

УДК 621.7.07

В.М. Кенько, И.Н. Степанкин

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ДИФфуЗИОННО-УПРОЧНЕННЫХ КАРБИДНЫХ СЛОЕВ БЫСТРОРЕЖУЩИХ СТАЛЕЙ

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

It is shown that modifying of P6M5 high speed steel surface hardening practice enables to modify the properties of the layers hardened in order to adapt them to operation modes of a particular kind of machining attachments.

ВВЕДЕНИЕ

Создание функционально-адаптированных материалов, свойства которых максимально полно компенсируют негативное воздействие факторов, вызывающих отказ деталей машин и технологической оснастки, является одной из важных наукоемких задач. Комплексное изучение подобных материалов в современных условиях неразрывно связано с использованием компьютерных технологий. Для построения адекватных компьютерных моделей необходимо выявление максимально широкого спектра свойств всех структурных составляющих исследуемых объектов.

ОБЪЕКТЫ И МЕТОДИКИ ИССЛЕДОВАНИЙ

Объектами исследований являлись диффузионно-упрочненные карбидные слои быстрорежущей стали P6M5. Диффузионное насыщение осуществляли в соответствии с режимами, изложенными в [1]. В сравнении со стандартной технологией термообработки быстрорежущих сталей, включающей закалку и трехкратный отпуск [2], науглероживание, совмещенное со стандартной термообработкой, обеспечивает формирование поверхностного слоя, содержащего большое количество мелких и твердых глобулярных карбидных частиц (рис. 1). При этом твердость упрочненного слоя возрастает до величины 65–66 HRC, а твердость сердцевины в зависимости от режима последующей закалки составляет 52–63 HRC (таблица).

Распределение остаточных напряжений в диффузионно-упрочненных слоях определяли путем замера стрелы прогиба пластинчатого образца после электрохимического растворения слоя металла с одной из сторон образца. Диффузионное насыщение



Рис. 1. Микроструктура упрочненного слоя (×100).

Таблица. Структура и свойства упрочненных слоев

Номер партии	Способ обработки	Температура насыщения, °С	Балл зерна, получаемый после заковки	Толщина упрочненного слоя в готовом изделии, мм	Твёрдость, HRC	
					Поверхности	Сердцевины
1	Обработка по стандартной технологии [2]	840 850	10		62-63	62-63
2	Обработка по предлагаемому способу	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

проводили одновременно для группы из пяти образцов. Толщину образцов до и после травления определяли прямым измерением с точностью $\pm 0,01$ мм. База измерения прогиба образца обеспечивалась конструкцией индикаторной планки и составляла 100 мм.

Упругие характеристики упрочненных слоев – модуль Юнга и коэффициент Пуассона – определяли при одноосном растяжении на специально подготовленных пластинчатых образцах толщиной 0,5 мм. После насыщения этих образцов, с учетом абсорбции углерода обеими сторонами образца, была получена физическая модель упрочненного слоя.

Проверку достоверности полученных значений модуля Юнга проводили путем индентирования. Расчет модуля упругости осуществляли в соответствии с зависимостями, изложенными в [3–5], по углу наклона ветви разгрузки диаграммы в осях нагрузка – перемещение.

Численные исследования напряженного состояния упрочненного слоя проводили с применением метода конечных элементов.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Исследования остаточных напряжений, возникающих в упрочненном слое, показали, что режимы упрочнения оказывают существенное влияние на величину и характер распределения остаточных напряжений (рис. 2). Как видно из приведённых графиков, величина остаточных

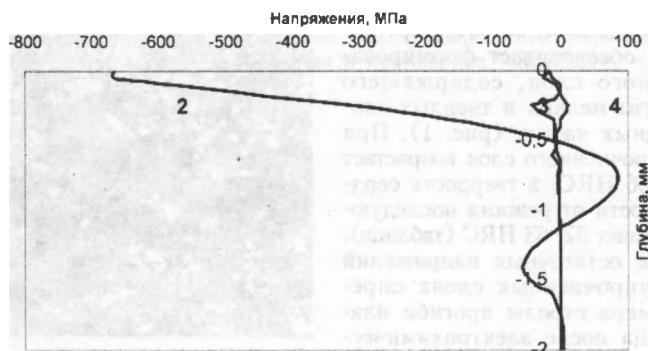


Рис. 2. Распределение остаточных напряжений в поверхностном слое.

напряжений в образцах партий № 3 и 4 незначительна. Что, по-видимому, объясняется особенностями формирования структуры в процессе последующей после науглероживания термообработки. Образцы пар-

тии 4 закаливали с температуры насыщения 950 °С, а партии 3 с температуры 1050 °С. Последующим трехкратным отпуском при температуре 560 °С осуществляли дисперсионное твердение с выделением высокодисперсной карбидной фазы, когерентной размерам кристаллической решетки. Именно этот процесс обеспечивает изменение свойств металлической матрицы. Количество вторичных карбидов зависит от степени легирования аустенита, которая возрастает с повышением температуры заковки. Можно предположить, что при температурах заковки 950 °С (партия 4) и 1050 °С (партия 3) степень растворения карбидной фазы оказалась невысокой. Большинство карбидных частиц, образующихся в упрочненном слое в процессе науглероживания, не смогло раствориться в γ -фазе в процессе аустенизации. В результате искажение кристаллической решетки поверхностного слоя по отношению к сердцевине оказалось несущественным и не привело к возникновению высоких напряжений сжатия в упрочненном слое (рис. 2). По этой же причине твердость сердцевины оказалась пониженной. Твердость поверхностного слоя во всех исследованных случаях имела одинаковое значение (таблица), что обусловлено присутствием в упрочненном слое большого количества мелких карбидных частиц.

Закалку образцов 2 партии проводили с 1150 °С. Очевидно, что в этом случае была достигнута достаточно высокая степень легирования аустенита, это соответствующим образом отразилось на результирующей твердости сердцевины. Величина же остаточных напряжений сжатия у поверхности возросла до 660 МПа (рис. 2).

Оценка упругих характеристик науглероженного слоя показала (рис. 3), что кинетика формирования карбидного слоя на стали Р6М5 не



Рис. 3. Диаграммы растяжения образцов науглероженных слоев.

влияет на его упругие характеристики (модуль упругости упрочненного слоя составил – $2,25 \cdot 10^{11}$ Па, коэффициент Пуассона -0,27). Эти значения соответствуют справочным данным для стали Р6М5 [6] и определяются свойствами матрицы, которая вне зависимости от количества карбидной фазы представляет собой легированный мартенсит.

Проверочная оценка модуля упругости упрочненных слоев методом индентирования подтвердила полученные результаты. Рассчитанное значение данной величины составило $2,28 \cdot 10^{11}$ Па. Взаимодействие индентора с исследуемой поверхностью осуществлялось по двум механизмам. В начальной фазе внедрения, когда площадь контакта между поверхностью индентора и исследуемым материалом была сопоставима с площадью отдельных структурных составляющих, поведение материала отражало

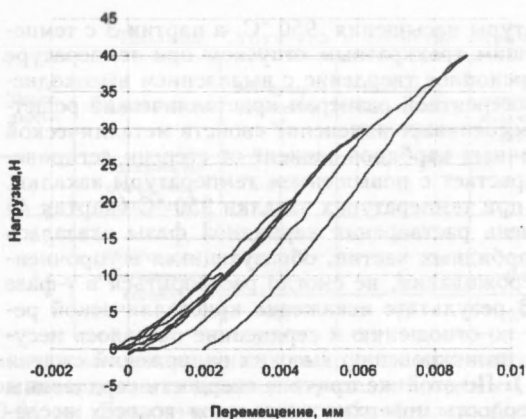


Рис. 4. Диаграмма пошагового вдавливания индентора в образец с карбидным упрочнением.

его упругую реакцию, что видно из двух начальных циклов испытания (рис. 4).

При дальнейшем увеличении нагрузки на индентор, более 30 Н, диаграмма приобрела традиционный для подобных испытаний вид. На ней явно различимы участки внедрения и выдержки, а также перемещения индентора при снятии нагрузки. Площадь контакта между индентором и испытуемым материалом при нагрузке 30 Н составила $A=9,4622 \cdot 10^{-10}$ м и

более чем в пять раз превысила суммарную площадь зерна и первичного карбидного включения для стали Р6М5 [7]. Это соотношение является необходимым граничным условием для проведения испытания материалов индентированием [3].

Численные исследования напряженного состояния карбидных частиц и их окрестности проводили для включений овальной формы, т. к. именно такая форма обеспечивает наименьшую локальную концентрацию напряжений и может быть реализована в случае горячего формирования сложнопровальной поверхности инструмента [8]. Модуль упругости включения приняли равным 5,5 ГПа, что в два раза превышает модуль упругости матричного материала и науглероженного слоя. Нагружение модели материала без упрочненного слоя осуществляли внешним, равномерно распределенным растягивающим напряжением величиной 570 МПа, что соответствует пределу выносливости стали Р6М5 [9]. Нагружение модели материала с упрочненным слоем осуществляли растягивающим

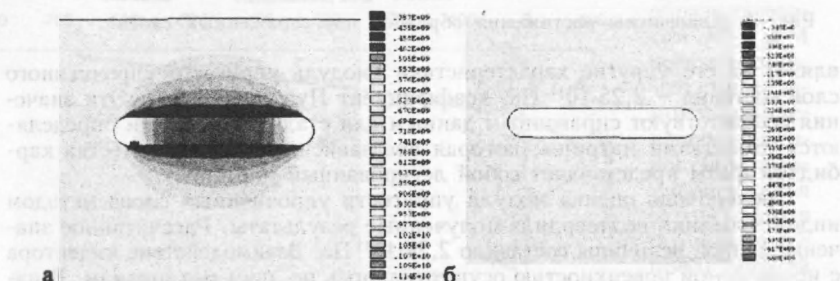


Рис. 5. Распределение растягивающих напряжений (Па) в окрестности овального включения, расположенного у поверхности пластины исходной стали Р6М5 (а) и в науглероженном слое (б).

напряжением, копирующим результирующую энжору, возникающую при суммировании равномерно распределенного растягивающего напряжения величиной 570 МПа и поля остаточных напряжений сжатия в карбидном слое (рис. 2). Результаты расчетов показали, что в наиболее нагруженном структурном элементе – карбидном включении стали Р6М5 возникают значительные растягивающие напряжения величиной до 1,14 ГПа, что объясняется большей жесткостью включения (рис. 5 а). В тоже время при расположении включения в науглероженном слое величина растягивающих напряжений в нем не превышает значения 660 МПа, что существенно повышает локальную прочность металла.

ПРОМЫШЛЕННАЯ АПРОБАЦИЯ РЕЗУЛЬТАТОВ ИССЛЕДОВАНИЙ

Промышленная апробация разработанной технологии науглероживания и исследование влияния на её стойкость проводилась на технологической оснастке для холодной высадки и выдавливания обсечных пуансонов для удаления облоя с головок болтов прямоугольной и шестигранной формы и пуансонах обратного выдавливания полых деталей (рис. 6). В каждом случае проводили обработку по трем режимам упрочнения, приведенными в таблице.

Результаты промышленных испытаний показали, что в случае обсечных пуансонов основным фактором, вызывающим отказ инструмента, является недостаточная прочность и износостойкость режущей кромки. Пуансоны, упрочненные по режиму 2, имеющие

твердый рабочий слой и остаточные напряжения максимальной величины, не обеспечили повышения стойкости и выходили из строя вследствие растрескивания металла в области режущей кромки. Аналогичный характер разрушения был зафиксирован у пуансонов, обработанных по режиму 4, так как их сердцевины не имели достаточной жесткости, в результате под действием эксплуатационной нагрузки происходила ее деформация и растрескивание поверхностного слоя. Наибольшую стойкость имели пуансоны, обработанные по режиму 3. Их наработка на отказ увеличилась на 30 %, по сравнению с остальными партиями. Рабочая поверхность данных пуансонов не имела ярко выраженных сколов, в процессе работы происходило ее равномерное изнашивание.

Испытания пуансонов обратного выдавливания показали, что причиной их разрушения является отрыв рабочей части от державки по галтели. Наибольшая стойкость достигнута при обработке по режиму 2

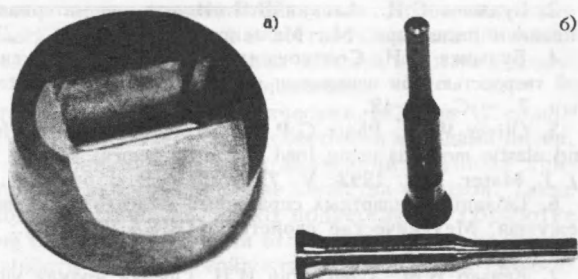


Рис. 6. Холодновысадочная оснастка: обсечной пуансон (а) и пуансон обратного выдавливания шпильки шлангового держателя (б).

(таблица), т. к. в момент извлечения пуансона из готовой детали растягивающие напряжения в поверхностном слое опасного сечения частично компенсировались остаточными напряжениями сжатия. Увеличение срока службы оснастки составило до 20 %. На пуансонах, обработанных по другим режимам, увеличение стойкости не наблюдалось.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Показано, что варьирование технологии упрочнения поверхности быстрорежущей стали Р6М5, позволяет регулировать свойства упрочненных слоев, обеспечивая их адаптацию к эксплуатационным режимам работы конкретной технологической оснастки.

ЛИТЕРАТУРА

1. Пат. 4588 ВУ, МПК С23С 8/00. Способ упрочняющей обработки быстрорежущей стали / В.М.Кенько, И.Н.Степанкин, С.Н.Гузов, В.И.Бобиков, В.Ф.Пинчуков, В.М.Выгляд. № 19980716 А; Заявл. 27.07.1998; Опубл. 30.09.2002 // Афіцыйны бюлетэнь Дзярж. пат. ведамства Рэсп. Беларусь. 2002. № 3.
2. Геллер Ю.А. Инструментальные стали: Справочник. М.: Металлургия, 1984. – 584 с.
3. Булычев С.И., Алехин В.П. Испытание материалов непрерывным вдавливанием индентора. М.: Машиностроение, 1990. – 224 с.
4. Булычев С.И. Соотношение между восстановленной и невосстановленной твердостью при испытании наномикроиндентированием // ЖТТ. 1999. Т. 69. вып. 7. – С. 42–48.
5. Oliver W.C., Pharr G.P. An improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments // J. Mater. Res. 1992. V. 7. № 6. – P. 1564–1575.
6. Таблицы стандартных справочных данных. Сталь инструментальная быстрорежущая. Механические свойства. ГСССД 9–79. М.: Издательство стандартов. 1980. – 7 с.
7. Кенько В.М., Степанкин И.Н. Оценка модуля упругости поверхностных слоев высоколегированных сталей ледебуритного класса микроиндентированием. Сб. науч. трудов VI межд. Научно-технической конференции: Материалы технологии и оборудование в производстве, эксплуатации, ремонте и модернизации машин. В 3 т. / Под общ. ред. П.А. Витязя, С.А. Астапчика. Новополоцк: УО «ПГУ», 2007. Т. I. – С. 227–231.
8. Кенько В.М., Степанкин И.Н. К вопросу учета структурных особенностей инструментальных сталей при изготовлении матриц холодновысадочной оснастки / Литье и металлургия. Белорусский национальный технический университет. Мн., 2004. № 4. – С. 110–116.
9. Кенько В.М., Степанкин И.Н. К вопросу оценки усталостной долговечности быстрорежущей стали Р6М5 упрочненной посредством низкотемпературной нитроцементации / Вестник Полоцкого государственного университета. Серия В прикладные науки. 2003. № 4. Т. 2. – С.1114.