

плазменного напыления [6]. Вместе с тем, для создания технологии промышленного уровня потребуются дополнительные эксперименты для определения оптимального уровня технологических параметров.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Гнесин Г.Г. Износостойкие покрытия на инструментальных материалах (обзор) / Г.Г. Гнесин, С.Н. Фоменко // Порошковая металлургия. – 1996. – № 9-10. – С.17–26.
2. Данилин Б.С. Магнетронные распылительные системы / Б.С. Данилин, В.К. Сырчин. – М.: Радио и связь, 1982. – 72с.
3. Хасуй А. Техника напыления / А. Хасуй. – М.: Машиностроение, 1975. – 288с.
4. Получение пластичных хромовых покрытий на легированных сталях / Пономаренко Е.П. и др. // Известия АН СССР. Металлы. - 1971, №4 – С.249-257.
5. Ройх И.Л. Защитные вакуумные покрытия на стали / И.Л.Ройх, Л.Н.Колтунова. – М.: Машиностроение, 1971. – 280с.
6. Кайдалов А.А. Плазменная обработка режущего и абразивного инструментов для повышения их износостойкости / А.А. Кайдалов // Инструментальный світ. –2001. – № 12. – С. 31–33.

Поступила в редакцию 29.05.2010

Рецензент д-р техн. наук, проф. А.Н. Смирнов

© Мушегян В.О., 2010

УДК 669.14.018

Е.Ю. Колягин, В.Г. Оноприенко

ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СВОЙСТВА ПОРОШКОВОЙ БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ СТАЛИ Р6М5Ф3-МП

Выполнен анализ влияния параметров термической обработки на структуру и свойства стали Р6М5Ф3-МП и аналогичной ей по составу стали Р6М5Ф3. Порошковая быстрорежущая сталь после термической обработки на заданную твердость обладает более высокими механическими свойствами по сравнению с аналогичной литой сталью вследствие получения однородной мелкозернистой структуры с равномерным распределением высокодисперсной карбидной фазы.

Ключевые слова: порошковая быстрорежущая сталь, термическая обработка, твердость, вязкость

Введение

При производстве стандартных быстрорежущих сталей, применяемых для изготовления режущего инструмента, возникают сложности в получении мелкозернистой однородной структуры с равномерным распределением карбидной фазы. В структуре этих сталей часто наблюдается большая карбидная неоднородность, которая значительно ухудшает динамическую

прочность литых сталей [1]. Повысить стойкость тяжело нагруженного режущего инструмента можно заменой быстрорежущей стали, полученной металлургическим способом, на сталь, полученную методом порошковой металлургии. Это позволяет исключить образование в структуре стали крупных угловатых карбидов, следовательно, после термической обработки порошковые стали обладают более высокими физико-механическими свойствами.

Разработаны и используются различные технологии получения быстрорежущих сталей методом порошковой металлургии, позволяющие получать материал с более высоким уровнем механических и служебных свойств по сравнению с быстрорежущими сталями обычного производства. К ним относятся: горячее изостатическое прессование с последующей ковкой [2], горячая экструзия свободно засыпанных распыленных порошков [3,4], компактирование распыленных порошков горячей прокаткой [5]. Последняя обладает высокой производительностью и возможностью изготовления заготовок различных форм и размеров. Дальнейшая обработка заготовок может проводиться с помощью регламентированнойковки [6], которая является разновидностью термомеханической обработки.

Опыт промышленного применения режущего инструмента из порошковых быстрорежущих сталей показал, что наиболее характерными причинами выхода инструмента из строя является износ и скалывание рабочей части, причем доля инструмента, вышедшего из строя в результате выкрашивания, выше чем в результате износа. Особенно это проявляется на инструменте из порошковой быстрорежущей стали, который в процессе эксплуатации испытывает ударные нагрузки.

Цель работы

Целью данной работы являлось сравнительные исследования влияния режимов термической обработки на структуру и свойства сталей Р6М5Ф3-МП и Р6М5Ф3.

Основная часть

Исследования проводили на образцах диам.30 мм. Химический состав стали Р6М5Ф3 соответствовал ГОСТ 19265-73, сталь Р6М5Ф3-МП содержала 1,27 %С ; 4,20% Cr; 6,70% W ; 5,87 % Мо (ТУ 14-1-3647-83). В состоянии поставки прутки стали Р6М5Ф3-МП имели структуру сорбитообразного перлита с равномерно распределенной карбидной фазой до 1мкм и твердостью не более НВ 255.

Для механических испытаний изготавливали образцы короткие № 6 тип III по ГОСТ 1497-84, для определения ударной вязкости - образцы размером 5x5x55 мм без надреза по ГОСТ 9454-78.

С целью косвенной оценки степени компактирования порошка быстрорежущей стали были проведены сравнительные испытания механиче-

ских свойств образцов из сталей Р6М5Ф3-МП и Р6М5Ф3 в отожженном состоянии. Результаты испытаний показывают, что прочностные свойства порошковой стали выше, чем у литой (853 и 784 Н/мм² соответственно), пластичные - практически одинаковы (28 и 30 % соответственно). Это свидетельствует о высокой степени компактирования порошковой быстрорежущей стали при прокатке.

Закалку проводили от температур 1170...1250⁰С через 20⁰С с предварительным подогревом в расплаве поваренной соли при температуре 850⁰С. Охлаждение производили в масле И12А. Удельная длительность выдержки при ускоренном нагреве в расплаве солей составляла 30 с/мм. После закалки проводили трехкратный отпуск при 560⁰С по 1 часу.

Микроструктура закаленных образцов состояла из мартенсита, избыточных карбидов и аустенита.

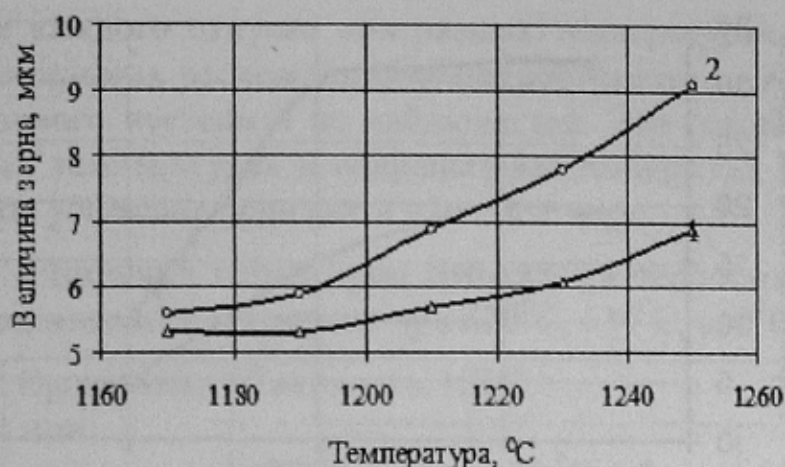
Кривые на рисунке 1а показывают различия в скорости роста аустенитного зерна обеих сталей в процессе нагрева под закалку, которые обусловлены мелкозернистой равномерно распределенной карбидной фазой, тормозящей рост зерна.

Твердость закаленной стали Р6М5Ф3-МП при всех исследованных температурах нагрева под закалку выше на 1,5...2,0 HRC, чем стали Р6М5Ф3. Ударная вязкость обеих сталей при повышении температуры нагрева под закалку уменьшается, однако значения ударной вязкости стали Р6М5Ф3-МП выше, чем Р6М5Ф3 до температуры 1220⁰С (рисунок 1б,в).

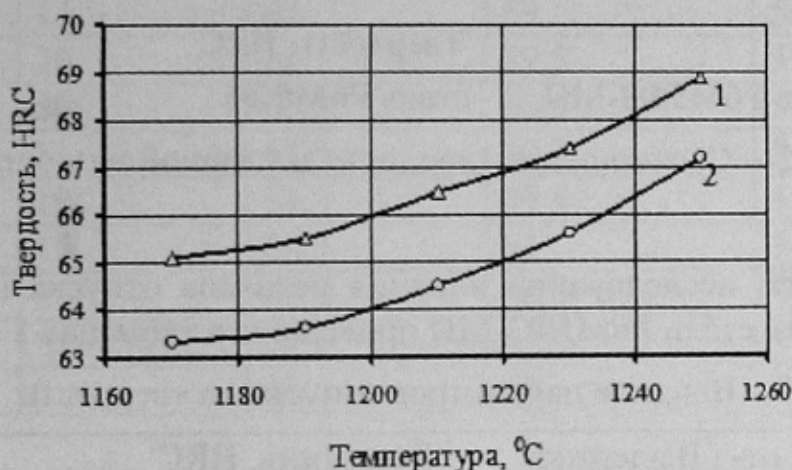
Наследование исходной структуры стали формирует в процессе термической обработки более однородную и мелкозернистую структуру с равномерным распределением карбидной фазы, что объясняет более высокую твердость и ударную вязкость порошковой быстрорежущей стали по сравнению с литой сталью.

При более высоких температурах закалки значения ударной вязкости становятся практически одинаковыми для обеих сталей видимо вследствие единого механизма разупрочнения сталей при температурах свыше 1220⁰С [7], а более низкие значения ударной вязкости стали Р6М5Ф3-МП при этих температурах, могут вызываться неконтролируемой пористостью материала.

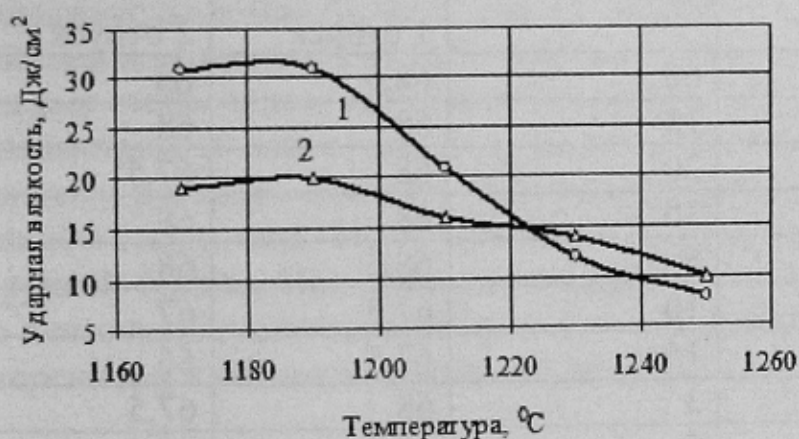
Была проанализирована зависимость ударной вязкости термически обработанных сталей от твердости, так как надежность работы инструмента обеспечивается наряду с высокой твердостью также и высокой ударной вязкостью, особенно при прерывистом точении. Как видно из рисунка 2, абсолютные значения ударной вязкости порошковой быстрорежущей стали выше во всем исследуемом интервале твердости.



а



б

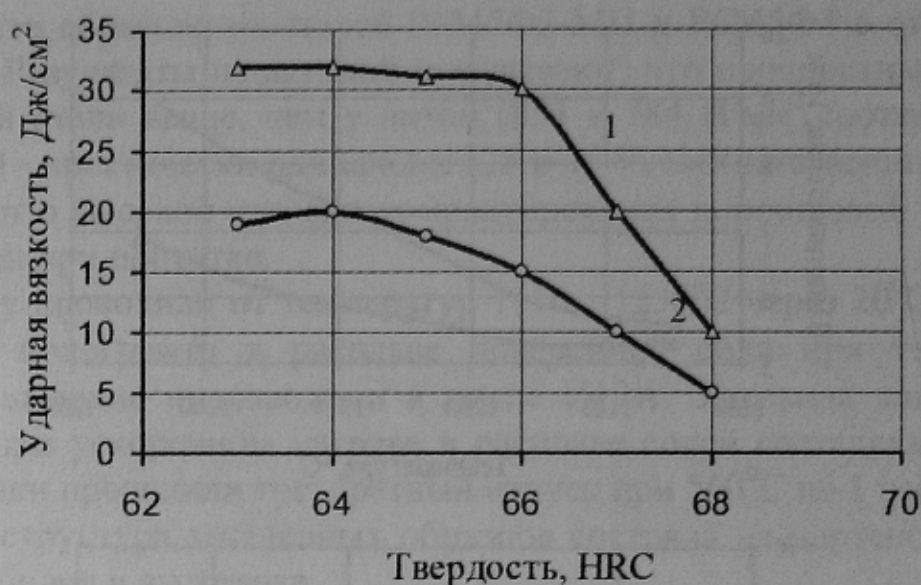


в

1 – сталь Р6М5Ф3-МП, 2 - сталь Р6М5Ф3

Рисунок 1 – Влияние температуры нагрева под закалку на величину зерна аустенита (а), твердость (б) и ударную вязкость (в) исследуемых сталей.

В работе определили оптимальный режим отпуска порошковой быстрорежущей стали Р6М5Ф3-МП, который в отличие от традиционно принятого режима проводили при повышенных температурах (580, 600 и 630⁰С) и сокращенном времени выдержки (от 3 до 30 мин в зависимости от температуры отпуска).



1 – сталь Р6М5Ф3-МП, 2 - сталь Р6М5Ф3

Рисунок 2 – Соотношение твердости и ударной вязкости исследуемых сталей.

Результаты исследований влияния режимов отпуска на твердость и теплостойкость стали Р6М5Ф3-МП приведены в таблицах 1 и 2.

Таблица 1 – Влияние параметров отпуска на твердость

Температура отпуска, °С	Выдержка, мин.	Твердость, HRC		
		1 отпуск	2 отпуск	3 отпуск
560	60	68,5	68	67,5
580	15	68	68	68
580	20	68	67,5	67
580	30	68	68	67
600	5	68,5	68	67
600	10	67,5	67	67
600	15	67,5	66	65
630	3	68	67,5	68
630	5	67,5	67,5	68
630	8	66	65,5	63

Приведенные в таблицах результаты исследований указывают на возможность значительного сокращения продолжительности отпуска за счет повышения его температуры. Оптимальным режимом отпуска стали Р6М5Ф3-МП является отпуск при 580°С продолжительностью 15, 20 и 30 мин, который обеспечивает получение твердости не ниже 66 HRC.

Были определены оптимальные для каждой температуры отпуска временные параметры режимов. Микроструктура образцов состоит из мартенсита, карбидов и остаточного аустенита. Количество остаточного

аустенита после каждого отпуска при разных температурах уменьшается на 2-8 %. Значительных расхождений в микроструктуре, твердости и количестве остаточного аустенита не наблюдается. Это говорит о том, что при повышенных температурах и сокращенных выдержках процессы выделения карбидов успевают произойти в полной мере.

Таблица 2 - Влияние параметров отпуска на теплостойкость (твердость после дополнительного отпуска при 620⁰С, 630⁰С, 640⁰С по 4 часа)

Температура отпуска, ⁰ С	Выдержка, мин.	Твердость, HRC		
		620 ⁰ С x 4ч	630 ⁰ С x 4ч	640 ⁰ С x 4ч
580	15	62	59	56
580	20	62	59,5	57
580	30	63,5	60,5	59
600	5	61,5	59,5	54
600	10	61,5	59,5	57
600	15	64,5	61	57
630	3	61,5	60,5	57,5
630	5	61,5	60,5	56
630	8	64	60	56

Отпуск при 600⁰С продолжительностью более 12 мин, а также отпуск при 630⁰С продолжительностью более 6 мин не обеспечивают получения требуемых свойств и потому не могут быть рекомендованы к применению.

Сравнительные стойкостные испытания проводили на комбинированных зенкерах диаметром 10 мм, с числом зубьев 4, отпущенных по обычному и ускоренному режимам отпуска. Испытания проводили на вертикально-сверлильном станке мод. 2Н135 при скорости вращения шпинделя 250 об/мин и ручной подаче. При одинаковом времени обработки отверстий износ по ленточкам составил 0,34 мм и 0,41 мм для зенкеров, отпущенных по ускоренному и обычному режимам отпуска соответственно.

Выводы

Таким образом, закалку инструмента из порошковой быстрорежущей стали Р6М5Ф3-МП целесообразно проводить с температур 1190...1210⁰С. Для инструмента из компактной быстрорежущей стали, испытывающего при работе большие ударные нагрузки, температура закалки должна быть понижена до 1170...1190⁰С. При этом, можно применять ускоренный отпуск стали Р6М5Ф3-МП при 580⁰С продолжительностью 15...30 мин, при 600⁰С продолжительностью 5...12 мин, и при 630⁰С продолжительностью 3...6 мин. Быстрорежущая сталь, полученная методом порошковой металлургии, при термической обработке на заданную твердость обладает более высокими механическими свойствами по сравнению с аналогичной литой

сталью вследствие получения однородной мелкозернистой структуры с равномерным распределением высокодисперсной карбидной фазы.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Далис Е.Дж. Быстрорежущие стали, полученные методами порошковой металлургии / Е.Дж. Далис // Порошковая металлургия материалов специального назначения. – М., 1977. – 300 с.
2. Петров А.К. Структурные особенности и свойства быстрорежущих сталей, полученных методом порошковой металлургии / А.К.Петров, Г.И.Парабина, А.Н.Осадчий // Сталь.-1981.-№ 6.-С.40-44.
3. Горюшина М.Н Термическая обработка и свойства быстрорежущей стали 10P6M5-MП, полученной распылением и горячим экструдированием / М.Н.Горюшина, Н.Н.Гавриков // МиТОМ.-1980.-№9.-С. 54-56.
4. Абрамов, О.В. Влияние остаточного кислорода и окисных неметаллических включений на механические свойства быстрорежущей стали 10P6M5-MП / О.В.Абрамов, В.Л.Гиршов // МиТОМ.-1986.-№ 8.-С. 35- 37.
5. Осадчий А.Н. Производство порошковой быстрорежущей стали на заводе «Днепро-спецсталь» /А.Н.Осадчий, С.В.Ревякин С.В., Г.В.Кийко // Сталь.-1981.-№11.-С.273-274.
6. Регламентируемая ковка порошковой быстрорежущей стали / В.И.Алимов, Е.Ю.Колягин, В.Г.Оноприенко, С.Ю.Росляков // Кузнечно-штамповочное производство.-1991.-№ 4.-С.2-3.
7. Баранов А.А. О взаимодействии карбидных частиц с поверхностью аустенитных зерен в быстрорежущих сталях / А.А.Баранов, В.И. Алимов, В.Г.Оноприенко // Изв. АН СССР. Металлы.-1988.-№ 3.-С.115-116.

Поступила в гедакцию 15.06.2010

Рецензент д-р техн. наук, проф. В.П. Горбатенко

© Колягин Е.Ю., Оноприенко В.Г., 2010

УДК 669.162.252

В.А. Кравец, В.А. Темнохуд

МЕХАНИЗМ ВЗРЫВА БРЫЗГ МЕТАЛЛА ПРИ ПЕРЕЛИВАХ ЧУГУНА

Предложен механизм образования пузырька СО на поверхности графитовых включений в расплаве чугуна. Показано, что в каплях металла, имеющих диаметр более 30 мкм возможно выделение пузырька газа, что приводит к взрыву капли.

Ключевые слова: чугун, капельки металла, механизм образования СО, гетерогенные включения, взрыв капель, теоретическое исследование.