

ФОРМИРОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ ВБЛИЗИ ГРАНИЦЫ ЗОНЫ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО ЛЕГИРОВАНИЯ С ОСНОВОЙ МЕТАЛЛА

Багаутдинов А.Я., Будовских Е.А., Мартусевич Е.В., Иванов Ю.Ф., Громов В.Е.
Сибирский государственный индустриальный университет,
г. Новокузнецк, Россия, 654007, ул. Кирова, 42. gromov@physics.sibsiu.ru

Явление электрического взрыва проводников находит различные технологические применения, в том числе, для нанесения покрытий и поверхностного легирования материалов. В схеме с соосными токоподводящими электродами при разряде на проводник, например, тонкую проволочку, емкостного накопителя энергии гетерогенные продукты взрыва, представляющие собой смесь плазмы и конденсированных частиц, осаждаются на поверхности, образуют тонкие пленки и покрытия. При коаксиально-торцевой схеме взрываемый проводник, например круглая фольга, зажимается между двумя электродами – внутренним в виде цилиндрического стрежня, и внешним в виде кольца. В этом случае из продуктов взрыва формируется направленная сверхзвуковая плазменная струя, при торможении которой вблизи облучаемой поверхности формируется ударно-сжатый слой с высокими значениями температуры и давления. Вследствие этого может быть значительно повышена интенсивность теплового воздействия на облучаемую поверхность вплоть до ее плавления.

В результате перемешивания расплава с компонентами струи образуется либо слой покрытия, основу которого составляет материал взрываемого проводника, либо легированный слой. При этом о поверхностном легировании при воздействии на поверхность концентрированных потоков энергии принято говорить в том случае, когда концентрация элементов, вносимых в слой при обработке, не достигает пятидесяти процентов.

Характерной особенностью электровзрывного легирования является использование в качестве инструмента воздействия на поверхность материала плазменной струи, сформированной продуктами разрушения проводников. В качестве последних могут выступать тонкие фольги любого металла или сплава, углеграфитовые волокна и другие электропроводные материалы. В область взрыва могут быть введены также порошковые навески какого-либо вещества, например бора. В этом случае материал порошка в плазменном состоянии, а также в виде частиц переносится формируемой струей на облучаемую поверхность.

Данная возможность электровзрывного легирования делает область его практического применения потенциально значительно более широкой по сравнению с другими способами поверхностной обработки, в том числе плазменной. Однако особенности структурно-фазовых состояний формируемых при его использовании поверхностных слоев в настоящее время изучены в значительно меньшей степени, чем в случае электровзрывного нанесения покрытий.

Интерес к развитию научных исследований и практических разработок в этом направлении обусловлен также тем, что наряду с электровзрывным легированием развиваются и другие способы импульсного плазменного легирования поверхности металлов. В частности развиваются способы, использующие электроэрозионные источники с напуском рабочего газа и магнетоплазменные компрессоры. Последние имеют наиболее близкие к электровзрывному способу параметры и условия обработки поверхности.

Таким образом, электровзрывное легирование металлов – новый способ упрочнения и защиты поверхности. При его осуществлении поверхность оплавляется импульсной гетерогенной плазменной струей, формируемой при электрическом взрыве проводников.

Слой расплава взаимодействует с компонентами плазмы (как плазменным, так и конденсированным), а затем кристаллизуется при теплоотводе в объем металла. Вследствие конвективного перемешивания легирующие добавки проникают в оплавленный слой на всю его глубину. При этом вблизи границы с основой возникает узкая промежуточная зона с высоким градиентом механических свойств. В настоящее время нет однозначного мнения о влиянии этой зоны на эксплуатационные свойства поверхности. В связи с этим в данной работе проведен детальный анализ особенностей ее микроструктуры.

Методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии тонких фольг на приборе ЭМ-125 исследовали образцы никеля после электровзрывного науглероживания и борирования поверхности. Образцы для обработки располагали перпендикулярно оси струи. В процессе их взаимодействия вблизи поверхности формировался ударно-сжатый слой с высокими значениями температуры и давления. Время обработки составляло 100 мкс, поглощаемая поверхностью плотность мощности достигала $7,6 \cdot 10^5$ Вт/см².

Вблизи границы раздела модифицированного легированием слоя с основой металла вследствие высокого уровня термоупругих напряжений, вызванных градиентом поля температур, в обоих случаях наблюдалась дефектная субструктура, свидетельствующая о сильной деформации никеля.

В системе Ni–C деформация способствовала формированию зеренно-субзеренной структуры твердого раствора углерода в никеле со средним размером кристаллитов ~1 мкм. Структура находилась на стадии рекристаллизационного преобразования, о чем свидетельствовала высокая плотность дислокаций в объеме зерен и субзерен и большое количество нестабильных четверных стыков границ. Одним из механизмов формирования центров кристаллизации, обнаруженных при анализе данной структуры, был механизм парной коалесценции. Микроэлектронограммы, полученные с зеренной структуры здесь, как правило, не содержали диффузных областей. Это свидетельствовало о низкой концентрации углерода в твердом растворе. В пользу этого свидетельствовало и сравнительно большое (по отношению к вышележащей зоне) количество частиц карбидной фазы Ni₃C, выявляющихся на границах и в объеме зерен и субзерен никеля. Их размеры составляли 250–300 нм.

В случае системы Ni–B формирование субзеренной структуры в данной зоне модифицированного легированием слоя наблюдалось весьма редко. В основном структура материала в нем была представлена зернами, размеры которых составляли 5–10 мкм. В объеме зерен обнаруживались сетчатая, ячеисто-сетчатая, полосовая и, сравнительно редко, фрагментированная дислокационные субструктуры. Вне зависимости от типа дислокационной субструктуры, в зернах наблюдались изгибные экстинкционные контуры, указывающие на высокий уровень кривизны-кручения кристаллической решетки никеля. Источниками полей напряжений, как правило, являлись внутрифазные и межфазные границы раздела. Вдоль границ зерен и субзерен, а также в их стыках обнаруживались частицы второй фазы, размеры которых составляли 60–70 нм. Микродифракционный анализ выявлял в основном присутствие частиц Ni₃B.

Особенности микроструктуры приграничного слоя отражали особенности данного способа обработки металлов. С одной стороны, в процессе взаимодействия плазменной струи с расплавом на поверхности происходило его конвективное перемешивание и легирование на всю глубину вплоть до границы оплавления, а с другой, – после окончания импульса воздействия происходила высокоскоростная кристаллизация модифицированного слоя. На границе раздела с основой происходило формирование упруго-пластического поля напряжений, приводящего к сильной деформации никеля. Вследствие того, что анализируемый слой сравнительно долго находился при высокой температуре, в нем развивались процессы рекристаллизации, измельчающие зеренную структуру никеля.