

положительная обратная связь. При этом избыточные степени свободы инструмента и технологической среды, подавляя рассеяние потоков энергии и вещества в формоизменением припуске, создают упрочняющие структуры и повышают производительность обработки.

Создание условий для самоорганизации процессов формирования поверхности организацией обратных связей в открытых технологических системах при интенсивных воздействиях позволяет посредством оптимизации производительности повышать эффективность и качество обработки.

ЛИТЕРАТУРА

1. Гухман А.А. Введение в теорию подобия. – М.: Высшая школа, 1973. – 295 с.
2. Хейфец М.Л., Кожуро Л.М., Мрочек Ж.А. Процессы самоорганизации при формировании поверхностей. – Гомель: Изд-во ИММС НАНБ, 1999. – 276 с.
3. Кожуро Л.М., Хейфец М.Л. Исследование устойчивости технологических систем при комбинированных процессах термомеханической обработки // Инженерно-физический журнал. - 1995. - Т. 68, № 4. – С. 606-612.
4. Хейфец М.Л. Цикличность состояний и свойств поверхностного слоя при комбинированных методах обработки металлов // Доклады АН Беларуси. - 1996. - Т. 40, № 4. – С. 109-113.
5. Лойтянский Л.Г. Механика жидкости и газа. – М.: Наука, 1987. – 840 с.
6. Обработка износостойких покрытий / Под ред. Ж.А.Мрочка. – Мн.: Дизайн ПРО, 1997. – 208 с.
7. Мрочек Ж.А., Кожуро Л.М., Филонов И.П. Прогрессивные технологии восстановления и упрочнения деталей машин. – Мн.: УП “Технопринт”, 2000. – 268 с.
8. Синергетические аспекты физико-химических методов обработки / А.И.Гордиенко, М.Л.Хейфец, Б.П.Чемисов и др. Мн.: Изд-во ФТИ НАНБ, 2000. – 172 с.

УДК 621.791.92

Ж.А. Мрочек, С.Л. Кожуро, Л.М.Кожуро, Т.К.Романов

УПРАВЛЕНИЕ СТРУКТУРОЙ ПОКРЫТИЙ ПРИ ЭЛЕКТРОМАГНИТНОЙ НАПЛАВКЕ И ИСПОЛЬЗОВАНИИ ПОРОШКОВ БЫСТРОРЕЖУЩИХ СТАЛЕЙ

Белорусский национальный технический университет

Белорусский государственный аграрный технический университет

Минск, Беларусь

При восстановлении и упрочнении поверхностей деталей машин, с использованием электромагнитной наплавки (ЭМН) и стальных порошков [1] обеспечиваются повышенные эксплуатационные свойства (износостойкость, установленная проч

ность, контактная жесткость и др.). Для этого формирующееся покрытие должно обладать достаточной плотностью, равномерной структурой по всей наплавленной поверхности, адгезией и трещиностойкостью.

Известно [2], что наиболее благоприятным сочетанием свойств обладают порошковые материалы на основе железа карбидного или интерметаллидного типа. К ним можно отнести порошки из быстрорежущих сталей. В зависимости от того в каком состоянии находится сталь, в ее структуре может содержаться: мартенсит, аустенит, ледебурит, сложные карбиды и интерметаллиды.

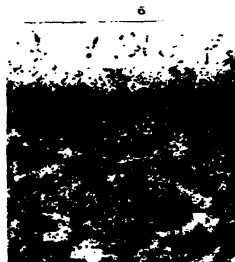
При изучении структуры, фазового состава, твердости, а также распределения легирующих элементов в покрытиях использовали оптический микроскоп «Neophot - 2», сканирующий электронный микроскоп «Наполаб - 7» со спектрометром энергетической дисперсии системы 860-CP2-500, дифрактометр. Твердость поверхности измерялась на твердомере ТК2-М, микротвердомере «Бюллер».

Количественный расчет карбидной и интерметаллидной фаз осуществляли рентгеноструктурным способом с использованием комплекса PDWIN. Для нанесения покрытий образцы изготавливали из стали 45. Наплавку покрытий проводили на гибком производственном модуле ГПМ - 5 при оптимальном технологическом режиме [3].

Результаты исследования показали, что при формировании покрытий ЭМН порошков быстрорежущих сталей происходит закалка поверхности с образованием структуры поверхности состоящей из мартенсита 60...65 %, остаточного аустенита 15...30 %; легированных карбидов 15... 20 % (рис.1).



x400



x400

Рис.1. Фотографии микроструктуры упрочненной поверхности образцов при электромагнитной наплавке (а) и электромагнитной наплавке с ППД (б) (Порошок из стали Р6М5К5. Оптическая металлография. Поперечный шлиф).

Наличие в структуре остаточного аустенита не может быть охарактеризовано однозначно. Остаточный аустенит не является стабильной фазой структуры. С тече-

нием времени даже при температуре + 20°C будут происходить превращения, связанные с изменением объема, что приводит к изменению внутренних напряжений и образованию трещин [4]. Для получения более равновесной структуры, образцы с покрытием подвергались термообработке.

Было установлено, что при нагреве образцов до температуры 150...300°C, уменьшается концентрация углерода в мартенсите, происходит выделение цементитного карбида и его коагуляция. В результате снижается твердость, но повышается прочность, пластичность, вязкость. При дальнейшем нагреве до температуры 400...525°C образуются дисперсные карбиды хрома, повышающие твердость покрытия. Результаты нагрева до температуры 525...600°C показали, что уменьшается содержание ванадия, вольфрама, хрома, кобальта в мартенсите, увеличивается их концентрация в карбидах. Твердость при этом возрастает, одновременно повышается прочность. Остаточный аустенит в покрытиях из-за высокой легированности устойчив и его превращение начинается лишь в результате отпуска выше 500 °С.

Для уменьшения количества остаточного аустенита образцы, с нанесенным ЭМН покрытием, подвергались трехкратному отпуску при температуре 560 °С. Анализ результатов трехкратного отпуска образцов выявил, что наибольшее количество остаточного аустенита превращается при первом отпуске. Первый отпуск уменьшает величину напряжений, улучшает прочность и вязкость. Однако мартенситное превращение аустенита при охлаждении вызывает новые напряжения.

Второй отпуск снимает напряжения, созданные охлаждением при первом отпуске и вызывает новые, но меньшие напряжения в результате превращения аустенита. Эти напряжения почти полностью снимаются при третьем отпуске. Поэтому повышение прочности и вязкости наблюдается главным образом в результате второго и третьего отпуска. Полученные результаты исследований показали, что они согласуются с результатами исследований, представленных в работах [1,5].

Установлено, что трехкратный отпуск при ЭМН формирует повышенный уровень износостойкости, которая определяется количеством и типом карбидных фаз в структуре.

В покрытиях из порошков быстрорежущих сталей чаще образуются карбиды $M_{23}C_6$ вместо карбида M_7C_3 или образуются вместе с ним. В карбиде $M_{23}C_6$ присутствуют молибден, вольфрам, ванадий. Этот карбид начинает частично растворяться при температуре нагрева выше 1000°C. Но часть карбидов $M_{23}C_6$ твердостью 1000...1100 HV сохраняется нерастворенными даже при очень высоком нагреве. Основной же карбид, присутствующий в покрытии - это сложный карбид M_6C , имеющий твердость 1200...1300 HV. Его строение и свойства отличаются в зависимости от состава порошков. Этот карбид имеет кубическую решетку, период которой изменяется от 11,01 до 11,10Å. Карбид M_6C растворяется в аустените при более высоких температу-

рах, чем карбиды M_7C_3 и $M_{23}C_6$. В нашем случае практически не растворяется. Карбид M_6C в основном образуется при отпуске в результате превращения из промежуточного карбида M_2C , приводящего к дисперсионному твердению.

Из числа карбидов, образующихся в покрытии, карбид MC обладает наибольшей твердостью 2000...2200 HV. Растворение его практически не происходит. Этот карбид имеет дефицит по углероду. Карбид MC выделяется при высоком трехкратном отпуске, имеет более мелкие размеры, чем остальные карбиды и распределяется в структуре более равномерно.

В некоторых покрытиях наряду с карбидными фазами образуются и интерметаллиды. Это происходит в тех случаях, когда присутствует кобальт.

Кобальт - легирующий элемент в порошках 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 стали. В карбиде M_6C кобальт замещает часть атомов железа. Он вызывает выделение из мартенсита при отпуске вместе с карбидами и некоторое количество интерметаллида $(CoFe)_7W_6$ или $(CoFe)_7Mo_6$. Твердость интерметаллида 1050...1100 HV. Интерметаллиды являются дополнительной упрочняющей фазой. В результате дисперсионного твердения, создаваемого интерметаллидами, твердость возрастает. Это объясняется очень высокой дисперсностью образующихся интерметаллидных частиц. Их размеры меньше 50...20 Å [5].

Присутствие в структуре интерметаллидов увеличивает карбидный (карбидно-интерметаллидный) балл на 0,5 балла (табл. 1).

Таким образом установлено, что структура покрытия после ЭМН с трехкратным отпуском состоит из легированного отпущенного мартенсита, дисперсионных вторичных карбидов и интерметаллидов. Сочетание ЭМН с трехкратным отпуском приводит к увеличению твердости покрытия. Это связано с повышенной плотностью дефектов кристаллического строения мартенсита и множеством дисперсных карбидов, выделившихся при отпуске и блокирующих эти дефекты. Все это является предпосылкой для достижения высоких эксплуатационных свойств покрытий из порошков быстрорежущих сталей, подвергнутых трехкратному отпуску.

При ЭМН порошков из быстрорежущих сталей карбиды тугоплавких металлов таких, как вольфрам, молибден, ванадий, кобальт не полностью растворяются в жидком металле, а сохраняются после наплавки. Следовательно они могут служить центрами кристаллизации поэтому, используя различную скорость охлаждения (при ЭМН в рабочую зону подается СОЖ), можно получать различный по дисперсности наплавленный слой, т.е. различную твердость и износостойкость рабочих поверхностей деталей машин.

Количественное содержание фаз в структуре
покрытий из порошков быстрорежущих сталей, %

Марка порошка, ГОСТ 19265-73	Фазы	Способы нанесения покрытий			вердоть покрытия ослегрекратного отпуска, HRC
		ЭМН	ЭМН с ППД	ЭМН с ППД и трехкратный от- пуск	
1	2	3	4	5	6
Р6М5	ЛМ*	60	75	78	60...62
	ОА*	25	10	3	
	ЛК*	15	15	-	
	ДЛК*	-	-	19	
Р6М5Ф3	ЛМ	60	73	75	64...66
	ОА	23	10	2	
	ЛК	17	17	-	
	ДЛК	-	-	23	
Р6М5Ф4	ЛМ	60	73	74	65...66
	ОА	23	10	2	
	ЛК	17	17	-	
	ДЛК	-	-	24	
Р6М5К5	ЛМ	65	73	75	65...68
	ОА	21	10	2	
	ЛК	14	17	-	
	ДЛК	-	-	18	
	И*	-	-	5	
Р6М5К8	ЛМ	65	76	75	66...69
	ОА	21	10	1,5	
	ЛК	14	17	-	
	ДЛК	-	-	17,5	
	И	-	-	6	

Примечание: ЛМ - легированный мартенсит; ОА - остаточный аустенит; ЛК - легированные карбиды; ДЛК - дисперсные легированные карбиды; И - интерметаллиды.

Наплавка порошками быстрорежущих сталей, учитывая режимы ЭМН, приводит к закалке наплавленной поверхности из жидкого состояния сплава. Поскольку тугоплавкие карбиды не растворяются в аустените, а остаются в жидком расплаве, можно прогнозировать в первом приближении структуру, фазовый состав и дисперсность наплавленного слоя, выбрав порошки необходимой зернистости и химического состава. Это позволяет обеспечивать эксплуатационные свойства восстановленных и упрочненных рабочих поверхностей деталей машин.

При нагревании наплавленного покрытия до температур 150...300°C происходит выделение цементитного карбида и его коагуляция за счет уменьшения концентрации углерода в мартенсите. В результате повышается прочность и вязкость, но уменьшается твердость. Нагрев покрытия до температуры 400°C увеличивает дисперсность карбида хрома, что обеспечивает повышение твердости. При нагреве до температуры 500°C уменьшается количество ванадия, вольфрама, хрома, кобальта в мартенсите, увеличивается их концентрация в карбидах, за счет чего повышается твердость и прочность, но при этом в структуре присутствует остаточный аустенит.

Однократный высокий отпуск при температуре 560°C приводит к превращению около 20 % аустенита остаточного и выделению дисперсионных карбидов из мартенсита, в результате твердость и износостойкость повышаются. Трехкратный отпуск при температуре 560 °C позволяет получить наплавленную поверхность с максимальной твердостью, повышенной прочностью, удовлетворительной вязкостью. Структура при этом представляет собой легированный отпущенный мартенсит, дисперсионные вторичные карбиды и интерметаллиды.

ВЫВОДЫ

1. Установлено, что в процессе ЭМН с использованием порошков быстрорежущих сталей формируется покрытие толщиной до 0,5 мм. Покрытие состоит из трех зон: зоны наплавленного металла, диффузионной зоны и зоны термического влияния.

2. Выявлено, что покрытие имеет неравновесную структуру, формирующуюся на основе пересыщенных твердых растворов составляющих порошков, а также карбидов.

3. Показано, ЭМН с ППД приводит к уменьшению количества остаточного аустенита в покрытии.

4. Использование трехкратного отпуска после ЭМН приводит к получению равновесной структуры в наплавленном слое, состоящей из отпущенного легированного мартенсита, дисперсных карбидов и интерметаллидов, увеличению твердости.

5. Показано, что изменение зернистости и химического состава порошков быстрорежущих сталей и использование термической обработки позволяют управлять процессом формирования структуры и эксплуатационных свойств покрытий.

ЛИТЕРАТУРА

1. Мрочек Ж.А., Кожуро Л.М., Филонов И.П. Прогрессивные технологии восстановления и упрочнения деталей машин. – Мн.: УП «Технопринт», 2000.–268с.
2. Лахтин Ю.М., Леонтьева В.П. Материаловедение.– М.: Машиностроение, 1990. – 528с.
3. Ракомсин А.П. Упрочнение и восстановление изделий в электромагнитном поле /Под ред. П.А. Витязя.– Мн.: Парадокс, 2000. - 201с.
4. Геллер Ю.М. Инструментальные стали.– М.: Металлургия, 1986. – 932с.
5. Лахтин Ю.М. Металловедение

ИССЛЕДОВАНИЕ ЭЛЕКТРОЭРОЗИОННОЙ ОБРАБАТЫВАЕМОСТИ ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ СТАЛЬНЫМИ ЭЛЕКТРОДАМИ-ИНСТРУМЕНТАМИ

Белорусский национальный технический университет

Минск, Беларусь

Проведенные исследования электроэрозионной обрабатываемости твердых сплавов стальными электродами-инструментами с использованием источника питания ШГИ-40-440 показали принципиальную возможность применения сталей в качестве электродов инструментов. Для изучения зависимости величины эрозии твердых сплавов и сталей, относительного износа электродов-инструментов и условий образования микротрещин проведены исследования обрабатываемости твердых сплавов ВК-4, ВК-6, ВК-8, ВК-15, ВК-20 электродами-инструментами из инструментальных сталей 9ХС, У8А, Х12, ХВГ.

Электроды-инструменты изготавливались в виде цилиндрических стержней диаметром 6 мм, длиной 110 - 120 мм и подвергались термообработке (закалка и низкотемпературный отпуск). Изделия представляли собой твердосплавные пластины толщиной 8 - 10 мм.

Обработка твердых сплавов проводилась с использованием электроэрозионного станка модели 157 в среде технического керосина на прямой полярности. Работа на обратной полярности приводит к большому относительному износу электрода-инструмента. Для проведения экспериментов был выбран чистовой режим: рабочий ток - 5 А, емкость - 3,1 мкФ. Рабочее напряжение устанавливалось 100 В.

В результате исследований установлено, что наибольший съем с изделия (1,66 г/ч) происходит при обработке твердого сплава ВК-4 электродами из стали У8А. Минимальный съем (0,56 г/ч) при обработке твердого сплава ВК-20 электродами из стали 9ХС. Таким образом, различие в обрабатываемости твердых сплавов достигает трех раз.

Наибольший относительный износ имеет место при обработке твердого сплава ВК-20 электродами из стали Х12, а наименьший ВК-8 - У8А.

Анализ полученных результатов позволяет сделать вывод, что с увеличением процентного содержания кобальта в составе твердого сплава производительность обработки уменьшается, а относительный износ электродов-инструментов возрастает.