

К ВОПРОСУ ВЛИЯНИЯ ОСОБЕННОСТЕЙ ДИСПЕРСИОННОГО ТВЕРДЕНИЯ НА СВОЙСТВА ДИФфуЗИОННО-УПРОЧНЕННЫХ КАРБОНИТРИДНЫХ СЛОЕВ БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ СТАЛИ Р6М5

Л. С. Хромова, Д. В. Юрусов

Учреждение образования «Гомельский государственный технический университет имени П. О. Сухого», Беларусь

Научный руководитель И. Н. Степанкин

Введение. Производство изделий из быстрорежущей стали включает в себя трудоемкий процесс термической обработки. Процесс очень сложный по своей сути и дорогостоящий. В результате термической обработки формируется достаточно привлекательный комплекс свойств рассматриваемых сталей, которые в итоге отличаются высокой износостойкостью, твердостью и прочностью. По критерию износостойкости быстрорежущие стали, уступают только вольфрамокобальтовым твердым сплавам и минералокерамике. Указанные материалы при этом имеют существенно более низкую прочность, чем быстрорежущие стали. Высокое содержание таких карбидообразующих компонентов, как вольфрам, молибден, хром и ванадий делает быстрорежущие стали материалом, в котором в результате науглероживания может быть увеличено количество карбидной фазы в рабочем слое. В итоге поверхностный рабочий слой инструмента по своей морфологии может быть приближен к вольфрамокобальтовым твердым сплавам, при сохранении высокой прочности металла при-сущей быстрорежущим сталям.

Объекты и методики исследований. В качестве объектов исследования использовались образцы из стали Р6М5 после закалки от различных температур

и 3-кратного отпуска, подвергнутые насыщению углеродом. Металлографический анализ диффузионных слоев на всех этапах исследований проводили на электронном микроскопе TESCAN (Чехия) с цифровой приставкой при напряжении 20 кВ и на рентгеновском дифрактометре ДРОН-7 с использованием рентгеновской трубки 2,0БСВ27-Со при напряжении 40 кВ и силе тока 30 μ А. Объемную долю карбидных частиц определяли по электронным микрофотографиям методом секущей. Твердость обработанных поверхностей измеряли на прессе Роквелла, а микротвердость – на приборе ПМТ-3 при нагрузке 200 г. Расчет внутренних напряжений, возникающих в упрочненном слое в результате термической обработки, проводили по методике основанной на измерении стрелы прогиба, образующейся в результате послойного растворения одной из поверхностей науглероженного пластинчатого образца длиной 120 мм, толщиной 10 мм и шириной 20 мм [1]. Толщина диффузионного слоя, определенная по распределению микротвердости H_{200} , составляла 0,4...0,6 мм.

Результаты исследований и их обсуждение. В повышении твердости стали Р6М5 при термообработке существенную роль оказывает дисперсионное твердение, которое определяется степенью легирования аустенита и мартенсита, типом образующихся при отпуске карбидов и их количеством. С увеличением степени насыщения аустенита углеродом уменьшается растворимость в нем других легирующих элементов, а соответственно их количество в мартенсите, которые затем участвуют в дисперсионном твердении.

Закалку быстрорежущей стали Р6М5 производят с температуры 1220 °С [2]. Нагрев до такой высокой температуры производится для растворения карбидов типа $M_{23}C_6$, M_6C и частично MC , с целью увеличения степени насыщения аустенита, а соответственно, и мартенсита, углеродом, W, Mo, V (рис. 1). При этом наблюдается рост аустенитного зерна до 9–10 балла и при закалке формируется крупноигольчатый мартенсит 3–2 балла. О повышении степени легированности α -фазы с увеличением температуры закалки свидетельствует смещение на рентгеновских дифрактограммах пика ее максимальной интенсивности в область меньших углов 2θ (с 52,3880° до 52,1290°) и увеличение периода решетки d с 2,0264 Å до 2,0357 Å [3], [4]. Твердость после закалки и трех отпусков повышается до 62...63 HRC.

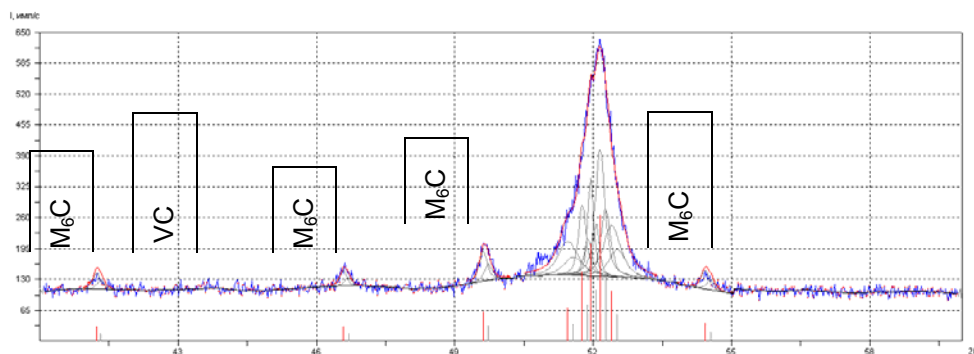


Рис. 1. Фрагмент рентгеновских дифрактограмм (CoKa) от поверхностных слоев стали Р6М5, с баллом зерна 10

Применив диффузионное науглероживание рабочих поверхностей инструментов, можно сформировать псевдотвердосплавный слой и высокоуглеродистый мартенсит при различных температурах закалки сохранив при этом более мелкое зерно, что обеспечивает высокую ударную вязкость металла (таблица).

Структура и свойства поверхностных слоев стали Р6М5

Способ обработки	Номер партии	Температура аустенизации, °С	Балл зерна, получаемый окончательным нагревом под закалку	Толщина упрочненного слоя в готовом изделии, мм	Твердость, HRC	
					поверхности	сердцевины
Объемная закалка	1	840–850	10	–	62–63	62–63
Науглероживание с мартенситным старением	2	950	10	0,4...0,6	65–66	62–63
	3	950	11	0,4...0,6	65–66	60–61
	4	950	12	0,4...0,6	65–66	55–57

Понижение температуры закалки уменьшает степень растворимости карбидных фаз, ответственных за получение заданного уровня красностойкости металла. Карбидный состав металла, закалка которого обеспечивает максимальную степень легирования аустенита, отличается тем, что практически все карбиды $M_{23}C_6$, частично M_6C и небольшое количество MC растворяются в результате нагрева, может быть получен в результате закалки упрочненного металла на 10 балл зерна. Этим достигается более высокая степень насыщения аустенита и мартенсита углеродом и легирующими элементами Cr, W, Mo и V. Фазовый состав науглероженного слоя приближается к соотношению фаз, получаемому при закалке по общепринятой технологии с 1220 °С, и отличается тем, что количество карбидов M_6C , остающихся в структуре после закалки и трех отпусков, несколько больше, чем в неупрочненном материале.

Учитывая, что карбиды типа M_6C могут быть как первичными так и вторичными, выделяющимися в процессе дисперсного твердения сплава их количество во многом определяет красностойкость металла. В первую очередь это касается соединений Fe_3W_3C и Fe_3Mo_3C . Коагуляция этих карбидов, выделившихся в процессе дисперсионного твердения сплава, вызывает снижение его красностойкости [5].

Насыщение поверхности стали углеродом приводит к снижению температуры начала мартенситных превращений в этом слое. Поэтому мартенситные превращения при закалке начинаются сначала в глубинных слоях, а затем в поверхностном слое, что приводит к возникновению у поверхности напряжений сжатия (рис. 2, а), способствующих повышению сопротивления усталостному разрушению.

Достижение высокой красностойкости сопряженное с увеличением температуры аустенизации сплава перед закалкой вызывает повышение уровня остаточных напряжений сжатия до величин соизмеримых с прочностью сцепления карбидного слоя с основой. Это является негативным фактором при упрочнении тяжелонагруженного инструмента для высадки изделий с большой интенсивностью работы оборудования. Понижение величины остаточных напряжений, возникающих в упрочненном слое при достижении высокой степени легирования аустенита перед закалкой может быть обеспечено изменением режима закалки, которая позволяет совместить по времени процессы мартенситного превращения в упрочненном науглероженном слое и сердцеvine металла. Сформированные в результате остаточные напряжения сжатия не превышают значений порядка 50 МПа и не приводят к существенному увеличению контактной нагрузки на рабочие поверхности инструмента в момент его заполнения металлом заготовки.

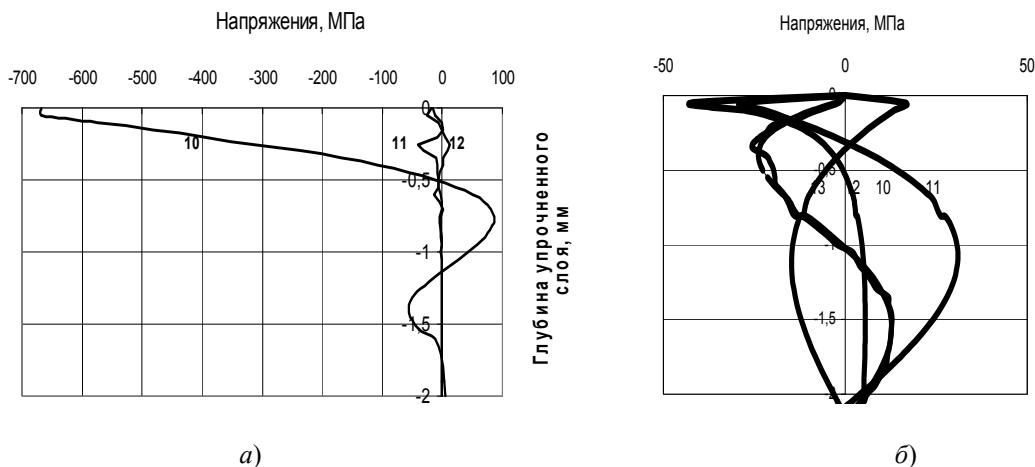


Рис. 2. Распределение остаточных напряжений в поверхностном слое после науглероживания и обычной технологии заковки (а) и заковки с модернизированным режимом охлаждения (б). Цифрами у кривых обозначен балл, полученный после завершения термической обработки

Заключение. Проведены исследования свойств карбидных слоев стали Р6М5 во взаимосвязи с фазовым составом, отражающим уровень красностойкости сплава. Показано, что изменение кинетики мартенситного превращения по сечению науглероженной стали позволяет сформировать в упрочненном слое мартенсит степени легирования которого соответствует высокому уровню красностойкости материала. Определены технологические режимы, обеспечивающие формирование комплекса свойств науглероженного слоя стали Р6М5, способного увеличить наработку на отказ тяжелонагруженного холодновысадочного инструмента.

Литература

1. Саверин, М. М. Дробеструйный наклеп / М. М. Саверин. – М. : Машгиз, 1955. – 312 с.
2. Геллер, Ю. А. Инструментальные стали : справочник / Ю. А. Геллер. – М. : Металлургия, 1975. – 584 с.
3. Белый, А. В. Инженерия поверхностей конструкционных материалов концентрированными потоками ионов азота / А. В. Белый, В. А. Кукареко, А. Патюк. – Минск : Беларус. наука, 2007. – 244 с.
4. Миркин, Л. И. Справочник по рентгеноструктурному анализу поликристаллов / Л. И. Миркин. – М. : Физматгиз, 1961. – 864 с.
5. Гуляев, А. П. Теория быстрорежущей стали / А. П. Гуляев // МиТОМ. – 1998. – № 11. – С. 27–32.