

Лабораторная работа

ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ СТАЛИ

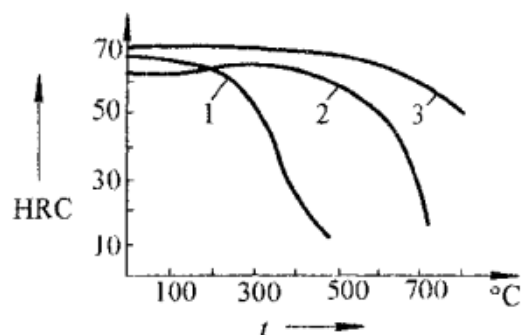
1 Цель работы

Изучить влияние режимов термической обработки на структуру и твердость быстрорежущей стали.

2 Общие сведения

Быстрорежущая сталь была разработана и применена в начале XX века и до настоящего времени широко используется для изготовления режущих инструментов, работающих в условиях значительного нагружения и нагрева рабочих кромок. Инструменты из быстрорежущих сталей обладают достаточно высокой стабильностью свойств. Из такой стали изготавливают режущие инструменты высокой производительности: сверла, фрезы, развертки, протяжки, долбяки, зенкеры и др.

Быстрорежущие стали обладают высокой твердостью (58-65 HRC), износостойкостью, высокой прочностью при удовлетворительной пластичности и вязкости, повышенной прокаливаемостью. Основное свойство быстрорежущих сталей – высокая теплостойкость (до 580-670°C). Под теплостойкостью понимают способность стали сохранять свои свойства в нагретом состоянии. Изменение твердости различных инструментальных материалов в зависимости от температуры нагрева показано на рисунке 11.1.



1 – углеродистая сталь, 2 – быстрорежущая сталь, 3 – твердый сплав

Рисунок 11.1 – Изменение твердости различных материалов в зависимости от температуры нагрева

Как видно из рисунка 11.1, инструментальные углеродистые стали сохраняют твердость, а следовательно, и режущие свойства до 200 °С (напильники, инструмент по дереву), быстрорежущие стали – до 550-600 °С

(фрезы, сверла, зенкеры, развертки), твердые сплавы ~ до 800-1000 °С. Следует отметить, что твердость в холодном состоянии не определяет режущей способности стали.

Высокие эксплуатационные свойства быстрорежущих сталей создаются легированием карбидообразующими элементами в таком количестве, при котором они связывают почти весь углерод в карбиды и существенно меняют характер структурных превращений. Такими карбидообразующими элементами являются вольфрам, молибден, хром, ванадий. Увеличению теплостойкости и твердости после термической обработки способствует кобальт. Ванадий способствует повышению стойкости карбидов, образуя очень твердый карбид VC, который повышает твердость (износостойкость) инструмента, но ухудшает шлифуемость. Хром увеличивает прокаливаемость.

Быстрорежущие стали маркируются буквой «Р» («рапид» - быстрый) и цифрой после «Р», показывающей в процентах содержание основного легирующего элемента вольфрама (например, P18, P9). При наличии в стали значительного количества ванадия (более 2 %) его содержание отмечается в марке стали цифрой после буквы «Ф», а содержание молибдена и кобальта – цифрой после букв «М» и «К» соответственно. Наличие хрома в маркировке не указывается, поскольку во всех быстрорежущих сталях его содержание составляет около 4 %.

Химический состав некоторых марок широко применяемых быстрорежущих сталей умеренной теплостойкости (до 620 °С) приведен в таблице 11.1.

Таблица 11.1 - Химический состав быстрорежущих сталей

Марка стали	Массовая доля элементов, %				
	C	W	Cr	V	Mo
P9	0,85-0,95	8,5-10,0	3,84-4,4	2,0-2,6	1
P6M5	0,8-0,88	5,5-6,5	3,8-4,4	1,7-2,1	5,0-5,5
P6M2Ф3- МП* ¹	1,1-1,25		3,8-4,6	2,6-3,3	2,3-2,9

* МП - сталь получена методом порошковой металлургии.

Стали умеренной теплостойкости рекомендуются для всех видов инструментов при обработке углеродистых и легированных сталей. Наиболее часто применяют сталь P6M5 с меньшим содержанием вольфрама.

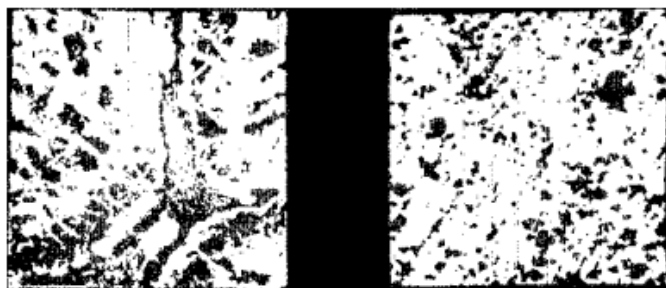
Для обработки высокопрочных, коррозионностойких: и жаропрочных сталей и сплавов применяют быстрорежущие стали повышенной теплостойкости (630-640 °С), содержащие кобальт и повышенное содержание ванадия:

P18K5Ф2, P9K5, P6M5K5, P9M4IC8, P2AM9K5, P2AM9K.5. Для инструментов чистовой обработки вязкой аустенитной стали и материалов, обладающих абразивными свойствами, используют сталь P12Ф3 с высоким содержанием ванадия.

3 Структура и свойства быстрорежущей стали

Структуры сталей могут быть изучены наиболее полно, если проследить за их изменением на различных этапах ее обработки: литье, горячая деформация, отжиг, закалка и отпуск (на примере стали P6M5).

В литом состоянии структура стали P6M5 имеет ледебуритную эвтектику, которая вызывает хрупкость (рисунок 11.2).



а)

б)

Рисунок 11.2 - Микроструктура стали P6M5
а - после литья; б - деформированной и отожженной

Для ее разрушения и равномерного распределения карбидов, а также для подготовки структуры к последующей термообработке быстрорежущую сталь подвергают горячей деформации (ковке или прокатке) с последующим изотермическим отжигом для снижения твердости до 210-260 НВ.

Обработка давлением изменяет строение быстрорежущей стали, так как эвтектика разбивается на обособленные карбиды. Структура деформированной и отожженной стали состоит из сорбитообразного перлита с большим количеством равномерно распределенных крупных первичных и более мелких вторичных карбидов (рисунок 11.2 б).

При недостаточной деформации наблюдается карбидная ликвация (неоднородность), которая представляет участки неразрушенной эвтектики, вытянутой в направлении деформации. При наличии карбидной ликвации уменьшается стойкость инструмента, возрастает хрупкость.

В карбидах содержится 80-95 % вольфрама и ванадия, 5 % хрома; остальная часть легирующих элементов растворена в феррите. Количество карбидов в стали P6M5 достигает 22 %.

Высокие режущие свойства быстрорежущей стали обеспечиваются ее закалкой и отпуском, в результате чего образуется структура стойкою против распада легированного мартенсита, требующего отпуска при температуре около 600 °С. Для получения такого мартенсита сталь под закалку нагревают до высоких температур. Высокая температура нагрева нужна. Для того, чтобы перевести в твердый раствор (аустенит) возможно большее количество трудно-растворимых вторичных карбидов.

Температура нагрева под закалку зависит от марки стали, формы, размеров, назначения, условий работы инструмента и выбирается в пределах 1160-1240 °С. Нагрев выше определенной оптимальной температуры (для каждой марки стали) ведёт к значительному росту зерна, образованию сетки карбидов и может даже приводить к оплавлению режущих кромок инструмента.

Нагрев под закалку осуществляют в соляных расплавах для уменьшения окисления и обезуглероживания. Инструмент из быстрорежущей стали подвергают предварительному и окончательному нагреву. В первом случае осуществляется постепенный нагрев до температуры 950-1100 °С с выдержкой 12-15 с на каждый миллиметр толщины сечения изделия. Во втором случае инструмент нагревают до температур 1240 °С с выдержкой 8-10 с на каждый миллиметр сечения инструмента.

Повышенная температура и излишнее время выдержки при окончательном нагреве под закалку приводит к образованию крупноиглочатого мартенсита и ледебуритной сетки. Температуру нагрева под закалку нужно тщательно контролировать. Допускается отклонение температуры от оптимальной в пределах ± 5 °С.

Охлаждение стали при закалке до температуры мартенситного превращения должно быть быстрым, чтобы аустенит не успел превратиться в промежуточные структуры. Каждой марке стали соответствует своя скорость охлаждения, при которой аустенит сохраняется до перехода в мартенсит. Эта скорость достигается охлаждением в различных средах: масле, солях, в струе воздуха - для мелкого инструмента. Различные способы и скорости охлаждения следует выбирать также в зависимости от формы и размеров сечения инструмента, так как они главным образом оказывают влияние на величину напряжений и деформаций в закаленном состоянии.

Закалку инструмента можно проводить в расплаве 60-65 % KNO_3 + 40-35 % NaOH при температуре 400-450 °С с изотермической выдержкой и последующим охлаждением на воздухе. Изотермическую закалку применяют с целью уменьшения деформации инструмента в области мартенситного превращения.

После закалки с оптимальных температур микроструктура стали P6M5 состоит из мартенсита, карбидов и большого количества остаточного аустенита. На рисунке 11.3 а приведена микроструктура стали P6M5 после закалки от температуры 1220 °С. При травлении плохо выявляется основная структурная составляющая - мартенсит. Он настолько мелкоиглочатый ("бесструктурный"), что структура кажется состоящей только из аустенита и карбидов. В действительности после закалки в быстрорежущих сталях содержится примерно 60-70 % мартенсита, 10-15 % карбидов и 25-30 % остаточного аустенита.

Микроструктура быстрорежущей стали, закаленной с температуры выше оптимальной (перегрев), характеризуется значительным ростом зерна, с образованием сетки карбидов (рисунок 11.36).



а)

б)

а - нормальный нагрев, закалка от температуры 1220 °С
 б - перегрев, закалка от температуры 1250 °С

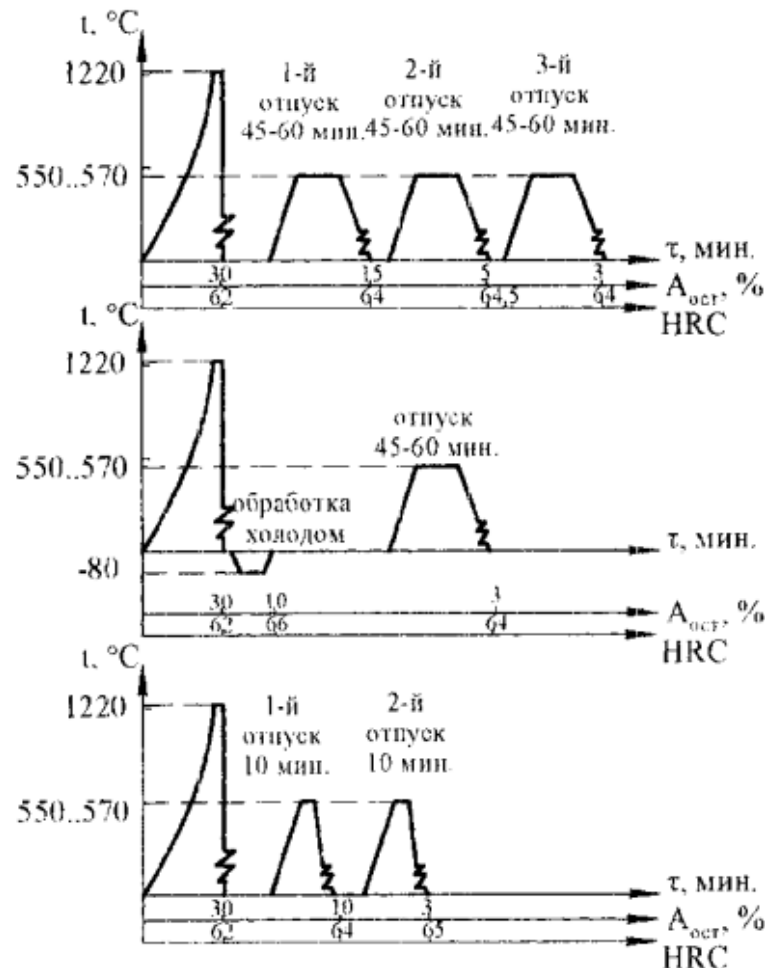
Рисунок 11.3 - Микроструктура быстрорежущей стали Р6М5 после закалки с различных температур

Наличие остаточного аустенита снижает твердость, режущие свойства и стабильность размеров инструмента. Для устранения этих явлений инструмент подвергают отпуску. Отпуск необходим для превращения остаточного аустенита в мартенсит и выделения карбидов.

Наиболее полно превращения обеспечивается при трехкратном отпуске, который проводится при температуре 550-570 °С с выдержкой по 1 ч с каждым отпуском (рисунок 11.4). Вследствие уменьшения остаточного аустенита будет возрастать количество мартенсита и твердость стали.

Наиболее часто применяют традиционный режим (рисунок 11.4 а), реже режим термической обработки, предложенный Р 1939 г. профессором А.П. Гуляевым (рисунок 11.4 б). Так как точка конца мартенситного превращения располагается в области отрицательных температур то для уменьшения количества остаточного аустенита быстрорежущую сталь⁵ непосредственно после закалки обрабатывают холодом при температуре Минус 75-80 °С, при этом значительная часть аустенита переходит в мартенсит, что позволяет ограничиться одним отпуском,

В 1960-1964 гг. на Оренбургском заводе сверл был разработан режим термической обработки сверл (таблица 11.2), достоинство которого состоит в том, что в результате повышения температуры Спуска резко сократилась длительность процесса отпуска (см. рисунок 11.4 в).



а - стандартный режим; б - с обработкой холодом (по А.П. Гуляеву);
 в - режим Оренбургского завода сверл

Рисунок 11.4 - Схемы режимов термической обработки быстрорежущих сталей

Таблица 11.2 - Технология термической обработки сверл из стали Р6М5 на автоматической линии Оренбургского завода сверл

Наименование операции	Среда	Температура °С	Время
Забивка сверл в кассеты			1 мин
Нагрев под закалку лапок	75 % BaCl ₂ + 25 % NaCl	900-920	1 мин 45 с
Закалка с самоотпуском	Вода проточная	20	2 мин 45 с
Предварительный нагрев под закалку рабочей части	100 % BaCl ₂	1050	1 мин 30 с
Перемещение под окончательный нагрев			Юс
Окончательный нагрев под закалку рабочей части	100 % BaCl ₂	1220	1 мин 30 с
Закалка рабочей части	Соль Н-495 (сост ав: 25-35 %BaCl ₂ , 50-55 %CaCl ₂ , 15-20 %NaCl)	600	10 мин
Охлаждение окончательное	Сжатый воздух с водой	До 20	10 мин 30 с
Первый отпуск	Соль Н-495	600	10 мин
Охлаждение	Сжатый воздух с водой	До 20	10 мин
Второй отпуск	Соль Н-495	600	10 мин
Охлаждение	Сжатый воздух с водой	До 20	10 мин
Выварка	Вода	100	10 мин
Травление	Вода + 10 % HCl	100	5 мин
Промывка под душем	Вода	20	5 мин
Выбивка из кассет			1 мин
Гидрополировка	Электрокорунд, сода калийная, ванная, нитрит натрия, вода	20	10 мин
Пассивирование	Вода, NaNO ₂ - 160 г/л, NaOH - 650 г/л	140	10 мин
Примечание - Режимы нагрева приведены для сверл диаметром 29 мм.			

Микроструктура быстрорежущей стали Р6М5 после термической обработки показана на рисунке 11.5.

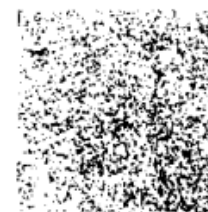


Рисунок 11.5 – Микроструктура быстрорежущей стали Р6М5 после термической обработки по режиму завода сверл

4 Порядок выполнения работы

4.1. Измерить твердость HRC образцов из стали Р6М5 на приборе ТК-2.

4.2 Поместить образцы стали в электропечь СУОЛ-0,4.4/12 в зону, разогретую до температуры 800 °С, дать выдержку в течение 10 мин. Продвинуть образцы в зону печи с температурой 1220 °С и выдержать образцы при этой температуре 3-5 мин. из расчета 15-20 с на каждый миллиметр толщины при нагреве в электропечах.

4.3 Половину загруженных в электропечь образцов закалить в масле, другую половину – на воздухе.

4.4 Сошлифовать верхний слой на глубину 0,3 мм.

4.5 Измерить твердость HRC закаленных образцов на приборе ТК-2.

4.6 Провести двухкратный отпуск закаленных образцов в электропечи, разогретой до 580 °С, с выдержкой по 10 мин., охлаждение образцов после отпуска на воздухе.

4.7 Измерить твердость HRC образцов после отпуска.

4.8 Описать микроструктуру стали после закалки и отпуска.

5 Содержание отчета

5.1 Цель работы.

5.2 Краткое описание процессов, протекающих при термической обработке быстрорежущих сталей.

5.3 Таблица с результатами экспериментальной работы.

Марка быстрорежущей стали	Твердость HRC до термобработки	Режим термической обработки			Твердость HRC образцов после закали	Режим 1-го отпуска		Твердость HRC образцов после 1-го отпуска	Режим 2-го отпуска		Твердость HRC образцов после 2-го отпуска
		Температура нагрева под закалку, °С	Время нагрева, мин.	Охлаждающая среда		Температура, °С	Время выдержки, мин.		Температура, °С	Время выдержки, мин.	

5.4 Схемы микроструктур стали в отожженном состоянии и после термической обработки.

5.5 Выводы.

6 Контрольные вопросы

6.1 Какие вы знаете марки быстрорежущих сталей?

6.2 В чем преимущество быстрорежущих сталей перед углеродистыми?

6.3 Какие легирующие элементы обеспечивают высокую теплоустойчивость режущих инструментов?

6.4 Для чего быстрорежущие стали нагревают под закалку до высоких температур, близких к температурам плавления?

6.5 Для чего проводят многократный отпуск?

6.6 Объясните, какие структурные превращения происходят при закалке, отпуске и какие свойства при этом приобретает быстрорежущая сталь?

6.7 Какие свойства быстрорежущих сталей ухудшает остаточный аустенит?

6.8 К какому классу по структуре относятся быстрорежущие стали в нормализованном состоянии?

6.9 Какова структура быстрорежущей стали после закалки и отпуска?

6.10 Почему сверла после термической обработки деформируются?