

УДК 669.017.3:669.15

**ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ СКОРОСТИ ОХЛАЖДЕНИЯ
ПОД ЗАКАЛКУ ИЗ ЖИДКОГО СОСТОЯНИЯ НА ПРОЦЕССЫ
СТРУКТУРОБРАЗОВАНИЯ В ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ
ПОРОШКОВЫХ СТАЛЯХ**

Е. П. Калинушкин, А. А. Балакин, Н. Н. Федоркова
Национальная металлургическая академия Украины

Состояние вопроса и постановка задачи исследования. Эксплуатационные свойства готовых изделий (инструмента) зависят от структуры и свойств компактного материала, а последние, в свою очередь определяются структурой и свойствами исходного порошка.

В настоящее время ощущается недостаток исследований, направленных на изучение структурообразования в высоколегированных сталях и сплавах на различных этапах передела, особенно механизмов и кинетики фазовых превращений, происходящих при сверхбыстрой кристаллизации исходных гранул, однако известно [1], что их фазовый состав во многом определяет свойства компактной заготовки.

Так, авторы [2–4], опираясь на данные оптической микроскопии и рентгеноструктурного анализа, считают, что при скорости охлаждения быстрорежущих сталей свыше 10^4 К/с наблюдается кристаллизация аустенита непосредственно из расплава, а первичная структура представлена продуктами закалки γ -твердого раствора и эвтектическими карбидами.

В работах [2; 5; 6] установлено явление закономерного изменения фазового состава порошковых быстрорежущих сталей в зависимости от среднего размера частиц, получаемых методом распыления металла газовой струей. В высоколегированной стали Р8Ф8К7М6 с уменьшением размера частиц [5] значительно увеличивается количество ванадиевого карбида МС и изменяется расстояние между δ - и γ -фазами.

Скорость охлаждения $2 \cdot 10^5$ К/с, соответствующая порошковым частицам с размером 0,05 мм, является критической, так как при ней начинается кристаллизационный переход от диффузионного механизма первичной кристаллизации к бездиффузионному. Об этом свидетельствуют резкие изменения в фазовом составе, а также существенное изменение строения твердого раствора и формы ванадиевой эвтектики. При превышении критической скорости охлаждения оставшаяся жидкость кристаллизуется отдельными выделениями дисперсных зерен γ -фазы и карбида МС размером 1–2 мкм. При скоростях охлаждения 10^3 – 10^4 К/с успевает протекать как межфазное взаимодействие твердых кристаллов с жидкостью, так и частичная выравнивающая диффузия углерода и легирующих элементов в γ -твердом растворе.

Таким образом, фазовый состав [2; 5; 6] всех исследованных порошков – высокоуглеродистый мартенсит с концентрацией углерода 0,45–0,80 % и остаточный аустенит (30–75 %). В структуре всех исследуемых сталей δ -феррита не обнаружено. В условиях ускоренного теплоотвода ($V_{\text{охл.}} = 10^3$ К/с) наряду с прямым выделением аустенита из расплава возможно его образование по перитектической реакции, однако она

характеризуется низкой степенью завершенности и подавляется при скорости охлаждения свыше $5 \cdot 10^3$ К/с. Незначительное количество перитектического аустенита обнаружено также в порошке стали P18 [1].

После сверхбыстрого затвердевания вольфрам-молибденовые порошковые быстрорежущие стали (например, P6M5) имеют [2] тонкую дендритную структуру, в которой выявлены следующие основные фазы: α -твердый раствор (мартенсит), аустенит и карбиды типа MC, M_6C , M_2C . при уменьшении размера частиц скорости их охлаждения при затвердевании и дисперсность структурных составляющих возрастают. Однако структурная неоднородность, характерная для литых быстрорежущих сталей, в определенной степени сохраняется даже при таких высоких скоростях охлаждения: ветви дендритов состоят в основном из высоколегированного $A_{\text{ост}}$ и мартенсита, в то время, как карбиды находятся в междендритном пространстве, образуя сплошной каркас в объеме частиц.

С увеличением скорости охлаждения при затвердевании увеличивается количество твердого раствора с ОЦК-решеткой. При этом учитывают, что фазы, входящие в состав оболочки, очень дисперсны, и предполагают, что лишь методами просвечивающей электронной микроскопии можно определить, является ли такой твердый раствор мартенситом или δ -ферритом, а также присутствуют ли в структуре карбиды.

Авторы исследования [7] считают исходные границы стали P6M5-МП аустенито-мартенситными, высказывают предположения, что при сверхбыстрой кристаллизации ($V_{\text{охл.}} = 10^7$ К/с) может наблюдаться образование кристаллитов δ -феррита.

Аналогичная точка зрения имеет место в публикациях [8; 9], где авторам удалось установить, что при охлаждении со скоростями свыше 10^6 К/с структура быстрорежущих сталей представляет собой зерна δ -феррита, окруженные карбидной эвтектикой. Незначительное количество аустенита было обнаружено при существенно более медленном охлаждении, что объясняется его кристаллизацией из расплава на завершающей стадии затвердевания. Увеличение объемной доли δ -феррита в быстрорежущих сталях с ростом скорости охлаждения отмечено также в работах [10;11].

Дискуссионным является также вопрос о карбидной составляющей порошковых быстрорежущих сталей. Так, исследователи [2] считают основной карбидной фазой высокоуглеродистой метастабильный карбид M_3C_2 , образующий тонкую эвтектику по границам ячеек дендритов α -твердого раствора. Во всех сталях в том или ином количестве обнаруживают карбид MC и M_7C_3 . Другие авторы обнаружили в гранулах сталей типа P6M5 два морфологических вида эвтектики: стержневая и ванадиевая (звездообразная). В более крупных частицах преобладает стержневая эвтектика, основой которой является гексагональный карбид типа M_2C . при уменьшении размера частиц относительная доля ванадиевой эвтектики увеличивается.

В структуре сталей 10P6M5K5 обнаружен (при $V_{\text{охл.}} = 3 \cdot 10^3$ К/с) карбид типа MC, M_2C , M_6C . Полученные результаты расходятся с данными работ, где в порошках аналогичного химического состава при скоростях охлаждения

10^3 – 10^5 К/с были найдены карбиды типа MC и M_2C . Карбид M_6C был обнаружен лишь после высокотемпературного отжига. В распыленных порошках быстрорежущих сталей содержатся только карбиды M_6C и MC, а исходные распыленные порошки содержат карбиды MC, M_6C , M_2C , причем периоды решеток карбидов отличаются от равновесных.

Неоднозначность в определении фазового состава исходного порошка быстрорежущих сталей объясняется высокой дисперсностью его структурных составляющих, крайне затрудняющей интерпретацию данных рентгеноструктурного и металлографического анализа.

Цель работы. Исходя из вышесказанного, актуальной является задача изучения механизмов фазовых превращений при быстрой кристаллизации рассматриваемых сталей с установлением корреляции между морфологией образующихся структурных составляющих и скоростью охлаждения в процессе затвердевания.

Одним из направлений развития порошковой металлургии высоколегированных сталей и сплавов является целенаправленное влияние на структуру и фазовый состав исходных гранул путем подбора такого сочетания легирующих компонентов, при котором обеспечивалась бы наивысшая дисперсность структуры и легированность твердого раствора.

В настоящее время эта проблема решается несколькими способами, наиболее перспективным из которых считается получение металлического порошка в аморфном состоянии. Полученные на сегодняшний день аморфные сплавы обладают целым рядом уникальных свойств, таких как высокая пластичность и прочность, низкая подверженность коррозии и т. д. Кроме того, с помощью последующей термической и термомеханической обработки в них может быть создано равномерное распределение сверхмелкой упрочняющей фазы в твердом растворе, т. е. получена идеальная, с точки зрения эксплуатационных свойств конечного продукта, структура.

Из всех способов аморфизации металлических систем наиболее часто применяемыми являются методы закалки сплавов из жидкого состояния на быстровращающийся диск (барабан) либо получение порошка при помощи распыления расплава струей газа или воды [12; 13]. В обоих случаях вследствие высокой скорости охлаждения (10^5 – 10^8 К/с) жидкая фаза испытывает настолько сильное переохлаждение, что переходит в твердое состояние без образования дальнего порядка.

Анализ сплавов, переходящих в аморфное состояние в диапазоне технически реализуемых скоростей охлаждения (10^5 – 10^8 К/с), показывает, что в большинстве случаев они имеют близкий к эвтектическому состав. При этом, чем ниже температура затвердевания эвтектики, тем при меньшей скорости охлаждения наблюдается переход в стеклообразное состояние.

Поскольку, как было показано выше, на сегодняшний день нет единого мнения относительно структурообразования при сверхбыстрой кристаллизации порошковых быстрорежущих сталей 10P6M5–МП, P6M5Ф3, P6M5K5 и т. д., то в настоящей работе была поставлена задача детального исследования этого вопроса. Причем наибольшее внимание предполагалось уделить идентификации α - и γ -твердых растворов, так как аустенит и

δ -феррит испытывают различные фазовые превращения при термической обработке стали, и их соотношение в исходных гранулах о многом определяют свойства конечного продукта (компактной заготовки).

Кроме того, при выполнении настоящей работы была поставлена задача исследовать влияние скорости охлаждения на процесс затвердевания порошковых быстрорежущих сталей.

Материал и методики исследования. Объектом исследования в настоящей работе служила сталь марки 10P6M5-МП, состав которой приведен в таблице 1.

Таблица 1

Химический состав порошковой быстрорежущей стали

Марка стали	Состав стали в % (масс)				
	C	Cr	W	Mo	Fe
10P6M5-МП	1,2	3,9-4,1	5,8-6,2	4,8-5,2	основа

Исходным сырьем для порошковой металлургии служат закаленные гранулы из жидкого состояния со скоростями охлаждения не менее 10^3 К/с. Для получения образцов сплавов, затвердевших с такими высокими скоростями, была использована специальная установка (рис. 1). В основу метода состоит в том, что расплавленный металл равномерно распределяется в виде тонкого слоя на охлаждающей поверхности, обладающей высокой теплопроводностью. Вследствие тесного теплового контакта расплава с кристаллизатором металл затвердевает со скоростями, достигающими 10^7-10^8 К/с. Причем скорость кристаллизации зависит от толщины получаемой металлической пленки и качества ее поверхности, обращенной к кристаллизатору.

Конструкция установки для сверхбыстрой кристаллизации сплавов описана в работах [11;12].

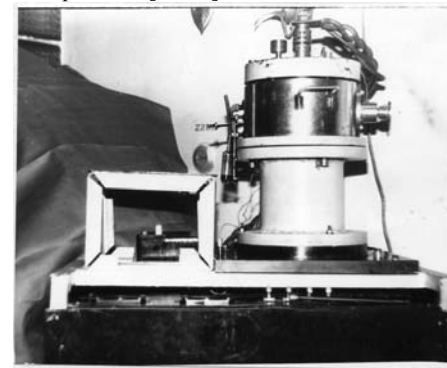


Рис. 1. Установка для быстрой кристаллизации сталей и сплавов.

Исследование процесса кристаллизации порошковых быстрорежущих сталей осуществлялось на сплавах с малым содержанием примесей, чтобы

исключить влияние внешних факторов, искажающих достоверность полученной экспериментальной информации. Плавки проводили в лабораторной шахтной вакуумной электропечи сопротивления в атмосфере аргона.

Полученные металлические стержни служили исходным материалом для дальнейших исследований. Часть стержней измельчалась в ступке для химического анализа. Быстрозакристаллизованные пленки шлифованию не подвергались, так как их поверхность, которая находилась при кристаллизации в непосредственном контакте с диском-холодильником, была пригодна для микроисследований.

Для разделения фаз использовались разные способы индивидуально для каждого сплава. Причем выбор реактива и режима травления зависел не только от химического состава исследуемого сплава, но и от скорости его кристаллизации. Чем выше была скорость затвердевания сплава, тем более сложным способом можно было выявить его структуру. Для сплавов, охлажденных с низкими скоростями (до 10^3 К/с), применялось как химическое травление (5 % спиртовой раствор азотной кислоты), так и тепловое. Тепловое травление проводилось при температуре $300\text{ }^{\circ}\text{C}$. Плотность и цвет окраски контролировались визуально. Этот способ позволял окрасить продукты закалки аустенита от красно-коричневого до синего цвета, а карбиды при таком режиме оставались белыми.

Наилучший результат при травлении сплавов, охлажденных со скоростями 10^3 – 10^5 К/с, показал 10 % раствор азотной кислоты.

Все образцы, полученные в ходе выполнения работы, подвергались качественному металлографическому анализу, который осуществлялся на оптических микроскопах VERTIVAL (ГДР) и АХИОМАТ (фирма OPTON, ФРГ). Тонкая структура сплавов исследовалась с помощью растрового электронного микроскопа JSM-35 фирмы JEOL (Япония), который, в отличие от оптического, обладает высокой разрешающей способностью (70 \AA), большой глубиной резкости, широким диапазоном увеличений (от 10 до 100 000 крат).

Поверхность образцов подвергали более глубокому травлению для выявления морфологии фаз. При анализе образцов использовали ускоряющее напряжение 25 кВ и угол наклона гониометра в сторону детектора 30 – 60° .

Результаты исследований и их обсуждение. Поскольку кристаллизация быстрорежущей стали является сложным, многостадийным процессом и ускорение теплоотвода сказывается на особенностях структурообразования на каждом ее этапе, то в настоящей работе затвердевание стали 10P6M5 исследовали в широком интервале скоростей охлаждения $0,1$ – 10^7 К/с.

При скорости охлаждения $0,1$ К/с затвердевание стали 10P6M5 начинается при температуре $1410\text{ }^{\circ}\text{C}$ и вплоть до $1340\text{ }^{\circ}\text{C}$ и сопровождается зарождением и ростом дендритов δ -феррита – твердого раствора и легирующих элементов в ОЦК-решетке железа.

Охлаждение стали ниже температуры $1340\text{ }^{\circ}\text{C}$ приводит к началу перитектического превращения $\delta\text{-Fe} + \text{ж} \rightarrow \gamma\text{-Fe}$. Первые кристаллы γ -фазы

образуются на поверхности раздела δ -феррит / жидкость и быстро прорастают вдоль нее в виде плоского дендрита. Высокая скорость образования аустенита на начальной стадии реакции объясняется легким осуществлением диффузионных процессов в зоне трехфазного контакта δ / ж / γ . С увеличением количества γ -фазы число микроучастков с сохраняющимся трехфазным контактом уменьшается, что приводит к качественному изменению механизма перитектической реакции.

Металлографический анализ образцов, закаленных на различных стадиях δ/γ -превращения показывает, что на фронте роста аустенита постоянно присутствует прослойка жидкого металла, соединенная сетью тонких «каналов» с междендритным расплавом. Основной причиной появления жидкости на межфазной границе раздела δ/γ следует считать объемные эффекты, возникающие в стали из-за существенного различия (20–30 отн.%) степеней компактности решеток аустенита и δ -феррита. Такая структура легко объясняет экспериментально зафиксированную высокую скорость роста перитектического аустенита, а также все особенности диффузионного обмена между участвующими в превращении фазами. Анализ результатов микрорентгеноспектрального исследования стали 10P6M5, закаленной от температур перитектической реакции, показал, что практически не растворимые в аустените основные легирующие компоненты стали, выделяясь на фронте роста γ -фазы, поглощаются жидкой прослойкой и диффундируют по ней в междендритный расплав. Таким образом, диффузионные процессы осуществляются не через непрерывный ободок растущей фазы, а через заполненные жидкостью межфазные промежутки. Следует отметить, что количество жидкой фазы в процессе реакции не уменьшается – она является накопителем и транспортером атомов железа, хрома, углерода к фронту роста аустенита и атомов вольфрама, молибдена, ванадия в обратном направлении.

Поскольку скорость диффузионного перемещения атомов в жидком состоянии на 2–3 порядка выше, чем в твердом, то перитектическая реакция в исследуемой стали отличается высокой степенью завершенности. Тем не менее, при скорости охлаждения 0,1 К/с сталь всегда содержит 17–25 % остаточного δ -феррита (рис. 1). Микроструктура стали 10P6M5 на различных стадиях затвердевания показана на рисунке 2 а, б, в.

Это объясняется тем, что, вследствие отеснения в жидкость большого количества карбидообразующих элементов, междендритный расплав достигает эвтектической концентрации и кристаллизуется с образованием эвтектических колоний скелетной морфологии, которые базируются на карбиде типа M_6C . Этому предшествует затвердевание незначительного количества жидкости в виде бинарной эвтектики, ведущей фазой в которой является карбид ванадия VC.

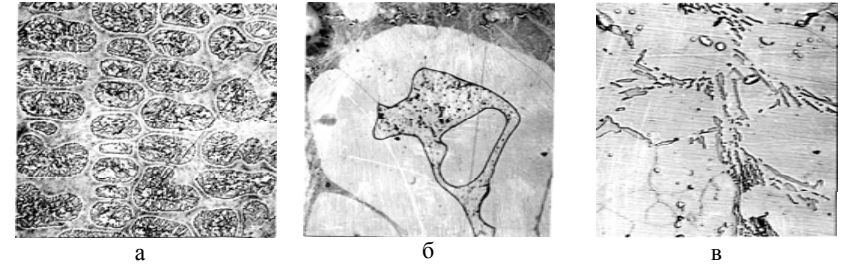


Рис. 2. Микроструктура стали 10P6M5, закаленной от различных температур: а – 1440 °С, х 250; б – 1320 °С, х 500; в – 1100 °С, х 500.

Кристаллизация стали 10P6M5 со скоростью охлаждения 1 К/с, не изменяя последовательности и механизма фазовых превращений, значительно влияет на степень завершенности перитектической реакции и морфологию образующейся эвтектики.

Металлографический анализ образцов, закаленных от температуры окончания затвердевания, не обнаружил в структуре стали остаточного δ -феррита. Это объясняется тем, что с увеличением скорости теплоотвода увеличивается степень завершенности перитектического превращения. Этот вывод легко объясняется из вышеописанного механизма δ/γ -превращения и особенностей эвтектического затвердевания. То есть из-за высокой скорости диффузии в жидком состоянии рост γ -фазы практически не зависит от времени прохождения стали перитектического промежутка и завершенности реакции и определяется температурой начала эвтектической кристаллизации.

Вольфрам-молибденовые быстрорежущие стали имеют два основных типа эвтектической составляющей, базирующихся на карбидах типа M_6C , M_2C . Эвтектика, в основе которой гексагональный карбид M_2C , имеет пластинчатую или стержневую морфологию и затвердевает при температуре на 40–50 °С более низкой, чем скелетная эвтектика на базе M_6C . Преимущественное образование при увеличении скорости охлаждения пластинчатых и стержневых колоний объясняется тем, что эвтектический карбид M_2C является метастабильным и может распадаться на карбиды M_6C и MC . Как всякая метастабильная фаза, карбид M_2C зарождается в процессе кристаллизации при более низких температурах, чем термодинамически более устойчивый карбид M_6C . Расширение вследствие этого температурного интервала перитектической реакции приводит к полному ее завершению.

Структура стали, закаленной после окончания затвердевания в условиях теплоотвода со скоростью 1К/с, показана на рисунке 3 а, б.

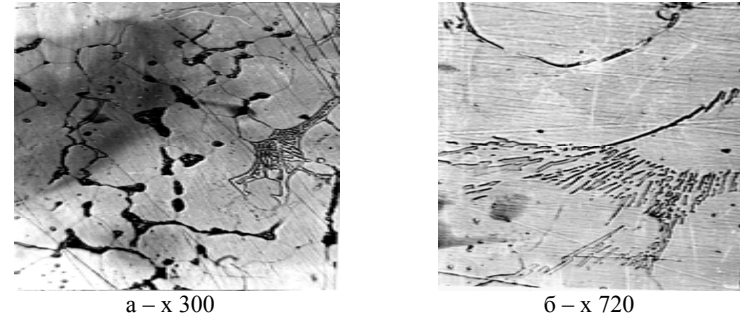


Рис. 3. Микроструктура стали 10P6M5 в литом состоянии, $V_{\text{охл.}} = 1 \text{ К/с}$.

При кристаллизации стали 10P6M5 со скоростью охлаждения 10^2 К/с настолько сильно понижается температура образования эвтектики, что становится возможной кристаллизация аустенита непосредственно из расплава в температурном интервале между окончанием перитектического превращения и началом эвтектического превращения. Образующийся аустенит структурно не обнаруживается, так как наслаивается на перитектический, однако его появление приводит к значительному обогащению расплава ферритостабилизирующими компонентами.

Охлаждение стали 10P6M5 в процессе затвердевания со скоростью $10^3\text{--}10^4 \text{ К/с}$ приводит к существенному изменению кинетики кристаллизационных процессов, связанному с появлением в структуре стали остаточного δ -феррита. Обнаруженное явление не совсем обычно и является новинкой в науке. Действительно, считается [2; 3], что увеличение скорости охлаждения быстрорежущей стали при кристаллизации свыше $10\text{--}10^2 \text{ К/с}$ стимулирует выделение из расплава дендритов аустенита. Оставшаяся жидкость затвердевает с образованием аустенито-карбидной эвтектики и, следовательно, δ -феррит в стали должен отсутствовать. Другие авторы придерживаются противоположного мнения, утверждая, что ускорение скорости охлаждения приводит к увеличению количества δ -феррита [8; 9], однако это не согласуется с экспериментально обнаруженным явлением уменьшения объемной доли α -твердого раствора при изменении скорости охлаждения в интервале $0,1\text{--}1 \text{ К/с}$. Такая ситуация сложилась вследствие трудностей, связанных с идентификацией фаз в быстрозакаленных из жидкого состояния образцах. То есть образующийся при закалке мартенсит имеет ОЦК-решетку, очень близкую по своим параметрам к ОЦК-решетке δ -феррита. Это делает практически невозможным достоверное разделение δ - и α -твердых растворов методами рентгеноструктурного анализа. Задача усложняется еще и сильной размытостью дифракционных максимумов, связанной с мелкодисперсностью структурных составляющих.

Исходя из этого, в настоящей работе был применен микродюрметрический способ разделения фаз методом нанесения царапины алмазным индентором. При относительно небольшой нагрузке на индентор

(10^{-3} кг) удается получить тонкие царапины, оценивая ширину которых можно достаточно точно идентифицировать типы твердых растворов по их микротвердости.

Как видно из рисунка 4 а, микротвердость твердого раствора, расположенного в центральных участках карбидного зерна, приблизительно в 1,5 раза меньше по сравнению с расположенным на периферии. Эти данные хорошо согласуются с результатами дюрометрических исследований стали 10P6M5, выплавленной в условиях медленной скорости охлаждения, и позволяют утверждать, что в осевых участках дендритов твердого раствора расположен δ -феррит, а в межосных – аустенит (мартенсит).

К такому же выводу приводит анализ данных, полученных методом растровой электронной микроскопии в режиме записи профиля распределения отраженных электронов при линейном сканировании зонда (рис. 4 б). Расположенный в центре δ -феррит, растворяющий значительное количество ферритостабилизирующих элементов и относительно немного углерода, отличается более высоким по сравнению с аустенитом (мартенситом) выходом отраженных электронов и, следовательно, средним атомным номером.

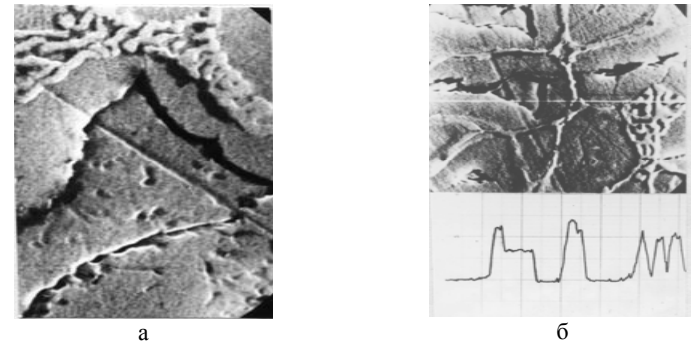


Рис. 4. Результаты определения фазового состава методами:
а – дюрометрическим, $\times 15000$ и б – методом фазового контраста, $\times 10000$.

Таким образом, результаты фазового анализа показывают, что при скорости охлаждения затвердевающей стали 10P6M5 10^3 – 10^4 К/с она включает следующие структурные составляющие (рис. 5):

- 1) δ -феррит;
- 2) аустенит (продукты закалки);
- 3) аустенито-карбидная эвтектика.

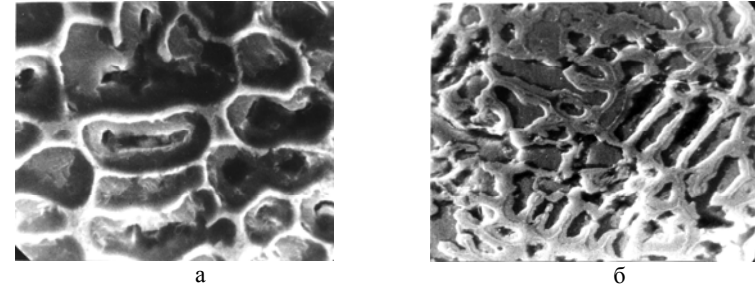


Рис. 5. Структура стали 10P6M5, закаленной из жидкого состояния, $\times 18000$, РЭМ: а – $V_{\text{охл}} = 10^3$ К/с; б – $V_{\text{охл}} = 10^4$ К/с.

Количественные характеристики фазового состава быстро-закристаллизованной стали 10P6M5 удалось определить с помощью просвечивающего электронного микроскопа. Расшифровка электроннограммы показала наличие всех вышеперечисленных структурных составляющих.

Такая структурная картина может быть объяснена, если предположить, что закаленная из жидкого состояния сталь испытывает при кристаллизации те же фазовые превращения, что и медленноохлажденная, а именно:

- 1) жидкость \rightarrow δ -феррит;
- 2) δ -феррит + жидкость \rightarrow аустенит;
- 3) жидкость \rightarrow аустенит + карбиды.

Однако в этом случае необходимо отыскать причину понижения степени завершенности перитектической реакции, поскольку, как было сказано ранее, увеличение скорости охлаждения в интервале 0,1–1 К/с приводило к обратному явлению.

С этой целью металлографические шлифы закаленных из жидкого состояния образцов были подвергнуты тщательному электронно-микроскопическому исследованию, результаты которого приведены на рисунке 6.

Как видно из представленных микрофотографий, образование перитектического аустенита происходит по вышеописанному механизму, предполагающему наличие жидкофазной прослойки на границе δ/γ , соединяющейся с междендритным расплавом. Об этом говорит присутствие строчечных карбидов эвтектического происхождения зерен (рис. 6 а) и на фронте роста γ -фазы (рис. 6 б).

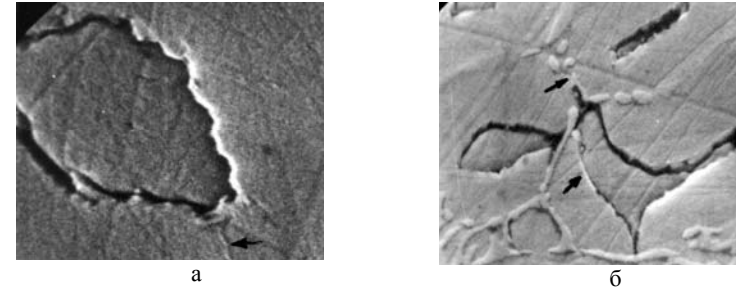


Рис. 6. Структура межфазной границы раздела δ/γ в стали 10P6M5, $V_{\text{охл.}} = 10^4$ К/с, РЭМ: а – х 30000; б – х 20000.

Наблюдалось, что поверхность аустенитных ячеек, обращенная в сторону δ -феррита, является плоской, т. е. перехода к дендритоэпитейной структуре роста перитектической фазы в данном случае не происходит, хотя на фронте роста аустенита и наблюдается специфический рельеф.

Возможно, это связано с удлинением диффузионных расстояний, вследствие образования вытянутых ячеек, что делает нарушение плоского фронта роста термодинамически не выгодным.

Исходя из сказанного, можно заключить, что возможной причиной замедления перитектической реакции при скорости охлаждения стали 10^3 – 10^4 К/с является ограничение диффузионных процессов в жидком состоянии. Действительно, если предположить, что рост аустенита лимитируется диффузией самого «подвижного» легирующего элемента – углерода; то простой расчет диффузионного расстояния l по формуле:

$$l = \sqrt{D\tau}, \quad (1)$$

(где D – коэффициент диффузии; τ – время прохождения перитектического интервала), показывает, что при скорости охлаждения 10^3 – 10^4 К/с величина l не превышает $1,5$ – $5 \cdot 10^{-6}$ м, что хорошо согласуется с экспериментально измеренной средней толщиной аустенитных ободков.

В некоторых случаях наблюдалось наличие внутриостаточного δ -феррита сдвигового аустенита. Этот аустенит образуется в твердом состоянии, имеет видманштеттовую структуру и наслаивается на перитектический.

Таким образом, повышение скорости охлаждения от кристаллизующейся стали увеличивает количество остаточного δ -феррита, следовательно, должно существовать такое значение скорости охлаждения, при котором перитектическая реакция будет вырождаться. Исследование образцов, закаленных в условиях сверхвысоких скоростей охлаждения (10^5 – 10^7 К/с), полностью подтвердило это предположение (рис. 7).

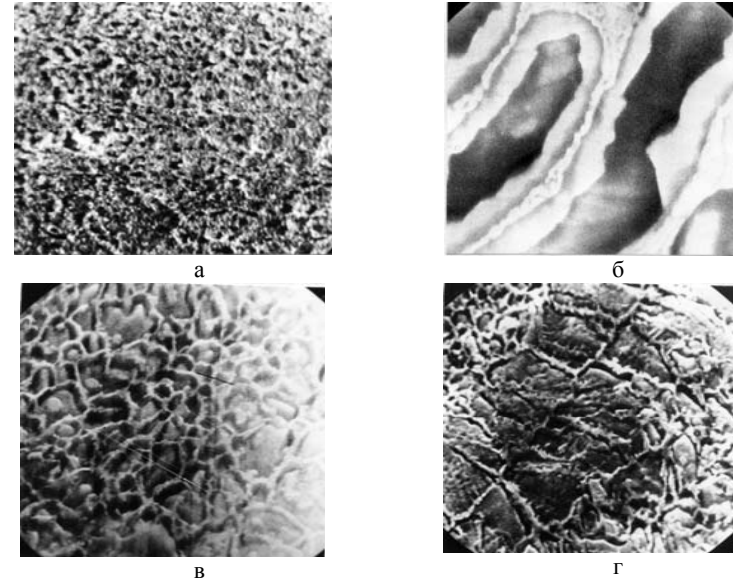


Рис. 7. Структура стали 10P6M5, закаленной из жидкого состояния с различной скоростью, РЭМ: а – $V_{\text{охл.}} = 10^5$ К/с, $\times 4000$; б – $V_{\text{охл.}} = 10^6$ К/с, $\times 40000$; в, г – $V_{\text{охл.}} = 10^7$ К/с, $\times 50000$.

Как видно из рисунка 7 а, б структура стали в этом случае представляет собой зерна δ -твердого раствора, окруженные карбидной эвтектикой. Тонкий аустенитный ободок, наблюдаемый на рисунке 7 а, принадлежит эвтектической составляющей, которая в данном случае имеет структуру тонкого конгломерата фаз. Увеличение скорости охлаждения до 10^6 К/с приводит к замене гранных форм роста эвтектических карбидов на округлые (рис. 7 б). Структура твердого раствора при этом не изменяется.

В условиях скоростей охлаждения, предельных для начала перекристаллизации (10^5 – 10^6 К/с), перитектический аустенит растет на поверхности δ -феррита в виде мелких равноосных зерен, образующихся из разных центров кристаллизации. Тонкая структура более крупных кристаллов γ -фазы свидетельствует о протекании при закалке наряду с мартенситным бейнитного превращения. Косвенным подтверждением этого заключения является понижение температуры начала мартенситного превращения с увеличением концентрации легирующих компонентов в аустените быстрорежущих сталей.

Интересное явление было обнаружено в стали 10P6M5 при ее затвердевании в условиях сверхвысоких (более 10^6 К/с) скоростей охлаждения.

Как видно из представленных ранее микрофотографий (см., например, рис. 5, 7) вплоть до значений скорости охлаждения 10^6 К/с кристаллы

δ -феррита растут в виде дендритов с округлым сечением ветвей, либо отдельных образований неправильной формы с различной степенью разветвленности.

Однако дальнейшее ускорение скорости охлаждения приводит к стабилизации плоской границы раздела $\delta/\gamma/\alpha$ и появлению гранных форм роста твердой фазы (рис. 7 в, г). Это может быть объяснено устранением диффузионного переохлаждения и преобладанием вследствие этого скорости роста δ -феррита у фронта его образования по сравнению с более удаленными участками.

С помощью методов количественной металлографии было определено объемное содержание фаз в стали после каждой скорости охлаждения и построены зависимости объемного содержания δ и γ фаз в стали от скорости охлаждения (рис. 8).

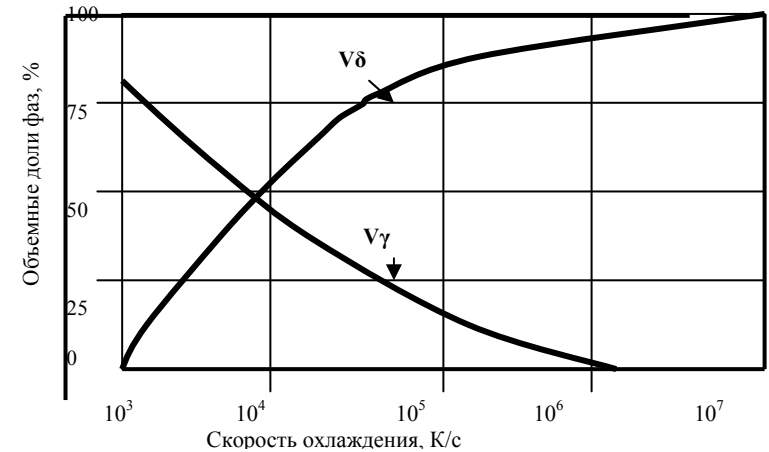


Рис. 8. Зависимость объемных долей фаз стали 10P6M5 от скорости охлаждения.

ВЫВОДЫ

Из вышесказанного можно сделать вывод, что увеличение скорости охлаждения при затвердевании стали 10P6M5 влияет на ее структуру не монотонно: вначале количество остаточного δ -феррита уменьшается практически до нуля, а затем интенсивно возрастает. При значении скорости охлаждения 10^6 K/c сталь является ферритной. Аустенит (продукты его закалки) присутствует в крайне незначительных количествах и имеет, по всей видимости, эвтектическую природу. Это подтверждается зависимостью объемных долей фаз от скорости охлаждения (рис. 8).

Литература

1. Петров А. К., Летвин В. В., Мирошниченко И. С. и др. Исследование распыленных порошков быстрорежущей стали и заготовок из них. – Порошковая металлургия. – № 3. – 1971. – С. 9–14.
2. Попандопуло А. П., Герашенко А. Н., Быстрова З. С., Анастасиади Г. П. Фазовый состав и структура распыленных порошков высокованадиевой, вольфрамомолибденовой быстрорежущей стали. – Порошковая металлургия. – 1976. – № 12. – С. 5–7.
3. Попандопуло А. Н., Титенская Г. Э. Структура и фазовый состав в различнолегированных порошковых быстрорежущих сталях. – МиТОМ. – 1982. – № 1. – С. 6–8.
4. Попандопуло А. Н., Смирнов А. А. Молибденовые порошковые быстрорежущие стали. – Сталь, 1985. – С. 83–84.
5. Попандопуло А. Н. и др. Влияние размера частиц на количество остаточного аустенита в распыленных порошках быстрорежущих сталей. – Порошковая металлургия. – 1985. – № 11. – С. 6.
6. Попандопуло А. Н., Титенская Г. Э. Структура молибденовых быстрорежущих сталей после распыления и отжига. – Порошковая металлургия, 1983. – № 1. – С. 77–82.
7. Мухин Г. Г., Короткова Л. П. Особенности карбидов в распыленных порошках быстрорежущих сталей. – Физика и химия обработки металлов. – 1982. – № 5. – С. 140.
8. Sare I. R., Honcombe R. W. K. – Met. Science, 1979, May, p. 269–278.
9. Rayment T. T., Cantor B. – Met. Science, 1978, March, p. 156–169.
10. Шоршоров М. Х., Чернышева Т. А., Булычева С. И. и др. Зависимость структуры и свойств от фракционного состава порошков быстрорежущей стали. – В сб.: Физикохимическая основа аморфных металлических сплавов. // Тезисы докладов Всесоюзного совещания, Москва, 1982. – С. 86.
11. Калинушкин Е. П. Перитектическая кристаллизация легированных сплавов на основе железа. – Дн-ск: Пороги. – 2007. – С. 10–15.
12. Калинушкин Е. П., Василев Э. Я. Применение метода закалки из полужидкого состояния для изучения процесса кристаллизации быстрорежущих сталей // Закономерности формирования структуры сплавов эвтектического типа: Сб. материалов II Всесоюз. научн. конф. – Дн-ск: ДМетИ. – 1982. – С. 193–198.
13. Бартель Г. П., Тупчиенко В. И., Гумницкий А. А. Влияние скорости охлаждения расплава в интервале затвердевания на структуру и свойства литого режущего инструмента // Литейное производство. – 2003. – № 4. – С. 35–38.