

ПЛАЗМА ПРОДУКТОВ СГОРАНИЯ В ИНЖЕНЕРИИ ПОВЕРХНОСТИ

Петров С.В.

АННОТАЦИЯ

Многокомпонентная химически активная плазма продуктов сгорания углеводородного газа с воздухом характеризуется комбинацией уникальных транспортных и теплофизических свойств. С технологической точки зрения это легкость регулирования окислительно-восстановительного потенциала, способность эффективно прогревать и ускорять дисперсные материалы, управлять параметрами стабилизированного электродугового разряда и др. Эти свойства стали ключевыми в развитии нового научно-технического направления и сделали привлекательным использование такой плазмы в технологии плазменного и электродугового напыления и обработки материалов. Доступность и дешевизна используемых плазмо - образующих газов делают особенно предпочтительным их применение с увеличением мощности установок, соответственно производительности процессов, и переходом к работе в диапазоне сверхзвуковых скоростей, когда рабочие параметры смещаются в область повышенных газовых расходов. В результате комплексных исследований (экспериментальных и на математических моделях) получены зависимости, связывающие принципы построения электродуговой аппаратуры, особенности процессов генерирования плазмы продуктов сгорания, ее взаимодействия с материалами и конечный технологический результат. В русле современных тенденций развит новый подход к созданию установок сверхзвукового плазменного порошкового и электродугового проволочного напыления, высокоскоростной поверхностной плазменной закалки. Он основан на использовании газозвушной смеси переменного состава и стабилизированной протяженной электрической дуги, горящей в плазмотроне, и адаптированной к технологическим требованиям. С использованием новой аппаратуры разработан и освоен ряд технологий: 1) нанесения защитных покрытий (алюмокерамическое покрытие для защиты труб конструкций и сооружений от почвенной, морской и атмосферной коррозии, износостойких покрытий в условиях сухого и граничного трения, каталитических покрытий для нейтрализации отходящих автомобильных газов, термобарьерных и других покрытий), 2) высокоскоростного поверхностного упрочнения тяжело нагруженных деталей на примере упрочнения гребней колесных пар тягового и подвижного состава.

Достигнутый высокий уровень с кратным улучшением основных показателей процессов и качества напыления и поверхностного упрочнения с апробацией в широких промышленных масштабах свидетельствует о состоявшейся материальной базе для решения сложных технологических задач.

ВВЕДЕНИЕ

Перевод экономики на путь интенсивного развития предполагает активное использование концентрированных, в том числе плазменных, источников энергии, разработку на их основе высокоэффективных технологий, способствующих повышению надежности и долговечности машин и механизмов при экономии металлов.

Процессы обработки с использованием плазменного нагрева разработаны относительно недавно, однако они вышли далеко за стадию исследований. За последние 15-20 лет, наряду с тенденцией к промышленному применению плазменных процессов, значительно возрос объем технологических исследований. Это обусловлено рядом свойств низкотемпературной плазмы, использование которых позволяет значительно повысить эффективность известных процессов и создать новые.

Прогнозы развития металлургической и машиностроительной отраслей промышленности на рубеже перехода в новое тысячелетие обещают им эволюционный, но с существенными всплесками, путь. Для многочисленных производителей и потребителей надежность и долговечность изделия, определяемая свойствами поверхности его деталей и узлов, станет решающим фактором в способности выдерживать нарастающую конкуренцию. Производители будут продолжать концентрироваться на своих ключевых направлениях, стремясь улучшить качество продукта и расширить рынок. Ведущими факторами в процессах повышения ценности изделия, наращивания его производства станут использование новых материалов и инженерия поверхности. Для новых изделий необходимо будет снижение времени на пути к рынку. Наряду с интенсификацией производства сохранится тенденция ужесточения требований к защите окружающей среды.

То обстоятельство, что около 30 % ежегодной выплавки металла либо теряется безвозвратно в виде продуктов коррозии и износа, либо обращается в металлолом, а потери рабочего времени из-за поломок оборудования составляют около 80 % общего времени простоев, приближая эксплуатационные расходы к стоимости самого оборудования делает проблему надежности и долговечности в условиях развивающегося рыночного производства чрезвычайно актуальной.

Среди технологий инженерии поверхности газотермическое напыление (ГТН) защитных покрытий интенсивно развивается и особенно хорошо удовлетворяет возрастающим требованиям промышленности. В последние годы успешное развитие получает также процесс плазменной поверхностной закалки.

Газотермическое напыление защитных покрытий относится к числу относительно молодых, прогрессивно развивающихся технологий. Среди методов газотермического напыления покрытий наиболее универсальным является плазменный.

Существенная роль в промышленной реализации этой технологии принадлежит оборудованию, основным элементом которого, “сердцем”, являются генераторы потока плазмы. Можно сказать, что при прочих равных условиях, например, роду напыляемого материала и типу упрочняемых деталей, основные шаги в улучшении качества покрытий соответствовали созданию нового типа оборудования - от простейших дуговых металлаторов и ацетилен-кислородных горелок через промежуточные этапы - дозвуковые плазмотроны, установки динамического вакуума - к сверхзвуковым плазмотронам, металлаторам и реактивным горелочным устройствам.

В практике плазменного напыления покрытий в качестве плазмо образующих сред традиционно применяют аргон, аргон с добавкой до 25% об. водорода, азота, сложные смеси аргона, азота и водорода, в редких случаях смеси инертных газов, содержащих гелий.

От выбора плазмо образующей среды зависят электрическая мощность установки, требуемые динамические свойства системы электропитания, температура и скорость плазмы, ее способность переносить тепло и импульс к напыляемому материалу и вступить с ним в химические реакции, а также конструкция плазмотрона.

Начало 80-х годов характеризовалось пересмотром специалистами практиками технологически развитых стран взглядов на газотермическое напыление, резким ростом объема производства деталей с покрытиями, значительным расширением их номенклатуры. Этот период также характеризуется появлением множества фирм, специализирующихся на газотермических покрытиях и успешным их развитием. Такое ускорение развития технологии ГТН обусловлено переходом к высокоскоростным методам напыления. В хронологической последовательности это детонационное, высокоэнергетическое плазменное Metco-8M, газопламенное сверхзвуковое HVOF, а с конца 80-х годов - плазменное сверхзвуковое “Plazjet”. Сверхзвуковое плазменное напыление “Plazjet” характеризуется наивысшей производительностью и наилучшим качеством покрытий, полученных напылением в открытой атмосфере.

Особое место среди плазменных процессов обработки материалов занимают развиваемые авторами процессы с использованием плазмы продуктов сгорания воздуха с горючим углеводородным газом. Благодаря ряду уникальных свойств такой плазмы: высокие теплоемкость и теплопроводность, легкость регулирования окислительно-восстановительного потенциала, недефицитность и малая относительная стоимость - процессы на ее основе все в большей степени привлекают интерес исследователей и промышленности.

Дороговизна и дефицитность инертных плазмо -образующих газов обуславливали трудности практической реализации и сужали географию использования процессов плазменного напыления в целом. Это обстоятельство явилось одним из основных факторов успешного развития в бывшем СССР процесса плазменного напыления с использованием в качестве плазмо -образующего газа смеси воздуха с горючим углеводородным газом (метаном, пропан-бутаном).

Экономичность и техническая целесообразность применения газоздушных смесей особенно проявляется с увеличением мощности плазмотрона и переходом к сверхзвуковым скоростям, когда оптимальные режимы смещаются в область больших расходов плазмо - образующего газа и снижаются времена контакта частиц с окружающей атмосферой.

Говорить сегодня о состоянии развития и практическом продвижении технологий с использованием плазмы продуктов сгорания углеводородных газов уместно, вернувшись к истокам формирования их основ. Оставляя в стороне многочисленные разрозненные вклады отдельных исследователей и групп, сейчас отчетливо видно, что решающее влияние на развитие процессов с использованием плазмы продуктов сгорания оказали разрабатываемые в Институте газа АН СССР с 1960 гг. под руководством И. Н. Карпа научно-технические основы повышения эффективности использования природного газа в высокотемпературных процессах. К числу наиболее важных следует отнести полученные данные по термодинамическому равновесию системы С-Н-Н-О в широком интервале изменения исходных параметров, учету влияния диффузии на протекание высокотемпературных процессов химической переработки газа, расчету и конструированию различных топливно-плазменных устройств. В результате этих работ определилась благоприятная перспектива промышленного применения топливно-дуговых горелок, основанная на таких факторах: 1) возможность регулирования в широких пределах окислительно-восстановительного потенциала плазмы путем изменения соотношения топливо:окислитель; 2) высокая энтальпия плазмы при одинаковой электрической мощности плазмотрона; 3) относительная экономичность, обусловленная непосредственным использованием химической энергии топлива в плазменном факеле и недефицитность

плазмо образующих газов; 4) высокие транспортные свойства плазмы вследствие протекания в ней диссоциативно-рекомбинационных процессов.

Исходя из этих факторов, область применения топливно-плазменных горелок условно можно разделить на три группы. К первой относятся процессы, связанные, в основном, с получением и применением конвертированного природного газа (прямое восстановление железа, интенсификация выплавки чугуна в доменных печах, пиролиз углеводородов, синтез галогеноуглеродов, карбидизация руд перед выщелачиванием, восстановление серы из сероокисных соединений, плазменная интенсификация горения низкосортных углей и др.) Вторая группа включает энерготехнологические процессы, в которых дефицитные баллонные плазмо - образующие газы могут быть заменены с положительным эффектом газоздушную смесь (плазменное напыление защитных покрытий, сфероидизация порошков, безокислительный нагрев стали, производство двуокиси циркония разложением циркона, высокотемпературная цементация стальных изделий, высокотемпературное окисление атмосферного азота и др.). Третья группа - это тепловые процессы, которые в принципе можно осуществлять с любым видом плазмо - образующего газа, но где использование плазмы продуктов сгорания топливного газа более экономично (плазменная поверхностная закалка, плавление огнеупоров и стекол, подогрев и плавление скрапа в электропечах, получение синтетических шлаков, декоративная отделка зданий и др.)

Так, среди энерготехнологических процессов первой группы весьма значимой и перспективной представлялась плазменная интенсификация доменной плавки с заменой части кокса конвертированным в топливно-плазменной горелке топливом. Непрерывное удорожание кокса повышает актуальность этого направления. Единственным непреодолимым пока ограничением является отсутствие мощных плазмотронов с длительным (сотни часов) ресурсом работы. Несмотря на значительные усилия разработчиков, проблема высокоресурсного плазмотрона остается открытой. К сожалению, на сегодняшний день она делает все эффективные плазменные технологические процессы с длинным циклом работы практически недоступными для широкой промышленной реализации.

Среди теплотехнологических процессов второй группы ожидания, связанные с напылением покрытий и плазменной поверхностной закалкой в среде плазмы продуктов сгорания топливного газа (природного или пропан-бутана), оправдались.

В связи с изложенным целесообразно подробнее осветить особенности технологии процессов напыления, поверхностной закалки и оптимального,

исходя из требований указанных технологий, генерирования плазмы продуктов сгорания.

1. Плазма и ее свойства.

1.1. Термодинамическое равновесие.

Получение атмосфер с требуемыми параметрами - необходимое условие эффективного ведения процессов плазменной обработки. Разработка и оптимизация плазменных устройств и технологий требуют знаний теплофизических и химических свойств теплоносителей, причем с достаточно высокой точностью.

Термодинамика плазменных процессов включает два самостоятельных вопроса: термодинамику получения плазмы из газовых атмосфер и термодинамику собственно процесса. По существу они вытекают из практики, поскольку обычно рассматриваются две высокотемпературные системы. Их специфика состоит в том, что в первой с помощью плазменной техники получают теплоноситель с заданным уровнем энтальпии, скорости, требуемым химическим составом. Во второй реализуют технологический процесс, связанный с обработкой материалов - напыление, резка, закалка и т.д.

В термодинамике все расчеты проводятся только для равновесных состояний системы и для равновесно протекающих процессов, для которых времена релаксации малы по сравнению с периодом изменения внешних воздействий.

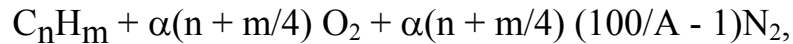
После определения границ применимости термодинамических методов наиболее важен вопрос достоверности расчета, который определяется правильным выбором физико-химической, математической модели и достоверными исходными данными.

Приступая к расчету, необходимо знать набор компонентов в системе. Поэтому представительность термодинамического расчета в значительной степени определяется достоверностью равновесного состава и параметров веществ. Состав, термодинамические и переносные свойства равновесных продуктов сгорания однозначно зависят от элементного состава, температуры T и давления P или объема V системы при изохорическом процессе [1]. Исходные горючее и окислитель находятся между собой в определенном соотношении. Чтобы обеспечить полное сгорание 1 моля горючего, т.е. полное насыщение валентностей горючих элементов валентностями окислительных элементов, требуется χ^0 моль окислителя. Определение χ^0 обычно проводят по высшим валентностям элементов [1]. Величину χ^0 называют молярным стехиометрическим коэффициентом. Отношение действительного соотношения компонентов χ к

стехиометрически необходимому χ^0 называют коэффициентом избытка окислителя :

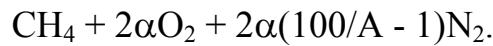
$$\alpha = \chi/\chi^0.$$

В общем случае горения углеводородов C_nH_m в азотокислородных смесях левая часть уравнения реакции имеет вид [1]:



где A - содержание кислорода в азотнокислородной смеси, %.

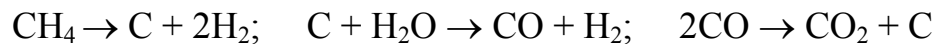
В частности, при горении метана



Правая часть уравнения реакции горения углеводородов C_nH_m содержит набор компонентов продуктов сгорания (табл. 1).

В расчетах одноатомный углерод учитывается и в конденсированном состоянии.

Необходимо отметить, что проведение процесса в области низких α и невысоких T может привести к образованию твердой фазы - сажи (C - графит). Анализ возможных реакций сажеобразования при конверсии метана кислородно-азотными окислителями



показывает, что минимальное объемное отношение $O_2:CH_4$, обеспечивающее отсутствие сажи, равно 0,602 при 1000 K ($\alpha_{min} = 0,301$).

Таблица 1. **Компоненты продуктов сгорания.**

N	O	NO ₂	NH ₂	N ₂	N ₂ O	NO
N ⁺	O ⁺	NH	HNO	N ₂ ⁺	N ₂ O ⁺	NO ⁺
N ⁻	O ⁻	NH ⁺	-	N ₃	-	NO ⁻
O ₂	H	H ₂	OH	HO ₂	C	CO
O ₂ ⁺	H ⁺	H ₂ ⁺	OH ⁺	H ₂ O	C ⁺	CO ⁺
-	H ⁻				C ⁻	
C ₂ O	CH	CH ₂	CN	HC	C ₂	Электрон- ный газ
CO ₂	CH ⁺	HCO	CN ⁻	C ₂ H C ₂ H ₂	C ₂ ⁻ C ₃	

При увеличении температуры минимальное α становится еще меньше (при $T = 1200$ К имеем $\alpha_{\min} = 0,25$). Так как плазменные процессы напыления, резки, закалки происходят при температурах выше 1000 К и $\alpha > 0,4$, то можно предполагать, что в продуктах реакции равновесный С-графит отсутствует.

Сажистые частицы ультрамалых размеров до 3,5-4 нм образуются и в диффузионных пламенах за счет пиролиза топлива. Это определяется кинетикой. При наложении на пламя электрического поля, обеспечивающего дрейф положительных ионов из реакционной зоны, выход осажденной сажи увеличивается. По-видимому, ионы C^+ наряду с возбужденными радикалами C_2 являются зародышами кристаллитов.

При термодинамическом анализе процессов окисления углеводородных газов предполагают, что твердый углерод в системе отсутствует. Это справедливо в случае быстропротекающих высокотемпературных процессов, когда время протекания реакции меньше времени образования твердой фазы. Расчет термодинамического равновесия сводится к определению всех равновесных параметров и термодинамических свойств рабочего тела.

Состояние системы описывается термодинамическими параметрами: давлением P , плотностью ρ , температурой T и функциями полной внутренней энергией U_n , полной энтальпией H и энтропией S . Чтобы охарактеризовать состояние системы, необходимо задать только содержание химических элементов и числовые значения любых двух термодинамических параметров. Обычно задают параметры, которые можно легко измерить, например, давление и температуру.

В реальных процессах зачастую необходим учет неравновесности и скоростей реакций.

Окислительно-восстановительные и переносные свойства плазмы продуктов сгорания определяются ее составом. Ввиду того, что процессы с использованием плазменного нагрева (напыление, закалка, резка) осуществляются преимущественно в нейтральной или восстановительной атмосфере [2], ограничимся рассмотрением двух случаев: использование близкой к нейтральной (коэффициент избытка окислителя $\alpha = 1$) и богатой ($\alpha = 0,6$) смеси воздух:метан.

Изменение состава газовой смеси при указанных коэффициентах избытка воздуха в зависимости от температуры приведено на рис.1. Видно, что наименее стойкой является молекула CO_2 (рис.1, а). При нагреве происходит наиболее ранняя и полная ее диссоциация. Затем диссоциируется H_2O . При температуре выше 4000 К CO_2 и H_2O практически отсутствуют.

Молекулярный водород H_2 в большом количестве (15% (об.)) присутствует в богатой смеси ($\alpha = 0,6$) (рис.1, б) и, как результат диссоциации воды, - при $\alpha = 1$ (рис.1, а) до температуры 5000 К. Наиболее интенсивное изменение концентраций продуктов сгорания от температуры происходит при 3500 К. Молекула CO является стойкой и присутствует в плазме до температуры 8500 К. Атомарный водород и кислород образуются при нагреве выше 2500 К, азот - более 4500 К. При температуре более 5500 К появляется равновесный углерод (в газовой фазе) за счет диссоциации CO с максимальным содержанием 4-5% при 8500 К. С повышением температуры более 7000 К начинает существенно возрастать концентрация электронного газа, например, при 9000 К она составляет 1, а при 12000 - 12% (об.). Одновременно возрастает концентрация положительных однократно ионизированных ионов N^+ , C^+ , H^+ , O^+ .

В плазме продуктов сгорания образуются также однократно ионизированные отрицательные ионы O^- , N^- , H^- , C^- , их наибольшее содержание приходится на область температур $(10-14) \cdot 10^3$ К и составляет 10^{-3} % (об.), поэтому на рис.1 они не приведены. В области температур до 20000 К двухкратная ионизация еще не существенна, так при 20000 К содержание O^{2+} составляет всего $1,5 \cdot 10^{-3}$ % (об.).

Следует отметить особенность ионного состояния плазмы продуктов сгорания в области температур $(9-13) \cdot 10^3$ К, в которой значительный вклад в ионный токоперенос оказывает углерод (рис.2).

Среднемассовая температура плазменной струи на срезе сопла плазмотрона, используемого для напыления, составляет $(4-7) \cdot 10^3$ К. Температуры в ядре струи и столбе дуги, горящей в канале, близки и в 1,5-2 раза превышают среднемассовую, т.е. попадают в область, в которой при переходе от воздушной плазмы к продуктам сгорания качественно меняется характер ионного токопереноса.

Как видно из рис.1, в молекулярном виде при $T = (4-7) \cdot 10^3$ К в плазме присутствуют, в основном, азот и монооксид углерода, колебательная температура которых при расширении плазмы легко “замораживается”. Кислород и водород находятся в атомарном состоянии, следовательно, могут активно взаимодействовать с обрабатываемым материалом. Например, при $T = 4000$ К и $\alpha = 0,6$ содержание атомарного кислорода - около 9 %. Для $\alpha = 1$ содержание атомарного водорода около 20 %, монооксида углерода - 7 %, кислорода - 15 %. Таким образом, плазма продуктов сгорания носит явно выраженный химически активный характер. Ее окислительно-восстановительный потенциал, представляющий собой степень отклонения двухфазной системы от равновесия, определяется действительным составом газовой фазы, видом обрабатываемого материала и температурой. Оценены окислительно-восстановительные свойства равновесных смесей продуктов сгорания с воздухом в интервале

температур до 3000 К и степенью обогащения смеси кислородом $A = 20, 40, 100 \%$. Как показали расчеты для оксидов металлов $NiO, CoO, Co_3O_4, Fe_2O_3, MnO_2, CrO_3$, исследованные атмосферы в диапазоне $\alpha = 0,4-0,8, A = 20, 40, 100 \%$. $T = 1600 - 3000$ К являются восстановительными. По отношению к таким оксидам, как MoO, MoO_3, WO_2, WO_3 и FeO , при $\alpha < 0,6$ атмосферы восстановительные, а при $\alpha > 0,6$ - окислительные.

При всех исследованных параметрах окислительные свойства данных атмосфер проявляются по отношению к следующим оксидам: $VO, V_2O_3, V_2O_5, Cr_2O_3, MnO$ и B_2O_3 . Однако следует отметить, что на практике термодинамические запреты или разрешения могут не реализовываться по кинетическим причинам.

Плазменные процессы протекают при наличии плазмо - образующей среды. Выбор среды, в первую очередь, определяется технологическими особенностями процесса, а также возможностью ее использования на существующем оборудовании, дефицитностью, стоимостью.

Практика выдвигает широкий спектр требований к плазмо - образующей среде, что привело к многообразию используемых газов. В качестве плазмо - образующих газовых сред применяют аргон, азот, гелий, их смеси с водородом, аммиак, воздух, смесь воздуха с горючим углеводородным газом, смесь углекислого газа с метаном. Используют также в качестве плазмо - образующей среды воду, которая в столбе дуги испаряется, диссоциирует на кислород и водород с частичной их ионизацией. Перечисленные газы и их смеси ведут себя по-разному в электрическом разряде и при нагревании до плазменного состояния в технологических процессах. Это связано с тем, что применяемые плазмо - образующие газы различаются в широких пределах по термодинамическим и теплофизическим свойствам, физико-химическим особенностям при взаимодействии с электродами плазмотрона и материалом.

Первичную информацию о возможной комбинации параметров плазмы, влияющих на электрические, тепловые и динамические свойства, дает анализ результатов расчета термодинамических свойств различных газов. Выбор рода плазмо - образующего газа определяет электрические и тепловые характеристики плазмотрона, теплофизические и динамические свойства плазменной струи, ее химическую активность.

Одной из основных сравнительных характеристик плазмо - образующих сред является зависимость удельной энергии от температуры $\varepsilon = f(T)$. Удельная энергия ($\text{кВт}\cdot\text{ч}/\text{м}^3$), с одной стороны, связана с приращением энтальпии:

$$\varepsilon = (H - H_0) / (3600 v_0)$$

(H - энтальпия, кДж/кг; H_0 - энтальпия исходных плазмо - образующих газов при стандартных условиях, кДж/кг; v_0 - удельный объем плазмо - образующего газа, м³/кг); s другой - с расходом плазмо - образующего газа:

$$\varepsilon = \frac{UI - Q_{\text{пот}}}{G}$$

(U - напряжение на дуге, В; I - ток дуги, А; $Q_{\text{пот}}$ - суммарные потери, кВт; G - расход плазмо - образующего газа, м³/ч).

Величина удельной энергии ε является более удобной при сравнении различных плазмо - образующих сред, чем энтальпия: она не зависит от набора базовых компонент и наглядно связывает параметры разряда со средне массовой равновесной температурой плазмы. Различные плазмо - образующие среды нельзя сравнивать по абсолютному значению их энтальпий, поскольку они имеют разные точки отсчета из-за различий в энергии образования веществ.

Зависимость средне массовой температуры плазмы от удельного энергозатрата приведена на рис.3. Величины удельных энергозатрат при плазменном напылении, закалке большинства материалов составляют 5-10 кВт · ч/м³. В соответствии с верхним пределом удельной энергии (10 кВт·ч/м³) средне массовая температура плазмы различных газов изменяется в широких пределах: от 3900 К для плазмы Н₂О до 13400 К для плазмы Аг.

С точки зрения передачи тепла обрабатываемому материалу высокая температура выгодна, так как тепловой поток к поверхности зависит от температурного напора в пограничном слое:

$$q_T = \alpha_T (T_T - T_S),$$

где T_T - температура плазмы (газа); T_S - температура поверхности; α_T - коэффициент теплоотдачи от газа к поверхности, Вт/(м² К).

При нагреве напыляемого дисперсного материала происходит отбор энергии от плазменной струи за счет нагрева дисперсных частиц материала и взаимодействия струи с окружающей средой. Это сопровождается снижением температуры вдоль струи и уменьшением, как правило, температурного напора. Наиболее значительное снижение температуры имеет место в зоне, где крутизна функции $\varepsilon = f(T)$ минимальна. Здесь наибольшим теплосодержанием обладают плазменные струи таких газов, как Н₂О, NH₃, N₂ и продукты сгорания СН₄ при различных α .

Следует отметить, что несмотря на высокую теплоаккумулирующую способность плазмы Н₂О и NH₃ температура плазменных струй этих газов

невысока. Для достижения температур порядка 6000 К необходимые значения удельной энергии для плазмы H_2O и NH_3 составляют $16 \text{ кВт}\cdot\text{ч}/\text{м}^3$.

Аргон и аргоно-водородные смеси имеют высокую температуру струи при $\varepsilon = 10 \text{ кВт}\cdot\text{ч}/\text{м}^3$, но она достаточно быстро снижается при отводе энергии $1350\text{-}650 \text{ К}$ на $1 \text{ кВт}\cdot\text{ч}/\text{м}^3$ и скорость снижения температуры нарастает по мере отвода энергии. Так, при $\varepsilon = 3 \text{ кВт}\cdot\text{ч}/\text{м}^3$ снижение температуры при отводе $1 \text{ кВт}\cdot\text{ч}/\text{м}^3$ составляет почти 4000 К для плазмы аргона.

Значительная скорость снижения температуры для плазмы CO_2 характерна лишь в интервале значений удельной энергии $8\text{-}12 \text{ кВт}\cdot\text{ч}/\text{м}^3$, а при более низких значениях скорость снижения температуры составляет 250 К на $1 \text{ кВт}\cdot\text{ч}/\text{м}^3$, т.е. величину, не намного превышающую снижение температуры плазмы N_2 и продуктов сгорания CH_4 . Однако температурный уровень в этом случае будет заметно ниже ($\sim 4000 \text{ К}$).

Плазма продуктов сгорания CH_4 и N_2 имеет примерно одинаковое и достаточно высокое теплосодержание. Снижение температуры плазмы при отборе $1 \text{ кВт}\cdot\text{ч}/\text{м}^3$ составляет 200 К в интервале температур $8000\text{-}6000 \text{ К}$ для плазмы азота, а для плазмы продуктов сгорания оно составляет такую же величину в интервалах температур $8000\text{-}6000 \text{ К}$ и $4000\text{-}3000 \text{ К}$, в то время как плазма азота в температурном интервале $4000\text{-}3000 \text{ К}$ довольно быстро снижает температуру при отводе тепла ($\sim 2200 \text{ К}$ на $1 \text{ кВт}\cdot\text{ч}/\text{м}^3$). Таким образом, плазма продуктов сгорания обладает большей теплоаккумулирующей способностью в интервале высоких и относительно низких температур и поэтому пригодна для нагрева как тугоплавких, так и относительно легкоплавких веществ.

В газодинамических расчетах пользуются равновесными и “замороженными” параметрами. Для анализа свойств различных плазменных теплоносителей удобно представить зависимость отношения равновесной к “замороженной” теплоемкости от температуры $C_{pp}/C_{pz} = f(T)$ (рис.4), характеризующей развитость диссоциативных и ионизационных процессов. Максимумы на этой кривой соответствуют наибольшему изменению концентраций dC/dT на рис.1.

Крутизна кривых удельной энергии $\varepsilon = f(T)$ (см. рис.3) в сочетании с числом максимумов на зависимости $C_{pp}/C_{pz} = f(T)$ (см. рис.4) характеризует эффективность теплоотдачи от плазмы к нагреваемому материалу в конкретном температурном интервале и снижение температуры плазмы при отводе тепла от нее. Можно условно разделить плазмо - образующие газы на две группы: высокоэнтальпийные, для которых кривые $\varepsilon = f(T)$ лежат левее кривых соответствующей зависимости для воздуха, и низкоэнтальпийные, для которых эти зависимости лежат правее. Исходя из принятой классификации, к

высокоэнтальпийным плазмо образующим средам следует отнести H_2O , CO_2 , NH_3 , продукты сгорания с воздухом при $\alpha < 1$. Для получения высоких температур они требуют относительно большой подведенной мощности.

Принятый выбор кривой $\varepsilon = f(T)$ для воздуха в качестве базовой имеет физический смысл. Обычно процессы напыления и термообработки осуществляют с использованием плазменной струи, истекающей в атмосферу. Плазма активно взаимодействует с воздухом в пограничном слое струи, что приводит к ее разбавлению, существенному изменению состава, термодинамических и переносных свойств. Изменение состава плазмы происходит за счет снижения ее температуры при разбавлении холодным воздухом и сопутствующих химических превращений. Характер изменения температуры в плазменной струе при разбавлении воздухом определяется химической природой исходных газов.

Кривые зависимости $\varepsilon = f(T)$ для смеси плазмы, разбавленной воздухом, находятся между кривыми для данного плазмо - образующего газа и воздуха. По мере увеличения степени разбавления они приближаются к кривой $\varepsilon = f(T)$ для воздуха.

Для высокоэнтальпийных газов кривые $\varepsilon = f(T)$ по мере разбавления воздухом становятся круче, чем для чистого плазмо - образующего газа, а низкоэнтальпийные, наоборот - более пологие (рис.5). Так, при использовании плазмы продуктов сгорания с коэффициентом избытка окислителя $\alpha = 0,4$ и значении удельной энергии $\varepsilon = 12 \text{ кВт}\cdot\text{ч}/\text{м}^3$ двухкратное разбавление плазмы воздухом приводит к снижению ее средне массовой температуры от 6800 до 5900 К, т.е. всего на 900 К. При эквивалентном отборе тепла от плазменной струи без ее разбавления температура последней понизится до 5200 К, т.е. на 1600 К. Такое различие вызвано тем, что при взаимодействии плазменной струи продуктов сгорания $\alpha < 1$ с окружающей средой коэффициент избытка окислителя увеличивается за счет кислорода атмосферы, что сопровождается дополнительным выделением тепла.

В диапазоне параметров, реализуемых для напыления тугоплавких материалов, чувствительных к атмосферному кислороду, при разбавлении плазмы продуктов сгорания от $\alpha = 0,6$ до $\alpha = 1$ (это соответствует увеличению приведенного к нормальным условиям объема в 1,57 раза, т.е. снижению удельной энергии с 10 до $6,3 \text{ кВт}\cdot\text{ч}/\text{м}^3$) температура плазмы снижается от 6600 до 6000 К, т.е. на 600 К. Аналогичное разбавление плазмы N_2 воздухом приведет к снижению температуры от 7250 до 6200 К, т.е. более, чем на 1000 К.

Разбавление низкоэнтальпийной плазмы воздухом приводит к резкому снижению ее температуры. Для аргона при разбавлении в 2 раза температура падает от 13800 до 7000 К ($\varepsilon = 12 \text{ кВт}\cdot\text{ч}/\text{м}^3$), т.е. почти вдвое, а при эквивалентном отводе тепла - до 12000 К.

Таким образом, поскольку избежать снижения температуры плазмы за счет разбавления ее воздухом при напылении в открытой атмосфере невозможно, а из условий нагрева дисперсных частиц необходимо получить протяженную зону высоких температур, следует применять высокоэнтальпийные плазмо - образующие газы.

Разгон частиц дисперсного материала при плазменном напылении определяется скоростным напором $\rho_{\Gamma}u_{\Gamma}^2/2$, где ρ_{Γ} - плотность, u_{Γ} - скорость плазмы. Чем он больше, тем лучшей разгонной способностью обладает плазменная струя. Различные плазмо - образующие газы удобно сравнивать в относительных величинах $\rho_{\Gamma}u_{\Gamma}^2/(\rho_0u_0^2)$, где ρ_0, u_0 - плотность и скорость газа при температуре $T = 300$ К и давлении $P = 0,1$ МПа. Зависимость приведенного скоростного напора (либо приведенного удельного объема газа) различных плазмо - образующих сред представлена на рис.6, из которого следует, что плазмо - образующие газы, обладающие при равной удельной энергии относительно низкой температурой, имеют высокие значения приведенного скоростного напора. Это обусловлено высокой степенью расширения за счет развитых диссоциативных процессов.

Благодаря химическим реакциям теплопроводность плазмы продуктов сгорания значительно больше, чем теплопроводность “замороженной” смеси.

На рис.7 приведены зависимости коэффициентов теплопроводности для различных плазмо - образующих газов от температуры. Пики теплопроводности плазмы продуктов сгорания при 3500 и 7000 К обусловлены диссоциативно-рекомбинационными процессами, при 15000 К - ионизацией, повышение теплопроводности при $T > 10000$ К происходит за счет увеличения вклада электронной составляющей. Оценка вклада химической теплопроводности продуктов сгорания метана выполнена для девяти компонентов следующих основных шести реакций:

1. $H_2O = H_2 + 1/2 O_2$;
2. $H_2O = OH + 1/2 H_2$;
3. $CO_2 = CO + 1/2 O_2$;
4. $H_2 = 2H$;
5. $OH = O + H$;
6. $O_2 = 2O$.

Основной вклад в теплопроводность дает реакция 4.

Одна из фундаментальных проблем в области равновесных переносных свойств классической плазмы связана с расхождением между теорией и экспериментом для теплопроводности водорода. В области температур свыше 5000 К расчетные значения теплопроводности на 30-40 % меньше экспериментальных. При относительно невысоких температурах до 1100 К

для смесей с водородной компонентой ($H_2 - CO_2$, $H_2 - N_2$, $H_2 - CH_4$) отмечается также значительное (до 14 %) расхождение расчета с экспериментом.

В реальных условиях учет конечного времени релаксации электронно возбужденных молекул, возникающих при ассоциации атомов в пограничном слое, приводят к значительному (до 40 %) снижению рассчитанного теплового потока к поверхности при сверхзвуковых скоростях. При температуре плазмы $T_T = 7000 - 8000$ К, поверхности тела $T_S = 300$ К, и атмосферном давлении характерные времена диффузии τ_D частиц азота через пограничный слой $T = 8000 \rightarrow 300$ К имеют порядок 10^{-6} с, газофазной рекомбинации τ_r атомов азота - 10^{-5} с, время V-V-обмена τ_{VV} между молекулами азота - 10^{-5} с, а характерное время колебательной релаксации $\tau_{VT} > 10^{-4}$ с. При плазменном напылении в сверхзвуковых струях время пребывания дисперсных частиц в зоне нагрева составляет $\tau \cong 10^{-4}$ с, т.е. соизмеримо с временем колебательной релаксации τ_{VT} . В условиях неэффективной колебательной релаксации и высоких скоростей полета частиц произойдет снижение теплового потока к дисперсной фазе.

1.2. Влияние неравновесности.

Характерной особенностью генерирования электродуговой плазмы является то обстоятельство, что горение разряда в канале плазмотрона происходит в сильных радиационном и звуковом полях. При температурах более 10000 К на газодинамические характеристики течения начинают ощутимо влиять радиационные поля. В этом случае расчет газодинамических полей ведут с учетом излучения и поглощения световой энергии. Уровень звукового давления в плазмотроне достаточно высок, достигает 140 дБ. Источником возбуждения звука являются турбулентные пульсации скорости потока плазмы. Количество энергии, используемой в виде звука единицей массы турбулентной среды в единицу времени, равно:

$$\varepsilon_{ЗВ} \sim \frac{v^8}{c^5 l}, \quad (1.1)$$

где v - характерная скорость турбулентного движения, c - скорость звука, l - основной масштаб турбулентности. Причем, величина $\varepsilon_{ЗВ}$ в реальных условиях генерирования электродуговой плазмы может достигать достаточно большого значения. Акустический коэффициент полезного действия, определяемый как отношение $\varepsilon_{ЗВ}$ к диссипируемой в единицу времени энергии $\varepsilon_{дисс} \sim v^3/l$

$$\frac{\varepsilon_{\text{ЗВ}}}{\varepsilon_{\text{ДИСС}}} \sim (\nu/c)^5 \quad (1.2)$$

в канале сверхзвукового плазмотрона приближается к единице.

Рассмотрим возможность реализации процесса, когда интенсивные звуковые волны возникают на одном участке течения, а поглощаются на другом, оказывая влияние при этом на гидродинамические параметры течения, электрофизические свойства разряда.

Если обеспечить наиболее активную диссипацию звуковой энергии, например в области прианодной части разряда, можно получить ряд полезных технологических эффектов. Известно, что звуковое воздействие на электрическую дугу, горящую в продуваемом канале плазмотрона при атмосферном давлении, может оказывать существенное влияние на ее характеристики. Звуковое поле воздействует на дугу двояким образом. Во-первых, оно, начиная с некоторого значения числа Струхала $Sh = \omega D/\nu$ (ω - частота звуковых колебаний, D - диаметр сопла, ν - скорость газа на срезе сопла), увеличивает поперечные пульсации в струе, приводя к возрастанию теплоотвода от дуги и, соответственно, к увеличению напряженности электрического поля в ней. Во-вторых, звуковые возмущения приводят к развитию собственной магнитогидродинамической неустойчивости столба дуги. При этом увеличивается напряженность электрического поля в дуге за счет роста скорости столба дуги относительно потока и её длины, т.к. столб дуги приобретает (в основном) винтообразную форму.

На резонансных частотах звукового поля прирост напряжения на дуге описывается эмпирическим соотношением:

$$\delta U/U_0 = 1,4 \cdot 10^{-2} (J - J_0), \quad (1.3)$$

где величина J_0 - соответствует уровню звуковой мощности струи и равна $J_0 = 121$ дБ. $U_0 = c(I/I_*)^n$ - аппроксимация падающей вольт-амперной характеристики дуги: c , I_* , n - некоторые экспериментальные постоянные. При $I < I_0$ - прирост напряжения на дуге отсутствует.

При воздействии внешнего положительного, независимого от дуги фактора, напряжение на дуге будет

$$U = c(I/I_*)^n + \psi \quad (1.4)$$

Если осуществить обратную связь с током в виде $\psi = \alpha(I/I_*)^m$, то вольт-амперная характеристика дуги будет возрастающей при выполнении условия

$$I/I_* > (c \cdot n/m \cdot \alpha)^{1/n+m} \quad (1.5)$$

Осуществляя связь между током дуги и мощностью или частотой внешнего звукового поля, можно изменить вольт-амперную характеристику дуги вплоть до возрастающей.

В плазмотроне со сложной геометрией дугового канала в зависимости от конструктивных соотношений могут быть сформированы вольт-амперные характеристики желаемой формы. В таком плазмотроне выходной электрод (анод) имеет осевой канал, цилиндрическая часть которого переходит в диффузор с углом при вершине 13-14°. Диффузор заканчивается ступенчатым расширением, после чего дуговой канал сужается. Такой профиль канала обеспечивает благоприятное развитие акустических воздействий на дугу, горящую в закрученном потоке газа. Характерным является участок на вольт-амперной характеристике с большим положительным дифференциальным сопротивлением, где $R_\partial = dU/dI \sim 6$ Ом, формируется диффузная привязка разряда на аноде. При работе на токе дуги 200 А в течение 50 часов на аноде следы эрозии не обнаруживаются, переменная составляющая тока и напряжения на дуге является высокочастотной (десятки кГц).

Интенсивное поглощение звука на неоднородностях потока, приводящее к уменьшению значений пульсирующего параметра (температуры, плотности), дополнительное сопротивление пульсациями скорости за счет объемной вязкости при расширении газа в сопле будут способствовать быстрейшему затуханию возмущений плазменного потока.

Рассмотрим картину течения, типичную для плазмотронов линейной схемы и определим условия, при которых наиболее эффективно проявятся указанные выше эффекты.

В плазмотроне можно выделить следующие характерные участки. Это участок вдува холодного газа в зону горения стабилизированного вдоль оси канала столба электрической дуги. Здесь предполагается подача газа либо на обдув катода в случае короткой дуги, либо в зазор межэлектродная вставка (МЭВ)-анод в плазмотроне с длинной дугой. Ниже по потоку следует прианодный участок с зоной привязки анодного пятна дуги на цилиндрической поверхности канала, переходящий в участок формирования плазменной струи. В нем происходит выравнивание температурных, скоростных и концентрационных полей по сечению канала.

В состоянии равновесия на каждую степень свободы в среднем приходится вполне определенная энергия. Таким образом, классический газ, состоящий из n молекул, имеет энергию поступательного движения, равную $3/2(kTn)$, вращательного движения $-3/2(kTn)$, энергию колебания $-(3N-6)kTn$.

Запас энергии молекулярного газа в состоянии равновесия распределен по трем энергетическим “резервуарам”, соответствующим поступательным, вращательным и колебательным степеням свободы. Эти резервуары сообщаются и энергия довольно свободно переливается из одного в другой (обмен энергией между различными степенями свободы происходит при молекулярных столкновениях). Неравновесность в газе возникает, если газовая система подвергается внешнему воздействию.

Неравновесный молекулярный газ представляет собой своеобразную систему с рядом уникальных свойств.

На участке вдува холодного многоатомного газа в ионизированный столб дуговой плазмы возникает область нарушения локального термического равновесия (ЛТР). Размеры и расположение области, в которой отсутствует термическое равновесие между различными степенями свободы частиц газа зависят от геометрии канала и интенсивности вдува газа. В случае использования молекулярных газов отрыв электронной и колебательной температуры от поступательной и вращательной может составлять здесь несколько тысяч градусов. Это обстоятельство связано с хорошо известной иерархией времен релаксаций. В стационарных условиях смешение холодного газа с ионизированной плазмой сопровождается большими градиентами температуры и интенсивным вынужденным конвективным теплообменом. Равновесие между поступательными степенями свободы тяжелых компонент устанавливается за 1 - 2 столкновения, между поступательными степенями и вращательными - за 3 - 5 столкновений. Электроны при неупругих столкновениях с молекулами интенсивно возбуждают лишь их колебательные степени свободы. Поэтому в стационарных условиях продуваемого разряда возникает и поддерживается ситуация, когда

$$T_e \sim T_K > T_B \sim T_{\Pi} \sim T.$$

Здесь T_e , T_K , T_B , T_{Π} - температуры электронов, заселенности колебательных и вращательных уровней молекул, поступательной ионов и нейтральных частиц.

Механизм колебательного возбуждения молекул включает такие процессы, как прямое и ступенчатое возбуждение электронным ударом, столкновения с тяжелыми частицами, ионно-молекулярные реакции и др. В условиях интенсивного вдува холодного газа вклад различных процессов в

заселение колебательных уровней молекул существенно меняется в радиальном направлении от оси дуги до стенки канала.

Помимо вынужденной конвекции и теплопроводности важную роль в отклонении от ЛТР могут играть перенос энергии ионизации и диссоциации, диффузионные процессы, а также неравновесность состава плазмы. Особенно существенны отклонения от равновесных значений концентраций частиц для дуговых разрядов молекулярных газов. Здесь различие температур электронов, атомов и молекул, определяющие скорости протекания реакций ассоциативной ионизации, диссоциативной рекомбинации, перезарядки, может привести к существенному отклонению от равновесных значений концентраций частиц.

Колебательная релаксация имеет две существенные особенности, выделяющие ее среди процессов поступательной и вращательной релаксации.

Во-первых, энергетическая емкость колебательных степеней свободы значительно больше, чем поступательных и вращательных. Действительно, число колебательных степеней свободы в многоатомной молекуле, состоящей из N атомов, равно $3N-6$ (или $3N-5$ для линейных молекул). Поэтому уже для линейных трехатомных молекул, например для CO_2 , колебательная энергия при достаточно высоких температурах больше суммарной поступательной и вращательной энергии. Большая энергетическая емкость колебательных степеней свободы определяет значительный энергетический эффект процесса колебательной релаксации.

Во-вторых, обмен энергией между колебательной, вращательной и поступательной степенями свободы происходит медленно. В масштабе среднего времени свободного пробега колебательная релаксация - это очень медленный процесс. Например, число столкновений, необходимое для колебательного возбуждения молекулы O_2 в чистом газе из основного состояния, составляет при комнатной температуре примерно 10^8 , а при температурах $5 \cdot 10^3$ К - примерно 10^2 . Вместе с тем по сравнению с химическими реакциями колебательную релаксацию в ряде случаев можно считать быстрым процессом. В целом, процессы колебательной релаксации, формирующие равновесные или стационарные (квазистационарные) неравновесные колебательные распределения, идут значительно медленнее процессов установления равновесия по поступательным и вращательным степеням свободы. Используя аналогию энергетических резервуаров, можно представить, что в резервуарах поступательной и вращательной энергий, как в сообщающихся сосудах, очень быстро устанавливается единый уровень (равновесное состояние). Связь же колебательного резервуара с поступательно-вращательным резервуаром слаба, поэтому перекачка энергии между этими резервуарами происходит медленно.

Сравнительная медленность колебательной релаксации определяет ее исключительную роль в молекулярной кинетике.

Так, аномальное поглощение и дисперсия ультразвуковых волн в многоатомных газах объясняются замедленным обменом энергией между поступательными и колебательными степенями свободы при молекулярных столкновениях.

В основе релаксационной теории дисперсии звука лежит простая физическая идея. В многоатомных газах скорость распространения звука зависит от частоты (дисперсия звука). Физическая природа этой зависимости заключается в следующем. Звуковая волна непосредственно изменяет только поступательную энергию молекул. Перераспределение энергии по другим степеням свободы (например, колебательным), совершающееся при столкновениях, успевает произойти в пределах каждого периода лишь частично. Для очень малых частот, когда период звуковых колебаний много больше времени релаксации, перераспределение успевает создать практически равновесное распределение энергии по степеням свободы. С увеличением частоты отклонение от равновесия растет; при очень больших частотах перераспределение практически прекращается и газ ведет себя как одноатомный. Скорость звука выражается формулой (которой пользовался еще Ньютон)

$$c = \sqrt{dP / d\rho} = \sqrt{kP / \rho}$$

Поскольку упругость газа определяется энергией, приходящейся на поступательные степени свободы, то описанный процесс ведет к росту скорости звука при увеличении частоты. При этом вследствие необратимости процессов перераспределения энергии дисперсия сопровождается повышенным поглощением звука.

Существует целый ряд явлений, в которых определяющая роль принадлежит малым отклонениям от состояния равновесия. К их числу относятся диссипитивные процессы, связанные со второй (объемной) вязкостью в системе.

Напомним, что обычная (сдвиговая) вязкость связана с процессами сдвига, т.е. с наличием градиента скоростей. Сдвиговая вязкость - это свойство газов выравнивать скорости движения различных слоев газа. Выравнивание скоростей соседних слоев газа, если эти скорости различны (градиент скорости отличен от нуля), происходит потому, что из слоя газа с большей скоростью движения импульс переносится к слою, движущемуся с меньшей скоростью. Изменение импульса слоев означает в соответствии со вторым законом Ньютона, что на каждый из слоев действует сила. Эта сила по своему смыслу является силой трения между слоями, движущимися с различными скоростями. Поэтому говорят о внутреннем трении, которое

характеризуется коэффициентом внутреннего трения, или, как чаще говорят, коэффициентом (сдвиговой) вязкости.

Вторая вязкость связана с процессами, которые сопровождаются изменением объема (плотности) газов. Физическая причина появления при быстром сжатии или расширении новой силы трения (нового канала диссипации энергии), связываемой с объемной вязкостью, заключается в следующем. При быстром сжатии небольшого объема газа передаваемая в систему энергия вначале будет сосредоточена на поступательных степенях свободы и только потом, спустя время релаксации, часть ее перейдет во внутренние (вращательные) степени свободы. Поскольку давление определяется только поступательным движением молекул, то вначале оно будет несколько выше, чем в случае, когда установится равновесие между поступательным и вращательным движением. Этот эффект приводит к появлению избыточного гидростатического давления в сжатом газе и к дополнительному уменьшению давления в расширяющемся газе. Для преодоления этого избыточного давления, например, при движении тела в газе, необходимо приложить дополнительное усилие. В газе как бы появляется новая сила трения, отличная от внутреннего трения, связанного со сдвиговой вязкостью. Коэффициент объемной вязкости выступает как количественная мера этой новой силы трения, связанной с нарушением равновесия при быстром изменении объема. Таким образом, коэффициент объемной вязкости является макроскопическим выражением неравновесности по внутренним степеням свободы. Смысл термина “объемная вязкость” очевиден. Он отражает факт появления диссипации при быстром изменении объема в многоатомных газах. В одноатомных газах вторая вязкость отсутствует.

Подчеркнем, что в терминах объемной вязкости можно описать только малые отклонения от состояния равновесия.

В такой ситуации на локальном участке течения плазмы возможны условия, когда эффект второй (объемной) вязкости обращается, т.е. приводит не к затуханию звука, а к его нарастанию [3]. Колебательно-поступательная неравновесность $T_K > T$ при распространении звуковых волн становится источником энергии, которая в процессе тепловой дезактивации перекачивается в волну.

Оценим условия, при которых происходит усиление звуковых волн, порождаемых собственной турбулентностью, на участке вдува в дуговую плазму холодного газа, степень их возможного воздействия на электрическую дугу в зоне прианодной привязки и формируемую плазменную струю.

Можно показать [4], что система гидродинамических уравнений колебательно неравновесного газа формально совпадает с гидродинамическими уравнениями, в которых вторая или объемная

вязкость ξ может быть как отрицательной, так и положительной. Выпишем уравнение переноса импульса

$$\rho \frac{\partial \vec{v}}{\partial t} = -\nabla p + \eta \Delta \vec{v} + \left(\xi + \frac{\eta}{3} \right) \text{grad div } \vec{v}, \quad (1.6)$$

где ρ - плотность газа, \vec{v} - поле скоростей, η и ξ - коэффициенты первой и второй вязкости соответственно. Напомним, что η и ξ всегда положительны для равновесного газа, что обуславливает диссипацию акустических возмущений, Вторая вязкость при достаточном отрыве колебательной температуры T_K от поступательной T может становиться отрицательной и обеспечивает нарастание акустических возмущений. По порядку величин релаксационная вязкость ξ может значительно превосходить сдвиговую вязкость η .

В области низких частот $\omega\tau \ll 1$ (τ - время VT релаксации), она оказывается порядка

$$\xi \sim \rho \tau v_T^2 \left(C_K - \frac{q\tau}{T} \left| \frac{d \ln \tau}{d \ln T} \right| \right), \quad (1.7)$$

где C_K - колебательная теплоемкость на одну молекулу, q - энергия, поглощаемая колебательными степенями свободы в единицу времени, T - кинетическая температура газа. Время VT релаксации можно описывать с помощью формулы Ландау-Теллера

$$\tau = 1/\rho \exp \{ a/T^{1/3} \}, \quad (1.8)$$

где a есть константа, зависящая от параметров молекулы.

Таким образом, гидродинамические течения в колебательно-неравновесной среде можно описывать с помощью уравнений гидродинамики, учитывая, что релаксационная вязкость ξ описывается формулой (1.7). В тех случаях, когда $C_K \neq 1/3$ ($q\tau/T$) ($a/T^{1/3}$) (здесь мы воспользовались (1.7)), релаксационная вязкость ξ значительно превосходит η . Согласно оценок кинетической теории $\eta \sim \rho V_T^2 \tau_{CT}$ (τ_{CT} - время газокинетических столкновений), а в соответствии с (1.7) $\xi \sim \rho V_T^2 \tau_{CT}$. Поэтому $\eta/\xi \sim \tau_{CT}/\tau \ll 1$. Например, при температурах несколько тысяч градусов вторая вязкость превышает первую на два порядка.

Воздействия релаксационной вязкости в равновесных газах (колебательная температура T_K равна кинетической температуре T) достаточно изучены и освещены в литературе.

Появление отрицательной (обращенной) второй вязкости в колебательно неравновесном газе приводит к неустойчивостям и другим эффектам, не имеющим аналогов в равновесном газе [3,4].

Уравнения гидродинамики позволяют определить коэффициент затухания звука

$$\gamma = \omega^2/2C^3\rho [(4/3)\eta + \xi + \chi (1/C_V - 1/C_P)], \quad (1.9)$$

где ω - частота звука, C - скорость звука, χ - коэффициент теплопроводности газа, C_V и C_P - теплоемкость газа при постоянном объеме и давлении соответственно.

В молекулярном газе доминирующий вклад в (1.9) дает релаксационная вязкость

$$\gamma \cong (\omega^2/2C^3\rho) \xi \quad (1.10)$$

В равновесном газе $\xi > 0$ (1.10) декремент затухания звука определен. В колебательно неравновесном газе $\xi < 0$ имеет место усиление звука. Эти выводы справедливы количественно при очень малых амплитудах звуковой волны в линейном приближении. При реальных режимах работы плазмотрона (амплитуда звуковых волн имеет конечное значение) эти формулы справедливы качественно.

Течение неравновесного турбулентного газа сопровождается возбуждением звука собственной турбулентностью и усилением его за счет обращенной второй вязкости. Учет этого эффекта приводит к следующему уравнению

$$(1/C^2)(\partial^2 p / \partial t^2) - \Delta p = \rho_0 \frac{\partial}{\partial X_I} (v_K \frac{\partial v_i}{\partial X_K}) - \rho_0 \xi \frac{\partial}{\partial X_K} \frac{\partial^2 V_K}{\partial X_e^2}, \quad (1.11)$$

где ρ_0 - невозмущенная плотность газа.

При отсутствии вязкости ($\xi = 0$) уравнение (1.11) совпадает с исходным уравнением Лайтхилла [5].

Согласно классическим представлениям Лайтхилла акустическое поле, порождаемое собственной турбулентностью, обратного влияния на нее не оказывает. Так обстоит дело в равновесной среде. В молекулярном колебательно неравновесном газе интенсивность акустического поля может превышать интенсивность этого поля, порождаемого собственной турбулентностью. Следует заметить, что эффективное усиление звука за счет обращения эффекта релаксационной вязкости произойдет на частотах $10^4 - 10^5$ Гц.

Действительно, частота газокинетических столкновений $\nu \sim n \cdot \sigma \cdot v_T$ (n - концентрация молекул, σ - газокинетическое сечение рассеяния, v_T - тепловая скорость). Формула (1.7) для релаксационной вязкости получена в приближении $\omega\tau \ll 1$ (ω - частота звука, τ - время колебательно поступательной релаксации). Как известно, время колебательно поступательной релаксации τ при атмосферном давлении и температуре несколько тысяч градусов оказывается примерно на два порядка больше $1/\nu$. Поэтому условие $10^2(\omega/\nu) < 1$ приводит к $\omega \sim 10^4 - 10^5$ Гц.

Известно, что внешнее акустическое поле, интенсивность которого превышает интенсивность собственного поля (порожденного собственной турбулентностью), оказывает влияние на характеристики турбулентного течения, изменяя ее спектр и масштабы.

Можно предположить, что повышение интенсивности акустического поля в неравновесной среде (по сравнению с равновесной) эквивалентно воздействию внешнего источника звука. Таким образом, усиленный звук в неравновесной области среды может оказывать воздействие на собственную турбулентность. Кроме того, ниже по течению, где газ можно считать равновесным и где релаксационная вязкость положительна и велика, должно наблюдаться интенсивное поглощение энергии “избыточного” акустического поля. Эти эффекты могут оказать заметное влияние на параметры потока плазмы при условии, что неравновесная энергия молекулярных колебаний, которая трансформируется в энергию усиленной акустической волны и последующую ее диссипацию, сравнима с полной энергией плазмы. Энергия, запасенная в колебательных степенях неравновесного газа составляет

$$E_K = n_M (h\omega_0/e^{h\omega_0/T} - 1), \quad (1.12)$$

где n_M - концентрация молекул, T_K - колебательная температура, h - постоянная Планка, ω_0 - частота собственных колебаний молекулы. Энергия потока плазмы состоит из кинетической, тепловой и турбулентной

$$E_{пл} = p + \rho V^2/2 + E_{тур}, \quad (1.13)$$

где p - давление плазмы, которая рассматривается как идеальный газ, ρ - плотность плазмы, V - скорость потока плазмы, $E_{тур}$ - энергия турбулентности на единицу объема.

В соответствии с определением [5], коэффициент поглощения связывает энергию звуковой волны $E_{зв}$ и ту ее часть E_d , которая диссипируется в единицу времени

$$E_d = \gamma 2cE_{зв} \quad (1.14)$$

При столкновении возбужденной молекулы с невозбужденной выделяется энергия

$$E^* = h\omega_0 \left[\left(\frac{1}{e^{h\omega_0/T}} - 1 \right) - \left(\frac{1}{e^{h\omega_0/T}} - 1 \right) \right], \quad (1.15)$$

часть которой преобразуется в энергию звуковой волны. Затем энергия звука диссипируется в энергию теплового движения частиц плазмы, которую можно оценить по формуле

$$\Delta E = (2\pi/\omega) \gamma_P 2c (2\pi/\omega) \left| \gamma_H \right| 2cE^*, \quad (1.16)$$

где γ_P - декремент затухания звука в равновесном газе, γ_H - инкремент нарастания звука в неравновесном газе (на частоте ω).

Эту энергию следует сравнивать с энергией единицы объема плазмы (1.13), которую для простоты примем равной тепловой энергии $E_{пл} \approx n_{пл}T$. При высоких температурах $h\omega_0 < T$ колебательные степени свободы можно считать классическими. В этом случае из (1.16) с учетом (1.10) и оценочных формул релаксационной вязкости получим

$$\Delta E = n_M 4\pi^2 (T_K - T) \omega^2 \tau^2 \left| 1 - (q\tau/3T) (a/T^{1/3}) \right| \quad (1.17)$$

Сравнение (1.17) с тепловой энергией плазмы дает

$$\Delta E/E_{пл} = 4\pi^2 (n_M/n_{пл}) \left[(T_K - T)/T \right] (\omega\tau)^2 \left| 1 - [(T_K - T)/3T] (a/T^{1/3}) \right| \quad (1.18)$$

$$\text{Принимая } n_M/n_{пл} \sim 1, \quad (T_K - T)/T \sim 1/10, \quad \omega\tau = 1/10, \\ \left| 1 - [(T_K - T)/3T] (a/T^{1/3}) \right| \sim 1,$$

получим на основании (1.18) $\Delta E/E_{пл} \sim 4\%$. При увеличении степени неравновесности $(T_K - T)/T$ отношение (1.18) может быть сравнимым с единицей.

Проведенный анализ свидетельствует о том, что обсуждаемый канал трансформации колебательной энергии в плазме может оказать заметное влияние как на параметры потока, так и на характеристики разряда.

2. Генерирование плазмы

2.1 Плазмотроны.

При протекании химических реакций в камере плазмотрона, работающего на газозвоздушной смеси, имеют место обычные для всех

плазмотронов явления - шунтирование, дрейф параметров дуги, неустойчивости различного рода и пробой. Количественные соотношения существенно изменяются. Задача разработки технологического плазмотрона сводится к тому, чтобы в относительно простой, ремонтпригодной конструкции обеспечить 1) стабильную длительную работу в широком диапазоне изменения тока дуги, расхода и состава плазмо образующего газа, 2) генерирование плазменной струи с воспроизводимыми параметрами, позволяющей эффективно обрабатывать материалы с разными свойствами. Это достигается, в частности, благодаря газовихревой стабилизации столба протяженной дуги и подавления окружной составляющей скорости плазмы в прианодной зоне. Из-за наличия окислителя в исходной плазмо-образующей смеси в качестве основного элемента катодного узла плазмотронов в плазме продуктов сгорания обычно используют термокатод с циркониевой или гафниевой активной вставкой [2,6].

Плазмотроны на газозооушной смеси работают, как правило, с источниками тока [7]. Для максимального использования установленной мощности электрооборудования и эффективного регулирования вкладываемой в электрический разряд мощности путем изменения тока целесообразна стабилизация напряжения на дуге на уровне верхнего предела рабочего напряжения источника электропитания. Наиболее просто поддержание требуемого уровня напряжения на дуге осуществляется в плазмотроне с уступом (рис.8,а). Выявленные и исследованные особенности поведения дуги в каналах сложного профиля позволили разработать ряд принципиально новых конструкций плазмотронов. В плазмотроне (рис.8,б) выходной электрод (анод) имеет осевой канал, цилиндрическая часть которого переходит в диффузор с углом при вершине 13-14°. Диффузор заканчивается ступенчатым расширением, после чего дуговой канал сужается. В таком плазмотроне возрастает эффективность воздействия на напряженность электрического поля, что позволяет формировать вольт-амперную характеристику (ВАХ) дуги желаемой формы. Характерным является участок на ВАХ с большим положительным дифференциальным сопротивлением, где dU/dI достигает 6 Ом. Повышается по сравнению с плазмотроном с уступом эффективность нагрева конвертированного природного газа.

На рис.8 приведены конструктивные решения, обеспечивающие активное воздействие на поток плазмы в прианодной части столба дуги. В плазмотроне (рис.8,в) в области канала за уступом располагается участок большего диаметра с ребристой поверхностью, на которой осуществляется разрушение вихревого течения. В плазмотроне (рис.8,г) из канала большего диаметра прианодного участка дуги осуществляется сброс пристеночного, не прогретого в дуге, газа с большой тангенциальной составляющей

скорости в атмосферу. За счет этого повышается энтальпия струи, снижается уровень турбулентности и аэродинамического шума. В плазмотроне (рис.8,д) часть дугового канала выполняется большего диаметра с электротеплоизоляционным покрытием. Благодаря этому, в однокамерном плазмотроне удается вытянуть дугу больше ее самоустанавливающейся длины и снизить потери тепла в электрод.

Следует отметить, что плазмотроны (рис.8,а - г) могут быть выполнены как по двухэлектродной схеме, так и трехэлектродные с дополнительным электродом для поджига дуги. В этом случае может применяться вольфрамовый катод при обдуве инертными газами, либо самовосстанавливающийся из газовой фазы при обдуве $\text{CH}_4 + \text{CO}_2$ [8].

Высокие эксплуатационные качества, простота изготовления, ремонтпригодность достигаются в плазмотроне с одиночной металлической межэлектродной вставкой (МЭВ).

Схемы плазмотронов с одиночной металлической МЭВ приведены на рис.8,е - з. Возможны различные варианты исполнения таких плазмотронов: с подачей заранее подготовленной смеси (рис.8,е), отдельной подачей воздуха на обдув катода и горючего газа в зазор МЭВ - анод (рис.8,ж), с осевым и боковым подводом коммуникаций, прямым и косвенным охлаждением электродов. Уровень номинальной мощности определяется, в основном, относительной длиной канала МЭВ и изменяется в пределах 30-180 кВт. Плазмотроны работают на дозвуковом и сверхзвуковом режимах, с внутренней и выносимой дугой.

При небольшой относительной длине канала МЭВ $l_1/d_1 = 1-3$ ее можно охлаждать плазмой образующим газом (рис.8,з). Рекуперация тепла позволяет поднять к. п. д. плазмотрона мощностью 40 кВт до 90%. Нагрев МЭВ в этом случае не должен превышать температуру воспламенения смеси. Такой плазмотрон наиболее эффективен при работе с выносимой дугой на сверхзвуковом режиме.

Следует отметить, что в плазмотронах с МЭВ одинаково успешно реализуются два режима работы со средней длиной дуги, не зависящей от параметров, меньше и больше самоустанавливающейся. В первом случае сокращение начального участка канала достигается путем искусственной турбулизации потока и более раннего смыкания прогретого дугой газа с развивающимся пристеночным пограничным слоем. Во втором случае вытягивание дуги обеспечивается благодаря поддержанию условий, исключающих пробой. Следствием сохранения неизменной средней длины дуги в плазмотронах с МЭВ является снижение относительной величины пульсаций параметров: тока дуги $\Delta I/I$, напряжения $\Delta U/U$; длины дуги $\Delta l_0/l_0$ и соответственно температуры $\Delta T/T$ и скорости $\Delta u/u$ плазменной струи.

Наиболее важной интегральной характеристикой дуги, горящей в плазмотроне, является зависимость напряжения на дуге от силы тока в ней

при постоянстве всех определяющих параметров (расхода, состава и давления плазмо образующего газа, геометрических соотношений, формы дугового канала и пр.). Семейства этих вольт-амперных характеристик (ВАХ) дают достаточно полное представление о дуге, диапазоне регулирования плазмотрона, области стабильной работы, требуемом источнике электропитания.

Эффективность генерирования плазмы определяется тепловым к. п. д. плазмотрона и зависит от энергообмена высокотемпературного газа с элементами конструкции плазменного генератора. Основные проблемы у разработчиков плазмотронов для напыления возникают при необходимости стабильного в течение длительного времени воспроизведения хорошо сформированных высокоэнтальпийных потоков плазмы. Успех решения этих проблем зависит от достигнутой оптимальности сочетания ряда конкурирующих процессов. Например, энтальпия потока пропорциональна току дуги, а его повышение неизбежно снижает ресурс работы электродов; формирование заполненного профиля температур и скоростей в плазменном потоке требует достаточно длинного пути перемешивания пристеночного с осевым (прогретым дугой) газовым потоком, что неизбежно приводит к увеличению потерь тепла в стенку и снижению энтальпии и т.д.

Вольт-амперные и тепловые характеристики плазмотронов, работающих на метано-воздушной (пропан-бутан-воздушной) смеси, естественно зависят от их конструктивных особенностей и геометрических соотношений дугового канала. В то же время им присущи особенности, обусловленные родом плазмо -образующего газа.

Напряжение на дуге возрастает с добавкой метана. Многочисленные экспериментальные данные по зависимости ВАХ от содержания (%) CH_4 обобщаются комплексом вида $(1 + G_{\text{CH}_4} / G_{\text{B}})^{0,8}$, где G_{CH_4} и G_{B} - $\text{м}^3/\text{ч}$. Увеличение расхода плазмо образующего газа, давления и уменьшение диаметра разрядного канала приводят к росту напряженности электрического поля.

Молекулярная масса существенно влияет на теплоемкость и теплопроводность газа, следовательно, при заданных токе дуги, расходе плазмо -образующего газа, диаметре канала, давлении она, наряду с другими механизмами энергообмена (излучением, конвекцией), определяет температуру в дуге и ее распределение по радиусу, а следовательно, электропроводность плазмы и сопротивление дуги. В настоящее время получены обобщенные вольт-амперные характеристики практически для всех используемых плазмо -образующих газов, однако обобщения по роду газа пока получить не удалось.

В случае применения смесей как с метаном (CH_4), который легче воздуха, так и пропан-бутаном ($\text{C}_3\text{H}_8 + \text{C}_4\text{H}_{10}$), который тяжелее воздуха,

напряженность электрического поля в дуге с ростом содержания горючего газа в смеси возрастает. Лишь расход пропан-бутана в соответствии со стехиометрией меньше. По-видимому, для смесей многоатомных химически реагирующих газов зависимость напряженности от молекулярной массы также имеет место, но с учетом обдува дуги не холодной смесью, а диссоциированными продуктами сгорания.

Электрическая дуга - стабилизатор горения. При вдуве свежей смеси в зону теплового слоя дуги происходит разложение и окисление топлива с большим многообразием промежуточных элементарных химических реакций, скорость которых увеличивается по экспоненте в зависимости от температуры газа.

Напряженность электрического поля в плазмотронах осевой схемы (см.рис.8) на разных участках дуги различна. В прикатодной области (расширения разряда) она велика, в 2-3 раза превышает асимптотическую напряженность начального участка. Прикатодная напряженность электрического поля зависит от геометрии входа в дуговой канал и состава плазмо -образующего газа. Темп роста напряжения на дуге при изменении содержания метана в смеси сильно зависит от места его ввода в дуговой разряд. Прирост напряжения на дуге в плазмотроне со ступенчатым анодом (см.рис.8,а) значительно больше при добавлении метана к газу (воздуху, аргону, азоту) на обдув катода, чем в смеси с основным плазмо образующим газом, вдуваемым в дуговой канал между соплом и анодом (рис.9). Это явление связано со значительным изменением состава газа в столбе дуги на расширяющемся участке. Обнаруженный эффект позволяет легко поддерживать напряжение на дуге на постоянном уровне при изменении соотношения топливо:окислитель в плазмо -образующем газе. Поскольку расход газа на обдув катода плазмотрона (см.рис.8,а) в 5-10 раз меньше, чем плазмо -образующего, а влияние на напряжение дуги более сильное, компенсация прироста напряжения от увеличения расхода метана в смеси плазмо -образующего газа незначительным снижением расхода метана на обдув катода практически не повлияет на общий состав смеси. Такое регулирование с целью поддержания напряжения на дуге постоянным (вне зависимости от состава и расхода смеси) позволяет полностью использовать установленную мощность источника электропитания.

Добавление метана к воздуху приводит к изменению дифференциального сопротивления дуги в рабочем диапазоне токов, ВАХ плазмотрона смещается вверх и становится более пологой. Может измениться знак дифференциального сопротивления $R_d = \partial U / \partial I$ и ВАХ станет падающей. Следовательно, формирование восходящей вольт-амперной характеристики для плазмотрона с уступом в исследуемом диапазоне параметров возможно лишь при интенсивном обжати столба

дуги - основная причина формирования падающей ВАХ та, что с ростом тока увеличивается радиус канала дуги.

Для метано-воздушной плазмой образующей смеси по сравнению с воздухом увеличивается область устойчивой работы по току на 20 - 30%. Смещение анодного опорного пятна с ростом тока дуги в канал меньшего сечения происходит при большем значении тока.

При профилировании дугового канала плазматрона (рис.8,б) получен на ВАХ участок с большим положительным дифференциальным сопротивлением. Интерес к формированию восходящей ВАХ велик, в основном, в силу того, что плазматрон с такой характеристикой может работать от источника напряжения. На рис.10 приведены ВАХ плазматрона со сложной геометрией дугового канала. С увеличением расхода плазмообразующего газа максимум напряжения смещается в сторону больших токов, а добавление метана к воздуху вызывает обратный эффект. С ростом содержания метана в смеси уровень напряжения на дуге повышается, а dU/dI снижается. В случае, если зона шунтирования дуги выносится на цилиндрический участок канала за диффузором, ВАХ становятся монотонно восходящими независимо от α во всем диапазоне токов дуги (кривые 5,6 рис.10). Механизм формирования восходящей ВАХ в плазматроне со сложной геометрией дугового канала пока не ясен. По-видимому, повышение напряженности электрического поля в области токов 150-350 А в плазматроне со сложной геометрией дугового канала связано с увеличением кривизны поперечно продуваемого газом участка прианодной части столба дуги и нарушением равновесия. Искривление токового канала делает электрическое поле в нем неравномерным, оно растет в направлении к центру кривизны. По современным представлениям, в поперечно продуваемом участке дуги не происходит перемещения каких-либо материальных частиц, а движется электротермическая нелинейная волна. Иными словами, газ протекает через дуговую область. При этом с увеличением кривизны границы напряженность электрического поля, требуемая для сосуществования холодного и горячего газа, возрастает.

Новым техническим решением в рамках наметившейся в мире тенденции повышения мощности плазменных установок стало использование одиночной металлической МЭВ.

На рис.11 приведены ВАХ плазматронов с МЭВ (рис.8,е)

Увеличение расхода плазмообразующего газа и содержания горючего углеводородного газа в смеси с воздухом приводят к росту напряжения на дуге. Так же, как в плазматроне с уступом, вид ВАХ зависит от α ; добавлению газа к воздуху сопутствует изменение знака dU/dI . Параметры газового вихря заметно влияют на напряжение дуги - увеличение радиального перепада давлений приводит к уменьшению напряжения. Полученные интегральные зависимости становятся более понятными при

рассмотрении локальных характеристик дуги. На рис.11 приведены зависимости напряжений между катодом и МЭВ $U_{К-МЭВ}$, МЭВ и анодом $U_{МЭВ-А}$ и полного напряжения на дуге $U_{К-А}$ от тока дуги для различных $\alpha = \infty; 0,9; 0,6$ и двух вариантов входа в дуговой канал. Следует отметить, что сумма измеренных напряжений $U_{К-МЭВ} + U_{МЭВ-А} = U_{К-А}$. Напряжение $U_{К-МЭВ}$ практически не зависит от тока дуги, с ростом содержания горючего газа в смеси оно увеличивается, а интенсификация закрутки приводит к снижению напряжения прикатодной части дуги. Характеристика $U_{МЭВ-А} = f(I)$ при добавлении горючего газа смещается вверх и становится падающей. Интенсификация закрутки плазмо образующего газа приводит, наоборот, к повышению напряжения в прианодной части дуги $U_{МЭВ-А}$. Таким образом, вид ВАХ плазмотрона с МЭВ задается не столько способностью дуги расширяться с ростом силы тока в плазме продуктов сгорания, сколько изменением характера прианодных процессов. Увеличение напряжения прианодной части дуги за счет интенсификации закрутки плазмо образующего газа в канале плазмотрона не компенсирует уменьшения в прикатодной, в результате чего напряжение на дуге снижается.

Ранее было показано, что темп прироста напряжения на дуге при добавлении горючего газа к воздуху зависит от места его ввода в дуговой канал, причем прирост напряжения выше, если метан подавать в смеси на обдув катода (рис.9). Оказалось, что аналогичный эффект может быть получен при подаче горючего газа в прианодную часть столба дуги. При подаче на обдув катода плазмотрона с МЭВ (с отдельной подачей газов (рис.8, ж)) воздуха, а в зазор МЭВ-анод горючего газа, прирост напряжения выше, чем при подаче заранее подготовленной смеси.

Зависимость суммарных тепловых потерь $Q_{ПOT}$ в элементы плазмотрона (катод, сопло, анод) и к.п.д. от состава плазмо образующего газа и тока дуги приведены на рис.12.

Изменение расхода плазмо образующего газа в исследуемом интервале 5-30 м³/ч не влияет на абсолютную величину тепловых потерь $Q_{ПOT}$. Тепловой к.п.д., отнесенный к электрической мощности дуги $\eta_{ЭЛ} = (UI - Q_{ПOT}) / UI$, с увеличением расхода растет, так как одновременно повышается напряжение на дуге (рис.9). Добавка метана к воздуху не изменяет линейного характера зависимости величины потерь от тока в элементы плазмотрона; абсолютная величина потерь при этом возрастает. Тепловой к.п.д. при добавлении метана для $l_2 > 8 \cdot 10^{-2}$ м снижается, т.к. рост потерь не компенсируется увеличением напряжения на дуге. При $l_2 < 8 \cdot 10^{-2}$ м к.п.д. увеличивается с ростом содержания метана в смеси. Анализ кривых (рис.12) показывает, что область максимума тепловых потерь в плазмотроне (минимум к.п.д.) приходится на диапазон $\alpha = 0,7 - 1,4$, в котором независимо от электрической дуги имеет место процесс автотермического окисления продуктов исходного горения метана. Теплопередача от плазмы

к стенкам анода дополняется выделением скрытой теплоты диссоциации компонент продуктов горения в относительно низкотемпературном кольце за зоной шунтирования дуги. С увеличением тока дуги при неизменной ее средней длине кривые потерь и к.п.д. в зависимости от содержания метана в смеси становятся более пологими. В целом рост энтальпии плазмы за счет увеличения тока дуги либо снижения расхода смеси приводит к ослаблению влияния реакций горения на теплоотдачу к холодной стенке дугового канала.

Уменьшение длины дугового канала большего сечения приводит к увеличению к.п.д. плазмотрона и ослаблению зависимости потерь тепла в анод от содержания метана в смеси.

Для плазмотронов с комбинированием тепловой и электрической энергии целесообразно ввести величину полного теплового к.п.д.

$$\eta_{\Sigma} = (UI + Q_{\text{CH}_4} - Q_{\text{пот}})/UI.$$

Следует отметить некоторую условность η_{Σ} плазмотрона (с учетом электрической UI и тепловой $Q_{\text{CH}_4} = 10 G_{\text{CH}_4}$ (кВт) мощностей), поскольку тепловая мощность (Q_{CH_4}) в пределах плазмотрона реализуется лишь частично. При работе на $\alpha < 1$ большая часть тепловой мощности выделяется в плазменном факеле при взаимодействии продуктов неполного горения с кислородом атмосферы.

Наибольший вклад в интегральные потери тепла (на относительно небольшой длине МЭВ $l_1/d_1 = 3$) вносят потери, идущие в анод. Отсюда следует наиболее простой путь повышения к.п.д. плазмотрона и, соответственно, энтальпии плазменной струи на срезе сопла. Он заключается в укорочении анода. Интенсивная турбулизация потока за счет встречного вдува холодного газа в зазор МЭВ-анод позволяет локализовать область шунтирования дуги на длине $l_2/d_2 \sim 1,5-2$ и получить при этом достаточно сформированную плазменную струю. С увеличением длины канала МЭВ до $l_1/d_1 = 10$ (дальнейшее увеличение становится затруднительным из-за межсекционного пробоя и нецелесообразным в связи со значительными потерями) характеристики плазмотрона существенно меняются. Напряжение на дуге повышается, но также усиливается его зависимость от расхода и состава газа. При $l_1/d_1 = 10$ среднее напряжение на дуге составляет 350-450 В, а отклонения от среднего значения за счет варьирования расхода и состава газа достигают ± 50 В. Минимальное напряжение соответствует наименьшему расходу воздуха (~ 10 м³/ч), а максимальное - наибольшему расходу смеси (~ 30 м³/ч). Зависимость потерь тепла в элементы плазмотрона от тока дуги остается практически линейной, потери в МЭВ с увеличением ее длины возрастают и могут превысить (при небольшой относительной длине $l_2/d_2 \sim 1-3$ сопла-

анода) потери в анод. Потери тепла в канале МЭВ при добавлении горючего газа к воздуху снижаются на 10-15%, а в аноде, наоборот, увеличиваются примерно на ту же величину. Объяснить это можно снижением выхода излучения дуговой плазмы при работе на смеси и увеличением конвективного теплопереноса.

Отличительные особенности электрических и тепловых характеристик плазмотрона на продуктах сгорания являются следствием существенного изменения параметров (состава, теплопроводности, электропроводности, вязкости) химически активной плазмы по радиусу и длине канала плазмотрона. Приведенные выше интегральные характеристики можно объяснить следующими соображениями.

Энтальпия плазмы продуктов сгорания существенно зависит от соотношения топливо : окислитель. Её увеличение при одинаковой температуре связано с затратами тепла на диссоциацию многоатомных компонент продуктов сгорания. Экспериментальные зависимости потерь в анод от содержания метана в смеси, тока дуги, расхода плазмо образующего газа, длины анода за уступом свидетельствуют о том, что реакции рекомбинации продуктов неполного сгорания метана в относительно холодном слое могут значительно интенсифицировать теплообмен лишь при определенных условиях. Теплопроводность плазмы продуктов сгорания достигает максимума при $T = 3500 \text{ K}$, а затем снижается. С ростом тока дуги увеличивается выделение джоулева тепла, температура газа у стенки анода за зоной шунтирования дуги повышается и становится больше 3500 K , теплопроводность продуктов сгорания при этом уменьшается. Интегральные потери тепла в анод увеличиваются за счет роста температурного напора, а зависимость изменения величины потерь в выходном электроде от содержания метана ослабляется, поскольку теплопроводность с увеличением температуры все меньше зависит от состава плазмо -образующего газа.

ВАХ является интегральной характеристикой дуги, которая может содержать участки с падающей и восходящей зависимостью напряженности электрического поля от тока. Добавка метана соответствует росту концентрации водорода в дуговой плазме, который оказывает наиболее сильное влияние на ее теплофизические свойства и приводит к перераспределению температурного профиля в столбе дуги. Создается резерв для расширения дугового канала с ростом тока, что приводит к уменьшению её дифференциального сопротивления. Кроме того, при добавлении метана к воздуху зона шунтирования дуги за уступом смещается вниз по потоку, увеличивается ее средняя длина. С ростом тока дуга укорачивается, что также влияет на ВАХ.

С увеличением длины канала большего сечения исчезает различие в структуре струи для воздушной и метано-воздушной плазмы; для

последней выравнивание профиля температур, скоростей в результате перемешивания нагретого в дуге с пристеночным “холодным” газом происходит на большей длине пути. Причем, чем больше содержание метана в смеси, тем большая требуется длина канала за уступом для равномерного заполнения температурного профиля на срезе сопла. При работе на смеси для получения высокоэнтальпийной, хорошо сформированной, плазменной струи необходима достаточно сильная турбулизация потока в прианодной части столба дуги.

Как отмечалось выше, удельная мощность в плазменной струе является одной из основных интегральных характеристик плазмотрона. Реализуемые в конкретной конструкции диапазон и уровень удельных мощностей характеризуют эффективность преобразования электрической энергии дуги в тепловую плазменной струи, технологические возможности плазмотрона. К примеру, области достижимых значений удельной мощности плазменной струи в плазмотронах различных конструкций приведены на рис. 13 [8]. Из него, в частности, следует, что в диапазоне мощностей до 40...50 кВт вполне конкурентоспособны для напыления плазмотроны с автогазодинамической стабилизацией дуги. Они отличаются достаточно высоким КПД (0,75...0,8), повышенной абсолютной мощностью по сравнению с плазмотронами того же класса, работающими на инертных газах, а простое конструктивное исполнение обеспечивает им известные преимущества при промышленной эксплуатации. Дальнейшее повышение абсолютной мощности за счет увеличения тока не приводит к росту удельных энергетических параметров плазмотронов такого типа, тем более что ток ограничивается максимально допустимыми для термохимических катодов значениями (350...400 А). Диапазон более высоких мощностей (50...150 кВт) перекрывают плазмотроны с одиночной межэлектродной вставкой.

В плазмотроне (рис.8,б,в,е,ж,з) при сверхкритическом перепаде давлений на сопле-аноде критические параметры достигаются выше по течению от среза сопла, а разгон до сверхзвуковой скорости происходит в свободной струе за соплом.

Повышение вкладываемой мощности за счет роста как тока дуги, так и напряжения (добавлением горючего газа) приводит к увеличению давления торможения P_0 и статических давлений (P_c) на стенке сопла при неизменном расходе плазмо-образующего газа. При достижении критических параметров в сопле без возникновения скачка уплотнения изменение отношения P_c/P_0 (для истечения недорасширенной струи плазмы в атмосферу) вдоль звукового сопла практически не зависит от расхода и состава плазмо образующего газа, вкладываемой электрической мощности (рис.14). Как следует из рис.14, критические параметры для случая, когда зона шунтирования дуги располагается перед входом в звуковое сопло,

достигаются выше по течению от среза сопла, примерно $x/d_2 \sim 0,4$. В предположении изоэнтروпического расширения при коэффициенте адиабаты $k = 1,3$ (температура потока $3,7 \cdot 10^3$ К, $\alpha = 1$) измеренные значения соответствуют приведенной скорости на срезе сопла $\lambda = 1,27$. На газодинамическую структуру сверхзвукового потока наиболее сильное влияние оказывает α . В плазмотронах с выносимой за срез сопла дугой происходит совмещение электрического разряда со сверхзвуковым потоком газа, а это сопряжено с принципиальной трудностью. Отвод тепла от сверхзвукового потока способствует его разгону, а тепловыделение, наоборот, его тормозит. При достижении величины критического тепловыделения

$$Q_{\text{кр}} = c_p T_{00} \left[\frac{(1 + kM_0^2) [2(k + 1)]^{1/2}}{M_0 [1 + 0,5(k - 1) M_0^2]^{1/2}} - 1 \right]$$

сверхзвуковой поток самопроизвольно переходит в дозвуковой режим. Здесь c_p - теплоемкость газа при постоянном давлении; T_{00} - начальная температура газа (в ресивере); $k = c_p/c_v$ - показатель адиабаты; M_0 - начальное значение числа Маха потока. Для молекулярных газов с нормальными начальными условиями $Q_{\text{кр}} \leq 0,3$ Дж/см³. Тем не менее, газодинамической ситуацией в области критических параметров течения плазмы можно в определенной степени управлять.

Существуют различные способы, позволяющие повысить энергозатраты в разряд в этом случае:

- 1) увеличение начальной температуры T_{00} (это приводит к пропорциональному возрастанию величины критического тепловыделения $Q_{\text{кр}}$, как следует из приведенной формулы);
- 2) проведение эндотермических химических реакций с высокой энергетической эффективностью (при этом уменьшается тепловыделение);
- 3) организация эффективного теплоотвода от разряда;
- 4) в некоторых случаях достаточно низкая скорость релаксационных потерь позволяет разделить пространственную зону разряда и зону тепловыделения и организовать выделение тепла за пределами сверхзвукового канала.

2.2. Работа электродов плазмотрона в смеси воздуха с углеводородным газом.

Эффективность плазменных процессов в значительной мере определяется способностью плазмотрона обеспечить стабильное

воспроизведение параметров в течение длительного периода работы. Это, в основном, зависит от характера износа электродов плазмотрона.

Работа катода. Наиболее интенсивный унос материала катода происходит в первые секунды после включения дуги на новой (циркониевой, гафниевой) вставке. Затем, по мере образования под пятном дуги тугоплавкой и электропроводной при высокой температуре керамической пленки, обладающей хорошими защитными свойствами, эрозия резко снижается.

Ресурс работы термохимического катода лимитируют включения дуги с выходом на рабочий режим. Поэтому износ таких катодов, определяемый глубиной выработки активной вставки, сравнивают по количеству включений и суммарному времени непрерывной работы.

Динамика формирования эрозионного кратера при включении дуги на новой вставке зависит от состава плазмы -образующего газа. При добавлении горючего газа к воздуху эмиссионная пленка насыщается углеродом, содержание кислорода и азота в ней снижается. Изменение химического состава эмиссионной пленки при работе на смеси вызывает существенные структурные превращения в ней.

Насыщение эмиссионной пленки (под пятном дуги) циркониевого катода кислородом, углеродом при работе на токе дуги 300 А в течение 1 ч характеризуют следующие данные:

	$\alpha = \infty$	$\alpha = 0,9$	$\alpha = 0,6$
[O], % (ат.)	34	29,5	14
[C], % (ат.)	-	-	30
Микротвердость H_{μ} , МПа	10^4	$1,28 \cdot 10^4$	$1,56 \cdot 10^4$
Глубина выработки δ , мм	0,9	1,3	1,1

Состав определен на растровом электронном микроскопе JSM-840 с энергодисперсионным спектроанализатором "Link" 860/500, а микротвердость на ПМТ-3. Для гафниевого катода характер изменения химического состава такой же. В целом состав эмиссионной пленки, сформированной в установившемся режиме (время непрерывной работы более 10 мин), как правило, однороден по периметру кратера независимо от тока дуги, места ее привязки к поверхности кратера, содержания горючего газа в смеси. На поверхности кратера в зоне привязки пятна дуги даже при недостатке окислителя возможно появление от светло-серых до прозрачных белых участков. Азот в эмиссионной пленке не обнаружен. При работе на обогащенной смеси с коэффициентом избытка окислителя $\alpha < 1$ серая сплошная эмиссионная пленка располагается на желтой, в которой фиксируется азот.

Добавление горючего углеводородного газа к воздуху приводит к изменению характера поведения пятна дуги на поверхности электрода. Установлено, что дуга на смеси может работать в двух режимах. Первый - с пятном на пленке расплава по типу воздушной дуги (рис.15,а). Второй - с резко контрагированным пятном (рис.15,б). Причем возможна длительная работа как на первом, так и на втором режиме. Переход дуги с первого режима ко второму осуществляется после насыщения эмиссионной пленки углеродом.

Резкая контракция дугового пятна сопровождается рядом особенностей работы катода и приводит к положительным результатам. Зона расплава обычно смещается на боковую поверхность кратера. При отключении и повторном возбуждении дуги ее опорное пятно возвращается на прежнее место. Под пятном дуги всегда формируется утолщение эмиссионной пленки (рис.16), которое может выступать над боковой поверхностью кратера на 0,3-0,7 мм. Регулирование тока дуги, изменение расхода плазмо образующего газа при поддержании заданного соотношения газ:воздух не приводят к изменению режима работы катода. Переход от первого режима ко второму и наоборот происходит скачком при изменении α .

Управление режимом горения дуги позволяет увеличить стойкость теплонагруженного катода.

Взаимодействие многокомпонентной химически активной плазмы продуктов сгорания с электродами характеризуется сложностью и многообразием физико-химических процессов. Состояние плазмы в приэлектродных областях и веществ рабочих поверхностей электродов далеко от равновесия. Изменение тока дуги (т.е. температуры плазмы), давления, состава плазмо образующего газа приводят к новому установившемуся состоянию на электродах, направление перехода к которому однозначно определяется термодинамически равновесным составом плазмы. Поэтому такой анализ может быть полезен для получения качественных оценок и углубления понимания процессов на электродах. Температура тяжелых частиц (атомов, ионов) у электродов достигает 20000 К. Однако в зоне контракции электрической дуги у поверхности циркониевого (гафниевого) катода она равна $(4,5-5,5) \cdot 10^3$ К. Во время работы на поверхности активной вставки образуется термоэмиссионная керамическая пленка в результате насыщения циркония (гафния) кислородом, азотом, углеродом с температурой под пятном дуги на циркониевом катоде - 3850, на гафниевом - 4150 К, т.е. дуга всегда работает на расплаве.

Спектральные исследования свидетельствуют о том, что проводимость в зоне контракции дуги у поверхности электрода создается, в основном, за счет материала самого электрода. Вблизи эмитирующей поверхности видны линии металла, простирающиеся до 2 мм, только на расстоянии 0,3-0,4 мм

появляются линии однократно ионизированных ионов азота N^+ . Это свидетельствует о явлении рециклинга, образования кипящего слоя атомов над поверхностью пленки расплава. Пары материала эмиссионной пленки, поступающие в дугу, частично диссоциируют, ионизируются (Hf^+ и HfO^+). Положительные ионы под действием электрического поля возвращаются на катод. В установившемся состоянии износ катода будет определяться массообменом на поверхности. При определенных условиях горения дуги в среде углеродсодержащих соединений, обеспечивающих поступление на рабочую эмитирующую поверхность катода ионов углерода в количестве, равном испарившемуся материалу, реализуется режим постоянного возобновления; износ в этом случае отсутствует. Высокая концентрация паров Hf в азотной плазме плюс стабильность горения дуги на расплаве HfN, способствующая возврату испаренного потока атомов на поверхность катода, по-видимому и обеспечивают ресурс гафниевого катода в азотной среде выше, чем вольфрамового. В системе Hf + CH_4 + N до 2100 К устойчив HfN с конденсированным углеродом. От 2100 К до ~ 4000 К равновесие смещается в сторону образования в твердой фазе HfC. В системе Hf + воздух + CH_4 до $\alpha = 0,3$ в твердой фазе существует HfO₂, дальнейшее обогащение смеси приводит к его переходу в HfC при $\alpha = 0,2$ и последующему появлению свободного углерода.

При добавлении горючего газа к воздуху снижается предельная температура существования конденсированного HfO₂. Так добавка 9% (об.) CH_4 к воздуху приводит к понижению предельной температуры от 4200 до 4000 К. Дальнейшее повышение содержания CH_4 в смеси до 25 % (об.) не вызывает заметных изменений состояния конденсированного HfO₂. Поэтому при работе на смеси необходимо не допускать перегрева расплава под пятном дуги.

Соотношение газ:воздух в исходной смеси влияет на состав ионов в дуговой плазме (см.рис.2). Обогащение смеси приводит к уменьшению объемного содержания ионов азота, кислорода и росту содержания ионов водорода, углерода. Следует отметить особенность ионного состояния плазмы в интервале температур $(9-13) \cdot 10^3$ К. в котором значительный вклад в ионный токоперенос оказывает углерод, что может сыграть решающую роль в насыщении эмиссионной пленки на катоде углеродом. Этот эффект усиливается сепарацией элементов в электрическом разряде. При горении разряда в смесях наиболее легко ионизирующиеся компоненты сосредотачиваются у катода. Наименьшей энергией ионизации в плазме продуктов сгорания обладает углерод ($U_i = 11,3$ эВ). Следовательно, концентрация ионов углерода у катода должна превышать равновесную. Состав эмиссионной пленки определяется всем комплексом физико-химических процессов на поверхности электрода и в прикатодной области разряда. Значительное влияние на структуру пленки, наряду с процессами

высокотемпературного химического взаимодействия циркония (гафния) с кислородом, азотом, водородом, углеродом, оказывают электролиз и электрическое поглощение материалом катода компонент плазмы. Этим можно объяснить регистрируемое на опыте наличие в эмиссионной пленке одновременно кислорода и углерода при работе на обогащенных смесях с $\alpha < 0,9$.

При обдуве вольфрамового катода смесью аргона (азота) с метаном или гафниевого (циркониевого) газозвдушной смесью с $\alpha < 0,2$ происходит отложение пироуглерода на поверхности активной вставки, что можно объяснить движением положительно заряженных ионов углерода C^+ вдоль столба дуги навстречу газовому потоку под действием электрического поля. На катоде образуется тело в виде чаши, закрепленное своим основанием на поверхности активной вставки, которое образует в данном случае истинный катод. Опорное пятно дуги заглубляется в нее и размещается на основании чаши катода, образующегося из пироуглерода. Темп отложения пироуглерода увеличивается с ростом содержания метана в смеси. Существует область рабочих режимов, в которой устанавливается равновесие между процессом постоянного возобновления из газовой фазы материала катода и его испарением [9].

Работа анода. По современным представлениям в плазмотронах линейной схемы с котрагированной привязкой из-за процесса шунтирования дуги анодное опорное пятно перемещается скачкообразно, а во время, в течение которого оно остается неподвижным, происходят плавление и интенсивное испарение металла, химические реакции в зоне расплава при использовании активных плазмо образующих сред, структурные изменения в поверхностном слое. Эти процессы определяют эрозию сопла-анода плазмотрона, которая в диапазоне токов до 800 А составляет $10^{-10} - 10^{-9}$ кг/Кл. Её считают не зависящей от тока дуги, однако на практике наблюдается увеличение износа с ростом тока и времени работы. Это связано с изменением теплоотвода, образованием нескольких привязок, нарастанием на внутренней поверхности электрода окарины, внешней - накипи.

При работе на воздухе эрозия медного сопла-анода плазмотрона для тока дуги 200 А составляет $(0,7-1,0) \cdot 10^{-6}$ г/Кл, для тока 300 А равно $(1,2-1,3) \cdot 10^{-6}$ г/Кл при напряжении на дуге 200 В. С повышением напряжения эрозия возрастает.

Работа анода на обогащенной смеси (с коэффициентом избытка окислителя $\alpha < 1$) характеризуется резким снижением эрозии, причем в первые 15-20 часов она отсутствует. На рис.17 представлен разрез сопла-анода плазмотрона, время работы - 10 ч, ток дуги 300 А, работа на воздухе (рис.17,а) и на смеси $\alpha = 0,9$ (рис.17,б).

Эрозия медного анода интенсифицируется за счет окисления меди в зоне привязки опорного пятна дуги. Процесс окисления меди зависит от содержания углеродородного газа в смеси с воздухом.

На рис.18 представлен термодинамически равновесный состав системы с 10% (мас.) Cu при $T = 2000 \text{ K}$ в зависимости от состава плазмообразующего газа. Замечательным является факт отсутствия окислов меди в смеси с избытком горючего газа.

Отсутствие окисления меди в плазме продуктов сгорания и изменение характера привязки дуги на аноде, когда значительная часть тока замыкается через диффузный разряд, обеспечивают на практике высокую стойкость сопла-анода.

В прианодной части дуги в выходном электроде-аноде напряженность электрического поля также отличается от асимптотической. В зависимости от плазмодинамической ситуации здесь могут реализовываться различные формы существования поперечно продуваемого разряда: с контрагированной, диффузной и расщепленной электрической дугой. Теплообмен дуги с набегающим поперечным газовым потоком больше, чем с продольным, поэтому и напряженность поля выше (может достигать 125-180 В/см). Роль прианодного участка с увеличением длины дуги в энергетике плазмотрона ослабевает, однако здесь влияние формы разряда на стойкость сопла-анода велико. Существенное снижение эрозии наблюдается при диффузном режиме горения дуги в полости электрода.

В плазме продуктов сгорания увеличиваются размеры горячей кольцевой прослойки газа вокруг дуги и уменьшается толщина теплового пограничного слоя на стенке канала за счет реакций автотермического окисления топлива, т.е. высокотемпературное ядро плазменного потока приближается к стенке. Это способствует замыканию тока на анод через диффузную зону разряда.

2.3. Плазменная струя

Плазменная струя - основная рабочая зона, совокупность явлений в которой задает эффективность процесса.

Для наиболее эффективного ведения процесса струя плазмы должна удовлетворять ряду требований, которые вытекают из условий оптимального формирования покрытий, точности процесса и повторяемости результатов. Причем, одной из основных проблем в технологии плазменного напыления является поддержание в процессе длительной эксплуатации плазменной установки основных оптимальных параметров генерируемой струи: средне массовой энтальпии, температуры, скорости, их распределение вдоль и поперек оси, усредненных и пульсационных составляющих. Обычно режим напыления устанавливают

путем задания и контроля входных параметров плазмотрона - тока и напряжения на дуге, расхода и состава плазмы образующего и транспортирующего газов. В установках с регуляторами тока колебания силы тока электрической дуги в процессе работы плазмотрона не превышают $\pm 1\%$. Изменение расхода плазмы образующего газа зависит от совершенства регулирующей аппаратуры и составляет $\pm 4 - 5\%$. В результате изменения входных параметров плазмотрона, определяемых возможностями регулирующей аппаратуры, изменение параметров плазменной струи - средне массовых энтальпий и скорости - не превышает $\pm 10\%$. Однако локальная энтальпия газа на срезе сопла плазмотрона в процессе длительной эксплуатации при сохранении практически неизменными силы тока дуги и расхода плазмы образующего газа может уменьшиться в 1,5-1,8 раза при отклонении напряжения на дуге от первоначального не более 5%. Такое явление связано с нарушением первоначальной геометрии электродов плазмотрона вследствие эрозии, что, в свою очередь, вызывает изменение газодинамики в канале плазмотрона. Очевидно, что интегральные характеристики напыленного покрытия при этом не могут быть воспроизведены.

Для получения однородных и прочных покрытий с хорошо воспроизводимыми свойствами стремятся защитить напыляемый материал от воздействия атмосферного воздуха, повысить скорость частиц, обеспечив их достаточный прогрев, снизить флуктуации и неравномерность поперечного распределения их температур и скоростей. Эти проблемы решаются правильным выбором плазмы образующей среды, формированием рациональной структуры потока плазмы, улучшением ее газодинамических и теплофизических свойств.

Плазменные струи, образованные с использованием газовой смеси, в целом подчиняются общим закономерностям истечения неизоэнтальной затопленной струи, однако имеют ряд особенностей, которые оказывают существенное влияние при напылении покрытий и обработке материалов.

Д о з в у к о в ы е с т р у и. Параметры плазменной струи продуктов сгорания зависят от конструктивного исполнения плазмотрона, вкладываемой электрической мощности, состава и расхода исходной смеси плазмы образующего газа. Пожалуй, единственным источником первичной информации об особенностях температурных и скоростных полей химически активной многокомпонентной плазмы продуктов сгорания являются экспериментальные исследования.

Наиболее подходящим в настоящее время инструментом для проведения комплексных исследований плазменного факела является калориметрический (модифицированный) зонд Грея, поскольку с его помощью можно определить локальную энтальпию и динамический напор

струи в исследуемой точке, а также использовать в качестве пробоотборника.

При охлаждении отсосанных из плазмы продуктов в зонде со скоростью порядка 10^5 К/с они частично закаливаются. С помощью хроматографического и химического анализов в пробе на выходе из зонда фиксируют наличие таких компонентов, как CO , CO_2 , O_2 , N_2 , NO , H_2 , H_2O . При этом наибольшую трудоемкость составляет точное экспериментальное определение количества воды в пробе. Поэтому на практике по результатам сухого анализа рассчитывают локальный коэффициент избытка воздуха в месте отбора пробы. Из соотношения азот/углерод (N/C), зависящего от степени разбавления струи подсосанным из атмосферы воздухом, можно определить $\alpha_{\text{ЛОК}} = 0,0684 (\text{N}_{\Sigma}/\text{C}_{\Sigma})$, где N_{Σ} и C_{Σ} - суммарные содержания азота в азотсодержащих и углерода в углеродсодержащих компонентах. Из постоянства соотношения C/N исходного газа и газа, отобранного зондом, можно легко определить содержание H_2O в анализируемой и охлажденной пробе по формуле

$$C_{\text{H}_2\text{O}} = [D (\sum C_i v_{iC} - 2 \cdot 10^{-4} \sum C_i v_{iN}) - \sum C_i v_{iH}] / 2,$$

где C_i - концентрация газов в сухой пробе; v_{iC} , v_{iN} , v_{iH} - атомные содержания углерода, азота, водорода в компонентах пробы. Коэффициент D равен соотношению C/H в используемом газе.

При разбавлении плазменной струи атмосферным воздухом соотношение C/H в исследуемой пробе изменяется от величины, определяемой коэффициентом расхода окислителя исходного плазмообразующего газа, до $\text{C/H} \rightarrow 0$ при бесконечно большом разбавлении. Поэтому соотношение C/H в отобранной пробе может служить мерой разбавления плазмообразующего газа атмосферным воздухом:

$$V = [1 + V_0(\text{N/C})^*] / [1 + V_0(\text{N/C})_0^*],$$

где $(\text{N/C})^*$ и $(\text{N/C})_0^*$ - приведенные соотношения N/C для газов пробы и исходного плазмообразующего газа соответственно с учетом присутствия углеродного компонента в воздухе (CO_2) и азотного (N_2) в природном газе, V_0 - теоретически необходимое количество воздуха для полного сжигания 1 м^3 природного газа в стандартных условиях.

Приведенное соотношение $(\text{N/C})^*$ определяется из выражения

$$(\text{N/C})^* = [1,0511(\text{N/C}) - 0,0316] / [15,3567 - 0,0029(\text{N/C})],$$

где $(\text{N/C}) = (\sum C_i v_{iN}) / (\sum C_i v_{iC})$.

Энтальпия может быть также вычислена как доля от средне массовой энтальпии на срезе сопла плазмотрона $\langle N \rangle_a$ с учетом разбавления плазмы атмосферным воздухом:

$$(N - N_{\infty}) / (\langle N \rangle_a - N) = 1/V.$$

При исследовании структуры струи плазмы газоздушных смесей используются два метода: 1) по “балансу тепла”, когда локальная энтальпия, температура, состав рассчитываются по соотношению элементов в пробе и измеренной энтальпии; 2) по “балансу массы”, когда учитывают соотношение элементов в пробе и средне массовую энтальпию плазмы $\langle N \rangle$, вычисленную из теплового баланса плазменного генератора.

Скорость для “теоретического” профиля определяется из соотношения Шлихтинга, а для профилей по “балансу массы” и “балансу тепла” по величине измеренного зондом полного динамического напора.

По значениям измеренной зондом энтальпии и $\alpha_{\text{лок}}$ рассчитывается равновесный состав плазмы в точке отбора, ее температура, плотность, теплоемкость и теплопроводность. При известной плотности по измеренному зондом динамическому напору струи вычисляется локальная скорость плазмы.

На рис.19 представлены распределение энтальпий и соответствующих этим энтальпиям температур по длине факела и профили температур в сечении, отстоящем на 20 мм от среза сопла плазмотрона. Данные получены для воздушно-плазменной и топливно-плазменной струи ($\alpha = 0,74$) при одинаковых массовых расходах и одной и той же вкладываемой электрической мощности. Добавление природного газа к воздуху значительно повышает энтальпию факела. При одинаковой электрической мощности энтальпия повышается за счет энергии, вносимой с природным газом.

Сравнение температур, полученных расчетом из экспериментально определенных значений энтальпий, показывает, что воздушно-плазменная струя более разогрета в пределах начального участка, чем топливно-воздушная; темп снижения температуры воздушной плазмы за пределами начального участка выше, а абсолютные значения температур ниже, чем топливно-воздушной.

Топливо-воздушный плазменный факел обладает существенно более равномерным температурным профилем по сечению (рис.19), что объясняется большим углом его раскрытия по сравнению с воздушной струей и выделением тепла от догорания топлива, а также теплоты диссоциации.

На рис.20 приведено распределение параметров струи плазмотрона ПУН-1 установки “Киев-7”.

Плазменная струя содержит три характерных участка. На расстоянии 2-2,5 калибра от среза сопла происходит слабое изменение продольных и поперечных параметров. Участок 2-6 калибров вдоль продольной оси характеризуется высокими градиентами поперечных и продольных температур, скоростей и концентраций. Ниже по потоку градиенты всех параметров значительно меньше.

Изменение тока дуги с 200 до 300 А приводит к повышению осевой температуры на выходе из сопла с 5200 до 6200 К, скорости с 440 до 560 м/с, динамического напора на 30 %. Ток дуги определяет температуру плазмы и, соответственно, ее состав. Значительные поперечные градиенты параметров на начальном участке струи обуславливают высокие значения касательных напряжений трения $\tau_{и} = A_{и} du/dy$. Эти напряжения определяют интенсивность тепло и массо обмена в струе. Увеличение тока дуги кроме повышения температуры струи деформирует профили всех параметров - они становятся более заполненными.

Плазма, вытекающая из сопла, увлекает в спутный поток значительное количество атмосферного воздуха и перемешивается с ним. Возникает встречный поток масс газа в радиальном направлении. Химически активная плазма продуктов сгорания рекомбинирует в пограничном слое, а кислород атмосферного воздуха проникает вглубь струи. Рост потока массы атмосферного воздуха в плазму определяется турбулентной диффузией, которая интенсифицируется с увеличением поперечного градиента скоростных напоров $d(\rho u^2)/dy$, в нашем случае с ростом тока дуги.

Отмеченный эффект может оказать значительное влияние на состав плазмы. Для получения плазмы с высоким восстановительным потенциалом на срезе сопла из кольцевого коллектора через множество отверстий дополнительно вдувают в устье плазменной струи природный газ или пропан-бутан. Интенсивность взаимодействия плазменной струи с холодным горючим газом определяется турбулентными свойствами струи. Проникновение в плазму горючего газа с ростом тока дуги усиливается, скоростной напор при этом снижается (рис.21). Состав газа на оси плазменной струи сильно зависит от тока дуги только на начальном участке.

В результате обработки обширного экспериментального материала удалось получить поперечные профили температур, скоростей и теплофизических свойств плазмы на расстоянии от 2,5 до 30 калибров сопла плазмотрона. Установлено, что профили температур, скоростей, избыточной энтальпии, скоростного напора зависят от тока дуги, расхода, геометрии дугового канала и коэффициента расхода окислителя, т.е. в основном от тех же параметров, что и вольт-амперные характеристики.

Для плазменных струй сложного состава (воздух и продукты сгорания) профили скоростного напора ρu^2 и потока избыточной энтальпии сохраняют свою универсальность на исследуемом основном участке струи (среднеквадратичные отклонения не превышают 5%) и могут быть описаны универсальным профилем Шлихтинга:

$$(\rho u^2)/(\langle \rho \rangle \langle u \rangle^2) = C_w [1 - (y/B)]^{n,m};$$

$$[\rho u (H - H_\infty) / \langle \rho \rangle \langle u \rangle (\langle H \rangle - H_\infty)] = C_N [1 - (y/B)]^{n,m Pr_T},$$

где ρ , u , H - плотность, скорость и энтальпия в исследуемой точке струи;

$\langle \rho \rangle$, $\langle u \rangle$, $\langle H \rangle$ - средние массовые значения плотности, скорости и энтальпии на срезе сопла плазмотрона; C_w , C_N - константы, зависящие от тока, расхода плазмы образующего газа, содержания природного газа и т.д.; y/B - безразмерная координата.

Профили скорости также являются универсальными, а профили температуры неуниверсальны, что обусловлено сложным законом изменения состава за счет химических реакций, особенно в случае плазмы продуктов сгорания.

Для профиля скорости в случае воздушной плазмы коэффициенты n и m равны 1,5 и 2,07 соответственно, что хорошо согласуется с теорией. Для профиля температур значение $Pr_T = 0,73$, что близко к общепринятому. В случае плазмы продуктов сгорания коэффициент m значительно больше ($m = 3,4$), однако и в этом случае $Pr_T = 0,69$, т.е. практически сохраняет свое значение, несмотря на неуниверсальность профиля температуры.

Соотношение плотностей смешивающихся газов оказывает заметное влияние на структуру струи (причем сильнее на динамический пограничный слой) только для плазмы продуктов сгорания.

Влияние расхода плазмы образующего газа и тока дуги сильнее в случае воздушной плазмы, что указывает на то, что профили энтальпии и скоростного напора на срезе сопла плазмотрона менее заполнены, т.е. коэффициент структуры воздушных плазменных струй выше, чем для плазмы продуктов сгорания. Сильное влияние на структуру (особенно теплового пограничного слоя) оказывает добавка природного газа, которая вызывает существенную перестройку поперечных профилей энтальпии и еще в большей степени температуры.

Скорость снижения избыточной энтальпии и динамического напора в случае воздушной плазмы приблизительно соответствует теории, разработанной для сильноподогретых струй в приближении универсальности профилей избыточной энтальпии и потока импульса.

Для плазмы продуктов сгорания снижение избыточной энтальпии и скоростного напора происходит быстрее, а температуры значительно медленнее, чем в случае воздушной плазмы. Так как средние массовые значения избыточной энтальпии и скоростного напора на срезе сопла в случае плазмы продуктов сгорания выше, чем для воздушной плазмы, то в струе имеется достаточно протяженный по длине и ширине участок, где температура и скорость плазмы продуктов сгорания значительно выше, чем в воздушной плазме. Следовательно, и зона нагрева, и разгон частиц в плазменной струе продуктов сгорания будет более протяженной.

Весьма важно для технологии, что плазма продуктов сгорания при прочих равных условиях обладает более высокими переносными свойствами. Так, на расстоянии 50 мм от среза сопла теплопроводность плазмы продуктов сгорания вблизи оси составляет $\chi = 0,6$ Вт/(м·К), а теплопроводность воздушной только 0,35 Вт/(м·К). Поскольку передача тепла к частице в значительной мере определяется теплопроводностью плазмы и временем пребывания частиц в горячей зоне струи, для процессов напыления эффективнее использовать плазму продуктов сгорания.

Увеличение длины зоны нагрева приблизительно пропорционально величине $(1 + n_{\text{CH}_4})^5$, где n_{CH_4} - доля природного газа в исходной газозвушной смеси. Поэтому эффективнее использовать в качестве теплоносителя продукты неполного сгорания природного газа.

Полученные данные о структуре струй воздушной и газозвушной плазмы применены при математическом моделировании процессов взаимодействия дисперсного материала с плазмой при напылении и закалке.

Г е н е р и р о в а н и е сверхзвуковой струи плазмы продуктов сгорания.

Использование сверхзвуковых струй плазмы продуктов сгорания углеводородного газа с воздухом открывает новые возможности в создании эффективной технологии напыления защитных покрытий. Особые свойства сверхзвуковых струй (высокие скорости и энергии, особенности структуры течения и др.) обеспечивают такие параметры плазмы в рабочей зоне, которые невозможно реализовать другими способами.

Течение плазмы продуктов сгорания в сверхзвуковом сопле связано с нарушением химического равновесия единственного компонента - оксида азота, однако его содержание невелико (при коэффициенте избытка окислителя $\alpha = 1$, $T = 7000$ К равновесное содержание NO составляет 0,16, при $T = 4000$ К - 2%(об.)). Поскольку неравновесные концентрации оксидов азота практически не меняют ни состава, ни термодинамических свойств плазменного теплоносителя, то течение в сопле можно считать равновесным. Основные исследования сверхзвуковых плазменных струй продуктов сгорания выполнены с использованием математического

моделирования. При расчете использован квазиодномерный подход, т.е. предполагалось постоянство параметров по сечению сопла.

Данный расчет осложняется двумя обстоятельствами: 1) наличием химических реакций в плазме за счет изменения ее термодинамического состояния при расширении в сопле; 2) существенной неадиабатичностью процесса, обусловленной теплоотводом в стенку. Расчет осуществляли методом последовательных приближений по следующей схеме: задавали предварительный расход плазмо образующего газа требуемого состава (т.е. для продуктов сгорания известно соотношение газ:воздух) и вкладываемую электрическую мощность. Эти величины позволяют определить энтальпию, а известное соотношение элементов в исходном газе температуру торможения (T_T) и состав плазмо образующего газа при T_T . По известному составу и температуре вычисляются термодинамические и теплофизические свойства плазмы при температуре торможения, включая скорость звука a_0 и коэффициент адиабаты k_0 . Далее задавались скоростью истечения в критическом сечении u_* . С учетом уменьшения энтальпии плазмы при разгоне струи до критической скорости за счет как возрастания скорости, так и теплообмена со стенками сопла, получили

$$H + u^2/2 = H_0 - \int Q dx,$$

где H - энтальпия, а интеграл в правой части соответствует потере энтальпии вдоль сопла. Задаваемое значение скорости составляет $(0,4-0,6)a_0$. По вычисленному значению энтальпии и атомарному составу определяем температуру, состав, термодинамические, теплофизические свойства и скорость истечения в соответствии с уравнением неразрывности. По термодинамическим свойствам определяем коэффициент адиабаты k и местную скорость звука a_* . Если скорость, вычисленная из уравнения неразрывности, не совпадает с местной скоростью звука, расчет повторяется, скорректировав скорость истечения и суммарный расход плазмо образующего газа, уменьшая или увеличивая его пропорционально соотношению скорости истечения и местной скорости звука. Расчет повторяется до тех пор, пока относительное отклонение скорости истечения u_* от скорости звука a_* не будет меньше некоторой заданной величины $\delta > |u_* - a_*|$. Для совпадения этих скоростей с точностью 0,1 % необходимо 4-6 итераций.

В результате выполненных расчетов для различных соотношений газ:воздух = 0,05; 0,1; 0,2, что соответствует коэффициентам избытка окислителя α , равным 2, 1 и 0,5, получены зависимости расходов и критических параметров от мощности (мощность взята за вычетом потерь в электроды). Расчеты приведены для критического диаметра сопла 8 мм. Для других диаметров результаты будут идентичны, если изменить мощность

пропорционально квадрату диаметра сопла. Естественно, что и расходы поменяются в таком же отношении.

С увеличением мощности расход плазмо образующего газа падает и практически не зависит от состава плазмо образующей смеси. Уровень и темп роста средне массовой температуры в критическом сечении зависит от избыточного давления и содержания газа в смеси с воздухом (рис.22,а). Повышение давления приводит к росту расхода плазмо образующего газа и падению температуры. Рост содержания горючего газа в смеси в интересующем нас диапазоне мощностей (60-150 кВт) и избыточных критических давлений $(0,1-2) \cdot 10^5$ Па также обуславливает снижение температуры. Это вызвано изменениями расхода плазмо образующего газа и его теплоемкости. Так, для мощности 64 кВт с увеличением отношения горючего газа к воздуху от 0,05 до 0,2 при отсутствии избыточного давления расход газа увеличивается от 10,96 до 11,3 м³/ч. Для 128 кВт при избыточном критическом давлении 10^5 Па расход увеличивается от 21,5 до 22,26 м³/ч.

Критическая скорость с повышением избыточного давления падает (рис.22,б), поскольку температура плазмы уменьшается. Влияние состава плазмо образующего газа на критическую скорость - обратное в сравнении с влиянием на температуру. Добавление горючего газа к воздуху способствует росту критической скорости, поскольку молекулярный вес снижается быстрее температуры, коэффициент адиабаты меняется слабо.

В целом изменения расхода, критических скоростей и температуры сильнее проявляются для смесей с недостаточным для горения количеством окислителя. Так, изменение электрической мощности от 16 до 80 кВт требует снижения расхода плазмо образующего газа от 16,31 до 9,79 м³/ч при $\alpha = 2$ и от 19,7 до 10,08 м³/ч при $\alpha = 0,5$. Критические скорости и температуры в этих пределах изменения мощности меняются от 1137 до 2077 м/с и от 2183 до 6279 К для $\alpha = 2$ и соответственно от 1015 до 2176 м/с и от 1267 до 5995 К для $\alpha = 0,5$.

Сверхзвуковая плазменная струя продуктов сгорания реализована в промышленном варианте плазмотрона (см.рис.8,е) [10] мощностью до 180 кВт с одиночной металлической межэлектродной вставкой (МЭВ) и звуковым соплом. Максимальный уровень тока (400 А) ограничен стойкостью катода. Средняя длина дуги 110-120 мм. Напряжение на дуге достигает 450 В. Генерируется недорасширенная плазменная струя со степенью нерасчетности $n = P_a/P_\infty = 1,5-2,5$. Плазмотрон может работать в режиме с внутренней и выносимой дугой. В обоих случаях формируется турбулентный погранслои ($Re = \rho_\infty u d / \eta_\infty \sim 10^7$). В первом случае реализуется волновая картина течения. С увеличением степени нерасчетности n и энтальпии число “бочек” увеличивается. Переход через

звуковую скорость происходит в сопле на расстоянии примерно 0,5 калибра от его среза (см.рис.14). На срезе сопла скорость плазмы достигает $M \sim 1,3$. Далее за счет расширения в струе за соплом скорость плазмы увеличивается до $M \sim 2$. Положение скачков уплотнения наблюдается визуально по наличию перед ними “темной области” - зоны пониженной интенсивности излучения.

Во втором случае (несмотря на сверхкритический перепад давлений в указанном диапазоне мощностей и степени нерасчетности) волновая структура проявляется слабо. Это обусловлено влиянием Джоуля-Теллера тепловыделения и электронной компоненты плазмы. Длина начального участка укорачивается, неравномерность профилей температур и скоростей увеличивается.

Теоретическая зависимость изменения параметров плазмы вдоль оси при адиабатическом расширении в сверхзвуковом сопле $n > 1$ до давления в максимальном сечении затопленной струи $P_m = P_\infty (1/n + 0,07)$ приведена на рис.23. Расчеты проводились для двух крайних случаев: 1)равновесное течение в дозвуковой и сверхзвуковой части потока; 2) в дозвуковой части потока $M < 1$ течение равновесное, в сверхзвуковой $M > 1$ - полностью “замороженное”. Нарушение равновесия оказывает влияние на скорость истечения и температуру газа, причем падение температуры за счет неравновесности оказывается более сильным, чем снижение темпа разгона газа. При расширении смеси $\alpha = 0,9$ с $P_T = 0,36$ МПа до $P_P = 0,056$ МПа ($n = 2$) для $T = 5000-15000$ К в случае равновесного течения температура снижается на 24-18 %, “замороженного” течения - на 35-43 % соответственно. С увеличением давления торможения до $P_P = 0,54$ МПа ($n = 3$) температура снижается в случае равновесного течения на 29-25 %, “замороженного” на 41-53 % соответственно. Состав газа слабо влияет на темп падения температуры при расширении. Добавление метана к воздуху приводит к увеличению максимальной скорости в области свободного расширения. Скорость при равновесном расширении всегда выше на 2-3 %, чем при “замороженном”. Увеличение содержания метана в смеси с воздухом от 0 до 15 % приводит к повышению максимальной скорости на 15-20 %. С увеличением давления торможения максимальная скорость всегда увеличивается.

При разработке плазмотронов одной из главных остается проблема получения требуемых параметров и структуры плазменной струи, начиная от точки ввода порошка. Экстремально высокие скорости течения сверхзвукового потока, обеспечивающие разгон частиц порошка до скорости 500-600 м/с (в 3-5 раза превышающей уровень дозвуковых плазмотронов), обуславливают необходимость формирования протяженных

плазменных струй с достаточным запасом тепла. Только при этом могут быть достигнуты эффективные нагрев и разгон частиц порошка.

3. Движение и нагрев дисперсного материала в потоке плазмы.

Основные закономерности движения и нагрева дисперсных частиц в плазменной струе продуктов сгорания получены на математической модели [1]. В модели учитывается взаимодействие плазменного потока с окружающей средой, излучение и испарение частиц, рассматривается не одиночная частица, а их поток. Модель позволяет установить тепловое состояние, величину и вектор скорости частицы в любой точке траектории для любого исходного состава плазмо-образующей среды. Она основана на следующих допущениях: 1) частицы монодисперсны и имеют сферическую форму; 2) ядро струи не возмущено, параметры в ядре струи не меняются по радиусу и определяются средне массовыми значениями на срезе сопла и теплообменом с дисперсным материалом; 3) в любой точке струи существует локальное термодинамическое равновесие в газовой фазе, чем определяются ее состав и температура; 4) в пограничном слое и основном участке струи профили параметров универсальны и описываются уравнениями Шлихтинга:

$$(X - X_{\infty}) / (X_0 - X_{\infty}) = [1 - (y/v)^n]^m,$$

где X , X_0 , X_{∞} - значения параметра - концентрации, энтальпии, скоростного напора - в произвольной точке, на оси струи и в окружающей среде соответственно; y/v - безразмерная координата; n , m - экспериментальные коэффициенты; 5) теплофизические свойства частиц определяются средне массовой температурой твердой и жидкой фазы, степень черноты поверхности - ее температурой; 6) скорость испарения материала лимитируется диффузией его паров в газовую фазу; газовая фаза оптически прозрачна, а взаимное излучение частиц пренебрежимо мало.

Длина ядра плазменной струи определяется из условия равенства значений параметров (энтальпии, концентрации и $\rho_2 u^2$) на оси струи и средне массовых на срезе сопла, а также распределения их в струе в соответствии с профилем Шлихтинга. Длина начального участка x_H и полуширина струи в переходном сечении для динамического v_{0D} и теплового пограничного слоя v_{0T} определяются из уравнений сохранения энергии и импульса и уравнения для присоединенной массы Рикку и Сполдинга [11]:

$$\int_G (H + u_{\Gamma}^2/2) dG = (\langle H \rangle + \langle u \rangle^2/2) \langle G \rangle + H_{\infty} (G - \langle G \rangle);$$

$$\int_G u dG = \langle u \rangle \langle G \rangle; \quad G/\langle G \rangle = 0,32 \bar{x} \bar{\rho}^{0,5},$$

где H - энтальпия, u_{Γ} - скорость, G - масса, $\langle \rangle$ - средне массовые значения параметров, ∞ - значения параметров окружающей среды, \bar{x} - безразмерная координата, $\bar{x} = x/d_a$ (d_a - диаметр сопла), $\bar{\rho}$ - соотношение плотностей газа окружающей среды ρ_{∞} к средне массовой плотности газа струи $\langle \rho \rangle$.

Расчет равновесия - один из важнейших блоков модели. Здесь по энтальпии и атомарному составу определяются равновесная средне массовая температура на выходе из сопла плазмотрона и состав плазмы. Решается система уравнений:

уравнение энергии -

$$\sum_{i=1}^M h_i m_i = H_0$$

уравнение Дальтона -

$$\sum_{i=1}^M P_i = P_0$$

(N-1) уравнения баланса массы -

$$\sum_{i=1}^M v_{i,j} P_i / \sum_{i=1}^M v_{N,i} P_i = B_j$$

уравнение электронейтральности -

$$\sum P_i^+ = \sum P_i^- + P_e$$

(M-N) уравнения закона действующих масс в форме реакций атомизации

$$P_i = k_i \prod_j P_j^{v_{j,i}}$$

где N , M - число атомов и компонентов системы соответственно; h_i , m_i , P_i - полные энтальпии, массовые доли и парциальные давления компонентов плазмы; $v_{j,i}$ - стехиометрические коэффициенты; H_0 , P_0 - полная энтальпия

и давление в системе; V_j - отношения атомов в системе (C/N, O/N, H/N и др.); P_e - парциальное давление электронов.

Для последующего расчета теплообмена определяются коэффициенты взаимной диффузии, вязкости и теплопроводности отдельных компонентов, а также вязкость и теплопроводность газовой смеси для “замороженного” и равновесного состояний.

Эффективный коэффициент теплопроводности плазмы сложного состава, состоящей из разнородных нейтральных молекул, ионов и электронов, определяется теплопроводностью компонентов, но не есть величина аддитивная и зависит от скорости изменения концентраций компонентов в результате химических реакций диссоциации и ионизации. Поэтому зависимость эффективного коэффициента теплопроводности плазмы сложного состава от температуры имеет немонотонный, волнообразный вид с максимумами в области температур диссоциации и ионизации.

Плазма, генерируемая из смеси метана с воздухом, содержит компоненты с различными значениями температур максимальных скоростей диссоциации: H_2O - 2800; CO_2 - 3500; H_2 - 4500; N_2 - 7000 К. Поэтому нагрев материалов в ней происходит эффективно в широком интервале температур. В этом, в частности, заложена основа получения покрытий высокого качества как следствие хорошего проплавления материала, что подтверждено на практике.

Р а с ч е т нестационарного теплообмена. Здесь реализуется одна из главных целей моделирования. Тепловой поток к частице рассчитывается по формуле

$$Nu = 2c Re^m Pr^n,$$

где c , m , n - константы, задаваемые в исходных данных. Значения критериев Nu , Re , Pr вычисляются по определяющей температуре. Поправка на излучение к коэффициенту теплоотдачи определяется как

$$\Delta\alpha_{л} = \varepsilon_{лс} \sigma_{сб} (T_s^4 - T_{\infty}^4),$$

где $\varepsilon_{лс}$ - степень черноты поверхности частиц, $\varepsilon_{лс} = f(T_s)$.

Поправка на испарение определяется из балансных соотношений по количеству испаренного вещества, вычисляемого по закону Фика. Коэффициент диффузии материала определяется по молекулярным константам материала и компонентов плазмы.

Температурный профиль внутри частицы, степень ее расплавления, фазовые переходы, охлаждение и затвердевание частиц находятся

решением уравнения нестационарной теплопроводности с соответствующими краевыми условиями с использованием ранее вычисленного коэффициента теплоотдачи к частице α_T .

$$T(r_s, 0) = f(r_s), \quad T(R_s^s, \tau) = T_s, \quad [\partial T(0, \tau) / \partial r_s] = 0, \quad T(0, \tau) \neq \infty$$

Совместное решение уравнений нестационарной теплопроводности для сферы и сферической оболочки с уравнением теплового баланса позволило определить профиль температуры в частице и изменение положения границы фазового перехода.

Перемещение частицы, введенной в струю, зависит от величины и направления действующих на нее сил и устанавливается интегрированием уравнения

$$d\vec{V}_s/d\tau = 0,75(\text{Re}_s \cdot \eta / \rho_s \cdot d_s^2) \cdot C_R (\vec{V}_\Gamma - \vec{V}_s),$$

где \vec{V}_Γ и \vec{V}_s - локальные скорости потока и частицы; ρ_s , d_s - ее плотность и диаметр; C_R - коэффициент сопротивления.

Влияние рода плазмы образующей среды на эффективность нагрева и разгона частиц ZrO_2 представлено на рис.24, а вида напыляемого материала - на рис.25.

Результаты расчетов с помощью модели показывают эффективность применения плазмы газоздушных смесей для обработки дисперсных материалов.

Существенной особенностью поведения частиц дисперсной фазы в плазме во время их разгона и плавления являются процессы дробления и коагуляции.

Определяющую роль в плазменно-струйных процессах, связанных с обработкой дисперсных материалов, играют скорость и температура плазмы и частиц порошка, его фракционный состав. В реальных условиях транспортируемая плазмой дисперсная фаза по фракционному составу может существенно отличаться от исходного порошка [2]. Такое отличие является, в основном, результатом аэродинамического дробления расплавленных частиц. Дробление может оказывать значительное влияние на конечный результат процесса. В частности, при плазменном напылении защитных покрытий дробление может быть в одних случаях полезным, в других нежелательным. К положительным результатам приводит деление крупных частиц на 2-3 более мелкие. При этом функция распределения частиц по размерам смещается в сторону уменьшения их среднего диаметра (d_s), среднеквадратичное значение отклонения $(\Delta d_s)^2$ также уменьшается. Связанное с дроблением уменьшение инерционности частиц обуславливает

увеличение их средней скорости, а снижение среднеквадратичного отклонения от среднего диаметра приводит к уменьшению разброса по скоростям. Все это обеспечивает более плотную и равномерную упаковку частиц в покрытии, прочность его увеличивается, пористость снижается.

К нежелательным последствиям, как правило, приводит дробление за счет срыва расплава с поверхности частицы. Унос поверхностного слоя расплава снижает запас тепла частицы. Образующиеся мелкие частицы размером 1-5 мкм быстро остывают, а если и принимают участие в формировании покрытия, то его ослабляют, поскольку долетают до основы в затвердевшем состоянии. Кроме того, вследствие большой удельной поверхности они активно взаимодействуют с окружающей атмосферой и насыщаются кислородом.

При использовании в плазменном напылении плакированных порошков возможен срыв оболочки частиц. В этом случае их физико-химические и морфологические особенности не реализуются.

Интенсификация дробления дисперсного сырья в плазменной струе целесообразна в технологиях получения металлов и их соединений (карбидов, нитридов и др.). Это связано с тем, что полнота превращения дисперсного сырья в целевой продукт определяется степенью его испарения, а дробление капель расплава ускоряет кипение и диссоциацию обрабатываемых в плазме оксидов. Следует отметить, что при плазменной обработке сложных соединений (гидроксидов, солей), у которых тепловые затраты на процессы диссоциации относительно невелики, нагрев исходных частиц сопровождается газовыделением по всему объему. Это также вызывает разрушение частиц с образованием оксидов.

Изменение фракционного состава дисперсной фазы при напылении можно рассматривать как результат расплавления либо частичного оплавления частиц и дальнейшего их дробления аэродинамическим воздействием струи, а также дробления и коагуляции при столкновениях друг с другом.

Рассмотрим одномерную модель движения, нагрева и дробления расплавленной (вначале) одиночной частицы стационарным потоком плазмы. Оценим зависимость расстояния, пройденного расплавленной частицей до момента дробления, от скорости и температуры струи, которые считаются постоянными (последнее допущение оправдывается полученными результатами расчетов, говорящими о малости этого расстояния). Модель базируется на данных о дроблении капель потоком, а также на новых результатах, полученных в экспериментах над водогилицериновыми каплями в потоке воздуха. Устойчивость и разрушение капель под воздействием аэродинамических сил характеризуют такими безразмерными параметрами, как числа Вебера We , Лапласа Lp , Маха M , Бонда Bo , Рейнольдса Re и др., причем степень их влияния на условия

разрушения капли различна. Наиболее важным является число $We = |\vec{V}_Г - \vec{V}_S| \cdot \rho_Г d_s / \sigma_{п.н.}$, где $\vec{V}_Г$, \vec{V}_S - скорости газа и капли; α_s , $\sigma_{п.н.}$ - диаметр и поверхностное натяжение капли; $\rho_Г$ - плотность газа. Влияние числа $Lp = \alpha_s \rho_s \sigma_{п.н.} / \eta_s$, где η_s , ρ_s - коэффициент динамической вязкости и плотности капли, существенны лишь для вязких жидкостей при $Lp \leq 10$. Данные о влиянии остальных безразмерных параметров отрывочны и неполны. Характер дробления капли бывает различным в зависимости от интенсивности и временного изменения нагрузки.

Обычно рассматривают три типа временной зависимости нагружения капли: а) резкое увеличение относительной скорости и затем плавное уменьшение к моменту дробления; б) плавное увеличение; в) плавный рост и затем плавное уменьшение нагрузки. Количественной характеристикой скорости нагружения является безразмерный параметр

$$\bar{G} = (d/d\bar{\tau}) We,$$

где $\bar{\tau} = \tau/\tau_K$, τ - текущее время, $\tau_K = 0,83 (\rho_s d_s^3 / \sigma_{п.н.})^{0,5}$ - период собственных колебаний капли.

Капля разрушается при выполнении условия $We = We^*$, где We^* - критическое число Вебера, равное минимальному числу Вебера, после достижения которого капля с некоторой задержкой $\tau_{инд}$, называемой временем индукции, обязательно разрушится.

Для типов нагружения б), в) с приблизительно линейным законом нарастания во времени числа We обработка результатов эксперимента показала, что при $\bar{G} = 3 - 97$, $Lp = (5,3 - 3,5) \cdot 10^5$ зависимость числа We^* от параметров \bar{G} , Lp определяется интерполяционной формулой

$$We^* = 13,5 - 0,44a - (9,5 - 0,44a) \exp[0,005a - 0,25] \bar{G}$$

$$(a = \ln Lp.)$$

Число \bar{G} вычисляется на участке нарастания числа Вебера по формуле

$$\bar{G} = [We(\bar{\tau}^*) - We(\bar{\tau}_0)] / (\bar{\tau}^* - \tau_0),$$

где $\bar{\tau}_0$, $\bar{\tau}^*$ - безразмерные начальный момент времени и момент выполнения условия $We = We^*$.

Для времени индукции $\tau_{\text{инд}}$ получена зависимость

$$\tau_{\text{инд}} = \tau_{\text{к}} A \exp[(8,4 \cdot 10^{-4} \text{ Re} - 3,44) (We_{\text{max}} - We^*) / We^*];$$

$$A = 4,32 - 8,5 \cdot 10^{-4} \text{ Re} (-0,15 - 4 \cdot 10^{-5} \text{ Re}) \ln L_p,$$

где $We_{\text{max}} \geq We^*$ - максимальное значение числа Вебера после момента $\tau > \tau_{\text{кр}}$; число Re берется в момент времени $\tau_{\text{кр}}$. Эта зависимость установлена для диапазонов $Re = 2790 - 3620$, $L_p = (5,2 - 3,92) \cdot 10^5$. В нашем случае критерий Re значительно меньше вследствие низкой плотности и высокой вязкости плазмы. Однако из-за отсутствия более достоверных литературных данных в оценочных расчетах использованы указанные зависимости.

В модели для величин We^* , $\tau_{\text{инд}}$ брались приведенные зависимости, причем полагалось $\bar{G} = \infty$. Последнее связано с тем, что при плавлении частицы ее поверхностное натяжение убывает практически скачкообразно, из-за чего число We частицы сначала резко возрастает до некоторого максимального значения и далее монотонно убывает, что соответствует временной зависимости нагружения типа а).

Уравнение движения частиц имеет вид:

$$du_s/dx = 18 C_R (\eta_{\Gamma} / \rho_S d_S^2 u_S) (u_{\Gamma} - u_S)/$$

Нагрев частиц описывался из соотношения:

$$(dT_S/dx) = 6(\text{Nu} \cdot \chi_{\Gamma} / C_{pS} \rho_S d_S^2 u_S) (T_{\Gamma} - T_S).$$

Анализ результатов расчета координаты точки дробления $x_{\text{др}}$ (рис.126,а,б) и времени индукции $\tau_{\text{инд}}$ показывает, что для всех рассматривавшихся исходных параметров частиц и во всех режимах их движения и нагрева отмечаются следующие особенности:

- а) при фиксированных u_{Γ} , T_{Γ} $x_{\text{др}}(d_S) \downarrow$, $\tau_{\text{инд}}(d_S) \downarrow$;
- б) при фиксированных u_{Γ} , d_S $x_{\text{др}}(T_{\Gamma}) \uparrow$, $\tau_{\text{инд}}(T_{\Gamma}) \uparrow$;
- в) при фиксированных d_S , T_{Γ} $x_{\text{др}}(u_{\Gamma}) \downarrow$, $\tau_{\text{инд}}(u_{\Gamma}) \downarrow$,

где через $f(x) \uparrow$, $f(x) \downarrow$ обозначены возрастающая и убывающая функции.

Кажущееся неожиданным свойство б) объясняется тем, что во всех рассматривавшихся случаях определяющее влияние на величины $x_{др}$, $\tau_{инд}$ оказывает число Вебера, которое с ростом температуры струи быстро убывает из-за резкого уменьшения плотности плазмы.

Основной вывод, вытекающий из проведенного анализа, заключается в том, что в плазменноструйных процессах, связанных с обработкой порошков, могут реализоваться условия дробления частиц различных материалов, а время, необходимое для разрушения частицы после достижения критических параметров, на несколько порядков меньше характерных времен разгона и разогрева частиц до температуры плавления.

Следствием процесса дробления является перераспределение фракционного состава порошка вдоль плазменной струи и сопутствующие изменения динамики и нагрева частиц. Следует отметить, что в потоке происходит и коагуляция капель. Однако опыт свидетельствует о том, что в условиях газотермического напыления (плазменного порошкового и проволочного, электродуговой металлизации) преобладает дробление. Общая математическая модель движения, нагрева, дробления и коагуляции полидисперсных расплавленных капель в потоке чрезвычайно сложна. В настоящее время приемлемое для практики решение может быть получено лишь в отдельных случаях.

Модель дробления полидисперсного порошка основана на континуальном подходе (напомним, что при континуальном описании каждая частица фракции как бы определяет всю фракцию и распад частицы эквивалентен распаду всех частиц ее фракции).

Данная модель позволяет установить положение точки дробления расплавленной частицы $x_{др}$, фракционный состав осколков, найти скорость и температуру частицы на участке от точки ее плавления $x_{пл}$ до $x_{др}$.

Зависимость состояния дисперсного потока, движущегося с большим скольжением в плазме, от размеров расплавленных капель приведена на рис.27. Такая зависимость в общем виде характерна для всех напыляемых материалов при условии, что скорости частиц всех фракций в момент плавления равны. В исследованном диапазоне относительных скоростей (<4000 м/с) для мелких фракций $\bar{d}_s = 12,5$ мкм число Вебера We может возрасти после расплавления частицы за счет убывания поверхностного натяжения при нагреве, однако оно никогда не достигает критической величины We^* . Мелкие частицы в потоке плазмы быстро закипают. Координата точки, в которой частицы i -той фракции впервые (без учета прихода раздробившихся частиц в заданную фракцию) достигают температуры кипения $x_{кип}$, характеризуется следующей зависимостью от

параметров V_{SO} , V_{Γ} , T_{Γ} , i : а) при V_{SO} , V_{Γ} , $T_{\Gamma} = \text{const}$, $x_{i\text{кип}}$ возрастает с ростом i ; б) при i , V_{Γ} , $T_{\Gamma} = \text{const}$, $x_{i\text{кип}}$ возрастает с ростом V_{SO} .

Функции $x_{i\text{кип}}(T_{\Gamma})$ при V_{SO} , i , $V_{\Gamma} = \text{const}$ и $x_{\text{кип}}(V_{\Gamma})$ при V_{SO} , i , $T_{\Gamma} = \text{const}$ для различных фракций могут и возрастать, и убывать, а также быть немонотонными. Тем не менее можно сказать, что преимущественно $x_{i\text{кип}}(T_{\Gamma})$ - убывающая, а $x_{i\text{кип}}(V_{\Gamma})$ - возрастающая функции. Здесь V_{SO} - скорость частицы в момент плавления, V_{Γ} - скорость плазмы, T_{Γ} - температура плазмы.

Дробление движущихся частиц в потоке плазмы начинается с более крупной фракции. По мере увеличения относительной скорости $V_{\Gamma} - V_{SO}$ дробятся все более мелкие капли. Координата точки дробления $x_{i\text{др}}$, определяемая временем индукции $\tau_{\text{инд}}$, зависит от параметров V_{Γ} , V_{SO} , i , T_{Γ} .

Несмотря на сильную зависимость $x_{i\text{др}} - x_{i\text{пл}}$ от параметров, ее абсолютная величина является малой. Влияние градиентности плазменных потоков на процесс дробления следует учитывать при малых относительных скоростях $V_{\Gamma} - V_{SO}$ для частиц небольших размеров \bar{d}_s и при высоких температурах плазмы.

Время индукции $\tau_{\text{инд}}$ и характер дробления капли существенно зависит от того, возрастает или не возрастает число We после достижения критического момента $\tau_{\text{кр}}$ (когда $We = We^*$). Если при $\tau > \tau_{\text{кр}}$ $We = We^* = \text{const}$, наблюдается обычно вибрационное дробление с несколькими примерно равными осколками. Если при $\tau > \tau_{\text{кр}}$ число We возрастает (за счет убывания поверхностного натяжения при нагреве частицы), разрушение происходит без предшествующей вибрации капли с образованием множества полидисперсных осколков. Нормированная на 1 массовая дифференциальная функция распределения диаметров d_{sj} осколков капли d_{si} аппроксимируется логарифмически нормальным законом вида:

$$m(\varepsilon) = [\varepsilon^2 / \sqrt{2\pi} \bar{\varepsilon}^3 \ln \Sigma] \exp [(\ln \varepsilon - \bar{\ln} \varepsilon)^2 / 2 \ln^2 \Sigma - 4,5 \ln^2 \Sigma],$$

где $\varepsilon = d_{sj} / d_{si}$; d_{sj} , d_{si} - диаметры осколков и исходной капли; $\bar{\ln} \varepsilon$, $\ln^2 \Sigma$ - среднее значение и дисперсия величины $\ln \varepsilon$, $\bar{\varepsilon} = \exp(\bar{\ln} \varepsilon)$. Эта функция непрерывна и для ее практического использования необходимо получить из

нее дискретное распределение, соответствующее принятой разбивке частиц по фракциям и нормированное на 1 на интервале $(0 - d_{sj} \max)$, где $d_{sj} \max$ - максимальный размер осколка. Поэтому далее следует площадь под графиком $m(\varepsilon)$ разбить на $n = i - 1$ “столбиков”, соответствующих фракциям осколков (размер j -го осколка равен $(\varepsilon'_j + \varepsilon''_j) / 2$, где $\varepsilon'_j, \varepsilon''_j$ - нижняя и верхняя граница основания j -того “столбика”) После этого несложно вычислить массу осколков фракции j :

$$M_{ij} = \int_{\varepsilon'_j}^{\varepsilon''_j} m(\varepsilon) d\varepsilon.$$

Нормируя на 1, получим искомое распределение

$$m_{ij} = M_{ij} / \sum_{j=1}^n M_{ij}.$$

Это распределение позволяет оценить изменение динамики и нагрева дисперсного потока, обусловленное распадом i -той фракции. Введем массовую расходную концентрацию i -той фракции $g_{si} = G_{si} / G_{\Gamma}$, где G_{si}, G_{Γ} - массовые расходы i -той фракции и газа. Расходная концентрация g_{si} связана со скоростью V_{si} и счетной пространственной концентрацией n_i i -й фракции очевидным соотношением:

$$g_{si} = (\pi d_{si}^3 / 6) (\rho_{si} V_{si} n_i / \rho_{\Gamma} V_{\Gamma}),$$

где ρ - плотность.

Введем также удельную энергию частицы $E_{si} = C_{psi} \bar{T}_{si} + V_{si}^2 / 2$, где C_{psi} - теплоемкость частицы.

При дроблении частицы i -й фракции ее масса, импульс и энергия мгновенно переходят к более мелким фракциям $j = 1 \dots i - 1$, что приводит к скачкообразному росту потоков массы, импульса и энергии более мелких фракций. Сразу же после дробления удельный расход, скорость и средняя температура частиц фракции j принимают новые значения $g_{sj}^H, V_{sj}^H, \bar{T}_{sj}^H$, определяемые из соотношения :

$$g_{sj}^H = g_{sj} + g_{si} m_{ij};$$

$$V_{sj}^H = (V_{sj}g_{sj} + V_{si}g_{si}m_{ij}) / g_{sj}^H;$$

$$E_{sj}^H = (E_{sj}g_{sj} + E_{si}g_{si}m_{ij}) / g_{sj}^H;$$

$$\bar{T}_{sj}^H = [E_{sj}^H - (V_{sj}^H)^2 / 2] / C_{P_{sj}}^H \quad (j = 1 \dots i-1; i = 2 \dots N),$$

где g_{sj} , V_{sj} , E_{sj} - параметры j -й фракции в точке дробления i -й фракции $x_{др}$ перед дроблением; $C_{P_{sj}}^H$ - удельная теплоемкость j -й фракции при температуре T_{sj}^H .

Относительно перераспределения импульса и энергии между фракциями в результате дробления частиц принимаем гипотезу, что избыток (недостаток) импульса и энергии частиц, переходящих в некоторую фракцию, равномерно распределяется между частицами этой фракции.

Из приведенных соотношений можно качественно оценить характер влияния полидисперсности порошка на движение, нагрев и дробление отдельных фракций. Первые три равенства дают:

$$V_{sj}^H = V_{sj} + (V_{si} - V_{sj}) (g_{si}m_{ij} / (g_{sj} + g_{si}m_{ij}));$$

$$E_{sj}^H = E_{sj} + (E_{si} - E_{sj}) (g_{si}m_{ij} / (g_{sj} + g_{si}m_{ij})).$$

Учтем, что $V_{si} < V_{sj}$ (обратное неравенство могло бы возникнуть вследствие большего увлечения более крупных капель, обусловленного их интенсивным поперечным расплющиванием потоком). Однако расчеты показывают, что в рассматриваемых режимах этот эффект не проявляется. $\bar{T}_{si} < \bar{T}_{sj}$, а значит и $E_{si} < E_{sj}$. Отсюда следует, что дробление капель приводит к уменьшению скорости и удельной энергии более мелких фракций.

Что касается средних температур частиц этих фракций, то они могут уменьшаться и возрастать. Из равенства для \bar{T}_{sj}^H получаем:

$$\bar{T}_{sj}^H C_{P_{sj}}^H = E_{sj} + (E_{si} - E_{sj}) \alpha_{ij} - 0,5 [V_{sj} + (V_{si} - V_{sj}) \alpha_{ij}] =$$

$$\bar{T}_{sj} C_{P_{sj}} + \alpha_{ij} [E_{si} - E_{sj} - V_{sj}(V_{si} - V_{sj}) - 0,5(V_{si} - V_{sj})^2 \alpha_{ij}] \equiv \bar{T}_{si} C_{P_{sj}} + \Delta_{ij},$$

где: $C_{P_{sj}}^H = C_{P_{sj}}(\bar{T}_{sj}^H)$, $\alpha_{ij} \equiv g_{si}m_{ij} / (g_{sj} + g_{si}m_{ij})$,

$$0 \leq \alpha_{ij} \leq 1, \Delta_{ij} \equiv \alpha_{ij} [E_{si} - E_{sj} - V_{sj}(V_{si} - V_{sj}) - 0,5 (V_{si} - V_{sj})^2 \alpha_{ij}].$$

Легко показать, что

$$\Delta_{ij} = (\bar{T}_{si}C_{Psi} - \bar{T}_{sj}C_{Psj}) \alpha_{ij} + 0,5\alpha_{ij} (1 - \alpha_{ij}) (V_{si} - V_{sj})^2 \equiv \Delta'_{ij} + \Delta''_{ij},$$

где $\Delta'_{ij} \leq 0, \Delta''_{ij} \geq 0$.

Отсюда видно, что знак Δ_{ij} зависит от соотношения между Δ'_{ij} и Δ''_{ij} .

Таким образом, переход осколков разбившихся частиц в заданную фракцию j может как приблизить, так и отдалить момент достижения частицами этой фракции температуры кипения.

Для оценки влияния на дробление частиц фракции j прихода осколков “сверху” отметим, что уменьшение скорости приводит к заметному росту числа We_j , тогда как изменение температуры значительно меньше влияет (через коэффициент поверхностного натяжения) на значение числа We_j и практически не меняет, благодаря логарифмической зависимости от числа Лапласа Lr_i , критическое число Вебера We_{*j} . Далее, если для фракции j уже был открыт счет времени индукции $\tau_{инд}$, то приход осколков в эту фракцию может только уменьшить $\tau_{инд}$, поскольку с увеличением $\Delta We_j = (We_j - We_{*j}) / We_{*j} > 0$, $\tau_{инд}$ уменьшается. Таким образом, дробление частиц фракции i приводит к уменьшению времени индукции $\tau_{инд}$, а значит и уменьшению координаты точки дробления $x_{jдр}$ (с учетом уменьшения V_{sj}) фракции $j < i$.

Пульсации несущего потока плазмы могут интенсифицировать дробление расплавленных частиц порошка. Дробление капель стимулируется при резонансных колебаниях среды и самой капли. При большой дозвуковой скорости пульсации потока не влияют на процесс дробления капли в потоке. Кроме того, при $M \rightarrow 1$ амплитуда пульсаций газодинамических параметров уменьшается. Для исключения пульсационного дробления капель напыление следует производить высокоскоростными потоками газа.

Оценки показывают, что на режимах напыления, реализуемых в серийных плазмотронах с самоустанавливающейся дугой, вследствие пульсаций параметров дробление капель происходит при меньшем значении критического числа Вебера, чем в стационарном потоке. В процессах плазменной обработки дисперсной фазы дробление осложняется наличием твердой сердцевины в частицах. Однако, несмотря на это

обстоятельство, есть ряд общих моментов. Мелкие частицы размером до 50 мкм не распадаются, а молотые, неправильной формы, становятся сферическими. Для частиц размером более 60 мкм из материалов с низкой теплопроводностью (Al_2O_3 , ZrO_2 , Cr_3C_2) дробление происходит за счет срыва высокоскоростным потоком плазмы пограничного слоя расплава. Унос массы жидкости из периферийного пограничного слоя определяется скоростью скольжения, температурой расплава и размером частицы. Распад частиц с высокой теплопроводностью происходит за счет как их деформации и деления на две или более частиц, так и срыва пограничного слоя.

Наряду с дроблением частиц в полете происходит и их коагуляция. Наиболее часто сталкиваются мелкие частицы (1-5 мкм) с крупными (~100 мкм): мелкие частицы объединяются с крупными, как правило, без какой-либо деформации несмотря на то, что они всегда находятся в расплавленном состоянии. Их траектории мало отличаются от линий тока несущей среды. С увеличением размеров сталкивающихся частиц изменение формы становится все более существенным.

В условиях, характерных для плазменного напыления, критерий Re_S достигает 10-15, а теплообмен осуществляется за счет кондуктивной составляющей на 60-70 %, конвективной - 20-30 %, потери на излучение - 1-3 %, потери на испарение - 1-10%. Процесс дробления преобладает над коагуляцией и определяется составом плазмы. С увеличением содержания горючего газа в смеси содержание мелкой фракции (0-50 мкм) возрастает, а крупной (100-160 мкм) - убывает. Функция распределения частиц по размерам смещается в сторону меньшей фракции.

В условиях плазменного напыления интенсивностью дробления дисперсных частиц можно также управлять путем модуляции параметров плазменной дуги. Плазмотрон при этом становится источником ударных волн, которые взаимодействуют с напыляемой частицей во время ее полета. Задавая частоту следования импульсов тока, скважность, полярность и амплитуду, можно получить различную степень дробления частиц.

Важным сопутствующим обстоятельством дробления частиц является их дополнительное ускорение за счет уменьшения инерционности и снижения разброса скоростей.

Вместе с тем при напылении интенсивное дробление крупных частиц на множество чрезмерно мелких (~1 мкм) приводит к нежелательным последствиям. Сдув поверхностного расплава с крупных частиц снижает запасенное в них тепло. Образующиеся мелкие частицы, вылетая из высокотемпературной зоны, быстро охлаждаются и подлетают к напыляемому изделию в затвердевшем состоянии. Входя в состав покрытия, они снижают его прочность.

В последнее время успехи в развитии оборудования и процессов газотермического напыления покрытий связывают с повышением скорости напыляемых частиц. Теоретические и экспериментальные данные показали, что увеличение скорости частиц при плазменном напылении до 400-600 м/с дает большой выигрыш в качестве покрытий и позволяет упростить технологию. При этом снижаются требования к подготовке напыляемой поверхности, появляется возможность наносить покрытия с высокой прочностью сцепления без подогрева основы.

Разгон и нагрев частиц в сверхзвуковом потоке имеет свои особенности. Если поместить частицу достаточно больших размеров (более нескольких длин свободного пробега молекул) в сверхзвуковой поток, то перед ней возникнет ударная волна, движущаяся со скоростью частицы. За ударной волной температура газа близка к температуре торможения. По мере разгона частицы интенсивность ударной волны падает и температура за ней уменьшается. При достижении частицей скорости звука относительно газа в зависимости от параметров обдуваемого потока (это может быть и при $M < 1$) ударная волна пропадает и температура газа вокруг частицы оказывается равной температуре невозмущенного потока, которая может быть небольшой, если число M потока достаточно велико; таким образом, наибольшая доля тепла подводится к частице в начальный период ускорения.

Вблизи места ввода дисперсных частиц в сверхзвуковой поток вследствие притормаживания газа может увеличиваться его плотность и температура. Крупные частицы диаметром 200 мкм практически не меняют параметров потока, в то время как мелкие (4 мкм) частицы существенно искажают их, в частности, оказывают большое влияние на положение отошедшей ударной волны.

Сверхзвуковой поток является эффективным средством разгона частиц, однако с увеличением числа M уменьшается эффективность термического воздействия. Расчеты показывают, что в режиме сверхзвукового обтекания частицы при достаточно больших числах M изменение ее температуры незначительно: так, при начальной температуре частицы $T_{SO} / T_{\infty} = 1$, температура сверхзвукового потока $T_{ГО} / T_{\infty} = 10$, $Re = 10$ и $M = 5$, максимальное увеличение температуры частицы составит 24%, а при $T_{SO} / T_{\infty} = 1$ уменьшение температуры частицы равно 6% при тех же Re и M . Поэтому при плазменном напылении целесообразно использовать протяженные слабонедорасширенные сверхзвуковые струи с большим числом “бочек”.

Сверхзвуковая слабонедорасширенная плазменная струя продуктов сгорания кроме высокой скорости (~3000 м/с) характеризуется значительной протяженностью (в 1,5-2 раза большей, чем дозвуковой

струи) и малым углом раскрытия ($5-7^\circ$) двухфазного потока. Измерение скорости частиц с помощью прибора ИССО-1 показало, что с увеличением мощности и расхода плазмо образующего газа средняя скорость частиц возрастает. Изменение содержания горючего газа в смеси на скорость полета частиц практически не влияет, однако их светимость и концентрация заметно возрастают, что свидетельствует об интенсификации их нагрева и дробления в полете. Установлено, что на дистанции напыления, принятой для плазмы продуктов сгорания 250-350 мм, снижения скорости практически не происходит. Существенного различия между скоростями частиц в центре потока и на периферии не обнаружено.

4. Взаимодействие напыляемых частиц с окружающей атмосферой

Вследствие развитой поверхности напыляемых частиц, их перегрева ($T_s > T_{пл}$), высоких температур плазмы на начальном участке струи, они интенсивно взаимодействуют с окружающей средой. Это положение не изменяется и при использовании в качестве плазмо образующих инертных газов, если распыление происходит на воздухе.

Для нанесения качественных металлических покрытий напылением из титана, вольфрама, молибдена, тантала, ниобия, циркония, меди и др. необходимо исключить, либо существенно ослабить, взаимодействие напыляемого материала с кислородом и другими газами. Окисление оказывает неблагоприятное влияние на характеристики напыленного покрытия. Наблюдается выгорание исходных легирующих составляющих напыляемого материала, появляются оксидные включения, охрупчивание, возникает неоднородность структурного состава покрытия, снижается коррозионная стойкость и т.п. От этих часто нежелательных явлений, если работа ведется в обычных атмосферных условиях, полностью избавиться нельзя, однако можно существенно ограничить их развитие, используя соответствующие газовые среды, не допуская перегрева и снижая время контакта расплавленных частиц с активной атмосферой.

Использование смеси воздуха с метаном, пропан-бутаном в процессах плазменного нанесения покрытий позволяет получать контролируемые атмосферы в зоне разогрева и движения частиц порошка. Окисление частиц порошка в процессе нанесения покрытия происходит в две стадии: первая - во время их плавления и полета до подложки, вторая - при остывании в покрытии. Чтобы определить защитные свойства плазмы, т.е. выделить только первую стадию, подложку размещали в атмосфере аргона (рис.28). На этом же рисунке (рис.28, а) представлены зависимости степени

окисления порошка Fe (процентное содержание $Fe_{мет}$) от состава исходной смеси для порошков с исходным содержанием 1,3 - 95,5% $Fe_{мет}$ и 2,4 - 60% $Fe_{мет}$ во время полета до детали на дистанции 250 мм (кривые 1,2). С увеличением дистанции напыления содержание $Fe_{мет}$ также снижается (рис.28, б). Без защиты подложки аргоном, т.е. с учетом второй стадии, степень окисления значительно возрастает (кривые 3 и 4 соответственно).

Степень развития окислительно-восстановительных и диссоциативных процессов в напыляемом материале, как результат термохимического воздействия плазмы на дисперсные частицы, уменьшается с повышением скорости полета частиц порошка, т.е. с сокращением времени взаимодействия. Ощутимые для практики эффекты достигаются с использованием сверхзвуковых потоков. Сравнение свойств покрытий, полученных на дозвуковых и сверхзвуковых газопламенных и плазменных установках, однозначно свидетельствует о значительном преимуществе при использовании сверхзвуковых потоков. Причем, весомый вклад в улучшение всех свойств покрытий достигается за счет минимального изменения химсостава напыляемого материала.

Процесс плазменного напыления, совмещенный с целевыми химическими превращениями, является одним из методов, с помощью которого могут быть синтезированы новые материалы [12]. При этом может быть получен новый класс покрытий, содержащих синтезированные в плазме материалы нитриды, карбиды, оксиды. Рассмотрим процесс получения покрытий из алюминийкремниевого, никельтитанового и алюминийтитанового сплавов, армированных синтезированными в плазме ультрадисперсными частицами нитридов алюминия, кремния и титана.

Термодинамика и кинетика плазменного синтеза в технологии газотермического напыления имеет свои особенности. Эта технология ориентирована, в основном, на использование исходного материала в дисперсном виде. В большинстве случаев все физико-химические процессы с материалом происходят вне плазмотрона в плазменных теплоносителях, получивших в плазмотронах энтальпию, скорость, химический состав и определенную степень возбуждения атомов и молекул. В такой ситуации плазма дуговых разрядов при атмосферном давлении и наличии металлургических реакций с достаточной степенью приближения может быть описана закономерностями равновесных систем.

Оценим выход целевого продукта (нитридов алюминия, кремния, титана) на примере напыления в азотной плазме алюминийкремниевого, никельтитанового и алюминийтитанового сплавов. Расчеты выполнены для систем Al - Si - N, Ni - Ti - N и Al - Ti - N при давлении $P = 0,1-1-2$ МПа в интервале температур $T = (1-10) \cdot 10^3$ К.

На рис.29 приведена зависимость равновесных концентраций AlN и SiN от температуры в системе Al - Si - N (Si - 5 % вес. от Al, AlSi - 150 % вес. от N). Эти зависимости носят экстремальный характер с максимумом концентрации в области $(3-4) \cdot 10^3$ К для SiN и $(6-7) \cdot 10^3$ К для AlN. Увеличение давления способствует повышению выхода целевых продуктов и смещает максимум в область более высоких температур.

Значение максимальной концентрации SiN в отличие от AlN очень чувствительно к соотношению Si:Al в исходном сплаве. Эта тенденция не зависит от давления.

По аналогии с процессами образования нитридов в азотной плазме при напылении металлов и сплавов, могут быть получены соответствующие зависимости для оксидов и карбидов в кислород- и углеродсодержащей плазме.

Высокие температуры (3000 - 6000 К), реализуемые при плазменном напылении, обеспечивают значительные скорости физико-химических процессов (плазменный синтез гомогенных твердых растворов на основе нитридов из газовой фазы происходит за время $10^{-2} - 10^{-1}$ с), что является дополнительным аргументом в пользу представительности результатов термодинамических расчетов, поскольку равновесие может быть достигнуто достаточно быстро. Вместе с тем, быстротекающие процессы плазменного напыления заключаются в импульсном разогреве газовой взвеси частиц порошка за время $10^{-4} - 10^{-2}$ с до температур целевого превращения с последующей закалкой высокотемпературных продуктов за время $10^{-6} - 10^{-1}$ с. Они сопровождаются изменением химического, фазового и гранулометрического состава порошка, несут в себе и возможности нарушения равновесия. Особенно, если учесть наличие значительных градиентов параметров во времени и пространстве, характеризующимися значениями $10^6 - 10^8$ град/с и $\sim 10^3$ град/см.

Из результатов термодинамического анализа (рис.29) следует важный вывод об определяющей роли кинетических факторов в обеспечении получения продукта с необходимым химическим составом и структурой. Это, в частности, требование предупреждения обратных реакций при выделении нитрида из плазменной струи. Здесь необходима достаточно высокая скорость закалки, позволяющая пройти область, благоприятную для кинетики обратных реакций, в столь короткое время, за которое они не могут получить заметного развития.

Первым этапом процесса при контакте частиц порошка с горячим газом является их нагрев, который может сопровождаться химическими реакциями в поверхностном слое частицы. Однако, низкие скорости диффузии в конденсированной фазе не обеспечивают высокий выход целевого продукта (нитрида, карбида) за малое время $10^{-3} - 10^{-5}$ с пребывания вещества в зоне высоких температур даже при отсутствии

термодинамических ограничений. Степень превращения дисперсного материала в целевой продукт значительно повышается, если химические реакции проходят в газовой фазе с конденсацией его из пара на стадии закалки. Из кинетических расчетов многих плазмохимических процессов следует, что реакции в газовой фазе протекают за 10^{-3} - 10^{-4} с, тогда как время гетерогенных процессов должно быть на много порядков больше. Эти обстоятельства согласуются с экспериментальными данными. В целом полнота превращения будет определяться степенью испарения дисперсных частиц.

Для напыления использовали сверхзвуковой плазмотрон с плазмохимическим реактором. Плазмо-образующий газ - высоко чистый азот с расходом $20 \text{ м}^3/\text{ч}$. В качестве реактивного газа для получения нитридов в покрытии использовали аммиак с расходом $5 \text{ м}^3/\text{ч}$. Производительность напыления - 20 кг/ч при подаче порошка через два канала. Температурный режим выбран такой, чтобы $\sim 20\%$ материала испарилось. На участке сверхзвукового течения в плазменном реакторе до начала закалки паровое облако совмещено с дисперсной фазой. Сверхзвуковой двухфазный поток характеризуется высокой плотностью дисперсного материала из-за малого рассеивания и большим скольжением фаз. Эти обстоятельства приводят к тому, что большая часть конденсата в виде ультрадисперсных частиц ($10 - 1000 \text{ \AA}$) коагулирует в полете с частицами напыляемого материала.

Анализ свидетельствует о том, что синтезированный высокодисперсный нитрид титана, сконденсировавшийся на частице, имеет очень развитую удельную поверхность и повышенную дефектность кристаллической решетки.

Размер частиц, образующихся в потоке, в общем случае является функцией скорости химических реакций, пересыщения в системе, температуры процесса, коэффициента массопереноса, времени кристаллизации и факторов, связанных с природой кристаллизующегося вещества.

Исследования показали, что основными технологическими факторами в условиях сверхзвукового напыления, определяющими многие параметры кристаллизации, являются удельная мощность плазмотрона, степень загрузки плазменной струи напыляемым материалом, условия закалки. Средний размер частиц нитрида титана находится в пределах $100 - 1000 \text{ \AA}$.

Синтезированные в плазме нитриды и карбиды являются очень твердыми и, входя в состав композиционного покрытия, могут сильно повысить его износостойкость.

5. Взаимодействие плазмы с поверхностью

5.1. Общие закономерности

Выполненный в главе 1 анализ позволяет утверждать, что плазма продуктов сгорания более энергоемка, чем плазма любых двухатомных газов. Теплоотдача от плазмы продуктов сгорания к нагреваемому изделию повышается как за счет высокого температурного уровня, так и благодаря изменению транспортных свойств диссоциированных продуктов сгорания (вследствие их последующей рекомбинации). Поэтому дуговые плазмотроны, работающие на газовой смеси, целесообразно использовать для интенсивного локального нагрева и плавления малых поверхностей - скоростная поверхностная закалка, резка и легирование сталей, оплавление строительных материалов, сфероидизация порошков, нагрев металлических кромок и т.д.

Режимные параметры поверхностного нагрева могут быть определены из решения уравнения нестационарной теплопроводности с соответствующими краевыми условиями. В случае поверхностной закалки (толщина прогреваемого слоя значительно меньше характерного размера обрабатываемой детали) можно применить аналитическое решение для полуограниченного тела с граничными условиями III рода на поверхности:

$$\begin{aligned} & (T_{(x,\tau)} - T_0)/(T_{\text{ср}} - T_0) = \\ & = \operatorname{erfc}(x/2\sqrt{a\tau}) - e^{[\alpha x/\lambda + (\alpha/\lambda)a\tau]} \operatorname{erfc} [(x/2\sqrt{a\tau}) + \alpha\sqrt{a\tau}/\lambda], \end{aligned} \quad (5.1.1)$$

где $T(x, \tau)$ - температура в точке, отстоящей от поверхности на x в момент времени τ , T_0 - исходная температура образца, $T_{\text{ср}}$ - температура греющей среды.

Для $x = 0$ (точка на поверхности) вышеприведенное уравнение имеет вид:

$$(T_{(0,\tau)} - T_0) / (T_{\text{ср}} - T_0) = 1 - e^{\alpha a\tau/\lambda} \cdot \operatorname{erfc} (\alpha\sqrt{a\tau}). \quad (5.1.2)$$

Разделив уравнение (5.1.1) на (5.1.2) исключим $T_{\text{ср}}$ и получим выражение, в левой части которого будет соотношение приращений температуры на поверхности и на глубине. Это соотношение зависит только от технологических требований нагрева заданного материала и требуемой глубины обработки.

С другой стороны, как показал анализ этого уравнения, соотношение температур на поверхности и на глубине x не может быть произвольным, а определяется условиями нагрева.

При переходе к скоростным методам нагрева градиент температур по глубине увеличивается и возможный интервал соотношения температур расширяется.

Так как $R = \Delta T_{\text{пов}} / \Delta T_{\text{х}}$ определяется исключительно параметрами нагрева, то для заданного режима закалки существует предел по критерию Фурье F_0 ($F_{0\text{min}}$ и $F_{0\text{max}}$), сверху и снизу ограничивающий необходимое время нагрева. При интенсификации процесса F_0 уменьшается, а $\Delta T_{\text{пов}} / \Delta T_{\text{х}}$ увеличивается, но это соотношение ограничено сверху ($T_{\text{пов}} \leq T_{\text{плав}}$, а $T_{\text{х}} \geq T_{\text{зак}}$). Поэтому скорость нагрева материала до определенной заданной глубины не может быть увеличена беспредельно и ограничивается сверху свойствами материала. Наибольшая скорость нагрева может достигаться при максимально возможной допустимой температуре поверхности.

Для выяснения взаимосвязи между глубиной прогрева, временем взаимодействия и параметрами греющей среды следует решить систему уравнений:

$$(T_{(0,\tau_{\text{H}})} - T_0) / (T_{\text{ср}} - T_0) = 1 - e^{\alpha a\tau_{\text{H}}/\lambda} \cdot \text{erfc}(\alpha \sqrt{a\tau_{\text{H}}}/\lambda), \quad (5.1.3)$$

$$\begin{aligned} & (T_{(0,\tau_{\text{H}})} - T_0) / (T_{(\delta_{\text{H}},\tau_{\text{H}})} - T_0) = \\ & = [1 - e^{\alpha a\tau_{\text{H}}/\lambda} \text{erfc}(\alpha \sqrt{a\tau_{\text{H}}}/\lambda)] / [\text{erfc}(\delta_{\text{H}}/2 \sqrt{a\tau_{\text{H}}}) - \\ & - e^{-\alpha \delta_{\text{H}}/\lambda + \alpha a\tau_{\text{H}}/\lambda} \text{erfc}(\delta_{\text{H}}/2 \sqrt{a\tau_{\text{H}}} + \alpha \sqrt{a\tau_{\text{H}}}/\lambda)]. \end{aligned}$$

Из первого уравнения методом последовательных приближений вычисляется время τ_{H} , необходимое для нагрева поверхности материала до максимально допустимой температуры, т.е. $T(0,\tau_{\text{H}}) = T_{\text{плав}}$. Из второго уравнения по заданному $T(\delta_{\text{H}}, \tau_{\text{H}})$ вычисляется координата δ_{H} . Таким образом, при заданных $T(0, \tau_{\text{H}})$ и $T(\delta_{\text{H}}, \tau_{\text{H}})$, свойствах материала и условиях нагрева существует однозначная связь между временем взаимодействия и глубиной прогрева до заданной температуры.

На рис.30 представлены зависимости глубины прогреваемого до 850 °С слоя и скорости перемещения изделия относительно плазмотрона в зависимости от интенсивности теплопередачи.

Температура поверхности во всех случаях равнялась температуре плавления, теплофизические свойства материала (среднеуглеродистая сталь) усреднялись по температурному интервалу. Расчет выполнялся для температуры среды 5000-7000 К, температура линейно снижалась вдоль зоны нагрева. Исходная температура материала принималась 300 и 600 К

(предварительный подогрев). Установлено, что при достижении поверхностью температуры плавления глубина прогрева до температуры 850 °С уменьшается с ростом коэффициента теплопередачи за счет более быстрого нагрева поверхности до плавления (критерий F_0 снижается и нагрев становится более неравномерным).

Зависимость глубины прогрева до $T = 850$ °С от коэффициента теплопередачи может быть аппроксимирована зависимостью:

$$\delta_H = 1,73 \cdot 10^5 [(T_{\text{эф}} - T_{\text{ср}})^{-1,44} / \alpha], \text{ мм}, \quad (5.1.4)$$

где $T_{\text{эф}}$ - осредненная температура греющей среды, К; $T_{\text{ср}}$ - осредненная температура нагреваемого изделия °К в слое толщиной δ_H , мм; α - коэффициент теплоотдачи, Вт/м·град.

Точность приведенной формы $\pm 10\%$ и она может быть применена для предварительной оценки.

Для обеспечения нагрева до температуры поверхности равной температуре плавления, относительная скорость перемещения должна быть не менее, чем приведена на рис.28. Ее величина зависит от осредненной температуры плазменной струи, длины зоны нагрева и коэффициента теплопередачи. Она пропорциональна длине зоны нагрева, увеличивается с ростом температуры и коэффициента теплопередачи и ее значение может быть аппроксимировано выражением:

$$W = 4,28 \cdot 10^{-9} l_H (T_{\text{эф}} - T_{\text{ср}})^{0,46} \cdot \alpha^2, \text{ м/с}, \quad (5.1.5)$$

где l_H - длина зоны нагрева, м; точность приведенной формулы $\pm 10\%$.

Предварительный подогрев металла соответствует изменению соотношения $\Delta T_{\text{пов}} / \Delta T_{\delta_H}$ в сторону уменьшения, т.е. R_{max} снижается и, следовательно, интервал значений критерия F_0 сдвигается вправо, что дает возможность значительно увеличить глубину прогрева материала, практически сохранив скорость процесса.

Многokратное (5-10 раз) повышение плотности теплового потока может быть достигнуто при закалке с малых дистанций в пределах начального участка плазменной струи за счет образования несамостоятельного диффузного разряда между соплом-анодом плазмотрона и деталью от отдельного маломощного источника электропитания. Формирование такого разряда в плазме продуктов сгорания облегчается по сравнению с воздухом и инертными газами. Происходит это благодаря качественному изменению характера приэлектродных процессов на аноде плазмотрона и повышению разности потенциала плазменной струи по отношению к аноду в плазме продуктов сгорания.

На рис.31 приведены зависимости скорости относительного перемещения детали и плазматрона и расхода плазмо - образующего газа от тока дуги, для которых поверхность нагревается до температуры плавления. Напряжение на дуге - 200 В. Диаметр сопла плазматрона 14 мм, расстояние от среза сопла до детали - 10 мм, кривые 1,2 - зависимость расхода плазмо образующего газа от тока дуги для скорости 6,7 см/с; кривые 3,4 - зависимость скорости взаимного перемещения от тока дуги для $\alpha = 0,9$; $G = 9 \text{ м}^3/\text{ч}$. Кривые 1,3 - ток несамостоятельного диффузного разряда - 120 А; кривые 2,4 - диффузный разряд отсутствует.

Однако, нагрев мощным быстро движущимся источником тепла, каким является плазменная струя на малых дистанциях, на режимах, приведенных на рис.30, обеспечивает глубину закалки не более 1 мм. Причем, с увеличением скорости нагрева, по-видимому, не успевает завершиться диффузионное выравнивание концентрации углерода в аустените, что обуславливает большой разброс микротвердости закаленного слоя.

5.2. Оптимизация технологии плазменного поверхностного упрочнения

Главной задачей математического сопровождения, реализованного в виде специализированного программного комплекса на базе современных средств вычислительной техники, является оптимизация процесса закалки за счет выбора такого режима нагрева-охлаждения, который обеспечивает для данного вида материала (сорта стали) необходимые прочностные свойства в пределах заданной пространственной области термической обработки.

Решение указанной задачи связано с возможностью надежного прогнозирования получаемой структуры материала при выборе параметров термического воздействия. Учитывая сложность последней задачи, общая работа по созданию математического обеспечения была разбита на три взаимосвязанные и в то же время достаточно автономные этапы.

На первом этапе была решена задача расчета определения термических циклов для произвольного микрообъема в пределах обрабатываемой области для заданного типа материала (известными считается плотность материала и зависимости удельных теплопроводности и теплоемкости от температуры) [13,14]. Внешними воздействиями, которые могут варьироваться в широком диапазоне, являются расход, начальная температура и теплофизические свойства плазмы, размер нагреваемой зоны, характер взаимного движения и скорость перемещения обрабатываемого материала, степень предварительного нагрева-охлаждения, условия охлаждения после выхода из зоны плазменной обработки и т.п.

Следует однако заметить, что последний подход связан с большим объемом предварительных экспериментальных исследований, а надежность полученных результатов резко падает даже при незначительном выходе параметров за пределы исследованной области.

Оптимизация технологии сводится к тому, чтобы принять специальные меры для получения заданной конфигурации плазменного потока и выбрать необходимый режим процесса упрочнения. Точные предсказания возникающих структур и образующихся остаточных напряжений в упрочненном слое можно выполнить только с использованием нелинейной математической модели. Учет нелинейности теплофизических параметров плазмы и упрочняемого материала позволяет выявить в определенных временных интервалах локальные экстремумы в скоростях изменения температуры отдельных микрообъемов.

Дальнейшее повышение уровня эксплуатационных свойств упрочняемой детали может быть достигнуто за счет совершенствования технологии упрочнения, что, в конечном счете, сводится к обеспечению оптимального термического цикла (нагрева-охлаждения) исходя из закономерностей структурных, фазовых и полиморфных превращений упрочняемого материала.

Нагрев под закалку осуществляется высокоэнтальпийной плазменной струей, стелящейся вдоль нагреваемой поверхности. Нагретая зона охлаждается сразу при выходе из плазмы, в основном, за счет отвода тепла в тело массивной стальной детали, кондуктивного и радиационного теплоотвода с поверхности в атмосферу.

Нагрев каждого участка поверхности происходит с нарастающей плотностью теплового потока в соответствии с изменением теплофизических параметров плазмы по мере приближения к устью струи. Эти параметры в свою очередь могут регулироваться в широком диапазоне. Особенностью такого процесса является "мягкий" прогрев с относительно небольшой скоростью нарастания температуры до начала аустенитизации стали. При этом параметры греющей среды, время взаимодействия с учетом температуропроводности материала согласуются так, чтобы обеспечить наибольшую глубину прогрева. "Мягкий" прогрев плавно переходит в "жесткий" с высокой скоростью нарастания температуры в поверхностном слое для более полной аустенитизации, гомогенизации и растворения карбидов.

Рассматриваемая схема процесса поверхностного плазменного нагрева под закалку характеризуется высоким к.п.д. (60-80%) и согласованностью темпов нарастания плотности теплового потока греющей среды с теплофизическими свойствами стали.

С формальной точки зрения проблема исследования процесса плазменной закалки сводится к решению сопряженных внутренней и

внешней задачи теплопередачи. Внутренняя задача связана с решением задачи теплопроводности, описываемой уравнением:

$$\begin{aligned} \rho_m \cdot c_m \cdot d\Theta/d\tau = \\ = \partial(\lambda_x \cdot \partial\Theta/\partial x)/\partial x + \partial(\lambda_y \cdot \partial\Theta/\partial y)/\partial y + \partial(\lambda_z \cdot \partial\Theta/\partial z)/\partial z \end{aligned} \quad (5.2.1)$$

Для стационарного случая и с учетом, что

$$d\Theta/dt = \partial\Theta/\partial t + u_x \cdot \partial\Theta/\partial x,$$

в неподвижных координатах уравнение (5.2.1) принимает вид

$$\begin{aligned} \rho_m \cdot c_m \cdot u_x \cdot d\Theta/\partial\tau = \\ = \partial(\lambda_x \cdot \partial\Theta/\partial x)/\partial x + \partial(\lambda_y \cdot \partial\Theta/\partial y)/\partial y + \partial(\lambda_z \cdot \partial\Theta/\partial z)/\partial z \end{aligned} \quad (5.2.2)$$

В силу симметрии задача рассматривается в неограниченном квадранте $-\infty < x < \infty$, $0 < y < \infty$, $0 < z < \infty$ с граничными условиями:

$$x = \pm\infty, \quad y = \infty, \quad z = \infty: \quad \Theta = \Theta_0; \quad (5.2.3)$$

$$z = 0: \quad \partial\Theta/\partial z = 0; \quad (5.2.4)$$

$$\begin{aligned} y=0 \wedge (x < 0 \vee x > L \vee z > B/2): \quad \lambda_y \cdot d\Theta/dy = \alpha_H \cdot (\Theta - T_H); \\ y=0 \wedge (0 \leq x \leq L \wedge z < B/2): \quad \lambda_y \cdot d\Theta/dy = \alpha_{II} \cdot (\Theta - T); \\ y=0 \wedge (0 \leq x \leq L \wedge z = B/2): \quad \lambda_y \cdot d\Theta/dy = 0.5 \cdot (\alpha_{II} \cdot (\Theta - T) + \alpha_H \cdot (\Theta - T_H)); \end{aligned} \quad (5.2.5)$$

Внешняя задача связана с решением уравнения, описывающего охлаждение плазменного потока при его контакте с обрабатываемым металлом и в результате потерь тепла через специальную насадку, предназначенную для формирования плазменного потока. При описании этого процесса учитывалось изменение температуры плазмы только вдоль координаты x . В случае противотока имеем:

$$\begin{aligned} -0.5 \cdot G_{II} \cdot c_{II} \cdot dT/dx = \int_0^{B/2} [\alpha_{II} \cdot (\Theta - T)] \cdot dz + K_K \cdot (T_H - T), \\ 0 \leq x \leq L; \quad x=L: \quad T=T_0. \end{aligned} \quad (5.2.6)$$

При совместном решении внешней и внутренней задач проблема состоит в определении выходной температуры плазмы - $T(0)$. В настоящей работе был использован метод "пристрелки", состоящий в целенаправленном итерационном подборе $T(0)$ с целью минимизации невязки $\varepsilon = |T(L) - T_0|$. Расчет участка охлаждения проводился только после завершения подбора $T(0)$.

Нелинейный характер изменения теплофизических параметров и большой диапазон изменения температуры металла и плазмы делает невозможным аналитическое решение поставленной задачи.

При разработке численной процедуры решения внутренней задачи вместо исходного уравнения (5.2.2) в ограниченной области

$$-\Delta X \leq x \leq X, \quad X \geq L; \quad 0 \leq y \leq Y; \quad 0 \leq z \leq Z, \quad Z = B/2 + \Delta Z, \quad \Delta Z \geq 0;$$

где направление для оси Y изменено на противоположное, использовалось эквивалентное уравнение параболического типа

$$u_x \cdot \partial \Theta / \partial x = f_x + a_y \cdot \partial^2 \Theta / \partial y^2 + b_y \cdot \partial \Theta / \partial y + a_z \cdot \partial^2 \Theta / \partial z^2 + b_z \cdot \partial \Theta / \partial z \quad (5.2.7)$$

где

$$\begin{aligned} f_x &= \varphi_{\xi} / (\rho_m \cdot c_m); \quad \varphi_x = \partial(l_x \cdot \partial \Theta / \partial x) / \partial x; \\ a_y &= \lambda_y / (\rho_m \cdot c_m); \quad b_y = \varphi_y / (\rho_m \cdot c_m); \quad \varphi_y = d\lambda_y / d\Theta \cdot \partial \Theta / \partial y; \\ a_z &= \lambda_z / (\rho_m \cdot c_m); \quad b_z = \varphi_z / (\rho_m \cdot c_m); \quad \varphi_z = d\lambda_z / d\Theta \cdot \partial \Theta / \partial z; \end{aligned}$$

с начальным условием

$$x = -\Delta X: \quad \Theta = \Theta_0; \quad (5.2.8)$$

видоизмененными (в связи с изменением направления оси Y) граничными условиями

$$\begin{aligned} y=Y \wedge (x < 0 \vee x > L \vee z > B/2): \quad -\lambda_y \cdot d\Theta / dy &= \alpha_H \cdot (\Theta - T_H); \\ y=Y \wedge (0 \leq x \leq L \wedge z < B/2): \quad -\lambda_y \cdot d\Theta / dy &= \alpha_H \cdot (\Theta - T); \quad (5.2.5') \\ y=Y \wedge (0 \leq x \leq L \wedge z = B/2): \quad -\lambda_y \cdot d\Theta / dy &= 0.5 \cdot (\alpha_H \cdot (\Theta - T) + \alpha_H \cdot (\Theta - T_H)); \end{aligned}$$

и дополнительными, по отношению к условиям (5.2.4), (5.2.5'), граничными условиями

$$y=0: \quad \partial \Theta / \partial y = 0; \quad (5.2.9)$$

$$z=Z: \quad \partial \Theta / \partial z = 0. \quad (5.2.10)$$

Использование условий (5.2.9),(5.2.10) отражает тот факт, что за время $\tau_L = L/u_x$ ($\sim 10 \div 20$ с) основная масса металла не успеет прогреться в глубину и ширину от нагреваемого участка. В силу этого величины Y и Z подбирались такими, чтобы в процессе расчета выполнялись условия

$$\max_{0 < x < X, 0 < z < Z} |\Theta(x, Y, z) - \Theta_0| \leq \varepsilon_0; \quad \max_{0 < x < X, 0 < y < Y} |\Theta(x, y, Z) - \Theta_0| \leq \varepsilon_0;$$

Величина ΔX выбирается такой, чтобы гарантировать практическое отсутствие предварительного прогрева металла за счет теплопроводности вдоль оси x при его прохождении сечения в точке $-\Delta X$, т.е. справедливость использования начальных условий (5.2.8).

Процедура численного решения уравнения (5.2.7) с указанными начальными и граничными является итерационной. На каждом шаге $f_x(x, y, z)$ вычисляется в соответствии с определением по результатам расчета на предыдущей итерации

$$f_x^{(n+1)} = [\partial(\lambda_x^{(n)} \cdot \partial\Theta^{(n)} / \partial x) / \partial x] / (\rho_m \cdot c_m)^{(n)}, \quad n=0, 1, 2, \dots, N_x$$

и рассматривается как известная возмущающая функция. В качестве начального приближения использовалось значение $f_x^{(0)} = 0$, что отвечает расчету процесса без учета теплопроводности вдоль движения обрабатываемого металла. В силу сделанных замечаний относительно выбора величины $-\Delta X$ справедливо тождество

$$f_x(-\Delta X, y, z) = 0.$$

Признаком окончания этого итерационного процесса является выполнение условия

$$\max_{0 < x < X, 0 < y < Y, 0 < z < Z} |\Theta^{(n)} - \Theta^{(n-1)}| \leq \varepsilon_0$$

На практике, в силу того, что u_x существенно больше скорости распространения температурного фронта вдоль оси x за счет теплопроводности, влияние последнего фактора на процесс прогрева металла незначительный и $N_x = 2 \div 4$.

На участке $0 \leq x \leq L$, где происходит теплообмен между плазмой и металлом, вместо уравнения (5.2.6) использовалось эквивалентное уравнение

$$\begin{aligned}
u_x \cdot \partial \left[\int_0^y \int_0^z \rho_m \cdot c_m \cdot \Theta \cdot dy \cdot dz \right] / \partial x = & 0.5 \cdot G_{\Pi} \cdot c_{\Pi} \cdot \partial T / \partial x + K_K \cdot (T_H - T) + \\
+ \int_0^y \int_0^z \rho_m \cdot c_m \cdot f_x \cdot dy \cdot dz - \int_{B/2}^z & [\alpha_H \cdot (\Theta(x, Y, z) - T_H)] \cdot dz,
\end{aligned} \quad (5.2.11)$$

которое получается после двукратного интегрирования (5.2.7) по переменным y в диапазоне $[0, Y]$ и z в диапазоне $[0, Z]$ с учетом определения коэффициентов при производных, граничных условий (5.2.4), (5.2.5), (5.2.9), (5.2.10) и непосредственно уравнения (5.2.6). Использование (5.2.11) обеспечивает выполнение теплового баланса при численном решении, независимо от выбранной расчетной схемы, поскольку его дискретный аналог включает в себя все искомые переменные решаемой задачи.

Для численного решения была выбрана неявная схема. При дискретизации по оси y и по оси z использовались постоянные шаги

$$\Delta y = Y / (M_j - 1), \quad \Delta z = Z / (M_k - 1), \quad (y_j = \Delta y \cdot (j-1), \quad j=1 \dots M_j; \quad z_k = \Delta z \cdot (k-1), \quad k=0, 1 \dots M_k,$$

при этом обеспечивалась кратность величин $B/2$ и Δz . Для повышения точности расчета и устойчивости вычислительного процесса без значительного увеличения числа точек x_i дискретизации по оси x была выбрана схема с переменным шагом, $i=0, 1, \dots, M_i$, $\Delta x_1 + \Delta x_2 + \dots + \Delta x_{M_i} = X + \Delta X$. При этом величина Δx_i уменьшается от начала до окончания нагрева материала и возрастает с началом охлаждения.

С учетом сказанного, для произвольной внутренней точки

$$(1 < i < M_i, \quad 1 < j < M_j, \quad 1 < k < M_k),$$

не лежащей на границе, применяя обозначение

$$\Theta_{j,k} = \Theta(x_{i+1}, y_j, z_k), \quad \theta_{j,k} = \Theta(x_i, y_j, z_k)$$

имеем:

$$\begin{aligned}
u_x \cdot (\Theta_{j,k} - \theta_{j,k}) = & \Delta x_i \cdot f_x + \\
+ [a_y \cdot \Delta x_i / \Delta y^2] \cdot (\Theta_{j+1,k} - 2 \cdot \Theta_{j,k} + \Theta_{j-1,k}) + & [0.5 \cdot b_y \cdot \Delta x_i / \Delta y] \cdot (\Theta_{j+1,k} - \Theta_{j-1,k}) + \\
+ [a_z \cdot \Delta x_i / \Delta z^2] \cdot (\Theta_{j,k+1} - 2 \cdot \Theta_{j,k} + \Theta_{j,k-1}) + & [0.5 \cdot b_z \cdot \Delta x_i / \Delta z] \cdot (\Theta_{j,k+1} - \Theta_{j,k-1})
\end{aligned} \quad (5.2.12)$$

Вводя вектор $\Theta_j = (\Theta_{j,1}, \Theta_{j,2}, \dots, \Theta_{j,M_k})^T$ и

$$f_j = (f_{j,1}, f_{j,2}, \dots, f_{j,M_k})^T, \quad f_{j,k} = \theta_{j,k} + \Delta x_i \cdot f_x / u_x$$

уравнение (5.2.12) можно записать в матричном виде

$$A_j \cdot \Theta_{j-1} + B_j \cdot \Theta_j + C_j \cdot \Theta_{j+1} = f_j, \quad j=2, \dots, M_j - 1 \quad (5.2.13)$$

где матрицы A_j, B_j и C_j размером $[M_j \times M_k]$ содержат коэффициенты, получаемые после приведения подобных в уравнении (5.2.12) для общего случая внутренней точки, а для точек, лежащих на границах $z=0$ и $z=Z$ ($k=1, k=M_k$) - в соответствии с дополнительными условиями (5.2.4), (5.2.10).

В силу граничных условий при $y=0$ уравнение для $j=1$ имеет вид

$$B_1 \cdot \Theta_1 + C_1 \cdot \Theta_2 = f_2 \quad (5.2.14)$$

а для $j=M_j$, ($y=Y$) в силу условий (5.2.5') имеем:

для $x < 0$ и $x > L$, (вне зоны плазменного нагрева)

$$A_{M_j} \cdot \Theta_{M_j-1} + B_{M_j} \cdot \Theta_{M_j} = f_{M_j} + c_{T_H} \cdot T_H = g \quad (5.2.15)$$

для $0 \leq x \leq L$ (в зоне плазменного нагрева)

$$A_{M_j} \cdot \Theta_{M_j-1} + B_{M_j} \cdot \Theta_{M_j} + c_T \cdot T = f_{M_j} + c_{T_H} \cdot T_H = g \quad (5.2.16)$$

После дискретизации уравнения теплового баланса (5.2.11) и соответствующих преобразований для $0 \leq x \leq L$ имеем:

$$\sum_{m=1}^{M_j} (Z_{i+1,m})^T \cdot \Theta_m - e \cdot T = [h + \sum_{j=1}^{M_j} (Z_{i,j})^T \cdot \Theta_j - e \cdot t] = r \quad (5.2.17)$$

Здесь $\theta_j = (\theta_{j,1}, \theta_{j,2}, \dots, \theta_{j,M_k})^T$; $T = T(x_{i+1})$, $t = T(x_i)$;

$$e = 0.5 \cdot G_{\Pi} \cdot c_{\Pi} - K_K \cdot \Delta x_i ;$$

$$h = \int_{x_i}^{x_{i+1}} \left[\int_0^y \int_0^Z \rho_m \cdot c_m \cdot f_x \cdot dy \cdot dz + K_k \cdot T_H + \int_{B/2}^Z \alpha_H \cdot T_H \cdot dz \right] \cdot dx$$

$$Z_j(i) = (Z_{j,1}, Z_{j,2}, \dots, Z_{j,M_k})^T \Big|_{x=x_i}$$

а коэффициенты $Z_{j,k}$ в (5.2.17) появляются в результате дискретного представления выражения

$$c_x \cdot \partial \left[\int_0^y \int_0^z \rho_m \cdot c_m \cdot \Theta \cdot dy \cdot dz \right] / \partial x + \int_{B/2}^z [\alpha_H \cdot (\Theta(x, Y, z) - T_H)] \cdot dz$$

Для решения системы уравнений (5.2.13) с граничными условиями (5.2.14) - (5.2.16) и условием теплового баланса (5.2.17) был использован метод векторной прогонки. Решение искалось в виде

$$\Theta_j = P_j \cdot \Theta_{j+1} + q_j, \quad (5.2.18)$$

при этом, в силу (5.2.14)

$$P_1 = -(B_1)^{-1} \cdot C_1; \quad q_1 = (B_1)^{-1} \cdot f_1 \quad (5.2.19)$$

Из (5.2.14) имеем соотношение для "прямого хода"

$$P_j = -(A_j \cdot P_{j-1} + B_j)^{-1} \cdot C_j; \\ q_j = (A_j \cdot P_{j-1} + B_j)^{-1} \cdot (f_j - A_j \cdot q_{j-1}), \quad j=2 \dots M_{j-1} \quad (5.2.20)$$

Вне зоны нагрева из (5.2.15) имеем

$$\Theta_{M_j} = (A_{M_j} \cdot P_{M_{j-1}} + B_{M_j})^{-1} \cdot (g - A_{M_j} \cdot q_{M_{j-1}}) \quad (5.2.21)$$

Для зоны нагрева на "прямом ходе" одновременно с вычислением P_j и q_j производится переопределение векторов Z_m в (5.2.17), так что на j -м шаге "прямого хода" имеет место соотношение

$$\sum_{m=j+1}^{M_j} [z_m^{(j)}]^T \cdot \Theta_m - e \cdot T = r^{(j)}, \quad j=1 \dots M_j - 1; \quad (5.2.22) \\ [z_{j+1}^{(j)}]^T = [z_{j+1}^{(j-1)}]^T + [z_j^{(j-1)}]^T \cdot P_j; \\ z_m^{(j)} = z_m^{(j-1)}, \quad m=j+2 \dots M_j; \\ r^{(j)} = r^{(j-1)} - [z_j^{(j-1)}]^T \cdot q_j,$$

$$z_m^{(0)} = z_{i+1,m}; \quad r^{(0)} = r.$$

При $j=M_j-1$ справедливо соотношение

$$[z^{(M_j)}_{M_j}]^T \cdot \Theta_{M_j} - e \cdot T = r^{(M_j)},$$

так что
$$T = ([z^{(M_j)}_{M_j}]^T \cdot \Theta_{M_j} + r^{(M_j)})/e, \quad (5.2.23)$$

и в силу (5.2.16) имеем

$$A_{M_j} \cdot \Theta_{M_j-1} + (B_{M_j} + c_T \cdot [z^{(M_j)}_{M_j}]^T / e) \cdot \Theta_{M_j} = g + c_T \cdot r^{(M_j)} / e \quad (5.2.24)$$

Отсюда

$$\Theta_{M_j} = (A_{M_j} \cdot P_{M_j-1} + (B_{M_j} + c_T \cdot [z^{(M_j)}_{M_j}]^T / e))^{-1} \cdot (g + c_T \cdot r^{(M_j)} / e - A_{M_j} \cdot q_{M_j-1}) \quad (5.2.25)$$

Подставляя найденное значение Θ_{M_j} в (5.2.23), определяем температуру плазмы на $(i+1)$ -м шаге - T .

Как в первом, так и во втором случае значения остальных Θ_j находятся на "обратном ходе" с использованием вычисленных ранее P_j и q_j , $j=M_j-1, \dots, 1$ в соответствии с выражением (5.2.18).

Для повышения точности расчет температур в сечении, соответствующему точке x_{i+1} , носит итерационный характер, и значения коэффициентов в уравнениях (5.2.13) - (5.2.17) пересчитываются по значениям температур, найденным на предыдущей итерации. Как правило, достаточно 2-3 итерации. Предусмотрена возможность выбора числа итераций пользователем по результатам анализа полученных результатов.

Процесс плазменной термообработки отличается подводом энергии с поверхности и распространения ее во внутренние слои металла за счет теплопроводности. При этом микрообъемы, находящиеся на разном удалении от поверхности, нагреваются до разных температур, причем скорости нагрева и охлаждения этих микрообъемов тоже разные. Таким образом, для создания физико-математической модели процесса плазменной поверхностной закалки необходимо на стадии нагрева определить температурно-временные параметры в каждом микрообъеме зоны термического влияния (ЗТВ). Термический цикл нагрева и охлаждения стального изделия (зависимость температуры от времени) в сечении вдоль

оси плазменной струи на различной глубине 0-1-2-3-4-5 мм приведен на рис.32. Среднемассовая температура плазменной струи - 6000 °К.

Группа кривых А соответствует режиму: скорость относительного перемещения - 1,0 см/с, плазмообразующий газ - воздух;

группа кривых В: скорость относительного перемещения - 1,5 см/с, плазмообразующий газ - смесь воздуха с 10% об.метана;

группа кривых С: скорость относительного перемещения – 2 см/с, плазмообразующий газ - смесь воздуха с 10% об.метана.

На рис.33 приведены температурные поля в стальной детали в момент выхода из зоны воздействия плазменной струи в соответствии с термическими циклами А и С.

Анализ этих зависимостей показал, что темп нагрева и охлаждения поверхностного слоя металла определяется, в первую очередь, степенью локализации ввода тепла в изделие.

Сильнодействующим технологическим фактором на стадии нагрева является соотношение горючий газ:воздух в плазмообразующей смеси. Небольшая добавка горючего газа к плазмообразующему воздуху существенно интенсифицирует нагрев за счет повышения теплоотдачи от плазмы к нагреваемой поверхности.

Глубина и ширина зоны термического влияния зависят от режимов плазменной обработки (рис.33,34). С увеличением скорости относительного перемещения они снижаются. Полученные графики показывают, что изменение глубины от скорости практически линейно и приблизительно описывается зависимостью $h = a - b \cdot u$. Так, увеличивая скорость, можно сохранить температуру поверхности путем повышения мощности плазмотрона за счет роста тока дуги или коэффициента теплоотдачи от плазмы к нагреваемой поверхности, изменяя ее состав. Однако, градиент температуры по глубине при этом возрастет (кривые 1,2 и 3,7 рис.34). Важным фактором при упрочнении деталей в разных климатических условиях в открытой атмосфере (зима-лето) является начальная температура детали. Так, при скорости относительного перемещения 1,5 см/с глубина прогрева до 700 °С при изменении начальной температуры детали с -20 °С до 30 °С увеличится с 1,1 до 1,5 мм (кривые 4,3 рис.34).

В соответствии с термическим циклом (рис.32, кривые А,С) кривые изменения во времени скоростей нагрева-охлаждения имеют вид (рис.35). Увеличение скорости относительного перемещения приводит к возрастанию $d\Theta/dt$ при нагреве и охлаждении в области температур более 500 °С, причем темп охлаждения в приповерхностных слоях всегда выше темпа нагрева, но по мере удаления от поверхности характер этих зависимостей меняется на обратный. Нагрев поверхностного слоя внешним источником тепла всегда осуществляется в условиях значительного градиента температур, охлаждение происходит с градиентом температур практически

до завершения полиморфных превращений, далее поверхностный слой охлаждается как целое (рис.36). Скорость охлаждения в слое резко снижается с падением температуры до ~ 750 °С, она остается неизменной до ~ 600 °С, затем плавно падает до полного охлаждения детали. На разных режимах закалки зависимости $d\Theta/dt \blacklozenge = f(\Theta)$ при охлаждении имеют одинаковый вид (рис.37а,б).

Уровень скоростей охлаждения сильно зависит от режима нагрева. С увеличением температуры предварительного подогрева упрочняемого изделия скорость охлаждения снижается. Так, при температуре 600 °С скорость охлаждения поверхности при повышении температуры предварительного подогрева детали с -20 °С до 100 °С уменьшается с 210 °С/с до 100 °С/с. Повышение скорости относительного перемещения с 1 до 2 см/с приводит также при температуре 600 °С к увеличению скорости охлаждения со 100 °С/с до 200 °С/с (рис.6б).

Указанные тенденции имеют место во всем диапазоне изменения рабочих параметров плазменного поверхностного упрочнения сталей.

Эти данные станут исходными для расчета расположения межфазных границ и распределения концентрации углерода в аустените при решении диффузионной задачи.

На следующем этапе плазменной закалки - охлаждении идет распад образовавшегося аустенита, полученного в разных температурных условиях. Для решения вопроса о типе возникающих структур в ЗТВ и, следовательно, их свойствах, необходимо определить скорости охлаждения в каждом микрообъеме, а затем сопоставить их с термокинетическими кривыми распада аустенита при определенной концентрации аустенита и максимальной температуре нагрева. Поэтому второй этап работы связан с разработкой математического обеспечения для моделирования процессов структурных преобразований, физических и химических превращений в исследуемом материале в существенно неравновесных условиях быстрого нагрева и охлаждения исходя из достигнутых на сегодня фундаментальных представлений об исследуемых процессах [15]. В принципе, протекание данных процессов и изменение термического состояния обрабатываемого материала представляют единый процесс, и их следовало бы рассчитывать одновременно, поскольку структурные, фазовые и химические превращения так или иначе связаны в поглощением или выделением скрытых теплот. Однако, учитывая тот факт, что имеющиеся надежные литературные данные по теплофизическим свойствам обрабатываемого материала в скрытом виде учитывают упомянутые процессы (так, данные по удельной теплоемкости дают значения эффективной кажущейся теплоемкости, то же можно сказать и об удельной теплопроводности), а также то, что в рассматриваемых условиях скоростного нагрева и охлаждения диффузионные процессы существенно отстают от тепловых, представляется

оправданным сделанное разделение процедур расчета термограмм и процессов преобразований в обрабатываемом материале.

Сложности второго этапа связаны, во-первых, с отсутствием единого взгляда на процесс образования аустенита при нагреве и его распада - при охлаждении. Во-вторых, в большинстве существующих работ по исследованию процессов закалки для отдельных классов материалов представленные данные являются, в лучшем случае, результатом математической обработки (графики, таблицы) экспериментальных исследований, из которых, как правило, трудно почерпнуть сведения, касающиеся механизмов протекающих процессов и количественные значения ряда существенных для описания в отдельном микрообъеме процессов.

В настоящей работе в качестве отправной точки были выбраны относительно небольшое количество работ, в которых все изменения в микрообъемах описываются исходя из фундаментальных представлений о процессах преобразования вещества и энергии.

В процессе построения математического описания были сделаны следующие допущения:

- в качестве компонентов рассматриваются только железо Fe и углерод C (т.е. чисто углеродистые стали, а также легированные, в которых влиянием легирующих добавок на процессы диффузии можно пренебречь и которые не образуют химических соединений с углеродом);
- рассматривается только диффузия атомов углерода в кристаллической решетке, образуемой атомами железа;
- лимитирующей стадией во всех преобразованиях при нагреве и охлаждении является диффузия атомов углерода;
- текущая равновесная концентрация углерода для α и γ железа в процессах образования и распада аустенита зависит от температуры и определяется по диаграмме состояния Fe - Fe₃C;
- источником мартенсита является нераспавшаяся к моменту достижения температуры мартенситного превращения часть аустенита с текущей концентрацией углерода;
- при оценке количества зародышей кристаллизации (прямое и обратное α - γ превращения) используются имеющиеся в литературе результаты, полученные в предположении о статистической природе структурных и фазовых переходов;
- считается, что отдельные фазы и структуры в процессе их превращений являются монодисперсными и равномерно распределены в микрообъеме.

На данном этапе разработки математического описания было сделано упрощающее предположение об отсутствии обмена веществом (углеродом) между отдельными микрообъемами.

Задача моделирования процесса термообработки состоит в расчете количества аустенита, которое успеет образоваться в процессе нагрева (в соответствии с термограммой для данного микрообъема) и, соответственно, какая часть из этого аустенита не успеет распасться к моменту достижения температуры мартенситного превращения на стадии охлаждения.

Основу математического описания указанных процессов преобразования составляет диффузионное уравнение вида

$$\partial C / \partial \tau = \partial (D(t) \cdot \partial C / \partial x) / \partial x,$$

где C - концентрация углерода, $D(t)$ - коэффициент диффузии углерода, зависящий от температуры t , x - пространственная координата, τ - время, записанное для каждой из структур микрообъема со своими граничными условиями.

Последние зависят от типа рассматриваемой стали - доэвтектоидная (присутствуют феррит и перлит), эвтектоидная (только перлит), заэвтектоидная (перлит, цементит).

При этом условия для свободного феррита и феррита, входящего в состав перлита, различны. То же справедливо для цементита. Кроме того, вид граничных условий существенно зависит от априорных упрощающих предположений относительно морфологических особенностей отдельных структурных элементов микрообъема.

В качестве примера рассмотрим случай закалки эвтектоидной стали по заданной термограмме

$$t = t(\tau), \quad 0 \leq \tau \leq T,$$

где T - общая длительность закалки. При этом

τ_1 - момент достижения температуры мартенситного превращения на стадии нагрева;

τ_2 - момент достижения температуры 727°C на стадии нагрева;

τ_3 - момент достижения температуры 727°C на стадии охлаждения;

τ_4 - момент достижения температуры мартенситного превращения на стадии охлаждения;

$$T \geq \tau_1 + \tau_2 + \tau_3 + \tau_4$$

Для процесса образования аустенита в результате распада цементита перлитного зерна (α - γ перехода) справедливы граничные и начальные условия ($\tau_2 < \tau \leq \tau_3$):

на границе цементит-аустенит

$$C(\tau, \xi_1) = C_{\max}(t), \quad D(t) \cdot \partial C / \partial x |_{x=\xi_1} = (0,0667 - C_{\max}(t)) \cdot d\xi_1 / d\tau, \quad 0 \leq x \leq \xi_1;$$

на границе аустенит-феррит

$$C(\tau, \xi_2) = C_{\min}(t), \quad D(t) \cdot \partial C / \partial x |_{x=\xi_2} = (0,0002 - C_{\min}(t)) \cdot d\xi_2 / d\tau, \quad \xi_1 \leq x \leq \xi_2 \leq \xi_{2\max}$$

$$\xi_1(\tau_2) = 0.5 \cdot \delta \Pi(\tau_2); \quad \xi_2(\tau_2) = 0.5 \cdot \delta \Pi(\tau_2) + \delta A(\tau_2);$$

$$\xi_{2\max} = 0.5 \cdot (\delta \Phi + \delta \Pi + \delta A)$$

Здесь $C_{\min}(t)$ - равновесная концентрация углерода в аустените на границе с ферритом (кривая GS на диаграмме состояния).

Здесь $C_{\max}(t)$ - равновесная концентрация углерода в аустените на границе с цементитом (кривая SE на диаграмме состояния),

ξ_1 - координата границы аустенит-цементит,

ξ_2 - координата границы аустенит-цементит,

$D(t)$ - коэффициент диффузии углерода в аустените

$\delta \Phi$, $\delta \Pi$, δA , $\delta \Phi(\tau)$, $\delta \Pi(\tau)$, $\delta A(\tau)$ - толщина слоя феррита, цементита и аустенита в зерне перлита в начальный момент ($\tau=0$) и произвольный момент τ , соответственно; величина δA определяется по значению начального количества мартенсита в стали.

Для стадии распада аустенита в интервалах $\tau_1 < \tau \leq \tau_2$ и $\tau_3 < \tau \leq \tau_4$ имеем:

на границе цементит-аустенит

$$C(\tau, \xi_1) = C^*_{\max}(t), \quad D(t) \cdot \partial C / \partial x |_{x=\xi_1} = (0,0667 - C^*_{\max}(t)) \cdot d\xi_1 / d\tau, \quad 0 \leq x \leq \xi_1$$

на границе аустенит-феррит

$$C(\tau, \xi_2) = C^*_{\min}(t), \quad D(t) \cdot \partial C / \partial x |_{x=\xi_2} = (0,0002 - C^*_{\min}(t)) \cdot d\xi_2 / d\tau,$$

$$\xi_1 \leq x \leq \xi_2 \leq \xi_{2\max}, \quad \xi_1(\tau_1) = 0.5 \cdot \delta \Pi; \quad \xi_2(\tau_1) = 0.5 \cdot \delta \Pi + \delta A;$$

где $C^*_{\max}(t)$ и $C^*_{\min}(t)$ - продолжение кривых SE и GS в область температур ниже 727°C , соответственно.

Задачи третьего этапа разработки математического обеспечения, связанные с построением корреляционных моделей типа “структура

материала - физико-механические свойства” в рамках настоящей работы не рассматриваются.

ОБОЗНАЧЕНИЯ

x, y, z - пространственные координаты, м

T, t, T_0 - температура плазмы, °С

T_H - температура окружающей среды, °С

u_x - скорость движения обрабатываемого металла относительно участка плазменной обработки, м/с;

B - ширина участка плазменной обработки, м

L - длина участка плазменной обработки, м

K - коэффициент теплопередачи, Вт/м²·град

G - расход плазмы, кг/с

c - удельная теплоемкость Дж/кг·град

α - коэффициент теплоотдачи, Вт/м²·град

ρ - плотность, кг/м³

λ - коэффициент теплопроводности, Вт/м·град

Θ, θ, Θ_0 - температура металла, °С

t - время, с

$\varepsilon, \varepsilon_0$ - точность расчета.

6. Плазменное поверхностное упрочнение колёсных пар.

6.1. Колеса во взаимодействии с рельсами

Колеса являются одним из основных и наиболее нагруженных элементов ходовой части железнодорожного подвижного состава, непосредственно взаимодействующих с путем. Колесная пара должна выдерживать заданный уровень динамических нагрузок и сил, возникающих во взаимодействии как между экипажем и колесными парами, так и между колесами и рельсами. Причем для колёс согласно теории усталостного сопротивления металлов как для изделий, подвергающихся циклическому нагружению, величина допускаемых напряжений значительно ниже, чем для работающих в условиях статического нагружения.

Для обеспечения безопасности движения и предотвращения излома колесных пар под подвижным составом на железных дорогах установлен строгий контроль за качеством колес и их состоянием в эксплуатации.

Колесные пары выполняют следующие функции: опирания и направления подвижного состава при движении по рельсовому пути; обеспечения требуемого уровня ускорения при разгоне и замедления при

торможении; пропускания тяговых токов в землю. Все эти функции реализуются в зоне контакта колеса и рельса.

В идеальном случае для обеспечения минимального взаимодействия с путем экипаж должен двигаться в рельсовой колее прямолинейно, без набегания гребнями колес на рельсы. Однако под воздействием неровностей верхнего строения пути и на поверхности катания колес колесная пара совершает сложные пространственные перемещения, которые через буксы и рессорное подвешивание передаются экипажу. Конусность поверхности катания колес и подуклонка рельсов способствуют прямолинейному движению экипажа в прямых участках без набегания гребня колес на рельсы. Она же облегчает вписывание экипажа в кривые, компенсируя разность касательной скорости колес, катящихся по наружному и внутреннему рельсам, до того момента, пока наружное колесо не начнет направляться наружной рельсовой нитью. С этого момента колесо начинает проскальзывать по рельсу и возникают дополнительные поперечные силы между гребнем колеса и рабочей гранью наружного рельса. Это приводит к повышенному боковому износу рельсов и гребней колес, скрипу, уширению колеи. В кривых увеличиваются углы набегания гребня колеса на рельс, следствием этого являются высокие поперечные силы на колесе и связанный с этим повышенный износ колес и рельсов. На сети железных дорог при неблагоприятном изменении условий эксплуатации отмечаются вспышки катастрофического износа гребней колес и боковых поверхностей рельсов. Глубинные причины этого явления однозначно не вскрыты, поскольку проблема бокового износа обостряется при неконтролируемом изменении целого ряда параметров пути и подвижного состава.

Оставляя в стороне многочисленные способы борьбы с повышенным износом колес и рельсов, остановимся на материаловедческом аспекте проблемы с использованием новых возможностей плазменных технологий.

На сегодняшний день в трибологии накоплен обширный материал, связывающий износостойкость с механическими характеристиками металла, делая его пригодным для практического применения при разработке трибосопряжений новых деталей. Имеющиеся исследования взаимосвязи механических и триботехнических свойств сталей показывают, что в основе сопротивления сталей трибологическому нагружению в условиях сухого трения с проскальзыванием лежит прочность поверхностного слоя металла. Определяющим фактором при этом является локальная характеристика прочности - твердость стали.

Важной проблемой является регулирование трения в зоне контакта колеса и рельса, представляющая собой достаточно трудную задачу. Величина трения оказывает большое влияние на условия взаимодействия в системе колесо - рельс и, в конечном итоге, на эксплуатационные расходы

железных дорог. При высоком трении между гребнем колеса и боковой рабочей гранью головки рельса возрастает расход топлива на тягу поездов, повышается износ гребней колес и рельсов, в ряде случаев возможны сходы вагонов.

Так Ассоциация американских железных дорог (AAR) совместно с институтом штата Орегон проводит исследования различных пленочных покрытий, предназначенных для регулирования трения в зоне контакта колеса и рельса [16]. Целью исследований являлась разработка мер по одновременному обеспечению, во-первых, увеличения трения между поверхностями катания колеса и рельса для повышения силы тяги локомотивов и, во-вторых, уменьшения трения между гребнем колеса и рабочей выкружкой головки рельса для снижения износа колес и рельсов.

Наиболее распространенным техническим средством смазывания рельсов на железных дорогах являются стационарные путевые лубрикатеры. Однако они ненадежны в эксплуатации и не обеспечивают надлежащий уровень качества смазывания. При плохом смазывании рельсов возрастают поперечные силы в кривых, увеличиваются расход топлива и интенсивность бокового износа рельсов, а также возрастает вероятность схода подвижного состава. Удачно подобранные технология смазывания и смазочные материалы способствуют решению этой проблемы. Кроме того, при контролируемом трении в контакте колеса и рельса уменьшается вероятность возникновения поверхностных трещин и выкрашивания металла головки рельса, что сокращает потребность в шлифовании рельсов и замедляет образование опасных дефектов.

Наряду с традиционно используемыми периодически наносимыми смазочными материалами в последнее время повысился интерес к газотермическим покрытиям. Результаты испытаний показали, что такие покрытия обладают хорошими антифрикционными свойствами, но недостаточно долговечны в реальных условиях эксплуатации. В то же время появившиеся на рынке комбинированные пленочные покрытия нового типа, состоящие из сочетания слоя стали с более тонким слоем полимера, позволяют более эффективно регулировать трение со снижением коэффициента трения до величины менее 0,1, что значительно ниже, чем достигается при смазывании рельсов обычной консистентной смазкой. Необходимо было оценить такие покрытия с точки зрения срока службы. Покрытия наносятся на очищенные дробеструйной обработкой рельсы методом плазменного напыления.

В ходе испытаний в качестве основного материала покрытия использовали сталь марки SAE 1080, которая по химическому составу и характеристикам аналогична рельсовой, и аустенитную нержавеющую сталь. Сталь выполняла функции как антифрикционного материала, способного изменять коэффициент трения, так и подложки для верхнего

полимерного слоя. В последнем случае относительно грубая поверхность напыленной стали обеспечивала хорошее сцепление с нейлоном и другими полимерами. Толщина получаемого слоя стали составляла 0,254-1,016 мм, а слоя полимера - намного меньше, не более 0,038 мм. Все образцы с покрытиями обследовали под металлографическим микроскопом и испытывали на качение и скольжение на машине Амслера. Рабочими органами машины являются небольшие цилиндрические диски диаметром 35-40 мм, приводимые во вращение под нагрузкой. Различные условия проскальзывания создавали за счет разности касательной скорости отдельных дисков. Коэффициент трения определяли с помощью динамометра крутящего момента. Большинство опытов выполняли при контактных напряжениях 900-1220 МПа и величинах проскальзывания 5-35%. Наиболее тяжелые нагрузки в ходе испытаний - контактное напряжение 1220 МПа и величина проскальзывания 35% - соответствовали реальным, которые воздействуют на внутреннюю грань наружного рельса в кривой радиусом 350 м.

Дальнейшие испытания экспериментальных образцов и рельсов со сталенейлоновым покрытием провели в Центре транспортных технологий ААР. Здесь использовали роликовую нагрузочную машину, с помощью которой к рельсам прикладывали подвижную нагрузку 15,9-20,4 т. Большую часть опытов проводили при чистом качении, однако в нескольких случаях между роликом и рельсом с покрытием реализовывали проскальзывание значительной величины. В путепробывательной лаборатории по образцам с покрытием прокатывали со скоростью 16-24 км/ч четырехосный вагон с колесной нагрузкой 15 т. На завершающем этапе испытаний с одной из кривых пути для изучения тяжеловесного движения с полигона FAST сняли отрезок рельса длиной 3,66 м, покрыли сталенейлоновой пленкой и вновь уложили в путь. По этому рельсу выполнили 136 проходов экспериментального поезда FAST с колесной нагрузкой 17,7 т.

Результаты стендовых, лабораторных и ходовых испытаний в основном подтвердили первоначальные предположения и позволили сделать следующие выводы.

- Сталенейлоновое покрытие обеспечивает весьма низкий коэффициент трения (порядка 0,1) в зоне контакта колеса и рельса со всеми вытекающими из этого благоприятными последствиями.
- В условиях чистого качения низкая величина коэффициента трения сохраняется до пропуска по рельсу с покрытием нескольких миллионов тонн брутто. При наличии проскальзывания, неизбежного в реальных условиях эксплуатации, особенно в кривых, коэффициент трения постепенно возрастает.

- В условиях, соответствующих реальным, срок службы покрытия по пропуску груза составляет 1-2 млн. тонн брутто. С учетом стоимости нанесения покрытия для обеспечения коммерческого интереса к нему срок службы следует довести по меньшей мере до 10-25 млн. тонн.
- Основной причиной разрушения покрытия является потеря связности между основным металлом рельса и слоем стали покрытия, обусловленная неполным удалением оксидов и остаточной пористостью, а также недостаточной механической прочностью соединения. Начавшееся отслоение слоя покрытия от рельса быстро распространяется.
- Наблюдается склонность к уменьшению толщины покрытия. Покрытие со слоем нержавеющей стали имеет несколько больший срок службы.

Одной из важных эксплуатационных характеристик представляется соотношение твердости колесной и рельсовой стали. Продолжительное время оптимальным с точки зрения износа считалось превышение твердости колес и бандажей над рельсами на 20% [17]. Такое соотношение твердости существовало в нашей стране вплоть до 50-х годов. В настоящее время объемно закаленные рельсы твердостью 341-388 НВ (ГОСТ 18267), (которые стали основой верхнего строения пути) работают в контакте с цельнокатанными колесами (ГОСТ 10791) и бандажами (ГОСТ 398), имеющими при меньшем содержании углерода твердость в среднем меньшую на 30% (60-80 НВ) при средней твердости обода 260-280 НВ. В реальной эксплуатации эта разница доходит до 40%. На сегодняшний день принципиально доказано, что закалка гребней колес на твердость свыше 600 НВ может стать эффективным способом борьбы с боковым износом не только гребней колес, но и рельсов [18]. Наблюдения за эволюцией формы и топографии поверхностей рельсов и колес показало, что повышенный боковой износ связан с развитием пластического изнашивания и задира. На сегодняшний день принято считать, что ведущим механизмом бокового износа является заедание. В последние годы приходит понимание того, что вследствие подавления пластической деформации закалка даже одного элемента системы (гребней колес) на высокую твердость 600 НВ и выше не только не окажет отрицательного воздействия на другой элемент (на путь), но напротив, приведет к улучшению его состояния. К аналогичным выводам пришли шведская фирма DUROC совместно с железными дорогами Швеции (SJ) и Германии (DBAG), которые сообщают о новой разработке [19]. Это лазерное расплавление поверхности и нанесение на нее частиц металлокерамических твердых сплавов, образующих плотно связанный раствор в металле колеса. Обработке подвергается полоса шириной 2 мм на участке непосредственного контакта колес с рельсами. По утверждению фирмы, данная технология замедляет износ колес в пять раз с одновременным снижением износа рельсов и уровня шума, излучаемого

при движении подвижного состава. Стоимость технического обслуживания уменьшается на 25%.

Испытания упрочненных колес проводили на экспериментальном полигоне немецких железных дорог у вагонов поездов, перевозящих руду. Линия курсирования отличалась сложным планом и профилем. Нагрузка на ось составляла 25 тс, температура воздуха в зимнее время достигала -40°C . Средний пробег упрочненных колес составил 150 тыс. км, а контрольных - 67 тыс. км. Очевидно, что уменьшение их износа связано с использованием сплавов, имеющих наивысшую твердость после алмаза и карбидов тугоплавких металлов.

Особо следует подчеркнуть, что по оценке фирмы DUROC одновременно уменьшился износ рельсов. Данный результат является опровержением мнения противников любого варианта упрочнения колес, основанном на предположении, что с возрастанием их твердости увеличивается износ рельсов.

Ассоциация американских железных дорог, ссылаясь на данные шведской фирмы DUROC, также информирует, что технология лазерного упрочнения позволяет повысить стойкость колес в 5 раз.

Цифры многократного увеличения износостойкости колесных пар вызывают определенные сомнения, тем более, что ширина полосы упрочнения составляет всего 2 мм. Вместе с тем анализ большого объема литературы по применению деталей из твердых сплавов указанного типа рассеивают эти сомнения. Например, износостойкость твердых металлокерамических вольфрамкобальтовых сплавов в 20-30 раз выше, чем цементированной легированной стали.

В связи с изложенным, оценим приемлемые способы нанесения на детали покрытий, содержащих металлокерамические твердые сплавы.

Лазерные технологии пока не получили широкого распространения по причине высокой стоимости и сложности используемого оборудования.

Детонационное (взрывное) нанесение покрытий из твердых сплавов не обеспечивает достаточно прочного сцепления напыленного слоя с поверхностью изделия и соответственно не может быть использовано для упрочнения тяжело нагруженных деталей.

Традиционное плазменное напыление также не обеспечивает необходимой прочности сцепления слоя покрытия с поверхностью исходной детали.

Наплавка приводит к разрушению (деструкции) частиц спеченных твердых сплавов, в результате чего они теряют свои уникальные свойства.

Электроискровое упрочнение (легирование) дает незначительный эффект, так как приводит к деструкции металлокерамических твердых сплавов, а наносимый слой имеет малую толщину (70 мкм). Производительность способа в 70-100 раз меньше других, в связи с чем его

целесообразно использовать лишь для мелких деталей, тонких слоев, малых нагрузок и износов.

Разработанный авторами способ армирования деталей частицами твердых сплавов основан на использовании сверхзвукового плазменного напыления. Он обеспечивает прочное соединение твердосплавных частиц с основой. Толщина слоя 0,3-1,0 мм. Шероховатость обработанной поверхности не высока, а применительно к колесным парам ее величина ниже, чем после переточки, что не потребует их дополнительной подготовки перед эксплуатацией.

Особое место в решении проблемы износостойкости колеса и рельса занимает плазменное поверхностное упрочнение. При этом формируемая структура металла при благоприятном распределении остаточных напряжений оказывает решающее влияние на прочность, долговечность и надежность колес. Здесь авторы книги разделяют оптимистичный фундаментальный вывод авторов статьи [20], ведущих специалистов ВНИИЖТа: “твердость мартенситных участков на наклонной поверхности гребней стандартных колес локомотивов достигает 1200 HV_{0,1}. На поверхностях имеется множество трещинок и других острых концентраторов глубиной до 1 мм. Твердость и величина концентраторов в поверхностном слое гребней при плазменном упрочнении несущественно отличаются от стандартных, поэтому нет оснований опасаться снижения надежности работы колес. Сравнение различных способов упрочнения показало, что гребни, упрочненные ТВЧ, лазером, плазмой, имеют близкие характеристики. Плазменная закалка двумя дорожками и электродуговая закалка вызывают высокий износ контртела. Наилучшие результаты показали магнитоплазменное (МПУ) и плазменно-пламенное (ППУ) упрочнения”, но с оговоркой. Рекомендация на упрочнение должна быть дана с учетом воздействия плазменной обработки на напряженно деформированное состояние колес, особенно бандажей локомотивов, находящихся после изготовления в сложно напряженном состоянии [21] и при инструментальном обеспечении точности и воспроизводимости технологии. Это обусловлено тем, что высокотемпературная технология обработки материалов концентрированными потоками энергии только вышла из начальной стадии своего развития и следует ожидать много интересных открытий. Важность изучения структурно-фазовых изменений в объеме и поверхностных слоях материалов, помимо научных аспектов, связана с реальными практическими применениями, в нашем случае - это упрочнение наиболее напряженной части колеса - его гребня. Анализ случаев удачного перехода от исследований к технологическому применению с получением высокого результата свидетельствует о том, что промышленное использование плазменного поверхностного упрочнения пока еще далеко от тех возможностей, которые заложены в этом процессе.

6.2. Особенности плазменного поверхностного упрочнения

Структура металла оказывает решающее влияние на прочность, долговечность и надежность упрочненных деталей.

Микроструктура колесной стали современного производства состоит из смеси двух фаз: феррита и частиц цементита. Феррит образует относительно мягкую металлическую основу, в которой распределены твердые частицы цементита той или иной формы. Образование того или иного вида структуры при плазменной обработке колес зависит в основном от скорости их нагрева, охлаждения, температуры нагрева под закалку и химического состава стали, определяющего особенности превращения переохлажденного аустенита.

При использовании концентрированных потоков энергии (КПЭ) в качестве источников нагрева для поверхностной термической обработки важными параметрами, определяющими результат этих процессов, являются скорость нагрева, охлаждения упрочняемых слоев и распределение температурных полей по их сечению. Высокие скорости нагрева и охлаждения при обработке КПЭ приводят к неравновесным условиям протекания фазовых превращений в стали и вызывают соответствующее смещение температур фазовых равновесий.

Расчет, построенный на законах диффузии, показывает, что завершение процесса под влиянием углерода, диффундирующего из зон с повышенной концентрацией, обеспечивается при скорости нагрева до 50-70 град/с, т.е. в течение 12-15 с. При таких скоростях нагрева при выборе температурного режима можно пользоваться диаграммой состояния сплавов железа с углеродом (линия GOS). При больших скоростях нагрева линия GS смещается и тем выше, чем быстрее нагрев.

В интервале удельных мощностей (от $0,99 \cdot 10^4$ до $1,92 \cdot 10^4$ Вт/см²) и скоростей относительного перемещения плазмотрона и образца (1,7-4,8 см/с) скорость нагрева поверхностного слоя составляет около 2000 °C/с [22]. Учитывая, что при увеличении скорости нагрева завершение всех стадий процесса аустенизации в сталях смещается в область более высоких температур по сравнению с равновесными условиями, значение этого смещения для скорости нагрева приблизительно 2000 °C/с может достигать 150-200 °C.

Процесс плазменной термообработки отличается подводом энергии с поверхности и распространением ее во внутренние слои металла за счет теплопроводности. При этом микрообъемы, находящиеся на разном расстоянии от поверхности, нагреваются до разных температур, причем скорости нагрева и охлаждения этих микрообъемов тоже разные. Особенность термического цикла плазменной закалки - отсутствие

выдержки при постоянной температуре; вслед за подъемом температуры следует немедленное охлаждение. Следовательно, процесс образования аустенита протекает в условиях непрерывного нагрева и охлаждения выше температуры $A_{с1}^{нач}$, причем в различных микрообъемах ЗТВ имеют место различные стадии аустенизации.

Одна из основных причин возникновения трещин в околошовной зоне углеродистых сталей заключается в закалочных явлениях, обусловленных мартенситным превращением. Регулируя указанные явления путем изменения режима закалки, можно не только предотвратить появление этих трещин, но и существенно улучшить свойства материала.

Из теории термической обработки, созданной выдающимися учеными С.С. Штейнбергом, Г.В. Курдюмовым, А.П. Гуляевым, В.Д. Садовским и др., следует, что исследование закалки должно быть основано на изучении распада переохлажденного аустенита.

Обычно, изучая закалку стали, исходят из диаграммы изотермического распада аустенита. Изотермический метод исследования позволил изучить сущность процессов превращения, происходящих в различных температурных зонах, и дать общую картину закономерностей распада переохлажденного аустенита.

Кинетика образования аустенита в доэвтектоидной стали при нагреве характеризуется определенными особенностями, связанными с наличием в ней структурно-свободного феррита. В классической схеме диффузионного процесса аустенизации превращение в отожженной доэвтектоидной стали при температуре A_1 начинается образованием аустенита в перлитных участках структуры. В межкритическом интервале температур $A_1 - A_3$ происходит диффузионное взаимодействие избыточного феррита и образовавшегося в перлитных участках аустенита, в результате чего феррит растворяется в аустените эвтектоидного состава, постепенно понижая концентрацию углерода в γ -фазе вплоть до соответствующего среднего состава стали. Однако при достаточно быстром нагреве доэвтектоидной стали возможно независимое превращение структурно-свободного феррита в безуглеродистое γ -железо, т.е. без взаимодействия между ним и науглероженным аустенитом.

Если по каким-либо причинам феррит не успевает превращаться в аустенит, взаимодействуя со второй фазой (цементитом, аустенитом), то он обязательно перегревается в область температур, при которых оказывается термодинамически возможным его самостоятельное бездиффузионное превращение в γ -фазу. Для наклепанного феррита, как и для перлита, существует возможность образования метастабильного аустенита в области температур ниже A_1 .

Для выбора режимов термической обработки колес, обеспечивающих получение необходимой структуры и оптимального сочетания свойств

стали, необходимы данные о кинетике превращения аустенита и об условиях охлаждения различных частей сечения колеса.

В многочисленных работах по исследованию явлений в околошовной зоне сварных соединений показано, что распад переохлажденного аустенита здесь не соответствует закономерностям, присущим стандартным С-кривым изотермического распада аустенита. Было установлено, что наблюдаемое несоответствие следует объяснять различными условиями аустенизации при сварке и нагреве образцов для построения С-кривых, особенностями распада аустенита в условиях непрерывного охлаждения, действием напряжений.

В процессе плазменной поверхностной закалки отдельные участки зоны термического влияния (ЗТВ) нагреваются до различных температур, при которых возможна аустенизация. Поверхностный слой может нагреваться до температур плавления, а участки, примыкающие к основному металлу, не претерпевшему перекристаллизации в процессе закалки, нагреваются до температур точки A_1 . В этом заключается первая особенность процесса аустенизации металла ЗТВ.

Вторая особенность процесса аустенизации состоит в его кратковременности. Длительность пребывания точек ЗТВ при температурах аустенизации не превышает нескольких секунд.

Третья особенность заключается в том, что во всех точках ЗТВ аустенизация проходит только в процессе непрерывного нагрева и охлаждения, т.е. не является изотермической.

Все эти особенности сказываются как на первом этапе образования аустенита, при котором перлит превращается в аустенит, так и, особенно, на втором и третьем этапах, при которых происходит растворение оставшегося феррита и гомогенизация аустенита.

Непрерывное охлаждение также оказывает существенное влияние на ход распада аустенита в участках, где он неоднороден. В зависимости от скорости охлаждения, степени и характера распада аустенита в области перлитного превращения меняется температурный интервал и характер промежуточного превращения. Последнее в свою очередь сказывается на температуре начала мартенситного превращения.

Обычно данные о кинетике превращения аустенита в стали обобщаются в виде изотермических и термокинетических диаграмм. По этим диаграммам можно определить, когда начнется и когда закончится превращение аустенита при выдержке его при данной температуре (диаграмма изотермического распада) или при непрерывном охлаждении с определенной скоростью (термокинетическая диаграмма), какая структура при этом образуется и какую твердость будет иметь сталь после охлаждения.

Иная ситуация складывается при быстром нагреве и охлаждении. В работе [23] показано, что стандартные С-диаграммы изотермического превращения аустенита не отображают процессов, происходящих в ЗТВ. Неоднородность аустенита - основная причина особой кинетики его распада при термическом цикле, подобном рис.32 [13]. При быстром нагреве стали лишь несколько выше критических точек A_{C3} (830°) процесс образования аустенита идет медленно. От центров кристаллизации, зарождающихся в перлитных участках на границе контакта феррита и цементита, растут участки аустенита. С течением времени в аустенит сначала превратятся перлитные участки, затем - участки избыточного феррита. Последними исчезают остатки карбидной составляющей, однако это еще не означает, что аустенит становится однородным. В местах, где цементит растворился в последнюю очередь, концентрация углерода больше. Только дальнейшая выдержка приводит к полной гомогенизации и выравниванию состава аустенита.

Возникновение начальных центров кристаллизации аустенита можно себе представить как процесс бездиффузионный. Все остальные элементарные процессы образования аустенита определяются диффузией углерода, которая, как известно, резко усиливается с повышением температуры. Именно поэтому процесс гомогенизации аустенита завершается тем быстрее, чем выше температура аустенизации. Чем выше однородность аустенита, тем больше затруднено образование в нем центров кристаллизации новой фазы при последующем охлаждении ниже критических точек. Нерастворенные карбиды представляют собой готовые центры кристаллизации при последующем распаде аустенита в области перлитного превращения.

Температура аустенизации оказывает решающее влияние на кинетику распада аустенита при охлаждении. С повышением температуры аустенизации распад аустенита сначала закономерно смещается в область низких температур. При этом перлитное превращение подавляется и усиливаются промежуточное и мартенситное превращения. Дальнейшее повышение температуры аустенизации приводит к смещению распада в область промежуточного превращения и к уменьшению количества мартенсита.

Увеличение длительности аустенизации при относительно низких температурах ($800-900^\circ$) также приводит к смещению превращения в область более низких температур, причем температура начала распада практически остается неизменной. Увеличение длительности аустенизации при более высоких температурах (1100°) усиливает только промежуточное превращение.

В соответствии с изменением аустенита в ходе распада изменяется микроструктура и твердость продуктов распада. Зерна аустенита остаются мелкими.

Действительная кинетика распада аустенита существенно отличается от предполагаемой на основе анализа при помощи стандартной С-диаграммы изотермического распада.

Особенности распада аустенита при термическом цикле, подобном рис.32, обусловлены главным образом неоднородностью аустенита. Наивысшая степень однородности аустенита соответствует максимальной устойчивости последнего при переохлаждении.

Большое значение для выбора режима термической обработки колес, связанной с непрерывным охлаждением, имеют термокинетические диаграммы превращения аустенита в мартенсит. Мартенситное превращение является бездиффузионным. Это означает, что исходная (высокотемпературная) и конечная (низкотемпературная) фазы не различаются по составу. Перераспределение элементов в процессе мартенситного превращения отсутствует. Мартенситное превращение состоит в превращении ГЦК решетки высокотемпературной γ -фазы в ОЦТ решетку низкотемпературной α' -фазы. Мартенситная реакция начинается после значительного переохлаждения по отношению к равновесной температуре T_0 , т.е. к такой температуре, при которой равны термодинамические потенциалы γ - и α -фазы одного и того же состава. Температура начала мартенситного превращения остается постоянной для данного сплава независимо от скорости охлаждения. Последнее утверждение верно для скоростей охлаждения 100-10000 град/с. Температура M_H определяется составом сплава. Сдвиг решетки и объемные изменения, сопровождающие мартенситное превращение, вызывают геометрические искажения любой макроскопической плоскости аустенита, что, как правило, приводит к возникновению рельефа на поверхности заранее отполированного шлифа. Мартенситная структура всегда тверже и прочнее, чем аустенитная матрица, из которой она образовалась. В сталях мартенсит обладает максимальной твердостью из всех продуктов превращения. Структура мартенсита сплавов Fe-C изменяется при возрастании концентрации углерода от пакетной формы к мелкоигольчатой, а форма отдельных кристаллов - от реек к двойниковым пластинам. Эффект скорости охлаждения при металлографическом исследовании прежде всего заметен в диспергировании структуры. Скорость нагрева оказывает большое влияние на величину рекристаллизованного зерна, так как с ее увеличением число центров рекристаллизации растет быстрее, чем скорость роста центров. Это приводит к измельчению зерна.

Особенности плазменной поверхностной закалки - кратковременность процесса нагрева и возможность создания условий охлаждения,

обеспечивающих высокую интенсивность, - оказывают существенное влияние на структуру закаленного слоя.

Кратковременное пребывание стали в области закалочных температур и протекание фазовых превращений при температурах, превышающих равновесные, приводит к получению механических свойств, отличающихся от свойств стали, закаленной с нагревом от традиционных источников тепла. В доэвтектоидной стали при быстром нагреве, когда структурно свободный феррит претерпевает перекристаллизацию без влияния атомов углерода, аустенитное зерно всегда несколько мельче того, которое обычно получается при медленном нагреве до температуры аустенизации. Такое изменение блочной структуры аустенита приводит к уменьшению размеров когерентных областей и увеличению значений микронапряжений и искажений в закаленной стали. В условиях поверхностной закалки это также может стать причиной повышения твердости закаленного слоя.

При снижении скорости нагрева или повышении температуры создаются условия для роста зерна аустенита, что нивелирует качественное превосходство мартенсита, полученного после закалки с быстрым нагревом. Так при закалке доэвтектоидной стали, содержащей 0,5-0,6% С, со скоростью 100-1000 град/с можно получить зерно аустенита 11-12 баллов по сравнению с 7-8 баллами, получающимися при медленном нагреве. В предварительно сорбитизированных структурах выравнивание концентрации углерода в аустените протекает быстрее, поэтому при нагреве стали с такой структурой величина зерна аустенита может быть получена еще более мелкой - 14-16 баллов. Соответственно и игольчатость мартенсита имеет более тонкое строение, приближающееся к структуре, характеризующейся как безигольчатый мартенсит.

Измельчение структуры мартенсита приводит к увеличению ударной вязкости.

Применение быстрого нагрева, способствующего получению более мелкой структуры закаленной стали, дает возможность получить более благоприятное сочетание свойств прочности и вязкости.

При закалке доэвтектоидной стали следует отметить, что более ярко выявляется микронеоднородность структуры закаленного слоя. В доэвтектоидной углеродистой стали полное выравнивание концентрации углерода в аустените при быстром нагреве достигается только при очень высоких температурах. В этих условиях рост зерна протекает интенсивно, укрупняется блочная структура и качественные преимущества быстрого нагрева теряются. Практически для получения удовлетворительных свойств закаленной структуры не требуется полной гомогенизации аустенита. При поверхностной плазменной закалке аустенит всегда остается неоднородным. По-видимому, речь может идти только о допустимой степени микронеоднородности в каждом конкретном случае. Поэтому

зависимость твердости закаленной стали от содержания углерода имеет разброс. Одной из причин достаточно широкого диапазона твердости, получаемой на одной и той же марке стали, является микронеоднородность концентрации углерода. Неоднородность микроструктуры стали тем более ярко выражена, чем крупнее исходное зерно стали, так как в этом случае крупнее участки феррита и больше времени требуется на гомогенизацию аустенита.

В литературе приводятся различного рода диаграммы, позволяющие выбрать температуру в зависимости от скорости нагрева. Некоторая разноречивость рекомендаций связана главным образом с тем, что структура аустенита к моменту закалки зависит не столько от скорости нагрева, сколько от суммарного времени аустенитизации, т.е. от времени пребывания стали в области температур фазовых превращений, независимо от того, происходит нагрев или уже началось охлаждение. Разная глубина прогрева, различное распределение температуры по толщине нагретого слоя и т.п. вносят свои особенности, которые заставляют каждый раз уточнять опытным путем режим поверхностной закалки.

Метод плазменной поверхностной закалки позволяет получать твердый поверхностный слой различной глубины в очень короткие сроки. Поэтому выбор глубины закаленного слоя определяется в первую очередь не техническими возможностями, а условиями эксплуатации деталей. В связи с этим возникает вопрос об оптимальной для каждой данной детали глубине закаленного слоя.

Глубина слоя должна обеспечивать достаточную прочность и износостойкость детали с учетом предусмотренных обточек при ремонтах. Требуемая глубина будет зависеть от различных факторов, связанных с сочетанием прочности слоя и сердцевины и со свойствами изделия в целом.

При малых толщинах твердого слоя и сравнительно мягкой сердцевине изделия возможно продавливание слоя под влиянием больших контактных напряжений. Такой прогиб слоя в условиях эксплуатации приводит к нарушению правильности геометрии изделия, что неизбежно влечет за собой повышенное изнашивание, а при сильных напряжениях может вызвать растрескивание и отслоение закаленного слоя. Следовательно, величина минимально допустимого закаленного слоя зависит от соотношения твердости этого слоя и твердости сердцевины. Чем тверже сердцевина, тем меньшую глубину закаленного слоя можно допустить, не опасаясь его разрушения в процессе эксплуатации под действием контактных напряжений.

Глубина закаленного слоя также выбирается с учетом получения достаточной общей механической прочности изделия. Увеличение глубины слоя приводит, с одной стороны, к повышению пределов прочности при испытании на растяжение, изгиб и кручение, повышению предела

выносливости. С другой стороны, увеличение глубины закаленного слоя вызывает склонность изделий к хрупким разрушениям. Поэтому при выборе глубины закаленного слоя необходимо обеспечить сочетание достаточной прочности, выносливости и вязкости изделий как при длительной работе в нормальных условиях, так и при возможных случайных перегрузках и ударах.

В эксплуатации на многих дорогах постоянно изменяются профили колес и рельсов, скорости движения, погодные условия и др., из-за чего не происходит формирование твердого поверхностного фрикционного слоя, поэтому скорость изнашивания гребней постоянно остается высокой. В связи с этим в эксплуатационных условиях целесообразно искусственно создавать на рабочей поверхности гребней слой с твердостью, достаточной для предотвращения задира с шириной и толщиной, достаточными для предотвращения пластического течения металла. Считается [18], что идеальной конфигурацией закаленного слоя будет та, которая повторяла бы форму изношенного слоя на гребнях.

На прочность изделия оказывают влияние остаточные напряжения. В подавляющем большинстве случаев в поверхностно закаленном изделии создается благоприятное распределение остаточных напряжений - на поверхности напряжения сжимающие, зона растягивающих напряжений сосредоточена на некотором расстоянии от поверхности и при определенных условиях может не оказывать влияния на прочность изделий.

Оптимальные результаты по соотношению прочности, выносливости и пластичности могут быть получены при закалке примерно 20% площади характерного сечения деталей. При этом закалка на относительно большие глубины (до 20%) применяется для деталей с небольшим диаметром (10-20 мм), а закалка на меньшую глубину (10%) - для деталей большего размера. Такая рекомендация связана как с изменением склонности к хрупкому разрушению при изменении абсолютных размеров сечения, так и с ограничением абсолютной глубины закаленного слоя за счет прокаливаемости.

6.3. Микроструктурные особенности поверхностных слоев колёсной стали, обработанной плазмой

Локальная плазменная термообработка поверхности в ряде случаев является наиболее эффективным способом существенного улучшения эксплуатационных свойств тяжело нагруженных стальных деталей. Исследования процессов, возникающих при взаимодействии концентрированных (в т.ч. плазменных) потоков энергии с материалами продолжаются уже несколько десятков лет, написаны сотни статей и ряд монографий, посвященных вопросам тепло- и массопереноса, изменения

структурно-фазового состояния материала [24,25,26,27] и др. Однако это не исчерпало проблему, а построение полных теорий еще далеко от своего завершения. Специалисты считают [28], что сложная совокупность явлений, протекающих при обработке материалов высококонцентрированными потоками энергии позволяет ожидать в ближайшее время выявление новых технологически значимых физических эффектов. В этой связи следует отметить, что полученные авторами результаты еще не могут претендовать на исчерпывающую информацию, а относятся к небольшому диапазону параметров, эффективно реализованных в технологии. В частности, проблема “рельс-колесо” имеет реальное решение при использовании технологии плазменного упрочнения поверхности катания колеса, включая гребень. За последнее десятилетие существенно изменилась ситуация в вопросах взаимодействия колес и рельсов подвижного состава железных дорог Украины и других стран СНГ. Если ранее основным дефектом эксплуатации колес был износ по кругу катания - прокат, то в последние годы преобладает боковой износ гребня колеса и головки рельса. Для восстановления в процессе ремонта колеса перетачивают, приводя к стандартному профилю, но при этом уменьшается радиус колеса, повышаются контактные напряжения и, тем самым, снижая его ресурс. Вместе с этим на поверхность катания после переточки выходят слои металла с меньшей твердостью. Одним из наиболее эффективных способов борьбы с износом является повышение твердости контактирующих поверхностей, достигаемое за счет термического упрочнения обода колеса либо его поверхностного слоя.

Многочисленные исследования взаимосвязи механических и триботехнических свойств сталей показывают, что в основе сопротивления сталей трибологическому нагружению лежит прочность поверхностного слоя металла. Определяющим фактором при этом является локальная характеристика прочности - твердость стали. Оценка износостойкости сталей проводится на основе статистических исследований критериев сопротивления металла изнашиванию. Она позволяет установить количественную взаимосвязь триботехнических и механических характеристик металлов в форме аналитических выражений.

Вместе с тем хорошо известно влияние структуры закаленного металла на износостойкость. Так, например, закаленные различными методами рельсы, имеющие одинаковые прочностные свойства (предел прочности, предел текучести, твердость), но разный тип микроструктуры, при испытаниях в одинаковых условиях значительно (в два раза) могут отличаться друг от друга по стойкости. Этим объясняется несоответствие трактовок в литературе результатов испытаний колес и рельсов, упрочненных по разным технологиям.

Естественно, что при современных усложняющихся условиях эксплуатации нельзя все требования к колесам и рельсам определять каким-либо одним параметром. Эти требования определяются несколькими параметрами, оптимальное сочетание которых и создает наивысшую конструктивную прочность колеса и рельса. Естественно при условии правильной эксплуатации и отсутствии металлургических дефектов.

Наш опыт эксплуатационных испытаний показывает, что износ упрочненных колесных пар как тягового, так и подвижного состава в сравнении с серийными снижается в 2,5-3 раза. Наблюдения за колесными парами в различных условиях эксплуатации показывают, что этот показатель может быть еще улучшен. Однако при этом повышение стойкости колеса не должно ухудшать показатели работоспособности рельса. Кроме того, колесо является ответственным за безопасность движения, поэтому любые физические воздействия здесь не должны приводить к снижению его надежности. Все эти показатели зависят, в конечном счете, от структуры поверхностно-упрочненного слоя материала.

В связи с изложенным, нами определены особенности структур упрочненных слоев колесной стали, формируемых при плазменной термообработке без принудительного охлаждения *. Результаты исследований необходимы для оптимизации технологии плазменного поверхностного упрочнения колесных пар подвижного состава.

В процессе поверхностной термообработки использовалась плазма продуктов сгорания воздуха с горючим углеводородным газом [2]. Упрочнению подвергались вагонные и локомотивные колесные пары на установке УВПЗ-2М.

Из термообработанной поверхности колеса образцы для исследований вырезались алмазным инструментом. При скоростной термической обработке, какой является, в частности, и плазменная поверхностная закалка, образуются дисперсные продукты фазовых превращений, локализующиеся в тонких слоях металла.

Для выявления и правильной интерпретации деталей структуры проведено удаление тонкого наклепанного слоя, образующегося на шлифе при механической полировке. С этой целью образцы подвергали электролитической полировке в хромовоуксусном электролите, а затем травили в слабом растворе азотной кислоты, а также в реактиве следующего состава: 20% раствор щавелевой кислоты с добавлением нескольких капель серной кислоты. Режим травления: напряжение - 20 В, время - 10-15 с. Химсостав исследуемой стали: С - 0,56%, Cr - 0,34%, Mn - 0,77%, Si - 0,6%, V - 0,1%, остальное - Fe.

Исследование образцов проводили на растровом электронном микроскопе JSM-840, снабженном системой микроанализа Link 860/500 (Англия). Рентгеноструктурный анализ выполняли на рентгеновском

дифрактометре ДРОН-2,0 с использованием медного монохроматизированного излучения.

Микротвердость образцов определяли на микротвердомере "Лесо" при нагрузке на индектор 50 Г с шагом 0,1 мм, усреднения проводили по двадцати измерениям. Для обобщения полученных результатов по микротвердости использовали программу "Slide" для IBM -совместимых компьютеров. Исследования микроструктуры и микротвердости проводили по глубине обработанного слоя до основного металла. Причем, изменения микроструктуры подтверждали измерениями микротвердости.

Предварительное электронномикроскопическое исследование и исследование под световым микроскопом показало следующее[29]. Основная структура исходного металла - феррито-перлитная смесь, микротвердость которой составляет 285 Н/мм^2 при нагрузке на индентор 200 Г.

Прослойки доэвтектоидного феррита имеют толщину 2-3 мкм и гладкую бездефектную (слабо растравленную) поверхность. Перлитные колонии равноосные со средним диаметром 5-15 мкм и межпластинчатым расстоянием около 0,15 мкм.

В зоне термического влияния заметных изменений в морфологии перлита не наблюдается. Однако твердость несколько повышается и соответствует 305 Н/мм^2 .

В зоне межкритического интервала, примыкающей к исходному металлу (вблизи A_{C1}), внутри перлитных колоний начинают появляться зародыши аустенита, превращающегося в мартенсит при последующем охлаждении. Этот мартенсит очень мелкий. По мере приближения к поверхности мартенситные области приобретают значительные размеры - свыше 5-10 мкм и содержат зачастую остатки перлитных колоний небольших (0,1-0,5 мкм) размеров. Микротвердость этого металла 330 Н/мм^2 .

В верхней части межкритического интервала мартенсит занимает большую часть объема металла (свыше 60%), а перлитные колонии сильно расчленены на отдельные островки, не связанные между собой.

В некоторых случаях в мартенсите можно наблюдать остатки нерастворившихся цементитных пластин из-за кратковременности пребывания при температурах МКИ. Они проявляются в виде малозаметных нитей, продолжающих в мартенсите исходные пластины цементита нерастворившегося перлита.

На глубине около 0,9-1 мм в структуре преобладает мартенсит (свыше 95%), а в редких случаях наблюдаются остатки нерастворившихся цементитных пластин и доэвтектоидного феррита. От поверхности до глубины ~0,5 мм термообработанный слой становится полностью мартенситным, но все еще дисперсным, хотя в некоторых местах отчетливо проявляется игольчатая (пластинчатая) структура мартенсита. Этому, по-

видимому, способствует некоторое увеличение размеров перлитных зерен из-за повышенных температур приповерхностного слоя. Микротвердость слоя по всей его глубине (0-0,9мм) равна 450-390 Н/мм².

Что же касается рентгеноструктурного анализа, то для определения типа структуры в этом слое использовали анализ симметрии и строения интерференционного максимума (200) по известным методикам. Профиль интерференции (200) от поверхности образца обода колеса после плазменной обработки и двух сравнительных образцов из колесной стали того же химического состава после закалки на мартенсит от температуры 860 °С (выдержка 20 мин) и после отжига при температуре 680 °С в течение 5 час записывали в интервале углов Вульфа-Брэгга 20-60-70 град. на рентгеновском дифрактометре ДРОН-2,0 с использованием медного монохроматизированного излучения.

Как видно из рис.38,а, профиль интерференции (200), полученный от образца, подвергнутого плазменной обработке, отличается высокой симметрией. Интерференция (200) закаленного образца несимметрична относительно основного максимума и со стороны малых значений углов Вульфа-Брэгга имеет второй максимум меньшей интенсивности, указанный стрелкой на рисю38,б. Такого рода дуплетное расщепление интерференции (200), как и ряда других интерференций, является типичным для структур мартенситного типа. Оно вызвано тетрагональностью решетки мартенсита, обусловленной упорядоченным расположением атомов углерода в октаэдрических позициях решетки γ -железа вдоль оси С. Дуплетное расщепление интерференций на дифрактограммах наблюдается при высоком (0,4-0,6%) содержании углерода в решетке γ -железа. При меньшей степени пересыщения γ -железа углеродом (0,20-0,35%) интерференционные пики могут иметь лишь выраженную несимметричность (пологое нарастание до максимального значения) со стороны малых значений углов Вульфа-Брэгга. Структуры с таким типом строения интерференционных максимумов классифицируются как “мартенсит отпуска”.

Таким образом, при исследовании структуры под оптическим и электронным микроскопами, а также рентгеноструктурным анализом, установлено, что структура упрочненного слоя - это высокодисперсная смесь, которая состоит, в основном, из низкоуглеродистого отпущенного мартенсита, небольшого количества высокоуглеродистого мартенсита и какого-то количества нерастворившегося цементита (карбидов). Такой конгломерат структур можно объяснить тем, что нагрев при плазменном упрочнении осуществляется до очень высоких температур, но в течение чрезвычайно малого времени, поэтому не успевают происходить процессы роста аустенитного зерна, его гомогенизация, а также полное растворение цементита.

Измерения микротвердости в динамике по всей глубине - от поверхности до исходного металла показывают следующее. Между зоной полной перекристаллизации и зоной МКИ происходит резкое падение микротвердости вплоть до 305 Н/мм^2 , начиная приблизительно со середины МКИ и до зоны термического влияния микротвердость повышается в среднем на 30 Н/мм^2 . В зоне термического влияния идет плавное снижение микротвердости до основного металла. В исходном же металле твердость стабилизируется. Существует провал микротвердости, он может быть несколько смещен и находится между зоной термического влияния и основным металлом.

Различные исследователи наблюдали провал микротвердости в переходном слое между структурой мартенсита и основной структурной в сердцевине в процессе термического упрочнения по способу прерванной закалки. В этом месте имели место повышенные растягивающие напряжения. В нашем случае такие напряжения могут возникать еще и при фазовой перекристаллизации.

Полный анализ большого количества образцов вырезанных из поверхности колес, упрочненных во всем диапазоне изменения рабочих параметров установки УВПЗ-2М показал, что все образцы условно можно разделить на четыре группы, различающиеся типом микроструктуры и уровнем микротвердости [30].

К первой группе относятся образцы, на поверхности которых формируется мартенситная структура. Это может быть бесструктурный мартенсит (рис.39,а), мелкоигльчатый мартенсит (рис.39,б) с толщиной игл приблизительно 1 мкм при длине игл $3-4 \text{ мкм}$, мартенсит с более крупными иглами толщиной $1-2 \text{ мкм}$, длиной $7-10 \text{ мкм}$ (рис.39,в). Здесь более крупные мартенситные пластинки формируются при относительно низкой температуре в крупных аустенитных зернах. Мелкоигльчатый и бесструктурный мартенсит образуется в мелких аустенитных зернах и имеет более высокую твердость. Таким образом, скоростные условия нагрева поверхности колеса (рис.39,б) оказались таковы, что аустенитное зерно не успело вырасти до крупного размера. Неоднородность аустенита при плазменном нагреве является, очевидно, причиной образования мелкоигльчатого или “бесструктурного” мартенсита. Мартенситная игла растет с такой скоростью, что ее образование происходит практически при постоянной температуре, положение же мартенситной точки с концентрацией углерода сильно меняется. Поэтому одна мартенситная игла не может, по-видимому, захватывать области с существенно различной концентрацией углерода; тогда в аустените, обладающем тонкой неоднородностью, будут возникать иглы не длиннее, чем период неоднородности. И наоборот, более мягкие скоростные условия нагрева привели к увеличению размера аустенитного зерна и, впоследствии, к росту

размера мартенситных игл (рис 39,в). Микроструктура с более мелким размером мартенситных игл обладает более высокой микротвердостью, по-видимому, вследствие повышенного содержания углерода в участках мартенситного превращения из-за неполного протекания процессов гомогенизации.. Так, H_{μ} образца со структурой крупноигльчатого мартенсита составляет $6,6 \text{ кН/мм}^2$, тогда как образца со структурой мелкоигльчатого мартенсита - $7,8 \text{ кН/мм}^2$ и образца с бесструктурным мартенситом - $7,2 \text{ кН/мм}^2$.

Вслед за мартенситной зоной у данной группы образцов формируется зона отпущенного мартенсита + сорбит (мелкодисперсный перлит) (рис.39,г). В этой зоне по толщине образца уменьшается доля мартенситной составляющей (за счет диффузии углерода) и увеличивается доля сорбита. При приближении к основному металлу (т.е. металлу, не подвергнутому термической обработке) вследствие развития диффузионных процессов мартенсит полностью теряет углерод. Уменьшение скорости охлаждения и развитие диффузионных процессов перераспределения углерода приводят к самоотпуску мартенситной составляющей и увеличению размеров цементитных частиц в сорбитных зернах. Так как диффузионная подвижность углерода выше по границам, то наибольшее обеднение углеродом произошло в этих участках, в результате чего образовался пограничный (зернограничный) феррит (рис.39,д).

В связи с тем, что температурно-скоростные характеристики нагрева и охлаждения в каждом случае были различны, то различен был и размер области полной и частичной закалки. Если принять за нижнюю границу зоны мартенситного превращения согласно ТУ для эксплуатации изделий $H_{\mu} = 5 \text{ кН/мм}^2$, то глубина зоны полной закалки для данной группы образцов изменялась от 0,3 до 2 мм. Характерное изменение микротвердости по глубине упрочненного слоя представлено на рисунке 40.

Ко второй группе относятся образцы, на поверхности которых сформировалась структура - мартенсит + сорбит. Микроструктура мартенситно-сорбитной смеси представлена на рис.41,а₁, а₂. По-видимому, данный тип мартенсита следует отнести к "отпущенному" мартенситу в связи с тем, что образовалась значительная доля сорбитной составляющей. Доля мартенсита 50%, доля сорбита 50%. В участках, в которых произошло мартенситное превращение (рис.41,а₂), мартенсит очень мелкодисперсный. Толщина мартенситных игл составляет ~ 1 мкм при их длине 1...3 мкм. Микротвердость в этих участках составляет $4,5 \text{ кН/мм}^2$, что соответствует микротвердости отпущенного мартенсита. При удалении от поверхности образца возрастает доля сорбитной составляющей (рис.41,б₁, б₂). На границе с основным металлом образуется однородная мелкодисперсная структура - сорбит (рис.41,в). Полученная структура, с точки зрения металловедения [31], обладает оптимальным комплексом прочностных и

пластичных свойств, так как является мелкодисперсной. Сформировавшиеся зерна практически равноосные, размер зерна ~ 1 мкм. Микротвердость данной структуры составляет 30...35 кН/мм². Ширина упрочненной зоны в образцах этой группы 25...33 мкм, а глубина порядка 3,5 мм.

К третьей группе следует отнести образцы, на поверхностном слое которых образовались мелко дисперсные карбиды в ферритной матрице, характеризующиеся тем, что в них не произошла полная перекристаллизация при нагреве. Это связано с тем, что скорость нагрева поверхности колеса была слишком высокой, а длительность выдержки в области температур $A_{C1} - A_{C3}$ незначительной и, как следствие, мартенсит при охлаждении не образовался. Микроструктура образцов этой группы представляет собой выделение мелкодисперсных карбидов в ферритной матрице (рис.42,а₁, а₂). Такой тип микроструктуры обуславливает микротвердость ~ 3 кН/мм² на поверхности. Исходя из микроструктуры видно, что температура нагрева на глубине 1,5 - 2 мм была ниже температуры фазовых превращений A_{C1} , в результате чего в данной области (рис.42,б₁, б₂) процесс нагрева и последующего охлаждения можно рассматривать как своеобразный “отпуск”. Микротвердость в отпущенном слое составляет 2,2 кН/мм².

Четвертую группу составляют образцы, в поверхностном слое которых сохранилась ферритно-карбидная структура, т.е. в которых фазового превращения не произошло. Температура нагрева для этой группы не превышала температуру A_{C1} . Характерной чертой данных образцов является наличие текстуры деформации (рис.43,а). Из-за недостаточной температуры нагрева не прошли процессы перекристаллизации, что и обусловило наличие данной текстуры. Вместе с тем, внутренние напряжения, обусловленные деформацией, подверглись релаксации. Таким образом, термический цикл для образцов этой группы можно рассматривать как своеобразный “отдых”, т.е. снятие внутренних напряжений. Микроструктуру можно охарактеризовать как феррито-карбидную смесь. Из-за того, что образцы подверглись “отдыху”, их микротвердость незначительна (2,2...2,4 кН/мм²).

К данной группе образцов с пониженной прочностью следует отнести образцы с несколько иными процессами формирования микроструктуры. Они были нагреты выше температуры A_{C3} , но охлаждение их протекало очень медленно. Вследствие этого полностью прошли диффузионные процессы перераспределения углерода, в результате чего образовался очень мелкодисперсный перлит (сорбит) (рис.43,б). Из-за того, что содержание углерода в этих образцах составляло 0,56% (а не эвтектоидное - 0,8%), по границам перлитных зерен выделился феррит. Прошедшие диффузионные

процессы обусловили пониженную микротвердость на поверхности данных образцов $H_{\mu} = 1,9 \text{ кН/мм}^2$.

К важнейшему недостатку образцов первой группы следует отнести возможность зарождения в них трещин. В процессе нагрева и охлаждения по глубине внутренние напряжения изменяются. Так, при нагреве поверхностный слой испытывает стремление к расширению, чему препятствуют более холодные слои металла, лежащие под поверхностью. То есть в поверхностном слое металл испытывает напряжение сжатия, тогда как в подповерхностном - напряжение растяжения. Если к ним еще добавятся напряжения, связанные с фазовым превращением аустенит-мартенсит, то в подповерхностных слоях следует ожидать образования трещин. Этот тезис подтверждается экспериментально на образце, где трещина образовалась под поверхностью.

Исследования показали, что микротрещины зарождаются в участках с мартенситной структурой (рис.44,а) или на границе мартенсит-сорбит (рис.44,б). Это обусловлено большими внутренними напряжениями в участках, в которых произошло мартенситное превращение, и пониженной прочностью границ раздела двух фаз (мартенсит-сорбит).

Определение микротвердости поперек трещины показало снижение ее значения у берегов трещины ($5,5 \text{ кН/мм}^2$) по сравнению с телом зерна ($6,4 \text{ кН/мм}^2$). Трещина имеет зигзагообразный вид (рис.44,в), что связано с ее продвижением по участкам наименьшей твердости (межфазным границам). Развитие трещины происходит путем ее объединения с другими микротрещинами.

Структурой закаленного слоя можно управлять, изменяя режим работы плазмотрона. Реальные режимы работы плазмотрона приведены в табл. 2.

Таблица 2. Параметры плазменной закалки

Режим обработки	№ п/п	Ток дуги А	Напр. дуги, В	Коэфф. α^*	Доп. на-грев	Поверхн. тверд. HV	Tmax С	Глубина слоя, h, мм	Ширина слоя, мм
I	1	240	210	1.0	-	822	1100	3.00	28
	2	240	210	1.0	+	800	1100	3.25	33
II	3	200	230	0.8	-	750	1000	2.60	30
	4	200	230	0.8	+	705	1000	3.00	32
III	5	200	210	1.0	-	613	900	2.25	27
	6	200	210	1.0	+	550	900	2.25	29

* α - коэффициент избытка воздуха в плазмообразующей смеси

В таблице приведены три варианта нагрева и охлаждения под закалку плазменной струей. Для повышения износостойкости упроченного слоя и

предотвращения отрицательного влияния напряженного состояния переходного слоя (возможности образования трещин, выкрашиваний) применяли дополнительную тепловую обработку упрочненного слоя с термическим циклом в соответствии с рис.45. Повышение температуры нагрева поверхности осуществлялось приблизительно пропорционально за счет увеличения вкладываемой электрической мощности на 30% с 900 °С до 1100 °С. Замедление темпа охлаждения при нагреве до 1100 °С происходило на 11% , а при нагреве до 900 °С - на 30% (кривые 1,2 и 5,6 соответственно рис.45).

Металлографические исследования показали, что образцы в соответствии с режимами (см. таблицу 2) и структурными составляющими для удобства сопоставления можно разделить на три группы. Образцы сравнивали попарно в группах. Отличие между образцами в парах состояло только в изменении скорости охлаждения. В процессе скоростной термической обработки в упрочненном слое происходит целый ряд фазовых и структурных превращений, которые приводят к формированию характерных зон:

Зона I - полной перекристаллизации - зона в которой температура нагрева была выше A_{C3} ;

зона II - межкритического интервала - с температурами от A_{C1} до A_{C3} ;

зона III- участок частичной перекристаллизации;

зона IV - участок мелкого зерна с температурами от A_{C1} и ниже;

следующая область - основного металла.

Структура основного металла данной стали представляет феррито-перлитную смесь с размером исходного зерна равного 30 - 40 мкм, микротвердость которой составляет 270-280 Н/мм² при нагрузке на инденторе 50 г (рис.46). Прослойки доэвтектоидного феррита имеют толщину 2-3 мкм и гладкую бездефектную (слабо растравленную) поверхность. Перлитные колонии равноосные со средним диаметром 5-15 мкм и межпластинчатым расстоянием порядка 0,15 мкм.

К первой группе относятся образцы №№1, 2, упрочненные скоростной термической обработкой (по режиму I). Размер зоны I при температуре выше A_{C3} составляет 0,75 мм. Ширина упрочненного слоя для образца 1 равна 28мм, а для образца 2 - 33мм. В этой зоне I на поверхности образцов формируется мартенситная структура различного типа (рис.47,а, 48,а). В образце 1 у поверхности размером 20 мкм наблюдается мелко дисперсная структура, представляющая собой отпущенный низкоуглеродистый мартенсит с равномерно расположенными избыточными карбидами (рис. 47,а.), микротвердость которой составляет 760 -780Н/мм², а в мелких аустенитных зернах границы зерен выявлены нечетко и наблюдаются мартенситные пакеты от границы зерна. В образце 2 - микроструктура представляет собой равноосные, крупные по величине мартенситные зерна с

высоким содержанием углерода. Здесь мартенситные пластинки формируются в зернах с иглами толщиной 2-3 мкм, длиной 7-10 мкм и значением микротвердости - 720-740 Н/мм² (рис.48,а). Такое различие в структурах в данной области у этой серии образцов, по всей видимости, можно объяснить за счет различных размеров аустенитных зерен. Нагрев образцов при плазменной обработке был осуществлен до высоких температур, но в течение очень малого времени, а скорость охлаждения во втором образце была замедлена технологическими факторами (см. табл.2.) и аустенитное зерно крупнее. В данном образце наблюдаются остатки цементита по границам аустенитных зерен.

Зона II для данной группы образцов составляет 0,5 мм. У образца 1 наблюдаются четкие границы зерен размером 10 - 40 мкм, внутри которых мартенситные иглы распространяются от границы до границы зерна (рис. 47,б). Микротвердость этой зоны значительно уменьшается и составляет - 460 Н/мм².

В образце 2 данная зона сочетает в себе элементы мартенситного и перлитного превращений - в верхней части данной зоны мартенсит (светлые участки) занимает большую часть по объему порядка 60% (рис.48,б), а темные участки представляют собой бейнит. При переходе к зоне III по толщине образца происходит снижение количества мартенситной составляющей до единичных островков за счет перераспределения углерода в аустените, в результате чего образуется бейнит (рис.47,в, 48,в). Размер этой области составляет 0,5 мм и значение микротвердости уменьшается по глубине и составляет 430-350 Н/мм².

В следующей зоне IV, размер которой составляет 1,5мм, наблюдается структура сорбита. На (рис. 47,г, 48,г) проиллюстрирована микроструктура с выделениями мелкодисперсных карбидов в ферритной матрице. Такой вид микроструктуры обуславливает микротвердость до 300-320 Н/мм². Данная зона переходит в основной металл. Металлографический метод дал возможность проследить различие в структурных составляющих у данной группы образцов, которые испытывали несколько различные температурно-скоростные характеристики нагрева и охлаждения.

Во втором варианте температура нагрева была ниже на 100 °С и микроструктура почти не отличается от предыдущей серии, за исключением того, что зона I мартенситного упрочнения значительного уже и составляет порядка 0,1 мм.

В микроструктуре упрочненного плазменной закалкой слоя, проведенного по третьему режиму, зона I полной перекристаллизации полностью отсутствует. Зона II и III в образцах 5, 6 составляет 0,25мм, т.е. несколько отличаются от предыдущих образцов. В данном случае, учитывая, что мы расширили температурно-временную область, микроструктура состоит из различных по величине мартенситных зерен и

розеточного троостита. Соотношение этих составляющих в зоне II составляет 80% к 20% в образце 5 и 60% к 40% в образце 6 (рис.49,б, 50,б соответственно). Далее в образце 5 происходит уменьшение мартенситных областей и соотношение с трооститной составляющей 50% на 50% (рис.49,б). В образце 6 видно, что мартенситные области (рис.50,б) сильно расчленены на отдельные островки. Зона IV для данной серии образцов по размеру больше, чем в предыдущих вариантах и составляет 1,75мм. В образце 5 микроструктура неоднородная, еще встречаются незначительные области с мартенситной составляющей (рис.49,в). Однако в шестом образце уже получена полностью однородная сорбитная структура (рис.50,в.). У данных образцов, обработанных плазмой по третьему режиму, размеры зон II и III уменьшились почти в два раза по сравнению с предыдущими образцами, обработанными по первым двум режимам, а зона IV увеличилась на 0,5мм и микроструктура представляет собой равномерную мелкодисперсную сорбитную смесь. Твердость у этой серии образцов значительно ниже.

Таким образом полученная структура является достаточно однородной и обладает оптимальным комплексом свойств, благоприятно влияющих и обеспечивающих высокие эксплуатационные возможности.

Анализ особенностей структурообразования в поверхностном слое обода колеса, подвергнутого плазменному закаливанию, свидетельствует о положительном влиянии дополнительного нагрева. На рис.51 проиллюстрирована микротвердость, соответствующая термическому циклу (рис.45) в динамике по всей глубине - от поверхности до исходного металла, на рис.52 - по ширине.

Бандажи локомотивных колесных пар находятся в сложно-напряженном состоянии. Фрактографические исследования поверхностей изломов показали, что характер разрушения на всех образцах типично хрупкий. Разрушение инициируется на границах зерен с характерным ручьистым изломом (рис.53). Это типичный транскристаллитный излом с выявленными на поверхности разрушения строчечными выделениями оксидов и сульфидов. Сульфиды имеют вытянутую форму и выстраиваются в цепочки. Поэтому появляются межкристаллитные трещины, являющиеся потенциальными очагами разрушения.

Ключ к пониманию главной причины зарождения микротрещин при плазменной закалке бандажей локомотивных колесных пар, которые при неблагоприятном стечении обстоятельств могут привести к его разрыву, найден из анализа остаточных пластических деформаций тонкого приповерхностного слоя под закаленной дорожкой. На цветах побежалости закаленной дорожки появляется деформационная сетка металла, напоминающая “рыбью чешую” (рис.54).

Исследование образцов в поперечном сечении с “рыбьей чешуей” показали, что это локальные разрывы поверхности, которые распространяются вглубь. Ввиду того, что металл деформировался при высокой температуре и трещины зарождались в момент охлаждения, внутри них формируется оксидный слой (рис.55). Развитие трещины вглубь образца связано с ее раскрытием и последующим окислением, в результате чего происходит подрастание трещины. Под поверхностью в зоне образования деформационной сетки металла наблюдается значительная деформация в зернах на глубине до 40 мкм. В этой области структура металла не выявляется и представляет собой мелкодисперсную смесь феррита и разрушенных цементитных пластин. Микротвердость в этой зоне составляет 250-300 НВ. В области от 40 до 100 мкм наблюдается сильное искажение исходных границ зерен и перлитные пластинки сильно деформированы и измельчаются. Значение микротвердости в этой зоне чуть ниже 210-220 НВ.

Трещины, зарождающиеся в приповерхностном слое, заканчиваются в области недеформированного металла и их распространение не связано со структурными составляющими.

Выполненный анализ позволяет объяснить механизм зарождения микротрещин с последующим вероятным разрывом бандажей при их плазменном упрочнении. Локомотивный бандаж на колесе растянут до уровня равного примерно половине предела пропорциональности. При плазменном поверхностном упрочнении изотерма с температурой более 400 °С, при которой металл теряет упругие свойства и начинается его пластическое течение, уходит на глубину нескольких миллиметров. При блокировании свободного расширения разогретой полосы металла происходит его пластическое течение. При этом из-за начально растянутого состояния приповерхностные объемы металла за термический цикл нагрева и охлаждения испытывают знакопеременное смещение относительно своего исходного положения. Именно это обстоятельство приводит к микронадрывам на поверхности и инициирует образование микротрещин. Дальнейшее развитие трещин происходит уже по классическому механизму.

Таким образом, анализ и обобщение полученных результатов подтверждают, что при оптимальных режимах локальной плазменной термообработки в поверхностном упрочненном слое колесных пар формируется структура отпущенный мартенсит + сорбит микротвердостью 4,5 кН/мм² с переходом к полностью сорбитной структуре микротвердостью 3,5 кН/мм² с размером зерна ~ 1 мкм. Данная микроструктура характерна для образцов второй группы, обладающих оптимальным комплексом прочностных и пластичных свойств с шириной упрочненной зоны от 25 до 30 мм и глубиной порядка 3,5 мм.

Итак, регулируя температурно-скоростные режимы поверхностного нагрева и охлаждения колеса в реальном диапазоне рабочих параметров

плазменной аппаратуры УВПЗ-2М, можно изменять структурно-фазовое состояние поверхности, создавая оптимальный набор микроструктур, обеспечивающих высокие механические свойства колесных пар.

6.4 Повреждаемость термически упрочненных колес.

Обобщение накопленного опыта термической обработки колес и их эксплуатации свидетельствуют о том, что имеется определенная специфика в их повреждениях, а также в структуре дефектов металла, предопределяющих эти повреждения. Указанные факторы непосредственно связаны с безопасной и эффективной эксплуатацией термоупрочненных колес, поэтому целесообразно их рассмотреть более подробно.

Динамика одиночного изъятия плазменно закаленных колес может быть охарактеризована следующим образом. При опытной эксплуатации под грузовыми вагонами цельнокатанных колес с плазменным поверхностным упрочнением на твердость ~ 60 HRC появлялись поверхностные поперечные трещины на закаленной дорожке глубиной 2-3 мм. Эти трещины в процессе движения закатывались, разрушений колес не произошло. С точки зрения механики разрушения одним из важнейших преимуществ поверхностной закалки и других методов поверхностного упрочнения является различие в трещиностойкости поверхностного слоя и сердцевины. Трещины небольших глубин при умеренных рабочих напряжениях не могут катастрофически расти даже в поверхностном слое, так как минимальная глубина опасной трещины равна нескольким миллиметрам. Но самое главное состоит в том, что рост трещины прекращается при переходе ее из слоя в сердцевину. Детали с трещинами, даже проходящими через весь твердый слой, могут еще длительно и надежно работать. Вместе с тем, после плазменной закалки при нарушении технологии имели место случаи возникновения поверхностных трещин и разрывов бандажей локомотивных колесных пар. Остановимся на специфике этих явлений более подробно.

При нагреве (или охлаждении) тела, вследствие неодинакового расширения (или сжатия) отдельных его элементов, возникают температурные или термические напряжения. Коэффициент расширения углеродистых сталей мало изменяется с изменением содержания углерода. С повышением температуры коэффициент расширения значительно возрастает до начала структурных превращений, а затем начинает падать, так как структурные превращения сопровождаются сокращением объема.

В процессе нагрева или охлаждения с появлением температурного градиента в теле, находящемся в упругом состоянии, возникают температурные напряжения и если эти напряжения не превосходят предела упругости, то с исчезновением градиента исчезают и напряжения. Если же в

некотором месте тела напряжения превзойдут предел упругости и, следовательно, произойдет необратимая пластическая деформация, то получится перераспределение термоупругих напряжений в той зоне, которая не была охвачена пластической деформацией. В результате после выравнивания температур в теле получаются так называемые остаточные напряжения.

Кроме температурных напряжений в процессе охлаждения могут появиться напряжения, связанные со структурными превращениями (например, при закалке).

Все структуры по удельному весу можно расположить в следующем порядке: аустенит > перлит > сорбит > троостит > мартенсит.

Возникновение и исчезновение тех или иных напряжений, а также их величина и распределение, зависят как от внешних факторов (например, условий нагрева и охлаждения), так и от механических и физических свойств материала.

С точки зрения нагрева и охлаждения, кроме тепловых свойств металла (температуропроводность, теплопроводность, теплоемкость), весьма существенны свойства, характеризующие пластичность, упругость, хрупкость, прочность. Однако эти свойства не являются абсолютными и неизменными, присущими данному телу в его определенном состоянии, так как проявление этих свойств зависит от условий, создающих напряжения и деформации. Известно, что пластичный материал при определенных условиях приложения нагрузки может обнаружить хрупкость и наоборот.

К упругим свойствам стали, которые должны учитываться при определении температурных напряжений, относятся модуль упругости при растяжении и Пуассоново отношение. Эти данные достаточны для характеристики упругих свойств материала, так как модуль упругости при сдвиге, модуль объемного расширения, а также некоторые другие физические константы могут определяться с помощью этих упругих констант.

Модуль упругости зависит от химического состава: С увеличением содержания углерода модуль упругости уменьшается по линейному закону. Углеродистые и малолегированные стали имеют близкие значения модуля упругости. С повышением температуры модуль упругости падает: при 500 °С он уменьшается на 30%.

Изучение свойств ползучести показывает, что в условиях нагрева или охлаждения сталь обладает упругостью до 500-550 °С, причем для углеродистой стали эта температура даже ниже и равна 400 °С. Поэтому в практических условиях температурные напряжения должны учитываться в первом периоде нагрева, и заключительной стадии охлаждения охватывающих температурный интервал от 0 до 500-550 °С.

Разрушение металла в процессе нагрева (охлаждения) вследствие температурных напряжений произойдет в том случае, если напряжения достигнут предела прочности.

Рассматривая вопрос о разрушении металла под влиянием температурных напряжений, следует иметь в виду, что с этой точки зрения опасны растягивающие напряжения, поэтому при определении допустимой скорости нагрева следует принимать во внимание напряжения, имеющие положительный знак.

Весьма существенным обстоятельством, которое может повлиять на распределение напряжений и на прочность, является неоднородность стали: наличие неметаллических включений, газовых пузырей, плен, ликвации, пустот, кристаллической неоднородности и т.п. Неоднородность стали ведет к неравномерному распределению напряжений, а именно, к концентрации напряжений в отдельных частях тела.

Значительная неравномерность нагрева изделия при закалке, неодновременность проявления объемных эффектов структурных превращений приводит к интенсивным деформационным процессам в зоне закалки. Эти процессы значительно влияют на технологическую прочность, несущую способность и эксплуатационную стойкость, поэтому изучение этих процессов в зависимости от условий и параметров режима закалки весьма важно и необходимо для глубокого понимания сущности основных физических явлений, протекающих в металлах. Решающее влияние на величину и характер суммарных напряжений оказывает время перемены знака тепловых напряжений по отношению к времени появления структурных превращений. Если структурные превращения появились до перемены знака тепловых напряжений, то суммарные напряжения уменьшаются. Если структурные превращения произошли после перемены знака тепловых напряжений, то суммарные напряжения увеличиваются.

Существует несколько подходов к изучению деформационных явлений. Условно их можно разделить на две группы. К первой относятся подходы, основанные на представлениях и методах физики твердого тела. Теория дислокаций и микроструктурный анализ - основные методы для таких подходов. Вторая группа объединяет так называемые феноменологические модели, когда, отвлекаясь от микроструктуры материала среды, рассматривают ее как сплошное тело и оперируют величинами макроскопических напряжений и деформаций.

Характеристиками напряженно-деформированного состояния в каждой точке тела являются тензор напряжений и тензор деформации. Тензор напряжений:

$$\sigma_{ij} = \begin{vmatrix} \sigma_{xx} & \sigma_{xy} & \sigma_{xz} \\ \sigma_{yx} & \sigma_{yy} & \sigma_{yz} \end{vmatrix}$$

$$\begin{vmatrix} \sigma_{ZX} & \sigma_{ZY} & \sigma_{ZZ} \\ (I,J = X,Y,Z) \end{vmatrix}$$

Здесь $\sigma_{XX}, \sigma_{XY}, \dots$ - компоненты тензора напряжений. Обычно принято считать, что тензор σ_{IJ} симметричный, т.е. $\sigma_{XY} = \sigma_{YX}$, и т.д.

Тензор деформаций:

$$\varepsilon_{IJ} = \begin{vmatrix} \varepsilon_{XX} & \varepsilon_{XY} & \varepsilon_{XZ} \\ \varepsilon_{YX} & \varepsilon_{YY} & \varepsilon_{YZ} \\ \varepsilon_{ZX} & \varepsilon_{ZY} & \varepsilon_{ZZ} \end{vmatrix}$$

где $\varepsilon_{XX}, \varepsilon_{XY}, \dots$ - компоненты тензора деформаций. Также принято считать, что тензор ε_{IJ} - симметричный, т.е. $\varepsilon_{IJ} = \varepsilon_{JI}$.

Компоненты тензоров σ_{IJ} и ε_{IJ} очевидно зависят в каждой точке тела от выбранной системы координат X, Y, Z . Однако тензоры σ_{IJ} и ε_{IJ} имеют характеристики (инварианты), величины которых не зависят от выбираемой системы координат.

Для каждого из указанных тензоров можно указать по три независимых инварианта, комбинируя которые можно получить целый ряд других инвариантных характеристик.

Наиболее важные из них:

- 1) среднее давление $\sigma = (\sigma_{XX} + \sigma_{YY} + \sigma_{ZZ})/3$;
- 2) средняя деформация $\varepsilon = (\varepsilon_{XX} + \varepsilon_{YY} + \varepsilon_{ZZ})/3$;
- 3) интенсивность напряжений

$$\begin{aligned} \sigma_J = & (1/\sqrt{2}) \cdot [(\sigma_{XX} - \sigma_{YY})^2 + (\sigma_{XX} - \sigma_{ZZ})^2 + (\sigma_{YY} - \sigma_{ZZ})^2 + \\ & + 6(\sigma_{XY}^2 + \sigma_{ZY}^2 + \sigma_{XZ}^2)]^{0,5}; \end{aligned}$$

- 4) интенсивность деформаций

$$\begin{aligned} \varepsilon_I = & (\sqrt{2}/3) \cdot [(\varepsilon_{XX} - \varepsilon_{YY})^2 + (\varepsilon_{XX} - \varepsilon_{ZZ})^2 + (\varepsilon_{YY} - \varepsilon_{ZZ})^2 + \\ & + 6 \cdot (\varepsilon_{XY}^2 + \varepsilon_{XZ}^2 + \varepsilon_{YZ}^2)]^{0,5}; \end{aligned}$$

При плазменном нагреве наряду с упругими деформациями в значительной степени проявляются и неупругие (пластические) деформации.

Общие выводы, касающиеся напряженно-деформированного состояния пластин [33] при их локальном поверхностном нагреве движущимся высококонцентрированным источником энергии заключаются в следующем. В зоне нагрева возникает остаточное напряженное состояние, в

котором только продольные напряжения достигают больших значений (предела текучести) независимо от толщины. При характерной толщине пластины более 2 см на некотором расстоянии от поверхности временные напряжения могут иметь ярко выраженный объемный характер и достигать весьма больших значений (больше удвоенного значения предела пропорциональности), что может служить причиной возникновения надрывов и микротрещин в указанной зоне.

Изменение толщины незначительно сказывается на продольных скоростях пластической деформации. Характерно, что снижение толщины способствует увеличению растягивающих напряжений в высокотемпературной области, т. е. увеличение жесткости не всегда создает наиболее благоприятные условия для горячих трещин.

При $\delta \geq 2$ см на некоторой глубине от поверхности нагрева могут иметь место весьма высокие временные нормальные напряжения, превышающие предел текучести при соответствующей температуре более чем в два раза. Возрастание δ увеличивает эти напряжения, но при $\delta \geq 5$ см увеличение уже весьма незначительное. Увеличение погонной энергии q_{II} смещает зону высоких значений временных напряжений в область более высоких температур. Примерно аналогичное влияние оказывает и начальный равномерный подогрев. Таким образом, при поверхностном нагреве пластин в зоне нагрева на некоторой глубине от поверхности могут иметь место весьма высокие нормальные напряжения растяжения, значительно превышающие предел текучести при данной температуре, что связано с возможностью образования отдельных надрывов, если величина напряжений достигает предела прочности. Из отмеченного выше характера влияния величины q_{II} и начального подогрева следует, что если при прочих равных условиях отношение σ_B / σ_S (σ_B - предел прочности материала в отмеченной зоне) увеличивается с повышением температуры, то более благоприятными будут режимы с большими значениями q_{II} и начальным подогревом. Очевидно также, что для материалов с более низкими значениями отношение σ_B / σ_S вероятность возникновения указанных надрывов (микротрещин) в зоне закалки в результате объемности временных напряжений будет более высокой.

Чем выше концентрация нагрева, тем больше температурная неравномерность по толщине в зоне закалки. Таким образом, возможность возникновения объемного остаточного напряженного состояния относительно и зависит от величины и степени концентрации нагрева. Объемность напряженного состояния обуславливает высокие значения (выше предела текучести) остаточных напряжений σ_{ZZ} в глубинных слоях металла. Информация о напряженном состоянии на свободных поверхностях не дает возможность определить уровень максимальных

остаточных напряжений во внутренних слоях особенно при высокой концентрации нагрева.

Временные напряжения при достаточно неравномерном нагреве (по толщине) стальных изделий в начальной стадии выравнивания температуры по сечению изделия могут иметь ярко выраженный объемный характер и абсолютные их значения могут более чем в два раза превышать предел текучести материала при данной температуре.

Зона объемности временных напряжений в зависимости от предварительного подогрева и величины погонной энергии может распространяться в область средних и даже низких температур. Чем выше подогрев и погонная энергия источника нагрева, тем выше температуры, ограничивающие указанную зону снизу.

Геометрические характеристики нагреваемого изделия при высоких температурах могут оказывать заметное влияние на кинетику поперечных составляющих тензора пластических деформаций. Кинетика продольных пластических деформаций определяется в основном температурными циклами рассматриваемых точек.

При средних и низких температурах металла ведущим в упруго-пластическом деформировании является продольное укорочение металла. Поперечные пластические деформации при этом отрицательные.

На сопротивляемость зоны упрочнения образованию трещин можно воздействовать технологическими приемами. Анализ напряженно деформированного состояния в зоне закалки гребней удобно проводить с применением метода линий скольжения.

При решении плоских осесимметричных задач в механике твердого тела и в теории обработки металлов давлением применяется метод, который заключается в построении сетки линий скольжения (полос текучести) и использовании их параметров для оценки напряженно-деформированного состояния металла. Такие линии скольжения наблюдали и в сварных соединениях сталей обычного качества [34].

Согласно разработанной теории [35], линии скольжения представляют собой траектории главных касательных напряжений. Для разных напряженных состояний поля линий скольжения различны и каждому определенному напряженному состоянию соответствует определенное поле линий скольжения.

При плоскодеформированном состоянии касательные к каждой из двух ортогональных линий скольжения в любой точке совпадают с направлением главных касательных напряжений. Так же, как сетку линий скольжения, можно построить ортогональную сетку траекторий главных напряжений σ_1 и σ_2 . Эти траектории пересекают линии скольжения под углом $\pi/4$. Сами линии скольжения ориентированы под углом 90° к свободной поверхности.

При плосконапряженном состоянии линии скольжения пересекают свободную поверхность под углом 45° . В каждой точке линии скольжения главные напряжения σ_1 ориентированы по нормали, а σ_2 - по касательной к ней.

Многочисленными экспериментами установлено, что при локальном нагреве конструкционных сталей (обработка электрической дугой, электроннолучевая сварка, плазменная обработка и т.д.) в “активной” зоне происходит пластическая деформация металла с образованием линий скольжения [21,34]. Такие линии скольжения могут наблюдаться при плазменном упрочнении бандажей (рис.54). Температурно-временной анализ образования этих линий позволил установить, что любая достаточно сложная система линий скольжения состоит из отдельных их типов. Основными типами линий являются радиальные и поперечные. Каждая система линий скольжения образуется при определенном соотношении компонент главных напряжений σ_1 и σ_2 (рис.56)

Для анализа напряженно-деформированного состояния используем условие пластичности Губера-Мизеса [35].

Из теории пластичности для плосконапряженного состояния следует, что интенсивность напряжений определяется соотношением

$$\sigma_i = \sigma_1^2 + \sigma_2^2 - \sigma_1 \cdot \sigma_2$$

Согласно [9] можно предположить, что за пределом упругости значение $\sigma_i = \sigma_T$ (σ_T - условный предел текучести материала). Тогда

$$\sigma_i = \sigma_1^2 + \sigma_2^2 - \sigma_1 \cdot \sigma_2 = \sigma_T$$

Если обозначить $(\sigma_2/\sigma_1) = K$, получим

$$\sigma_i = \sigma_1 (K^2 - K + 1)$$

Переходя к главным напряжениям, можно записать:

$$\sigma_1 = \sigma_T / \sqrt{K^2 - K + 1};$$

Аналогичные рассуждения показывают, что соотношение главных деформаций ε_1 и ε_2 должно определяться как

$$\varepsilon_1/\varepsilon_2 = (2-K) / (2K-1)$$

Направление, в котором отсутствует деформация растяжения или сжатия и которое определяется углом α , можно найти [35], как

$$\operatorname{tg}^2 \alpha = -\varepsilon_1 / \varepsilon_2$$

Тогда

$$\operatorname{tg} \alpha = \pm (K-2)/(2K-1)$$

Таким образом, направление скольжения слоев металла друг относительно друга определяется схемой напряженного состояния (табл. 3).

Таблица 3. Схема напряженного состояния

№ схемы	K	Напряженное состояние	α , град
1	-1,0	Чистый сдвиг	45,0
2	0	Одноосное сжатие по оси X	35,3
3	0	Одноосное растяжение по оси X	54,7
4	-0,5	Неравномерное двухосное растяжение (сжатие)	90,0

Из таблицы видно, что при $\sigma_1 \cdot \sigma_2 > 0$ ($\sigma_1 > 0; \sigma_2 > 0$ и $\sigma_1 < 0; \sigma_2 < 0$) угол $\alpha = 90^\circ$, а соотношение $K = 0,5$. Это значение K установлено при помощи тензометрирования участков металла, расположенных перед движущимся источником нагрева [36].

Для анализа остаточных напряжений целесообразно определить напряжения σ_X и σ_Y , ориентированные вдоль и поперек направления движения источника тепла. Согласно соотношениям Губера-Мизеса, напряжения относительно осей X и Y можно определить (при $K = 0,5$) так [34]:

$$\sigma_X = (\sigma_1 + \sigma_2) / 2 + [(\sigma_1 - \sigma_2) / 2] \cos 2\alpha;$$

$$\sigma_Y = (\sigma_1 + \sigma_2) / 2 - [(\sigma_1 - \sigma_2) / 2] \cos 2\alpha,$$

или

$$\sigma_X = \sigma_T (3 + \cos 2\alpha) / 3,45;$$

$$\sigma_Y = \sigma_T (3 - \cos 2\alpha) / 3,45.$$

В работе [34] установлено, что радиальные и поперечные линии скольжения образуются при температурах ниже 200°C , при которых значение предела текучести остается неизменным. Отсюда следует, что σ_X и σ_Y при неизменных σ_T и K зависят только от угла α , который определяется как угол между нормалью к линии скольжения в данной точке и осью X (рис.56).

Используя уравнение связи между напряжениями и деформациями [35], можно определить деформации по всем трем осям:

$$\varepsilon_X = \frac{1}{E} (\sigma_X - \mu\sigma_Y);$$

$$\varepsilon_Y = \frac{1}{E} (\sigma_Y - \mu\sigma_X);$$

$$\varepsilon_Z = \frac{1}{E} \mu (\sigma_X + \mu\sigma_Y),$$

где $E' = \sigma_i / \varepsilon_i$ - секущий модуль; μ - коэффициент Пуассона (для области пластической деформации он равен 0,5).

Радиальные линии скольжения зарождаются перед движущимся источником нагрева (рис.56). Относительно оси движения источника нагрева угол α может достигать 90° . У окончания линии скольжения этот угол приближается к нулю. В итоге можно построить график изменения σ_X , σ_Y , ε_X , ε_Y и ε_Z вдоль осей X и Y. Перед источником нагрева поперечные напряжения максимальны и достигают уровня $\sigma_Y = -1,15\sigma_T$, продольные $\sigma_X = -0,57\sigma_T$. При удалении от оси нагрева значение σ_Y уменьшается, а σ_X наоборот, возрастает (рис.57,а). Соответствующим образом вдоль полосы текучести изменяются деформации (рис.57,б). Перед источником нагрева деформации по оси X отсутствуют и происходит сдвиг металла в плоскости YOZ. По мере удаления от оси нагрева ε_Y уменьшается, а ε_X возрастает и достигает максимального значения в конце полосы. Деформация ε_Z имеет обратный знак и во всех случаях остается на одном уровне, если принять условие несжимаемости материала [35].

Расширение объемов упрочнения гребней колёс с достаточно глубоким прогревом вызывает повышенный интерес к мероприятиям, направленным на предупреждение образования горячих трещин. Здесь наряду с металлургическими факторами большое значение имеют деформационные процессы, протекающие в температурном интервале хрупкости металла на стадии охлаждения. Весьма важной является возможность количественного сравнения этих деформационных факторов для подбора альтернативных вариантов способов, режимов и условий закалки. При существующей технике измерений наиболее реально такое сравнение может быть выполнено на основе численных расчетов.

Рассматривая поперечное сечение зоны закалки, полученной с достаточно большой скоростью, можно использовать гипотезу мощного быстродвижущегося источника тепла для расчета температурного поля и

гипотезу плоской деформации при расчете полей напряжений и деформаций [33].

Расчет неоднородных неустановившихся состояний твердых тел при тепловых воздействиях базируется на решениях уравнений теплопроводности и термоупругости. В подавляющем большинстве практических задач, связанных с оценкой теплового и термонапряженного состояния конструктивных элементов, эффект влияния полей напряжений на поля температур не учитывается. В этом случае предполагается, что все теплофизические и механические свойства материала в зависимости от температуры и, кроме того, границы температурного интервала хрупкости (ТИХ) металла ($T_1 < T < T_2$) известны. При этом $T_2 \leq T_{пл}$, где $T_{пл}$ - температура плавления. Может быть использован численный метод решения задачи теории пластического течения с учетом указанной выше гипотезы плоской деформации.

При определении напряженного и деформированного состояния тел сложной формы, наличии зависимости характеристик материала от температуры, возникновении пластических деформаций применяют приближенные полуаналитические и численные решения уравнений термоупругости и термопластичности.

В расчете прослеживается информация относительно напряжений и приращений пластических деформаций за термический цикл.

Определение риска образования трещин представляет собой отдельную задачу.

Относительно прочности материала в рамках фундаментальных представлений предельные состояния могут быть достигнуты при условии, что значение одной из функций состояния (работа пластического деформирования, уровень напряжений) достигло критического уровня. Так, например, при заданных значениях температуры, внутренней энергии и других существует уровень напряжений, при котором начнут интенсивно развиваться пластические деформации либо произойдет разрушение материала. Считается также, что разрушение бесконечно малого элемента нагруженного тела при температуре T происходит в тот момент времени, к которому в нем накопится критическое значение плотности энтропии.

В среднеуглеродистой стали наблюдается два основных механизма зарождения микротрещин:

1. Образование зародыша трещины в результате слияния дислокаций и дальнейшее ее развитие за счет поступления новых дислокаций (схема Фудзита-Одинга и Коттрелла). Осуществление такого механизма возможно в микрообъемах с достаточно частой сеткой полос скольжения. Интенсивная пластическая деформация путем скольжения необходима для того, чтобы, с одной стороны, обеспечить необходимое количество движущихся дислокаций, а с другой, создать достаточную плотность

дислокаций для их сближения и взаимодействия, необходимого для зарождения микротрещины.

Описанный механизм образования зародышей микротрещин возможен как в стадии “предхрупкого” (переходная стадия), так и хрупкого состояния образца, поскольку даже в последнем случае в отдельных микрообъемах наблюдается интенсивное скольжение.

2. Образование зародыша трещины в месте концентрации напряжений вследствие отставания по времени начала развития локальной пластической деформации от локальных напряжений перед фронтом развивающейся деформации. При условии задержки пластической деформации величина локальных нормальных напряжений может достигнуть критической величины и привести к образованию зародыша трещины.

Благоприятные условия для зарождения микротрещины могут возникнуть при упругой деформации около таких концентраторов напряжений, как стык трех зерен, шлаковые включения и др. Если развитие локальной пластической деформации около концентраторов задержится и нормальные напряжения достаточной величины будут благоприятно ориентированы по отношению к плоскости отрыва, возможно зарождение трещины. Неравномерность упругих напряжений в отдельных зернах стали резко усиливается после начала и развития пластической деформации в соседних зернах. Поэтому весьма вероятно, что наиболее благоприятные условия для зарождения микротрещин в упруго напряженных микрозонах могут создаваться после начала пластической деформации.

Высокая концентрация напряжений, достаточная для зарождения микротрещин, может возникнуть также перед фронтом быстро распространяющейся локальной пластической деформации в пограничной зоне или внутри зерна. Высокая степень локализации пластической деформации в узких полосах сдвигообразования способствует резкому усилению концентрации упругих напряжений перед их фронтом. При этом интенсивность их нарастания в данном микрообъеме будет прямо пропорциональна скорости развития полосы сдвигообразования, а величина - прямо пропорциональна напряжению сдвига, вызывающего образование полосы.

Наиболее благоприятными местами для возникновения зародышей микротрещин являются такие препятствия, как границы блоков, субзерен и зерен, а также полосы сдвигообразований, имеющие искаженное расположение атомов и, следовательно, нарушенное однообразие силовых полей связей между атомами. Этому способствует также пониженная сопротивляемость отрыву пограничных зон из-за повышенной концентрации в них примесей.

Образование зародышей трещин - начальная стадия процесса хрупкого разрушения. Последующей не менее важной стадией является развитие трещин до размеров, предопределяющих полное хрупкое разрушение.

Обычно развитие зародыша трещины рассматривается с позиций возникновения высокой концентрации напряжений около его острых краев (условия Гриффитса). Однако при этом не учитывается тот факт, что на конце трещины, где имеется концентрация напряжений, нет равенства главных напряжений и поэтому могут возникать высокие касательные напряжения. Под их действием может произойти локальная пластическая деформация и развитие трещины будет приостановлено. Пластическая деформация у конца трещины незначительна, если развитие трещины происходит достаточно быстро.

Движущей силой, определяющей развитие трещины, является упругая энергия H_E , которая расходуется по мере продвижения трещины вперед. Запас этой энергии к моменту зарождения трещины, по-видимому, достаточно большой. Такой вывод можно сделать хотя бы потому, что при отсутствии условий для развития зародыша трещины, упругая энергия H_E реализуется в локальную пластическую деформацию большой интенсивности, охватывающую зону, в несколько раз превышающую размер зародыша трещины. Это подтверждает также наличие высокой концентрации напряжений на концах очень мелких (зародышевых) микротрещин, которые в несколько раз меньше зерна.

При распространении трещины упругая энергия будет уравниваться поверхностной пластической H_D и кинетической H_k энергией.

Поверхностная пластическая энергия H_D определяется интенсивностью развития локальной пластической деформации у фронта распространяющейся микротрещины. Для распространения трещина должна иметь определенную критическую скорость. Критическая скорость будет быстро уменьшаться с понижением температуры. Поэтому снижение температуры должно способствовать увеличению размера трещины.

Решение общей задачи о зависимости скорости развития трещины и ее протяженности от локальной пластической деформации чрезвычайно сложно; в большинстве случаев для этого нет даже необходимых исходных данных.

Интенсивная локальная деформация по границе трещины тормозит ее развитие.

Микротрещины, которые образовались при сравнительно небольшом запасе упругой энергии и скорость их развития была близка к критической, быстро приостанавливаются интенсивно развивающейся локальной пластической деформацией.

У микротрещин большой протяженности "толщина" пластически деформированного поверхностного слоя сравнительно малая и поэтому

наблюдать этот слой под микроскопом затруднительно. Однако рентгеноструктурный анализ поверхности хрупких изломов достаточно четко выявляет этот слой у трещин большой протяженности.

Высокая микротвердость в закаленной зоне сопровождается наличием значительных остаточных термических и структурных напряжений. На поверхности закаленной дорожки наблюдаются значительные напряжения сжатия, достигающие вблизи осевой линии 1320 МПа, что намного выше, чем при использовании большинства традиционных методов поверхностного упрочнения (490-980 МПа после наклепа дробью, 590 МПа после закалки ТВЧ, 880-1270 МПа после азотирования). За пределами закаленной зоны напряжения сжатия на поверхности переходят в напряжение растяжения. На расстоянии 1 мм от края зоны они составляют 115 МПа [26].

На участках перехода от закаленной к исходной структуре, наблюдаются специфические ступени, свидетельствующие о торможении трещины по механизму искривления ее траектории. Это можно объяснить, с одной стороны, более высокой пластичностью исходной структуры этих сталей, а с другой - переходом на границе упрочненной зоны остаточных напряжений от сжимающих к растягивающим, которые стремятся изменить направление распространения трещины.

Вместе с тем выявленное торможение трещины на упрочненных сталях с содержанием углерода до 0,9% не способствует повышению их трещиностойкости из-за сильного снижения работы зарождения трещины в хрупком поверхностном слое и недостаточно высокой вязкости разрушения этих сталей в исходном состоянии. Для повышения трещиностойкости деталей, упрочненных плазменной струей и эксплуатируемых в условиях интенсивных динамических нагрузок, необходимо принимать дополнительные технологические меры, описанные выше.

7. Плазменное сверхзвуковое напыление покрытий.

Остановимся на некоторых характерных особенностях плазменного напыления с использованием сверхзвуковых струй, поскольку этот метод [2,37] является наиболее передовым и обеспечивает ряд существенных преимуществ [2].

Добавление метана или пропан-бутана к воздуху, т.е. использование смеси в качестве плазмо образующего газа, делает высокотемпературный участок плазменной струи, в котором происходит нагрев и ускорение частиц порошка, более протяженным, а профиль температур и скоростей более заполненным. Это обстоятельство играет решающую роль в улучшении качества покрытий и повышении производительности процесса

напыления. Характер траектории частиц порошка при боковом вдуве в сносящую плазменную струю зависит от градиента скорости в ней. Высокая скоростная и температурная неравномерность по сечению порошкового потока в плазменной струе при подаче под срез сопла плазмотрона обусловлена свойствами плазменной струи. Траектория полета частичек определяется множеством факторов. Профиль скоростей и температур для плазмы продуктов сгорания характеризуется меньшей неоднородностью, поэтому порошковый поток глубже проникает в струю, происходит более равномерный нагрев всех частиц, независимо от траектории их полета. В плазме продуктов сгорания (независимо от траектории полета, размеров и формы частичек) аэродинамическое и тепловое воздействие на нее более равномерно.

Высокая теплоотдача к частицам порошка и лучшие разгонные свойства плазмы продуктов сгорания по сравнению с воздушной или азотной требуют корректировки времени пребывания частичек порошка в высокотемпературной зоне, оптимальный нагрев обеспечивается при более высоких скоростях. Для этого необходимо увеличивать расход газа или уменьшать диаметр сопла. Повышенная скорость частиц и равномерный их прогрев по всему сечению обеспечивают повышение плотности и прочности сцепления с основой.

Профиль скоростей и температур частиц в поперечном сечении пятна напыления в момент контакта с основой характеризуется меньшей неоднородностью по сравнению с напылением в инертных газах. Поэтому при относительном перемещении плазмотрона и детали на поверхность последней всегда попадают частицы с высоким энергетическим уровнем. Благодаря этому периферийные частички, участвующие в формировании покрытия, не так ухудшают качество, это способствует более благоприятному распределению прочности сцепления и пористости покрытия по пятну напыления.

В плазме продуктов сгорания периферийные частицы достигают основы с более высоким энергетическим уровнем. Это особенно важно при формировании первого монослоя покрытия, ответственного за адгезионную прочность сцепления. Улучшаются также интегральные показатели качества покрытий.

Изучено [38] влияние различных факторов в процессе сверхзвукового газоздушного плазменного напыления порошков с существенно различными теплофизическими свойствами алюминиевого сплава и оксида алюминия:

- влияние расхода порошка на качество покрытий;
- влияние условий напыления на качество покрытий;
- влияние износа электродов на свойства покрытий.

Для напыления использовалась установка “Киев-С” [37], включающая в себя сверхзвуковой плазмотрон, источник электропитания, пульт управления, блок порошковых питателей-дозаторов. Плазмотрон выполнен по трехэлектродной схеме (рис.8,е). Термокатод с гафниевой вставкой электрически изолирован от межэлектродной вставки (МЭВ) и имеет с ней общую систему водяного охлаждения. Анод охлаждается отдельно. Длина дуги фиксируется МЭВ, составляет 120 мм и не зависит от режима работы плазмотрона. Дуга в канале МЭВ обдувается вихревым потоком смеси воздуха с метаном или пропан-бутаном. Смесь того же состава вдувается в зазор МЭВ-анод.

Характеристика установки “Киев-С”

Ток дуги, А	200-400
Напряжение на дуге, В	350-450
Полная мощность, кВт	до 200
Плазмообразующий газ	- смесь воздуха с углеводородным газом
Расход плазмообразующего газа, м ³ /ч	10,0-30,0
Содержание метана в смеси, %	0,5-4,5
Содержание пропан-бутана в смеси, %	0,2-1,5
Давление плазмообразующего газа, МПа	0,25-0,5
Транспортирующий газ	- воздух
Расход транспортирующего газа, м ³ /ч	0,5-2,0
Расход охлаждающей воды, м ³ /ч	1,0-2,0
Производительность напыления, кг/ч:	
твердый сплав WC-Co	до 40,0
никелевые сплавы	до 40,0
оксид алюминия	до 20,0

Новая конструкция межэлектродной вставки, звуковое сопло-анод с газодинамическим критическим сечением, диффузная привязка дуги на аноде обеспечивают высокую стабильность генерируемой слабонедорасширенной сверхзвуковой плазменной струи продуктов сгорания, возможность регулирования температуры и скорости струи в широком диапазоне (среднемассовая температура 3500-6500 К, скорости - 1500-3000 м/с).

Для напыления использовали Al-12Si сплав и Al₂O₃. Порошок алюминиевого сплава получен методом распыления расплава азотом. Частички порошка имели, в основном, сферическую форму и достаточно однородное распределение компонент. Структура частичек представляет собой мелкокристаллическую эвтектику Al-12Si с отдельными “островками” алюминия. Такая структура характерна для Al-12Si сплава доэвтектоидного состава. Между тем, сплав, содержащий 12 % Si, является

заэвтектоидным в диаграмме равновесия Al-12Si. Процесс кристаллизации порошка при распылении происходит в соответствии с метастабильной диаграммой равновесия Al-12Si. Доэвтектоидная структура, в отличие от заэвтектоидной, обеспечивает улучшенные механические свойства и снижение хрупкости сплава. Насыпная плотность порошков с размером частиц 63-120 мкм - $1,2 \text{ г/см}^3$, текучесть - 59 с. Порошок с размером частиц 10-63 мкм плохо текучий.

Порошок Al_2O_3 получен из расплава с последующим размолотом и классификацией в диапазоне размеров частиц 20-40 и 40-63 мкм. Частицы имеют краеугольную форму. Рентгеноструктурный фазовый анализ подтвердил наличие одной фазы: $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$. Насыпная плотность порошка с размером частиц 40-63 мкм - $1,2 \text{ г/см}^3$. Порошок плохо текучий.

Диапазон параметров напыления следующий:

Al-12Si: 60-120 кВт, $15\text{-}30 \text{ м}^3/\text{ч}$, 5% CH_4 , $h = 200\text{-}300 \text{ мм}$, $10\text{-}30 \text{ кг/ч}$.

Al_2O_3 : 80-140 кВт, $10\text{-}20 \text{ м}^3/\text{ч}$, 10% CH_4 , $h = 150\text{-}250 \text{ мм}$, $10\text{-}20 \text{ кг/ч}$.

Скорость частиц напыляемого порошка измерялась прибором ИССО-1, построенного на использовании метода вращающегося зеркала. Результаты измерения скорости частиц Al_2O_3 приведены в табл.4. Скорость частиц Al-12Si сплава не определена из-за низкой светимости.

Таблица 4. Скорость частиц порошка Al_2O_3 размером 80 мкм при сверхзвуковом газозвушном напылении.

Условия напыления				Скорость частиц, м/с	
Ток дуги, А	Мощность, кВт	Расход газа, $\text{м}^3/\text{ч}$	Содержание CH_4 , %	Дистанция, мм	
				250	300
300	99	13,8	10	400	330
380	130	13,8	10	470	425
380	125	10,6	10	390	380
380	135	15,5	10	500	470

Одной из главных проблем при создании новой аппаратуры газотермического напыления является уровень и стабильность свойств полученных покрытий. Они во многом зависят от износа электродов плазмотрона.

Потери веса выходного электрода-анода сверхзвукового плазмотрона составляют $0,123 \text{ г/ч}$ при мощности 120 кВт и расходе плазмообразующей смеси $27 \text{ м}^3/\text{ч}$ и $0,25 \text{ г/ч}$ при 130 кВт и $12 \text{ м}^3/\text{ч}$. Т.о. можно считать, что 40-50 часов - это гарантированный срок службы анода при сверхзвуковом газозвушном напылении. Ресурс катода с гафниевой вставкой составляет 6-10 ч, с циркониевой вставкой - 4-6 ч в зависимости от режима работы плазмотрона. Для замены катода требуется 3-4 мин, анода - 4-6 мин.

Для оценки влияния износа на процесс напыления и качество покрытий были использованы образцы покрытий, полученных с использованием нового анода и анода, проработавшего 25 часов.

Для того, чтобы оценить влияние расхода порошка и степени износа анода на структуру и свойства покрытий, выполнено четыре серии экспериментов для каждого порошка (табл.5). Подача порошка осуществлялась с одного и двух питателей. С одним питателем при работе с алюминиевым сплавом расход порошка составлял 10-15 кг/ч, с двумя -20-30 кг/ч; при работе с оксидом алюминия расход порошка составлял 8-10 кг/ч и 16-20 кг/ч соответственно.

Таблица 5. Условия эксперимента

Номер серии	Состояние анода	Количество питателей
1	Новый	1
2	После 25 часов работы	1
3	Новый	2
4	После 25 часов работы	2

Во всех случаях поверхность образцов перед напылением подвергали абразивно-струйной обработке корундом с размером гранул 0,8-1,5 мм.

Покрытия из Al-12Si всех четырех серий были практически беспористые, при металлографическом анализе границ между слоями выявить не удалось, дефекты проявлялись только между покрытием и основой. Покрытие в основном мелкокристаллической структуры может включать частицы с крупнокристаллической эвтектикой лунообразной формы и чистый алюминий. Микротвердость структурной составляющей с крупнокристаллической эвтектикой - 680-980 МПа, мелкокристаллической эвтектикой - 1000-1380 МПа, алюминиевой фазой - 300-370 МПа. Распределение вышеупомянутых структурных составляющих по сечению покрытия и их относительное содержание в образцах различных серий несколько различны, что проявляется в такой характеристике, как твердость по Виккерсу (табл.6).

Таблица 6. Характеристика Al-12Si покрытия

Серия	Толщина, мкм	Твердость, HV ₃₀₀ , МПа	Пористость, %	Структура
1	1500	620~200	0,40	Покрытие гетерогенное, поры и микротрещины обнаруживаются в основе на глубине до 10 мкм в области, примыкающей к покрытию

2	1150	560~200	0,45	Покрытие содержит много светлых участков (алюминий), расположенных в основном около основы. Пористость обнаружена только у основы.
3	2200	540~100	0,49	Покрытие характеризуется повышенной пористостью, гетерогенное, имеет хорошую прочность сцепления с основой
4	1700	700~200	0,20	Структура гетерогенная, у основы сохраняется наследственная структура исходных частиц, наружные слои имеют более тонкодисперсную эвтектику с повышенной микротвердостью

В целом, полученные результаты доказывают, что ни расход порошка, ни степень износа анода не оказывают существенного влияния на структуру покрытий из Al-12Si сплава при сверхзвуковом газозвуковом плазменном напылении.

Результаты исследований структурной однородности Al-12Si покрытий в зависимости от дисперсного состава напыляемого порошка и режима напыления приведены в табл.7.

Приведенные результаты указывают, что наиболее сильно влияет на однородность структуры и твердость Al-12Si покрытий степень прогрева частиц, которая зависит от тока дуги и дистанции напыления. Максимальная твердость коррелируется с уменьшением содержания крупнокристаллической эвтектики и тонкодисперсной гомогенной структуры и минимальным количеством пор.

При напылении на режиме: $U = 400$ В, $I = 150$ А и $h = 260$ мм - твердость покрытий практически не зависит от размеров частиц напыляемого порошка

Таблица 7. Влияние параметров напыления и фракционного состава порошка (d) на структуру Al-12Si покрытий

№№ п/п	Условия напыления				Покрытие			Структура
	U, В	I, А	h, мм	d, мкм	Толщина, мкм	HV ₃₀₀ , МРА	Пористость, %	
1	400	150	260	63-100	1800-2000	1200~100	0,16	Покрытие ламелеобразное, области с крупнокристаллической эвтектикой расположены внутри плотных структурных слоев, включения SiO ₂ размером 5-6 мкм располагаются по

								границам слоев
2	400	150	260	10-63	900-10 ³	1180~ 200	0,06	Ламели проявляются слабее, меньше областей с крупнокристаллической эвтектикой и SiO ₂ включений, чем в образце № 1
3	400	240	260	63-100	700-800	770~150	0,22	Покрытие ламелеобразное, но более гомогенное и мягкое, чем на образцах № 1 и 2, и содержит, в основном, тонкодисперсную эвтектику. Неметаллические включения SiO ₂ частиц располагаются по границам между слоями

Рентгено-структурный анализ покрытий из Al₂O₃ показал, что они представляют собой смесь γ и α -Al₂O₃ с преобладанием содержания α -фазы независимо от условий напыления (расхода порошка и износа анода). Структура покрытий, напыленных на стальную основу, характеризуется высокой прочностью сцепления. Существенных различий в структуре покрытий, напыленных на стальную основу, в зависимости от расхода порошка и износа анода не выявлено. Покрытия, осажденные на основу из бронзы и алюминия, имеют более высокую пористость. Это связано с изменением характера формирования покрытия на пластичной основе.

Результаты измерения твердости покрытий представлены в табл.8.

Поскольку твердость покрытий определяется не только пористостью и когезионной прочностью, но и соотношением γ и α -фазы, была сделана попытка оценить их содержание. Для этой цели получены рентгенограммы покрытий на следующем режиме: U = 30 кВ, I = 20 мА, скорость сканирования j град/мин, скорость ленты - 720 мм/ч в Cu-Co излучении с Ni фильтром. Как показали результаты исследований, содержание γ и α -фазы в покрытиях изменяется в небольших пределах (5-10%). В то же время наблюдается тенденция увеличения твердости покрытий с ростом содержания α -фазы в нем и снижения пористости.

Таблица 8. Твердость Al₂O₃ плазменно напыленных покрытий (HV₃₀₀)

Серии	Основа		
	Сталь	Бронза	Алюминий
Новый анод, 1 питатель	10520-17100	9270-12160	6610-15410

	средняя 14170	средняя 11200	средняя 11310
Старый анод, 1 питателя	9050-15740 средняя 11687	-	-
Новый анод, 2 питателя	7920-12610 средняя 10594	12610-17170 средняя 14315	8900-17140 средняя 13640
Старый анод, 2 питателя	8900-12860 средняя 10833	8900-16430 средняя 11852	9990-17140 средняя 12545

Напыление композиционных материалов характеризуется рядом общих особенностей. Остановимся более подробно на процессе напыления композиционного материала TiC - Ni - Cu - P [39]. Результаты сравнительных испытаний при напылении композиционных покрытий TiC - Ni - Cu - P на дозвуковом и сверхзвуковом плазмотронах приведены в табл.9 в качестве примера.

Таблица 9. Характеристики процесса и свойства покрытий из TiCNiCuP, полученных на дозвуковом и сверхзвуковом плазмотронах (скорость плазмы на срезе сопла $M = 0,75$ и $1,3$ соответственно при удельном вкладе мощности - $6 \text{ кВт}\cdot\text{ч}/\text{м}^3$, диаметре сопла - 8 мм, содержание CH_4 в смеси - 10% об.).

Показатель	Работа на дозвуковом плазмотроне	Работа на сверхзвуковом плазмотроне
Количество испарившегося материала, %	6	0,5
КИМ, %	55	65
$\sigma_{\text{сц}}$, МПа	25 - 30	40 - 60
$H_{\text{ц}}$, МПа	4000 - 6420	5300 - 9400
Π , %	10 - 12	3 - 5
$l_{\text{поры}}$, мкм	20 -25	7 - 12

Основные закономерности процесса напыления и формирования покрытия из композиционного порошкового материала типа TiC-Ni-Cu-P в плазме продуктов сгорания заключаются в следующем. Поскольку такая плазменная струя характеризуется протяженной высокотемпературной зоной с хорошо заполненным профилем температур и скоростей, частицы дисперсной фазы в ней более равномерно прогреваются и разгоняются независимо от траектории полета. Поэтому коэффициент использования материала (КИМ) при добавлении горючего газа повышается.

Термодинамический анализ системы “воздух + метан + медь” свидетельствует о том, что во всем диапазоне реализуемых при напылении температур медь в обогащенной смеси (при содержании горючего газа больше стехиометрически необходимого для полного сгорания топлива) не окисляется. Этот факт плюс малые времена контакта частиц с атмосферой

(скорость их полета 450 м/с) приводят к тому, что кислород в покрытии не обнаруживается.

Запас тепла в плазме продуктов сгорания достаточен для проплавления частиц размерами 100 и более мкм. Основная особенность напыляемого порошка заключается в том, что на поверхности частиц находится наиболее легкоплавкая медь. Поэтому с крупных частиц в полете плазменный поток сдувает расплавленную медную оболочку и образующиеся при этом мелкие капли меди могут не достигать поверхности напыляемой детали. С уменьшением размера частиц исходного порошка затрудняется его дробление в плазме. Этот эффект нельзя не учитывать при переходе к напылению с использованием сверхзвуковых плазмотронов, когда динамическое воздействие потока на частицу возрастает.

Основной причиной лучшего приближения в распределении элементов в покрытии к исходному порошку для более мелкой фракции 0-50 мкм является снижение дробления мелких частиц в полете. При этом TiC слабее взаимодействует с газовой фазой, поскольку остается укрыт пленкой Ni и Cu. Анализ шлифов свидетельствует о том, что и частицы карбида титана находятся в плазме в размягченном состоянии.

Процесс напыления и качество полученных покрытий при переходе от дозвукового к сверхзвуковому плазмотрону существенно меняются. Резко снижается количество испарившегося порошка, уменьшаются пористость и средний размер пор, увеличивается прочность сцепления и микротвердость, нивелируются границы раздела между отдельными частицами.

Высокие скорость напыляемых частиц 400-600 м/с и сосредоточенность двухфазного потока (угол раскрытия составляет 5-7°) в условиях сверхзвукового плазменного напыления обеспечивают улучшение качества покрытия.

Расчеты показывают, что с увеличением коэффициента сосредоточенности и производительности взаимодействие частиц на основе происходит в жидкой фазе, в результате чего может быть получено покрытие с плотностью, практически не отличающейся от плотности литого материала. Этот факт экспериментально подтвержден металлографическими исследованиями.

Исследования [40] по сверхзвуковому плазменному напылению покрытий из WC-12Co показали следующее. Покрытие характеризуется твердыми карбидными включениями малых размеров (1-2 мкм) с высокой микротвердостью ($H_{\mu} \sim 12400$ МПа). Рентгеноструктурный анализ показал, что потери углерода в процессе напыления отсутствуют, а покрытие имеет аморфно-кристаллическую структуру (на рентгенограмме покрытия в отличие от исходного материала появляется гало в интервале углов 34-47°). Пористость покрытия - 0 %, прочность сцепления со стальной основой - 150 МПа.

Одним из основных показателей процесса нанесения покрытий газотермическими методами является коэффициент использования материала (КИМ), представляющий собой отношение массы покрытия к массе порошка, поданого в плазменную струю. В промышленных процессах этот показатель колеблется в широких пределах от 30 до 90 %. Очевидно, что с увеличением производительности процесса и объемов производства деталей с покрытиями целесообразность использования метода напыления будет во многом зависеть от уровня получаемого КИМ. Это усиливается также тенденцией повышения стоимости материалов.

Потери порошка при напылении складываются из потерь на испарение материала в струе, на отскок от основы недостаточно прогретых частиц, на разбрызгивание перегретого расплава с образованием мелких (5-10 мкм и менее) частиц, которые из-за недостаточной инерционности уносятся отраженным от основы газовым потоком.

Исследования КИМ в различных условиях газозвукового напыления [2] были выполнены на установке [10,37], укомплектованной сверхзвуковым плазмотроном.

Рассмотрим КИМ для модельного порошка Al_2O_3 . Добавление горючего газа смещает максимум КИМ в сторону больших расходов смеси и ослабляет его зависимость от параметров процесса. Во всех случаях добавление горючего газа к воздуху приводит к повышению КИМ [41], однако более сильное влияние на этот показатель оказывает мощность плазмотрона, расход плазмо-образующего газа, дистанция напыления, гранулометрический состав порошка. На рис.58 приведены зависимости КИМ Al_2O_3 , напыленного сверхзвуковым плазмотроном.

Пористость покрытий, полученных в плазме продуктов сгорания, может регулироваться в широких пределах, однако радикальным образом снижение пористости газотермических покрытий достигается с использованием высокоскоростных методов напыления.

Зависимости пористости покрытий Al_2O_3 , измеренной гидростатическим взвешиванием, соответствующей процессу сверхзвукового плазменного напыления с КИМ (рис.58) от тех же параметров, приведены на рис.59. Сравнение кривых а-в свидетельствует о том, что зависимости КИМ и пористости от гранулометрического состава порошка, мощности плазмотрона и расхода плазмо образующего газа коррелируют между собой, т. е. действия, которые приводят к повышению КИМ, способствуют снижению пористости и наоборот. Аналогичные результаты получены для других материалов.

Покрытия, получаемые с использованием аппаратуры сверхзвукового плазменного напыления, характеризуются низкой пористостью 0-3 %, высокой точностью сцепления с основой до 150 МПа и особенностями микроструктуры. Эти обстоятельства позволяют на новом уровне решать

проблемы высокотемпературной коррозии, коррозионно-эрозионного и коррозионно-кавитационного износа, повышения стойкости к морской и почвенной коррозии, к износу в условиях ограниченного трения.

Порошки на основе TiC используются для получения твердых покрытий с низким коэффициентом трения.

Триботехнические испытания полученных плазменных покрытий были проведены в условиях граничного трения ($f = 0,05 \pm 0,02$) со смазкой из дизельного топлива со скоростью 14 м/с, при нагрузке 10 кг/см² и расстоянии пробега 100 км. Цель испытаний - определение работоспособности покрытий в условиях эксплуатации цилиндропоршневой группы ДВС. Результаты сравнительных испытаний различных покрытий в паре с легированным чугуном приведены в табл.10.

Таблица 3. Результаты испытаний газотермических покрытий в паре с контртелом из спецчугуна в условиях граничного трения.

Испытываемый материал	Условия получения покрытия	Износ, мкм	
		покрытия	контртела
Сталь - молибден	Газопламенное напыление	- 110	- 40
Хром	Электродлитическое покрытие	- 40	- 20
NiCr + 30Cr ₃ C ₂	Сверхзвуковое напыление в плазме продуктов сгорания	- 138	- 45
TiC40Ni50Cu8P2	Сверхзвуковое напыление в плазме продуктов сгорания	- 30	- 11

Известно, что с использованием высокоскоростных методов напыления повышается микротвердость покрытия WC-Co.

Аналогичные результаты получены при напылении хромового покрытия (табл.11):

Таблица 11

	Газоплазменное	Плазменное дозвуковое	Детонационное	Плазменное сверхзвуковое
H _μ , МПа	300 - 400	500 - 550	540 - 600	700 - 800
П, %	6 - 12	3 - 6	1 - 3	1

Хромовое покрытие наилучшим образом защищает материал от сероводородной коррозии, характеризуется высокой жаростойкостью и износостойкостью. В этом случае основным фактором, влияющим на защитные свойства покрытия, является открытая пористость. На рис.60 [42] приведена зависимость плотности тока полной пассивации от пористости хромового покрытия. Покрытия различной пористости получали с

использованием различных методов газотермического напыления (см.табл.11)

Для защиты материала лопаток турбин ГТД от высокотемпературной газовой коррозии и окисления в настоящее время нашли широкое применение покрытия системы Me-Cr-Al-Y, где Me (Ni, Co, Fe). Технология сверхзвукового плазменного напыления также материалов позволяет получать покрытия по жаростойкости не уступающие детонационным [18].

Исследования износа в условиях кавитации покрытий из различных материалов [44] показали, что формирование плотного и прочного покрытия методом сверхзвукового плазменного напыления адекватно последующему отжигу в вакууме или лазерной обработке. В последние годы одним из приоритетных направлений в области составов покрытий являлось создание покрытий с аморфизированной и мелкокристаллической структурой [45]. Такие покрытия обладают улучшенными эксплуатационными характеристиками: прочностью сцепления с основой, коррозионной стойкостью, износостойкостью. При сверхзвуковом плазменном напылении наилучшим образом реализуются условия аморфизации материала [46]. За счет высокой скорости частиц (до 500 м/с) происходит их интенсивное расплющивание и обеспечивается плотный контакт с основой. Стойкость против коррозии и износа здесь коррелирует с содержанием аморфной фазы в покрытии. Сравнение свойств аморфизированных покрытий, напыленных различными методами (табл.12), показало преимущество плазменного сверхзвукового напыления [45].

Таблица 12. Коррозионные характеристики покрытий с аморфизированной структурой из сплавов $Fe_{55} Mo_{15} Cr_8 Ni_2 B_{20}$

Способ нанесения покрытия	Объемная доля аморфной фазы, %	Потенциал коррозии, В	Плотность тока коррозии, $j \cdot 10^7$ А/см ²
Плазменное (рабочий газ аргон+азот)	75	- 0,24	2,0
Плазменное (рабочий газ воздух + пропан-бутан)	60	- 0,24	2,1
Сверхзвуковое плазменное (рабочий газ воздух + метан)	80	- 20	1,2
Титановый сплав ВТ-1 без покрытия	0	- 0,12	0,55

8. Электродуговая металлизация в сверхзвуковом потоке продуктов сгорания метана.

8.1 Основные положения

Параметры истечения распыляющего газа и электро-газодинамическая ситуация в зоне плавления проволок при электродуговой металлизации определяют процессы диспергирования и разгон частиц расплавленного металла и, следовательно, качество покрытия. Для увеличения скорости частиц и уменьшения их размера применяют сверхзвуковые газовые потоки.

Рассмотрим взаимодействие газового потока с дугой и электродами в условиях, когда направление потока совпадает с осью одного из электродов. Без значительного ущерба для точности будем считать, что дуга обдувается безграничным потоком газа со скоростью v_∞ , температурой T_∞ , энтальпией h_∞ , плотностью ρ_∞ ; электрод радиусом $r_э$ вносит несущественные возмущения в поток.

Дуга и обдувающий поток взаимосвязаны. Прогретый дугой газ стремится вниз по потоку, стабилизируя пространственное положение дуги. Рассмотрим процессы ускорения и нагрева аксиального потока газа электрической дугой при использовании в качестве обдувающего газа продуктов сгорания метана в воздухе при стехиометрическом соотношении (коэффициент избытка окислителя $\alpha = 1$ и температура торможения $T^* = 1700$ К) или только воздуха ($\alpha = \infty$, $T^* = 300$ К).

Осесимметричный дуговой разряд в основном потоке описывается выражением типа уравнений пограничного слоя [47]. Для газовых потоков, обдувающих дугу, характерны как большие градиенты физических параметров (температуры, плотности, вязкости), так и наличие электромагнитного воздействия дуги на поток.

Столб дуги при горении ее в основном потоке окружен слоем прогретого газа, который визуально наблюдается как ярко светящаяся область двухфазного потока.

Тепловой радиус дуги Δ_T или радиус “приобретения теплосодержания”, может быть определен из уравнения энергии дуги:

$$\rho_\infty h_\infty v_\infty [d(\Delta_T)^2/dz] = IE/\pi, \quad (8.1)$$

где z - продольная координата, I - ток дуги, E - напряженность электрического поля.

Интегрируя выражение (8.1) по длине дуги, получим:

$$\pi \rho_\infty h_\infty v_\infty \Delta_T^2 = IU, \quad (8.2)$$

где U - падение напряжения на дуге.

Задавшись для сравнения следующими реально достижимыми в практике электродуговой металлизации параметрами обдувающего потока:
а) $\alpha = \infty$, $T^* = 300$ К, коэффициент адиабаты $k = 1,4$, приведенная скорость $\lambda = 1$ (что соответствует $v_\infty = 320$ м/с) или $\lambda = 1,4$ ($v_\infty = 450$ м/с);

б) $\alpha = 1$, $T^* = 1700$ К, $k = 1,27$, $\lambda = 1$ (что соответствует $v_\infty = 755$ м/с) или $\lambda = 1,4$ ($v_\infty = 1085$ м/с) и дуги: $I = 300$ А, $U = 40$ В, получим различные значения теплового радиуса дуги (табл.6). Там же содержатся данные о параметрах обдувающего газа (ρ_∞ , T_∞), рассчитанные по известным газодинамическим соотношениям.

Нагрев газа в дуге приводит к оттоку массы из нагретого слоя. При этом площадь сечения вытеснения

$$\theta_B = 2\pi/\rho_\infty v_\infty \int_0^{\Delta_T} (\rho_\infty v_\infty - \rho v) r dr \quad (8.3)$$

связана с площадью сечения нагретого слоя

$$\theta_T = \pi \Delta_T^2 \quad (8.4)$$

$$\text{соотношением} \quad \theta_B / \theta_T = 1 - \rho_{CP} / \rho_\infty, \quad (8.5)$$

где ρ_{CP} - средняя по сечению нагретого слоя плотность газа.

Как следует из (8.5), динамический слой ионизированного газа всегда меньше теплового, т.е. поля распределения скоростей в сечении дуги располагаются внутри тепловых полей. Значения динамического радиуса дуги Δ_B , рассчитанные из (8.5), приведены в табл.13.

Таблица 13. Зависимость теплового и динамического радиусов дуги от параметров обдувающего потока.

α	λ	v_∞ , м/с	$\rho_\infty v_\infty$, кг/м ² ·с	$\rho_\infty v_\infty^2$, кПа	T_∞ , К	Δ_T , мм	Δ_B , мм
$\alpha = \infty$	1,0	320	462	150	250	5,8	5,7
$\alpha = \infty$	1,4	450	813	370	200	4,8	4,7
$\alpha = 1$	1,0	755	169	130	1500	3,6	3,3
$\alpha = 1$	1,4	1085	278	300	1340	3,4	3,1

Распределение скоростей и энтальпий в дуге может быть аппроксимировано:

$$v/v_\infty = 1 + (\varphi - 1) \cdot (1 - r^2/\Delta_B^2); \quad (8.6)$$

$$h/h_{\infty} = 1 + (\chi - 1) \cdot (1 - r^2/\Delta_t^2), \quad (8.7)$$

где $\varphi = v_{\max}/v_{\infty}$, $\chi = h_{\max}/h_{\infty}$.

Поскольку обдувающий поток слабо влияет на характер распределения температур, скоростей и плотностей в дуге, а динамический слой ионизированного газа меньше теплового, т.е. $f = (\Delta_B/\Delta_T) < 1$, то в интегральных уравнениях, описывающих процессы в газовых течениях при наличии дуги, можно пользоваться средним значением скорости по сечению дугового слоя, согласно соотношению

$$v_{\text{ср}}/v_{\infty} = \varphi_{\text{с}}.$$

Оценка значения средней скорости по сечению дуги в зависимости от параметров обдувающего потока может быть выполнена:

$$\theta_B/\pi\Delta_T^2 = 1 - [\varphi_{\text{с}}/f(\chi-1) \ln 1/1-f(\chi-1)/\chi] \quad (8.8)$$

Значительное влияние на дугу, обладающую осевой симметрией, оказывает собственное магнитное поле. Оно, во-первых, создает силу, направленную к оси и сжимающую столб дуги, тем самым увеличивая давление внутри дуги. Во-вторых, взаимодействие радиальной составляющей тока дуги с собственным магнитным полем приводит к появлению приэлектродных струй газа, что обеспечивает прирост их скорости и дополнительное вовлечение газа в разряд.

Максимальный перепад давления на оси равен:

$$\Delta p_{\max} = \mu_e \cdot I^2 / 4\pi^2 r_*^2, \quad (8.9)$$

где $\mu_e = 4 \cdot 10^{-7}$ Г/м, магнитная постоянная; r_* - радиус электропроводной части столба дуги, м.

Максимальный перепад давления возникает в дуге у электрода, поскольку в начальном сечении ее радиус минимальный, и для $I = 300$ А составляет $\Delta p_{\max} = 35$ кПа. С увеличением приведенной скорости потока от $\lambda = 1$ до $\lambda = 1,4$ при обдуве воздухом Δp_{\max} в столбе дуги возрастает от 3,2 до 4,4 кПа, при обдуве горячими продуктами сгорания - от 9,6 до 12 кПа.

При наличии внешнего потока могут быть определены следующие параметры внутреннего потока столба дуги:

интегральный поток импульса

$$K(z) = K_0 + \mu_e I^2 / 4\pi \cdot \ln (r_z / r_0) \quad (8.10)$$

и скорость

$$v(z) = [K_0 + \mu_e I^2 / 4\pi \cdot \ln (r_z / r_0)] / 4\pi \gamma_0 P_0 z, \quad (8.11)$$

где K_0 - составляющая потока импульса, обусловленная течением обдувающего газа; r_z - текущий радиус дуги; r_0 - радиус дуги, равный радиусу проволоки.

Результаты расчетов параметров потока на оси столба дуги на расстоянии $z = 5$ мм от электрода при токе дуги $I = 300$ А, средней температуре дуги $T = 6000$ К представлены в табл.14.

Таблица 14. Взаимосвязь параметров обдувающего потока и дуговой плазмы

α	T^* , К	λ	v_∞ , м/с	v_{CP} , м/с	$v_{z=5}$, м/с	ρv^2 , кПа	$Re \cdot 10^2$	ΔP_{max} , кПа
$\alpha = \infty$	300	1,0	320	440	1200	50	5,6	3,2
$\alpha = \infty$	300	1,4	450	600	1350	64	6,3	4,4
$\alpha = 1$	1700	1,0	755	1120	1800	113	8,4	9,6
$\alpha = 1$	1700	1,4	1085	1550	2200	170	10,0	12,0

Проведенный анализ свидетельствует о том, что использование высокоскоростного потока продуктов сгорания метана в качестве распыляющего газа вместо воздуха технологически предпочтительно. Уменьшение поперечных размеров дуги обуславливает уменьшение возмущения обдувающего потока. При примерно равном электромагнитном ускоряющем воздействии дуги на газ средняя скорость потока, а также динамический напор в пределах слоя ионизированного газа возрастают при использовании продуктов сгорания более чем в 2 раза. Для сравнения в табл.14 приведены значения средней скорости газа в дуге v_{CP} без учета воздействия магнитного поля и значения $v_{z=5}$ средней скорости, полученные с учетом магнитного поля на расстоянии $z = 5$ мм от электрода и динамического напора. Следует также отметить, что благодаря повышению вязкости обдувающего газа и снижению ее в дуге (за счет уменьшения температуры дуги, горящей в потоке продуктов сгорания метана) улучшается передача импульса от обдувающего потока в плазму дуги и ослабляется ее торможение. Именно силы вязкого трения тормозят движение плазмы в ядре дуги, вызванное собственным электромагнитным

ускорением. Кроме того, за счет связывания кислорода воздуха улучшаются защитные свойства атмосферы дуги.

Для обеспечения указанных преимуществ сечение сопла, формирующего распыляющий поток, не должно быть меньше сечения дуги. При условии адиабатического истечения давление торможения P^* , зависящее от приведенной скорости λ , определим из соотношения:

$$P/P^* = [1 - (k - 1) \cdot \lambda^2 / (k + 1)]^{k/(k-1)} \quad (8.12)$$

Результаты расчетов величины P^* приведены в табл.15.

Требуемые параметры (табл.14) могут быть обеспечены применением цилиндрического сопла. При сверхкритическом перепаде давлений критическое сечение смещается вглубь сопла, на его срезе приведенная скорость достигает $\lambda = 1,2 \dots 1,3$. На расстоянии порядка одного калибра от среза поток ускоряется до $\lambda = 1,4$, затем тормозится в виде серии скачков уплотнения. При известном составе газа, параметрах торможения P^* , T^* (температура торможения), приведенной скорости λ массовый расход газа через сопло с площадью сечения $F = \pi r_c^2$ равен:

$$G = (P^*/R^*T^*) \cdot F \cdot \lambda \{1 - [(k - 1)/(k + 1)]\lambda^2\}^{1/k-1} \cdot \sqrt{[2k/(k + 1)]RT^*} \quad (8.13)$$

Исходные данные и результаты расчета массового расхода газа массового расхода газа приведены в табл.15.

Таблица 8. Зависимость массового расхода газа через сопло от его размера, параметров и состава газа

α	λ	P^* , кПа	r_c , мм	G , г/с
$\alpha = \infty$	1,0	189	3,5	17
	1,0	189	5,0	35
	1,4	392	3,5	29
	1,4	392	5,0	59
$\alpha = 1$	1,0	181	3,5	6,5
	1,0	181	5,0	13,3
	1,4	376	3,5	11,4
	1,4	376	5,0	23,0

Как следует из таблицы, при более чем двукратном снижении расхода распыляющего газа в случае применения продуктов сгорания метана, по сравнению с воздухом, обеспечиваются также более благоприятные газодинамические условия в зоне плавления проволок.

Протяженность начального участка струи $S_0 = 0,67r_c/a$ для $r_c = 3,5$ мм равна 29 мм, а для $r_c = 5$ мм она составляет 42 мм и практически не зависит от α , поскольку коэффициент структуры струи a определяется начальной турбулентностью, а критерий Re для $\alpha = \infty$ при $\lambda = 1$ составляет $1,6 \cdot 10^5$, а для $\alpha = 1$ при $\lambda = 1$ равен $3,4 \cdot 10^4$. Из сравнения критерия Re для обдуваемого потока с Re в зоне плавления проволок (табл.14) следует, что в дуге происходит ламинаризация течения за счет повышения кинематической вязкости распыляющего газа.

Важнейшим фактором процесса электродуговой металлизации является диспергирование расплавленного дугой металла проволок. Наряду с воздействием сил электродинамического и термического происхождения на унос расплавленного металла с электродов и дробление капель в основном влияет скоростной напор потока. Средний размер образующихся частиц определяется соотношением давления потока (в лобовой точке капли, где оно наибольшее и равно скоростному напору $\rho v^2/2$, струйка газа полностью тормозится) и поверхностного натяжения. Критическое число $We_{кр}$ (соответствует дроблению капли) при постепенном нарастании действующих на каплю сил находится в пределах 22...24. Средний диаметр образующихся частиц равен:

$$d_{ч} = We_{кр} \cdot \sigma / \rho v^2, \quad (8.14)$$

где поверхностное натяжение σ для стали при температуре плавления на воздухе равно $0,95 \text{ Дж/м}^2$. Приняв $We_{кр} = 22$, средний диаметр стальных частиц при скорости распыляющего потока $\lambda = 1 \dots 1,4$ оказывается равным: $d_{ч} = 0,42 \dots 0,33$ мм для $\alpha = \infty$; $d_{ч} = 0,18 \dots 0,12$ мм для $\alpha = 1$.

Разгон дисперсных частиц в зависимости от теплофизических характеристик материала и плазмы определяется из уравнения

$$\rho_{ч} (dv_{ч}/dt) = C_d [3\rho(v-v_{ч})^2/4d_{ч}], \quad (8.15)$$

где $\rho_{ч}, \rho$ - плотность материала частицы и плазмы; $v, v_{ч}$ - скорость плазмы и частицы; t - время; C_d - лобовое сопротивление.

Из этого выражения следует, что ускорение частиц $dv_{ч}/dt$, которое пропорционально $[\rho(v-v_{ч})^2]/d_{ч}$, при использовании в качестве распыляющего газа продуктов сгорания метана ($\alpha = 1$) существенно интенсифицируется как за счет уменьшения их диаметра ($d_{ч}$), так и за счет увеличения динамического напора $\rho(v-v_{ч})^2$, т.е. ускорение $dv_{ч}/dt$ возрастает по сравнению с воздухом более чем в 4 раза.

8.2. Электродуговой металлизатор, основные характеристики

При создании новой установки для нанесения электродуговой металлизацией покрытий в основу положена система, обеспечивающая обдув горячими продуктами сгорания природного газа стабилизированной электрической дуги. Последняя ориентирована вдоль газового потока и располагается между двумя плавящимися проволоками. Скорость обдува превышает звуковую. Такая система обеспечивает высокий уровень стабильности горения дуги (благодаря ее ориентации вдоль газового потока) и, следовательно, процесса передачи теплоты в плавящиеся электроды: интенсивные разгон и дробление частиц расплавленного металла, их защиту от окисления в полете, снижение количества испарившегося материала (благодаря формированию двухфазного потока высокоскоростной струей продуктов сгорания).

Схема электродугового металлизатора приведена на рис.61.

Начальный участок сверхзвуковой струи продуктов сгорания природного газа с воздухом имеет пониженную светимость. Излучение от пламени при отсутствии частиц сажи обычно связывают с протеканием химических реакций. Область с наибольшим содержанием радикалов и максимальной скоростью реакций окисления компонент топливного газа расположена в светящейся зоне. В результате расширения продуктов сгорания в сопле горелки внутренняя энергия преобразуется в энергию поступательного движения газа как целого. При этом уменьшается его температура и реакции, обуславливающие высвечивание, замедляются. На скачках уплотнения энергия поступательного движения газа преобразуется в энергию хаотического движения молекул, т.е. в тепловую. При этом интенсифицируются реакции догорания продуктов с кислородом подсасываемого в струю воздуха и появляется свечение. Такой высокоскоростной поток продуктов сгорания надежно стабилизирует в пространстве дугу, горящую между центральным и боковым проволочными электродами.

Для распыления проволок, плавящихся электрической дугой, используется слабонедорасширенная сверхзвуковая струя горячих продуктов сгорания углеводородного газа с воздухом, вытекающая из звукового сопла. Газодинамические исследования показали, что основное возмущение в поток вносит боковая проволока. Ниже по току за ней образуется область аэродинамической тени. На рис.62,а,б представлены радиальные изменения динамических напоров в поперечном сечении струи на расстоянии 2, 7, 12, 22 мм ниже от точки встречи боковой и центральной проволок. Сравнение рис.62,а и 62,б показывает, что в сверхзвуковом потоке с препятствием в виде проволок картина течения меняется в

зависимости от режима работы горелки. При $\alpha = 1,2$ (рис.62,а) поток за боковой проволокой сходится.

Рассеивание дисперсных частиц в высокоскоростном потоке определяется направлением вектора усредненной скорости вдоль траектории частиц и параметрами турбулентности. Направление вектора усредненной скорости (рис.62,б) способствует сжатию металлопотока, а при околосвуковой скорости уровень турбулентных пульсаций снижается, происходит ламинаризация потока. Эти два обстоятельства являются решающими в снижении рассеивания дисперсной фазы, уменьшении угла раскрытия металлопотока и разброса скоростей частиц. Кроме того, сформированная за боковым электродом металлатора (рис.61) газодинамическая ситуация (рис.62) определяет характер уноса расплава с проволок, его дробления и рассеивание дисперсной фазы в полете. В теневой зоне бокового электрода, равной расстоянию 2,5-3 калибра от среза сопла, имеет место струйное течение металла. Далее ниже по потоку происходит аэродинамическое дробление расплава и разгон дисперсных частиц. Прямые эксперименты по напылению на быстродвижущуюся поверхность, располагаемую на различном удалении от боковой проволоки, подтвердили явно выраженную двухстадийность процесса формирования металлопотока. Это особенно важно при использовании порошковых проволок, когда получение легированных частиц осуществляется при взаимодействии оболочки из малоуглеродистой стали с компонентами порошкового наполнителя. Легирование здесь происходит во время плавления проволок и струйного течения расплава.

Наличие составляющей скорости обдувающего потока за боковым электродом, направленной к оси струи (рис.62,б), обеспечивает газодинамическое обжатие металлопотока, способствует снижению рассеивания дисперсной фазы. Угол раскрытия составляет 7-10°.

Одной из особенностей покрытий, получаемых электродуговой металлацией, является высокая степень их окисленности. Этот факт чаще всего расценивается как негативный. Покрытия, формирующиеся окисляющимися частицами, характеризуются также высокой пористостью и низкой прочностью сцепления с основой. Основной причиной окисления материала служит его взаимодействие с кислородом в зоне электрической дуги, горящей между электродными проволоками.

С целью снижения содержания кислорода в зоне плавления материала в качестве распыляющего газа используют азот, аргон. Но широкого промышленного применения такой путь не нашел. Это обусловлено, в основном, двумя причинами. Во-первых, эти газы дороги, что в сочетании с большими расходами их на распыление значительно удорожает процесс напыления в целом. Во-вторых, в результате физических и

термодинамических свойств этих газов стабильное распыление возможно лишь при повышении напряжения на дуге.

Другим способом снижения влияния кислорода на расплавленный металл служит “связывание” его углеводородными газами (чаще всего метаном). Для этого к распыляющему воздуху подмешивают горючие газы. Перспективность использования таких газоздушных смесей в качестве распыляющего газа можно оценить, проанализировав окисляемость материала в зоне его диспергирования. В этой зоне, из-за высоких температур (6000-10000 К), происходит наиболее активное взаимодействие металла с газами. Качественный анализ окисляемости частиц можно получить по результатам термодинамического равновесного расчета систем “материал - газовая среда”. Результаты расчета системы “цветной металл - Н - О - N - С”, где О, Н, N, С - компоненты воздуха и горючего газа, показывают, что при распылении газоздушной смесью, в которой соотношение “природный газ : воздух” = 1:8, окисляемость частиц отсутствует.

При электродуговой металлзации чаще всего используют группу материалов на основе железа. Поэтому анализ окисляемости этих материалов представляет особый интерес. Расчет термодинамического равновесного состояния системы “Fe - Н - N - О - С” проведен с помощью ЭВМ в диапазоне содержания природного газа в газоздушной смеси 0...30%. Дальнейшее увеличение использования доли метана в распыляющем потоке нецелесообразно из экономических соображений. Анализ проведенного расчета показал, что добиться полной защиты металла от окисления практически не удастся. С точки зрения технической и экономической целесообразности можно считать приемлемым напыление продуктами сгорания газоздушной смеси, в которой содержится 10-15% природного газа. При этом окисленность частиц снижается на 35-40 % в сравнении с традиционным распылением струй сжатого воздуха.

Вторым обстоятельством, способствующим снижению окисленности напыляемого материала в сверхзвуковом потоке, является снижение времени контакта расплавленных частиц с атмосферой за счет их более высокой скорости.

Центральный и боковой электроды в металлзаторе (рис.61) работают в различных условиях. Центральный электрод плавится под действием тепла прикатодного (прианодного) участка дуги с подогревом проволоки на длине вылета за направляющим мунштуком горячими продуктами сгорания. Боковой электрод плавится под действием тепла от дуговой плазмы и прианодного (прикатодного) падения потенциала. Очевидно, что боковая проволока воспринимает больше тепла и скорость ее плавления всегда больше центральной. Уровень тока (при питании от источника с жесткой внешней характеристикой) задается скоростью подачи центральной

Обдувающий газ	Ток дуги, А	Дистанция напыления, мм	Скорость полета частиц, м/с	Прочность сцепления, МПа	Пористость, %	фазы	
						светлой	темной
Воздух, $\alpha = \infty$	220	300	110	24	10	245-350	450-530
Продукты сгорания:							
$\alpha = 1,2$	180	300	110	34	3,2	325-380	510-570
$\alpha = 0,8$	180	300	90	35	2,8	210-230	400-700
$\alpha = 0,8$	180	150	120	39	3,6	200-280	590-700

Производительность во всех случаях была одинакова и составляла 9,5 кг/ч.

Таким образом, по сравнению с традиционными процессами электродуговой металлизации появляется еще один легко регулируемый параметр - соотношение горючего газа и воздуха. Это расширяет технологические возможности процесса, позволяет целенаправленно управлять структурой покрытий.

8.3. Компьютерная оценка структурных особенностей электрометаллизационных покрытий

В сравнении с серийными металлизаторами, использующими воздух в качестве обдувающего газа, новый металлизатор (рис.61) обеспечивает более высокие показатели служебных свойств покрытий. Прочность сцепления стальных покрытий со стальной основой возрастает с 25-30 МПа до 40-60 МПа, пористость покрытия снижается с 15-20 % до 2-3,5 %, окисленность материала покрытия снижается в 2 раза, изменяется структура покрытия - состоит из более мелких ламелей с повышенной на 10-15 % микротвердостью в результате высокоскоростной закалки из жидкого состояния. В таком покрытии действуют остаточные напряжения сжатия, что объясняется закалочными процессами при его формировании. Остаточные напряжения сжатия затрудняют образование трещин, увеличивают сопротивление усталости деталей и повышают износостойкость материала. Это объясняется тем, что покрытие формируется с повышенной твердостью, малым количеством пор и оксидных включений. Низкая пористость предотвращает усадку покрытия при эксплуатации деталей.

Повышенная когезионная прочность покрытия улучшает сопротивляемость материала разрушению под действием абразивных

частиц. Вследствие уменьшения количества абразива в порах снижается износ сопрягаемой поверхности контртела.

Физико-механические свойства покрытия (плотность, прочность, твердость) и его служебные характеристики (износостойкость, усталостная прочность, коррозионная стойкость и т.д.) коррелируют со структурой. В реальных условиях напыления основным критерием контроля качества покрытия является жесткое соблюдение технологического регламента, любые отклонения в режимах напыления сказываются, в первую очередь, на структурных особенностях покрытия. В этой связи количественная интерпретация структуры покрытия по микрошлифам или поверхностной шероховатости приобретает самостоятельное значение для определения оптимального режима напыления, однородности покрытия на различных участках детали, степени воспроизводимости структуры покрытия, контроля за точностью поддержания режима напыления.

Выполнена математическая обработка оцифрованных по шкале яркости 0-15 изображений микрошлифов напыленных покрытий. Она состояла в получении бинарных двухинтервальных (0-7, 8-15) гистограмм, где значение 15 соответствовало светлой металлической фазе.

На рис.64 приведен микрошлиф покрытия из порошковой проволоки ПП-ММ2 диаметром 2,4 мм, напыленного с использованием сверхзвукового металлизатора на режиме: $I_{\partial} = 200$ А, $U_{\partial} = 40$ В, $\alpha = 1$, $T^* = 1700$ К, $\lambda = 1,4$, дистанция напыления - 150 мм. Прочность сцепления покрытия с основой из Ст.3, определенная методом отрыва конического штифта, составляет 55 МПа, пористость покрытия, определенная гидростатическим взвешиванием по ОСТ 190371-87, составляет 2,8 %. Микротвердость темной фазы - 800-1400 кГ/мм², светлой фазы - 250-700 кГ/мм².

Для сравнения, при использовании в качестве распыляющего газа воздуха $I_{\partial} = 200$ А, $U_{\partial} = 40$ В, $\alpha = \infty$, $T^* = 300$ К, $\lambda = 1,4$, дистанция напыления 150 мм, прочность сцепления покрытия с основой Ст.3 составляет 23 МПа, пористость - 15 %, микротвердость темной фазы - 600-1200 кГ/мм², светлой фазы - 220-500 кГ/мм².

Сравнительные испытания износостойкости покрытий выполнены при трении металлических пар. Испытания проводились при сухом трении образцов цилиндрической формы с нанесенным на торцы цилиндра покрытием, прижимаемым к вращающемуся контртелу. Режим испытаний: удельное давление 50 МПа, скорость скольжения - 6 см/с, шероховатость поверхности образцов перед испытанием - $R_z = 80$.

Линейный износ при трении покрытия, полученного в сверхзвуковом потоке продуктов сгорания, составляет ~ 0,008-0,01 мм/ч, а для покрытия с распылением проволоки воздухом - 0,018-0,022 мм/ч.

На рис.65 приведены результаты анализа морфологии покрытия из ПП-ММ2, микрошлиф которого представлен на рис.64, - основной металл

(светлая фаза), площадь - 59,2 %, средний формфактор частиц 0,2; г, д, е - серая фаза (шихта порошковой проволоки, прореагировавшая с оболочкой и подкислившиеся в полете частицы) - площадь - 38 %, средний формфактор частиц - 0,59; ж, з, и - поры (черные пятна), общая площадь - 2,8 %; средний формфактор - 0,63.

Если учесть коэффициент заполнения порошковой проволоки $K_3 = 0,32-0,34$, то оставшиеся $\sim 4-6$ % серой фазы в покрытии приходится на результат взаимодействия шихты с материалом оболочки и окисление частиц в полете.

Анализ рис.65 свидетельствует о том, что средний размер частиц не превышает 125 мкм, что соответствует выполненным расчетам. В условиях сверхзвукового электродугового напыления, благодаря высокой скорости полета частиц (150-200 м/с), снижается их окисленность и возрастает степень расплющивания при ударе об основу, средний размер ламелей составляет 320×33 мкм².

Сравнение рис.65,б и 65,д свидетельствует о том, что размеры частиц металла превышают размеры частиц, сформированных из шихты проволоки, и первые расплющиваются при ударе об основу сильнее. Т.о. сформировано композиционное покрытие, состоящее из прочно связанных между собой разнородных частиц, с незначительной пористостью. Поры представляют собой закрытые полости малых размеров 2-4 мкм.

9.Новая плазменная аппаратура и технологии

Основные этапы в совершенствовании аппаратуры главным образом связаны с разработкой и реализацией новых подходов, а в последние годы с ее оснащением измерительными и управляющими цифровыми устройствами. На базе описанной выше идеологии разработан и освоен ряд новых типов наукоемкой плазменной аппаратуры, реализовало новые технологии [48].

В начале 90-х годов Институтом газа НАН Украины и ИЭС им. Е.О.Патона НАН Украины была разработана и подготовлена к промышленной реализации новая аппаратура сверхзвукового высокопроизводительного плазменного напыления мощностью 160 кВт "КИЕВ-С" [37]. Выполненный большой объем сравнительных испытаний [2] показал, что эта аппаратура обеспечивает наилучшее качество газотермических покрытий, экономична, надежна и доступна для широкого потребителя. Однако, эта передовая на сегодня разработка в нашей стране не востребована.

Представленная работа является результатом стремления авторов сохранить данное направление и придать ему новую практическую значимость.

Для реализации этой идеи разработан ряд сверхзвуковых плазмотронов и аппаратурных комплектов для напыления покрытий в плазме продуктов сгорания углеводородного газа с воздухом мощностью 10-40-80-160 кВт. В этих плазмотронах реализован новый подход формирования протяженной слабонедорасширенной сверхзвуковой плазменной струи. Пониженное рассеивание мощности струи обеспечивается за счет подавления турбулентности в пограничном слое. Это достигнуто за счёт использования тонких эффектов динамики плазмы. Как отмечалось выше, основные особенности поведения плазмы молекулярного газа в неравновесных условиях связаны с колебательно-поступательной неравновесностью, которая может достигать нескольких тысяч градусов. В такой ситуации возможны условия, когда эффект второй вязкости обращается (вторая или объемная вязкость становится отрицательной). Это приводит не к затуханию звука, генерируемого собственной турбулентностью, а к его нарастанию. Эффективное усиление звука за счет обращения второй вязкости происходит на частотах 10 - 100 кГц. Интенсивные звуковые волны, которые возникают и усиливаются на одном участке течения, а поглощаются на другом (ниже по потоку), могут значительно повлиять на гидродинамические параметры течения и электрофизические свойства разряда. Генерируемая при этом сверхзвуковая плазменная струя характеризуется более (на 30%) высокими разгонной и греющей способностями. При скорости частиц порядка 600 м/с обеспечивается проплавление всех тугоплавких материалов.

**АППАРАТУРА ПЛАЗМЕННОГО НАПЫЛЕНИЯ, ПОСТРОЕННАЯ
НА УНИФИЦИРОВАННОЙ БЛОЧНО-МОДУЛЬНОЙ ОСНОВЕ
Киев-40**

Установка плазменного напыления мощностью 40 кВт комплектуется плазмотронами в ручном и машинном исполнениях. Предназначена для напыления покрытий на наружные и внутренние поверхности. Могут использоваться порошковые и проволочные материалы. Плазмотрон выполнен с одиночной межэлектродной вставкой и рекуперативным охлаждением, может работать на дозвуковом и сверхзвуковом режимах.

- | | |
|--|------------------------|
| • Плазма образующий газ: | воздух + метан |
| • Напряжение сети (х.х.) | 3x380 В (180 В) |
| • Рабочее напряжение | 140-180 В |
| • Рабочий ток | 100-250 А |
| • Расход смеси | 3-10 м ³ /ч |
| • К.п.д. плазмотрона | 90 % |
| • Производительность напыления: | |
| металлы | 10 кг/ч |
| керамика (Al ₂ O ₃) | 5 кг/ч |

Киев-80

Установка плазменного напыления с плазмотроном мощностью 80 кВт, отдельной (или общей по желанию заказчика) подачей газов, в машинном исполнении и предназначена для эксплуатации в составе автоматизированных и механизированных комплексов.

- | | |
|--|-------------------------------|
| • Плазма образующий газ: | воздух + метан (пропан-бутан) |
| • Напряжение сети (х.х.) | 3x380 В (300 В) |
| • Рабочее напряжение | 200-270 В |
| • Рабочий ток | 100-300 А |
| • К.п.д. плазмотрона | 70 % |
| • Производительность напыления: | |
| металлы | 25 кг/ч |
| керамика (Al ₂ O ₃) | 10 кг/ч |

Киев-180

Установка плазменного напыления с плазмотроном мощностью 180 кВт в машинном исполнении, работающем на сверхзвуковом и дозвуковом режимах. Предназначена для эксплуатации в составе автоматизированных и механизированных комплексов и может быть использована во всех случаях, где необходимо получить высококачественные покрытия при высокой производительности.

- | | |
|--|-------------------------|
| • Плазма образующий газ: | воздух + метан |
| • Напряжение сети (Х.Х.) | 3x380 (500) В |
| • Рабочее напряжение | 250-450 В |
| • Рабочий ток | 200-400 А |
| • Расход смеси | 10-30 м ³ /ч |
| • К.п.д. плазмотрона | 70 % |
| • Производительность напыления: | |
| металлы | 50 кг/ч |
| керамика (Al ₂ O ₃) | 15 кг/ч |

АППАРАТУРА СВЕРХЗВУКОВОЙ ЭЛЕКТРОДУГОВОЙ МЕТАЛЛИЗАЦИИ УСЗМ-2М

Предназначена для электродугового распыления проволоочных материалов в сверхзвуковом потоке горячих продуктов сгорания воздуха с метаном. Установка состоит из блока металлизатора со встроенной сверхзвуковой горелкой, пульта управления, механизмов подачи проволоки, источника питания дуги.

Предназначена для работы в составе автоматизированных и механизированных комплексов.

• Напряжение сети	3x380 В
• Рабочее напряжение	35-45 В
• Рабочий ток	150-400 А
• Расход смеси	30-40 м ³ /ч
• Производительность напыления стальной проволоки	8-20 кг/ч
• Диаметр распыляемой проволоки	1,2-2,2 мм

Оборудование плазменной поверхностной закалки колесных пар [49,50,51] включает:

1. Установку высокоскоростной поверхностной закалки УВПЗ-2М. В ее состав входят:

• источник электропитания	1 шт.;
• аппаратура управления	1 комплект;
• плазменные модули	2 комплекта.

При необходимости аппаратура может комплектоваться блоком автономного охлаждения (БАО) с замкнутым циклом подачи воды.

Техническая характеристика

Установленная мощность оборудования, кВА	105
Мощность плазмотрона, кВт	60
Напряжение питающей сети 3-хфазного переменного тока частотой 50 Гц, В	380
Расход сжатого воздуха при давлении в сети 0,5-0,6 МПа, м ³ /ч	5-8
Расход горючего газа, м ³ /ч	
метан	0,5
пропан-бутан	0,2
Расход воды для охлаждения при давлении в подводящей сети 0,3 МПа, м ³ /ч	1,5
Продолжительность включения, ПВ %	100
Глубина закаленной зоны, мм	2,5-3,5
Ширина закаленной зоны, мм	25-35

2. Полуавтоматическую линию закалки колесных пар с выкаткой. В ее состав входят:

• камера для защиты от шума и излучения	1 комплект;
• устройство для транспортировки колесных пар	1 комплект;
• аппаратура управления	1 комплект;

Техническая характеристика

Скорость конвейера, м/мин	8,2
---------------------------	-----

Скорость вращения колесной пары, об/мин	0,25
Производительность линии, кол.пары/час	4

ТЕХНОЛОГИИ

Углубление понимания процессов в плазме продуктов сгорания позволило в последние годы разработать и реализовать на практике новые эффективные технологии.

Процесс сверхзвукового плазменного напыления [52] является по сути развитием (используя терминологию оригинала) water stabilized plasma spray system известной сейчас как WSP 500 и аналогом hypersonic plasma jet coating system, известной как Plazjet-II-200, Plazjet-II-250.

Основное преимущество процесса заложено в свойствах плазмы. Химически активная плазма продуктов сгорания характеризуется легко регулируемым окислительно-восстановительным потенциалом, высокой греющей и разгонной способностью напыляемых частиц порошка, дешевая и недефицитная. Она образует протяженную плазменную высокоэнтальпийную струю с хорошо заполненным профилем температур и скоростей. Именно эти обстоятельства способствуют эффективному нагреву и разгону всех частиц порошка, независимо от траектории их полета. Одинаково успешно можно напылять все порошковые материалы, которые не разлагаются при нагреве. Система плазменного напыления ТОПАС проста, надежна и удобна в эксплуатации, обеспечивает стабильность и воспроизводимость всех параметров в течение регламентированного периода замены катода и анода.

Аппаратура может применяться для всех типовых случаев плазменного высокопроизводительного напыления высококачественных покрытий. Особенно целесообразно использование аппаратуры в регионах, где высокочистые инертные газы (если сравнивать с традиционным плазменным оборудованием) или кислород (если сравнивать с HVOF) в требуемых количествах недоступны. Важной особенностью применения аппаратуры является возможность использования в технологии эффекта от прохождения плазмохимических реакций между химически активной углеродсодержащей плазмой и напыляемым материалом.

Хорошие результаты получены при напылении аморфизирующихся покрытий на железной основе. Данный процесс обеспечивает наивысшую степень аморфизации покрытия в сравнении с детонационным, традиционным плазменным, HVOF напылением, соответственно более высокие (в 1,5 - 2 раза) коррозионную и износостойкость. Аналогичные результаты получены при напылении хромового покрытия.

Аппаратура устойчиво и стабильно работает в широком диапазоне параметров, легко поддается полной автоматизации. Это обеспечивает гибкость процесса при напылении различных порошковых материалов и

необходимости получения покрытия с изменяющимися свойствами по составу, пористости, толщине и т.д.

К числу типичных коррозионно-стойких покрытий для защиты конструкций и сооружений из черных металлов относятся алюминиевые, алюмо-цинковые и цинковые газотермические покрытия. Они конкурируют с лакокрасочными, гальваническими покрытиями, получаемыми окунанием в расплав, стеклоэмалевыми, битумными, битумно-резиновыми, полимерными и эпоксидными покрытиями.

Сопоставление надежности стальных конструкций, покрытых битумными, битумно-резиновыми материалами и различными металлизационными покрытиями, выполнено на основе изучения опыта эксплуатации трубопроводов, а также лабораторных исследований [53]. Анализ данных по отказам трубопроводов с различными покрытиями (рис.56) показывает, что для конструкций, подвергающихся одновременному температурно-влажностному воздействию и почвенной коррозии (например, тепло- и газонефтепроводы) наиболее целесообразна металлизационная защита из алюминия.

Следует отметить, что алюминиевые покрытия хорошо себя зарекомендовали и при напылении на сварные швы. В этом случае они не только защищают от коррозии, но и придают сварному соединению повышенную сопротивляемость зарождению коррозионно-усталостных трещин, в том числе инициируемых в области линии сплавления при повторно-статическом нагружении в нейтральной среде. Наличие алюминиевого покрытия защищает также и участки с частичным отслаиванием покрытия.

Развиваемый авторами метод напыления антикоррозионных покрытий [54] с использованием плазмы продуктов сгорания на околосвуковых скоростях истечения (высокоэнергетическое плазменное напыление) характеризуется высокими удельными показателями - 1 кг напыляемого материала на 1 кВт мощности, плотности частиц в плазме - 20 кг/м³, высокой производительности (50 м²/ч покрываемой поверхности) новыми технологическими возможностями - получением алюмокерамических, аморфных покрытий, значительным (кратным) улучшением служебных свойств напыленных покрытий.

Новое композиционное алюмокерамическое покрытие получено путем напыления расплавленных в плазменном потоке частиц алюминия и керамики на предварительно подготовленную поверхность.

Плазменно напыленный материал формируется в результате наслоения множества дисперсных частиц. При правильно назначенном режиме напыления все частицы алюминиевого порошка прогреваются до полного плавления и разгоняются до скорости 300-500 м/с, а керамики до оплавления с поверхности и скорости 200-400 м/с (в зависимости от

плотности материала). Фракционный состав алюминиевого и керамического порошков, параметры их ввода в плазменную струю выбраны таким образом, чтобы максимально возможным образом снизить дробление расплавленных частиц в полете и повысить столкновение и коагуляцию алюминиевых частиц с керамическими в полете [55]. Это способствует лучшему сплавлению разнородных материалов с образованием химических связей, интерметаллидов и т.д. При ударе о поверхность частицы деформируются, внедряются в неровности основы и образуют очаги схватывания. Частицы керамики в сравнении с алюминием имеют больший запас тепловой энергии, образуют в покрытии участки микросплавления с интерметаллидами. Вокруг частиц керамики образуются участки с повышенной когезионной связью и плотностью. Эти обстоятельства приводят к формированию хорошо сцепленного с основой и плотного композиционного алюминиевого покрытия (пористость - 0,5 %) с равномерно распределенными в нем частицами керамики и интерметаллидов. Такое покрытие имеет повышенные коррозионные и механические характеристики. Наличие твердых частиц керамики в мягкой матрице алюминия приводит к многократному повышению механической прочности и износостойкости покрытия.

Для напыления алюмокерамических покрытий на трубы используется специализированная плазменная аппаратура “Киев-7”.

Для напыления алюмокерамического покрытия на соединительные части используется установка “Киев-40”, укомплектованная плазмотроном в ручном исполнении.

Сравнение технико-экономических показателей различных методов получения алюминиевого покрытия приведено в табл.17.

Таблица 17

Показатели	Газопламенное напыление	Электродуговая металлизация	Традиционное плазменное	Высокоэнергетическое плазменное
Используемый газ	ацетилен, пропан-бутан + кислород	воздух	азот, аргон + водород	воздух + метан
Расход газа, м ³ /ч	4	90	5	10
Мощность, кВт	20	10	30	50
Производительность, кг/ч	8	12	7	30
Коэффициент использования напыляемого материала, %	80	60	75	85
Удельные затраты, кВт·ч/кг	3,1	1,4	5,7	2,0
Напыляемый материал	алюминиевый порошок	алюминиевая проволока	алюминиевый порошок	порошок алюминий+керамика

		ка	шок	
Скорость частиц, м/с	50	80	150	300-500
Пористость покрытия, %	12	15	8	0,5
Прочность сцепления покрытия со стальной основой, МПа	15	18	25	35
Прочность при ударе, кгс·см	10	15	20	50
Коррозионный потенциал, мВ	900	900	750	460
Плотность тока коррозии, А/см ²	$2 \cdot 10^{-6}$	$1 \cdot 10^{-6}$	$6,5 \cdot 10^{-7}$	$4 \cdot 10^{-7}$
Газообразивный износ. Убыль массы, мг	100	80	40	12

Выполнены испытания алюмокерамических покрытий, полученных на установке “Киев – 7С”, в соответствии с “Методическими указаниями по стендовым испытаниям антикоррозионных покрытий для подземных теплопроводов”. Они показали, что испытываемое покрытие под воздействием основных эксплуатационных факторов старения (температуры, совместно температуры и влаги, агрессивных сред, электрических потенциалов) не изменяет своих начальных свойств и выполняет роль протекторной защиты. Т.о. получено новое протекторное пассивирующееся покрытие.

Данное покрытие показало более чем 2-кратное улучшение коррозионной стойкости в сравнении с алюминиевыми покрытиями, полученными электродуговой металлизацией и газопламенным напылением. Учитывая 10-кратное увеличение износостойкости такого покрытия в сравнении с традиционными газотермическими алюминиевыми покрытиями, следует ожидать также существенного повышения надежности и долговечности эксплуатации трубопроводов с алюмокерамическим покрытием.

К настоящему времени создана промышленная технология нанесения алюмокерамических покрытий на трубы диаметром 100-1200 мм [56] (рис.67). Она используется на предприятиях Мосэнерго г. Москва, АКОР г.Ульяновск.

С использованием технологии плазменного напыления разработан новый каталитический нейтрализатор комплексной очистки отработавших автомобильных газов. Он характеризуется пониженным (в 10-20 раз меньше) содержанием драгметаллов при сохранении высокой степени очистки вредных веществ CO - 80-90%, NO_x - 60-65%, C_mH_n - 50-55%. В качестве активного носителя использовано сложное керамическое композиционное покрытие с пористостью 5% на металлической основе. Покрытие получено плазменным сверхзвуковым напылением в одну стадию. Каталитический материал может быть использован для создания блочных каталитических нейтрализаторов, обеспечивающих снижение токсичности отработавших газов как карбюраторных, так и дизельных

двигателей. Универсальность технологии плазменного напыления позволяет изготавливать блочные нейтрализаторы любой формы, размеров и назначения.

Научной основой этой разработки явилась новая в теории катализа концепция, сложившаяся в ходе исследований кинетических особенностей реакций каталитического горения в условиях интенсификации мелкомасштабного турбулентного массопереноса. Она позволила с новых позиций рассмотреть природу аномально высокой конверсии отходящих автомобильных газов. При этом определилась задача поиска таких приемов, которые бы обеспечили турбулизацию пограничного слоя у поверхности катализатора и увеличили время контакта частиц газа с поверхностью. Каталитические системы с требуемыми параметрами удалось создать на сетчатой основе и керамическом носителе с развитым рельефом поверхности. Каталитически активная фаза может формироваться как традиционными для классического катализа методами, когда слой, содержащий активные металлы, наносят на поверхность поликристаллической матрицы оксида-носителя, так и путем имплантации ионов металлов в объем матрицы из плазмы в процессе напыления с испарением.

Исследованы основные физико-химические свойства жаростойких безвольфрамовых покрытий, полученных на базе материалов из сырьевых ресурсов Украины, которые могут быть использованы как компонент носителя катализатора. Жаростойкий порошковый материал типа ПЖИ представляет собой сплав на основе Ni-Cr-Y с добавками различных интерметаллидов и предназначен для работы при температурах до 1000 °С. Жаропрочностойкий порошковый материал типа ПЖК представляет собой сплав на основе Ni-Cr-Y с добавками различных интерметаллидов, металлов и металлоидов и предназначен для работы при температурах до 1200 °С. Указанные порошковые материалы получены различными методами: распылением, механическим смешиванием и плакированием. Технологический процесс приготовления этих порошков обеспечивал строгое соблюдение их химического и фракционного состава.

Покрытия наносили на установке сверхзвукового плазменного напыления, работающей на смеси воздуха с метаном. В качестве основы использовались стали различных марок, в том числе нержавеющей, и титановые сплавы.

Жаростойкие и жаропрочностойкие представляют собой однородный пересыщенный твердый раствор, т.е. основу покрытия составляет -твердый раствор хрома в никеле. Микроструктура имеет слоистый характер.

Пористость покрытий, определенная гидростатическим взвешиванием, и на приборе OMNIMET составляет 0-3%.

Микротвердость покрытий, определенная на приборе ПМТ-3, составляет (ГПа):

ПЖИ - 3,5 - 5,0

ПЖК - 4,0 - 5,2

Прочность сцепления покрытия с основой, определенная методом отрыва конического штифта, составляет (МПа):

ПЖИ - 50 - 70

ПЖК - 60 - 90

Интенсивность изнашивания материалов покрытия при сухом трении ($P=1$ МПа, $V=0,5$ м/с) мм /1000 N см и фреттинге ($P=20$ МПа, $A=0,1$ мм) мкм:

ПЖИ - 28 / 10

ПЖК - 15 / 6

Кинетика высокотемпературного окисления, определенная методом ДТА на дериватографе “Q-1000” за 6 часов испытаний при 1000 °С составляет (Г/м)::

ПЖИ - 4

ПЖК - 2,5

Анализ остаточных напряжений показал, что во всех покрытиях присутствует напряжение сжатия. По мере удаления от основы величина остаточных напряжений уменьшается и на поверхности происходит их полная релаксация.

Разработана промышленная технология получения сетчатого катализатора комплексной очистки выхлопных автомобильных газов от СО, углеводородов и оксидов азота на керамическом вторичном носителе (рис.68). Основу керамического вторичного носителя составляет оксид алюминия, содержащий около 60% γ -фазы. .. Наиболее подходящим для этого как исходный материал по всем показателям оказался глинозём марки Г-00 Николаевского глинозёмного завода. Сравнение в содержании γ -фазы в покрытиях, полученных из глинозёмов различных марок, приведено в таблице 18.

Таблица 18. Содержание γ -фазы оксида алюминия, %

Глиноземный завод	Сырье	После напыления	Прокалка при 800 °С
Николаевский	63	55	55
Донецкий	51	35	35
Запорожский	40	33	35

Из полученных данных видно, что после плазменного напыления содержание γ -фазы уменьшается у всех исследованных глиноземов. Наибольшее количество γ -фазы наблюдается в Николаевском глиноземе. Прокалка напыленных образцов до 800 °С практически не влияет на их фазовый состав.

Удельная поверхность носителя катализатора, полученного путем напыления глинозёма в плазме продуктов сгорания, составляет 100 м/г. Он удовлетворяет всем требованиям к катализатору: механически прочен, не изменяет химического и фазового состава при нагреве, практически не чувствителен к термоциклам - выдерживает без изменений десятки тысяч циклов нагрева до 1200 °С и охлаждения водой. Имеет развитую пористую структуру с основной массой рабочих пор диаметром 10 - 50 мкм, обеспечивающих высокий коэффициент использования поверхности. Использование оксидных плазменных каталитических покрытий с формируемой на их поверхности в потоке отходящих газов мелкомасштабной турбулентностью обеспечивает снижение потребности более чем на порядок благородных металлов и в 2 - 3 раза аэродинамического сопротивления.

Т.о. разработанные нейтрализующие устройства имеют такие существенные преимущества по сравнению с традиционными, как сокращение (в десятки раз) вложений драгметаллов, повышенная стабильность каталитического компонента при штатных режимах работы нейтрализатора, устойчивость в условиях ударных и вибрационных нагрузок, дешевизна, простота и экономичность массового изготовления нейтрализаторов благодаря возможности перевода всего процесса на непрерывную автоматизированную поточную схему.

Актуальность восстановления коленчатых валов, а следовательно, и ресурса мощных дизелей после длительной их эксплуатации общеизвестна.

Среди большого разнообразия технологических процессов восстановления изношенных деталей порядка 85% объема восстановленных шеек коленчатого вала всех двигателей выполняли сварочно-наплавочными методами. Общим недостатком различных методов наплавки является значительное термическое воздействие дуги на деталь, сопровождаемое ее расплавлением, возникновением остаточных напряжений, деформаций, трещин и, как следствие, снижением сопротивления усталости на 50-70% и износостойкости по сравнению с новыми деталями. Для наплавленного металла характерен значительный разброс механических свойств. Указанные недостатки стимулировали развитие газотермических способов напыления для восстановления коленчатых валов. В странах бывшего Советского Союза и за рубежом к настоящему времени накоплен большой опыт по восстановлению деталей газотермическим напылением покрытий. Однако, с использованием традиционных подходов проблема

восстановления шеек коленчатого вала дизельного двигателя локомотива оставалась открытой. Это было связано с невозможностью достижения высоких параметров напыленного покрытия, основными из которых являются уровень прочности сцепления покрытия с металлом-основой (должен быть не менее 60-80 МПа) и пористости композиционной структуры покрытия с улучшенными антифрикционными характеристиками в пределах 2-3%. Известно, что наличие пор в покрытии не только дает положительный эффект и повышает износостойкость, но и увеличивает время до схватывания металлов шеек коленчатого вала и вкладышей после прекращения подачи масла.. Пористое покрытие на шейке коленчатого вала должно выдерживать повышенные нагрузки при условии сохранения структуры и эксплуатационных характеристик.

Совершенствование аппаратуры и технологии нанесения покрытий электродуговой металлизацией в последние годы свидетельствуют о перспективности их применения для упрочнения и восстановления изношенных тяжело нагруженных деталей при ремонте машин. Эта технология обладает рядом преимуществ перед наплавкой, что, в основном, связано с малым термическим воздействием на основу. При электродуговом напылении отсутствуют явления коробления деталей, сопротивление усталостному нагружению меняется незначительно, наносимый материал используется более эффективно. Деталь многократно может подвергаться восстановлению. При удачном выборе материала покрытия и оптимальной современной технологии восстановления деталь может служить дольше новой.

Общими недостатками, сдерживающими широкое промышленное использование электродуговых покрытий из проволочных материалов, наносимых в открытой атмосфере и без последующей термообработки, являлись недостаточная их прочность, слабое сцепление с основой, разброс параметров. Новая аппаратура сверхзвуковой электродуговой металлизации УСЗМ-2М позволяет решить эту проблему на новом уровне [57].

Служебные свойства металлизационных слоев, нанесенных на шейки коленчатых валов, зависят от состава порошковых наполнителей проволочных материалов и технологии их нанесения.

Шейки валов работают в паре с подшипниками, которые изготавливаются или из свинцовистой бронзы, или из алюминиево-оловяных сплавов. В связи с вышеизложенным, определилась задача подбора материала и способа его нанесения, обеспечивающих хорошие триботехнические свойства пары трения: коленчатый вал-подшипник.

Определены триботехнические характеристики материалов покрытий для восстановления шеек коленчатых валов дизелей 12VFE17/24, которые устанавливаются на дизель-поезда Д1. В качестве материалов для восстановления размеров шеек коленчатых валов испытывались три

покрытия из одного материала (порошковой проволоки), полученных на оптимальных режимах методами: 1) сверхзвуковой электродуговой металлизации; 2) плазменного напыления; 3) типовой электродуговой металлизации.

Испытания проводились на машине трения СМЦ-2. Схема испытания: ролик - колодка. Приработка образцов: по специальному режиму до полного контакта всей поверхности трения колодки. Основные испытания: нагрузка ступенчатая, вначале испытания через 10 кгс, затем через 25 кгс и в конце испытания через 10 кгс; скорость вращения ролика 1,03 м/с; смазка М14В2, капельная (одна капля в 15-20 с). В процессе испытания велась запись момента трения.

Данная методика позволяет получать зависимость момента трения от нагрузки. По характеру этой зависимости можно судить, при какой нагрузке (удельном давлении) происходит нарушение режима смазки и начинается металлическое контактирование трущихся поверхностей, а затем образование паров масла, схватывание, или интенсивное изнашивание, или какой-либо другой процесс, обусловленный металлическим контактированием. В процессе испытаний фиксировалось давление, при котором начиналось образование паров масла. Эта методика позволяет оценить совместимость материалов, сопротивляемость их заеданию и задиру.

Ролики для испытаний изготавливались из стали. На цилиндрическую поверхность роликов наносились вышеуказанные материалы толщиной 3мм, затем проводилась шлифовка цилиндрической и торцевых поверхностей. В результате на цилиндрической поверхности оставался слой толщиной около 2-х мм. Качество слоя оценивалось по пористости, твердости и прочности сцепления покрытия с основой (табл. 19).

Таблица 19

Метод нанесения покрытия	Пористость, %	Твердость, НРС	Микротвердость, МПа		Прочность сцепления, МПа
			светлая фаза	темная фаза	
Сверхзвуковая электродуговая металлизация (1)	2 - 3	35 - 37	1200	16000	65
Плазменное напыление (2)	6 - 8	28 - 30	1000	13000	50
Типовая электродуговая металлизация (3)	10 - 12	22 - 25	900	11000	35

Наружный диаметр роликов $40 \pm 0,02$ мм. Ширина роликов $10 \pm 0,05$ мм. Чистота цилиндрической поверхности роликов $Ra = 0,45 - 0,55$ мкм.

Для обеспечения вышеуказанной чистоты проводилась полировка цилиндрической поверхности роликов.

Колодки изготавливались из сплава АО20-1 и бронзы ОС1-22. Ширина колодки $10 \pm 0,05$ мм. Поверхность трения равнялась 127 мм^2 . Твердость сплава АО20-1 составляла НВ40. Твердость БрОС1-22 составляла НВ 45-50. Чистота поверхности трения колодок $Rz = 10 - 12 \text{ мкм}$.

Результаты испытаний представлены в виде графиков зависимости коэффициента трения ($f_{\text{тр.}}$) от удельной нагрузки (рис.69). Зависимость $f_{\text{тр.}}$ от удельной нагрузки представляет кривую с минимумом. Спадающая часть кривой показывает уменьшение трения за счет снижения толщины масляной пленки и снижения ее вязкости от повышения температуры. Минимальный $f_{\text{тр.}}$ - $0,02 - 0,03$, соответствует “жидкостному” или граничному трению, с минимальной толщиной масляной пленки. Рост $f_{\text{тр.}}$ после достижения своего минимального значения связан с нарушением сплошности масляной пленки (ее разрушением) вследствие повышения давления или нагрева. Это давление (нагрузка) считается критической. Она зависит от многих факторов: шероховатости, твердости, структуры, пористости и др. характеристик поверхностей трения. После разрушения сплошности масляной пленки на поверхностях трения развиваются процессы изнашивания, окисления, схватывания, а затем задиры.

Полученные зависимости показывают: материал покрытия 3 не обеспечивает граничное трение или “жидкостное” трение как в паре с бронзой, так и в паре с алюминиевым сплавом во всем диапазоне нагрузок. Об этом свидетельствует коэффициент трения, значение которого выше $0,12$ (см. кривые 3,а и 3,б). В процессе испытания интенсивный износ подшипниковых материалов начинается при очень незначительных нагрузках ($3,0 \text{ МН/м}^2$). Данный материал работает в режиме нарушения масляного слоя независимо от марки подшипникового сплава. Такое поведение объясняется очень высокой пористостью, которая не позволяет получить удовлетворительную шероховатость. В результате выступы и края пор разрывают масляную пленку, что приводит к металлическому контактированию и изнашиванию подшипниковых сплавов. Данное покрытие практически не пригодно для восстановления коленчатых валов.

Материал покрытия 2 работает в режиме граничного трения в паре с бронзой до $4,0 - 10,0 \text{ МН/м}^2$ (см. кривую 2,б), затем начинается режим смешанного трения, металлическое контактирование, износ бронзы ($6-9 \text{ МН/м}^2$), образование паров смазки и задиры (14 МН/м^2). В паре с АО20-1 у данного материала режим смешанного трения наступает при нагрузке 8 МН/м^2 (см. кривую 2,а), но образование паров смазки и задиры также при 14 МН/м^2 . Причем нарастание $f_{\text{тр.}}$ с увеличением нагрузки у этой пары более интенсивное и повреждение АО20-1 более сильное, чем БрОС-1-22.

Наилучшие триботехнические характеристики показал материал покрытия 1 в паре с алюминиевым сплавом АО20-1 (см. кривую 1,а). Режим граничного трения в этой паре сохраняется до 25 МН/м^2 . Более высокие нагрузки получить не позволяет используемая машина трения. В паре с БрОС1-22 материал 1 имеет несколько худшие характеристики. Режим смешанного трения наступает при $16 - 17,5 \text{ МН/м}^2$. Задир этой пары возникает при $20-21 \text{ МН/м}^2$.

К настоящему времени на Литовской железной дороге накоплен пятилетний опыт эксплуатации более 50 дизель-поездов с восстановленными сверхзвуковой электродуговой металлизацией коленчатыми валами.. Какие-либо технические дефекты не зафиксированы. Новая технология внедряется на Великолукском локомотиворемонтном заводе [58] , восстановлена опытная партия коленвалов, которые проходят эксплуатационные испытания.

Таким образом, новая аппаратура и технология электродуговой металлизации в сверхзвуковом потоке продуктов сгорания (рис.70) позволяет эффективно восстанавливать тяжело нагруженные шейки локомотивных коленчатых валов.

Оригинальной является также разработка технологии газотермического напыления в плазме продуктов сгорания стойких абразивному износу пар трения “плунжер-цилиндр” на основе карбида бора [59]. Для нанесения покрытий использован разработанный порошковый материал плакированного никелем порошка карбида бора. Он позволяет получать покрытия рабочей поверхности высокой твердости гильз, что дает возможность увеличить ресурс работы растворонасоса в 5...6 раз по сравнению с металлическими гильзами.

Рациональный диапазон соотношений между концентрацией никеля и карбида бора составляет для никеля 6,0...7,0 %. При этом оптимальное значение остаточной концентрации никеля в покрытии составляет $Ni = 24...26 \%$, это обеспечивает минимальную интенсивность износа ($I = 14...16 \text{ мГ/час}$). В этом случае стойкость износу покрытия обеспечивается созданием тонких прослоек никеля, которые соединяют твердые фазы в покрытии, не имеющем пластических свойств и препятствуют хрупкому разрушению.

Преимущественным характером разрушения газотермических покрытий под действием абразивных частиц строительного раствора является микрорезание.

Долговечность работы газотермических покрытий плунжера дифференциального растворонасоса можно прогнозировать по толщине изношенного слоя покрытия.

Оптимальные значения параметров покрытия из композиционного порошка на основе карбида бора зависят от факторов технологии и составляют:

- интенсивность износа $I = 14...16$ мГ/ч;
- твердость поверхности газотермического покрытия $HV = 23...24$ ГПа;
- пористость покрытия $P = 1,5...5,0$ %;
- прочность сцепления покрытия с основой $\sigma_{от} = 20,5...23,0$ МПа;
- усилия сдвига покрытия относительно основы $\tau = 70,0...90,0$ МПа;
- величина внутренних напряжений $\sigma_{вн} = 4,0...6,5$ МПа.

Термическое упрочнение стальных деталей является одним из наиболее эффективных и действенных способов увеличения ресурса работы нагруженных элементов машин и механизмов, а также снижения их материалоемкости [60]. Во многих случаях, технически и экономически оправдана локальная термообработка. При этом упрочняют только наиболее нагруженную рабочую поверхность детали, оставляя нетронутой сердцевину. Для поверхностного упрочнения деталей в промышленности широко применяли термическую высокочастотную и газопламенную обработку. Дальнейший прогресс в повышении качества термообработки рабочих поверхностей деталей связывают с применением концентрированных источников энергии: электронного и лазерного луча, плазменной струи. При этом достигаются более высокие качество упрочнения и эксплуатационные свойства. Из всех способов термообработки высоко концентрированными источниками нагрева плазменный является наиболее экономичным и производительным. Он характеризуется меньшей стоимостью, доступностью технологического оборудования и большими размерами упрочненной зоны.

Технология плазменной поверхностной закалки (рис.71) характеризуется новыми возможностями повышения контактно-усталостной прочности металла и, как следствие, увеличение надежности колесных пар тягового и подвижного состава [61]. Интенсивность износа гребней колесных пар с плазменным упрочнением значительно ниже, чем у серийных (в 2,5-3 раза). Разработанная технология закалки колесных пар обеспечивает две отличительные особенности: 1) локальное (в зоне наибольшего износа) поверхностное упрочнение гребня колеса на глубину 2,5-3 мм и ширину 35 мм с 280 НВ (в исходном материале) до твердости 450 НВ. Это обеспечивает оптимальное соотношение твердости контактирующих поверхностей колеса и рельса; 2) изменение структуры упрочненной зоны колеса - с феррито-перлитной смеси с размером исходных зерен 30-40 мкм до смеси мелкоигльчатого мартенсита с розеточным трооститом 50:50%. Эти обстоятельства способствуют улучшению механических свойств (в т.ч. снижается коэффициент трения в контакте гребня с боковой поверхностью

рельса) и повышается трещиностойкость материала колеса в зоне плазменного упрочнения.

Первые локомотивы с плазменно упрочненными колесами вышли в опытную эксплуатацию из депо Львов-Запад в начале марта 1996 г., а вагоны из депо Киев-пассажирский летом того же года. Сравнение плазменно упрочненных гребней со стандартными при одинаковых условиях эксплуатации электровозов на Львовской железной дороге уже к концу апреля 1996 г. подтвердило ожидаемое 2-х кратное снижение темпов их износа. После этого было принято решение о расширении масштабов использования плазменного упрочнения гребней колесных пар. Для этого была разработана новая специализированная “Установка высокоскоростной плазменной закалки 2-х модульная” УВПЗ-2М. С ее использованием были введены в эксплуатацию в 1997 г. участки плазменного упрочнения гребней колесных пар без выкатки из-под локомотива на базе станка КЖ-20 в депо Знаменка, а с выкаткой в депо Основа г.Харьков. Сданы в эксплуатацию участки плазменного упрочнения гребней колесных пар без выкатки из-под локомотива на базе станка КЖ-20 в депо Казатин, на базе станка К-40 в депо Львов-Запад, Основа г.Харьков, Котовск, Нижнеднепровский узел. и др. С выкаткой колесных пар на специализированной технологической линии упрочняются вагонные колеса в Киеве, Херсоне, Днепродзержинске и др. вагонных депо.

Основной итог более чем 3-х летней эксплуатации локомотивов и вагонов с плазменно упрочненными гребнями колесных пар заключается в следующем:

1. Плазменное упрочнение - это высокопроизводительный эффективный метод 2-3-х кратного продления ресурса колесных пар и может быть реализован в условиях типового депо. Принятая технология обеспечивает достаточно большой запас по надежности при эксплуатации колесных пар.

2. Гарантированное воспроизведение наилучших показателей эксплуатационной надежности и износостойкости обеспечивается при точном соблюдении параметров закалки на каждом колесе.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

:

1. В число плазмо образующих сред широко вовлечена для технологических целей высокоэнтальпийная недефицитная химически активная газовоздушная плазма, описаны теоретические основы создания высокоэффективной аппаратуры и технологических процессов с ее использованием.

2. Добавка углеводородов к плазмо -образующему воздуху приводит к существенным количественным и качественным изменениям свойств стабилизированной электрической дуги, характеристик плазмотронов и

генерируемой плазменной струи, условий теплового и газодинамического взаимодействия струи с обрабатываемым материалом.

3. Наиболее предпочтительна для плазменного напыления слабонедорасширенная ($P_A/P_\infty = 1-2$) сверхзвуковая струя, вытекающая из звукового сопла.

4. Описаны приэлектродные процессы на термохимическом катоде, горящей в газовой смеси. В результате теоретического анализа и экспериментальных исследований найдены условия длительного существования разряда в плазме продуктов сгорания в условиях резкого контрагирования дуги на катоде. Показано, что эрозионные характеристики медного анода при $\alpha \leq 0,9$ улучшаются в $\sim 10^2$ раз.

5. Разработан новый подход к созданию установок а) плазменного напыления повышенной мощности. Он основан на использовании плазмотронов с удлиненной до 10 калибров одиночной металлической межэлектродной вставкой. В таком плазмотроне рост мощности достигается за счет повышения напряжения на дуге при ограниченном токе. б) электродуговой металлизации. Основан на использовании стабилизированной электрической дуги, горящей вдоль оси сверхзвукового потока продуктов сгорания между центральной и боковой проволоками; в) упрощенных плазменных. Основан на формировании в плазмотроне со сложной геометрией дугового канала восходящей вольт-амперной характеристики с большим положительным дифференциальным сопротивлением до 6 Ом. Возможно построение многопостовых систем.

6. Описаны технологические особенности процесса напыления в плазме продуктов сгорания и свойства покрытий из различных материалов. Показано, что радикальным средством улучшения служебных свойств газотермических покрытий является переход к сверхзвуковым скоростям.

7. Разработан ряд новых типов плазменной аппаратуры и реализованы новые технологические процессы высокоскоростной поверхностной плазменной закалки колесных пар, высокоэнергетического плазменного нанесения антикоррозионных покрытий и др.

ЛИТЕРАТУРА

1. Продукты сгорания природного газа при высоких температурах / И.Н.Карп, Б.С.Сорока, Л.Н.Дашевский, С.А.Семернина, Киев:Тэхника, 1967.-382с.
2. Петров С.В., Карп И.Н. Плазменное газоздушное напыление. Киев: Наукова думка. 1993.- 495с
3. Ситенко О.Г., Мальнев В.М. Основи теорії плазми. Київ: Наукова думка. 1994.-372 с.
4. Петров С.В., Мальнев В.Н. О возможности использования звуковых волн для управления плазмой / Высокотемпературные технологии с горением. Сб. научн. тр. НАНУ Ин-т проблем энергосбережения/ Киев.1995.-С.150-160.
5. Ландау Л.Д., Лифшиц Е.М. Теоретическая физика. Т. VI. Гидродинамика. М.:Наука.1986.- 736с.
6. Петров С.В., Сааков А.Г. Поведение термохимического катода в смеси воздуха с углеводородным газом/ Сварочное производство.1991, №2, С.31-32.
7. Петров С.В. Некоторые особенности работы индуктивно-емкостного преобразователя с плазмотроном постоянного тока / Техническая электродинамика, 1991, №1, С.53-58.
8. Пащенко В.Н. Особенности применения многокомпонентных газовых смесей в плазмотронах для нанесения покрытий/ Автоматическая сварка.1998, № 6.-с.23-26.
9. Fridliyand M.G. Effect of Reactive Plasma-Forming Gases on Plasma Spray Operating Conditions: A Technical Note / Journal of Thermal Spray Technology Volume 4(2), June 1995, P.137-142.
10. Петров С.В., Сааков А.Г. Возможность решения актуальных задач двигателестроения с использованием новых защитных и упрочняющих технологий /Автошляховик України.1995, №3.-С.22-26.
11. Ricou F.P., Spolding D.B. //J.Fluid Mech. 1961.-II. №1.-P.21-32.
12. Петров С.В. Плазменный синтез в технологии газотермического напыления / Порошковая металлургия. 1997, № 9/10,- С.34-38.

13. Колесник В.В., Орлик В.Н., Петров С.В., Сааков А.Г. Исследование тепловых явлений при плазменном поверхностном упрочнении колесных пар / *Залізничний транспорт України*. 1998, №1.- С.77-82.
14. Петров С.В., Сааков А.Г. Плазменное поверхностное упрочнение колесных пар / *Физика плазмы и плазменные технологии*, 15-19 сентября 1997, Минск, т.5.- С.86-100.
15. Колесник В.В., Орлик В.Н., Петров С.В., Сааков А.Г. Прогнозирование свойств плазменно упрочненных поверхностных слоев стали / *Прогресивна техніка і технологія машинобудування, приладобудування і зварювального виробництва. Праці Міжнародної науково-технічної конференції, присвяченої 50-річчю зварювального факультету*. 25-28 травня 1998, т.IX, Київ.- с.348-352.
16. Сталеполимерные покрытия в зоне контакта колеса и рельса / *Железные дороги мира*. 1998, № 4.-с.26-28.
17. Пашолок И.Л., Харитонов В.Б. О возможном повышении износостойкости железнодорожных колес / *Вестник ВНИИЖТ*, 1997, №1.-с.32-37.
18. Марков Д.П. Закалка гребней колес подвижного состава на высокую твердость для снижения бокового износа / *Вестник ВНИИЖТ*, 1997, №1.-с.36-42.
19. *International Railway Journal*, 1995.-№ 8.-р.30-31.
20. Богданов В.М., Марков Д.П., Пенькова Г.И. Оптимизация триботехнических характеристик гребней колес подвижного состава / *Вестник ВНИИЖТ*, 1998, №4.-с.3-9.
21. Petrov S.V., Saakov A.G. The destruction mechanism of complex stresses details at plasma superficial hardening / *Proceedings of the 3rd International Conference on Quenching and Control of Distortion*.24-26 March, 1999, Praha, Czech Republic.-p.35-45.
22. Домбровский Ю.М. Кинетика нагрева стали сканируемой электрической дугой / *Сварочное производство*, 1998, №11.-с.15-18.
23. Макара А.М., Малевский Ю.Б. Особенности распада переохлажденного аустенита стали 30ХГС при термическом цикле околшовной зоны / *Автоматическая сварка*, 1954, № 6.-с.3-18.
24. Карлсруу Х.С. Теория теплопроводности. ОГИЗ.М,1947.-285с.
25. Рыкалин П.П., Углов А.А., Анищенко Д.М. Высокотемпературные технологические процессы. Теплофизические основы.М.Наука, 1987.-172с.
26. Лещинский А.К., Самогутин С.С., Пирч И.И., Комар В.И. Плазменное поверхностное упрочнение.Київ:Тэхніка, 1990.-110с.
27. Коляно Ю.М., Кулик А.П. Температурные напряжения от объемных источников.Київ:Наукова Думка, 1983.-280с.

28. Рыкалин П.П. Воздействие концентрированных потоков энергии на материалы. М. Наука, 1985.-246с.
29. Отчет по НИР “Исследование параметров качества и особенностей структурообразования в поверхностном слое обода колеса, подвергнутого плазменному закаливанию”, ТПР-Т-08/97 от 01.08.97. ОО НПП “ТЕПРИС”, Днепропетровск, 1998.
30. Петров С.В., Сааков А.Г., Григоренко Г.М. Микроструктурные особенности поверхностных слоев стали, обработанной плазмой. Проблемы специальной электрометаллургии, 1998, №1.-с.74-80.
31. Гуляев А.П. Металловедение. М.:Металлургия, 1986.-544с.
32. Фридман Я.Б. Механические свойства металлов. Ч.1. Деформация и разрушение. М.Машиностроение, 1974.-472с.
33. Махненко В.И. Расчетные методы исследования кинетики сварочных напряжений (деформаций). Киев:Наукова думка, 1976.-320с.
34. Гедрович А.И. Закономерности формирования “активной зоны” в сварных соединениях / Автоматическая сварка, 1995, №11.-с.19-23.
35. Гун Г.Я. Теоретические основы обработки металлов давлением: Учебник для вузов. М.:Металлургия, 1980.-458с.
36. Гедрович А.І. Підвищення якості зварних листових конструкцій за рахунок регулювання зварювальних деформацій. Автореферат дисертації на здобуття наукового ступеня доктора технічних наук. Київ, 1999.-33с.
37. Борисов Ю.С., Петров С.В. Использование сверхзвуковых струй в технологии газотермического напыления / Автоматическая сварка. 1995., №1.- с.41-44.
38. Borisov Y., Borisova A., Petrov S. Structure and Properties of Coatings Deposited by Supersonic Air-Gas Plasma Spraying // Proceedings of the 14th International Thermal Spray Conference 22-26 May, 1995, Kobe, Japan.- p.857-862.
39. Петров С.В., Синьковский С.А. Напыление композиционного порошка TiC-Ni-Cu-P в плазме продуктов сгорания // Порошковая металлургия.- 1993.- №8-10.-с.43-47.
40. Jushtshenko K., Petrov S., Saakov A. Gas thermal spraying with supersonic air-gas plasma jet: equipment and coating properties // Joint Symposium: Electron beam and thermal spraying processes for production of materials and coatings.-Kiev: June, 1990.-p.29-39.
41. Петров С.В., Сааков А.Г. Напыление порошковых покрытий на основе Ni и Al₂O₃ в плазме продуктов сгорания углеводородного газа / Порошковая металлургия. 1990, №1.- с.56-62.
42. Патон Б.Є., Дудко Д.А., Петров С.В., Сааков О.Г. Високоенергетичне плазмове нанесення антикорозійних покриттів / Нафтова та газова промисловість. 1997, №1. - с.33-39.

43. Дудко Д.А., Петров С.В., Сааков А.Г., Фень Е.К. Нанесение каталитических покрытий методом сверхзвукового плазменного напыления / Прогресивна техніка і технологія машинобудування, приладобудування і зварювального виробництва. Праці Міжнародної науково-технічної конференції, присвяченої 50-річчю зварювального факультету. 25-28 травня 1998, т.IX, Київ.- с.325-329.
44. Алфинцева Р.А., Петров С.В., Евтушенко О.В. Повышение износостойкости газотермических покрытий термической обработкой / Защитные покрытия на металлах. 1993, вып. 27.- с.55-58.
45. Борисов Ю.С., Коржик В.Н. Аморфные газотермические покрытия. Теория и практика. Автоматическая сварка. 1995.№4. с.3-11.
46. Борисова А.Л., Борисов Ю.С., Петров С.В. Влияние условий плазменного напыления на структуру покрытий из сплава Fe-Mo-Cr-Ni-B / Автоматическая сварка. 1995, №7.- с.28-34.
47. Карп И.Н., Петров С.В., Рудой А.П. Электродуговая металлизация в сверхзвуковом потоке продуктов сгорания / Автоматическая сварка. 1991, №1.- с.62-65.
48. ТОПАС: новые технологии - высокое качество / Автоматическая сварка. 1998, ноябрь.-с.70-71.
49. Petrov S.V., Saakov A.G. Plasma Surface Hardening of Wheelsests / Proceedings of the Eleventh International Conference on Surface Modification Technologies held in Paris, France, September 8-10, 1997.- p.517-525.
50. Ковалевский В.И. Вагонное хозяйство ставит заслон сверхинтенсивному износу / Залізничний транспорт України. 1997, №1.- с.24-25.
51. Лашко А.Д., Петров С.В., Сааков А.Г. Плазменное поверхностное упрочнение колесных пар / Залізничний транспорт України. 1997, №2-3.- с.22-25.
52. Supersonic plasma spraying system (RPE TOPAS) / Edoxica report on THERMAL SPRAYING, 1998, №2.- p.8-9.
53. Кулагина Л.Н., Попович В.А., Фишман В.П., Турчин Л.А. Повішення надійності и довговечності сталіних трубопроводов // Строительство трубопроводов. 1991, №12.- с.35-37.
54. Petrov S.V., Saakov A.G. Novel Anticorrosive coating for Rust Protection of Structures / Conference on Materials in Oceanic Environment 22-24 Juli, 1998, Lisbon, Portugal, Proceedings, vol. III.- p.105-113.
55. Петров С.В., Марцевой Е.П. Состояние дисперсной фазы в плазме продуктов сгорания метана // Химическая технология. 1990, №4.- с.32-37.
56. Сиротинский А.А. Неорганические покрытия для антикоррозионной защиты трубопроводов // Строительство трубопроводов. 1993, №9.- с.22-24.

57. Петров С.В., Сааков А.Г., Бояджян А.М. Восстановление металлизацией тяжело нагруженных дизельных коленвалов // Автоматическая сварка. 1999, №8.-с.43-46.
58. Чичин А.В. Восстановление коленчатых валов тепловозных дизелей // Железнодорожный транспорт. 1998, №2. с. 19-23.
59. Калашников А.В., Корж В.Н. Анализ абразивного износа и метод повышения ресурса работы деталей растворонасосов // Автоматическая сварка. 1998, № 6.-с.27-30.
60. Petrov S.V., Saakov A.G. Plasma hardening of surfaces of wheelsets // The Paton welding journal. 1999, july. P.100.
61. Petrov S.V., Saakov A.G. Plasma surface hardening of wheelsets // Proceedings of the 4th International Conference on Railway Bogies and Running Gears. Budapest, Hungary 21-23 September, 1998. P. 453-462.

СОДЕРЖАНИЕ

Аннотация

Введение

Глава 1. Плазма и ее свойства.

1.1. Термодинамическое равновесие.

1.2. Влияние неравновесности.

Глава 2. Генерирование плазмы.

2.1. Плазмотроны.

2.2. Работа электродов плазмотрона в смеси воздуха с углеводородным газом.

2.3. Плазменная струя.

Глава 3. Движение и нагрев дисперсного материала в потоке плазмы.

Глава 4. Взаимодействие напыляемых частиц с окружающей средой.

Глава 5. Взаимодействие плазмы с поверхностью.

5.1. Общие закономерности.

5.2. Оптимизация технологии плазменного поверхностного упрочнения.

Глава 6. Плазменное поверхностное упрочнение колёсных пар.

6.1. Колёса во взаимодействии с рельсами.

6.2. Особенности плазменного поверхностного упрочнения.

6.3. Микроструктурные особенности поверхностных слоев стали, обработанной плазмой.

6.4. Повреждаемость термически упрочненных колёс.

Глава 7. Плазменное сверхзвуковое напыление покрытий.

Глава 8 Электродуговая металлизация в сверхзвуковом потоке продуктов сгорания метана.

Основные положения.

8.1. Электродуговой металлизатор, основные характеристики.

8.2. Компьютерная оценка структурных особенностей электрометаллизационных покрытий.

Глава 9. Новая плазменная аппаратура и технологии.

Заключение.

Литература.

ПОДРИСУНОЧНЫЕ НАДПИСИ

Рис.1. Зависимость равновесного состава плазмы продуктов сгорания метана от температуры при атмосферном давлении и α , равных 1 (а) и 0,6 (б).

Рис.2. Влияние температуры на равновесное объемное содержание ионов в плазме при атмосферном давлении. 1 - C^+ , 2 - O^+ , 3 - H^+ , 4 - N^+ ,
 — $\alpha = \infty$, ——— $\alpha = 0,9$, -·-·-·- $\alpha = 0,6$.

Рис.3. Зависимость средне массовой температуры плазмы от удельного энерговклада.

Рис.4. Зависимость отношения равновесной теплоемкости к замороженной плазмой образующих газов от температуры.

Рис.5. Кривые разбавления атмосферным воздухом плазмы CO_2 (а), NH_3 (б), продуктов сгорания CH_4 с воздухом $\alpha = 0,4$ (в) и 85 % Ar + 15 % H_2 (г) с разной исходной удельной энергией ε (цифры на кривых).

Рис.6. Зависимость степени увеличения объема ν (относительной величины скоростного напора $\rho U^2 / \rho U_0^2$) плазмы от температуры.

Рис.7. Влияние температуры на значение коэффициентов теплопроводности плазмы.

Рис.8. Схемы плазмотронов.

Рис.9. Зависимость напряжения на дуге от содержания метана в смеси с воздухом: 1- обдув катода воздухом, плазмо образующий газ - смесь воздуха с метаном; 2 - обдув катода газовойдушной смесью, плазмо образующий газ - воздух.

Рис.10. Вольт-амперные характеристики плазмотрона со сложной геометрией дугового канала (рис.7,б): 1 - 1 и 15; 2, 5 - 1,20; 3 - ∞ и 15; 4 - ∞ и 20. Сплошные линии - зона шунтирования на конфузоре, штриховые - зона шунтирования на цилиндрической части за конфузуром.

Рис.11. Зависимость локальных характеристик дуги $U_{К-А}$, $U_{МЭВ-А}$, $U_{К-МЭВ}$ в плазмотроне (рис.8,е) от рабочих параметров при расходе плазмо образующего газа $5 \text{ м}^3/\text{ч}$ и различных $\alpha = 0,6-0,9-\infty$. Сплошные линии - конический вход в дуговой канал, штриховые - профилированный вход.

Рис.12. Зависимость суммарных потерь в электродах (1,1',1'') и КПД плазмотрона (2, 2', 2'', 3, 3', 3'') от содержания метана в смеси при $I_1 = 40$, $I_2 = 110$, $d_1 = 8$, $d_2 = 16 \text{ мм}$, расходе смеси $15 \text{ м}^3/\text{ч}$ и разном токе дуги. 1-3 - 200, 1'-3' - 300, 1''-3'' - 400 А. Сплошные линии - $\eta_{эл} = (U_{д}I_{д} - P_{пот}) \cdot U_{д}I_{д}$, штриховые - суммарные потери, штрих-пунктирные - $\eta_{\Sigma} = (P_{\Sigma} - P_{пот}) \cdot P_{\Sigma}$.

Рис.13. Области достижимых значений удельной энергии плазменной струи в плазмотронах разной конструкции ($A = 0...20\%$, $I = 130...400 \text{ А}$):

- 1 - плазмотроны с автогазодинамической стабилизацией длины дуги
- 2 - плазмотроны с МЭВ и автовентиляцией зазора МЭВ-анод
- 3 - то же, но с независимой вентиляцией

Рис.14. Распределение давлений на стенке цилиндрической части звукового сопла при сверхкритическом перепаде давлений.

Рис.15. Фотография катода и приэлектродного участка дуги: а - работа на воздухе, $\alpha = \infty$, б - работа на смеси, $\alpha = 0,9$ с резко контрагированным пятном (ток дуги - 150 А).

Рис.16. Вид поверхности кратера на циркониевой вставке под катодным пятном дуги, работавшей в режиме резкой контракции (а), микрошлиф катода (б).

Рис.17 Вид отработавшего анода: а - работа на воздухе, $\alpha = \infty$; б - работа на смеси, $\alpha = 0,9$.

Рис.18. Зависимость объемного содержания компонентов от состава плазмы образующей смеси при 2000 К и содержании в системе 10 % (мас.) меди. 1 - O_2 ; 2 - Cu_2O ; 3 - N_2 ; 4 - H_2O ; 5 - H_2 ; 6 - CO ; 7 - Cu ; 8 - CO_2 . Для соединений меди (конденсированная фаза) - содержание в % мас.; для газовых компонентов - % (об.).

Рис.19. Распределение энтальпий H и температур T , соответствующих этим энтальпиям, по длине l и сечению струи r на расстоянии 20 мм от среза сопла при расходе смеси 6 г/с, электрической мощности 85 кВт, $\alpha = 0,24$ и диаметре сопла 16 мм. Сплошные линии - воздух, штриховые - $\alpha = 0,7$.

Рис.20. Распределение температур (а) и скоростей (б) в плазменной струе плазмотрона ПУН-1 установки "Киев-7". Мощность - 65 кВт, расход плазмы образующего газа - 6,5 м³/ч. На кривых указаны значения температуры и скорости.

Рис.21. Содержание компонентов газа (кроме азота) на оси плазменной струи (2 калибра от среза сопла) при дополнительном вдуве пропан-бутана от тока дуги. Расход плазмы образующего газа $G_{\Sigma} = 6,5$ м³/ч, $\alpha = 1,4$; пропан-бутана $G_{пр.бут.} = 1,6$ м³/ч; напряжение на дуге $U_{\delta} = 210$ В, диаметр сопла $d_A = 12$ мм.

Рис.22. Зависимость критических температуры (а) и скорости плазмы (б) продуктов сгорания от мощности при соотношении газ:воздух 0,05; 0,1; 0,2 и критических давлениях $P_* = 10^5; 2 \cdot 10^5; 3 \cdot 10^5$ Па.

Рис.23. Изменение температуры (1-4) и скорости (1'-4') адиабатического расширения при $\alpha = 0,9$ (сплошные линии) и $\alpha = \infty$ (штриховые), а также давления (5, 5') вдоль оси потока до центрального скачка уплотнения при температуре торможения 15000 (1, 1', 2, 2', 5') и 10000 К (3 - 5, 3', 4') для равновесного течения при $1 > M > 1$ (1, 1', 3, 3') и равновесного течения $M > 1$ и замороженного при $M > 1$ (2, 2', 4, 4').

Рис.24. Скорость частиц диоксида циркония (u_s), температура их поверхности T_s центра T_{s0} и степени оплавления $r_{пл}$ вдоль оси плазменной струи ($d_s = 40$ мкм, $\epsilon = 5,9$ кВт·ч/м³): 1 - плазма продуктов сгорания, $\alpha = 0,8$; 2 - азотная плазма.

Рис.25. Скорость частиц u_s , температура их поверхности T_s центра T_{s0} и степени оплавления $r_{пл}$ вдоль оси плазменной струи ($\epsilon = 7,4$ кВт·ч/м³, плазма продуктов сгорания): 1 - частицы никеля (100 мкм); 2 - частицы диоксида циркония (40 мкм).

Рис.26. Зависимость координаты дробления $x_{др}$ Al_2O_3 от параметров:

а - относительной скорости плазмы ($u_s = 30$ м/с); б - скорости частиц ($u_{г} = 2000$ м/с); в - размера частиц ($u_s = 30$ м/с; при разных $u_{г}$: I - 1000; II - 2000; III - 3000; IV - 4000 м/с); г - температуры плазмы ($u_s = 30$ м/с; при разных $u_{г}$: 3-7 = 2000; 3'-7' = 3000 м/с).

Рис.27. Состояние дисперсной фазы в потоке плазмы.

Рис.28. Влияние содержания природного газа в смеси с воздухом (а) и дистанции напыления (б) на окисленность напыляемого материала; под защитой аргона (1,2) и в открытой атмосфере (3,4) в исходном порошке 95,5 % $Fe_{мет}$ (1,3) и 60 % $Fe_{мет}$ (2,4).

Рис. 29. Зависимость равновесной концентрации AlN и SiN от температуры в системе $Al-Si-N$ (Si - 5% от Al) ——— AlN , - - - - - SiN
1,4 - 0,1 МПа; 2,5 - 1,0 МПа; 3,6 - 2,0 МПа.

Рис.30. Зависимость глубины нагрева до $850^{\circ}C$ и скорости (W) перемещения изделия относительно плазмотрона от интенсивности теплопередачи. Исходная температура изделия $300 K$.

Рис.31. Зависимость скорости перемещения изделия относительно плазмотрона и расхода плазмообразующего газа от тока дуги относительного перемещения

Рис.32. Термические циклы для микрообъемов, находящихся на оси плазменной струи и глубине 0-1-2-3-4-5 мм при обработке на режимах: среднемассовая температура плазмы на срезе сопла - $6000^{\circ}K$; скорость относительного перемещения А - 1,0 см/с; В - 1,5 см/с; С - 2 см/с; плазмообразующий газ: А - воздух; В - воздух +10%об. CH_4 ; С - воздух+10%об. CH_4 .

Рис.33. Температурные поля в зоне термического влияния в момент выхода из-под плазменной струи при обработке на режимах А и С в соответствии с рис.32.

Рис.34. Распределение температур микрообъемов, находящихся на оси плазменной струи по глубине при обработке на разных режимах: 1 – скорость относительного перемещения $u_0 = 1$ см/с, температура предварительного подогрева обрабатываемой детали $T_0 = 30 C$, плазмообразующий газ - воз-

дух, $a=\infty$; 2 - $u_0 = 1,5$ см/с, $T_0 \sim 30$ С, $a = 1$ (плазмообразующий газ: воздух + 10%об. CH_4); 3 - $u_0 = 1,5$ см/с, $T_0 = 30$ °С, $a = \infty$; 4 - $u_0 = 1,5$ см/с, $T_0 = -20$ °С, $a = \infty$; 5 - $u_0 \sim 1,5$ см/с, $T_0 = 100$ °С, $a = \infty$; 6 - $u_0 = 2$ см/с, $T_0 = 30$ °С, $a = \infty$; 7 - $u_0 = 2$ см/с, $T_0 = 30$ °С, $a = 1$.

Рис.35. Изменение во времени скоростей нагрева и охлаждения микрообъемов, находящихся на оси плазменной струи и глубине 0-1-2-3-4-5 мм при обработке на режимах А и С в соответствии с термическим циклом рис.32.

Рис.36. Изменение во времени температуры и скорости охлаждения микрообъемов, находящихся на оси плазменной струи и глубине 0-1-2-3-4-5 мм при обработке на режиме А в соответствии с термическим циклом рис.32.

Рис.37. Зависимость скорости охлаждения микрообъемов у поверхности от температуры для режимов: а: $u_0 = 1,5$ см/с, $a = \infty$; T_0 : 1 - -20 °С, 2 - 30 °С, 3 - 100 °С; б: в соответствии с термическими циклами рис.32.

Рис.38. Профиль интерференции (200) γ -железа образцов колесной стали после термической обработки:

а - плазменная обработка

б - закалка

в - отжиг

Рис.39. Микроструктура образцов первой группы

а - бесструктурный мартенсит

б - мелкоигльчатый мартенсит

в - крупноигльчатый мартенсит

г - мартенситно-сорбитная структура переходной зоны

д - структура пограничного феррита в зоне перехода к основному металлу

Рис.40. Изменение микротвердости по глубине образцов первой группы

Рис.41. Микроструктура образцов второй группы

a_1, a_2 - мартенситно-сорбитная структура поверхностного слоя

b_1, b_2 - мартенситно-сорбитная структура переходной зоны

в - однородный мелкодисперсный сорбит на границе с основным металлом

Рис.42. Микроструктура образцов третьей группы

a_1, a_2 - микроструктура на поверхности с выделением мелкодисперсных карбидов в ферритной матрице

б₁, б₂ -микроструктура переходной зоны отпущенного слоя

Рис.43. Микроструктура образцов четвертой группы

а - ферритно-карбидная смесь с текстурой деформации

б - мелкодисперсный перлит (сорбит) отпущенного слоя

Рис.44. Зарождение микротрещин в поверхностных слоях

а - зарождение трещины на участке с мартенситной структурой

б - зарождение трещины на границе мартенсит-сорбит

в - развитие трещины

Рис.45. Термограммы термической обработки колес на стадии их охлаждения в зависимости от температуры нагрева

а - 1100 °С; б - 1000 °С; в - 900 °С

(обозначения на кривых соответствуют режимам приведенных в табл.1)

Рис.46. Микроструктура колесных пар Ст60 в исходном состоянии

Рис.47. Микроструктура упрочненного слоя образцов, обработанных плазмой, выполненных по режиму I:

а - зона I (d = 0,75 мм); б - зона II (d = 0,5 мм); в - зона III (d = 0,5 мм); г - зона IV (d = 1,25 мм)

Рис.48. Микроструктура упрочненного слоя образцов, обработанных плазмой, выполненных по режиму II с использованием охлаждающего газа:

а - зона I (d = 0,75 мм); б - зона II (d = 0,5 мм); в - зона III (d = 0,5 мм); г - зона IV (d = 1,25 мм)

Рис.49. Микроструктура упрочненного слоя образцов, обработанных плазмой, выполненных по режиму III:

б - зона II (d = 0,25 мм); в - зона III (d = 0,25 мм); г - зона IV (d = 1,75 мм)

Рис.50. Микроструктура упрочненного слоя образцов, обработанных плазмой, выполненных по режиму III с использованием охлаждающего газа:

б - зона II (d = 0,25 мм); в - зона III (d = 0,25 мм); г - зона IV (d = 1,75 мм)

Рис.51. Изменение микротвердости по глубине обработанного слоя плазмой в зависимости от температуры:

а - 1100 °С; б - 1000 °С; в - 900 °С

Рис.52. Распределение микротвердости по ширине зеркала закаленной дорожки

Рис.53. Фрактографические исследования поверхности разрушения

Рис.54. Микрофотография закаленной дорожки. Выявлена деформационная сетка металла

Рис.55. Формирование оксидного слоя внутри трещины

Рис.56 Напряженное состояние при формировании радиальных и поперечных полос скольжения

Рис.57. Изменение компонент напряженно-деформированного состояния в “активной” зоне:

а - изменение σ_x и σ_y в зависимости от угла α ;

б - изменение составляющих деформации по ширине “активной” зоны

Рис.58. Зависимость КИМ Al_2O_3 , напыленного сверхзвуковым плазмотроном, от фракций d_s порошка (а), мощности P плазмотрона (б), расхода $G_{\text{ПОГ}}$ плазмо образующего газа (в), производительности G_s (г) для разных дистанций напыления: 1 - 150; 2 - 200; 3 - 250; 4 - 300 мм.

Рис.59. Зависимость пористости покрытия Al_2O_3 , напыленного на сверхзвуковом плазмотроне, от фракционного состава порошка (а), мощности плазмотрона (б), расхода плазмо образующего газа (в) и содержания СН в смеси (г) для разных дистанций напыления.

Рис.60. Зависимость плотности тока полной пассивации от пористости хромового покрытия.

Рис.61. Схема сверхзвукового электродугового металлизатора.

Рис.62. Профили динамических напоров сверхзвуковой горелки электродугового металлизатора на расстоянии от среза сопла:

1 - 2 мм; 2 - 7 мм; 3 - 12 мм; 4 - 22 мм; а - $\alpha = 1,2$; б - $\alpha = 0,9$.

Рис.63. Зависимость скорости подачи проволок (12Х18Н10Т диаметром 1,6 мм) от тока дуги. 1 - обдувающий газ - воздух; 2 - обдувающий газ - горячие продукты сгорания.

Рис.64. Микрошлиф покрытия из порошковой проволоки ПП-ММ2.

Рис.65. Результаты анализа морфологии покрытия из порошковой проволоки ПП-ММ2: а,г - распределение форм-размеров; б,д - распределение по размерам; в,е - распределение по форме; а,б,в - основной металл; г,д,е - темная фаза (карбиды, оксиды, силициды).

Рис.66. Сопоставление отказов трубопроводов с различными типами покрытий: 1 - битумные покрытия, 2 - битумно-резиновые покрытия; 3 - поливинилхлоридное покрытие; 4 - оцинкованное термодиффузионным способом; 5 - металлизация алюминием.

Рис.67. Напыление алюмокерамического покрытия на трубу.

Рис.68. Элемент сетчатого катализатора с плазменным покрытием, а-х30, б-х1000.

Рис.69. Зависимость коэффициента трения от нагрузки.

Рис.70. Восстановление локомотивного коленвала сверхзвуковой электродуговой металлизацией.

Рис.71. Плазменная поверхностная закалка колеса.

Петров С.В.

**ПЛАЗМА ПРОДУКТОВ СГОРАНИЯ В ИНЖЕНЕРИИ
ПОВЕРХНОСТИ**

Посвящается Евгению Петрову

Киев, 2000

Автор выражает глубокую благодарность академикам НАН Украины директору ИЭС им. Е.О.Патона Б.Е.Патону, директору Института газа И.Н.Карпу, зав.отделом ИЭС им. Е.О.Патона Д.А.Дудко за внимание и поддержку в развитии описанных в книге работ.

* Исследования структур плазменно упрочненных слоев колесной стали выполнила Таранова Т.Г. ИЭС им.Е.О.Патона НАН Украины.