



The processes of structure formation coverings at plasma spraying of powders are investigated.

Р. Л. ТОФПЕНЕЦ, Ю. В. СОКОЛОВ, БНТУ, А. К. ВЕРШИНА, УО БГТУ, И. Г. ПОЗНЯК, БНТУ

УДК 621.793.74

ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ ПОКРЫТИЙ ПРИ ПЛАЗМЕННОМ ФОРМООБРАЗОВАНИИ

Эксплуатационные свойства рабочего слоя формообразующих деталей (матриц пресс-форм, кокилей), полученных плазменным напылением, помимо химического состава порошков, зависят от микро- и субструктуры напыленных покрытий, за формирование которых ответственен целый ряд термических, силовых и физико-химических факторов. При этом существенную роль играют процессы структурообразования в зоне контакта напыленных частиц с поверхностью модели-подложки в момент их соударения, так как именно контактирующий с подложкой слой является рабочим слоем детали [1].

В зависимости от тепловой мощности дуги и расстояния до подложки покрытие может формироваться из частиц в твердом, жидком или жидко-твердом состоянии, частным случаем которого является напыление частицами с оплавленной поверхностью при сохранении твердого ядра.

Формирование слоя покрытия в зоне контакта идет в условиях реализации силовой и тепловой компонент воздействия [2]. Первая компонента ответственна за пластическую деформацию разогретой в плазменной струе частицы, вторая – за развитие релаксационных процессов. В настоящее время при описании эволюции структуры в процессе пластической деформации используют новый подход, учитывающий ряд особенностей этого процесса [3, 4].

Утверждается, что пластическая деформация является процессом волновой природы; при деформировании образуются участки локализации деформации; в зонах локализации пластической деформации возникают атом-вакансионные состояния; пластическая деформация может происходить одновременно на нескольких структурных уровнях (положение об иерархии структурных уровней); участие в пластической деформации

и формировании структуры различных мод пластичности (трансляционных и поворотных), дислокаций и дисклинаций; деформируемый материал рассматривается как диссипативная неравновесная система с самоорганизующейся структурой.

Как самостоятельная мода деформации в литературе рассматривается изгибная мода [5, 6], связанная с изгибом атомных плоскостей при смещении атомов на расстояния, меньше межатомных, без нарушения последних.

Созданная волновая теория пластической деформации описывает деформацию дифференциальными уравнениями, близкими к уравнению Максвелла, что указывает на одинаковую феноменологию распределения напряжений в среде механического и электромагнитного полей [4]. Волновая природа пластической деформации отмечается и при ударном воздействии [2], которое во многом аналогично плазменному воздействию.

Следствием локализации напряжений при пластической деформации является возникновение сдвигоустойчивых объемов металла, активизированных или атом-вакансионных состояний.

Положение об иерархии структурных уровней пластической деформации предполагает рассмотрение деформации на макро-, микро- и субструктурном уровнях с учетом дефектов кристаллического строения, участвующих в формировании структуры. При описании последствий деформаций на макроуровне атомный механизм процессов не учитывается. Описание структурных изменений на микро- и субмикроуровне требует учета всех термоактивизационных процессов, кинетика которых зависит от локальных напряжений и термических флуктуаций, скорость которых лимитируется атомными механизмами.

Каждая из указанных мод пластической деформации связана с формированием определенной

структуры. При реализации трансляционной моды формируются разного рода дислокационные структуры (сетка, клубки и др.): поворотной моды – фрагментированная структура, изгибной – полигональная.

Плазменное напыление является высокоэнергетическим импульсным воздействием.

Процессы структурообразования при импульсных воздействиях могут быть описаны в рамках существующих представлений о структурообразовании с учетом некоторых специфических особенностей [7, 8].

1. Высокая концентрация вакансий, что объясняется высоким уровнем напряжений и температуры. Концентрация вакансий обеспечивает интенсификацию всех процессов диффузионной природы, процессы дислокационных взаимодействий, взаимодействия разных видов дефектов кристаллической решетки.

2. «Термическая» и «деформационная» компоненты воздействия. «Деформационная» компонента способствует повышению плотности дефектов кристаллической структуры, «термическая» – инициирует развитие релаксационных процессов.

3. Особая (фрагментированная) структура и стабильность трансформации структуры.

4. Периодичность изменения структуры и свойств сплавов при многократных импульсных воздействиях.

5. Формирование структуры в двух структурных подсистемах. Первая подсистема – совокупность первичных зерен, вторая – субструктура, формирующаяся внутри первичных зерен при импульсных воздействиях вследствие релаксации активированных состояний.

С учетом современных представлений о механизмах пластической деформации металлов и специфических особенностях деформации при импульсных воздействиях [4, 8] картину формирования структуры покрытий при плазменном формообразовании можно представить следующим образом. Факторами, ответственными за конечную структуру покрытия, являются пластическая деформация напыляемых частиц в момент контакта с подложкой (первый слой) или при контактировании частиц с каждым предыдущим слоем и релаксационные процессы. Последние протекают как во время деформации частиц, так и в процессе температурного воздействия со стороны частиц, формирующих каждый последующий слой. Механизмы реализующихся релаксационных процессов различны и связаны с взаимодействием дефектов кристаллического строения и их аннигиляцией [9, 10]. Термически активируемые процессы контролируются

массопереносом. При высокоэнергетическом импульсном воздействии наиболее вероятны процессы с малым временем релаксации, так как периодичность ударов частиц о предыдущий слой невелика [2]. Факторами, определяющими скорость релаксации напряжений, являются температура и энергия активации процесса. При высокотемпературной деформации определяющим является диффузионный фактор, среднетемпературной – процессы размножения и перераспределения дислокаций. Взаимодействие распыляемых частиц материала с подложкой в контактной зоне и по толщине всего слоя определяет его структуру. Эффект плазменного воздействия связан не только с возникновением теплового эффекта деформации частиц, но и интенсификацией диффузионных процессов внутренними напряжениями. Результаты экспериментальных исследований явления массопереноса при ударном воздействии [11–14] показали, что массоперенос носит объемный и в большинстве случаев диффузионный характер. При этом температурная зависимость коэффициента диффузии остается активационной с энергией активации меньшей, чем для диффузии в обычных условиях. Заметный массоперенос имеет место уже при комнатной температуре [5, 14]. Характер массопереноса в ударной волне определяется энергией, воспринятой диффундирующими атомами материала.

Вследствие существенного ускорения массопереноса при ударном воздействии микродеформация частиц может быть связана не со скольжением дислокаций, а с диффузионной пластичностью материала, деформацией с привлечением изгибных и поворотных мод деформации [15].

Скорость деформации описывается линейной функцией:

$$V_{\text{деф.}} = V_{\text{деф. max}} - \beta \tau,$$

где $V_{\text{деф. max}}$ – максимальная скорость деформации в момент приложения нагрузки; β – коэффициент, определяющий длительность импульса; τ – время деформации.

При плазменном формообразовании в отличие от плазменного нанесения покрытий, требующих высокой прочности сцепления с основой, рабочим является контактный слой, т. е. слой, прилегающий к модели-подложке. Однако эксплуатационные свойства покрытия, сформированного на модели, зависят также от структуры всего покрытия с учетом особенностей его послойного формирования и проявления когезионного взаимодействия контактирующих слоев.

В момент контакта частиц с подложкой одновременно деформируется и слой жидкости, кото-

рая растекается на поверхности подложки и твердое ядро частицы, контактирующее с жидкостью (в каждом слое). При контактировании частицы с оплавленной поверхностью вследствие высокоэнергетического импульсного воздействия на границе жидкость – подложка и твердая частица – жидкость возможно возникновение активированного состояния. При большой скорости теплоотвода в прилегающей к поверхности подложки зоне покрытия образуется аморфизированный слой. Активация атомов обеспечивает и генерацию большого количества дефектов кристаллического строения (вакансий, дислокаций, дисклинаций), которые при пластической деформации твердого ядра материала частицы обеспечивают формирование фрагментированной структуры слоя.

При недостаточно большой скорости теплоотвода деформированная в приконтактном слое жидкость кристаллизуется с образованием высокодисперсных дендритов, ориентированных вдоль направления теплоотвода. Кристаллизация этого слоя также сопровождается формированием дисклинационной структуры.

Таким образом, субструктура первого, контактирующего с подложкой слоя покрытия представлена тонким слоем аморфизированного материала, полученного при сверхбыстрых скоростях кристаллизации однородной по составу жидкости и деформированного твердого ядра, структура которого зависит от температуры частицы, определяющей степень ее деформации. Пластической деформации частицы способствует также схема всестороннего сжатия, обеспеченная жидкой оболочкой твердого ядра частицы.

Картина структурообразования в каждом последующем слое напыляемого материала аналогична формированию структуры первого слоя, но соответствует случаю горячей деформации, так как температура в зоне контакта $\sim \geq 1000$ °С и теплоотвод затруднен [1]. При этом вследствие крат-

ковременного силового и теплового воздействий реализуется только начальная стадия горячей деформации – деформационное упрочнение, вызванное повышением плотности дефектов кристаллического строения. Пластическая деформация осуществляется с реализацией всех мод пластичности – трансляционной, изгибной, поворотной.

Первичная структура контактирующего с подложкой слоя, как и всех последующих, трансформируется за счет периодических температурных воздействий. Последнее способствует развитию релаксационных процессов – динамического возврата и полигонизации.

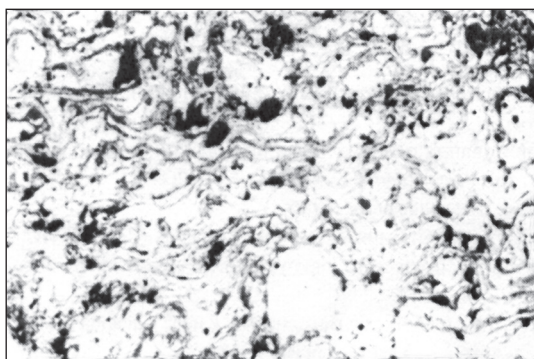
Экспериментальное подтверждение описанной картины структурообразования получено на примере анализа микро- и субструктуры покрытий NiCrHfNiCrBSi.

Напыление проводили в дуге аргоно-аммиачной плазмы при мощности дуги 24 и 36 кВт. На микроуровне структура напыленных покрытий представлена зернами, вытянутыми вдоль поверхности подложки. Степень слоистости структуры повышается с увеличением мощности плазменной дуги, так как в этом случае возрастает деформация частиц порошка (рис. 1).

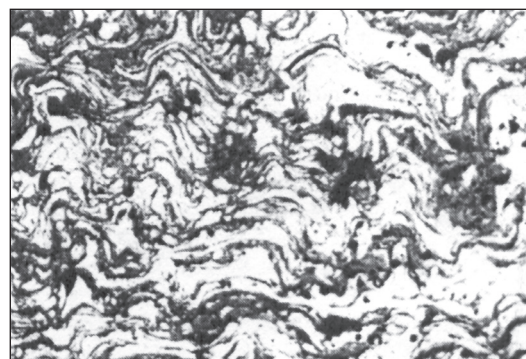
Электронные микрофотографии структуры слоя, прилегающего к подложке после отделения покрытий от подложки, характеризуют их строение на субструктурном уровне (рис. 2).

При изменении мощности дуги от 24 до 36 кВт формируется полигональная структура с размером субзерен $\sim 0,2-0,4$ мкм и большими углами разориентировки между ними. С увеличением мощности дуги степень совершенства полигональной структуры повышается.

В покрытии NiCr (мощность дуги напыления 24 кВт) отмечается начало формирования полигональных блоков (рис. 2, а). В отдельных участках наблюдаются дислокационные сетки (плотность дислокаций достигает $\sim 3,5 \cdot 10^9$ см⁻²). Местами



а



б

Рис. 1. Зависимость микроструктуры покрытий NiCr от мощности дуги напыления: а – мощность дуги 24 кВт; б – мощность дуги 26 кВт. $\times 200$

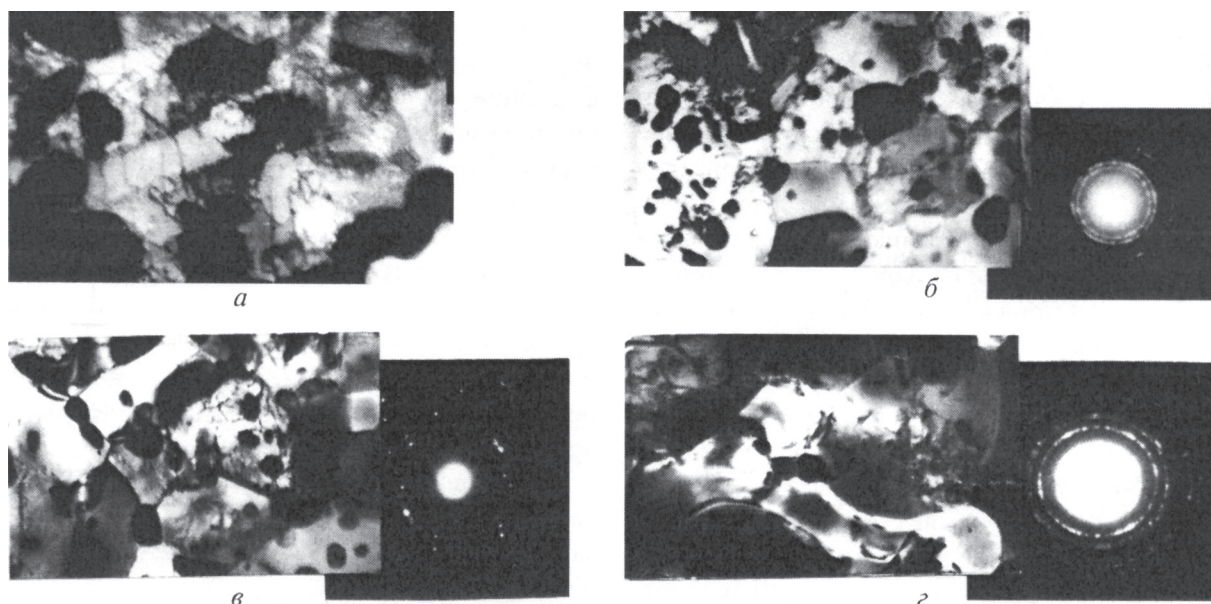


Рис. 2. Электронные микрофотографии и картины микродифракции покрытий NiCr (а, б) и NiCrBSi (в, з): а, в – мощность дуги 24 кВт; б, з – мощность дуги 26 кВт. $\times 25000$

преимущественного скопления дислокаций являются свободные поверхности - границы пор. При повышении мощности дуги до 36 кВт полигональная структура покрытия совершенствуется (рис. 2, б).

Аналогичные этапы формирования субструктуры характерны и для покрытия NiCrBSi (рис. 2, в, з). Электронные микрофотографии указывают на формирование полигональной структуры с большими углами разориентировки. В некоторых субзернах на границе пора-зерно наблюдается начало фрагментации. О присутствии аморфизированного материала свидетельствует появление на

электронограмме фольги не точечных рефлексов, а концентрических колец (рис. 2, з), которые наблюдаются также и в покрытии NiCr (рис. 2, б). Причины аморфизации материалов – высокая скорость кристаллизации и теплоотвода на границе покрытие – подложка.

Таким образом, покрытия можно рассматривать как слоистую композицию, состоящую из деформированных частиц, сцепление которых обеспечено аморфизированным слоем (на контактной поверхности) или слоями того же материала, сформированными при кристаллизации жидкой фазы.

Литература

1. Соколов Ю. В. Плазменное формообразование. Мн.: УП «Технопринт», 2003.
2. Костиков В. И., Шестерин Ю. А. Плазменное покрытие. М.: Metallurgy, 1978.
3. Панин В. Е., Лихачев В. А., Гриняев Ю. В. Структурные уровни деформации твердых тел. Новосибирск: Наука, 1985.
4. Структурные уровни пластической деформации и разрушения / В. Е. Панин, Ю. В. Гриняев, В. И. Данилов и др. Новосибирск: Наука. Сибирск. отд., 1990.
5. Константинова Т. Е., Примислер В. Б., Добриков А. А. Изгиб кристаллической решетки как самостоятельный вид пластической деформации // *Металлофизика и новейшие технологии*. 1996. Т. 14. № 10. С. 70–78.
6. Токий Н. В., Константинова Т. Е., Варюхин В. Н. Дислокационная модель центральной области локального изгиба // *Металлофизика и новейшие технологии*. 1998. Т. 20. № 11. С. 71–79.
7. Тофпенец Р. Л., Анисович А. Г. Аналогия процессов структурообразования в металлах при импульсных воздействиях // *Прогрессивные методы получения и обработки конструкционных материалов и покрытий, повышающих долговечность деталей машин*: Тез. докл. Междунар. науч.-техн. конф. Волгоград, 1996. С. 179–180.
8. Анисович А. Е. Закономерности процессов структурообразования и термодинамическая концепция организации структуры металлов при нестационарном энергетическом воздействии: Дис. ... д-р физ.-мат. наук. Мн., 2007.
9. Новиков И. И. Теория термической обработки металлов. М.: Metallurgy, 1986.
10. Горелик С. С., Дебаткин С. В., Капуткина Л. М. Рекристаллизация металлов и сплавов. М.: МИСИС, 2005.
11. Фальченко В. М. Подвижность атомов в металлах при импульсном нагружении // *Металлофизика*. 1979. Вып. 76. С. 21.
12. Эпштейн Е. Н. Массоперенос в ударных волнах. Высокое давление и свойства материалов. Киев: Наукова думка, 1979.
13. Эпштейн Н. Е. Строение металлов, деформированных взрывом. М.: Metallurgy, 1988.
14. Павлович В. Н. Массоперенос в ударных волнах // *Металлофизика*. 1982. Т. 4. № 6. С. 86–91.
15. Лариков Л. Н., Мазанко В. Ф., Фальченко В. М. Массоперенос в металлах при импульсном нагружении // *Физика и химия обработки материалов*. 1986. № 6. С. 144–145.