

Conformities of forming of the high-speed steels structure depending on crystallization conditions are studied. Findings have a great importance for development of the technological process of the cast instrument production.

Ф. И. РУДНИЦКИЙ, Белорусский национальный технический университет

УДК 669.14.018.252.3

ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ФАКТОРЫ ЭКСПЛУАТАЦИОННОЙ СТОЙКОСТИ ЛИТОГО ИНСТРУМЕНТА

В связи с растущими потребностями промышленности, направленными на максимальное использование внутренних ресурсов, вопрос изготовления литого металлорежущего инструмента переплавом отходов инструментального производства чрезвычайно актуален. Ограниченное использование литого инструмента обусловлено отсутствием рациональных технологических решений получения заготовок, обеспечивающих стабильность качества структуры и эксплуатационных свойств. Так, в некоторых случаях инструмент из литой стали достигает высокой эксплуатационной стойкости (в 2–3 раза) по сравнению с традиционным, а в некоторых случаях выходит из строя уже на стадии приработки. Проблема создания технологии изготовления инструмента с использованием в качестве шихтовых вторичных материалов решается лишь в результате проведения системных исследований как на стадии изготовления заготовок и формирования их структуры, так и на стадии эксплуатации готового инструмента (режимы резания, обрабатываемый материал и др.).

Цель данной работы – исследование закономерностей формирования структуры, физико-механических и эксплуатационных свойств быстрорежущих сталей в реальных условиях кристаллизации.

В соответствии с диаграммами состояния кристаллизация быстрорежущей стали Р6М5 в равновесных условиях начинается при температурах 1430–1435°C с выделения δ-феррита, в котором растворено определенное количество вольфрама, молибдена, хрома и ванадия. Из-за низкой растворимости в δ-феррите углерод ликвирует в глубь расплава. Повышение содержания углерода в расплаве приводит к образованию аустенита по перитектической трехфазной реакции: $Ж + \Phi = А$ при температуре 1330 или 1315°C, а при пониженных температурах – по четырехфазной: $Ж + \Phi = А + К$. Как правило, перитектическая

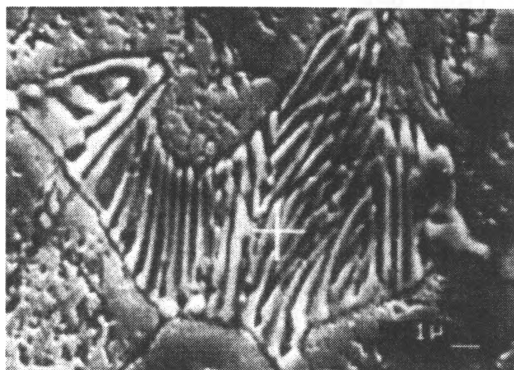
реакция при обычных скоростях охлаждения остается незавершенной, поскольку образующийся при реакции аустенит, располагаясь вокруг кристаллов δ-феррита, прерывает ее [1].

Перитектическая реакция на границе феррит–аустенит осуществляется за счет перераспределения атомов железа и углерода через междодритный расплав и жидкостные каналы, существующие в кристаллизующемся аустените. После затвердевания жидкости, расположенной по границам этих фаз, дальнейшее превращение возможно только в случае диффузии углерода из жидкости через аустенит к кристаллам δ-феррита. Непрореагировавший раствор по достижении эвтектической концентрации при температуре 1240°C кристаллизуется по реакции: $Ж = А + К$, а оставшийся δ-феррит распадается на аустенит и карбиды, образуя так называемый δ-эвтектоид. В зависимости от скорости дальнейшего охлаждения и степени легирования аустенит либо превращается в мартенсит, либо происходит его перлитный распад. Возможно образование и промежуточных структурных составляющих. В результате большого количества реакций, протекающих в процессе кристаллизации, для структуры литой быстрорежущей стали характерно одновременное существование следующих структурных составляющих: δ-эвтектоида, аустенита или продуктов его распада, ледебуритной эвтектики.

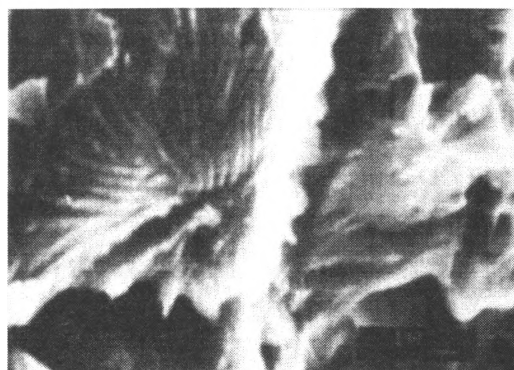
Наличие ледебуритной эвтектики в значительной степени определяет физико-механические и эксплуатационные свойства инструмента из литой стали – обеспечивает высокую износостойкость, но способствует повышенной хрупкости, располагаясь вокруг первичных зерен в виде сетки (рис. 1). Поэтому при разработке технологии получения литых заготовок основной задачей является достижение таких условий охлаждения, при которых формируется разорванная сетка эвтектических карбидов в виде локальных участков (колоний). В этом случае сохранится высокая

устойчивость стали к изнашиванию в результате характерного распределения специальных карбидов (соответствие принципу Шарпи) и будет достигну-

то повышение ударной вязкости за счет изменения механизма разрушения от межзеренного хрупкого к внутризеренному более высокой энергоемкости.



а



б

Рис. 1. Микроструктура (а) и поверхность разрушения (б) литой стали P6M5. x5000

Повышенное внимание к формированию первичной структуры весьма важно потому, что сформированная в результате кристаллизации структура наследуется и после термической обработки, так как расположенные вокруг зерен первичные карбиды очень устойчивы и предотвращают процессы рекристаллизации, возможные в отливках из углеродистых конструкционных сталей в результате нормализации либо в деформированных сталях [2].

Попытки выравнивания структуры за счет применения высокотемпературного (1280–1320 °С) отжига весьма сомнительны, поскольку требуют сложного нагревательного оборудования. К тому же по результатам наших исследований, уже начиная с 1240 °С, происходит оплавление границ зерен, в результате которого ударная вязкость литой быстрорежущей стали катастрофически падает.

Современное литейное производство дает возможность управлять формированием структуры стали в процессе плавки (применение активных флюсов при плавке, модифицирование, наложение ультразвуковых колебаний и магнитных полей, применение защитных атмосфер) и на стадии получения инструментальных заготовок. Для этого применяются различные методы: заливка в постоянные формы (металлические и графитовые); в медные кристаллизаторы при полунепрерывной разливке и электрошлаковом переплаве; литье в разовые формы из стержневых смесей (жидкостекольных, химически твердеющих); в оболочковые, керамические по выплавляемым и постоянным моделям (шоу-процесс, композит-шоу-процесс и др.).

Применяемые методы обеспечивают различные условия кристаллизации, т.е. определяют скорость охлаждения на различных этапах затвердевания. В связи с этим весьма важно управлять процессом кристаллизации, влияющим на формирование структуры быстрорежущих сталей: сни-

жать интенсивность охлаждения в интервале температур, соответствующих перитектической реакции с целью ее продления, и увеличивать скорость охлаждения в процессе формирования эвтектики. В этом случае больше углерода и легирующих элементов будет находиться в твердом растворе и меньше в карбидной составляющей ледобурита, снижая его общее количество в структуре.

Условия регулирования процесса кристаллизации быстрорежущей стали создаются при использовании формовочных материалов с различными теплофизическими свойствами, модифицировании, изменении температуры предварительного подогрева форм и других технологических факторов.

Теплофизические свойства материалов литейных форм, использованных в эксперименте, приведены в табл. 1. Наибольшей теплоаккумулирующей способностью обладает сталь 30, использованная для изготовления кокиля. Ближе по этому показателю располагается керамическая цирконовая форма при литье по шоу-процессу. Наименьшие значения коэффициента аккумуляции тепла имеет материал жидкостекольной песчаной формы. Выбранные материалы форм позволяют охватить относительно широкий интервал реализуемых на практике скоростей охлаждения. В табл. 2 приведены расчетные и экспериментальные данные об условиях кристаллизации стали P6M5 при выбранных методах получения отливок. По экспериментальным значениям построены кривые охлаждения и нанесены на диаграмму изотермического распада аустенита стали P6M5.

Микроструктуры стали во всех исследуемых случаях кристаллизации характеризуются наличием зерен твердого раствора или продуктов его распада (аустенит, мартенсит, бейнит, тростосорбит) и ледобуритной эвтектикой (рис. 2). При литье в кокиль реализуется мартенситное превращение и структура представлена мартенситом, остаточным аустенитом и ледобуритной эвтекти-

Таблица 1. Теплофизические свойства материалов литейных форм, используемых в эксперименте

Метод литья	Материал форм	Температура формы перед заливкой, °С	Коэффициент аккумуляции тепла B , Вт·С ^{0,5} /м ²
Литье в кокиль	Сталь 30	300	14500
Литье в песчаные формы	Кварцевый песок – 94% Жидкое стекло – 6%	20	1534
Литье по постоянным моделям в керамические формы (шоу-процесс)	Циркон зернистый+циркон пылевидный – 84% Гидролизированный этилсиликат – 15% Гель-катализатор – 1%	800	1787,3

Таблица 2. Расчетные и экспериментальные характеристики затвердевания экспериментальной стали

Форма	Время полного затвердевания (расчет), с	Время охлаждения слитка до 150 °С, ч (эксперимент)	Скорость охлаждения, °С/с (эксперимент)
Металлическая	2	0,25	117
Песчаная	45	0,75	14
Керамическая	118	1,08	3

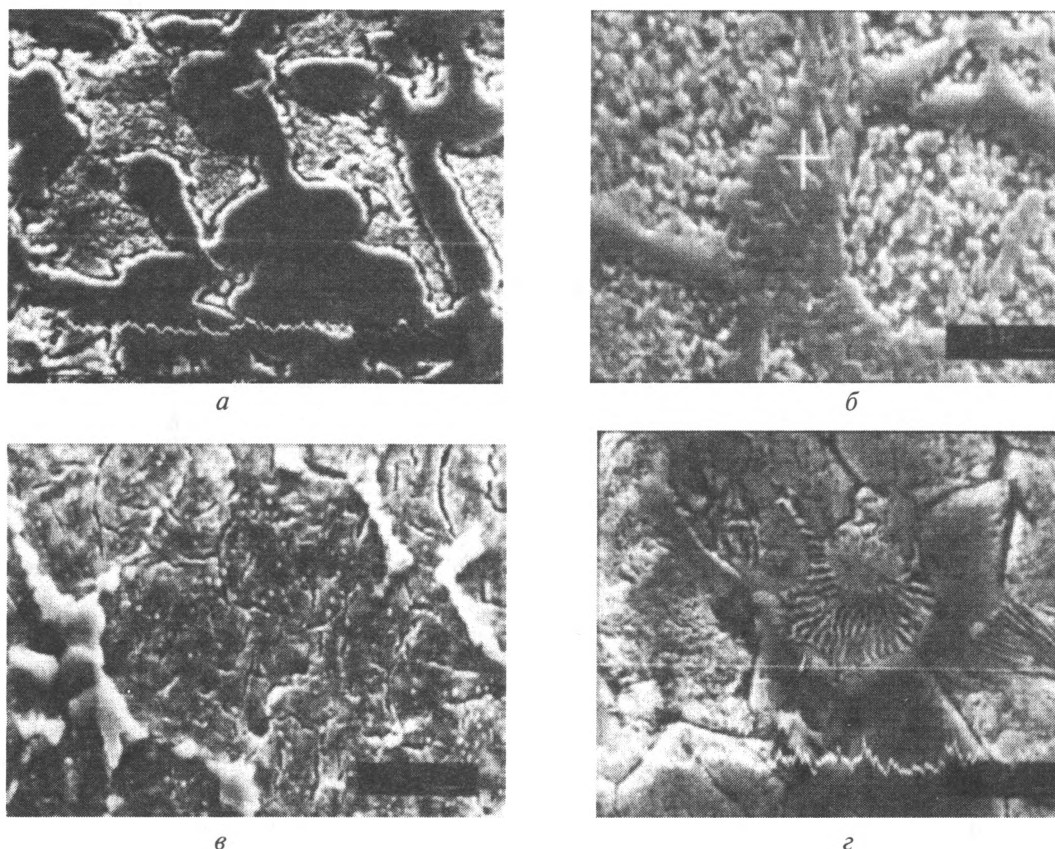


Рис. 2. Микроструктура стали Р6М5 после литья (а), отжига (б), закалки и отпуска (в) и модифицирования (г). x5000

кой. По мере снижения скорости охлаждения количество остаточного аустенита снижается, наряду с мартенситом появляются бейнит и тростосорбит. Первичное зерно укрупняется, эвтектика приобретает более грубое строение.

Полученные микроструктуры согласуются с результатами графического совмещения скорости охлаждения стали с линиями диаграммы изотермического распада аустенита. Судя по ним, скорость охлаждения при литье в кокиль выше критической. При других методах литья не ис-

ключается частичный распад твердого раствора, так как линии, соответствующие скоростям охлаждения экспериментальной стали в песчаных и керамических формах, затрагивают линии температур начала распада аустенита в промежуточном интервале, т.е. скорости ниже критических. Содержание остаточного аустенита колеблется от 25% (литье в кокиль) до 3–10% (литье в песчаные и керамические формы).

Свойства стали, полученной различными методами в литом состоянии, приведены в табл. 3.

Таблица 3. Свойства стали Р6М5 при использовании различных методов литья

Форма	$A_{ост.}, \%$	Микротвердость матрицы, МПа	Твердость после литья HRS	Твердость после отпуска HRS	Теплостойкость HRS	КС, кДж/м ²
Металлическая	25	8040	65	66	60	50
Песчаная	10,5	6150	52	57	45	30
Керамическая	3,4	4460	52	56	43	20

Из таблицы видно, что теплостойкость и твердость стали Р6М5, отлитой в песчаные и керамические формы, в большинстве случаев недостаточны для обеспечения инструменту требуемых режущих свойств. Это связано с частичным распадом аустенита в промежуточной области и появлением в структуре бейнита или тростосорбита. Поэтому при получении заготовок инструмента без назначения последующей закалки необходимо обеспечить охлаждение со скоростью выше 14 °С/с. Последующий отпуск стали, залитой в песчаные и керамические формы, не приводит к достаточному повышению твердости.

В результате традиционного изотермического отжига в структуре стали независимо от способа литья формируется перлитная структура металлической основы. Сетка ледебуритной эвтектики не устраняется, хотя на отдельных участках происходит образование более крупных карбидов в результате коалесценции и коагуляции мелких, наименее термодинамически устойчивых. Фазовый состав представлен α -фазой и карбидами M_6C , $M_{23}C_6$.

После полной термической обработки микроструктура литой стали во всех случаях формирования отливки представлена мартенситом, остаточным аустенитом, ледебуритной эвтектикой и дисперсными карбидами. Твердость и теплостойкость экспериментальных образцов практически одинаковы, по износостойкости и ударной вязкости сталь, отлитая в кокиль, превосходит полученную литьем в песчаные и керамические формы. Повышение ударной вязкости объясняется большей дисперсностью структурных составляющих: зерна металлической основы, карбидов (рис. 2).

Полученные результаты подтверждают предположение, что условия охлаждения в значительной мере определяют структуру и свойства быс-

трорежущей стали. Первичная структура наследуется и сохраняется после отжига, закалки и отпуска – операций термической обработки, традиционно назначаемых для инструмента из проката. Повышение степени дисперсности структурных составляющих (литье в кокиль) способствует увеличению ударной вязкости и износостойкости стали. Для использования заготовок инструмента без последующего отжига и закалки при литье в песчаные и керамические формы требуется применение дополнительных мероприятий для повышения скорости охлаждения (выше 14 °С/с).

В качестве таких мероприятий можно рекомендовать засыпку керамической формы чугунной дробью. Применение такого технологического решения позволяет обеспечить невысокую скорость охлаждения на стадии перитектической реакции и полноту ее превращения для уменьшения количества эвтектической составляющей и ускорить охлаждение при более низких температурах, позволив реализовать мартенситное превращение. Еще более широкие возможности открываются при использовании модифицирования (рис. 2, з) или наложения ускоренного охлаждения в жидком азоте металла, залитого в предварительно подогретые формы [3, 4].

Литература

1. Гудремон Э. Специальные стали. М.: Металлургия, 1966. Т. 1, 2.
2. Чаус А.С., Рудницкий Ф.И., Мургаш М. Структурная наследственность и особенности разрушения быстрорежущих сталей // МиТОМ. 1997. № 2. С. 9–11.
3. Chau A.S., Rudnitsky F.I. The influence of elements on structure and properties of the tungsten-molibdenum high-speed steels// CO-MAT-TECH'98: Proc. of the Intern. Conf.-Bratislava, STV. 1998. Vol. 1. P. 23–34.
4. Чаус А.С., Рудницкий Ф.И. Структура и свойства быстроохлажденной быстрорежущей стали Р6М5 // МиТОМ. 2003. № 5. С. 3–7.