

Список литературы

1. Козлов Э.В., Попова Н.А., Климашин С.И. и др. Влияние закалки на структуру и фазовый состав литой конструкционной стали 30ХНЗМФА // Ползуновский вестник. – 2005. - №2. – С.153-158.
2. Козлов Э.В., Попова Н.А., Климашин С.И. и др. Влияние отпуска на субструктуру и скалярную плотность дислокаций литой конструкционной среднелегированной стали // Изв. вузов. Физика. – 2006. - №1. – С.44-50.
3. Климашин С.И., Козлов Э.В., Попова Н.А. и др. Природа полей внутренних напряжений в закаленной стали 30ХНЗМФА // Изв. вузов. Черная металлургия. – 2006. - №4. – С.27-29.

УДК 669.295.69:621.793

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ ЖЕЛЕЗА И НИКЕЛЯ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ ВИДАХ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО ЛЕГИРОВАНИЯ

Цвиркун О. А., Будовских Е. А., Иванов Ю. Ф., Громов В. Е.

*Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк,
gromov@physics.sibsiu.ru*

Развитие производства расширяет требования к современным конструкционным и инструментальным материалам в отношении их характеристик прочности, надежности и долговечности. В связи с этим, в настоящее время опережающими темпами разрабатываются и используются в условиях производства новые способы упрочнения и защиты поверхности металлов и сплавов с использованием концентрированных потоков энергии. По оценкам экспертов эта тенденция сохранится на ближайшие годы. Одним из таких способов обработки является электровзрывное легирование (ЭВЛ). Его суть состоит в импульсном оплавлении и насыщении поверхностных слоев материалов продуктами электрического взрыва проводников с последующей самозакалкой. Известны работы по электровзрывному науглероживанию, алитированию, никелированию металлов и сплавов. Расширяя технологические возможности способа, в области взрыва размещают порошковую навеску того или иного вещества, которая, частично переходя в плазменное состояние, переносится на облучаемую поверхность. Этим способом были реализованы такие виды легирования, как карбоборирование, бороалитирование и боротитанирование металлов.

Результаты электровзрывной обработки определяются совокупностью сопровождающих ее взаимосвязанных тепловых, силовых, гидродинамических и физико-химических процессов. Анализ особенностей влияния этих процессов на формирование поверхностных слоев является актуальной задачей развития как самого способа ЭВЛ, так и всего направления развития научных исследований и практических разработок в области обработки поверхности с использованием концентрированных потоков энергии.

Целью настоящей работы явилось изучение особенностей формирования строения, структуры, фазового состава и свойств поверхностных слоев модельных металлов при новых видах одно- и двухкомпонентного ЭВЛ – меднения и боромеднения железа и никеля, алитирования и бороалитирования железа. С целью определения возможностей практического использования способа проводили двухкомпонентное алитирова-

ние промышленной инструментальной стали X12 с использованием порошковой навески ультрадисперсного порошка карбида кремния.

Выбор железа и никеля как модельных материалов был обусловлен тем, что они являются основой большинства промышленных сталей и сплавов. Выбор видов легирования проводили на основе анализа результатов традиционной химико-термической обработки. Все они используются на практике.

Для обработки использовали лабораторную электровзрывную установку, которая включает в себя емкостный накопитель энергии и газоплазменный ускоритель, состоящий из коаксиально-торцевых электродов с размещенным на них взрываемым проводником, разрядной камеры, локализующей продукты взрыва, и формирующего сопла, по которому они истекают в вакуумированную технологическую камеру с остаточным давлением 100 Па. В строении формируемой импульсной многофазной струи продуктов взрыва можно выделить сверхзвуковой плазменный фронт и относительно медленный тыл, содержащий конденсированные частицы продуктов разрушения проводника и частицы порошковых навесок. Натекание струи на облучаемую поверхность сопровождается образованием вблизи нее ударно-сжатого слоя с высокими значениями температуры и давления, что, собственно, и делает возможным оплавление и легирование поверхностных слоев за малое время воздействия.

Использование для описания процесса обработки модели нагрева поверхности плоским тепловым источником постоянной интенсивности позволяет определить эффективные значения поглощаемой плотности мощности. В нашем случае для времени импульса 100 мкс, равного одному периоду разрядного тока, оно составляло $6,0 \text{ ГВт/м}^2$. При этом давление в ударно-сжатом слое достигало 14,2 МПа. Такой режим обработки ранее был классифицирован как высокоинтенсивный. Его отличительной особенностью является сильное влияние на поверхность, приводящее к радиальному течению расплава от центра зоны легирования к периферии и даже выплеску. Вместе с этим, при таких режимах обработки достигается максимальная глубина зоны легирования и степень насыщения ее легирующими добавками. Это определяет повышенный интерес к ним с точки зрения практического использования ЭВЛ.

Изучение поверхности обработки методами световой и растровой электронной микроскопии показало, что на ней формировалось несплошное покрытие. Оно было образовано конденсированными частицами продуктов разрушения электрически взрывааемых фольг или композиционными частицами, образовавшимися при их взаимодействии с частицами порошковых навесок. Доля поверхности, свободной от покрытия, зависела от материала взрывааемого проводника и всегда была меньше в случае двухкомпонентного легирования. Так, при алитировании и бороалитировании железа она составляла 0,73 и 0,59, соответственно, при меднении железа и никеля – 0,5, а при боромеднении железа и никеля – 0,17 и 0,06, соответственно. Частицы, формирующие покрытие, частично осыпались с поверхности при механической полировке. Это свидетельствовало о том, что они достигали ее на стадии охлаждения и кристаллизации и поэтому были плохо связаны с поверхностью.

Изучение участков поверхности зоны легирования, свободных от покрытия, позволило выделить в ее строении три области – центральную, которая располагалась непосредственно под соплом; промежуточную со следами радиального течения в виде характерных “язычков” застывшего расплава; и периферийную со следами выплеска. Сопоставление результатов одно- и двухкомпонентного легирования с использованием порошковой навески показало, что во втором случае происходило увеличение диаметра центральной области (примерно от 20 до 30 мм). При этом следы радиального течения в промежуточной области и выплеска в периферийной области почти не различались.

Изучение шлифов зоны легирования показало, что при однокомпонентном легировании радиальное течение расплава распространялось на всю глубину зоны легиро-

вания и приводило, условно говоря, к “гидродинамическим” возмущениям ее границы с зоной термического влияния. В случае же использования порошковой навески граница зоны легирования была ровной. Подавление радиального течения наблюдалось и при армировании стали X12 ультрадисперсным порошком карбида кремния.

Выявленные особенности строения поверхности зоны легирования и состояния ее границы с зоной термического влияния можно связать с тем, что при двухкомпонентном легировании повышалась плотность и давление плазмы на срезе сопла и соответственно увеличивался радиус струи, истекающей в технологическую камеру, в которой располагался образец. В этом случае уменьшался градиент давления на поверхность со стороны ударно-сжатого слоя. Это и приводило к подавлению радиального течения и выплеска расплава. Таким образом, можно заключить, что обработка в высокоинтенсивных режимах не обязательно сопровождается выплеском и связанным с ним ухудшением качества поверхности и может применяться в технологических целях.

Ранее при изучении результатов электровзрывного науглероживания и карбоборирования металлов было обнаружено слоистое строение зоны легирования по глубине. В настоящей работе, выполненной с использованием последнего анализа методом просвечивающей электронной дифракционной микроскопии тонких фольг, эти результаты нашли свое подтверждение. Оказалось, что в общем случае зона легирования состоит из тонкого (порядка 1 мкм) приповерхностного нанокompозитного слоя синтезированных фаз, промежуточного слоя с ячеистой кристаллизацией, приграничного слоя с зеренной структурой и тонкого (толщиной 1–2 мкм) нанокристаллического слоя, разделяющего зоны легирования и термического влияния. Общая толщина слоев при обработке железа составляла около 20, а при обработке никеля – 30 мкм. Это различие было обусловлено тем, что эти металлы обладают различными теплофизическими свойствами.

Изменения, вызванные обработкой, происходили и в зоне термического влияния, располагающейся ниже зоны легирования. В ней наблюдалась повышенная плотность дислокаций. Она достигала величины порядка 10^{10} см⁻² и уменьшалась с глубиной. Формирование дислокационной субструктуры было обусловлено действием термических (а в случае обработки железа, по-видимому, – и фазовых) напряжений, вызванных импульсным характером плазменного воздействия на поверхность. В зависимости от ориентации зерен по отношению к действующим напряжениям, в общем случае в них наблюдалось формирование дислокационного хаоса, сетчатой, ячеисто-сетчатой и фрагментированной субструктур.

Формирование той или иной системы сопровождалось некоторыми особенностями. Так, в случае алитирования железа не удалось наблюдать приповерхностный нанокompозитный слой, также как и слой с ячеистой кристаллизацией. Основным по объему в этом случае являлся слой с зеренной структурой. Это свидетельствовало о высокой степени перемешивания расплава в процессе обработки и коррелировало с тем, что поверхность зоны легирования при формировании этой системы была почти свободна от частиц несплошного покрытия. (Причина этого может быть связана с тем, что увеличение концентрации алюминия в железе почти в 2 раза уменьшает вязкость сплава и его температуру ликвидус). А при боралитировании железа с использованием порошка бора, приводящего к подавлению течения расплава, наблюдалось формирование приповерхностного нанокompозитного слоя, а основным по объему являлся слой с ячеистой кристаллизацией.

Сопоставляя результаты, полученные при формировании различных систем, можно отметить, что в случае однокомпонентного легирования основным по объему являлся слой с зеренной структурой, а в случае двухкомпонентного легирования – слой с ячеистой кристаллизацией. С увеличением расстояния от поверхности поперечный размер ячеек, которые в основном были образованы твердыми растворами легирующих

элементов в металле основы, увеличивался, а разделяющих их прослоек, состоящих в основном из нанокристаллических фаз боридов, оксидов, — уменьшался. В случае боромеднения железа на глубине прослойки между ячейками исчезали, а наноразмерные частицы боридов железа и других фаз располагались внутри них. Все это свидетельствовало об уменьшении степени легирования расплава с глубиной.

Особенности, связанные с формированием слоя с ячеистой кристаллизацией можно объяснить, исходя из уже отмеченного подавления радиального течения расплава от центра зоны легирования к периферии при использовании порошковой навески. Поскольку известно, что конвективное течение расплава разрушает структуры ячеистой и дендритной кристаллизации, можно предположить, что и в нашем случае подавление течения создавало благоприятные условия для роста ячеек.

С другой стороны, во всех случаях систем, в которых наблюдалась структура ячеистой кристаллизации, диаграммы состояния имели участки с положительным наклоном линии ликвидус. Это является необходимым условием образования ячеек. Действительно, когда концентрация расплава соответствовала этой линии и на движущейся от границы зоны легирования с основой вверх плоской поверхности фронта кристаллизации случайно возникали выступы, они попадали в область более высоких концентраций с более высокой температурой ликвидус, т.е. оказывались устойчивыми. Так, повидимому, при бороалитировании железа основной структурообразующей примесью являлся бор, диаграмма сплава которого с железом содержит соответствующий участок эвтектической кристаллизации. В противном случае образующиеся выступы расплавляются. Очевидно, так и было при алитировании железа, поскольку на диаграмме состояния этой системы с ростом концентрации алюминия температура линии ликвидус уменьшается.

Помимо силового и химического факторов на особенности кристаллизации зоны легирования оказывал и температурный фактор. Оценки показали, что в условиях высокоинтенсивной обработки, использованной в настоящей работе, расплав перегревался относительно температуры кипения при давлении в технологической камере. Это приводило к тому, что после окончания импульса происходило пузырьковое вскипание расплава. Оно обнаруживалось при изучении рельефа поверхности на различных структурных уровнях по следам кипения в виде пор. При этом тепловой поток, связанный с испарением, сразу после окончания импульса на порядки величины превышал тепловой поток в объем образца за счет теплопроводности. Это приводило к тому, что охлаждение зоны легирования происходило существенно быстрее, чем ее нагрев, и могло явиться причиной формирования на поверхности слоя с наноразмерными фазами. С другой стороны, быстрое охлаждение расплава определяло малое время нахождения зоны термического влияния железа в области температур выше температуры полиморфного α - γ -превращения. Это могло подавлять как само это превращение, имеющего диффузионный характер и требующего времени для своего осуществления, так и процессы рекристаллизации на стадии охлаждения, приводящие в аналогичных случаях, например, при лазерной обработке, к измельчению зерен, которое в нашем случае не наблюдалось.

Определение микротвердости легированных слоев показало, что однокомпонентное легирование приводило к увеличению микротвердости от двух до пяти раз, а в случае двухкомпонентного легирования с использованием порошка бора еще в 2 раза. Наибольших значений микротвердость достигала на поверхности после двухкомпонентного легирования — 1200, 1000 и 700 HV после бороалитирования и боромеднения железа и боромеднения никеля, соответственно. Распределение микротвердости по глубине отражало уменьшение степени легирования и увеличение размера структурных составляющих.

Изучение результатов армирования поверхностных слоев стали Х12 показало, что обработка привела к увеличению микротвердости поверхности в 2,8 раза по отношению к стали в состоянии поставки. При этом износостойкость против абразивного изнашивания возросла в 8 раз, а жаростойкость в атмосфере воздуха – в 9, 3,5 и 2 раза при температуре испытаний 800, 850 и 900 °С, соответственно. Как видно, с ростом температуры эффект повышения жаростойкости после этого вида ЭВЛ сказывался все слабее и слабее. Повышение свойств материалов после ЭВЛ показывает перспективность практического использования этого способа упрочнения и защиты поверхности материалов.

Основные результаты по работе можно резюмировать следующим образом.

1. Определены особенности строения зоны одно- и двухкомпонентного ЭВЛ, осуществляемого в высокоинтенсивном режиме. Показано, что вдоль радиуса зоны легирования можно выделить три области с различной степенью легирования расплава. При этом по ее глубине закономерным образом располагается ряд слоев, отличающихся друг от друга по степени легирования, фазовому составу и особенностям структуры (размерам и формой кристаллитов, плотностью дислокаций и др.).

2. Степень легирования уменьшается, а размеры структурных составляющих (ячеек кристаллизации, равноосных зерен твердого раствора) увеличиваются с расстоянием от поверхности зоны легирования.

3. Особенности рельефа поверхности металлов, изученные на различных структурных уровнях, состоят в том, что, с одной стороны, при двухкомпонентном легировании с использованием порошка аморфного бора, подавляется радиальное течение расплава, а с другой – увеличивается доля областей с развитым рельефом, образованных частицами конденсированной фазы струи, закрепившимися на облучаемой поверхности. Аналогичное влияние на радиальное течение расплава при обработке стали Х12 оказывает и использование навески порошка ультрадисперсного карбида кремния. На поверхности обнаруживаются поры, свидетельствующие о вскипании расплава после плазменного воздействия.

4. Сопоставлены особенности формирования структуры поверхностных слоев при различных видах одно- и двухкомпонентного легирования. Установлено, что в случае однокомпонентного алитирования железа приповерхностный слой не обнаруживается, а в случае двухкомпонентного легирования с использованием порошка аморфного бора промежуточный слой с ячеистой кристаллизацией является основным по протяженности. При этом приповерхностный слой синтезированных фаз также является более толстым.

5. Объяснение этого может заключаться в том, что внесение порошковых частиц в струю изменяет характеристики ее взаимодействия с основой. Это, в частности, проявляется в том, что резко уменьшается радиальное течение расплава под действием неоднородного давления струи на поверхность. Вследствие этого уменьшается конвективное перемешивание расплава и степень его легирования. В случае двухкомпонентного легирования основной структурообразующей примесью является бор, концентрация которого достигает эвтектической, что, согласно теории концентрационной неустойчивости фронта кристаллизации, является необходимым условием образования ячеистой структуры.

6. Анализ термо-силового воздействия струи продуктов взрыва на поверхность показал, что при обработке в высокоинтенсивных режимах достигается перегрев расплава и его последующее вскипание, которое сопровождается интенсивным охлаждением, связанным с испарением, и способствует формированию наноконъюнктивных структур. С другой стороны, высокая скорость охлаждения подавляет процессы рекристаллизации в зоне термического влияния.

7. Модифицированные слои обладают повышенными значениями микротвердости, износо- и жаростойкости.