметизации, поэтому обработку чугуна магнием проводят под специальными зонтами. Куски магния помещают в специальную камеру, при повороте конвертора модификатор оказывается на дне ванны под расплавом чугуна. Расход магния составляет 0,15–0,30 % при исходном содержании серы в расплаве 0,08–0,13 %. Чтобы избежать нежелательных реакций между огнеупорной футеровкой и продуктами реакции, конвертор футеруют набивной массой на основе корунда или магнезита. Способ позволяет многократно обрабатывать жидкий чугун магнием в случае возврата расплава из раздаточной печи, так как при модифицировании в металл не вносятся такие элементы, как Si, Ni, Al. Усвоение магния зависит от размера отверстий в стенке реакционной камеры ее объема, а также от содержания серы в исходном чугуне и температуры обработки расплава. Усвоение магния составляет 40–60 %.

Преимущества технологии – высокая экономичность, так как используют металлический магний, допустимо высокое (до 0,1 %) содержание серы в исходном чугуне без предварительной десульфурации, есть возможность многократной повторной обработки жидкого чугуна без изменения химического состава.

Основные недостатки технологии – сложность используемого специального оборудования, значительные затраты на приспособления для ввода магния, потери температуры металла при переливе, относительно большие выдержки расплава в ковше между вводом модификатора и заливкой форм.

Фирмы Renault и Pont-a-Mousson (Франция) применяют MAP-процесс, суть которого заключается в том, что металлический магний, частично покрытый слоем огнеупорного материала, вводят в жидкий чугун с помощью колокольчика, изготовленного из огнеупорного материала или графита. В верхней части колокольчика для выхода паров магния делают ряд отверстий. Реакция взаимодействия магния с расплавом начинается с незащищенного огнеупорным материалом угла. Для предотвращения разбрызгивания чугуна и удаления выделяющихся газов, ковш закрывают крышкой. Срок службы колокольчика до 400 погружений в жидкий чугун. Степень усвоения магния чугуном зависит от температуры расплава и при обработке в ковшах емкостью 3–6 т составляет 65 % при 1460 °С и 40 % при 1500 °С.

Метод инъекции предусматривает ввод мелкодисперсного металлического магния, возможно в смеси с графитом или известью, вдуванием в атмосфере нейтрального газа (азота или сухого воздуха) в жидкий чугун через огнеупорную фурму. При инъекционной обработке от 3 до 16 % вводимого магния связывается в оксиды и от 16 до 95 % в нитриды. Вследствие этого наиболее обосновано применение для вдувания магния природного газа, который является гарантированно нейтральным к нему. Степень усвоения магния 60–70 %.

Большое развитие в литейном производстве получил Sandwich – процесс, применяемый в основном в крупных чугунолитейных цехах автомобильной промышленности. Сущность процесса состоит в том, что на дно ковша или в специальное углубление, помещают модификатор, который покрывают чугунной решеткой, тонкими листами стальной высеки, ферросилицием, флюоритом и т. д. Способ обладает рядом существенных недостатков, связанных с относительно низким и нестабильным усвоением магния, значительным дымовыделением, окислением магния при переливе чугуна в разливочные ковши и в процессе заливки форм. Интенсивное окисление химически активных элементов приводит к увеличению расхода модификатора. Наибольший эффект модифицирования проявляется в первые 15–30 с после ввода модификатора в расплав. Усвоение модификатора ФСМг9 при температуре 1400 °С составляет около 40 %. Среди наиболее эффективных мер совершенствования режимов ковшевой обработки чугуна магнийсодержащими модификаторами считают создание вакуума или специальной газовой атмосферы в полости ковша, что позволяют экономно использовать моди-

фикатор и улучшать качество металла. Для предотвращения дымоуделения в ряде промышленно развитых стран используют сэндвич – процесс со специальной промежуточной крышкой.

Немаловажным фактором является геометрическая конфигурация ковша. Оптимальный результат достигается при использовании ковшей, высота которых равна полутора его диаметрам. Объем обрабатываемого металла должен быть меньше емкости ковша на 30 % для того чтобы продолжительность выдержки и разливки чугуна после сфероидизирующей обработки не превышала 10–15 мин.

Один из вариантов ковшевого модифицирования «Триггер-метод» – лигатуру покрывают слоем мелкого карбида кальция, который при взаимодействии с расплавом чугуна спекается, образуется своеобразный пирог, который после заполнения ковша металлом пробивают специальной штангой.

В практике производства отливок из высокопрочного чугуна одним из наиболее прогрессивных является метод модифицирования в литейной форме (Inmold-процесс). Минимальное время между вводом модификатора и кристаллизацией отливки позволяет наиболее полно реализовать потенциал комплексных модификаторов с точки зрения увеличения числа центров кристаллизации и уменьшения кристаллизационного переохлаждения, обусловленного вводом в расплав магния. При таком характере кристаллизации предотвращается образование структурно-свободных карбидов, даже при относительно низком содержании кремния, формируется мелкокристаллическая структура, снижается склонность к образованию усадочных дефектов.

Реакция взаимодействия чугуна с лигатурой практически не сопровождается дымоуделением и пироэффектом. Используемые модификаторы должны хорошо растворяться в чугуне и иметь определенный гранулометрический состав.

Скорость растворения лигатур в реакционной камере может изменяться в значительных пределах. Различают послойный, объемный и комбинированный механизм растворения модификатора. Наиболее интенсивно процесс растворения происходит при объемном механизме, когда все частицы модификатора практически одновременно вступают в контакт с расплавом и такое состояние поддерживается до завершения процесса растворения. Скорость растворения модификатора при послойном механизме растворения определяется темпом продвижения фронта устойчивого контакта расплава с частица-

ми модификатора. При послыном растворении расплав не проникает вглубь модификатора, что имеет место в случае малого (менее 2 мм) размера частиц модификатора либо при использовании модификаторов в виде брикетов или монолитных вставок. Для форм с циклом заливки (15–30 с) оптимальным является механизм комбинированного растворения. Эффективность технологии зависит от правильного выбора основных параметров процесса – скорости и температуры заливки чугуна, химического и гранулометрического состава модификатора, размеров и степени заполнения реакционной камеры и т. д. Необходимо обеспечить равномерное растворения лигатуры в расплаве от начала и до конца заливки формы, исключить попадание в отливку продуктов реакции взаимодействия модификатора с расплавом чугуна. Температуру жидкого металла рекомендуют поддерживать в пределах 1370–1430 °С. Снижение температуры расплава ниже 1360 °С приводит к неполному растворению модификатора, неравномерному распределению и усвоению его металлом, а следовательно, к неоднородной структуре металла по сечению отливки.

Минимальный контакт с кислородом воздуха позволяет достигать высокого коэффициента усвоения магния, так при обработке расплава чугуна лигатурами, содержащими 5–15 % Mg, усвоения магния при модифицировании в форме превышает 80 %.

Наиболее полное усвоение магния, стабильность процесса, минимальный расход модификаторов в период взаимодействия его с расплавом возможны при создании восстановительной атмосферы. Восстановительная атмосфера, препятствует окислению поверхности кусков модификатора, а интенсивный барботаж расплава, обеспечивает наилучшие условия для полного и эффективного взаимодействия жидкого металла с модификатором.

Недостатки процесса – увеличение расхода металла на литниковую систему, а также возможное попадание не успевшего расплавиться модификатора и шлака в полость отливки. Технология требует тщательной проработки вопросов конструирования литниковых систем для каждой отдельной отливки, качественных шихтовых материалов с низким содержанием серы и вредных примесей, проведение строгого контроля технологических параметров на всех стадиях процесса.

Одной из разновидностей внутрiformенного модифицирования является CQ-процесс (Controlled Quality Inoculation Process). В прои-

водство этот способ впервые был внедрен фирмой Caterpillar Tractor Company. Для того чтобы исключить процесс окисления модификатора, последний помещают в специальную трубку и с помощью специальной автоматизированной установки (трайб-аппарата) обеспечивают непрерывную и контролируемую подачу модификатора в струю металла. Реакция модификатора с расплавом проходит спокойно, испарение магния равномерно практически по всему объему чугуна. Эффект модифицирования максимален, так как модифицированный чугун поступает в форму непосредственно после модифицирования, кроме того существует возможность регулирования конечного содержания магния. Применение проволоки позволяет обрабатывать чугун с большим содержанием серы при практически полном отсутствие дыма, пироэффекта и выбросов металла. На основании данных о содержании серы в чугуне, температуре чугуна, весе металла и необходимом остаточном содержании магния система автоматически рассчитывает оптимальную длину вводимой проволоки, благодаря этому достигается высокая стабильность получаемых результатов.

Практическая реализация способа показала, что усвоение магния составляет 36–52 %. Основной недостаток метода состоит в том, что тонко измельченный модификатор легко реагирует с воздухом и благодаря этому часть его окисляется при небольших отклонениях параметров растворения, не успевшая раствориться часть модификатора может попасть в полость формы.

В США и Франции достаточно широко используют способ, разработанный фирмой «Foseco» – модифицирование пористым коксом, пропитанным магнием. Пропитку осуществляют расплавленным магнием под давлением аргона при температуре 1150–1200 °С или путем погружения раскаленного кокса (1000 °С) в расплав магниевой лигатуры. Кокс, содержащий около 45 % Mg, принудительно, с помощью колокольчика или других устройств, погружают в расплав либо удерживают на дне ковша штангой или с помощью полупостоянной перегородки с сотовой структурой из высокоглиноземистого огнеупора.

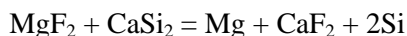
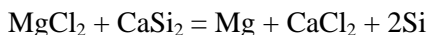
Магний вступает во взаимодействие с расплавом в виде мелких пузырьков, размер которых определяется порами кокса, скорость всплывания в расплаве невелика, увеличивается время контакта пузырьков с металлом, за счет чего увеличивается коэффициент использования магния (60–70 %), значительно ослабляется пироэффект.

Специфическим недостатком метода является сложность ввода модификатора, вызванная его малым удельным весом. Процесс эффективен при обработке больших масс чугуна, однако достаточно сложен на подготовительной стадии.

Одним из перспективных направлений является использование быстроохлажденных модификаторов, полученных путем закалки из жидкого состояния. Технологический процесс получения мелкокристаллических модификаторов («чипс-модификаторов») осуществляется методом непрерывного литья намораживанием. Модификаторы получают в виде пластин толщиной до 5,0 мм. Большие скорости охлаждения способствуют затвердеванию модификаторов по метастабильной диаграмме состояния при более низких температурах с расширением области твердых растворов. Активные элементы в чипс-модификаторе имеют более равномерное распределение, их размеры в 4–10 раз более мелкие по сравнению с аналогичными, полученными по традиционной технологии дробления слитка. Технологический процесс целесообразно использовать в первую очередь для дорогостоящих сплавов с активными элементами (силикокальций, модификаторы с Mg, PЗМ и др.). При сфероидизирующем модифицировании значительно уменьшается пирозэффект и дымовыделение, вследствие малых размеров магнийсодержащих фаз (10–20 мкм), достигается максимальная поверхность контакта магния с обрабатываемым расплавом, обеспечивается высокое усвоение Mg, что обусловлено измельчением структуры фаз и более равномерным распределением химически активных элементов. Быстроохлажденные модификаторы с кальцием хорошо растворяются в жидком чугуне и не требуют большого перегрева расплава. Применение мелкокристаллических чипс-модификаторов позволяет модифицировать чугун практически при любой температуре расплава выше 1200 °С. Использование быстроохлажденных модификаторов позволяет снизить их расход на 20–30 %.

На основании многочисленных экспериментальных данных доказана принципиальная возможность повышения графитизирующей способности модификаторов на основе PЗМ-Fe-Si за счет изменения технологии их получения. Отмечено, что при прочих равных условиях возможно снижение количества присадки, однако продолжительность действия быстроохлажденных модификаторов меньше, чем у полученных по традиционной технологии.

Известен способ модифицирования, основанный на вводе в расплав магния в виде хлористых или фтористых солей в смеси с восстановителем. В качестве восстановителей используют силикокальций и карбид кальция. Процесс восстановления проходит по следующим реакциям:



Хлорид магния восстанавливается силикокальцием при температуре чугуна 1360–1390 °С, фториды РЗМ и иттрия – силицидом кальция в присутствии фторида магния.

Учитывая, что магний переходит в чугун в атомарном состоянии, практически исключается его кипение и связанные с этим выбросы металла. Обменная реакция между хлористым магнием и силикокальцием начинается через 2–3 с после попадания жидкого металла на модифицирующую смесь, а между солью и карбидом кальция – через 30–40 с после наполнения ковша металлом. Оптимальный расход хлористого магния 2,0–2,2 %, силикокальция 2,3–2,5 % от веса модифицируемого чугуна.

Недостатками способа являются высокая стоимость солей, необходимость обеспечения интенсивной вентиляции, так как в процессе модифицирования происходит выделение токсичных газов, а также трудности, связанные с хранением и использованием солей из-за их высокой гигроскопичности.

ТИР – процесс предусматривает использование цилиндрического ковша, конструкция которого позволяет осуществлять поворот как в горизонтальной, так и в вертикальной плоскости. В горизонтальном положении контакт между лигатурой, находящейся в специальном кармане ковша, и расплавом отсутствует. Ковш закрывают крышкой и поворачивают в вертикальное положение. После завершения процесса модифицирования ковш поворачивают в горизонтальное положение, через окно скачивают шлак и производят разливку через сифонный носок. При обработке в ковше емкостью 1,5 т усвоение магния составляет 60–70 % при полном отсутствии дыма и пироэффекта.

В лаборатории компании РЕМ (Pechiney Electro Metallurgie, Франция) разработана технология глобуляризирующей обработки

расплава в процессе заливки формы. При открытии стопора расплав проходит через реакционную камеру, выполненную из огнеупорного материала, в которую магнийсодержащая лигатура инжектируется в струе азота. Регулирование расхода лигатуры осуществляется автоматически. Надежность работы системы снижается, когда содержание серы составляет более 0,01 %, так как возникают трудности связанные с налипанием расплава на разливочный стакан. Практика эксплуатации показывает, что модифицированный металл находится в этой печи в течение почти двух часов с сохранением 80 %-ной степени глобуляризации шаровидного графита.

Недостаток данной технологии – расплав поступает в форму вместе с продуктами реакции, поэтому в литниковой системе необходимо применять фильтры.

Оптимальной температурой расплава при введении в него ферросилиция считают 1370–1420 °С. Однако достаточно эффективно его усвоение происходит и при меньших температурах – 1340–1360 °С.

Футеровка в печи в решающей степени оказывает влияние на скорость уменьшения содержания магния при изотермической выдержке и подогреве магниевого чугуна. Кислая футеровка является главным источником увеличения содержания кислорода при подогреве и выдержке магниевого чугуна в печи.

Частицы окиси магния размером около 20 мкм коагулируют в процессе движения расплава, в связи с этим промежуток времени от обработки расплава магнием до заливки форм не должен превышать 10–15 мин. По данным фирмы Elkem (Норвегия) через 20 мин после модифицирования общее количество включений на единицу объема уменьшается до 10 % от первоначальной величины. Продолжительность действия модификатора существенно увеличивается при наличии в чугуне церия.

Кроме перечисленных существует много других способов ввода магния в жидкий чугун, однако эти способы не нашли широкого практического применения.

В настоящее время делаются попытки использования нанофазных и нанокпозиционных материалов для модифицирования железноуглеродистых сплавов. Известно, что размер частиц твердой фазы оказывает влияние на их свойства и активность в различных физико-химических процессах. Наноразмерные частицы характери-

зуются квантово-размерными эффектами, так как многие физические характеристики макрочастиц – температура плавления, проводимость, удельная теплота образования, ионизационный потенциал и другие – теряют общепринятый смысл или существенно зависят от размера кластера. Это предполагает возможность протекания физико-химических процессов на границе раздела частица–окружающая среда, отличных от обычных и обеспечивающих образование продуктов с новыми функциональными характеристиками. Переход материала в ультрадисперсное состояние резко увеличивает абсорбционную и каталитическую активность, так как значительно возрастает доля поверхности в объеме частицы. Активность частицы усиливается аномалиями строения поверхности, особенностями строения ее кристаллической структуры. Увеличение поверхностной энергии и изменение термодинамических условий фазовых равновесий приводят к появлению в частицах таких явлений, как высокотемпературная сверхпроводимость, супермагнитное и аморфное состояния, происходят смещения температур фазовых превращений, резко возрастают окислительные процессы на поверхности частиц при контакте с атмосферой.

Аллотропная форма углерода – фуллерен – относится к так называемым фрактальным кластерам с размером 2–10 нм, является структурным элементом, который формирует строение железоуглеродистых расплавов. На основе фуллеренов формируются наночастицы углерода, имеющие размер 30–200 нм.

В процессе обработки расплава различными поверхностно-активными элементами (ПАЭ) и их комбинациями с другими элементами образуются наносоединения на основе фуллеренов и ПАЭ, которые оказывают активное влияние на характер кристаллизации железоуглеродистых расплавов.

Технологический процесс наномодифицирования включает в себя использование комплексных химических соединений ПАЭ и их твердых растворов с другими элементами – наномодификаторов (*glitter*), которые избирательно воздействуют на наноструктуру расплава – фуллереновые комплексы и углеродные наночастицы в железоуглеродистых сплавах.

Модификатор в виде таблеток, изготовленный по технологии порошковой металлургии может содержать различные компоненты, в зависимости от решаемых технологических задач. Высокая плот-

ность, хорошая растворимость, стабильный эффект модифицирования в широком диапазоне температур от 1260 до 1420 °С наномодификатора, позволяет получать высококачественный чугун независимо от технологии выплавки. При получении высокопрочного чугуна модификатор не дает пироэффекта, длительность эффекта модифицирования сохраняется в течение 20 мин, и, что особенно важно, модификатор не чувствителен к содержанию серы в расплаве, к колебаниям химического состава расплава чугуна и толщине стенки отливки. Для серых ваграночных чугунов отмечено увеличение количества перлита в матрице, значительно измельчается графит, фосфидная эвтектика и первичное зерно. Аналогичное влияние оказывает на доменный чугун и чугун, полученный с помощью электроплавки. Значительное сокращение длительности графитизирующего отжига (5 ч) позволяет значительно экономить электроэнергию. Обработка углеродистых сталей наномодификатором в 3–4 раза измельчает зерно, при этом отмечается повышение вязкости и пластических свойств стали, что оказывает положительное влияние на трещиностойкость стальных отливок. Важно отметить, что использование наномодификаторов усиливает действие традиционных модификаторов, таких как ферросилиций, силикобарий, силикокальций и др., при существенном уменьшении требуемого расхода.

Лабораторная работа № 7

ИЗУЧЕНИЕ СПОСОБОВ ПРОИЗВОДСТВА ВЫСОКОПРОЧНОГО ЧУГУНА И ЕГО СТРУКТУРЫ, ПОЛУЧЕННОЙ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ СКОРОСТЯХ ОХЛАЖДЕНИЯ

Цель работы: ознакомление с существующими способами ввода сфероидизирующих модификаторов в расплав; изучение структуры высокопрочного чугуна, полученной при различных скоростях охлаждения.

Порядок выполнения работы

Изготовить формы клиновой пробы (по три на каждую подгруппу и одну общую), а также две формы для внутриформенного модифицирования.

Расплавить в индукционной печи металл, подогреть его до температуры 1360 °С и далее залить в одну форму.

Подготовить три разные по весу навески лигатуры с фракцией от 2 до 5 мм. Провести модифицирование чугуна в ковше последовательно различными по массе модификаторами и залить по одной клиновой пробе.

Подготовить две формы для внутриформенного модифицирования с засыпкой в первое отделение лигатуры с размерами частиц 8–10 мм (первая форма) и 6–7 мм (вторая форма). Во второе и третье отделение поместить лигатуру с размерами частиц 2–5 мм и ферросилиций марки ФС75 с размерами частиц 2–5 мм.

Чугун с температурой 1360 °С пролить через формы, предварительно провести заливку клиновых проб в начальной и конечной стадиях процесса.

По излому клиновых проб провести анализ влияния модифицирования на склонность чугуна к отбелу. Изготовить шлифы и изучить изменение микро и макроструктуры чугуна по высоте проб, сфотографировать структуры для отчета.

Обобщить результаты проведенной работы и сделать выводы.

Содержание отчета

1. Цель работы.
2. Краткое описание способов введения модификаторов.
3. Описание методики проведения экспериментов.
4. Описание микроструктуры образцов по высоте проб с приложением фотографий микроструктуры.
5. Анализ результатов. Выводы.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

1. Машиностроение : энциклопедия : в 40 т. / ред. совет: К. В. Фролов [и др.]. – М. : Машиностроение, 1994. – Раздел II : Материалы в машиностроении / Г. Г. Мухин [и др.] // Т. 2 : Сталь и чугуны / Г. Г. Мухин [и др.] ; ред.-сост.: О. А. Банных, Н. Н. Александров ; отв. ред. Е. Т. Долбенко. – 2000. – 780 с.
2. Воздвиженский, В. М. Литейные сплавы и технология их плавки в машиностроении / В. М. Воздвиженский, В. А. Грачев, В. В. Спасский – М. : Машиностроение, 1984. – 432 с.
3. Константинов, Л. С. Напряжения, деформации и трещины в отливках / Л. С. Константинов. – М. : Машиностроение, 1981. – 199 с.
4. Романов, Л. М. Литейные сплавы и плавка. Производство отливок из чугуна и стали / Л. М. Романов, А. Н. Болдин. – М. : МГИУ, 2005. – 47 с.
5. Кудрин, В. А. Теория и технология производства стали / В. А. Кудрин. – М. : Мир, 2003. – 528 с.
6. Дюдкин, Д. А. Современная технология производства стали / Д. А. Дюдкин, В. В. Киселенко. – М. : Теплотехник, 2007. – 528 с.
7. Дюдкин, Д. А. Усадочные раковины в стальных слитках и заготовках / Д. А. Дюдкин. – М. : Metallurgia, 1983. – 137 с.
8. Назаритин, В. В. Технология изготовления стальных отливок ответственного назначения / В. В. Назаритин. – М. : Машиностроение, 2006. – 233 с.
9. Шульте, Ю. А. Производство отливок из стали / Ю. А. Шульте. – Киев ; Донецк : Вища школа, 1983. – 183 с.
10. Гольдштейн, Я. Е. Инокулирование железоуглеродистых сплавов / Я. Е. Гольдштейн, В. Г. Мизин. – М. : Metallurgia, 1993. – 413 с.
11. Ицкович, Г. М. Раскисление стали и модифицирование неметаллических включений / Г. М. Ицкович. – М. : Metallurgia, 1981. – 296 с.
12. Гиршович, Н. Г. Кристаллизация и свойства чугуна в отливках / Н. Г. Гиршович. – М. ; Л. : Машиностроение, 1966. – 562 с.
13. Литовка, В. И. Повышение качества высокопрочного чугуна в отливках / В. И. Литовка. – Киев : Наукова думка, 1987. – 206 с.
14. Коцюбинский, О. Ю. Коробление чугунных отливок от остаточных напряжений / О. Ю. Коцюбинский. – М. : Машиностроение, 1965. – 176 с.

15. Гольдштейн, Я. Е. Модифицирование и микролегирование чугуна и стали / Я. Е. Гольдштейн. – М. : Metallurgy, 1986. – 270 с.

16. Отливки из чугуна с шаровидным и вермикулярным графитом / Э. В. Захарченко [и др.]. – Киев : Наукова думка, 1986. – 248 с.

17. Машиностроение : энциклопедия : в 40 т. / ред. совет: И. Н. Фридляндер [и др.]. – М. : Машиностроение, 1994. – Раздел II : Материалы в машиностроении / И. Н. Фридляндер [и др.] // Т. 3 : Цветные металлы и сплавы. Композиционные материалы / И. Н. Фридляндер [и др.] ; ред.-сост. И. Н. Фридляндер ; отв. ред. Е. Т. Долбенко – 2001. – 879 с.

18. Производство отливок из сплавов цветных металлов / А. В. Курдюмов [и др.]. – М. : МИСИС, 1996. – 504 с.

19. Золоторевский, В. С. Metallovedenie litynykh aliuminiyevykh spлавov / В. С. Золоторевский, Н. А. Белов. – М. : МИСИС, 2005. – 376 с.

20. Галдин, Н. М. Цветное литье : справочник / Н. М. Галдин, Д. Ф. Чернега, Д. Ф. Иванчук. – М. : Машиностроение, 1989. – 528 с.

21. Неменёнок, Б. М. Теория и практика комплексного модифицирования силуминов / Б. М. Неменёнок. – Минск : Технопринт, 1999. – 270 с.

22. Червякова, В. В. Сложные латуни и бронзы : свойства, строение и вопросы технологии / В. В. Червякова. – Алма-Ата : Наука, 1974. – 262 с.

23. Волкогон, Г. Н. Производство слитков меди и медных сплавов / Г. Н. Волкогон, М. М. Брезгунов. – М. : Metallurgy, 1980. – 100 с.

24. Сучков, Д. И. Медь и ее сплавы / Д. И. Сучков. – М. : Metallurgy, 1967. – 248 с.

25. Лебедев, К. П. Литейные бронзы / К. П. Лебедев. – Л. : Машиностроение, 1973. – 311 с.

26. Леви, Л. И. Литейные сплавы / Л. И. Леви. – М. : Высшая школа, 1967. – 435 с.

27. Корольков, А. М. Литейные свойства металлов и сплавов / А. М. Корольков. – М. : Наука, 1967. – 199 с.

Учебное издание

КРУТИЛИН Александр Николаевич
НИКОЛАЙЧИК Юрий Владимирович

ЛИТЕЙНЫЕ СПЛАВЫ

Учебно-методическое пособие
для студентов дневного и заочного отделения
специальности 1-36 02 01 «Машины и технология
литейного производства»

Редактор *Т. А. Зезюльчик*
Компьютерная верстка *А. Г. Занкевич*

Подписано в печать 27.10.2014. Формат 60×84 ¹/₁₆. Бумага офсетная. Ризография.
Усл. печ. л. 5,58. Уч.-изд. л. 4,36. Тираж 50. Заказ 1029.

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.