

УДК 669.14.018.621.762

В. И. Ульшин, С. В. Ульшин

**СТРУКТУРНО-КИНЕТИЧЕСКАЯ ДИАГРАММА КРИСТАЛЛИЗАЦИИ
БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ СТАЛИ Р6М5, УЧИТЫВАЮЩАЯ ВОЗМОЖНОСТЬ
РАЗВИТИЯ БЕЗДИФфуЗИОННЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ**

Встановлено закономірності формування первинної структури при кристалізації швидкорізальної сталі Р6М5 в умовах великих та над великих швидкостей охолодження. Побудовано структурно-кінетичну діаграму кристалізації швидкорізальної сталі Р6М5, яка віддзеркалює реальну послідовність процесу кристалізації при різних швидкостях охолодження.

Ключові слова: швидкорізальна сталь, діаграма кристалізації.

Важнейшие свойства реальных слитков из быстрорежущих сталей определяются величиной скорости затвердевания расплава в условиях конкретной технологии литья.

Данные, полученные при изучении макроструктуры, фазовых и структурных превращений в высокотемпературном интервале перитектической кристаллизации быстрорежущих сталей позволили авторам установить, что при кристаллизации в условиях резко отличающихся от равновесных, химический состав сталей перестает играть решающую роль в процессах структурообразования, так как кинетика процесса затвердевания и образующиеся структуры весьма разнообразны.

Поэтому пока еще нет единого мнения относительно механизма фазовых превращений в быстрорежущих сталях при кристаллизации с высокими и сверхвысокими скоростями охлаждения. Много противоречий возникает при определении типа первичного твердого раствора [1–15].

Сложность формирования первичной структуры слитка с разными скоростями охлаждения приводит к потребности построения простых структурно-кинетических диаграмм кристаллизации, которые необходимы для разработки методов влияния на процессы затвердевания и кристаллизации быстрорежущей стали с целью повышения стабильности свойств, однородности и дисперсности ее структуры во всем объеме слитков.

В данной работе основное внимание уделено вопросам механизма и кинетике фазовых превращений и закономерностям формирования первичных структур кристаллизации в быстрорежущих сталях с высокими и сверхвысокими скоростями охлаждения в реальных слитках, а также построению структурно-кинетической диаграммы наиболее используемой быстрорежущей стали Р6М5.

При построении структурно-кинетической диаграммы при больших и сверхбольших скоростях охлаждения, в первую очередь, исходили из характера кристаллизации в каждой зоне, по сечению слитка в процессе его кристаллизации при одновременном учете строения расплава и следующих взаимосвязанных условий:

© Ульшин Віктор Іванович, Ульшин Сергій Вікторович, наукові співробітники Інституту проблем матеріалознавства ім. І. М. Францевича НАН України.

II. Результати наукових досліджень

термодинамического состояния (стабильного или метастабильного); механизмов фазовых превращений (диффузионного или бездиффузионного);

кинетики кристаллизации, определяемой изменением характера кристаллизации (объемная или последовательная), критическими скоростями развития фазовых превращений и их последовательностью в поле градиентов температур по сечению слитка, используемой методикой и оборудованием, особенностями технологического процесса при изменении внешних условий (например, термо-временной обработки расплава ТВО и др.);

формы дендритов, особенности их изменения в морфологии первичной структуры от равноосной к направленной (столбчатой).

С учетом того, что эти основные условия непосредственно и в полном объеме раскрывают закономерности кристаллизации в каждой зоне слитка, то тем самым они должны способствовать выяснению причин образования первичных структур кристаллизации особенно при больших и сверхбольших скоростях охлаждения. В настоящее время уже накопилось большое количество научных и экспериментальных работ о закономерностях формирования морфологии первичной структуры и свойств быстрорежущих сталей, научная и прикладная ценность полученных результатов, которые заслуживают систематизации и некоторого обобщения в свете современных представлений о механизме и кинетике фазовых превращений [1–15 и др.].

Тщательный анализ литературы позволил отобрать работы [2, 5, 7], в которых главным объектом изучения стал процесс **первичной** кристаллизации быстрорежущих сталей в реальных слитках, отливках и опытных образцах разных размеров, в том числе, и порошка. Изучение механизма и кинетики **первичной** кристаллизации быстрорежущей стали Р6М5 и др. проводили на оригинальных устройствах, которые позволяли методом „стоп закалки”, поэтапно и с разными скоростями охлаждения в достаточно полном объеме получать достоверные экспериментальные результаты.

В работах [2, 5, 7] показано, что в обычных условиях выплавки, с перегревом над ликвидусом 50–200 °С, в большинстве промышленных быстрорежущих сталей Р6М5, Р6М5Ф3, Р6М5К5, Р2АМ5 и др. при затвердевании со скоростями охлаждения близкими к равновесным от 10⁻² до 0,4 °С/с, последовательно по диффузионному механизму осуществляются три превращения: двухфазное, кристаллизация δ-феррита из расплава и два трехфазных превращения: перитектическое (L + δ → γ) и эвтектическое (L → γ + К). Диаграмма состояния для сплавов типа стали Р6М5 приведена на рис. 1, а. Критические точки быстрорежущих сталей Р6М5, Р6М5Ф3, Р2АМ5, приведены в табл. 1

Таблица 1

Температуры фазовых превращений в литом состоянии исследуемых материалов

Материал	Температура, °С, ΔТ = Тл – Тпер			
	Тл (L → δ)	Тпер (L + δ → γ)	ΔТ = Тл - Тпер	Тс (Тэ) (L → γ + К)
Р6М5	1425	1325	100	1242
Р6М5Ф3	1405	1320	85	1235
Р2АМ5	1390	1300	90	1225

На первой стадии кристаллизация образуется примерно до 80% δ -феррита, который обедняется, а расплав обогащается карбидообразующими элементами (W, Mo, V, Cr).

На второй стадии кристаллизации по перитектической реакции ($L + \delta \rightarrow \gamma$) из расплава и δ -феррита образуется перитектический аустенит в присутствии на границе раздела δ/γ тонкой прослойки жидкого металла. При этом дендриты δ -феррита растворяются в расплаве, а дендриты перитектического аустенита растут. Оставшийся расплав примерно до 20% после диффузионной перестройки становится доэвтектическим.

На третьей завершающейся стадии оставшийся расплав кристаллизуется по эвтектической реакции ($L \rightarrow \gamma + K$). При скоростях охлаждения ниже $0,4 \text{ }^\circ\text{C}/\text{c}$, близких к равновесным условиям кристаллизации, формируется скелетная эвтектика на основе карбида M_6C [2, 5].

При увеличении скорости охлаждения расплава быстрорежущей стали Р6М5 выше $0,4 \text{ }^\circ\text{C}/\text{c}$ скачкообразно уменьшается до нуля объемная доля δ -феррита [5], полностью завершается перитектическое превращение и уменьшается количество скелетной эвтектики на основе карбида M_6C . Одновременно с этим формируется пластинчатая эвтектика на основе метастабильного карбида M_2C и примерно на $30 \text{ }^\circ\text{C}$ уменьшается температура начала эвтектической реакции.

Зависимость объемной доли остаточного δ -феррита, скелетной эвтектики и температуры начала эвтектической реакции от скорости охлаждения кристаллизующейся стали Р6М5 по данным работы [5] показана на рис. 1, б.

Скачкообразное уменьшение доли остаточного δ -феррита до нуля и полное завершение перитектического превращения при увеличении скорости охлаждения выше $0,4 \text{ }^\circ\text{C}/\text{c}$ объясняется сосуществованием в структуре быстрорежущих сталей двух типов эвтектик: скелетной эвтектики на основе карбида M_6C и пластинчатой эвтектики на основе метастабильного карбида M_2C , имеющих различную термодинамическую стабильность.

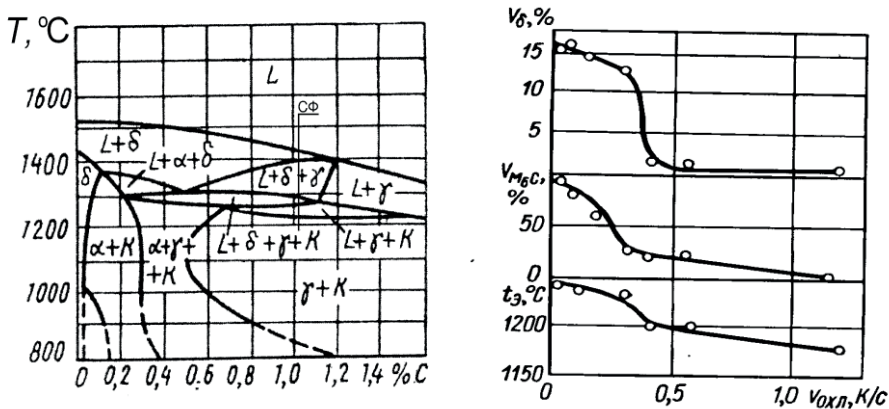


Рис. 1. Вертикальный разрез многокомпонентной системы Fe–Cr–W–Mo–V–C (4%Cr, 6%W, 5%Mo, 2%V) [6] (а); Зависимость объемной доли остаточного δ -феррита (V_δ), скелетной эвтектики (V_{M_6C}) и температуры начала эвтектической реакции (t_3) от скорости охлаждения кристаллизующейся стали Р6М5 [5] (б)

При этом отмечают возможность образования аустенита непосредственно из расплава ($L \rightarrow \gamma$), проявление качественно нового механизма кристаллизации; экспериментально наблюдают дендриты с видманштетто-

вой ориентировкой. Увеличение скорости охлаждения до 10^2 °C/c не вызывает качественных изменений механизма и кинетики фазовых превращений при затвердевании стали Р6М5, а приводит лишь к измельчению структурных составляющих [5].

Первичный аустенит, образовавшийся непосредственно из расплава ($L \rightarrow \gamma$) при скоростях охлаждения более $0,4$ °C/c, необоснованно продолжают называть перитектическим аустенитом. Хотя, по-сути, перитектический аустенит является вторичным ($L + \delta \rightarrow \gamma$). В таком случае скачкообразное уменьшение доли остаточного δ – феррита до нуля при увеличении скорости охлаждения выше $0,4$ °C/c, происходит не за счет полного завершения перитектического превращения, а отсутствия его вообще.

К сожалению, ошибочное объяснение механизма и кинетики кристаллизации стали Р6М5 при скоростях охлаждения выше $0,4$ °C/c в статье [5], повторены и в статье [7].

При изучении морфологии кристаллизующихся структур сталей Р6М5-МП и Р6М5Ф3-МП с высокими и сверхвысокими скоростями охлаждения $1,0$ – 10^7 °C/c [7], объемные доли фаз δ -феррита, γ -аустенита и α -феррита (мартенсита), а также карбидов преимущественно типа МС определяли с помощью растровой электронной микроскопии.

На основании полученных результатов была построена зависимость объемных долей δ -феррита (V_δ) и аустенита перитектики (V_γ) от скорости охлаждения (рис. 2, а) [7]. Здесь также утверждают, что при скоростях охлаждения ($1,0$ – 10^3 °C/c) диффузия легирующих компонентов осуществляется через жидкую фазу, практически не тормозит рост аустенита и перекристаллизация характеризуется 100% степенью завершения перитектической реакции. Но в связи с тем, что с увеличением скорости охлаждения более 10^3 – 10^6 °C/c кинетика перитектического превращения значительно изменяется из-за ограниченной диффузии углерода, то образование γ -фазы ограничивается, из расплава одновременно образуются две метастабильные первичные γ - и δ -фазы (рис. 2, а) [7]. А в условиях сверхвысоких скоростей охлаждения при 10^7 °C/c перитектический аустенит не образуется вообще.

Существование γ - и δ -фаз в порошках быстрорежущей стали Р6М5Ф3, подтверждается и в работах [8, 12]. На фрагментах дифрактограмм газораспыленных порошков стали Р6М5Ф3 рис. 2, б видим, что при уменьшении фракции порошка от 500 мкм до 50 мкм их фазовый состав изменяется: количество аустенита уменьшается, а количество δ -феррита увеличивается [8]. При термо-временной обработке расплава порошок полностью состоит из δ -феррита. Микроструктура порошка фракции 500 мкм — дендритная, порошка фракции 50 мкм — дендритно-ячеистая. Микроструктура порошка с ТВО — ячеистая.

Таким образом, все высказанные результаты однозначно свидетельствуют о том, что сравнивать кристаллизацию метастабильного первичного аустенита ($L \rightarrow \gamma$) с перитектическим аустенитом (вторичным), ($\delta + L \rightarrow \gamma$) [5, 7] в принципе неверно. Если допустить, что интервал скоростей охлаждения до $0,4$ °C/c близок к стабильному равновесному состоянию, то интервал скоростей охлаждения выше $0,4$ °C/c относится уже к состоянию метастабильного равновесия.

Как видим, присутствующее в статьях [5, 7] неадекватное объяснение механизма и кинетики кристаллизации заключается в том, что при больших и сверхбольших скоростях охлаждения все превращения в направлении форми-

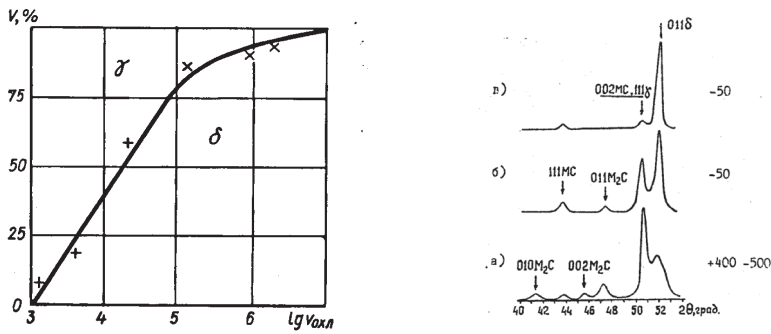


Рис. 2. Зависимость объемных долей δ -феррита и первичного аустенита от скорости охлаждения при затвердевании стали Р6М5-МП [7] (а); фрагменты дифрактограмм газораспыленных порошков стали Р6М5Ф3: а и б — порошок без ТВО (фракция 500 мкм и 50 мкм); в — порошок с ТВО (фракция 50 мкм) [8] (б)

рования первичных структур совершаются в переохлажденном расплаве. Как известно, переохлажденный расплав неоднороден [8, 10]. Строение расплава быстрорежущей стали представляет собой микрогруппировки ассоциатов (кластеров) с плотными упаковками атомов типа ОЦК, ОЦТ, ГЦК и др., а также содержит до 30% статистически распределенных атомов легирующих элементов входящих в расплав. Соседние ассоциаты (кластеры) с ОЦК и ГЦК решетками близкими по структуре к промежуточным фазам в расплаве имеют различный химический состав и их можно рассматривать как два жидких раствора, взаимодействующих один с другим, но не смешивающихся, по крайней мере, в течение относительно коротких отрезков времени изотермической выдержки.

Процесс формирования первичной структуры из расплава быстрорежущей стали Р6М5 можно описать следующим образом. В реальных условиях на определенном этапе процесса, когда перепад температур неоднородного расплава достигает переохлаждения ниже температуры кристаллизации, настает момент выравнивания химического потенциала компонентов. Спонтанно во всем объеме пересыщенного неоднородного расплава из промежуточных фаз (ассоциатов) возникают первичные дендриты, оси которых в направлении теплоотвода вырастают в этот пересыщенный неоднородный расплав, в окружении которого постепенно превращаясь в соответствующую стабильную δ -фазу или метастабильную γ -фазу. Обычно в таких случаях работает закон о конкурирующих превращениях, развитие получают те превращения, которые реализуются с наибольшей скоростью.

Следовательно, в условиях близких к стабильному равновесию (до 0,4 °С/с) перитектическое превращение ($L + \delta \rightarrow \gamma$) происходит по диффузионному механизму кристаллизации, а при повышенных, высоких и сверхвысоких скоростях охлаждения в условиях метастабильного равновесия (0,5–10⁷ °С/с) перитектическое превращение вообще не развивается. Вместо диффузионного механизма кристаллизации реализуется более быстрый, бездиффузионный механизм кристаллизации ($L \rightarrow \gamma$). В свою очередь, смена механизмов кристаллизации, обуславливает изменение характера кристаллизации от объемной к последовательной и, соответственно, изменениями в форме кристаллов и морфологии первичной структуры от крупных равноосных дендритов к столбчатым дендритам. Образующийся метастабильный первичный γ -аустенит переменного состава является предельно пересыщенным твердым раствором на основе железа. Однако, чисто бездиффузионным по нормальной кинетике кристаллизации это превращение является лишь по отношению к элементам замещения, атомы которых в этих условиях переохлаждения заторможены в перемещениях и поэтому претерпевают коллективную

перестройку, в то время как атомы углерода в результате диффузии мигрируют свободно в расплаве. В результате больших скоростей диффузионных процессов в жидкой фазе при затвердевании быстрорежущей стали трудно разделить диффузионную и бездиффузионную кристаллизацию, если окончательная первичная структура не унаследует строение металла в жидком состоянии [9]. Это затрудняет экспериментальное обнаружение в расплаве промежуточного строения. В этом случае авторы работ [5 и 7] сталкиваются с таким сочетанием механизмов и кинетики развития процессов кристаллизации, когда наряду с развитием бездиффузионной кристаллизации успевают протекать диффузионные процессы перераспределения углерода между фазами. Последние настолько вуалируют особенности бездиффузионных процессов, что они в обычных исследованиях не бросаются в глаза.

Следовательно, если при увеличении скорости охлаждения выше $0,4 \text{ }^\circ\text{C/c}$ между зонами с объемной ($L \rightarrow \delta$) и последовательной ($L \rightarrow \gamma$) кристаллизацией намечается тенденция к фазовому переходу, то такая разделяющая граница типа расслоение–упорядочение, соответствующая изменению знака энергии упорядочения, должна существовать (или формироваться) уже в расплаве. Граница перехода упорядочение–расслоение требует дальнейших исследований. Это состояние расслоения и упорядочения, существующее в расплаве быстрорежущей стали Р6М5, фиксируется в экспериментах при увеличении скорости охлаждения выше $0,4 \text{ }^\circ\text{C/c}$ (рис. 1, б), и выше $10^3 \text{ }^\circ\text{C/c}$ (рис. 2, а) [5, 7, 8]. Поэтому, этот переход от диффузионного механизма к бездиффузионному механизму кристаллизации можно показать на структурно-кинетической диаграмме. Так как структурно-кинетическая диаграмма не имеет ничего общего с условиями равновесия фаз в равновесной диаграмме состояния и рассматривается только как результат проявления определенного механизма, кинетики фазовых превращений при данных скоростях охлаждения и отражает действительное структурное состояние в реальных условиях. Первичная структура аустенита ($L \rightarrow \gamma$), в этом случае, не имеет ничего общего с равновесной диаграммой состояния и применение к ней законов, выведенных для равновесных диаграмм состояния в условиях равновесия, совершенно недопустимо. Построение структурно-кинетической диаграммы облегчит понимание процессов затвердевания и кристаллизации, происходящих в быстрорежущей стали Р6М5 при увеличении скорости охлаждения и разработке новых прогрессивных технологий.

Результаты проведенного выше сравнительного анализа влияния основных условий кристаллизации на характеристики причин образования первичного и вторичного аустенита в стали Р6М5 при разных скоростях охлаждения сведены в табл. 2.

Из табл. 2 следует, что на структурно-кинетической диаграмме должна быть показана разделяющая граница между областями кристаллизации по диффузионному и бездиффузионному механизму при скорости охлаждения $0,4 \text{ }^\circ\text{C/c}$, а также разделяющая граница фазового перехода ($\gamma \rightarrow \delta$) в области кристаллизации по бездиффузионному механизму при скоростях охлаждения выше $10^3 \text{ }^\circ\text{C/c}$. Кроме того, на структурно-кинетической диаграмме в области кристаллизации по диффузионному механизму, должна быть показана трех стадийность кристаллизации: $L \rightarrow \delta$; $L \rightarrow \delta + \gamma$; $L \rightarrow \gamma + K$, в области кристаллизации по бездиффузионному механизму, должна быть показана двух стадийность кристаллизации: $L \rightarrow \gamma$; $L \rightarrow \gamma + K$, и переход к одностадийной кристаллизации: двухфазной $L \rightarrow \delta + \gamma$ или однофазной — $L \rightarrow \delta$ при скорости охлаждения выше $10^3 \text{ }^\circ\text{C/c}$.

Таблица 2

Сравнение причин образования дендритов вторичного и первичного аустенита при разных скоростях охлаждения в быстрорежущей стали Р6М5 [1–5, 7, 8, 12]

Основные условия кристаллизации	Характеристика причины образования аустенита		
	Вторичный	Первичный	
Термодин. состояние	Стабильное равновесие	Метастабильное равновесие	
Механизм кристаллиз	Диффузионный	Бездиффузионный	
Характер кристаллиз	Объемная	Последовательн	Объемная
Скорость кристаллиз	Ниже 0,4 °C/c	0,5 – 10 ³ °C/c	10 ⁴ – 10 ⁷ °C/c
Химическая реакция	$L + \delta \rightarrow \gamma$	$L \rightarrow \gamma$	$L \rightarrow \gamma + \delta; L \rightarrow \delta$
Форма кристалла Морфология	Равноосная, крупная Дендритная	Столбчатая Дендритная	Равноосная, мелкая Дендр.-ячеистая; Яч.

Подобные структурно-кинетические диаграммы кристаллизации быстрорежущей стали Р6М5 экспериментально пока еще не получены. Ошибочное толкование результатов исследований, состоящее в том, что и вторичный и первичный аустенит, полученный в условиях низких, высоких и сверхвысоких скоростей охлаждения, является перитектическим, не позволило авторам статей [5, 7] завершить построение структурной кинетической диаграммы, так как это объяснение не вполне адекватно отражало реальную последовательность кристаллизационного процесса. Однако фрагменты границ структурных областей структурно-кинетической диаграммы в виде зависимостей доля (%) фазы — скорость охлаждения, как для случая с низкими скоростями охлаждения до 0,4 °C/c для стали Р6М5 (рис. 1, б), так и для случая с высокими скоростями охлаждения 10³–10⁷ °C/c стали Р6М5-МП (рис. 2, а) уже построены [5, 7] с помощью экспериментальных методов и большим количеством исследований, достоверность которых сомнения не вызывают. Потому они были использованы при построении структурно-кинетической диаграммы. Фактически для построения структурной кинетической диаграммы, требовалось соединить фрагменты границ структурных областей структурно-кинетической диаграммы, завершив исследования доли (%) фаз в интервале скоростей охлаждения от 0,5 до 10³ °C/c

Методы исследования

Чтобы избежать неоднозначности в трактовке результатов исследования это создать возможность проводить исследования первичной структуры не на порошках, а на слитках больших размеров, полученных с высокими скоростями охлаждения. Поэтому для исследования первичной структуры на слитках, полученных с высокими скоростями охлаждения, был выбран метод струйного формования (СФ) [12, 13]. Распыление расплава металла при СФ проводили инертным газом при давлении на фор-

сунке 0,5–0,8 МПа. Они объединяются, свариваются и достраиваются в слиток заданной толщины плотностью до 96–98%. Благодаря высокой скорости охлаждения расплавленного расплава 10^4 – 10^6 °C/с, после СФ в структуре быстрорежущей стали резко уменьшается количество эвтектики. В слитке формируется мелкозернистая метастабильная структура с равноосными зёрнами и равномерно распределёнными карбидами. Полученные способом СФ слитки легко деформируются горячей ковкой, штамповкой и прокаткой [12–15]. Схема струйного формования (а) и разрез заготовки после струйного формования (б) показаны на рис. 3.

Технологический процесс выплавки быстрорежущих сталей Р6М5, Р6М5Ф3, Р2АМ5Ф2 и др. проводили традиционным способом с перегревом над ликвидусом 150–200 °C и температурой расплава перед выпуском из печи 1580–1620 °C, а также с применением термовременной обработки (ТВО) расплава. Быстрорежущие стали, полученные с ТВО при перегреве на 350–400 °C выше температуры ликвидуса, отличаются от обычного расплава без ТВО, структурным состоянием расплава. Расплав становится более однородным по распределению компонентов в нём. При гомогенизации ТВО расплава кристаллизация сопровождается повышенной склонностью к переохлаждению в связи с тем, что в гомогенном расплаве нет достаточного количества центров кристаллизации. Высокий перегрев расплавов при выплавке стали с ТВО в сочетании с высокой скоростью охлаждения, прежде всего, меняет характер кристаллизации. Последовательная кристаллизация при выплавке стали без ТВО переходит к объёмной (спонтанной) кристаллизации с применением ТВО. При этом формирование первичной структуры твёрдого металла переходит от дендритной к ячеистой морфологии [8].

Микроструктуру исследовали в световом металлографическом микроскопе МИМ-10У. Размеры и количество (в %) структурных составляющих определяли линейным методом Розеваля. Карбидные фазы идентифицировали с помощью рентгеноструктурного анализа на установке ДРОН-2 с расшифровкой дифрактограмм на ЭВМ М-6000. Для оценки свойств карбидов и матрицы измеряли микротвёрдость на приборе ПМТ-3. Температуру критических точек Тл, Тпер и Тэ определяли на установке дифференциально-термического анализа МКТА-2500 (табл. 1).

Для определения скорости охлаждения, необходимой при установлении закономерности формирования первичной структуры по высоте слитка была построена математическая модель кинетики затвердевания слитка при струйном формовании СФ [14, 15]. С целью реализации вычислительного эксперимента был создан пакет программ для: расчёта теплового поля формирования и затвердевания слитка СФ; построения графика кинетики затвердевания слитка; расчёта и анализа влияния скоростей охлаждения на формирование первичной структуры по высоте слитка.

На рис. 3, в показано изменение количества карбидной фазы в зависимости от скорости охлаждения. С увеличением скорости охлаждения от 0,4 до 10^3 °C/с количество метастабильного первичного аустенита непрерывно увеличивается, а количество карбидной фазы уменьшается [3, 5, 7]. Вместе с тем, с увеличением скорости охлаждения до 10^3 °C/с будут облегчаться условия проявления бездиффузионного механизма первичной кристаллизации и затрудняться условия проявления диффузионной кристаллизации, в основном, по элементам замещения.

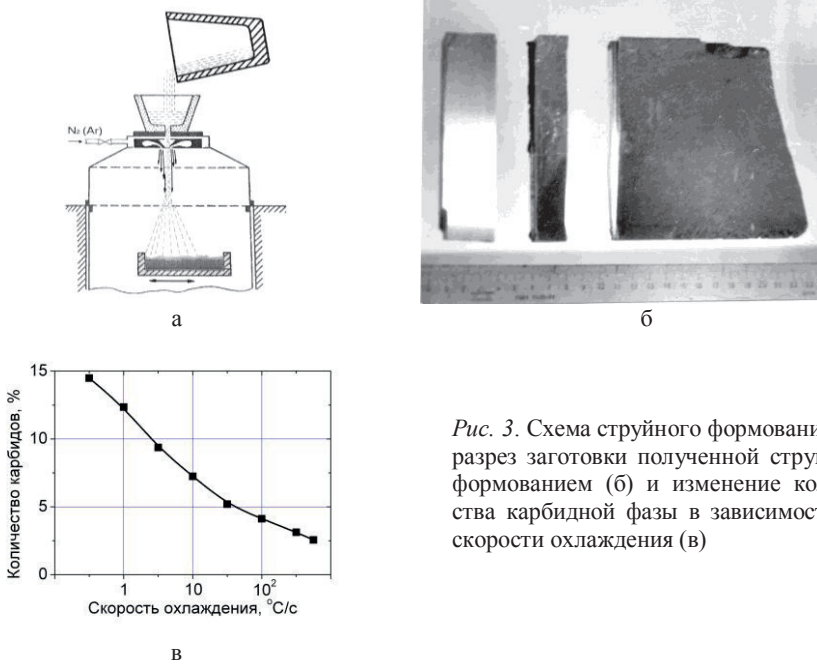


Рис. 3. Схема струйного формования (а), разрез заготовки полученной струйным формованием (б) и изменение количества карбидной фазы в зависимости от скорости охлаждения (в)

Микроструктуры быстрорежущей стали Р6М5, полученные в слитках при обычном литье и способом СФ без ТВО расплава, приведены на рис. 4, а–г и с применением ТВО расплава приведены на рис. 5, а–з. Микроструктура обычной литой быстрорежущей стали Р6М5 (без ТВО) представляет собой доэвтектический чугуи со скелетной эвтектикой на основе карбида M_6C по границам крупных дендритов (рис. 4, а). С увеличением скорости охлаждения до $1,0 \text{ }^\circ\text{C/c}$ эвтектика становится пластинчатой на основе карбида M_2C (рис. 4, б). При СФ без ТВО расплава первичная микроструктура быстрорежущей стали Р6М5 представлена мелкими дендритами с разорванной карбидной сеткой по границам. Размеры и количество карбидов от поверхности слитка (рис. 4, в) к подложке (рис. 4, г) уменьшаются с увеличением скорости охлаждения от $5\text{--}10 \text{ }^\circ\text{C/c}$ до $1,5 \cdot 10^2 \text{ }^\circ\text{C/c}$.

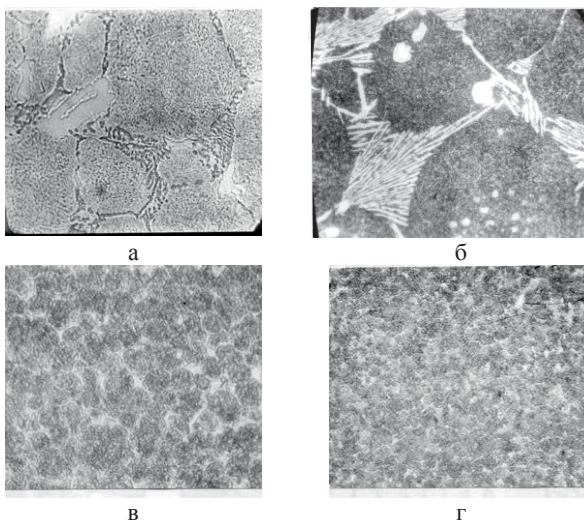


Рис. 4. Микроструктуры быстрорежущей стали Р6М5, полученные в слитках с разными скоростями охлаждения: а — в литом состоянии, $\times 300$; б — в образце с охлаждением около $1,0 \text{ }^\circ\text{C/c}$, $\times 300$; в — в слитке, полученном СФ вблизи поверхности $10 \text{ }^\circ\text{C/c}$, $\times 600$; г — вблизи подложки $1,5 \cdot 10^2 \text{ }^\circ\text{C/c}$, $\times 600$

II. Результати наукових досліджень

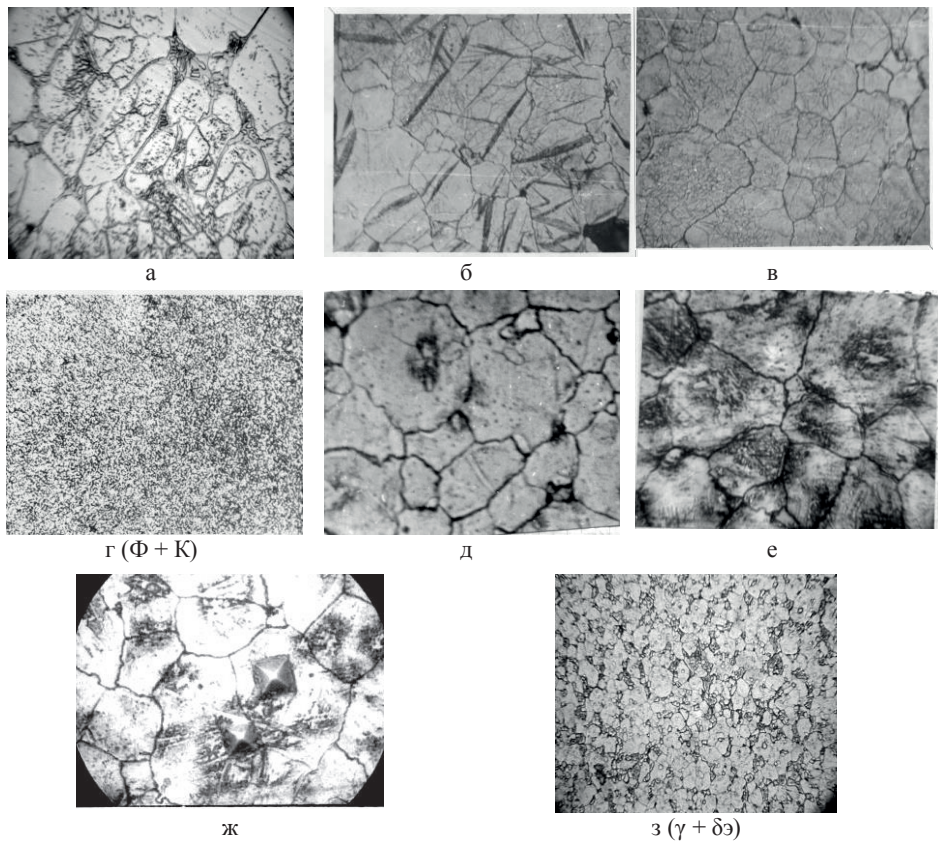


Рис. 5. Микроструктуры быстрорежущей стали Р6М5, полученные в слитках с разными скоростями охлаждения с применением ТВО расплава: а — в образце-пробе с охлаждением около $1,0\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$, $\times 300$; б — в слитке, полученном СФ вблизи поверхности, около $10^3\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$, $\times 600$; в — вблизи подложки $10^3\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$, $\times 600$; г — после отжига, мелкодисперсная феррито-карбидная смесь, $\times 600$; д, е, ж — двухфазная структура состоящая из первичного γ -аустенита и δ -феррита в слитке, полученном СФ вблизи поверхности (е, ж) и вблизи подложки (д), около $10^4\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$, $\times 600$; з — после прокатки при $1150\text{ }^{\circ}\text{C}$ структура двухфазная, состоящая из γ -аустенита и $\delta\delta$ -дельта – зветктоида, $\times 600$

На рис. 5, а видим, что перегрев расплава быстрорежущей стали при ТВО увеличивает степень структурной метастабильности. Сочетание высоких температур нагрева при ТВО расплава и высокой скорости охлаждения до $10^3\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ при СФ слитка способствует получению первичной микроструктуры типа твердого раствора (рис. 5, б, в), по пересыщению, соответствующему исходному химическому составу стали Р6М5 и переходу к твердо-растворной метастабильности.

Рассмотренные зависимости структуры от скорости охлаждения представлены в графической форме на рис. 6, в виде структурно-кинетической диаграммы удобной для практического использования. На которой по оси абсцисс отложены скорости охлаждения, а по оси ординат — доля (%) фазы.

На структурно-кинетической диаграмме (рис. 6) показаны структурные области, полученные в высокотемпературном интервале перитектической кристаллизации быстрорежущей стали Р6М5 и Р6М5-МП в интервале скоростей охлаждения от $0,1$ до $10^7\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$. На верхней шкале приведены диаметры

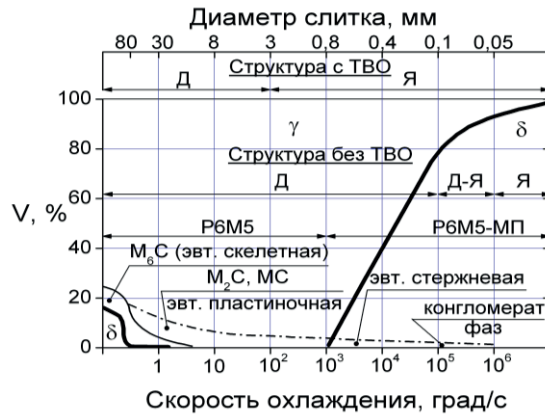


Рис. 6. Зависимость объемных долей δ -феррита и первичного аустенита γ , карбидов M_6C и M_2C и MC при кристаллизации стали Р6М5 в высокотемпературном интервале от скорости охлаждения. Структура: Д — дендритная (до 10^5 °C/c); Д-Я — дендритно-ячеистая (10^6 °C/c); Я — ячеистая (зернистая) ($\geq 10^6$ °C/c). Границы областей:

- δ -феррита и первичного аустенита γ ;
- стабильных карбидов M_6C скелетной эвтектики;
- - - - - метастабильных карбидов M_2C и MC пластинчатой эвтектики

слитков, соответствующие скоростям охлаждения от 0,1 до 10^7 °C/c, рассчитанные по дендритному параметру.

Структурные области δ -феррита, γ -аустенита и эвтектик на основе карбидов M_6C , M_2C и MC ограничены криволинейными зависимостями $V_\delta = f(v_{охл})$, $V_{M_6C} = f(v_{охл})$ и $V_{M_2C} = f(v_{охл})$. При увеличении скорости охлаждения больше 0,4 °C/c, происходит переход от диффузионного механизма кристаллизации к бездиффузионному. В области скоростей охлаждения от 0,4 до 10^3 °C/c имеется “разрыв” зависимости $V_\delta = f(v_{охл})$. Эта область состоит только из метастабильных первичного аустенита и эвтектических карбидов, в основном, типа M_2C с постоянным химическим составом фаз при переменном их относительном количестве. При больших скоростях охлаждения $\gg 10^3$ °C/c наблюдается раздельная кристаллизация двух первичных метастабильных твердых растворов $L \rightarrow \delta + \gamma$. Они не имеют ничего общего с равновесной диаграммой состояния и не подчиняются ее законам.

Установлено, что термовременной обработкой расплава (ТВО) можно существенно расширить область его гомогенности и границы области с ячеистой структурой, определяемой по верхней шкале на структурной диаграмме.

Выводы

Предложенная структурно-кинетическая диаграмма построена для быстрорежущей стали Р6М5 и является достаточно достоверной и для быстрорежущих сталей других аналогичных систем легирования Р2АМ5, Р6М5Ф3 и др. Структурно-кинетическая диаграмма облегчит понимание процессов происходящих в быстрорежущих сталях при увеличении скорости охлаждения.

Такая структурно-кинетическая диаграмма необходима для разработки методов влияния на процесс кристаллизации с целью повышения стабильности свойств во всем объеме слитка, за счет повышения однородности и дисперсности структуры, плотности, пластичности, прочности и износостойкости.

II. Результати наукових досліджень

Установлены закономерности формирования первичной структуры при кристаллизации быстрорежущей стали Р6М5 в условиях больших и сверхбольших скоростей охлаждения. Построена структурно-кинетическая диаграмма кристаллизации быстрорежущей стали Р6М5, которая отражает реальную последовательность процесса кристаллизации при разных скоростях охлаждения.

Ключевые слова: быстрорежущая сталь, диаграмма кристаллизации.

The present paper proposes a new structural-kinetic diagram of crystallization of P6M5 toolsteel with various cooling rates. Aspects of formation of primary structure of the toolsteel during solidification are discussed.

Keywords: speed steel, crystallization diagramme.

1. Флемингс М. Процессы затвердевания. – М.: Мир, 1977. – С. 416.
2. Таран Ю. Н. Структура слитка стали Р6М5 // Ю. Н. Таран, Л. В. Снаговский, П. Ф. Нижниковская и др. – Изв. Вузов, Черная металлургия. – 1976. – № 10. – С. 106–108.
3. Супов А. В., Александрова Н. М., Пареньков С. А. и др. Металлографические проблемы производства продукции из непрерывнолитых быстрорежущих сталей. – МиТОМ. – № 9. – 1998. – С. 6–13.
4. Кристалл М. А. Механизм диффузии в железных сплавах. – М.: Металлургия. – 1972. – 400 с.
5. Нижниковская П. Ф. Влияние скорости охлаждения на механизм и кинетику фазовых превращений при затвердевании W–Mo – быстрорежущих сталей / П. Ф. Нижниковская, Е. П. Калинушкин, Е. В. Аршава, О. С. Якушев. – МиТОМ. – 1987. – № 9. – С. 7–11.
6. Fredrikson H. The mechanism of the peritectic reaction in iron base allous // Metal Scient. – 1976. – No. 10. – P. 77–86.
7. Калинушкин Е. П. Влияние скорости охлаждения при кристаллизации порошковых быстрорежущих сталей на формирование их первичной структуры / Е. П. Калинушкин, Е. В. Аршава, О. С. Якушев. – МиТОМ, 1987. – № 9. – С. 13–17.
8. Сорокін Ю. В. Розробка технології термочасової обробки розплавів порошкових швидкорізальних сталей, яка забезпечує формування заданої структури і властивостей. Автореф. на здобуття ученого ступеня канд. техн. наук. – Київ. – 1996. – С. 24.
9. Ульшин В. І. Фази і стани в розплаві чавуну / В. І. Ульшин, В. В. Лук'ячук, Н. В. Мінаков и др. // Доп. Національної академії наук України. – 2010. – № 4. – С. 103–108.
10. Вертман А. А. Свойства расплавов железа / А. А. Вертман, А. М. Самарин. – М.: Наука, 1969. – 279 с.
11. Жуков А. А. Геометрическая термодинамика сплавов железа. – М.: Металлургия, 1979. – 232 с
12. Ульшин В. И. Формирование первичной структуры быстрорежущих сталей при разных скоростях охлаждения / В. И. Ульшин, С. В. Ульшин // Сб. материалов 5-й Международной конференции “Деформация и разрушение материалов и наноматериалов” ИМЕТ РАН, 26–29 ноября 2013. – С. 336–338.
13. Ульшин В. И. Получение высокоплотных порошковых заготовок из легированных

- сталей методом струйного формования / Ульшин В. И, Позняк К. Л. // Порошковая металлургия. – 1996. – № 9/10. – С. 9–13.
14. *Ульшин С. В.* Моделирование затвердевания зливка при струйном формовании / С. В. Ульшин, В. И. Ульшин // Математические модели и вычислительный эксперимент в материаловедении., Вып. 13., Тр. Ин-та проблем материаловедения НАН Украины, Киев, 2011. – С. 109–120.
15. *Ульшин С. В.* Моделирование кинетики затвердевания слитков перитектических и эвтектических сплавов при струйном формовании / С. В. Ульшин, В. И. Ульшин // Математические модели и вычислительный эксперимент в материаловедении. Вып. 14. Труды ИПМ НАНУ, Киев, 2012. – С. 123–133.