D877299

Министерство высшего и среднего специального образования РСФСР

Московское
ордена Ленина и ордена Трудового Красного Знамени
высшее техническое училище имени Н. Э. Баумана

На правах рукописи

Канд. техн. наук Г. Ф. БАЛАНДИН

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА ФОРМИРОВАНИЯ КРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СТРОЕНИЯ ОТЛИВОК ИЗ ЧИСТЫХ МЕТАЛЛОВ И ОДНОФАЗНЫХ СПЛАВОВ

Автореферат
диссертации на соискание ученой степени
доктора технических наук

Москва 1963

МГТУ им. Н. Э. Баумана
877299
Баланкин Г. Ф. Исследование

Проблема кристаллизации отливок и слитков, с точки зрения современных задач литейного производства и металлургии, есть, прежде всего, проблема управления процессом формирования кристаллического строения отливок и слитков с целью получения их с заданными свойствами.

Обстоятельные исследования структурных особенностей строения литых металлов и сплавов, выполненные советскими и зарубежными учеными, убедительно показали, что решающее влияние на свойства отливок оказывают размер и форма кристаллических зерен, их преимущественная ориентировка, а также сегрегация растворимых и нерастворимых примесей, величина и распределение усадочной пористости. При этом было выяснено, что степень развития сегрегации, усадочной пористости и т. п. неоднородности литых металлов и сплавов в общем случае определяется формой роста кристаллов и структурой фронта кристаллизации на каждом этапе затвердевания отливок.

877299

В реальных условиях литья для всех технических металлов и сплавов характерна дендритная форма роста кристаллов. В этой связи, в реальных условиях литья, степень развития указанной неоднородности определяется только структурой фронта кристаллизации и, следовательно, теми процессами, которые обусловливают формирование кристаллического строения конкретной отливки из данного металла или сплава. Поэтому важнейшие свойства реальных отливок практически целиком определяются их кристаллическим строением.

Для отливок и слитков типичным является строение, состоящее из трех макроструктурных зон: периферийной, затем столбчатой и центральной зоны равноосных кристаллов.

Столбчатые кристаллы в теле отливок и слитков появляются в результате развития транскристаллизации расплава, затвердевающего в литейной форме. У чистых металлов и однофазных сплавов склонность к транскристаллизации особенно велика и иногда зона столбчатых кристаллов достигает средины тела отливок и слитков. В отливках это вызывает общее ухудшение механических свойств. В слитках в местах стыка зон столбчатых кристаллов происходит рас-

ФУНДАМЕНТАЛЬНАЯ

слоение во время ковки или прокатки. Кроме того, транскристаллизация приводит к резкому снижению сопротивляемости металлов и сплавов образованию горячих трещин при литье. Естественно, что в подавляющем большинстве случаев необходимо избежать образования зоны столбчатых кристаллов. Во многих случаях наиболее желательно получить мелкозернистое строение литого металла или сплава.

Проблема управления процессом кристаллизации при литье с целью улучшения строения стальных слитков была впервые поставлена и начала разрабатываться русскими учеными в последней четверти минувшего столетия. Их основополагающие труды выдвинули учение о кристаллизации стальных слитков на первое место в мировой металлургической практике.

Учение о кристаллизации получило дальнейшее развитие в трудах советских и зарубежных исследователей, создавших ряд теорий кристаллизации отливок и слитков. Анализ наиболее обоснованных *) показывает, что не все они хорошо согласуются между собою при объяснении отдельных сторон процесса кристаллизации реальных отливок и слитков. Наиболее серьезные разногласия обнаруживаются при попытках теорий объяснить причины прекращения роста столбчатых кристаллов в реальных условиях литья. В ряде случаев эти теории не могут с достаточной для практики определенностью указать средства нарушения транскристаллизации и получения мелкозернистого строения отливок и слитков. В некоторых случаях такие средства не найдены до сих пор и ряд весьма важных для новой техники металлов и сплавов не используется для литья. В то же время указанные теории содержат представления, объединение которых в систему образует основу современной теории кристаллизации отливок, несомненно обусловившей успехи, достигнутые в производстве высококачественных отливок и слитков.

Анализ данных практики позволяет сказать с уверенностью, что на современном этапе развития литейного производства и металлургии успешное создание способов, обеспечивающих в реальных условиях литья получение заданного кристаллического строения отливок и слитков, возможно только в результате дальнейшего развития теории кристал-

*) Имеются в виду теории В. О. Гаген-Торна, Г. П. Иванцова, В. И. Данилова, Д. Д. Саратовкина, А. А. Бочвара, Н. И. Хворинова, В. И. Добаткина, В. А. Тиллера, И. В. Раттера, Б. Чалмерса, Дж. Л. Уолкера. Краткий обзор теорий приведен во Введении к диссертации.

лизации. Дальнейшее развитие ее должно идти по пути устранения тех трудностей, которые возникают при попытках использования теории для решения практических задач управления процессом формирования кристаллического строения отливок с целью повышения конструкционных, технологических и служебных свойств литых металлов и сплавов.

Диссертационная работа посвящена аналитическому и экспериментальному исследованию процесса формирования кристаллического строения отливок из чистых металлов и однофазных сплавов.*) Отличительной особенностью работы, определяющей ее место среди других, является стремление учесть в исследовании реальные условия плавки металлов и сплавов, заливки расплава их в форму и охлаждения расплава в этой форме.

Процесс формирования кристаллического строения отливок рассматривается как результат развития двух элементарных процессов: зарождения кристаллов и совместного роста их в ограниченном объеме непрерывно охлаждающегося расплава, залитого в форму с перегревом. В диссертации, на основе известных положений общей теории кристаллизации металлов и сплавов, дан приближенный анализ процессов зарождения и роста кристаллов при непрерывном охлаждении перегретого расплава. Этот анализ разделен на две части. В первой (гл. I) изложен приближенный анализ процесса объемной кристаллизации; цель — выяснение закономерностей зарождения и роста кристаллов в условиях непрерывного, но равномерного по объему, охлаждения расплава технических металлов и однофазных сплавов. Во второй части (гл. II) эти закономерности использованы для приближенного анализа последовательной кристаллизации расплава; здесь главное внимание уделено выяснению особенностей зарождения и роста кристаллов перед фронтом кристаллизации отливки в реальных условиях охлаждения.

Общая теория кристаллизации металлов и сплавов, рассматривая процесс в изотермических условиях, позволяет лишь качественно предсказать ход процесса кристаллизации отливок. А. А. Бочвар считает, что процесс кристаллизации реального слитка вообще не может быть описан аналити-

---

*) Имеются в виду также сплавы, однофазные при кристаллизации: некоторые углеродистые стали, деформируемые алюминиевые и магниевые сплавы и т. п.

чески сколько-нибудь точно из-за крайней его сложности *). В этой связи, анализ процесса кристаллизации отливок, изложенный в диссертации, является качественным и может претендовать лишь на макрофизическое описание процесса формирования кристаллического строения отливок. Приближенные расчеты зарождения и роста кристаллов, выполненные по ходу анализа, имеют смысл иллюстраций общей тенденции процессов, обусловливающих формирование кристаллического строения отливок, в случаях, когда обычно принятое описание физического образа этих процессов оказывается недостаточным для оценки одновременного влияния нескольких факторов. Однако такой анализ позволил не только уточнить ряд положений современной теории кристаллизации отливок, но и установить причины возникновения трудностей, с которыми встречается теория в практических приложениях.

Главная причина заключается в том, что современная теория кристаллизации отливок не учитывает реальные условия плавки металлов и сплавов и заливки расплава в форму. Исследование (гл. III) показало, что наблюдаемая на практике зависимость кристаллического строения отливок и слитков из металлов и однофазных сплавов от температуры заливки, скорости заполнения формы или изложницы, а также от состава сплава определяется только этими условиями. Полученные результаты значительно дополнили анализ процесса, что позволило, не привлекая специальных предположений и гипотез, объяснить разнообразные явления, происходящие при кристаллизации реальных отливок.

В диссертации с единых позиций дано объяснение механизма влияния перегрева при плавке, температуры заливки, скорости заполнения формы, а также воздействия встряхивания, вибрации и ультразвука на процесс формирования кристаллического строения отливок. На основе этого механизма изучены способы управления процессом формирования кристаллического строения отливок и разработана методика выбора режимов литья с использованием способов принудительного перемешивания расплава, затвердевающего в форме, в изложнице и в кристаллизаторе (магнитное перемешивание, вращение изложницы, вибрирование формы, введение в расплав ультразвука и т. п.). Кроме того, предложены новые способы управления процессом формирования кристаллического строения отливок из металлов и однофазных спла-

*) «Металловедение», Металлургиздат, 1956, стр. 56—57.

вов — это комплексное модифицирование и литье с использованием вибрируемых заливочных устройств.

Ниже излагаются основные положения, разработанные в диссертации, и приводятся вытекающие из этих положений рекомендации и выводы.

1. Объяснение причин прекращения транскристаллизации и образования центральной зоны равноосных кристаллов в реальных отливках и слитках является главной задачей любой теории кристаллизации, претендующей быть полезной практике литейного производства и металлургии.

Анализ перечисленных выше теорий кристаллизации, приведенный во Введении диссертации, позволяет сформулировать следующее представление о причинах прекращения транскристаллизации отливок и слитков.

Рост столбчатых кристаллов прекращается вскоре после того как в расплаве перед фронтом их появляются и начинают расти свободные кристаллы. Появление таких кристаллов возможно в случае, когда величина переохлаждения расплава перед фронтом кристаллизации больше того переохлаждения, при котором в данном металле или сплаве начинается зарождение центров кристаллизации на частичках активной нерастворимой примеси.

Переохлаждение расплава перед фронтом транскристаллизации чистого металла обусловлено величиной скорости роста столбчатых кристаллов, т. е. величиной скорости отвода от фронта теплоты кристаллизации, выделяющейся при росте столбчатых кристаллов. Это термическое переохлаждение перед фронтом транскристаллизации тем больше, чем больше скорость охлаждения расплава в изложнице, а протяженность объема расплава, переохлажденного перед фронтом, тем больше, чем меньше скорость охлаждения и чем меньше перегрев расплава в момент заливки его в изложницу.

Переохлаждение расплава перед фронтом транскристаллизации сплавов обусловлено повышением концентрации растворенного компонента, который во время роста столбчатых кристаллов выталкивается в расплав. Величина этого концентрационного переохлаждения, а также протяженность области переохлажденного расплава перед фронтом транскристаллизации тем больше, чем больше концентрация растворенного компонента и шире интервал кристаллизации сплава. Уменьшение перегрева расплава в момент заливки и уменьшение скорости охлаждения расплава в изложнице расширяет область концентрационного переохлаждения.

Свободные кристаллы, зарождающиеся и растущие в объеме расплава, переохлажденном перед фронтом транскристаллизации, начнут принимать участие в формировании фронта и этим остановят транскристаллизацию в момент, когда число и размеры свободных кристаллов станут сравнимыми с числом и поперечными размерами столбчатых кристаллов на границе фронта с расплавом. Для того чтобы свободные кристаллы достигли определенного размера, необходимо определенное время роста их, а следовательно, и определенная протяженность объема расплава, переохлажденного перед фронтом транскристаллизации. Число кристаллов будет зависеть от количества активных примесей, сохранивших активность при плавке. Поэтому, если во время плавки общее количество активных примесей в расплаве остается неизменным, то с увеличением перегрева расплава в момент заливки, а также с увеличением скорости охлаждения расплава в изложнице протяженность зоны столбчатых кристаллов в слитке возрастает. При литье сплавов протяженность зоны столбчатых кристаллов возрастает также с уменьшением количества растворенного компонента и сужением интервала кристаллизации сплава.

Увеличение количества активных нерастворимых примесей приводит к сокращению протяженности зоны столбчатых кристаллов. Для конкретных условий литья (перегрев расплава в момент заливки и скорость охлаждения расплава в изложнице после заливки) при определенном количестве активных примесей зона столбчатых кристаллов исчезнет вовсе.

Все изложенное справедливо и для случая кристаллизации модифицированного расплава.

2. Вынужденное движение расплава во время затвердевания его в изложнице или форме, в определенных условиях литья, приводит к резкому сокращению зоны столбчатых кристаллов и измельчению кристаллического зерна в центральной зоне слитка или тела отливки.

Огромное влияние движения расплава во время затвердевания слитка на кристаллическое строение и однородность его впервые отметил Д. К. Чернов в 1878 году («Исследования, относящиеся до структуры литых стальных болванок»). Тогда же он предложил идеи способов постоянного перемешивания расплава во время затвердевания его в изложнице: постоянное и сильное сотрясение изложницы и вращение изложницы с быстрым и прерывистым изменением направления.

Первый способ Д. К. Чернова был осуществлен В. В. Лермонтовым и затем В. И. Тыжновым в 1910 году. Опыты показали, что периодическое сотрясение изложницы (10—12 ударов в минуту) значительно увеличивают плотность, измельчают кристаллическое зерно и улучшают механические свойства литой стали.

Второй способ Д. К. Чернова был осуществлен С. Е. Розенфельдом, С. Б. Юдиным и М. М. Левиным в 1951 году. Своими опытами они показали, что периодическое и резкое изменение скорости вращения центробежной изложницы вызывает сильное перемешивание затвердевающего расплава и приводит к полному уничтожению зоны столбчатых кристаллов и улучшению механических свойств отливок из аустенитных сталей.

Идея «динамического» затвердевания отливок и слитков получила практическое воплощение и в других способах перемешивания кристаллизующегося расплава.

В литейном производстве получила распространение вибрация литейных форм во время затвердевания отливок. В производственных условиях вибрация кокилей была осуществлена К. М. Королевым и Н. И. Смирновым в 1938 году. В последние годы интенсивно изучается возможность практического использования ультразвуковых колебаний для улучшения качества отливок и слитков.

Эффект действия вынужденного движения расплава во время затвердевания его в конечном счете выражается в существенном измельчении кристаллического зерна в отливках и слитках. Тот же эффект наблюдается и при действии вибрации, и при действии упругих колебаний ультразвуковой частоты.

Измельчение зерна возможно связать только с увеличением числа центров кристаллизации в затвердевающем расплаве, который приводится в интенсивное вынужденное движение тем или иным способом.

К сожалению, не все перечисленные выше теории кристаллизации уделяют этому явлению необходимое внимание. Однако анализ их, приведенный во Введении диссертации позволяет сформулировать следующее представление о причинах измельчения зерна в отливках и слитках при вынужденном движении расплава во время его затвердевания.

Перемешивание расплава во время затвердевания слитка оплавляет и разрушает фронт кристаллов, растущих от стенок изложницы. Это ускоряет охлаждение незатвердевшего

расплава и расширяет область расплава, переохлажденного перед фронтом транскристаллизации. Если перемешивание расплава продолжается и после исчезновения перегрева в незатвердевшей части слитка, то образующиеся обломки кристаллов становятся затравками для роста кристаллов перед фронтом транскристаллизации. То и другое приводит к сокращению зоны столбчатых кристаллов в слитках тем большему, чем интенсивнее движение расплава при перемешивании, независимо от способа перемешивания.

При обработке затвердевающего расплава вибрацией и ультразвуком, кроме указанных явлений, следует ожидать и другие, специфические для условий распространения в расплаве упругих колебаний.

3. Из практики литья широко известно, что увеличение перегрева расплава в момент заливки приводит к расширению зоны столбчатых кристаллов и укрупнению зерна в центральной зоне тела отливок. Впервые на связь между перегревом заливаемого расплава и кристаллическим строением стальных слитков указал А. С. Лавров в 1866 году.

С точки зрения современной теории кристаллизации отливок, основные положения которой сформулированы в п. 1, эта связь находит удовлетворительное объяснение. Действительно, столбчатые кристаллы перестают расти в момент, когда число и размеры свободных кристаллов, растущих перед фронтом транскристаллизации, станут сравнимыми с числом и поперечными размерами столбчатых кристаллов на границе фронта их с расплавом. Число и размеры свободных кристаллов будут тем меньше, чем меньше переохлаждение и уже слой расплава, переохлажденного перед фронтом. Увеличение перегрева расплава в момент заливки сокращает протяженность слоя расплава, переохлажденного перед фронтом, и уменьшает величину переохлаждения. Поэтому с увеличением перегрева заливаемого расплава момент остановки столбчатых кристаллов будет отдаляться от начала кристаллизации отливки и, следовательно, будет увеличиваться протяженность зоны столбчатых кристаллов в теле отливки.

Однако возможно указать случаи литья, когда указанная связь между перегревом заливаемого расплава и кристаллическим строением отливок не наблюдается. В диссертации приведены результаты опытов, которые показывают, что кристаллическое строение слитков сплава АМц, сплавов системы алюминий—медь и алюминий—кремний, а также слитков

алюминия А00 не зависит от перегрева, если расплав при плавке не перегревается выше температуры заливки. Если же расплав при плавке перегревается до 900—950° и затем охлаждается в печи или ковше до заданной температуры заливки, то с увеличением температуры заливки в слитках тех же сплавов наблюдается расширение зоны столбчатых кристаллов и укрупнение зерна в центральной зоне. В то же время кристаллическое строение слитков цинка Ц1 в состоянии поставки и цинка Ц1, модифицированного магнием, а также слитков сурьмы Су3 и сплава сурьмы Су3 с 5,0% свинца не зависит от перегрева и в случае, когда расплавы не перегревались выше температуры заливки, и в случае, когда расплавы при плавке перегревались на много выше температуры заливки.

Из практики литья известно, что «склонность» однофазных сплавов к транскристаллизации (протяженность зоны столбчатых кристаллов, образующихся при литье), тем меньше, чем шире интервал кристаллизации этих сплавов или чем больше растворимого компонента в сплавах с ограниченной областью твердого раствора.

С точки зрения современной теории кристаллизации это явление объясняется увеличением переохлаждения перед фронтом транскристаллизации и расширением слоя расплава, переохлажденного перед фронтом, за счет обогащения расплава перед фронтом растворимым компонентом, который понижает температуру начала кристаллизации расплава, (т. е. за счет развития концентрационного переохлаждения расплава перед фронтом). Величина концентрационного переохлаждения будет тем больше, чем шире интервал кристаллизации однофазного сплава.

Однако и здесь возможно указать случаи литья, когда указанная связь между составом однофазного сплава и кристаллическим строением тела отливок из этих сплавов не наблюдается. В диссертации приведены результаты опытов, которые показывают, что кристаллическое строение слитков системы алюминий—медь и алюминий—кремний не зависит от концентрации, соответственно, меди и кремния, если расплавы не перегреваются выше температуры заливки. Если же расплавы при плавке перегреваются до 900—950° и затем охлаждаются в печи или ковше до заданной температуры заливки, то увеличение концентрации растворимого компонента изменяет протяженность зоны столбчатых кристаллов в слитках, но не так как предсказывает теория. Например,

увеличение количества меди до 0,5% резко сокращает зону столбчатых кристаллов и измельчает зерно в центральной зоне, дальнейшее количество увеличения меди до 1,2% довольно резко расширяет зону столбчатых кристаллов и укрупняет зерно в центральной зоне и, наконец, увеличение количества меди свыше 1,2% монотонно сокращает зону столбчатых кристаллов и измельчает зерно в центральной зоне слитков. Аналогичное изменение кристаллического строения слитков сплавов системы алюминий—кремний наблюдается и при увеличении кремния.

С точки зрения современной теории кристаллизации увеличение скорости охлаждения кристаллизующегося расплава ведет только к расширению зоны столбчатых кристаллов в теле отливки, так как увеличение скорости охлаждения сужает протяженность слоя расплава, переохлажденного перед фронтом транскристаллизации. Увеличение скорости охлаждения одновременно увеличивает переохлаждение расплава перед фронтом, но это не должно сказываться на величину зерна в центральной зоне тела отливки, так как зарождение кристаллов происходит только на частичках активной нерастворимой примеси и поэтому число кристаллов, растущих перед фронтом, будет зависеть только от числа частичек таких примесей.

В диссертации приведены результаты опытов, которые показывают, что в слитках цинка Ц1, модифицированного магнием, увеличение скорости охлаждения не только увеличивает протяженность зоны столбчатых кристаллов, но одновременно увеличивает число их и приводит к измельчению зерна в центральной зоне слитков. В слитках сплавов системы алюминий—кремний, модифицированных титаном, увеличение скорости охлаждения не вызывает измельчения зерна, если количество титана в сплавах не превышает 0,03—0,04%; если титана больше, увеличение скорости охлаждения приводит к измельчению зерна в слитках. Аналогичные результаты получены для алюминия А00, сплава АМц и сплавов алюминия с медью.

С точки зрения современной теории кристаллизации принудительное перемешивание расплава приводит к увеличению скорости охлаждения перегретого расплава в незатвердевшей части отливки и, следовательно, к расширению слоя расплава, переохлажденного перед фронтом кристаллизации. Это должно привести к сокращению зоны столбчатых кристаллов и измельчению зерна в центральной зоне тела отливки.

В диссертации приведены результаты опытов, которые показывают, что перемешивание расплава в изложнице, возникающее при кратковременной вибрации ее, не вызывает изменения кристаллического строения слитков цинка Ц1 в состоянии поставки и цинка Ц1, модифицированного магнием. Кратковременная вибрация изложницы при литье алюминия А00, сплава АМц и др. приводит к измельчению зерна лишь в случае, когда расплавы при плавке перегревались до 900—950° и затем охлаждались в печи или ковше до заданной температуры заливки. В других случаях, реальных для литья, кратковременное вибрирование не приводило к изменению кристаллического строения слитков алюминия и его сплавов.

Явления, описанные в приведенных примерах, необъяснимы с точки зрения современной теории кристаллизации, основные положения которой сформулированы в п. 1. Смысл расхождения между перечисленными экспериментальными фактами и предсказаниями теории указывает на необходимость специального исследования процесса формирования кристаллического строения отливок, происходящего в реальных условиях литья.

4. Главной задачей исследования процесса формирования кристаллического строения отливок является выяснение закономерностей зарождения и роста кристаллов при непрерывном охлаждении расплава, залитого в форму с перегревом. Наиболее общие черты таких закономерностей оказалось возможным выяснить в результате приближенного анализа кинетики кристаллизации расплава при непрерывном охлаждении его в форме. Для анализа использован метод Н. Г. Гиршовича, развитый диссертантом в книге «Литье намораживанием» *).

Идея метода состоит в следующем.

Пусть расплав, залитый в литейную форму при температуре $t_{зал}$, т. е. с некоторым перегревом над температурой $t_{кр}$ кристаллизации металла, охлаждается равномерно по всему объему v_0 согласно закону

$$Q = Q_1 \cdot f(Fo),$$

где Q — количество теплоты, которое отводится от объема v_0 расплава в течение времени τ;

Q_1 — теплосодержание объема v_0 расплава при температуре заливки его в форму;

*) Машгиз, 1962, стр. 86—106.

Fo — критерий теплового подобия Фурье (относительное время).

В момент Fo′ достижения переохлаждения $\Delta t'$, необходимого для начала кристаллизации расплава, начинается выделение теплоты $Q_{кр}$ кристаллизации:

$$Q_{кр} = W \cdot f_2(Fo - Fo'), \tag{1}$$

где W — теплота кристаллизации объема v_0 расплава.

Количество теплоты, которое будет отводиться от расплава в форму при $Fo \geqslant Fo'$, равно

$$\frac{Q}{Q_0} = \frac{f_1(Fo - Fo')}{1 + \frac{W}{Q_1}}; \tag{2}$$

разность

$$\frac{Q - Q_{кр}}{Q_0} = \frac{Q_3}{Q_0} = f_3(Fo - Fo'), \tag{3}$$

вычисленная для любого данного момента времени течения процесса кристаллизации, составит некоторое количество теплоты Q_3, которое вместе с теплотой кристаллизации будет отводиться от расплава в форму. В результате этого расплав будет переохлаждаться дальше. Очевидно, что расплав будет переохлажден до тех пор, пока

$$\frac{Q_3}{Q_0} > 0; \tag{4}$$

в формулах (2)—(4) $Q_0 = Q_1 + W$.

Если учесть, что приближенно объемная кристаллизация расплава металла будет наблюдаться при весьма малой интенсивности охлаждения его в литейной форме, то формула (1) примет вид

$$\frac{Q}{Q_0} = \frac{3\,Bi \cdot (Fo - Fo')}{1 + \frac{W}{Q_1}}, \tag{5}$$

где Bi — критерий Био для отливки.

Если предположить, что переохлаждение расплава, в целом за процесс, невелико и в течении процесса изменяется

незначительно, то, в первом приближении, для вычисления количества теплоты $Q_{кр}$ можно принять справедливым известное уравнение кинетики изотермической кристаллизации Коломогорова-Миркина; так как $Q_{кр} = v\rho_1\gamma_1$ и $W = v_0\rho_1\gamma_1$, то

$$\frac{Q_{кр}}{Q_0} = \frac{1 - \exp[-\varphi K_1^4 \cdot (Fo - Fo')^4]}{1 + \frac{Q_1}{W}}, \qquad (6)$$

где ρ_1 — удельная теплота кристаллизации;

γ_1 — объемный вес твердой фазы;

v — объем твердой фазы, появившейся в момент $Fo > Fo'$;

φ — коэффициент, характеризующий форму кристаллов; для кубических кристаллов $\varphi = 2$, для сферических $\varphi = \frac{\pi}{3}$;

K_1 — критерий, характеризующий интенсивность процесса кристаллизации расплава;

$$K_1 = \frac{\sqrt[4]{n c^3}}{a_1'} \cdot X_1^2; \qquad (7)$$

a_1' — коэффициент температуропроводности расплава;

n — скорость зарождения центров кристаллизации;

c — линейная скорость роста кристаллов.

При выводе уравнения (6) параметры n и c приняты постоянными.

Из сопоставления уравнений (5) и (6) следует, что при объемной кристаллизации непрерывно охлаждающегося расплава в начале процесса наблюдается переохлаждение Δt_1, большее, чем $\Delta t'$, которое необходимо для зарождения кристаллов (в этом смысле $\Delta t'$ — интервал метастабильности расплава при зарождении). При $Fo > Fo'$ переохлаждение Δt_1 будет увеличиваться, достигнет максимума и, затем, снова уменьшится до значения $\Delta t'$.

Максимальное переохлаждение Δt_{max} будет достигнуто в момент $Fo = Fo''$, когда скорость выделения теплоты кристаллизации станет равной скорости отвода теплоты от кристаллизующегося расплава:

$$\frac{dQ_{кр}}{dFo} = \frac{dQ}{dFo}. \qquad (8)$$

Переохлаждение Δt_1 уменьшится до $\Delta t'$ в момент $Fo = Fo'''$, когда

$$Q = Q_{кр} + c_1' \gamma_1' \cdot (v_0 - v)\, \Delta t', \qquad (9)$$

где c_1' — коэффициент теплоемкости расплава;

γ_1' — объемный вес расплава.

Изложенный метод анализа кинетики объемной кристаллизации непосредственно не может быть использован для сколько-нибудь полного исследования процесса кристаллизации реальных отливок, так как объемная кристаллизация металлов в реальных условиях литья практически не наблюдается. Однако этот метод важен для анализа процесса формирования кристаллического строения отливок, так как дает возможность осуществить не только аналитическое, но и, что особенно важно, указать пути простого экспериментального исследования закономерностей зарождения и роста кристаллов при непрерывном охлаждении расплава. Действительно, процесс кристаллизации при непрерывном, но равномерном по объему, охлаждении расплава возможно разделить на два этапа. В первом этапе (при $Fo' < Fo < Fo'''$) происходит преимущественно зарождение кристаллов; во втором (при $Fo > Fo'''$) — только рост кристаллов, появившихся в первом этапе. Поэтому процессы, происходящие в первом этапе, будут определять число, и, следовательно, величину кристаллических зерен в отливке или слитке, затвердевшем в условиях, близких к объемной кристаллизации, т. е. при весьма малой интенсивности охлаждения расплава в форме. Процессы, происходящие во втором этапе, будут определять, главным образом, дисперсность внутреннего строения зерен (толщину и число ветвей дендритов).

Внешне эти этапы возможно различить на кривой охлаждения расплава металла, кристаллизующегося при весьма малой интенсивности охлаждения: для первого этапа наблюдается переохлаждаемость расплава, для второго — приблизительно постоянная температура.

5. В результате исследования первого этапа объемной кристаллизации установлено, что для металлов величину средней в этом этапе скорости самопроизвольного зарождения центров кристаллизации возможно выразить следующей приближенной формулой:

$$n_0 = n_1 \cdot \left[\frac{1}{2}(\Delta t_{max} - \Delta t')\right]^s; \quad 2{,}0 < s < 3{,}0, \qquad (10)$$

где n_1 — коэффициент, зависящий от рода металла.

Практически самопроизвольная кристаллизация, например металлов, наблюдается в присутствии растворимых примесей веществ, поверхностно-активных к кристаллизующемуся металлу. Исследование переохлаждаемости показало, что увеличение количества примеси поверхностно-активного вещества изменяет величины максимального переохлаждения Δt_{max} и интервала $\Delta t'$ метастабильности расплава; при этом разность $\Delta t_{max} - \Delta t'$ остается приблизительно постоянной. Одновременно установлено, что изменение интервала метастабильности расплава, вызванное увеличением количества примеси поверхностно-активного вещества, изменяет длительность первого этапа кристаллизации; при этом уменьшение интервала метастабильности увеличивает длительность первого этапа кристаллизации.

Если длительность первого этапа кристаллизации $\tau''' - \tau'$, то при самопроизвольном зарождении в единице объема расплава появится $n_0 \cdot (\tau''' - \tau')$ кристаллов.

Длительность первого этапа кристаллизации можно вычислить с помощью уравнения (9), учитывая (5), (6), (10) и (15). Тогда число кристаллов, появившихся в объеме v_0 расплава в результате самопроизвольного зарождения, будет равно

$$N \approx \frac{1}{6{,}62\,\lambda_1' \Delta t'} \sqrt[3]{\rho_1 \gamma_1 n_0 v_0 \cdot \left[\frac{\alpha}{\varphi} F \cdot (t_{кр} - t_0)\right]^2}, \qquad (11)$$

где $t_{кр}$ — температура кристаллизации металла;

α — коэффициент теплоотдачи от расплава в форму;

λ_1' — коэффициент теплопроводности расплава;

F — площадь поверхности контакта отливки с формой.

Согласно формуле (11) число кристаллов будет тем больше, чем меньше интервал метастабильности расплава в присутствии примесей поверхностно-активных веществ.

Известно, что при увеличении количества примеси растворимого поверхностно-активного вещества с начала интервал метастабильности уменьшается, достигает минимума, а затем, увеличивается. Поэтому с увеличением количества такой примеси число кристаллов при объемной кристаллизации расплава должно увеличиваться, достигать максимума и затем уменьшаться.

В диссертации приведены результаты опытов с цинком Ц1, модифицированном магнием, подтверждающие этот вывод.

Весьма малая интенсивность охлаждения расплава достигалась заливкой в графитовые изложницы, нагретые до температуры кристаллизации цинка.

При вынужденном зарождении, т. е. при зарождении кристаллов на частичках нерастворимых примесей, например, вещества, изоморфного с кристаллизующимся металлом, число кристаллов, появляющихся в первом этапе объемной кристаллизации, будет зависеть от числа N_1 таких частичек. Если в единице объема расплава

$$N_1 < n_0 \cdot (\tau''' - \tau'), \tag{12}$$

т. е. если число частичек меньше того числа кристаллов, которые возникли бы в расплаве самопроизвольно при данных условиях зарождения, то число кристаллов, появляющихся в объеме расплава, будет равно числу этих частичек:

$$N = v_0 N_1. \tag{13}$$

Если в единице объема расплава

$$N_1 > n_0 \cdot (\tau''' - \tau'), \tag{14}$$

то число кристаллов, которые появятся в объеме расплава, будет зависеть от длительности первого этапа кристаллизации и это число можно определить по формуле (11).

Учитывая формулы (11) и (13), возможно предположить, что при зарождении на частичках нерастворимых примесей веществ, изоморфных с кристаллизующимся металлом, с увеличением количества этих примесей число кристаллов, которые появятся при объемной кристаллизации расплава будет увеличиваться, затем, начиная с некоторого момента, останется постоянным. Этот вывод справедлив и для случая объемной кристаллизации расплава при зарождении на частичках активной нерастворимой примеси. Этот вывод подтвержден опытами с алюминием А00, модифицированным титаном.

С помощью формул (11) и (13) просто объяснить различное влияние увеличения скорости охлаждения расплава на величину кристаллического зерна, отмеченное в п. 3. Действительно, если зарождение происходит на частичках нерастворимой примеси, то в случае, когда выполняется условие (12), число кристаллов не будет зависеть от скорости охлаждения; в случае же, когда выполняется условие (14), увеличение скорости приведет к измельчению зерна. Если за-

рождение происходит самопроизвольно под действием растворимых поверхностно-активных примесей, то увеличение скорости охлаждения всегда будет вызывать измельчение зерна.

В результате исследования второго этапа объемной кристаллизации установлено, что для металлов линейную скорость роста кристалла в переохлажденном расплаве можно выразить следующей приближенной формулой

$$c \approx \sqrt{\frac{\lambda_1' \Delta t_1}{2 \rho_1 \gamma_1 \cdot (\tau - \tau')}}. \qquad (15)$$

Среднюю скорость роста кристаллов во втором этапе кристаллизации, т. е. при совместном росте всех кристаллов, возникших в первом этапе, возможно определить из уравнения теплового баланса (9), составленного для любого момента времени с учетом (5), (6), (10), (15).

При самопроизвольном зарождении кристаллов в присутствии примеси вещества, поверхностно-активного к кристаллизующемуся металлу, средняя скорость роста равна

$$c \approx \frac{1}{1{,}94} \sqrt[3]{\frac{\lambda_1' \Delta t'}{(\tau - \tau')}} \cdot \sqrt[9]{\frac{\alpha F \cdot (t_{кр} - t_0)}{\varphi v_0 n_0 (\rho_1 \cdot \gamma_1)^4}}. \qquad (16)$$

При зарождении на частичках нерастворимой примеси вещества, изоморфного с кристаллизующимся металлом, или на частичках активной нерастворимой примеси средняя скорость роста получается равной

$$c \approx \frac{1}{3{,}7} \sqrt[3]{\frac{\alpha F \cdot (t_{кр} - t_0)}{\varphi v_0 N_1 \rho_1 \gamma_1 (\tau - \tau')^2}}, \qquad (17)$$

для случая, когда выполняется условие (12), т. е. для случая, когда число N_1 частичек нерастворимой примеси меньше того числа кристаллов, которые возникли бы в расплаве самопроизвольно при данных условиях зарождения. Для случая, когда выполняется условие (14), средняя скорость роста будет определяться формулой (16).

Согласно этим формулам, с увеличением количества примесей-катализаторов кристаллизации уменьшается скорость роста кристаллов. Следовательно, одновременно с измельчением кристаллического зерна должно наблюдаться огрубле-

8429/09

ние внутреннего строения зерен. Единственным реальным способом измельчения микростроения зерна является увеличение скорости охлаждения кристаллизующегося расплава.

По характеру действия примеси-катализаторы кристаллизации ведут себя по-разному. В условиях объемной кристаллизации примеси растворимых поверхностно-активных веществ в меньшей степени снижают скорость роста по сравнению с нерастворимыми.

Эти выводы также подтверждаются данными опытов, описанных в диссертации.

Кроме того, в диссертации приведены опыты, показывающие, что выводы полученные в результате исследования кинетики кристаллизации металлов, возможно распространить и на однофазные сплавы.

6. Характерной чертой реального процесса кристаллизации расплава, залитого в литейную форму, является развитие процесса фронтом, который располагается параллельно поверхности теплоотвода и охватывает сравнительно небольшую область расплава, непосредственно примыкающую к уже затвердевшей части отливки. Такой характер кристаллизации обусловлен непрерывным и неравномерным по объему охлаждением расплава, залитого в форму.

Приближенный анализ кинетики кристаллизации при последовательном развитии его оказался возможным с помощью метода, изложенного в п. 4. Для этого весь объем расплава, залитого в форму, потребовалось разделить на элементарные объемы в виде слоев, ограниченных поверхностями, параллельными поверхности теплоотвода. Если толщину слоев выбрать такой, чтобы температура внутри каждого не изменялась значительно, то кристаллизацию каждого слоя допустимо рассматривать как объемную, учитывая однако, что процессы, происходящие в каждом слое, взаимосвязаны.

Анализ процесса последовательной кристаллизации, выполненной с помощью описанного приема, показал, что и в этом случае процесс возможно разделить на два этапа. Однако первый этап получает полное развитие только в пристеночном слое. В других слоях, если и в них происходило зарождение кристаллов, первый этап заканчивается практически одновременно с первым слоем. При дальнейшем охлаждении будет происходить только рост появившихся кристаллов. Так как кристаллизация пристеночного слоя закончится раньше, чем остальных, то у поверхности формы обра-

зуется твердая корка, толщина которой с течением времени будет увеличиваться за счет разрастания кристаллов, появившихся в прочих слоях.

Если перед коркой число кристаллов, появившихся в расплаве во время первого этапа кристаллизации, и скорость их роста достаточны для того чтобы они, разрастаясь, приняли участие в формировании корки, то тело отливки будет состоять из равноосных кристаллов. Если же в пристеночном слое число кристаллов и скорость роста их на много больше, чем в остальном расплаве, то те кристаллы, которые, образуя корку, окажутся на границе корки с расплавом, получат возможность беспрепятственного роста в глубь расплава: корка будет состоять из столбчатых кристаллов.

Сформулированное условие возможно характеризовать критерием

$$K_5 = 1 - \frac{N_ц}{N_н}, \qquad (18)$$

где $N_н$ — число кристаллов, возникающих у поверхности формы в первом этапе кристаллизации;

$N_ц$ — число кристаллов, возникающих в то же время в центре.

Тогда, если в реальных условиях литья

$$K_5 \ll 1, \qquad (91)$$

то кристаллизацию можно рассматривать как объемную (практически, при $K_5 \leqslant 0{,}1$); если

$$K_5 < 1, \qquad (20)$$

то кристаллизация будет развиваться последовательно, но при этом транскристаллизация будет исключена (практически, при $K_5 \leqslant 0{,}5$); если

$$K_5 > 1, \qquad (21)$$

то в теле отливки появляется две зоны кристаллического строения: зона мелких равноосных кристаллов у поверхности и зона столбчатых кристаллов в центральной части тела; наконец, если

$$K_5 \gg 1, \qquad (22)$$

то развивается сквозная транскристаллизация расплава.

Дальнейшее исследование показало, что деление процесса последовательной кристаллизации на два этапа возможно лишь в случае, когда интервал метастабильности расплава при зарождении центров кристаллизации больше того переохлаждения, которое возникает перед фронтом кристаллизации вследствие роста кристаллов на границе его с расплавом. Практически это имеет место при кристаллизации чистых металлов и чистых однофазных сплавов. В реальных условиях при литье чистых металлов и однофазных сплавов наблюдается сквозная транскристаллизация.

Величина интервала метастабильности металлов и однофазных сплавов резко уменьшается в присутствии примесей-катализаторов (модификаторов 1-го и 2-го рода). Если в присутствии того или иного сорта примесей величина интервала метастабильности расплава будет меньше, чем переохлаждение расплава перед фронтом кристаллизации в данных условиях охлаждения отливки, то перед фронтом будет происходить зарождение центров кристаллизации: самопроизвольное (в присутствии растворимых поверхностно-активных примесей) или вынужденное (на частичках нерастворимых изоморфных примесей).

Число кристаллов, зарождающихся и растущих впереди фронта кристаллизации (т. е. в двухфазной зоне фронта), определяется количеством примеси-катализатора кристаллизации и протяженностью слоя расплава, переохлажденного перед фронтом на величину, большую интервала метастабильности расплава в присутствии данного сорта и количества этой примеси: чем больше количество примесей-катализаторов кристаллизации и чем больше протяженность слоя расплава, переохлажденного перед фронтом, тем больше число кристаллов. Если число кристаллов перед фронтом будет таким, что скорость выделения теплоты кристаллизации во время роста их практически сравняется со скоростью отвода теплоты от кристаллизующегося расплава в форму, то транскристаллизация станет невозможной.

Протяженность слоя расплава, переохлажденного перед фронтом кристаллизации, тем меньше, чем больше скорость охлаждения кристаллизующейся отливки. Но по мере продвижения фронта к центру отливки протяженность слоя переохлажденного расплава увеличивается. Поэтому при данной скорости охлаждения и данных количестве и сорте примесей-катализаторов кристаллизации прекращение транскристаллизации произойдет на вполне определенном расстоянии от поверхности полости формы.

Зависимость между глубиной, на которую прорастают столбчатые кристаллы (глубина зоны столбчатых кристаллов — $X_{ст}$), и числом кристаллов, выросших в двухфазной зоне на границе с фронтом в момент прекращения транскристаллизации (число кристаллов в единице объема центральной зоны отливки N_1), описывается формулой:

$$X_{ст} = H_8 \cdot \left(\frac{1}{N_1^{2/3}} - \frac{1}{N_0^{2/3}} \right), \qquad (23)$$

где H_8 — коэффициент;

N_0 — число кристаллов, возникающих в единице объема пристеночного слоя расплава, залитого в форму, в случае, когда транскристаллизация не возникает вовсе; для данных скорости охлаждения, рода металла или сплава и сорта примеси-катализатора кристаллизации величина N_0 пропорциональна количеству этой примеси, при котором транскристаллизация в отливке возникать не будет.

Формула (23) получена в результате весьма приближенного расчета зарождения и роста кристаллов в двухфазной зоне фронта кристаллизации для изложенной модели процесса формирования кристаллического строения отливок из металлов и однофазных сплавов. В этой связи величины H_8 и N_0 необходимо определять экспериментально. Например, для слитков углеродистой стали $H_8 = 3{,}0—4{,}5$, $N_0 \approx 15$ *мм*$^{-3}$, если $X_{ст}$ измерять в *мм*. Число N_0 в зависимости от средней скорости U затвердевания отливки возможно вычислить по формуле:

$$N_0 = H_5 U^{3/2}, \qquad (24)$$

где H_5 — коэффициент, определяемый также экспериментально; для углеродистых сталей $H_5 = 200—300$, если U измерять в *мм/сек*.

Согласно формуле (24), для подавления транскристаллизации расплава, с увеличением скорости охлаждения необходимо увеличивать количество примесей-катализаторов кристаллизации. Однако увеличение количества примесей неминуемо приводит к уменьшению скорости роста кристаллов в двухфазной зоне фронта, так как скорость отвода теплоты кристаллизации от поверхности каждого растущего кристалла уменьшится во столько раз, во сколько возрастет число кристаллов в двухфазной зоне. В этой связи, вместе с измельчением макрозерна произойдет укрупнение микростроe-

ния зерен. Наиболее ощутимо уменьшится скорость роста кристаллов при введении в расплав модификаторов 1-го рода, так как увеличение количества его не только увеличивает число кристаллов в двухфазной зоне, но и уменьшает интервал метастабильности расплава и, следовательно, расширяет двухфазную зону фронта.

Одновременное измельчение макро- и микрозерна в отливках из металлов достигается комплексным модифицированием, когда в расплав вместе с модификатором 2-го рода вводится вещество, растворимое в расплаве, но плохо растворимое или нерастворимое в твердой фазе, и в то же время не являющееся поверхностно-активным к этой фазе. Такое вещество, адсорбируясь на поверхности кристаллов и, естественно, в большей мере на поверхности кристаллов фронта, уменьшает скорость их роста и этим увеличивает переохлаждение слоя расплава перед фронтом. Следовательно, кристаллы, зарождающиеся перед фронтом на частичках модификатора 2-го рода, будут расти при большем переохлаждении, чем в тех же условиях охлаждения, но без такого вещества.

Эффект комплексного модифицирования является регулярным при литье однофазных сплавов, если в расплав вводится модификатор 2-го рода.

В диссертации приведены результаты опытов, подтверждающие справедливость сделанных выводов. При этом доказано, что в реальных условиях при литье чистых металлов и однофазных сплавов, а также при литье модифицированных металлов и сплавов перегрев расплава в незатвердевшей части отливки не оказывает заметного влияния на процессы зарождения и роста кристаллов перед фронтом кристаллизации.

7. Изложенное в п. 6 справедливо и в случае литья технических металлов и однофазных сплавов, т. е. металлов и сплавов, содержащих «естественные» примеси-катализаторы кристаллизации. В зависимости от количества таких примесей в отливках будет возникать зона столбчатых кристаллов различной протяженности. Если количество «естественных» примесей будет достаточным для зарождения N_0 кристаллов в единице объема пристеночного слоя расплава, затвердевающего со скоростью U [см. ф-лу (24)], то в отливках столбчатые кристаллы не возникнут.

Чаще всего технические металлы и сплавы содержат активные нерастворимые примеси. Влияние их на процесс формирования кристаллического строения отливок может

быть различным в зависимости от условий литья, прежде всего, от величины перегрева расплава во время плавки, от температуры заливки и от условий заполнения формы.

Для выяснения влияния условий литья на процесс формирования кристаллического строения отливок выполнено дополнительное экспериментальное исследование. В ходе этого исследования установлено, что известные из практики зависимости кристаллического строения отливок от перегрева расплава в момент заливки, от состава однофазного сплава, а также известное из практики влияние вибрации на процесс кристаллизации отливок обусловлены воздействием перегретого расплава на фронт кристаллизации. С помощью специальных опытов показано, что перегретый расплав, омывая фронт кристаллизации, оплавляет и разрушает его. Процесс разрушения фронта и образования обломков кристаллов не зависит от способа приведения расплава в вынужденное движение относительно корки. Установлено также, что образование обломков кристаллов — явление регулярное при литье и эти обломки оказывают решающее воздействие на процесс кристаллизации отливок.

Суммируя результаты исследования, влияние условий литья на процесс формирования кристаллического строения отливок из чистых металлов и однофазных сплавов возможно представить следующим образом.

Если во время заполнения формы на поверхности стенок каналов литниковой системы и полости форм намораживается корка, то фронт кристаллов, образующих корку, будет оплавляться и частично разрушаться потоком перегретого расплава. Разрушение кристаллов расплавом, омывающим фронт во время течения его по каналам литниковой системы и в полости формы, и, следовательно, образование обломков кристаллов будет происходить при условии, если интенсивность вынужденного движения расплава соответствует прочности кристаллов металла или сплава при температуре, близкой к температуре нижней границе хрупкости их. В этой связи возможно указать два случая влияния условий литья на формирование кристаллического строения отливок.

Первый случай — это случай, когда обломки кристаллов во время заполнения не образуются (либо корка не успевает намораживаться во время заполнения формы, либо расплав, омывая корку при течении его по литниковой системе и в полости формы, не разрушает фронт кристаллов). В этом случае температура заливки расплава не будет оказывать влия-

ние на кристаллическое строение отливки до тех пор, пока перегрев при плавке не превзойдет величину, при которой активная примесь потеряет активность. Дезактивация примеси приведет к резкому расширению зоны столбчатых кристаллов и укрупнению кристаллического зерна в центральной зоне отливки.

Второй случай влияния условий литья на кристаллическое строение отливок — это случай, когда во время заполнения формы образуются обломки кристаллов. В реальных условиях заливки температура расплава в момент окончания заполнения формы оказывается на столько высокой, что все обломки кристаллов, образовавшиеся во время заполнения, успевают расплавиться полностью. Если расплав при плавке перегревается выше температуры дезактивации примесей и затем, как это и происходит на практике, охлаждается в печи или заливочном ковше до заданной температуры заливки, то обломки кристаллов в результате их расплавления будут оказывать модифицирующее воздействие на процесс кристаллизации.

Модифицирующее действие обломков кристаллов обусловлено восстановлением активности примесей, потерявших активность при плавке. Частички дезактивированной нерастворимой примеси во время роста фронта кристаллов захватываются ими и здесь в твердой фазе снова преобретают активность. Обломки кристаллов, образующиеся в результате разрушения фронта расплавом во время заполнения формы, будут содержать эти вновь активированные примеси. После расплавления обломков эти примеси попадают в расплав и оказывают воздействие на процесс кристаллизации.

Число частичек вновь активированой примеси пропорционально количеству обломков кристаллов, образующихся во время заполнения формы.

В одинаковых условиях заполнения формы и охлаждения отливки количество обломков тем меньше, чем выше температура заливки. Поэтому в реальных условиях литья с повышением температуры заливки наблюдается расширение зоны столбчатых кристаллов и укрупнение кристаллического зерна в центральной зоне отливок из металлов и однофазных сплавов.

В одинаковых условиях заполнения формы и охлаждения отливки количество обломков тем меньше, чем выше прочность сплавов при температуре, близкой к солидусу. Поэтому в одинаковых условиях литья «склонность» сплавов к транс-

кристаллизации будет увеличиваться с повышением прочности их при температуре, близкой к солидусу.

Модифицирующее действие обломков кристаллов и, следовательно, явления, обусловленные им, не будет наблюдаться, если при плавке расплав не перегревается выше температуры дезактивации нерастворимых примесей.

С точки зрения изложенного легко объясняются факты, описанные в п. 3, так как титан в алюминии и его сплавах ведет себя как активируемая примесь. Процесс активации примеси титана в обломках кристаллов наблюдался в специальных опытах, методика которых описана в диссертации.

8. В диссертации приведены результаты исследования воздействия специальных способов перемешивания расплава во время затвердевания его в форме. Особое внимание уделено вибрации. Механизм этого воздействия можно представить следующим образом.

Количество обломков кристаллов в расплаве, кристаллизующемся в форме, может быть увеличено в результате увеличения интенсивности и длительности движения расплава около фронта кристаллов, растущих от поверхности полости формы и стенок каналов литниковой системы.

Способы увеличения интенсивности движения расплава около корки, намораживающейся на поверхности полости формы, могут быть любыми, вызывающими принудительное перемешивание расплава в незатвердевшей части отливки. Это — перемешивание расплава, возникающее в результате неравномерного вращения изложницы, в результате встряхивания или вибрирования ее. Это — перемешивание расплава в изложнице шомполом, введением в расплав специальных инструментов, которым сообщается низкочастотная или ультразвуковая вибрация. Это — перемешивание расплава в кристаллизаторе вращающимся магнитным полем, и т. п.

Обломки кристаллов, появляющиеся при принудительном перемешивании расплава в форме, в зависимости от длительности перемешивания будут оказывать либо только модифицирующее, либо модифицирующее и затравочное действие на процесс кристаллизации отливки. Если перемешивание происходит в течение времени, меньшего, чем необходимое в данных условиях литья (температура заливки и скорость охлаждения расплава в форме) для практически полного отвода теплоты перегрева, то образующиеся обломки кристаллов расплавятся и окажут модифицирующее действие. Если перемешивание происходит дольше, то обломки кристаллов,

образующиеся после полного исчезновения перегрева в незатвердевшей части отливки, уже не будут расплавляться и окажут затравочное действие.

Модифицирующее действие обломков кристаллов будет происходить в случае, когда металлы или сплавы содержат активные нерастворимые примеси и расплав во время плавки перегревается выше температуры дезактивации этих примесей. Если металлы и сплавы при плавке не перегреваются выше температуры дезактивации примесей или они вовсе не содержат такие примеси, модифицирующее действие обломков кристаллов невозможно. Следовательно, принудительное перемешивание в течение времени, меньшего, чем время снятия перегрева в незатвердевшей части отливки, не окажет влияния на кристаллическое строение ее. Необходимо перемешивать расплав и после снятия перегрева, с тем чтобы образующиеся обломки не расплавлялись и оказали затравочное действие на процесс кристаллизации отливки.

Последняя рекомендация касается пока редких случаев литья чистых металлов и чистых однофазных сплавов, не содержащих активных примесей.

Технические металлы и сплавы содержат активные примеси. Поэтому в реальных условиях литья и плавки для нарушения транскристаллизации и измельчения зерна в отливках из таких металлов и сплавов достаточно кратковременное перемешивание расплава в форме или вне формы, в специальных промежуточных заливочных устройствах (в воронке, желобе и т. п.). Интенсивное перемешивание расплава в заливочных устройствах практически достигается вибрированием их. Способ литья через вибрируемые заливочные устройства предложен диссертантом (авт. свид. № 130637) и нашел применение при полунепрерывном литье бериллиевых бронз.

При литье через вибрируемые заливочные устройства обломки кристаллов образуются в результате разрушения расплавом корки, которая намораживается на поверхности вибрируемого желоба или воронки во время заливки формы.

Изложенный механизм, в первом приближении, нашел также подтверждение в опытах по использованию ультразвука при сварке плавлением *).

9. Суммируя выводы, вытекающие из диссертационной работы, возможно придти к следующему заключению.

---

*) См. Л. Л. Силин, Г. Ф. Баландин, М. Г. Коган, «Ультразвуковая сварка», Машгиз, 1962; гл. II.

а) Приближенный анализ процесса формирования кристаллического строения отливок из металлов и однофазных сплавов, выполненный на основе положений общей теории кристаллизации металлов и сплавов с учетом особенностей зарождения и роста кристаллов при непрерывном охлаждении расплава в литейной форме, позволил уточнить ряд представлений современной теории кристаллизации о влиянии модификаторов на процесс формирования кристаллического строения отливок и установить причины тех трудностей, которые возникают при попытках использования теории для решения практических задач управления процессом формирования кристаллического строения отливок с целью повышения конструкционных, технологических и служебных свойств литого металла.

Главная причина возникновения указанных трудностей состоит в том, что теория не учитывает реальные условия плавки металлов и сплавов и заливки расплава в форму.

б) В результате исследования влияния реальных условий литья на процесс формирования кристаллического строения отливок из металлов и однофазных сплавов установлено, что наиболее эффективными способами устранения транскристаллизации расплава в литейной форме и измельчения зерна в отливках являются комплексное модифицирование металлов и сплавов и принудительное перемешивание расплава в форме (вращение изложницы, использование вращающегося магнитного поля, вибрирование формы, использование ультразвука и т. п.).

в) На основе аналитического и экспериментального исследования процесса формирования кристаллического строения отливок в реальных условиях литья разработана методика выбора режимов комплексного модифицирования и принудительного перемешивания расплава. Кроме того, предложен новый способ литья с использованием вибраций — литье через вибрируемые заливочные устройства.

*
* *

Основное содержание диссертации освещено в следующих публикациях:

1. О кристаллизации отливок при действии вибрации и ультразвука на жидкий металл, «Известия вузов. Машиностроение», № 4, 1960.

2. О причинах измельчения литого зерна при действии вибрации на кристаллизующийся расплав, ДАН БССР, т. V, № 12, 1961.

3. Улучшение качества отливок вибрацией кристаллизующегося расплава, «Технология машиностроения», № 3, ЦИНТИМАШ, 1961.

4. Формирование структурных зон в отливках, «Известия вузов. Машиностроение», № 1, 1961.

5. Приближенный анализ кинетики кристаллизации при непрерывном охлаждении расплава в литейной форме, «ФММ», т. 14, вып. 4, 1962.

6. Литье намораживанием, Машгиз, 1962.

7. О механизме воздействия вибрации на процесс кристаллизации отливок и слитков, «ФММ», т. 15, вып. 5, 1963.

Д 30550 от 31/X—63 г. Тип. МВТУ Заказ 1643. Тираж 200