

подстуживания, а также возникающей при этом избыточной концентрацией вакансий. Последующее однократное обжатие не приводит к такому же радикальному измельчению аустенита зерна, которое наблюдается при многократном обжатии [1].

Следует отметить, что непосредственно после деформации при контролируемой прокатке наблюдаются крупные вытянутые зерна аустенита, которые при последующей статической рекристаллизации измельчаются. Сравнение различных процессов обработки показывает, что на начальных стадиях аустенитное зерно при контролируемой прокатке обладает большим размерным разбегом, чем при контролируемом охлаждении.

Для производства углеродистой катанки (в частности, канатной и для металлокорда) можно рекомендовать режимы контролируемого охлаждения, при которых прошли наиболее полно процессы повторной, но не начались процессы собирательной рекристаллизации. Такие рекристаллизованные аустенитные зерна при последующем превращении дадут однородное действительное зерно и мелкодисперсную перлитную структуру.

ЛИТЕРАТУРА

1. *Бернштейн М.Л., Займовский В.А., Капуткина Л.М.* Термомеханическая обработка стали. М.: Металлургия, 1983. 480 с.
2. *Корчинский М.* Высокотемпературная контролируемая прокатка низколегированных сталей // *Сталь*. 1990. № 7. С. 85 – 92.
3. Влияние режимов регулируемого двухстадийного охлаждения на микроструктуру и обезуглерожённость катанки из углеродистой стали / В.В. Парусов, В.А. Луценко, В.К. Бабич и др. // *Сталь*. 1992. № 4. С. 66 – 68.
4. *Узлов И.Г., Парусов О.В., Нестеренко А.М.* Зависимость процессов рекристаллизации аустенита в бористой стали 20Г2Р от технологической схемы температурно-деформационной обработки // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 1998. № 2. С. 12 – 13.
5. Особенности рекристаллизации аустенита углеродистой стали 45 при контролируемой прокатке / В.В. Парусов, В.А. Луценко, В.О. Сивак и др. // *Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии*. Киев: Наук. думка, 2001. Вып. 4. С. 167 – 170.

УДК 621.791.76

В.Н. КОВАЛЕВСКИЙ, д-р техн. наук, С.В. ГРИГОРЬЕВ (БНТУ)

ЭРОЗИОННАЯ СТОЙКОСТЬ СЛОИСТЫХ МАТЕРИАЛОВ, ПОЛУЧЕННЫХ СВАРКОЙ ВЗРЫВОМ

Процессы эрозионного износа рабочих поверхностей под воздействием газового потока высокого давления (300...350 МПа) при температурах до 2000 °С и скорости газового потока 400 м/с и механическое истирание поверхностей в значительной степени определяют работоспособность ма-

териала трубных изделий специального назначения. Материал изделия – высокопрочная сталь 30ХНЗМФА – не обеспечивает требуемого уровня эрозионной стойкости, поэтому защиту рабочей поверхности предлагается осуществить путем использования полученного сваркой взрывом слоистого материала на основе этой стали с внутренним слоем из сплавов тугоплавких металлов (кобальта, молибдена, хрома, ниобия).

Экспериментальные исследования механического и эрозионного износа стали были выполнены на трубных образцах с рабочим диаметром 30 и 60 мм. В процессе нагружения происходил разогрев поверхностных слоев стали до 450...500 °С на глубину 3...4 мм. При рабочем диаметре до 30 мм и нагреве свыше 700 °С значительную роль играет механическое истирание поверхности. Для изделий с рабочим диаметром свыше 30 мм определяющим является эрозионный износ.

На рис. 1 показано изменение механического и эрозионного износа рабочей поверхности при температуре поверхностного слоя свыше 650 °С для трубного изделия с рабочим диаметром 30 мм. Для стали 38ХНЗМФА при нагреве поверхности свыше 730 °С механическое истирание значительно превосходит эрозионный износ.

Механический износ рассчитывали по формуле [1]

$$h_M = \int k \mu p v dt / HB,$$

где k – коэффициент механического изнашивания; μ – коэффициент истирания (сталь – медь); p – нормальное давление; v , t – скорость и время воздействия источника; HB – твердость материала при данной температуре.

Изменение теплового состояния оболочки в процессе эксплуатации представлено на рис. 2. Для обеспечения работоспособности трубного изделия нагрев стали не должен превышать 630 °С при нагреве поверхности не выше 900...930 °С. Эффективно в этих условиях можно использовать слоистые материалы с внутренним слоем из эрозионно стойких сплавов тугоплавких металлов и внешней оболочкой из высокопрочных сталей. Применение в качестве внутреннего слоя конструкционной керамики на

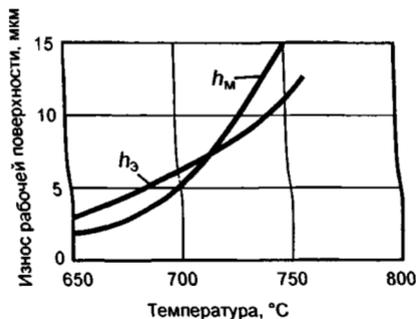


Рис. 1. Механический h_M и эрозионный $h_э$ износ рабочей поверхности с внутренним диаметром 30 мм

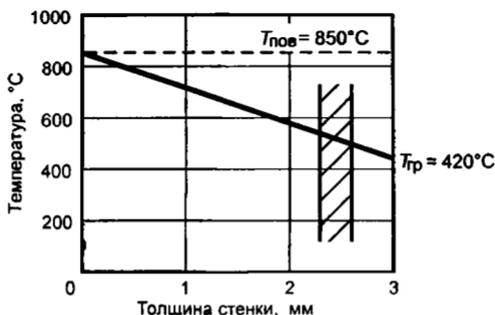


Рис. 2. Изменение теплового состояния оболочки из стали 38ХНЗМФА по толщине стенки

основе SiC либо композиции $\text{Si}_3\text{N}_4\text{—SiC}$ с повышенной вязкостью разрушения и высокой эрозионной стойкостью заслуживает внимания как одно из перспективных направлений [2].

Эрозия в потоках газа сопровождается окислением рабочих поверхностей со скоростью, превышающей скорость окисления в неподвижных атмосферах. Так, высокие скорости потока газа (100 м/с) в турбинах и значительные давления приводят к потере массы металла в потоке газа вследствие локального расплавления и эрозии поверхности металла аэродинамическими силами. Теоретические и экспериментальные исследования эрозионного износа [3] показали, что факторы, влияющие на эрозионную стойкость, можно классифицировать по следующим группам:

1) химический состав, структура, механические свойства при высоких температурах, напряженное состояние, шероховатость поверхности, теплофизические показатели (температура плавления, теплопроводность, теплоемкость, коэффициент термического расширения, теплота плавления, парообразования, сублимации и т. д.);

2) температура и скорость газового потока, характер воздействия газовых струй и взвешенных в них твердых частиц, продолжительность, цикличность, реакционная способность;

3) теплопередача и химические процессы в зоне контакта газ — металл, степень черноты тела, толщина пограничного слоя, турбулентность потока, наличие поверхностно-активных веществ.

Поток газа состоит из CO, CO₂, N₂, H₂, H₂O и C, а также частиц металлов, выдавленных с поверхности при высокой скорости механического истирания. Восстановительный потенциал потока нарушается в результате термической ионизации при высокой скорости горячего потока. Равновесие термической ионизации рассчитывается по формуле Саха с учетом закона Дальтона. Наличие сажевых и металлических частиц снижает температуру ионизации до 1500...1700 °C [4]. Распад отрицательных ионов CO⁻ происходит вследствие протекания реакции $\text{CO}^- + \text{O} \leftrightarrow \text{CO} + \text{O} + e$. Тепловой эффект реакции 0,61 эВ. Отрицательные ионы, покидая сажевую частицу, образуют положительный потенциал, который своим полем удерживает отрицательные ионы вблизи сажевой частицы, что создает двойной

электрический слой. С повышением давления ионизация частиц в потоке газа определяется неравновесной химической реакцией горения.

На границе раздела газ – металл возникает приповерхностный слой с переменной концентрацией. На первой стадии при отсутствии дефектов и микрорельефов на поверхности процесс взаимодействия осуществляется с малой турбулентностью, на второй (после серии нагружений) интенсивная микропластическая деформация приповерхностного слоя приводит к возрастанию турбулентности потока газа.

В стационарных условиях диффузионный массоперенос через граничный слой описывается соотношением [5]

$$v = \beta (C_d - C_{дs}) = D/\delta (C_d - C_{дs}),$$

где v – скорость протекания реакции; β – коэффициент массопереноса; C_d , $C_{дs}$ – концентрация компонентов реакции в ядре потока и на поверхности металла; D – скорость диффузии; δ – толщина слоя.

В условиях ламинарного потока газа (малое число Рейнольдса) массоперенос, перпендикулярный к направлению потока, аналогичен массопереносу в стационарных условиях. При турбулентном потоке с ростом числа Рейнольдса массоперенос возрастает.

Диссоциация молекул газа при высокой температуре и электрическом поле приводит к взаимодействию атомов диссоциированного газа и атомов металла (хемосорбция). Хемосорбция наблюдается на активных центрах поверхности (углы и грани кристаллов, дефекты решетки, дислокации) [6]. Энергетическая гетерогенность поверхности вследствие различной активности центров изменяет характер движения газов. Диффузия атомов газов или углерода в металл реализуется при определенных энергетических соотношениях. Диффузия растворенных атомов определяется градиентами концентрации, температуры и давления.

Энергетическая устойчивость электронной конфигурации поверхности определяет образование межатомных связей, устойчивость фаз, энергию активации. У переходных металлов (Cr, Mo, Nb) плотность электронного состояния $N(E_F)$ на уровне Ферми характеризует силу межатомного взаимодействия. Физические характеристики металлов представлены в табл. 1.

Таблица 1

Физические характеристики металлов

Металл	Температура, К	Плотность энергетического состояния $N(E_F)$, электрон/атом	Удельная электронная теплоемкость γ_E , 10^9 кал·моль ⁻¹ ·град ⁻²	Энергия сцепления ΔH , эВ
Fe (сталь)	585	0,5	2,5	4,15
Fe	467	2,5	4,0	4,30
Co	445	2,6	7,0	4,40
Ni	465	3,2	10,0	4,50
Nb	250	0,4	2,0	–
Mo	470	1,5	6,0	6,85

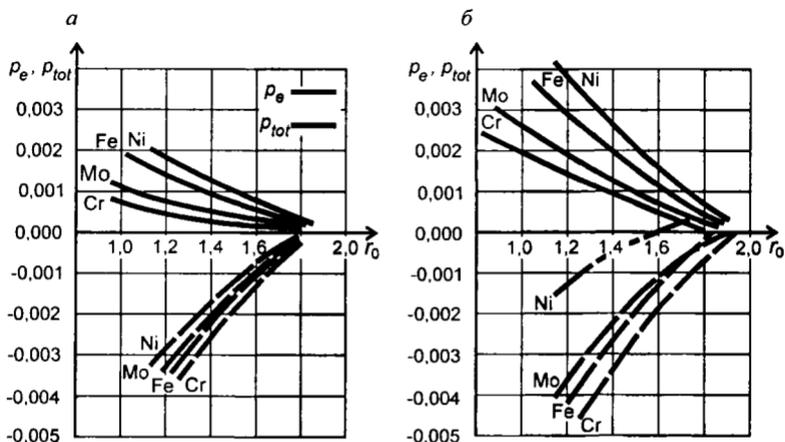


Рис. 3. Электронное p_e и ионное p_{tot} давление в ячейке металла при наличии внедренного атома кислорода:

a – в начале процесса; *б* – в конце процесса

Температурные изменения энергетического спектра Ni с высокой плотностью энергетического состояния на уровне Ферми приводят к резкому уменьшению энергии сцепления, Co и Fe – к среднему, Cr и Mo – к незначительному (энергия сцепления наиболее стабильная) (рис. 3).

Если в системах металл – водород, металл – азот выделение и поглощение газа через граничную поверхность могут быть обратимыми, то для кислорода процесс сопровождается образованием оксида металла MeO. Взаимодействие углерода и железа при высоких температурах и давлении сопровождается процессами науглероживания и обезуглероживания поверхности. Диффузия углерода ускоряется за счет растягивающих напряжений, возникающих на поверхности в процессе расширения трубного изделия при нагреве (эффект Сноэка) [5].

Экспериментальные исследования эрозийного износа металлов при циклическом нагружении показали, что предложенные объяснения согласуются с теорией на примере никеля, кобальта, железа, молибдена и ниобия (рис. 4). Унос поверхностного слоя металла аэродинамическими силами и пластическая деформация – основные причины разрушения металла, которое усиливается за счет снижения прочности слоев при насыщении их газами.

Сопротивление металлов горячей газовой эрозии определяется прочностью поверхностных слоев на микроуровне, дефектностью структуры и типом решетки. При термоионизации потока газа наблюдается эффект ионной бомбардировки поверхности металла заряженными частицами, что повышает насыщение поверхности газами и увеличивает износ. Диффузия атомов газа и углерода определяется градиентом температуры и концентрацией газа. Микрорентгеноспектральным анализом установлено,

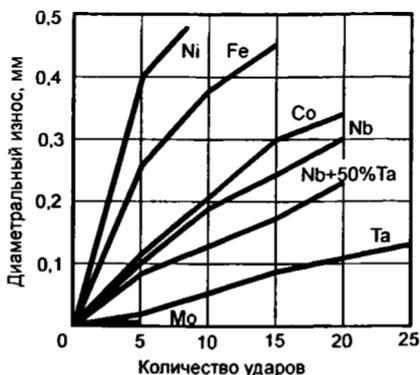


Рис. 4. Эрозионная стойкость металлических материалов

что после десятициклового нагружения в поверхностных слоях стали 38ХНЗМФА на глубине 0,2 мм наблюдается внедренный кислород с концентрацией 0,3...0,4% (точность метода 0,05%), что приводит к интенсивному диаметральному износу рабочей поверхности (до 1,2 мм на диаметре 30 мм).

Различие химических потенциалов (уровней Ферми) примесной ячейки и основного компонента приводит к перераспределению электронов между ячейками. Перераспределение электронной плотности сопровождается ослаблением сил связи между атомами, что объясняется увеличением заполнения разрыхляющих орбиталей в соответствующей d -полосе металлов. С ростом концентрации кислорода в металле увеличивается ионная компонента связи в локальных объемах (образование MeO), что приводит к охрупчиванию металла. В объемах с ионной компонентой связи движение дислокации затруднено, наблюдается их накопление, что может привести к зарождению микротрещин.

Расчеты показали, что перераспределение электронной плотности в окрестности внедренного атома кислорода изменяет характер связи между атомами, что приводит к формированию локальных объемов со значительной долей ионной компоненты связи, способствующих зарождению и развитию микротрещин. Создание структуры, содействующей закреплению дислокаций (ячеистые формирования, полигоны, мелкодисперсные упрочняющие частицы), затрудняет насыщение поверхности металла кислородом и повышает эрозионную стойкость сплавов.

Воздействие горячей газовой струи и истирание нагретых рабочих поверхностей требуют высокой горячей твердости поверхностных слоев, прочности и вязкости материала. Упрочнение сталей и сплавов высокоскоростной деформацией при сварке взрывом способствует формированию структуры, обеспечивающей повышение механических свойств материала. В табл. 2 показано изменение твердости стали 38ХНЗМФА и сплава ЭП-131 в зависимости от степени и температуры высокоскоростной деформации.

Свойства стали 38ХНЗМФА и сплава ЭП-131

Материал	Степень деформации ϵ , %	Температура деформации, °С	Твердость HRC		
			на внутренней поверхности	в поперечном сечении	
38ХНЗМФА	0	20	32	27	
	25		34	27	
	50		40	30	
	0	400	42	28	
	25		42	33	
	0		850	53	48
	50	52		53	
	62	54		50	
ЭП-131	0	20	38	32	
	25		47	44	
	50		52	45	
	60	400	52	45	
	0		850	42	31
	24			46	37
	50	52		49	
	62	48	46		

Для стали 38ХНЗМФА с увеличением степени деформации отмечается возрастание твердости и снижение интенсивности упрочнения. При степенях деформации, близких к критическим, в структуре стали появляются трещины, возможно разупрочнение материала за счет тепловых процессов. Высокоскоростная деформация в диапазоне $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращений железа (850 °С) с последующим охлаждением с высокой скоростью сопровождается образованием в структуре мартенсита деформации, обуславливающего повышение твердости (рис. 5, а). Обработка высокоскоростной де-

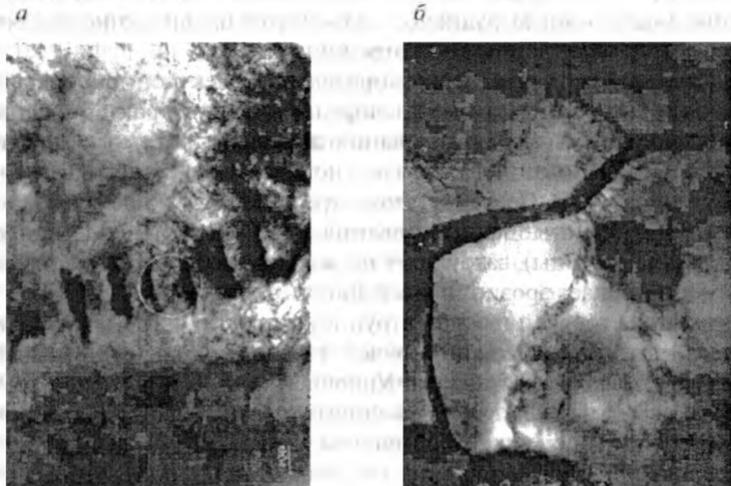


Рис. 5. Тонкая структура стали 38ХНЗМФА (а) и сплава МТ (б) после взрывной обработки

формацией при температуре 850 °С не только способствует упрочнению стали, но и формирует структуру с большой дисперсностью упрочняющих карбидов, обеспечивает высокие характеристики ударной вязкости (1,2 мДж/м²) и пластичности ($\delta = 12\%$, $\psi = 36\%$).

В кобальтовом сплаве ЭП-131 с ростом степени деформации наблюдается повышение твердости. Максимальная твердость достигается при температуре испытания ~400 °С, когда упрочнение сплава идет дополнительно и за счет фазового наклепа, вызванного $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращением. Снижение твердости при $\epsilon = 62\%$ и $t = 850$ °С связано с появлением микротрещин в сплаве и эффектами разупрочнения.

Твердость при повышенных температурах определяли методом вдавливания с использованием пирамиды с углом конуса 132° из сплава Т15К6. Изменение твердости стали 38ХН3МФА и сплава ЭП-131 в зависимости от температуры представлено в табл. 3. Упрочнение высокоскоростной деформацией при температуре 850 °С способствует получению высоких значений твердости для стали 38ХН3МФА при повышенных температурах и положительно сказывается на сопротивлении истиранию и эрозионной стойкости материалов. В сплаве ЭП-131 отмечаются высокие характеристики твердости после высокоскоростной деформации при температуре 400 °С и стабильность свойств при повышенных температурах. Создание мелкозернистой структуры с равномерным распределением дисперсных упрочняющих частиц после высокоскоростной пластической деформации позволяет избежать концентраторов напряжений, скопления дефектов, образования центров с ослабленной прочностью на микроуровне, что должно обеспечить повышение эрозионной стойкости материалов.

Таблица 3

Свойства стали 38ХН3МФА и сплава ЭП-131 при нагреве

Температура испытания, °С	Твердость, Па		Температура испытания, °С	Твердость, Па	
	38ХН3МФА	ЭП-131		38ХН3МФА	ЭП-131
20	1400	1233	450	776	661
100	1222	1064	600	529	550
200	1238	883	700	423	591
300	1254	745	800		279
400	1077	674			

Испытания образцов на эрозионный износ проводили в жестких режимах нагружения при количестве циклов 1, 5 и 10. Образцы из стали 38ХН3МФА испытывали в состоянии улучшения и упрочнения высокоскоростной деформацией различной степени. Влияние взрывной обработки на эрозионную стойкость стали 38ХН3МФА показано на рис. 6.

Анализ результатов испытаний показал, что упрочнение стали высокоскоростной деформацией повышает стойкость на 30...50% лишь на первых (до пяти) циклах нагружения, когда температура поверхностных слоев не превышает 650 °С. При десяти циклах нагружения с ростом температуры сказываются эффекты разупрочнения и эрозионная стойкость сталей становится нечувствительной к структурному состоянию.

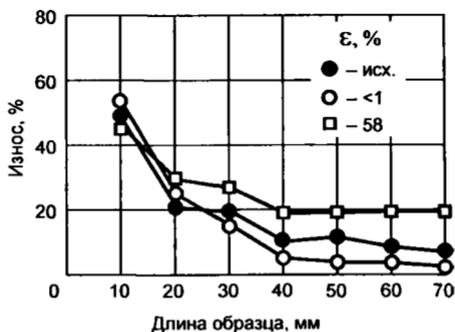


Рис. 6. Влияние взрывной обработки на эрозионную стойкость сталей

Исследования структуры стали 38ХНЗМФА в состоянии улучшения и упрочнения позволили объяснить относительный рост эрозионной стойкости при малых циклах нагружения в стали, упрочненной взрывом, формированием фрагментированных пластин мартенсита, дисперсным и более равномерным распределением упрочняющих фаз, ячеистым строением тонкой структуры (рис. 5, а). Структура приповерхностного слоя в стали, упрочненной взрывом, представлена на рис. 7, а.

При десятицикловом нагружении трубных образцов из упрочненной взрывом стали 38ХНЗМФА в структуре приповерхностных слоев отмечается перераспределение углерода. Высокая плотность дефектов после высокоскоростной деформации проявляется в формировании на поверхности микропор, насыщении их газами, образовании трещин усталостного характера (рис. 7, б, в).

Микрорентгеноструктурный анализ приповерхностных слоев показал, что после десяти циклов нагружения на глубине 0,2 мм происходит насыщение металла кислородом (0,3...0,4%). Концентрация углерода в приповерхностных слоях стали уменьшается до 0,1%, и только у самой поверхности (5...6 мкм) обнаружено повышение содержания углерода до 0,3%.

Молибденовый сплав МТ содержит 0,3...0,5% Ti, что не только обеспечивает повышение прочности сплава, но и приводит к образованию более стабильных оксидов, а это обуславливает снижение интенсивности образования высших оксидов MoO₃. Интенсивное окисление поверхности сплава осуществляется при температуре выше 800 °С. Формирование при взрывной обработке ячеистой структуры и полигонизация обеспечивают повышение вязкости разрушения и эрозионной стойкости сплава (см. рис. 5, б). Слоистый материал 38ХНЗМФА — сплав МТ, полученный сваркой взрывом, — имеет наиболее высокие показатели по эрозионной стойкости.

Хромовый сплав ВХ-2К содержит 0,2...1,0% V и 0,2...1,0% La, которые способствуют повышению коррозионной стойкости и пластичности сплава, снижают внутренние напряжения между оксидной пленкой и металлом. Сварка взрывом сплава и высокопрочной стали возможна при предварительном нагреве хромового сплава до температур, превышающих порог хрупковязкого перехода (350...450 °С).

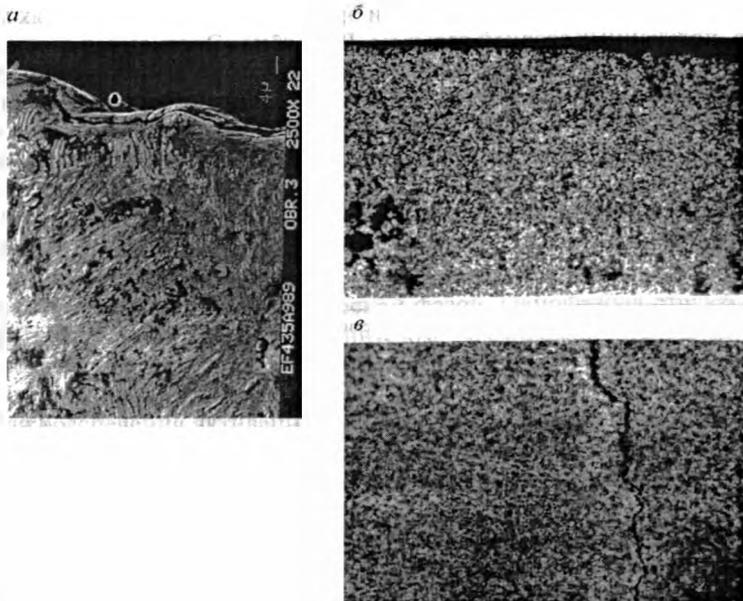


Рис. 7. Поверхность стали 38ХНЗМФА после испытаний

Ниобиевые сплавы ЛН-1 и ВН-2АЭ содержат молибден и цирконий, которые обеспечивают получение пластичной дисперсной структуры. При высоких температурах оксидные пленки приближаются к стехиометрическому составу высшего оксида ниобия Nb_2O_5 и имеют достаточно высокую адгезионную прочность с основой, поэтому их использование в качестве эрозионно стойкого защитного слоя слоистого материала перспективно.

Для кобальтового сплава ЭП-131 характерно высокое содержание хрома (17...19%), вольфрама (13...15%) и никеля (10...12%), что увеличивает его способность сопротивляться окислению. Образование оксидов хрома и вольфрама обедняет поверхностный слой матрицы легирующими элементами и повышает пластичность слоя. Сварка взрывом стали 38ХНЗМФА и кобальтового сплава позволяет получать в зоне соединения твердый раствор компонентов с высокой пластичностью, что обеспечивает релаксацию напряжений, которые возникают при эксплуатации в условиях воздействия высоких температур и давлений, прикладываемых циклически.

Слоистый материал обеспечивает снижение температурного режима тонкого защитного слоя из сплавов тугоплавких металлов за счет интенсивного рассеивания теплоты в массивную стальную оболочку, что повышает эрозионную стойкость материала. Испытания слоистых материалов показали увеличение стойкости в 3 – 5 раз по сравнению со сталью 38ХНЗМФА с хромированным внутренним слоем.

В табл. 4 представлены показатели эрозионно стойких слоистых материалов, полученных сваркой взрывом. В столбце «Эрозионная стойкость» указано количество циклов, которое выдерживает слоистый материал. Оценку физических и механических свойств защитного слоя осуществляли исходя из способности эрозионно стойкого слоя выдерживать высокое давление в условиях воздействия высоких температур и скоростей нагружения. В скобках указано количество баллов по балльной системе, принятой относительно стали 38ХН3МФА.

Таблица 4

Сравнительная оценка показателей эрозионной стойкости слоистых материалов

Защитный слой	Эрозионная стойкость	Физические свойства	Механические свойства	Технологичность производства
МТ	120 (5)	10	10	30
ВХ-2К	60 (4)	25	5	25
ЛН-1	90 (4)	40	30	45
ЭП-131	25 (3)	50	35	36
38ХН3МФА	10 (1)	60	40	50

Таким образом, экспериментальные исследования, анализ существующих теоретических представлений о процессе горячей газовой эрозии, высказанные теоретические предположения о возможной термоионизации потока газа, установленные закономерности его воздействия на рабочие поверхности трубных изделий в реальных условиях нагружения позволяют заключить, что для повышения эрозионной стойкости материала трубного изделия перспективным является создание сваркой взрывом слоистого материала, в котором сочетаются высокие физико-механические свойства стали с повышенной эрозионной стойкостью сплавов тугоплавких металлов, а метод соединения обеспечивает повышение его работоспособности за счет возможности релаксации напряжений в зоне сварки.

ЛИТЕРАТУРА

1. Трение, изнашивание и смазка: Справочник: В 2 кн./ Под ред. И.В. Крагельского, В.В. Анисина. М.: Машиностроение, 1978. 400 с.
2. Применение импульсных технологий при создании керамики повышенной прочности / В.Н. Ковалевский, И.В. Фомихина, А.В. Ковалевская, Л.Ф. Керженцева // Вестник БНТУ. 2002. № 6. С. 34–39.
3. Эрозия / А. Эванс, А. Рафф, С. Видерхорн и др.; Под. ред. К. Пирса. М.: Мир, 1982. 464 с.
4. Гречихин Л.И., Пушкин Н.М. Влияние сажевых частиц на термодинамическое состояние нагретых газов при различных температурах // Изв. вузов. Авиационная техника. 1983. № 1. С. 84–88.
5. Фромм Е., Фербах Е. Газы и углерод в металлах. М.: Металлургия, 1980. 711 с.
6. Самсонов Г.В., Дутчак Я.И., Прядько Л.Ф. Электронная локализация и устойчивость фаз в р-п-переходных металлах // Конфигурационное представление электронного строения в физическом металловедении. Киев: Наук. думка, 1975. 315 с.