

$V=1$ Гл; амплитуда осцилляции $A = 1$ мм; частота осцилляции $\omega_0 = 20$ дв.ход/ мин; частота вращения, $\omega_p = 0,6$ мин⁻¹; частота вращения шпинделя $\omega_{ш} = 65$ с⁻¹; время обработки $t = 10$ с. Исходная шероховатость поверхности детали составляла $Ra_1 = 1,2 - 1,4$ мкм. Шероховатость после обработки равнялась $Ra_2 = 0,12 - 0,16$ мкм по всей обрабатываемой детали в отличие от первого варианта, при использовании которого не была достигнута равномерность съема. Это выразилось в том, что шероховатость после обработки оставила диапазон $1 - 0,2$ мкм. В качестве ФАП применялся Ж 15 КТ ТУ6-09-03-483-81, размерность $\Delta = 160/200$ мкм, смазочно-охлаждающие технологические средства – СинМА-1ТУ 38.5901176 – 91 – 5% водный раствор.

Таким образом, путем аналитического расчета определена оптимальная форма рабочей зоны при процессе МАО сложнопрофильных поверхностей деталей машин, учитывающая концентрацию МП, при использовании которой обеспечиваются требуемые выходные показатели данного процесса.

ЛИТЕРАТУРА

1. Сакулевич Ф.Ю. Основы магнитно-абразивной обработки. – Мн.: Наука и техника, 1981. – 328 с.
2. Барон Ю.М. Магнитно-абразивная и магнитная обработка изделий и режущего инструмента. – Л.: Машиностроение, 1986. – 172 с.
3. А.с. 1069978 СССР, МКИ В 24В 31/10 Устройство для магнитно-абразивной обработки// Бюлл. изобр., 1984, № 4.
4. Скворчевский Н.Я., Федорович Э.Н., Ящерицын П.И. Эффективность магнитно-абразивной обработки. – Мн.: Наука і техника, 1991. – 215 с.

УДК 621.792

А.П.Ракомсин, С.Л.Кожуро, В.Л.Шадуя

МИКРОТВЕРДОСТЬ ПОКРЫТИЙ, ПОЛУЧЕННЫХ ЭЛЕКТРОМАГНИТНОЙ НАПЛАВКОЙ

*РУП «Минский автомобильный завод»
Минск, Беларусь*

Известно [1-3], что износостойкость материала покрытий в достаточной мере зависит от их микротвердости, хотя условия использования износостойких покрытий часто требуют сочетания износостойкости с другими эксплуатационными параметрами, такими как упругость, прочность на сжатие и изгиб и т. д. Необходимо отметить, что по характеру распределения микротвердости можно судить об изменении фазового состава и толщины упроченной зоны.

На рис. 1 представлены зависимости изменения величины микротвердости по

глубине поверхностного слоя в образцах с покрытиями, полученными электромагнитной наплавкой ферропорошков Fe-5%V, P6M5K5 и Fe-6,5 %Cr. В приведенных зависимостях четко выделяются три основных участка, отличающиеся характером изменения твердости. Участок А соответствует зоне наплавки и характеризуется незначительными колебаниями твердости по толщине. Твердость наплавленного слоя - примерно от 6000 до 8000 МПа, что соответствует структуре мартенсита. Несколько пониженной твердостью обладает покрытие из сплава Fe-6,5%Cr, что связано с присутствием определенного количества остаточного аустенита. Твердость покрытий значительно превышает твердость мартенсита при обычной закалке с отпуском. Это связано с получением более дисперсной структуры и более высокой плотности дефектов, чем при обычной термообработке. Максимальная твердость наблюдается при использовании ферропорошка Fe-5%V, что обусловлено отсутствием остаточного аустенита. Толщина слоя покрытия составляет 300...400 мкм.

Участок Б (рис. 1) соответствует зоне термического влияния и характеризуется немонотонным изменением твердости, что связано с перераспределением углерода на границе основы и покрытия из-за его повышенной растворимости в жидкой фазе. Аналогичные явления наблюдаются при воздействии на металлические поверхности лазерного излучения. При удалении от поверхности раздела покрытие-основа твердость вначале возрастает в связи с образованием структуры полной закалки, а затем происходит резкое ее снижение до твердости исходного образца (участок В). Некоторые отличия наблюдаются и в упрочненном слое при наплавке ферропорошком Fe-6,5%Cr, где отмечается увеличение почти в 1,5 раза протяженности зоны Б, которая

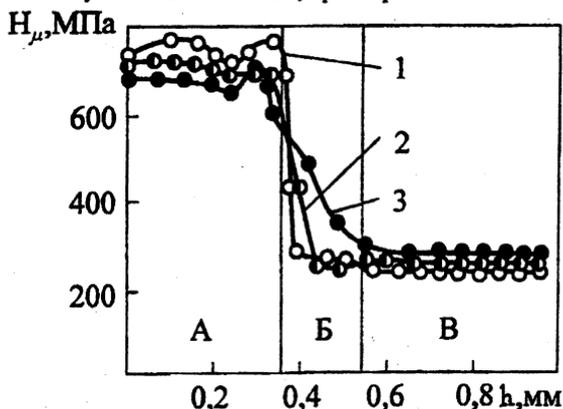


Рис. 1. Распределение микротвердости по толщине упрочненного слоя при электромагнитной наплавке ферропорошков: 1 – Fe-5 %V; 2 – P6M5K5; 3 – Fe-6,5 %Cr

характеризуется плавным изменением твердости, свидетельствующим о более полном протекании процессов закалки. Это явление следует объяснить более высоким относительным перегревом ферропорошка Fe-6,5%Cr при наплавке, так как он имеет пониженную температуру плавления по сравнению с другими исследуемыми материалами. Глубина зоны термического влияния при наплавке ферропорошков Fe-5%V и P6M5K5 примерно одинакова, а при наплавке ферропорошка Fe-6,5%Cr она возрастает. Поверхностная пластическая деформация, изменяя условия формирования покрытия и контакта его на границе с основой, приводит к изменению упорядоченного по толщине распределения упрочненного слоя, увеличение толщины которого в этом случае зависит от протяженности зоны термического влияния. Максимальная твердость покрытий, в отличие от предыдущего случая, наблюдается на поверхности, что связано с уменьшением пористости.

Твердость покрытия из ферропорошка P6M5K5 повышается на 10...15%, что объясняется частичным превращением аустенита в мартенсит, возможным частичным его распадом и выделением дисперсных легированных карбидов. Покрытие из ферропорошка Fe-5%V, в структуре которого не содержится остаточный аустенит, в результате самоотпуска мартенсита при использовании ППД значительно снижает твердость. В зоне термического влияния в результате более полного развития процессов закалки твердость возрастает и может превысить твердость покрытия. Для покрытий с ППД характерно более плавное снижение твердости при продвижении вглубь образца и увеличение зоны термического влияния до 200...300 мкм (рис. 2).

Графическая зависимость 3 (рис. 2) характеризует изменение твердости в поверхностном слое образца после наплавки с ППД ферропорошка P6M5K5 и дополнительного трехкратного отпуска при температуре 500...600°C. В результате выделения дисперсных легированных карбидов и интерметаллидов твердость покрытия в этом случае увеличивается в 1,5 раза.

Необходимо отметить, что кобальт - единственный легирующий элемент в ферропорошках из быстрорежущей стали, наиболее значительно повышающий вторичную твердость. Он, в отличие от вольфрама, молибдена, ванадия и хрома, не образует карбидов.

Кобальт присутствует в α и γ - фазах и в карбиде M_6C пропорционально его содержанию. В карбиде M_6C кобальт замещает часть атомов железа. Он вызывает выделение из мартенсита при отпуске вместе с карбидами и некоторое количество интерметаллида $(Co, Fe)_7W_6$ или $(Co, Fe)_7Mo_6$. Интерметаллиды являются дополнительной упрочняющей фазой. В результате дисперсионного затвердевания, создаваемого интерметаллидами, твердость возрастает на 10...15 HRC. Это объясняется очень высокой дисперсностью образующихся интерметаллидных частиц.

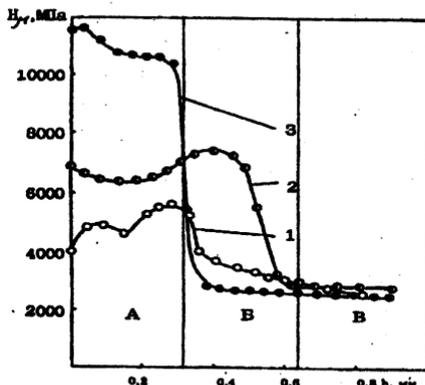


Рис. 2. Распределение микротвердости по толщине упрочненного слоя при электромагнитной наплавке с поверхностным пластическим деформированием ферропорошков: 1 – Fe-5 %V; 2 – Fe-6,5 %Cr; 3 – P6M5K5

ЛИТЕРАТУРА

1. Барвинок В.А. Управление напряженным состоянием и свойствами плазменных покрытий. – М.: Машиностроение, 1990. – 384 с.
2. Ящерицын П.И., Кожуро Л.М., Ракомсин А.П. и др. Технологические основы обработки изделий в магнитном поле. – Мн.: Изд-во ФТИ НАНБ, 1997. – 416 с.
3. Витязь П.А., Ивашко В.С., Ильющенко А.Ф. и др. Теория и практика нанесения защитных покрытий. – Мн.: Белорусская наука, 1998. – 583 с.

УДК 621.9.048

А.В.Сиводел

АНАЛИЗ ЭФФЕКТИВНОСТИ ОСНОВНЫХ СПОСОБОВ ЭЛЕКТРОЭРОЗИОННОЙ ОБРАБОТКИ ПРИ ИЗГОТОВЛЕНИИ РАБОЧИХ ЭЛЕМЕНТОВ ВЫРУБНЫХ ШТАМПОВ

*Белорусский национальный технический университет
Минск, Беларусь*

Вырубные штампы относятся к одной из наиболее трудоемких групп технологической оснастки. Основные трудности, с которыми приходится сталкиваться при их изготовлении, вызваны требованиями точного совмещения профиля пуансона с формой рабочей полости матрица и получение необходимого рабочего зазора в со-