

УДК 669.295.69:621.793

Е.А. БУДОВСКИХ, А.Я. БАГАУТДИНОВ, А.В. ВОСТРЕЦОВА, В.Е. ГРОМОВ

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО ЛЕГИРОВАНИЯ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ¹

Исследована кинетика электрического взрыва фольги и проведены расчеты параметров плазменной струи, радиуса зоны плазменного воздействия, давления и температуры плазмы в ударно-сжатом слое вблизи облучаемой поверхности, а также плотности поглощаемой мощности на оси струи в зависимости от размеров плазменного ускорителя, расстояния от среза сопла до облучаемой поверхности, зарядного напряжения накопителя. Экспериментально определены режимы электровзрывного легирования металлов, связанные с плавлением поверхности, выплеском расплава, проявлением конвективных механизмов теплопереноса, эффекта последельствия, физико-химическими и физико-механическими особенностями используемых материалов. Методами оптической, сканирующей и просвечивающей дифракционной электронной микроскопии проведены исследования рельефа поверхности, фазового состава и дефектной субструктуры поверхностных слоев металлов после различных видов одно- и двухкомпонентного электровзрывного легирования. Выявлено формирование многослойной структуры, характеризующейся степенью преобразования структурно-фазового состояния материала и его механических характеристик. Высказаны суждения о физической природе процессов, протекающих в материале при электровзрывном легировании, исходя из особенностей многофазной струи, служащей инструментом воздействия на поверхность.

Введение

Разрядно-импульсные технологии широко используются для обработки материалов ударными волнами, нанесения на них тонких плёнок и покрытий. Воздействие на металлы плазменных струй, получаемых при электрическом взрыве проводников, применяется также и для поверхностного легирования, основная идея которого состоит в оплавлении поверхностных слоёв и насыщении их продуктами взрыва с последующей самозакалкой путём отвода тепла в глубь металла и в окружающую среду [1–10]. Электровзрывное легирование (ЭВЛ) имеет перед другими аналогичными способами свои особенности и преимущества. Они связаны, прежде всего, с тем, что источником легирующих элементов при ЭВЛ является сама многофазная струя, сформированная из материала взрываемого проводника, приготовленного в виде тонкой металлической фольги или углеродистых и других волокон. Кроме того, в область взрыва может быть помещена порошковая навеска того или иного вещества, которая при формировании струи увлекается ею и, частично переходя в плазменное состояние, переносится на облучаемую поверхность. ЭВЛ с оплавлением поверхности позволяет сократить время обработки и дает возможность встраивать соответствующее оборудование в единую технологическую цепь изготовления деталей. Оно характеризуется малой операционностью, совмещает локальное тепловое воздействие на поверхность и ее насыщение легирующими добавками, которые задаются выбором из широкого круга материалов взрываемых проводников.

Исследования особенностей ЭВЛ были начаты параллельно в Сибирском металлургическом институте [7] и Днепропетровском химико-технологическом институте [8–10]. В 80–90-е годы ряд работ был выполнен в Московском авиационно-технологическом институте [11, 12]. Интерес к этой тематике остается устойчивым [13], однако, характеризуя выполненные исследования в целом, можно отметить их разрозненный характер. В настоящее время показана лишь принципиальная возможность проведения такой обработки с той или иной целью. При этом другое технологическое применение электрического взрыва проводников, связанное с нанесением покрытий, нашло отражение не только в глубине научной, но и в учебной литературе [14–16]. В Японии электровзрывное нанесение покрытий на внутренние поверхности гильз цилиндров применяется в промышленных масштабах. Однако до сих пор использование разрядно-импульсных технологий в промышленности сдерживается малой изученностью характерных для них взаимосвязанных процессов вблизи облучаемой поверхности, в оплавляемой зоне легирования и в зоне термического влияния.

¹ Работа выполнена при частичной финансовой поддержке грантов РФФИ (проекты № 08-02-00024, 08-08-99076, 08-08-99063, 05-02-39008, 07-08-00209).

Это в полной мере относится и к ЭВЛ, что ограничивает возможности управления обработкой и оптимизации формируемых свойств. В литературе отсутствуют систематизированные сведения о тепловых, силовых и гидродинамических процессах при ЭВЛ, влиянии структуры импульсных плазменных струй на результаты обработки, металлофизических аспектах этого способа поверхностного легирования. Мало экспериментальных данных по практическому использованию ЭВЛ, что сдерживает процесс разработки специализированного оборудования с высоким уровнем механизации и автоматизации процесса.

Цель настоящих исследований – анализ материаловедческих и физико-технических принципов одно- и двухкомпонентного ЭВЛ металлов и сплавов, обосновывающих возможность кратного повышения прочностных характеристик их поверхностного слоя.

1. Методы обработки, материал и методики исследований

1.1. Лабораторная установка для получения импульсных многофазных плазменных струй и ее характеристики

Для формирования многофазных плазменных струй и исследования процессов ЭВЛ в настоящей работе использовали лабораторную электровзрывную установку типа ЭВУ 60/10, имеющую следующие основные параметры:

| | |
|--|---------------|
| Энергоемкость, кДж | 60 |
| Собственная частота разряда, кГц | 10 |
| Максимальное значение заряда, кВ | 5 |
| Дискретность регулирования напряжения заряда, кВ | 0.1 |
| Максимальная производительность при максимальном напряжении заряда, цикл/ч | 10 |
| Средняя потребляемая мощность при заряде, кВт | не более 0.55 |

Напряжение от накопителя подавали на плазменный ускоритель, состоящий из двух коаксиально-торцевых электродов, на которых закрепляется взрываемый проводник, конической разрядной камеры, локализирующей продукты взрыва, и направляющего сопла, по которому они истекают в технологическую камеру с остаточным давлением 100 Па. Изменяемыми параметрами являются диаметры электродов и канала сопла, расстояние от его среза до облучаемой поверхности.

Методом калориметрии были получены следующие три зависимости, показывающие, что, изменяя параметры ускорителя, можно кратко изменять интенсивность воздействия. Во-первых, зависимость интенсивности воздействия от квадрата зарядного напряжения при различных парах значений диаметра внутреннего электрода и канала сопла (рис. 1, а). Во-вторых, зависимость ин-

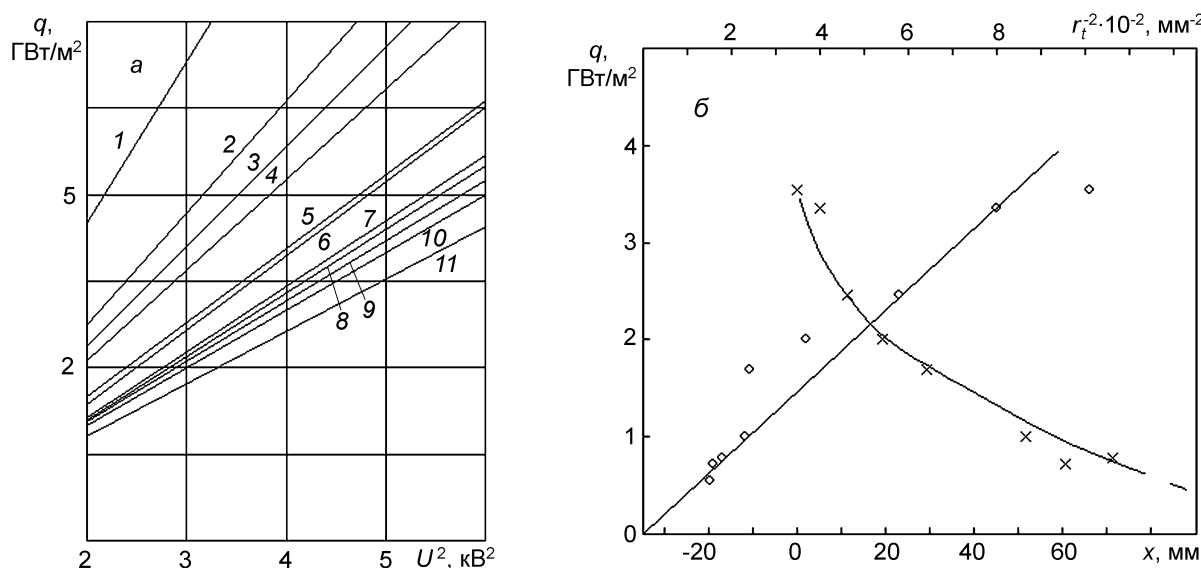


Рис. 1. Зависимости поглощаемой плотности мощности: а) от квадрата зарядного напряжения, диаметры внутреннего электрода d_1 и сопла d_2 соответственно, мм: кр. 1 – 5 и 15; кр. 2 – 5 и 10; кр. 3 – 10 и 15; кр. 4 – 10 и 20; кр. 5 – 10 и 10; кр. 6 – 15 и 15; кр. 7 – 15 и 20; кр. 8 – 15 и 10; кр. 9 – 20 и 15; кр. 10 – 20 и 20; кр. 11 – 20 и 10; б) от расстояния поверхности от среза сопла и от величины r_t^2 [17]

тенсивности от расстояния от среза сопла до облучаемой поверхности (рис. 1, б). Прямая линия на данном рисунке – это результат спрямления зависимости в координатах $a - r_f^{-2}$, где r_f – радиус зоны плазменного воздействия. В-третьих, это зависимость интенсивности воздействия от диаметра внутреннего электрода, полученная при различных диаметрах канала сопла (рис. 2). Видно, что при увеличении диаметра сопла интенсивность изменяется немонотонно – сначала возрастает, а затем падает. Сплошные линии – это те же зависимости, перестроенные в координатах $a - (r_f)^{-0.25}$. Пунктирные линии на рисунке построены по результатам вычислений с использованием расчетной схемы [18], позволяющей объяснить выявленные закономерности.

Расчеты, к примеру, показывают, что для одного из использованных в работе режимов значения температуры T_a , давления p_a и плотности ρ_a плазмы на срезе сопла оказались равными $4.4 \cdot 10^4$ К, 1.1 МПа и 0.08 кг/м³ соответственно. Скорость v_a истечения плазмы в технологическую камеру была оценена равной 11.2 км/с, а давление в ударно-сжатом слое, который формируется вблизи облучаемой поверхности при натекании на нее плазменной струи, равным 11.2 МПа. Таким образом, нагрев поверхности происходит в условиях действия на нее давления около 100–150 атм. Это является важным фактором обработки, который заметно сказывается на ее результатах.

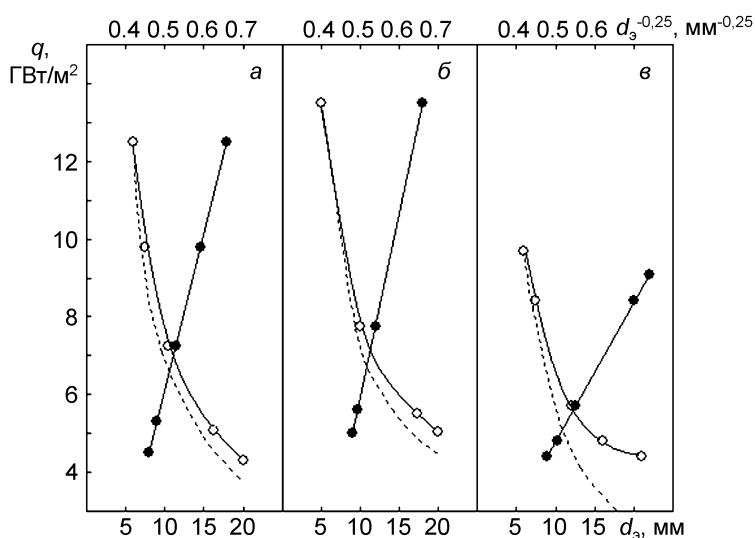


Рис. 2. Зависимости поглощаемой плотности мощности от диаметра внутреннего электрода (пунктиром показаны расчетные зависимости, сплошные линии – результат спрямления в координатах $a - d_e^{-0.25}$): диаметр сопла d_s , мм: а) 20; б) 15; в) 10

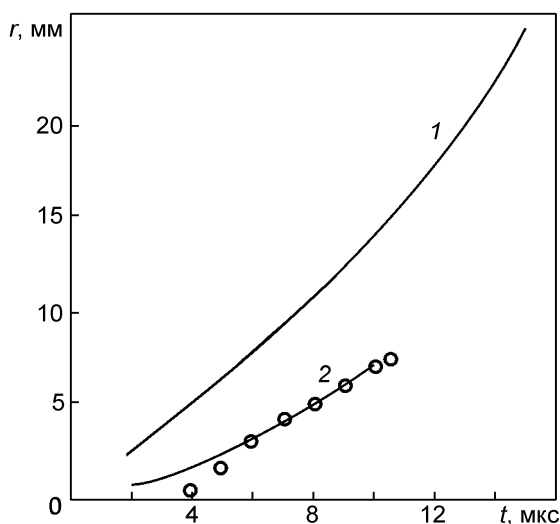


Рис. 3. Зависимости радиуса r фронта разрушения фольги от времени t разряда накопителя: кр. 1 – для фольги из алюминия, использованной в настоящей работе; кр. 2 – для медной фольги (точки на зависимости – данные измерений [20])

Выполнен анализ кинетики электровзрыва круглой фольги [19]. Установлено, что разрушение фольги начинается от внутреннего электрода и распространяется к внешнему кольцевому. Получено соотношение, связывающее между собой радиус кромки разрушающейся фольги и время, прошедшее после начала разряда. Соотношение включает в себя плотность материала фольги, ее электропроводность, удельную (на единицу массы) энергию разрушения, толщину фольги, а также зарядное напряжение накопителя, индуктивность контура и частоту разряда. Расчетная зависимость была сопоставлена с экспериментальными литературными данными, полученными путем скоростной фоторегистрации разрушения фольги. Видно (рис. 3, кривая 2), что согласие достигается при условии, что удельная энергия разрушения составляет 15 % от энергии сублимации материала фольги. Это отражает известный экспериментальный факт, согласно которому продукты электровзрыва всегда содержат частицы конденсированной фазы [21]. Кривая 1 на рис. 3 – это расчеты, выполненные для алюминиевой фольги, которая

использовалась в наших опытах. Её разрушение происходит в первой четверти периода разрядного тока. Дальнейший разряд накопителя осуществляется через продукты взрыва.

1.2. Материал и методики исследования

В качестве материала подложки при структурно-фазовых исследованиях использовали технически чистые железо 0.08ЖР и никель НП1. ЭВЛ осуществляли элементами внедрения (углерод и бор) и замещения (алюминий, медь), а также их различными комбинациями, формируя на поверхности подложки следующие системы: Fe–C, Fe–C+B, Fe–Al, Fe–Al+B, Fe–Cu, Fe–Cu+B, Ni–C, Ni–B, Ni–C+B, Ni–Cu, Ni–Cu+B. В качестве взрывааемых проводников использовали алюминиевые конденсаторные фольги толщиной 20 мкм, никелевые фольги толщиной 50 мкм, медные фольги толщиной 15 мкм и углеграфитовые волокна марки ТГН-2М. Каждое углеграфитовое волокно состояло из нескольких тысяч нитей диаметром 5–8 мкм, представляющих собой поликристаллы лентообразных слоев графита [22]. Преимущество использования волокон и текстильных материалов на их основе перед другими углеродными материалами в практике химико-термической обработки обусловлено высокими капиллярными свойствами и хорошей смачиваемостью волокон расплавами [23]. Важное значение имеет также то, что конденсированные частицы продуктов взрыва углеграфитовых волокон находятся в плазменном пучке и затем взаимодействуют с расплавом в твердом состоянии. Это позволяет оценить их вклад в степень легирования поверхности. В случае карбоборирования железа и никеля и в случае борирования никеля в область взрыва над внутренним электродом вводили порошковую навеску аморфного бора массой 60 мг. Она увлекалась плазменной струей продуктов взрыва и переносилась на облучаемую поверхность. При борировании никеля материалом взрывааемого проводника служила никелевая фольга толщиной 50 мкм. При боромеднении и бороалитировании материалом проводника служила медная фольга толщиной 15 мкм и массой 100 мг и алюминиевая фольга толщиной 20 мкм и массой 40 мг. При боромеднении и бороалитировании в область взрыва вводили навеску порошка аморфного бора массой 60 мг, которая увлекалась плазменной струей продуктов взрыва и переносилась на облучаемую поверхность.

Обработке подвергали образцы металлов в виде пластин, продольные размеры которых 30×30 мм, толщина ~ 3–5 мм в случае железа и ~ 2 мм в случае никеля. Образцы ориентировали перпендикулярно к оси плазменной струи. При обработке металлов в высокоинтенсивном режиме происходило явно выраженное радиальное течение расплава, приводящее к вытеснению его за пределы зоны легирования, т.е. к выплеску. Необходимые условия для осуществления процесса импульсного жидкофазного легирования в этом случае задавали величиной зарядного напряжения накопителя энергии ускорителя, диаметра канала сопла и расстояния от его среза до образца, которые составили соответственно 2.3 кВ, 20 и 20 мм. При этом глубина и радиус зоны легирования были максимальными. Время обработки составляло 100 мкс, поглощаемая плотность мощности на оси струи была оценена равной 6.0 ГВт/м², а давление в ударно-сжатом слое вблизи поверхности – 14.2 МПа. При этом толщина зоны легирования никеля в ее центральной области достигала ~ 30 мкм, а железа – 25 мкм.

Исследования состояния поверхности облучения и фрактурологии поверхности хрупких изломов, элементного и фазового состава, дефектной субструктуры приповерхностного слоя модифицированных образцов проводили методами оптической, сканирующей и просвечивающей дифракционной электронной микроскопии, рентгеноструктурного анализа. Для измерения толщины слоев, размеров зерен, изучения распределения фаз по глубине зоны легирования использовали металлографический микроскоп «Неофот-21». Во всех случаях образцы для металлографических исследований вырезали на расстоянии 10–15 мм от центра зоны плазменного воздействия. Исследование рельефа поверхности ЭВЛ образцов и структуры поверхности хрупкого поперечного излома осуществляли методами сканирующей электронной микроскопии с использованием прибора «SEM-515 Phillips». Анализ дефектной структуры и фазового состава зоны плазменного воздействия проводили методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии тонких фольг (прибор ЭМ-125). Тонкие фольги готовили из промежуточной (между центральной и периферийной) области зоны легирования на расстоянии 10–15 мм от ее центра, где ее толщина в выбранном режиме обработки достигала 20–25 мкм. Для этого электролитически утоняли пластинки, вырезанные параллельно обработанной поверхности зоны легирования методом электроискровой эрозии. Одностороннее полирование образцов осуществляли в электролите, составленном из

450 мл ортофосфорной кислоты и 50 г хромового ангидрида, при напряжении 20–23 В и плотности электрического тока 1–1.5 А/см² при комнатной температуре. Электронно-микроскопическому анализу подвергали саму поверхность зоны легирования, а также слои, расположенные на различных расстояниях от нее (~1, 3, 5, 15, 25, 30, 40 и 100 мкм). При этом следует иметь в виду, что после электровзрывной обработки на поверхности образцов формировался развитый рельеф, поэтому приведенные числа относятся только к локальным участкам модифицированных слоев и служат для указания смены различных слоев модифицированной зоны, учета степени их легирования, фазового состава и морфологии фаз. Рентгеновский фазовый анализ выполняли с использованием нефльтрованных излучений железного и кобальтового анодов на дифрактометре ДРОН-2.0 и ДРОН-1.5. Диапазон углов 2θ между первичным и дифрагированным пучками изменяли от 30 до 140° при скорости перемещения счетчика излучения 2 град/мин. В большинстве случаев осуществляли качественный фазовый анализ структуры, определяли величину остаточных напряжений и размер областей когерентного рассеяния. Изменение механических характеристик материала анализировали путем построения профиля микротвердости. Микротвердость HV измеряли методом внедрения индентора Виккерса на приборе ПМТ-3 при нагрузке 0.98 Н. Ее значения рассчитывали по результатам измерения диагоналей десяти отпечатков. Точность измерений в этом случае составила 7 %.

2. Результаты исследований и их обсуждение

2.1. Закономерности формирования зоны электровзрывного легирования. Макромасштабный уровень анализа

Удаление покрытия обнаруживает рельеф поверхности со следами оплавления. Характеризуя радиальное строение зоны легирования в общем случае, можно выделить три области: центральную, которая располагается непосредственно под соплом, промежуточную со следами течения расплава и периферийную, в которой расплав в виде струй вытесняется за пределы зоны легирования, т.е. происходит выплеск. При двухкомпонентном легировании, когда в область взрыва проводника вводилась порошковая навеска, радиальное течение расплава и выплеск при высокоинтенсивных режимах заметно подавлялись. При этом центральная область несколько увеличивалась в диаметре. Объяснение этого эффекта может состоять в том, что при добавлении порошковой навески увеличивается плотность и давление плазмы на срезе сопла, а следовательно, и радиус зоны плазменного воздействия. При этом уменьшается градиент давления плазменной струи на поверхность.

Ряд закономерностей ЭВЛ был установлен в опытах по науглероживанию модельных металлов – титана, железа, никеля и меди. На рис. 4 показаны зависимости радиуса зоны легирования от зарядного напряжения. Видно, что для каждого металла существуют свои пороговые значения зарядного напряжения, при которых начинается оплавление и легирование поверхности. Видно также, что существует верхний пороговый режим, при котором происходит выплеск. Радиус зоны легирования при этом достигает 15–20 мм, что соответствует площади 10–15 см².

На рис. 5 приведены зависимости глубины зоны легирования на оси струи от функции зарядного напряжения, вид которой определялся использованием для анализа результатов обработки модели нагрева поверхности плоским тепловым источником. Видно, что глубина зоны легирования достигает 20–40 мкм. Зависимости построены с учетом понижения уровня расплава вследствие течения его от центра к периферии под действием неоднородного давления

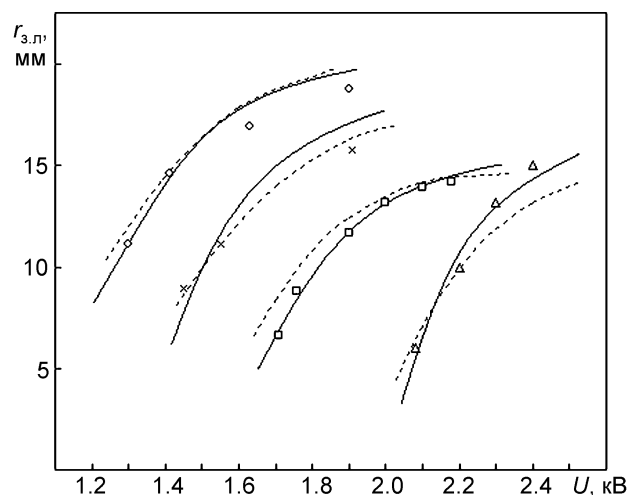


Рис. 4. Экспериментальные и расчетные (показаны пунктиром) зависимости радиуса зоны легирования от величины зарядного напряжения при науглероживании титана (o), железа (x), никеля (□) и меди (Δ)

струи на поверхность [17]. В таких координатах зависимости представляют собой прямые, наклон которых определяется эффективными значениями температуропроводности расплава. Определенные таким образом значения температуропроводности, равные $(3.9; 1.1; 3.4 \text{ и } 5.9) \cdot 10^{-5} \text{ м}^2/\text{с}$ для титана, железа, никеля и меди соответственно в 4.7; 1.3; 2.3 и 1.1 раза отличаются от значений, полученных с использованием справочных данных из работы [24], что свидетельствует о вкладе в теплотенос конвективных механизмов.

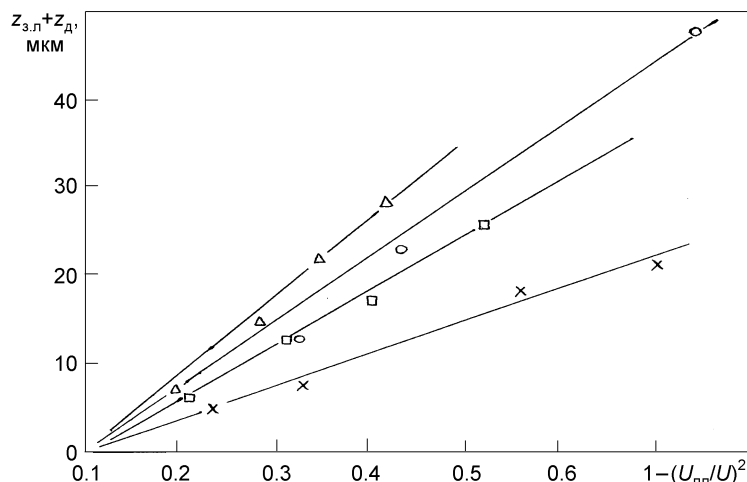


Рис. 5. Зависимости глубины науглероженных слоев с учетом понижения уровня расплава под давлением пучка от режима воздействия для титана (о), железа (х), никеля (□) и меди (Δ)

Было выявлено три механизма конвективного тепломассопереноса. Первый из них связан с образованием так называемых поверхностных периодических структур в виде упорядоченного рельефа из гребней и впадин, который хорошо наблюдается после низкоинтенсивных режимов обработки на периферии зоны легирования (рис. 6). Моделирование процесса их образования позволяет утверждать, что они образуются в результате возникновения неустойчивости поверхности под действием возмущений температуры и концентрации. Получено соотношение для пространственного периода таких структур [25], результаты вычислений по которому хорошо соответствуют экспериментальным данным. Под гребнями этих структур формируются конвективные ячейки, осуществляющие перенос тепла и легирующих добавок от поверхности вглубь. Оценки показывают, что число Марангони, характеризующее соотношение силы поверхностного натяжения и внутреннего трения, имеет порядок нескольких единиц. За время существования жидкого слоя возможно совершение нескольких оборотов вихрей.

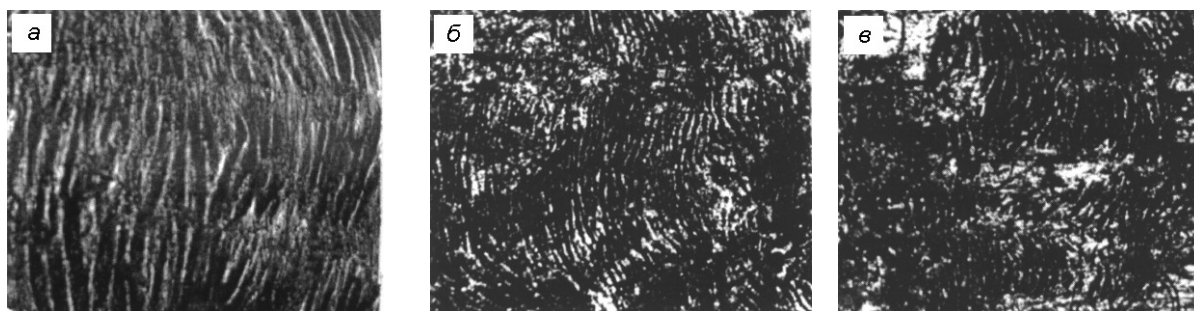


Рис. 6. Микрофотографии поверхностных периодических структур, сформированных при плазменной обработке металлов на периферии зоны оплавления и легирования: а) железо, $\times 300$; б) никель, $\times 75$; в) медь, $\times 75$

Начиная с определенных режимов воздействия, на поперечных шлифах зоны легирования обнаруживаются сдвиговые конвективные структуры. Пример таких структур, образованных при обработке титана, показан на рис. 7. Видно проникновение науглероженного расплава из верхних слоев в виде периодических струй, вытесняющих к поверхности струи слабоуглероженного расплава. Образование таких структур было объяснено возникновением неустойчивости Кельвина – Гельмгольца между двумя слоями текущего расплава в условиях поперечных градиентов его скорости, температуры и плотности [26]. Интересно отметить, что при высокоинтенсивных режимах

обработки такие же гидродинамические структуры образуются непосредственно на границе зоны легирования с основой металла. Учет этих двух выявленных механизмов конвективного перемешивания позволил согласовать экспериментальные значения температуропроводности расплава с расчетными [26].

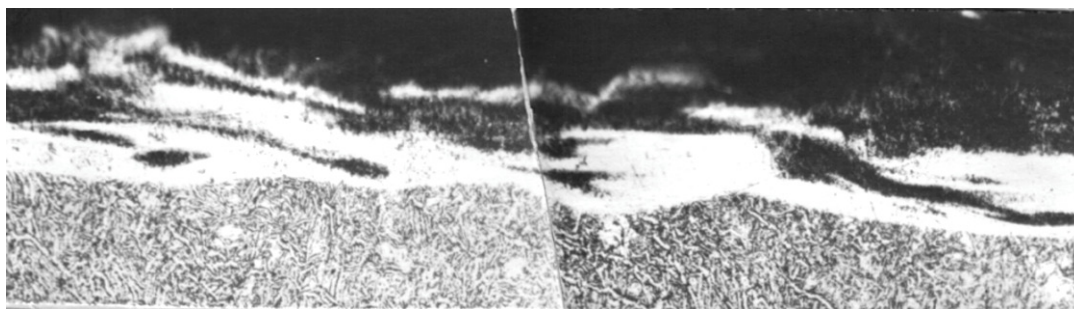


Рис. 7. Микрофотографии косых шлифов поверхностных слоев титана, науглероженных в режимах обработки с образованием сдвиговых конвективных структур. $\times 200$

Еще один механизм конвективного перемешивания проявляется на стадии охлаждения расплава. Его причина состоит в перегреве расплава под давлением струи и последующем вскипании после окончания импульса. Температура кипения под некоторым давлением может быть рассчитана с использованием соотношения, следующего из закона Клапейрона – Клаузиуса. Расчеты показали, например, что при верхнем пороговом режиме обработки железа температура поверхности в процессе воздействия на нее плазменной струи достигает 4664 К, что меньше температуры кипения под давлением струи (5072 К), но существенно выше температуры кипения при давлении в технологической камере (2609 К). В результате после окончания импульса зона легирования оказывается перегретой почти на всю глубину и вскипает. О реальности этого процесса свидетельствуют многочисленные поры с размерами несколько микрометров, обнаруживаемые на облученной поверхности в этом режиме (рис. 8). Они представляют собой пузырьки, образующиеся при кипении. Оценки радиуса пузырьков кипения дают значения, согласующиеся с опытными значениями [27]. Время образования таких пузырьков составляет величину порядка 10^{-8} с. При охлаждении поверхности они схлопываются с образованием микродарных волн и микропотоков, осуществляющих перераспределение легирующих добавок по объему расплава.

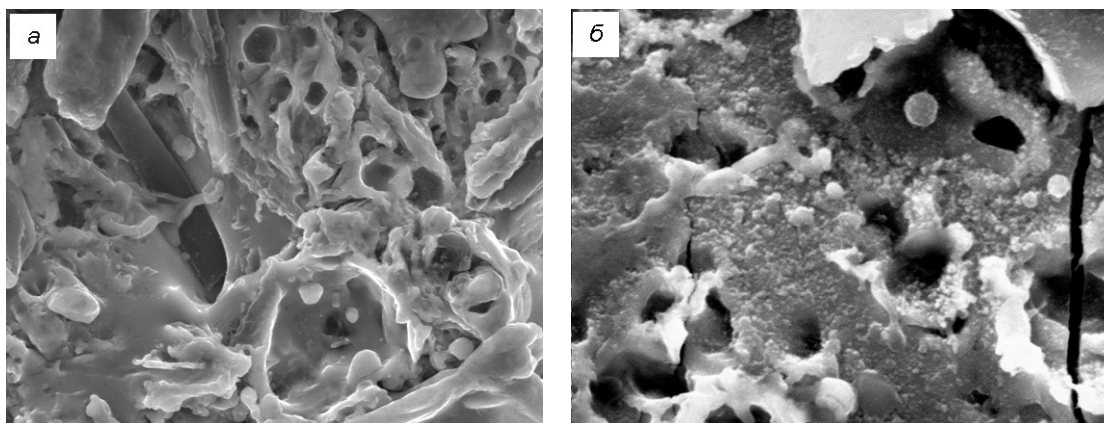


Рис. 8. Рельеф поверхности железа после электровзрывного карбоборирования (а) и бороалитирования (б). Сканирующая электронная микроскопия: а) $\times 1600$; б) $\times 4200$

Начиная с определенных значений зарядного напряжения, на границе зоны легирования обнаруживается тонкая область с низкой степенью легирования (граничная полоска) (рис. 9). Теплофизическими расчетами было установлено [28], что ее образование обусловлено эффектом последнего действия, т.е. продвижением фронта плавления вглубь после окончания импульса воздействия за счет тепла, накопленного в слое.

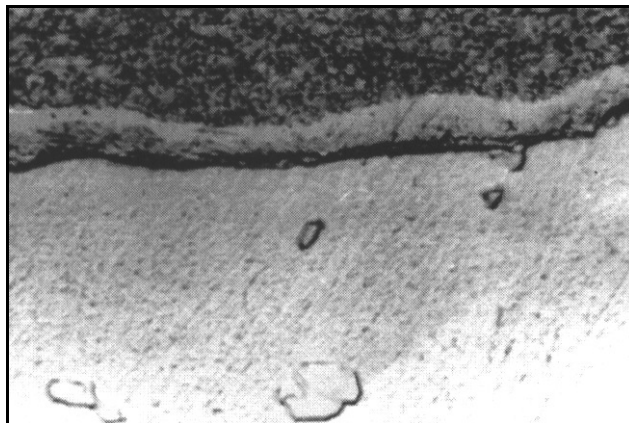


Рис. 9. Образование граничной полоски вследствие эффекта последействия при науглероживании железа. $\times 500$. Металлография косого шлифа

Начиная с определенных значений зарядного напряжения сказываются физико-химические особенностями электровзрывной обработки, заключающиеся в проникновении в зону легирования конденсированных частиц углеграфитовых волокон. При науглероживании титана они проникают в расплав уже при низкоинтенсивных режимах обработки (рис. 10. *а*). В железо частицы проникают при высокоинтенсивных режимах обработки, а в никель – начиная с верхнего порогового режима, вызывающего выплеск. При обработке меди их проникновение в расплав не было обнару-

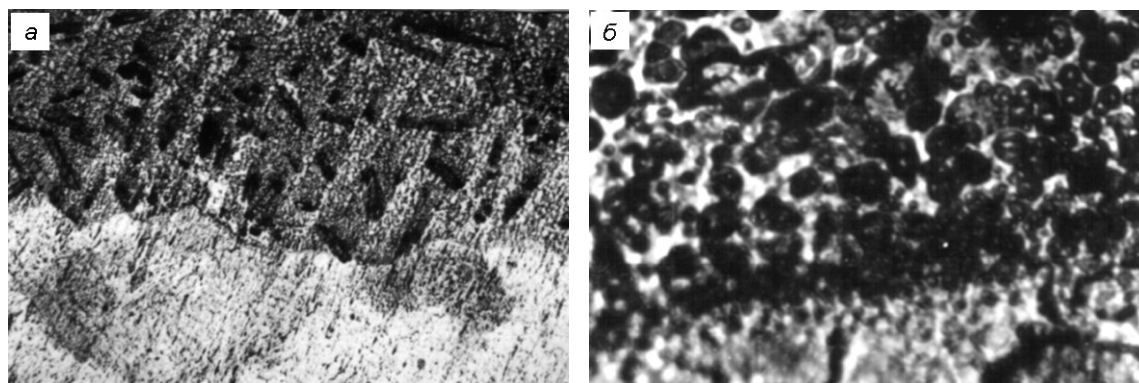


Рис. 10. Микрофотография косого шлифа: *а*) зоны науглероживания титана с металл-углеродной композитной структурой. $\times 200$; *б*) металл-углеродной композиции, содержащая глобулярные включения в зоне науглероживания меди. $\times 300$

жено вообще. Это коррелирует со значениями краевого угла смачивания графита расплавами этих металлов. Для титана он равен нулю, для железа 50, для никеля 57. Медь же инактивна по отношению к углероду. Проникая в расплав, частицы графита образуют одну из фаз модифицированных слоев. Такие металл-углеродные композиции представляют собой пример структур, формирование которых, по-видимому, невозможно при использовании других способов обработки. Необычная структура формируется также при науглероживании меди (рис. 10, *б*). Углерод практически не растворяется в меди в твердом состоянии. Однако его растворимость быстро растет с ростом температуры. Поэтому углерод, внесенный в расплав при воздействии струи, на стадии охлаждения выделяется с образованием глобул структурно-свободного углерода в форме графита, а также его соединений с кислородом.

2.2. Закономерности формирования зоны электровзрывного легирования. Микро- и наномасштабный уровень анализа [29–45]

Послойные исследования образцов, подвергнутых ЭВЛ, выполненные методами оптической и электронной сканирующей микроскопии, выявили слоистое строение зоны легирования. По мере удаления от поверхности обработки располагаются 1) тонкий приповерхностный слой; 2) протяженный промежуточный слой; 3) протяженный приграничный слой, соседствующий с зоной

термического влияния, и разделяющий их тонкий подслои. Следует отметить, что указать границы этих слоев относительно поверхности легирования весьма затруднительно из-за неоднородности зоны легирования и сильно развитого рельефа ее поверхности. Объемное соотношение между слоями при различных видах легирования различно. Однако основными являются промежуточный и приграничный слои. В настоящем разделе излагаются результаты электронно-микроскопического микролифракционного анализа фазового состава и дефектной субструктуры указанных выше слоев.

В результате выполненных электронно-микроскопических микролифракционных исследований выявлена следующая картина структурно-фазового состояния слоев зоны легирования. На поверхности формируется тонкий (около 1 мкм) нанокристаллический (размер кристаллитов изменяется в пределах 5–75 нм, в зависимости от материала подложки и легирующего элемента) (рис. 11, *а, б*) или квазиаморфный (рис. 11, *в–д*) слой. Поверхностный слой характеризуется высокой степенью легирования и состоит из синтезированных фаз (оксидов, карбидов, боридов и т.д.).

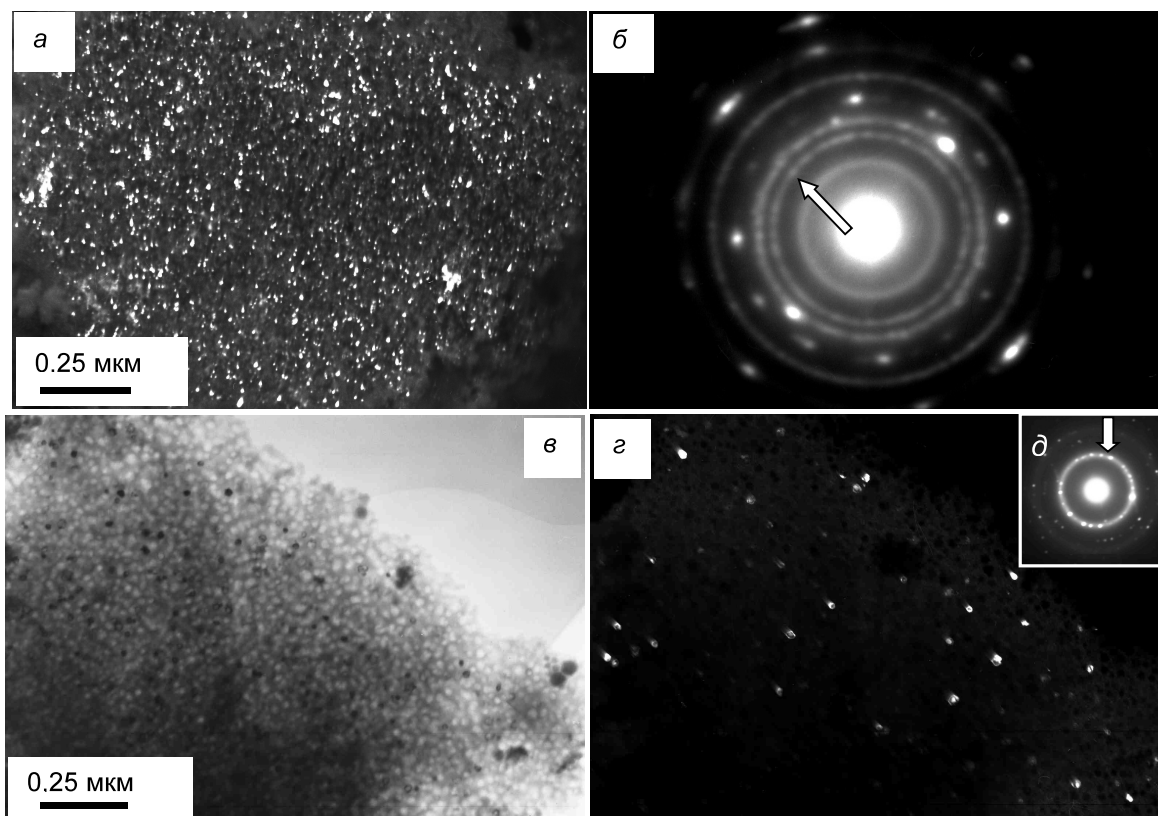


Рис. 11. Структура приповерхностного слоя образца никеля после электровзрывного науглероживания (*а, б*) и меднения (*в–д*): *в* – светлое поле; *а, в* – темные поля, полученные в рефлексах $[301]C$ (*а*) и $[200]NiO$ (*в*); *б, д* – микроэлектроннограммы к (*а*) и (*в*): на (*б*) и (*д*) стрелками указаны рефлексы темных полей

Тонкий (около 1 мкм) нанокристаллический слой с низкой степенью легирования обнаруживается и на границе зоны легирования с основой (рис. 12). Средний размер кристаллитов данного слоя, в зависимости от материала подложки и типа легирующего элемента, изменяется в пределах 25–50 нм. Его обнаружение коррелирует с образованием граничной полоски, выявляемой при химическом травлении поперечных шлифов (см. рис. 9).

Основной объем зоны легирования составляют два слоя – промежуточный слой со структурой ячеистой кристаллизации (рис. 13) и приграничный слой с зеренной структурой. Причем при однокомпонентном легировании основным является приграничный слой с зеренной структурой, а при двухкомпонентном легировании – промежуточный слой со структурой ячеистой кристаллизации. Это свидетельствует о том, что подавление радиального течения расплава при добавлении порошковых навесок способствует формированию ячеистых структур.

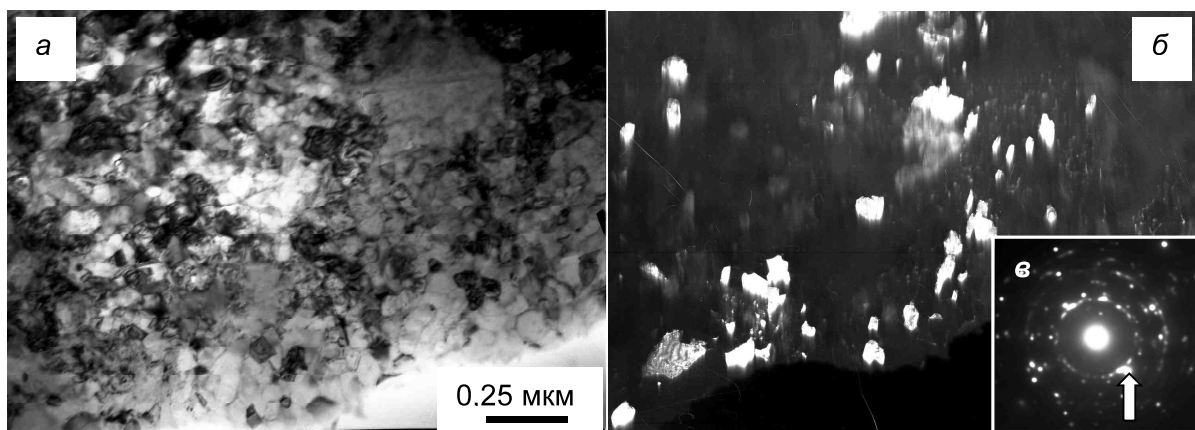


Рис. 12. Структура переходного слоя зоны электровзрывного алитирования железа: *а*) светлое поле; *б*) темное поле, полученное в рефлексе $[002]_{\gamma\text{-Fe}}$; *в*) микроэлектроннограмма (стрелкой указан рефлекс темного поля)

Структурные изменения затрагивают и зону термического влияния, являющуюся, как и основной объем материала подложки, поликристаллическим агрегатом. Вблизи границы с зоной ле-

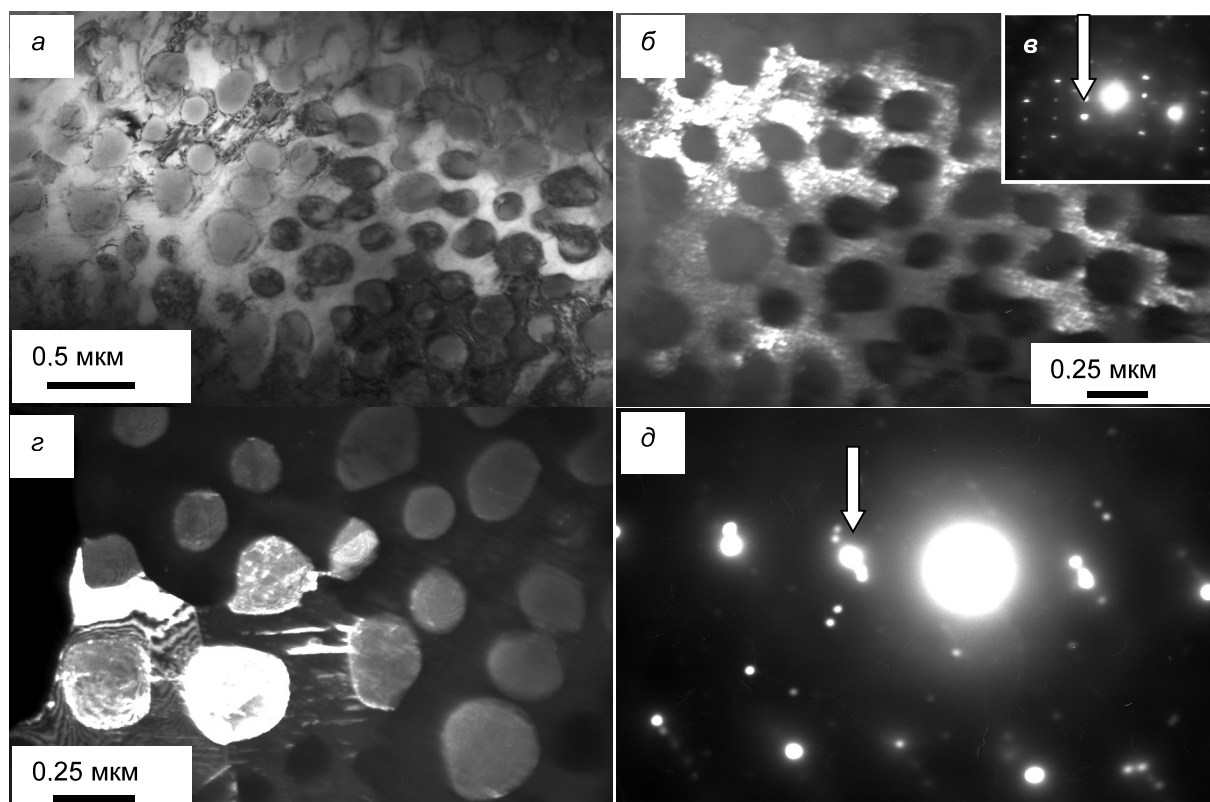


Рис. 13. Структура слоя, расположенного на расстоянии ~ 1 мкм от поверхности науглероживания никеля: *а*) светлое поле; *б*, *з*) темные поля, полученные в рефлексах $[301]_{\text{C}}$ и $[002]_{\text{Ni(C)}}$ соответственно; *в*, *д*) микроэлектроннограммы к (*б*) и (*з*), стрелкой указаны рефлексы темных полей

гирования, имеющей, как отмечалось выше, нанокристаллическое строение, средний размер зерен составляет единицы микрометра (рис. 14. *а*). Границы зерен весьма часто искривлены и содержат большое число выступов, что является следствием протекания в материале рекристаллизационных процессов. Вдоль границ зерен и в их стыках располагаются наноразмерные частицы вторых фаз, имеющие форму глобул либо протяженных прослоек (рис. 14. *б*). Анализ дефектной структуры материала выявил формирование в зернах полосовой, хаотической, сетчатой и ячеисто-сетчатой

дислокационной субструктуры (рис. 14, з, д). По мере удаления от границы зоны легирования с основой в глубину подложки тип дислокационной субструктуры изменяется по следующей схеме:

полосовая \Rightarrow *ячеистая* \Rightarrow *ячеисто-сетчатая* \Rightarrow *сетчатая* \Rightarrow *дислокационный хаос*.

Одновременно с этим изменяется и величина скалярной плотности дислокаций. Она достигает максимального значения $(4-7) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ в ячеисто-сетчатой субструктуре. В структуре же дислокационного хаоса ее значения минимальны и равны $1,5 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$. Сравнительно высокие значения плотности дислокаций обусловлены импульсным характером обработки, высоким градиентом температуры по глубине и появлением сжимающих напряжений вблизи границы раздела слоев.

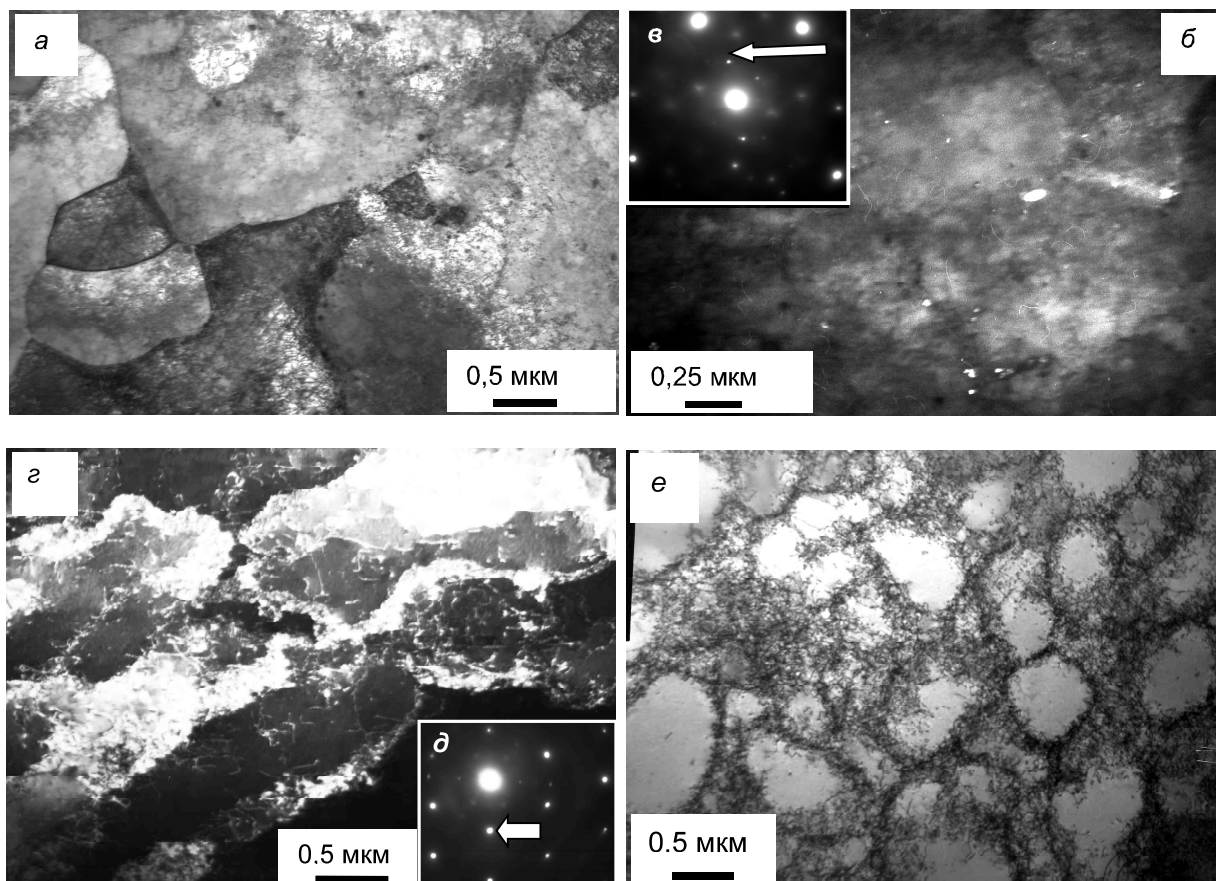


Рис. 14. Структура слоя термического влияния вблизи границы с зоной ЭВЛ, формирующаяся после науглероживания никеля (а-в), меднения железа (з, д) и легирования медью и бором никеля (е); а, е – светлые поля; б, з – темные поля, полученные в рефлексах $\{113\}\text{Ni}_3\text{C}$ (б) и $\{110\}\alpha\text{-Fe}$ (з); в, д – микроэлектронограммы к (а) и (з), стрелкой указаны рефлексы темных полей

Заключение

1. Проведен расчет параметров плазменной струи, радиуса зоны плазменного воздействия, давления и температуры плазмы в ударно-сжатом слое вблизи облучаемой поверхности, а также плотности поглощаемой мощности на оси струи в зависимости от размеров плазменного ускорителя, расстояния от среза сопла до облучаемой поверхности, зарядного напряжения накопителя. Получено удовлетворительное согласие результатов вычислений с экспериментально определенными данными. Предложено модельное описание разрушения фольги, служащей источником многофазной плазмы, и показаны возможности управления структурой формируемой струи выбором материала взрываемого проводника, его размеров и формы, а также энергии накопителя.

2. Установлено, что при двухкомпонентном легировании с использованием порошковых навесок, с одной стороны, подавляется радиальное течение расплава, а с другой – увеличивается доля областей с развитым рельефом, образованных частицами конденсированной фазы струи, закрепившимися на облучаемой поверхности.

3. Экспериментально определены режимы ЭВЛ металлов, связанные с плавлением поверхности, выплеском расплава, проявлением конвективных механизмов теплопереноса, эффекта последствия, физико-химическими и физико-механическими особенностями используемых материалов. ЭВЛ осуществляется как плазменным компонентом, так и конденсированными частицами продуктов взрыва. Насыщение расплава осуществляется вплоть до границы с основой. Экспериментально определены радиус и глубина зоны легирования при различных режимах обработки, строение модифицированных слоев. Изучены их микроструктура, фазовый состав, степень легирования в зависимости от режимов обработки.

4. Установлено, что радиальное строение зоны легирования характеризуется тремя областями (центральной, промежуточной, периферийной) с различной степенью развития рельефа поверхности и легирования расплава. По глубине зоны легирования закономерным образом располагается ряд слоев, отличающихся друг от друга по степени легирования, фазовому составу и особенностям структуры (размерами и формой кристаллитов, плотностью дислокаций и др.). Это нанокристаллический (аморфно-кристаллический) многофазный приповерхностный слой, промежуточный, со структурой ячеистой кристаллизации, приграничный с зеренной структурой и тонкий наноструктурный подслоем на границе с зоной термического влияния. При однокомпонентном легировании основным по объему является слой с зеренной кристаллизацией. В случае двухкомпонентного легирования с использованием порошковых навесок промежуточный слой с ячеистой кристаллизацией является основным по протяженности. При этом приповерхностный слой синтезированных фаз является более толстым, чем в случае однокомпонентного легирования.

Авторы считают своим приятным долгом выразить признательность д. ф.-м. н. профессору Ю.Ф. Иванову за помощь в проведении экспериментов, обсуждении результатов и критические замечания.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Кирко В.И. // Физика и химия обраб. материалов. – 1980. – № 3. – С. 68–72.
2. Попова Н.В., Вукелич С.Б., Попов Е.Г. // Физика и химия обраб. материалов. – 1987. – № 1. – С. 84–88.
3. Волошин М.Н., Гасин Д.А., Кораблёва И.Р. и др. // Физика и химия обработки материалов. – 1993. – № 1. – С. 67–70.
4. Углов В.В., Анишик В.М., Стальмошенко Е.К. и др. // Физика и химия обработки материалов. – 2004. – № 5. – С. 44–49.
5. Яковин В.Л. // Физика и химия обработки материалов. – 2005. – № 2. – С. 12–24.
6. Герасимов Д.Ю., Цыбина А.С., Сивков А.А. // Приборы. – 2005. – № 6. – С. 33–40.
7. Гурарий В.Н., Носарев П.С., Ивасенко Н.П. // Структура и свойства ионных и металлических материалов: Сб. науч. трудов. – Новосибирск: Новосиб. гос. пед. ин-т. 1976. – Вып. 126. – С. 104–109.
8. Гринюк С.И., Погорельый В.А. // Приборы и техника эксперимента. – 1970. – № 6. – С. 215–216.
9. Лисиченко В.И., Петриченко Н.Н., Гринюк С.И. // Физика и химия обработки материалов. – 1974. – № 1. – С. 169–170.
10. Лисиченко В.И., Гринюк С.И., Петриченко Н.Н. // Физика и химия обработки материалов. – 1975. – № 4. – С. 23–26.
11. Гольдберг М.М., Миркин Л.И. // Физика и химия обработки материалов. – 1993. – № 6. – С. 139–141.
12. Виноградов К.Ю., Гольдберг М.М., Миркин Л.И., Сабурова И.С. // Физика и химия обработки материалов. – 1989. – № 1. – С. 67–70.
13. Шпак А.П., Кордубан А.М., Кришук Т.В., Медведский М.М. // Металлофизика и новейшие технологии. – 2007. – Т. 29. – № 4. – С. 507–513.
14. Электрофизические и электрохимические методы обработки материалов: Учеб. пособие: В 2 т. Т. II. Обработка материалов с использованием высококонцентрированных источников энергии / Б.А. Артамонов, Ю.С. Волков, В.И. Дрожалова и др. – М.: Высшая школа, 1983. – 208 с.
15. Хасви А., Моригаки О. Наплавка и напыление: Пер. с яп. – М.: Машиностроение, 1985. – 240 с.
16. Бобров Г.В., Ильин А.А. Нанесение неорганических покрытий. Теория. Технология. Оборудование: Учеб. пособие для вузов. – М.: Интермет Инжиниринг, 2004. – 628 с.
17. Будовских Е.А., Носарев П.С. // Материаловедение. – 2001. – № 3. – С. 50–53.
18. Багавтдинов А.Я., Будовских Е.А., Иванов Ю.Ф., Громов В.Е. Физические основы электроэрозионного легирования. – Новокузнецк: Изд-во СибГИУ, 2007. – 301 с.
19. Мартусевич Е.В., Будовских Е.А. // Изв. вузов. Черная металлургия. – 2004. – № 12. – С. 31–32.
20. Золотухин В.Д., Махорин Б.И. // Электронная обработка материалов. – 1981. – № 3. – С. 41–45.
21. Бурцев В.А., Калинин Н.В., Лучинский А.В. Электрический взрыв проводников и его применение в электрофизических установках. – М.: Энергоатомиздат, 1990. – 288 с.
22. Материаловедение: Учебник для студентов вузов. – 2-е изд., испр. и доп. / Б.Н. Арзамасов, И.И. Сидорин, Г.Ф. Косолапов и др. / Под общ. ред. Б.Н. Арзамасова. – М.: Машиностроение, 1986. – 384 с.
23. Жуков А.А., Бондаренко А.В. // Материаловедение и термическая обработка металлов. – 1994. – № 1. – С. 35–39.

24. Зиновьев В.Е. Теплофизические свойства металлов при высоких температурах. – М.: Металлургия. 1989. – 384 с.
25. Будовских Е.А., Сарычев В.Д., Симаков В.П., Носарев П.С. // Физика и химия обработки материалов. – 1993. – № 1. – С. 59–66.
26. Будовских Е.А., Носарев П.С. // Изв. вузов. Черная металлургия. – 1996. – № 2. – С. 74–79.
27. Будовских Е.А., Иванов Ю.Ф., Багаутдинов А.Я. и др. // Деформация и разрушение материалов. – 2006. – № 3. – С. 37–43.
28. Будовских Е.А., Назарова Н.Н., Носарев П.С. // Изв. вузов. Черная металлургия. – 1994. – № 12. – С. 29–33.
29. Каратеев В.К., Багаутдинов А.Я., Будовских Е.А. и др. // Изв. вузов. Черная металлургия. – 2005. – № 8. – С. 34–36.
30. Багаутдинов А.Я., Будовских Е.А., Мартусевич Е.В., Громов В.Е. // Изв. вузов. Черная металлургия. – 2005. – № 12. – С. 22–24.
31. Багаутдинов А.Я., Будовских Е.А., Иванов Ю.Ф., Громов В.Е. Физические основы электровзрывного легирования металлов и сплавов. – Новокузнецк: Изд-во СибГИУ. 2007. – 301 с.
32. Багаутдинов А.Я., Будовских Е.А., Иванов Ю.Ф. и др. // Физич. мезомех. – 2005. – Т.8. – № 4. – С. 89–94.
33. Будовских Е.И., Багаутдинов А.Я., Мартусевич Е.В. и др. // Деформация и разрушение материалов. – 2005. – № 11. – С. 28–32.
34. Багаутдинов А.Я., Будовских Е.И., Иванов Ю.Ф. и др. // Изв. вузов. Физика. – 2005. – № 9. – С. 36–41.
35. Багаутдинов А.Я., Будовских Е.А., Иванов Ю.Ф. // Изв. вузов. Черная металлургия. – 2005. – № 9. – С. 67.
36. Багаутдинов А.Я., Будовских Е.И., Иванов Ю.Ф. и др. // Изв. вузов. Черная металлургия. – 2006. – № 2. – С. 36–39.
37. Цвиркун О.А., Багаутдинов А.Я., Иванов Ю.Ф., Громов В.Е. // Изв. вузов. Черная металлургия. – 2006. – № 6. – С. 28–29.
38. Цвиркун О.А., Будовских Е.А., Иванов Ю.Ф., Громов В.Е. // Физич. мезомех. – 2006. – Т. 9. – № 4. – С. 49–54.
39. Budovskikh E.A., Tsvirkun O.A., Ivanov Yu.F., and Gromov V.E. // Изв. вузов. Физика. – 2006. – № 8. Приложение. – С. 367–370.
40. Цвиркун О.А., Иванов Ю.Ф., Будовских Е.А., Громов В.Е. // Физич. мезомех. – 2006. – Т. 9. – № 5. – С. 91–95.
41. Цвиркун О.А., Иванов Ю.Ф., Будовских Е.А., Громов В.Е. // Заготовительные производства в машиностроении. – 2006. – № 11. – С. 37–40.
42. Цвиркун О.А., Иванов Ю.Ф., Будовских Е.А., Громов В.Е. // Изв. вузов. Черная металлургия. – 2007. – № 2. – С. 46–49.
43. Багаутдинов А.Я., Цвиркун О.А., Будовских Е.А. и др. // Металлург. – 2007. – № 3. – С. 52–57.
44. Цвиркун О.А., Будовских Е.А., Багаутдинов А.Я. и др. // Изв. вузов. Черная металлургия. – 2007. – № 6. – С. 40–45.
45. Budovskikh E.A., Ivanov Yu.F., and Gromov V.E. // Electroplastic effect in metals (Proceeding of China – Russia Symposium 31st May – 4th June 2007, Graduate School at Shenzhen, Tsinghua University, China). – Novokuznetsk: SibSIU. 2007. – P. 306–314.