

ВЫСОКОТЕХНОЛОГИЧНЫЙ БИМЕТАЛЛИЧЕСКИЙ КОНСТРУКЦИОННЫЙ МАТЕРИАЛ ПОВЫШЕННОЙ ПРОЧНОСТИ, ЛЕГИРОВАННЫЙ АЗОТОМ*

Авдеенко А.М.¹, д.ф.-м.н., профессор кафедры информационных технологий (desperados67@inbox.ru)

Моляров В.Г.², к.т.н., с.н.с., зам. зав. отделом материаловедения и сварки
нефтяного оборудования (molyaron@mail.ru)

Калашикова А.В.², инженер отдела материаловедения и сварки
нефтяного оборудования (4657952@mail.ru)

Бочаров А.Н.², к.т.н., зав. отделом материаловедения и сварки
нефтяного оборудования (bocharov.albert@yandex.ru)

Моляров А.В.³, аспирант кафедры металловедения и физики
прочности (anwil_875@mail.ru)

¹ Академия Государственной противопожарной службы МЧС России
(129366, Россия, Москва, ул. Бориса Галушкина, 4)

² АО «ВНИИНЕФТЕМАШ»
(115191, Россия, Москва, 4-й Рощинский проезд, 19)

³ Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»
(119049, Россия, Москва, Ленинский пр., 4)

Аннотация. Рассмотрена возможность получения листовой двухслойной стали повышенной прочности – биметаллического конструкционного материала с основным слоем из малоуглеродистой марганцовистой микролегированной стали бейнитного класса и плакирующим слоем из легированной азотом коррозионностойкой двухфазной аустенитно-ферритной стали. Опробована технология получения биметаллического материала путем электродуговой наплавки высоколегированной стали сварочной проволокой под слоем флюса на плоскую заготовку из микролегированной стали и последующей горячей деформации с имитацией форсированного подстуживания проката на отводящем рольганге широкополосного стана и медленного охлаждения рулона после смотки полосы. Исследованы микроструктура, механические и коррозионные свойства биметаллического конструкционного материала. Показано, что предложенный материал не уступает в коррозионной стойкости существующим биметаллическим материалам, а по прочностным свойствам – пределу текучести и прочности сцепления разнородных слоев композит превосходит традиционные двухслойные стали и нормативные ограничения не менее, чем на 30 – 50 % и в 3 раза соответственно.

Ключевые слова: биметаллический композиционный материал, двухфазная аустенитно-ферритная сталь, высокопрочная микролегированная сталь, наплавка под слоем флюса, горячая прокатка, микроструктура, механические свойства, пitting, коррозионная стойкость.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-11-826-832

Интерес к коррозионностойким сталям, легированным азотом, постоянно растет. Их преимущество по сравнению с традиционными сталями-аналогами – повышенная прочность и высокий порог хладноломкости, что обеспечивает уменьшение массы и снижение металлоемкости конструкций. Азот, как мощный стабилизатор аустенита, компенсирует недостаток никеля и марганца – дорогостоящих легирующих элементов и позволяет почти вдвое уменьшить их содержание в стали [1 – 3].

Дополнительное снижение себестоимости металла на 10 – 25 % и повышение прочности на 25 – 50 % обеспечивает замена монометаллов на биметаллические композиционные материалы (БКМ) с плакирующим слоем,

* Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки РФ. Уникальный идентификатор проекта RFMEFI57914X0079.

стойким к действию химически агрессивных сред, и основным слоем повышенной прочности, воспринимающим рабочие нагрузки и гарантирующим надежность конструкции. Весьма перспективными для использования в качестве основного слоя БКМ являются низколегированные стали бейнитного класса, как например малоуглеродистая марганцовистая микролегированная сталь S700MC производства ПАО «Северсталь», а также схожие с ней марки [4 – 7]. Несмотря на ограничения по температуре эксплуатации – не выше 300 – 350 °С, перспективными для изготовления плакирующего слоя БКМ считаются двухфазные аустенитно-ферритные (ДАФ) стали, легированные азотом и молибденом, сочетающие повышенную прочность и стойкость к воздействию щелочных и хлоридных сред [8]. Данные стали

эффективно применяются в качестве мономатериалов для изготовления нефтехимического оборудования (колонн, теплообменных аппаратов).

Существует ряд способов производства коррозионностойких биметаллических материалов: литейное плакирование, пакетная прокатка, сварка взрывом, многослойная наплавка под разными шлаками [9, 10]. При оценке способов производства БКМ необходимо учитывать не только качество материала, но и экономические аспекты, возможность массового производства, экологические факторы. Одним из важнейших параметров, обеспечивающих качество и технологичность двухслойных сталей, является прочность соединения разнородных слоев, которая должна превосходить 300 МПа. В наибольшей степени выполнение этого требования обеспечивают методы электрошлаковой и электродуговой наплавки [11]. Высокая прочность ведет к росту технологических свойств – затрудняется разрушение БКМ. Кроме того, наплавка слабо чувствительна к качеству поверхности, на границе раздела отсутствуют дефекты типа расслоев, трещин, непроваров. При оптимальном выборе режима наплавки и шлаков можно достичь высокой чистоты по неметаллическим включениям, сере и фосфору, что благоприятным образом скажется как на механических, так и на коррозионных свойствах материала [1, 3, 11].

Цель работы – создание БКМ на основе малоуглеродистой марганцовистой микролегированной стали, плакированной коррозионно-стойкой ДАФ сталью, легированной азотом, и разработка технологии его получения путем наплавки высоколегированного слоя и последующей деформационно-термической обработки.

В качестве основы БКМ использовали две пластины 200×50×12 мм, вырезанные из горячекатаной стали S700MC, имеющей мелкозернистую структуру и предел текучести ~700 МПа благодаря бейнитной составляющей, сформированной в процессе полиморфного γ - α превращения стали при ускоренном охлаждении на отводящем роллганге НШС 2000 и микролегированию. Плакирующий коррозионностойкий слой из ДАФ стали толщиной 3 и 5 мм наплавляли на основу соответственно в один и два прохода сварочной проволокой ОК Autrod 2209 диаметром 3,2 мм под слоем флюса марки ОК 10.93 автоматической электродуговой сваркой на постоянном токе обратной полярности.

Химический состав каждого слоя БКМ представлен в табл. 1.

Наплавленные заготовки БКМ длиной 300 мм после часовой выдержки при температуре 1200 °С прокатывали в три прохода на толщину 7 мм на стане ДУО-300 со скоростью 0,4 – 0,5 с⁻¹, с суммарной деформацией ~50 %, междеформационными паузами не более 5 с, температурами конца прокатки 780 и 840 °С. Затем образцы были подстужены водовоздушным потоком до 600 °С, после чего медленно охлаждены с печью для имитации смотки горячекатаной полосы в рулон и его термостатирования. Форсированное подстуживание полос с 780 и 840 °С до 600 °С на завершающей стадии горячей прокатки БКМ обеспечило закалку микролегированной основы на бейнит и стабилизацию высоко-температурного состояния ДАФ слоя.

Неметаллические включения и микроструктуру стали анализировали на оптическом микроскопе Axio Lab. A1 (Carl Zeiss) при увеличениях 100 – 1000 и сканирующем электронном микроскопе JEOL JSM-6610LV при увеличениях 1000 – 5000. Обработку изображений поверхности нетравленных шлифов и количественный анализ неметаллических включений выполняли с помощью стандартных пакетов прикладных программ с использованием процедур удаления шумов и бинаризации. Микроструктуру стали основного слоя БКМ выявляли 3 %-ным раствором азотной кислоты в спирте, структуру двухфазной стали коррозионностойкого слоя – электролитическим травлением шлифов в хромовом ангидриде, структуру переходной зоны – травителем Вилелла. Наноразмерные выделения карбонитридов ванадия, ниобия и титана анализировали с помощью просвечивающего электронного микроскопа JEOL JEM-200CX. Наличие и объемную долю остаточного аустенита в основном слое определяли рентгенографически на дифрактометре Rigaku-X по соотношению интегральных интенсивностей дифракционных линий аустенита (111) и феррита (110) с точностью 0,1 %. Механические свойства основного слоя и БКМ определяли методом одноосного статического растяжения стандартных образцов при комнатной температуре на разрывной машине ZD/10/90.

Сталь S700MC в исходном состоянии поставки имеет мелкозернистую структуру нижнего бейнита (рис. 1). В результате горячей прокатки и последующего форсиро-

Таблица 1

Химический состав стали основного и плакирующего слоев БКМ

Table 1. Chemical composition of the BCM basic and cladding layers

Слой БКМ	Массовая доля химического элемента, %														
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu	Al	Ti	V	Nb	B	N
Основа	0,08	0,15	1,95	0,008	0,003	0,04	0,12	0,23	0,09	0,04	0,08	0,04	0,06	0,003	0,05
ДАФ	0,03	0,66	1,39	0,015	0,003	21,50	8,00	2,95	0,11	0,05	0,05	0,04	0,04	0,002	0,13

ванного подстуживания полосы БКМ до 600 °С с имитацией смотки в рулон формируется структура верхнего бейнита. Малоуглеродистые микролегированные стали типа S700MC при закалке на бейнит дают высокий комплекс механических свойств, связанных с особенностями бейнитного превращения. Оно имеет сдвиговый характер, но при этом контролируется диффузией углерода, в отличие от мартенситного превращения. Тип бейнитной структуры определяется способом пластической аккомодации – двойникованием, в результате чего образуется нижний бейнит, или пластическим скольжением, обеспечивающим формирование верхнего бейнита.

Бейнит основного слоя БКМ является верхним, имеет арочное строение и считается игольчатым ферритом [12]. Поскольку пакеты отсутствуют, при разрушении такой структуры фасетки скола проходят через всё бывшее аустенитное зерно, причем зарождение фасеток облегчается наличием карбидов по границам зерен. Поэтому с точки зрения повышения предела текучести и увеличения ударной вязкости этой стали желательнее уменьшение размеров аустенитного зерна до уровня не ниже 9 балла путем контролируемой прокатки.

Степень вытянутости неориентированных игл феррита варьируется от участка к участку. Доля остаточного аустенита не превышает 1 %. Обнаружено большое количество карбонитридных наноразмерных выделений V(CN), Nb(CN), Ti(CN) величиной 10 – 100 нм, располагающихся в феррите в виде цепочек из частиц, обеспечивающих дисперсионное упрочнение основного слоя. Степень загрязненности стали S700MC коррозионно-активными неметаллическими включениями не превышает верхней границы – 2 частицы на 1 мм² площади шлифа, установленной для низкоуглеродистых сталей повышенной стойкости к локальной коррозии.

Наплавленный на основу коррозионностойкий ДАФ слой имеет дендритную структуру в виде столбчатых кристаллов, ориентированных вдоль градиента температур затвердевания расплава (рис. 2, а). В результате термодформационной проработки БКМ с обжатием ~50 % литая структура, характеризующаяся дендритной ликвацией, преобразуется в слоистую, вытянутые зерна которой в виде волокон преимущественно ориентированы по направлению прокатки (рис. 2, б). Основными фазами являются аустенит и феррит в соотноше-

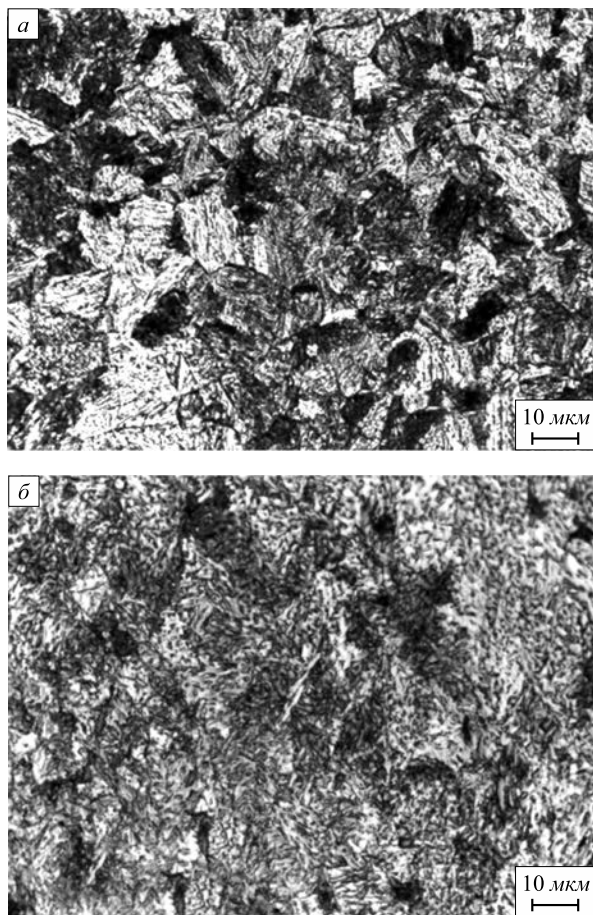


Рис. 1. Микроструктура стали S700MC, ×500:
а – исходное состояние; б – после горячей прокатки и охлаждения БКМ

Fig. 1. Microstructure of S700MC steel (×500);
а – initial condition; б – after hot rolling and cooling of the BCM

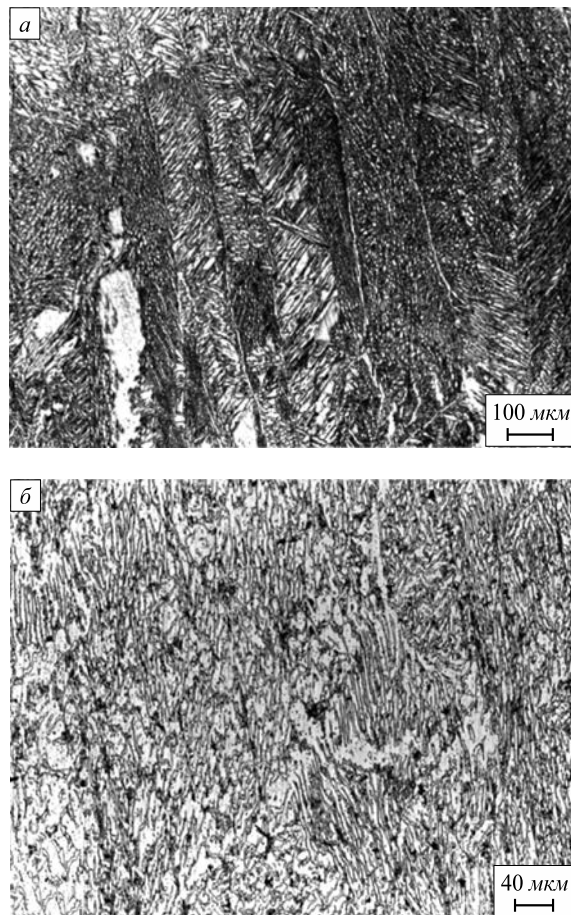


Рис. 2. Микроструктура ДАФ стали плакирующего слоя БКМ:
а – в литом состоянии, ×100; б – после горячей прокатки с обжатием 50 %, ×200

Fig. 2. Microstructure of the BCM cladding layer made of DAF steel;
а – as-cast condition (×100); б – after hot rolling with 50% draft (×200)

нии 7/3. В плакирующем слое обнаружены единичные включения силикатов и точечные оксиды размером 0,3 – 1,0 мкм и объемной долей не более $2 \cdot 10^{-3}$, а также нитриды и карбонитриды (рис. 3).

Переходная зона между разнородными сталями, где произошло перемешивание слоев, имеет ширину 50 – 100 мкм (рис. 4). Со стороны основного слоя выявлена зона обезуглероживания шириной 5 – 10 мкм, обусловленная диффузией углерода в наплавленный слой.

Результаты механических испытаний свидетельствуют о том, что прочностные показатели и пластичность горячекатаного БКМ практически совпадают с механическими свойствами листовых монометаллов из стали S700MC и ДАФ стали 2209, задействованных в качестве основы и плакирующего слоя (табл. 2). При этом биметаллический композит почти в 1,5 раза прочнее стали 09Г2С и сопоставим с ней по уровню пластичности. Значения микротвердости основного и плакирующего слоев БКМ также близки: соответственно 2740 и 2680 Н/мм² в БКМ, наплавленном в один проход,

и 2420 и 2850 Н/мм² в БКМ, наплавленном в два прохода. Эти данные служат убедительным подтверждением равнопрочности разнородных слоев БКМ.

Изломы, полученные в результате испытаний плоских образцов БКМ на одноосное растяжение, вязкие со сложным рельефом, некоторые из них имеют расслоения в центральной зоне (рис. 5). Это связано с наличием разнородных слоев (основного, переходного, плакирующего) и прослоек (типа зоны обезуглероживания и карбидной гряды), различием их структурных состояний и диаграмм деформации.

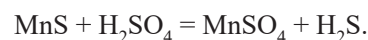
Прочность сцепления разнородных слоев горячекатаного БКМ, полученная испытанием образцов на срез плакирующего слоя, составляет 469 – 478 Н/мм², и более чем в 3 раза превышает установленное ГОСТ 10885 ограничение 147 Н/мм², что гарантирует высокое качество композита.

Эквивалент сопротивления питтинговой коррозии ДАФ слоя с учетом массовых долей Cr, Mo и N, рассчитываемый по формуле [13, 14]

$$PREN_N = [Cr] + 3,3[Mo] + 16[N],$$

составляет более 33 %. Это почти в 1,5 и 2 раза выше по сравнению со сталями 10X17H13M2T и 08X18H10T, что указывает на пониженную склонность плакирующего слоя к питтинговой коррозии.

Чувствительность к питтингообразованию предсказуема. Активная среда всегда взаимодействует с неметаллическими включениями (НВ) определенного вида. Например, в малоуглеродистых сталях питтинги возникают на сульфидах по реакции:



Поэтому для предотвращения питтинга необходимо ограничить серу до 0,01 %, причем соотношение Mn/S должно быть больше 50 [15]. Поскольку расстояние между включениями размером d и долей n на поверхности и в объеме материала составляет, соответственно

$$L_2 \sim d/n^{1/2} \text{ и } L_3 \sim d/n^{1/3},$$

Таблица 2

Механические свойства горячекатаных сталей

Table 2. Mechanical properties of hot rolled steels

Материал	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ_5 , %
БКМ (S700MC+ДАФ)	544	658	21
S700MC	508	649	20
ДАФ сталь 2205 (данные зарубежных стандартов)	max 460	max 700	min 25
09Г2С	341	512	26

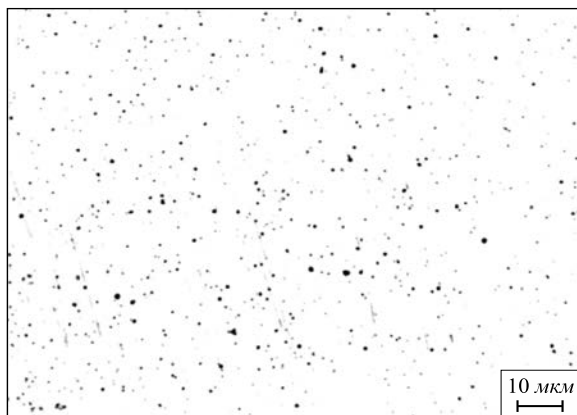


Рис. 3. Неметаллические включения в плакирующем слое, $\times 500$

Fig. 3. Nonmetallic inclusions in the cladding layer ($\times 500$)

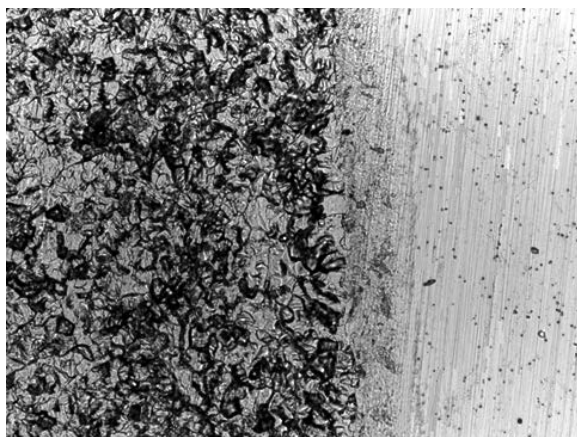


Рис. 4. Слабо выявленная переходная зона между вытравленной основой и не протравленным плакирующим слоем, $\times 500$

Fig. 4. Weakly identified transition zone between the etched basic layer and not etched cladding layer ($\times 500$)

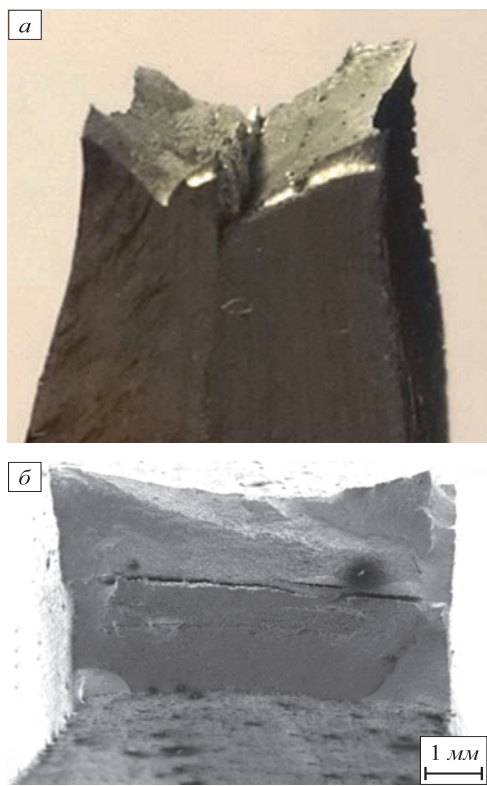


Рис. 5. Структура излома образца БКМ: *a* – шейка в условиях одноосного растяжения, $\times 10$; *b* – расслоение по переходной зоне, $\times 25$

Fig. 5. Fracture behavior of BCM sample; *a* – neck at uniaxial tension ($\times 10$); *b* – delamination along the transition zone ($\times 25$)

при $n \sim 10^{-3} \div 10^{-5}$ справедливо $L_2/L_3 = n^{-1/6} \approx 3 - 7$.

Это значит, что $L_3 \ll L_2$, т. е. питтинг именно в глубине материала встречает еще одно НВ и коррозия распространяется вглубь. Когда питтинги покроют долю поверхности $(L_3/L_2)^2 \sim n^{1/3}$, коррозия распространится от включения к включению и проест стенку сосуда насквозь. Иными словами, даже малые НВ (~ 1 мкм) в зависимости от концентрации могут приводить к активному питтингообразованию. Поэтому совершенствование технологии получения БКМ должно быть сосредоточено на снижении доли неметаллических включений в поверхностном слое.

Результаты длительных коррозионных испытаний образцов БКМ в течение 115 ч в 6 %-ном водном растворе хлорида железа ($\text{FeCl}_3 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$) с гравиметрическим контролем потери первоначальной массы ДАФ слоя, наплавленного в два прохода, свидетельствуют о его удовлетворительной стойкости к воздействию хлоридов. На фоне очень незначительного уменьшения массы БКМ коррозионных разрушений ДАФ слоя не произошло, а средняя условная скорость коррозии экспериментальных образцов составила $1,7 \text{ г}/(\text{м}^2 \cdot \text{ч})$.

Повышенный уровень прочностных свойств, в том числе высокая прочность сцепления слоев при удовлетворительной пластичности и коррозионной стой-

кости экспериментального БКМ указывают на то, что разрабатываемый композит является перспективной альтернативой традиционным биметаллам типа 09Г2С + 08Х18Н10Т. Его главное преимущество – равнопрочность разнородных слоев. Она обеспечивает хорошую технологическую совместимость разнородных сталей, лучшее сцепление слоев в условиях сложного напряженного состояния и упрощает прочностные расчеты. Следует отметить, что структура верхнего бейнита в стали S700МС благодаря оптимальной деформационно-термической обработке обеспечивает ударную вязкость $0,7 - 0,8 \text{ МДж}/\text{м}^2$ при минус 20°C . Это выше, чем у стали 09Г2С на $10 - 15\%$ и выгодно в сложных условиях эксплуатации оборудования.

Эффективность использования разрабатываемого БКМ подтверждается результатами расчета на прочность цилиндрического резервуара под давлением P , длиной L с внутренним и внешним диаметрами a и b . При условии $L \gg b$ поперечные сечения резервуара можно считать плоскими, из чего следует, что напряжение и деформация, действующие вдоль образующей по оси z цилиндрических координат $\{r, z, \theta\}$, постоянные:

$$\sigma_{zz} = \text{const} \text{ и } \varepsilon_{zz} = \text{const}.$$

Уравнения равновесия для напряжения принимают вид:

$$\begin{aligned} \frac{\partial \sigma_{rr}}{\partial r} + \frac{\sigma_{zz} - \sigma_{\theta\theta}}{r} &= 0; \\ \frac{\partial \sigma_{rz}}{\partial r} + \frac{\sigma_{zr}}{r} &= 0, \end{aligned}$$

последнее из которых интегрируется: $\sigma_{rz} = \alpha/r$, где α – коэффициент, зависящий от марки стали.

Из граничных условий следует:

$$\sigma_{rz}(a) = \sigma_{rz}(b) = 0,$$

поэтому для $a \leq c \leq b$ справедливо: $\sigma_{rz}(c) = 0$.

Если положить: $\varepsilon_{rr} = \frac{dA}{dr}$, $\varepsilon_{\theta\theta} = \frac{A}{r}$, где A – некоторая функция r , то уравнение совместности для деформации

$$\frac{d\varepsilon_{\theta\theta}}{dr} + \frac{\varepsilon_{\theta\theta} - \varepsilon_{rr}}{r} = 0$$

удовлетворяется автоматически.

Закон Гука с учетом модуля Юнга E и коэффициента Пуассона γ :

$$\begin{aligned} \varepsilon_{rr} &= \frac{1}{E} [\sigma_{rr} - \gamma(\sigma_{rr} + \sigma_{\theta\theta})]; \\ \varepsilon_{\theta\theta} &= \frac{1}{E} [\sigma_{\theta\theta} - \gamma(\sigma_{rr} + \sigma_{\theta\theta})]; \\ \varepsilon_{zz} &= \frac{1}{E} [\sigma_{zz} - \gamma(\sigma_{rr} + \sigma_{\theta\theta})] = \text{const}. \end{aligned}$$

Представив $\sigma_{rr}, \sigma_{\theta\theta}$ в виде: $\sigma_{rr} = \frac{Q}{r}; \sigma_{\theta\theta} = \frac{dQ}{dr}$,

из уравнения совместности вытекает:

$$\ddot{Q} + \frac{\dot{Q}}{r} - \frac{Q}{r^2} = 0,$$

отсюда $Q = Ar + \frac{B}{r}$.

С учетом граничных условий выражения для σ_{rr} и $\sigma_{\theta\theta}$ принимают вид:

$$\sigma_{rr} = P \frac{a^2}{b^2 - a^2} \left(1 - \frac{b^2}{r^2} \right);$$

$$\sigma_{\theta\theta} = P \frac{a^2}{b^2 - a^2} \left(1 + \frac{b^2}{r^2} \right).$$

Максимальные по модулю величины напряжений при $r = a$ составляют:

$$\sigma_{rr} = P; \sigma_{\theta\theta} = P \frac{a^2 + b^2}{b^2 - a^2}.$$

Из закона Гука следует: $\varepsilon_{zz} = (1 - 2\gamma)P\pi \frac{a^2}{b^2 - a^2}$,

а также: $\sigma_{zz} = P \frac{a^2}{b^2 - a^2}$.

Естественно, величина σ_{zz} не зависит от r .

Для оценки допустимых параметров конструкции необходимо воспользоваться критерием Мизеса максимальных касательных напряжений:

$$\tau_{\max} = \sigma_{\theta\theta} - \sigma_{zz}.$$

Поскольку $\tau_{\max} < \frac{\sigma_{0,2}}{k}$, где k – коэффициент запаса прочности; $\sigma_{0,2}$ – предел текучести материала, справедливо: $\sigma_{0,2} > kP \frac{b^2}{b^2 - a^2} \approx kP \frac{b}{2h}$, так как толщина стенки цилиндра ($h = b - a$) обычно много меньше диаметра.

Погонная масса конструкции из материала плотностью ρ :

$$m = \pi\rho(b^2 - a^2),$$

отсюда $m > \pi k P \rho \frac{b^2}{\sigma_{0,2}}$.

Увеличение предела текучести от $\sigma_{0,2}$ до $\sigma'_{0,2}$ позволяет снизить массу резервуара от m (сталь 09Г2С) до m_1 (сталь S700МС) за счет уменьшения толщины стенки:

$$m_1 = \frac{m\sigma_{0,2}}{\sigma'_{0,2}}.$$

С учетом того, что пределы текучести сталей S700МС и 09Г2С составляют примерно 500 и 340 МПа (см. табл. 2), замена менее прочного материала на альтернативный повышенной прочности обеспечит сни-

жение массы конструкции на 47 %. Для резервуара под давлением 2,5 МПа, длиной 10 м, диаметром 2,5 м и с толщиной стенок 10 мм выигрыш по массе составит почти 2,5 т. Это компенсирует некоторое удорожание технологического процесса. Еще одно важное преимущество предлагаемой композиции – высокая вязкость разрушения основного слоя, что позволяет не допустить катастрофического разрушения в случае коррозионного растрескивания плакирующего слоя. Действительно, для цилиндрической конструкции, работающей под давлением $P = 2,5 - 5,0$ МПа при заданных параметрах и максимальном напряжении, критический размер трещины

$$h_c \approx \frac{K_{1C}}{\tau_{\max}^2} \sim KCU \sim \frac{KCU}{P^2}$$

больше толщины плакирующего слоя. Основной слой тормозит трещину, что немаловажно для вредных и опасных производств.

Выводы. Предложен новый высокопрочный биметаллический конструкционный материал с основным слоем из малоуглеродистой микролегированной стали бейнитного класса S700МС и коррозионностойким плакирующим слоем из двухфазной аустенитно-ферритной стали, легированной азотом. Биметаллический конструкционный материал обладает повышенной прочностью соединения разнородных слоев за счет их технологической, химической и структурной совместности. Опробована технология его получения, включающая наплавку под слоем флюса и последующую горячую прокатку. Выявлена необходимость проведения завершающей термической обработки по режиму высокого отпуска для достижения оптимального сочетания механических и коррозионных свойств, равнопрочности разнородных слоев.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Han Dong, Jie Su, V.O. Speidel (eds). Proceedings of 9-th International Conference on High Nitrogen Steels // HNS 2006. Beijing, China. Metallurgical Industry Press. 2006. – 486 p.
2. Speidel H.J.C., Speidel M.O. Nickel and Chromium based High Nitrogen Alloys // HNS 2003. Zurich, Swiss Federal Institute of Technology. 2003. P. 101 – 112.
3. Kamachi Mudali U., Ningshen S., Tyagi A.K., Dayal R.K. Influence of metallurgical and chemical variables on the pitting corrosion behaviour of nitrogen-bearing austenitic stainless steels // High Nitrogen Steels. Abstr. 5th Intern. Conf. Espoo-Stockholm. 1998. P. 44.
4. Kimura Mituo. Effect of chrome on resistance of steel pipelines to corrosion under the action of gaseous CO₂ // Curr. Adv. Mater. and Proc. 1991. Vol. 4. P. 1984.
5. Fierro G., Ingo G.M., Mancia F. XPS investigation on AISI 420 stainless steel corrosion in oil and gas well environments // Journal of Materials Science. 1990. Vol. 25. No. 2. P. 1407 – 1415.
6. Зайцев А.И., Родионова И.Г., Павлов А.А. и др. Разработка эффективных видов коррозионностойкого плакированного проката на основе нового поколения высокопрочных низкоуглеродистых микролегированных сталей // Металлург. 2014. № 10. С. 71 – 76.

7. Harrison J.D. etc. Work of materials in acidic environments of oil wells-problems and solutions. Conference report // *British Corrosion Journal*. 1992. Vol. 27. P. 95.
8. Avdeenko A., Molyarov V., Kalashnikova A. Technology for preparing increased strength bimetal with a nitrogen two-phase steel cladding layer // *Metallurgist*. 2016. Vol. 59. P. 1201–1203.
9. Craig Bruce D. Field experience with alloy-clad API grade L-80 tubing // *Material Performance*. 1986. Vol. 25. No. 6. P. 48–50.
10. Fukuda Takashi. Alloyed steel pipes for sour gas fields // *Int. Conf. Pipeline Reliab.*, Calgary, June 2–5. 1992, Vol. 1. P. 1–11.
11. Белолев М., Хартунг Ф., Лолов Н. и др. Влияние структуры и фазового состава на коррозионную стойкость сварных соединений дуплексных нержавеющей сталей // *Автоматическая сварка*. 2003. № 10–11. С. 82–88.
12. Смирнов М.А., Пышминцев И.Ю., Борякова А.Н. К вопросу о классификации микроструктур низкоуглеродистых трубных сталей // *Металлург*. 2010. № 7. С. 45–51.
13. *Metals Handbook Desk Edition*. 2nd. Edition. Joseph R. Davis ed. ASM International. The materials. International Society. 2006. P. 375.
14. Чамов С.В. Применение высоколегированных дуплексных сталей в нефтехимической промышленности // *Химическая техника*. 2016. № 2. С. 37–39.
15. Разрушение. В 2-х кн. Кн. 2. Разрушение структур: монография / М.А. Штремель. – М.: Изд. Дом МИСиС, 2015. – 976 с.

Поступила 23 июня 2016 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2016. VOL. 59. NO. 11, pp. 826–832.

HIGH-TECHNOLOGY NITROGEN-ALLOYED CONSTRUCTIONAL BIMETAL MATERIAL WITH INCREASED STRENGTH

A.M. Avdeenko¹, V.G. Molyarov², A.V. Kalashnikova²,
A.N. Bocharov², A.V. Molyarov³

¹ State Fire Academy of Emercom of Russia, Moscow, Russia

² JSC “VNIINEFTEMASH”, Moscow, Russia

³ National University of Science and Technology “MISIS” (MISIS), Moscow, Russia

Abstract. The work considers the possibility of production of bimetallic composite material (BCM) with a base of low carbon micro-alloyed steel and cladding layer of alloy nitrogen corrosion-resistant two-phase austenitic-ferritic steel. The authors have tested the technology for producing bimetallic material by deposition under a layer of flux and subsequent hot rolling. The microstructure, mechanical and corrosion properties of the bimetallic composite material were investigated. It is shown that the proposed material is inferior in corrosion resistance to existing bimetallic materials, and its superior on the strength properties to conventional composite materials is 20–30 %.

Keywords: bimetallic composite material (BCM), two-phase austenitic-ferritic steel (duplex steel), high-strength micro-alloyed steel, welding under a layer of flux, hot rolling, microstructure, mechanical properties, pitting, corrosion resistance.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-11-826-832

REFERENCES

1. Han Dong, Jie Su, V.O. Speidel (eds). *Proceedings of 9-th International Conference on High Nitrogen Steels*. HNS 2006. Beijing, China. Metallurgical Industry Press. 2006, 486 p.
2. Speidel H.J.C., Speidel M.O. *Nickel and Chromium based High Nitrogen Alloys*. HNS 2003. Zurich, Swiss Federal Institute of Technology. 2003, pp. 101–112.
3. Kamachi Mudali U., Ningshen S., Tyagi A.K., Dayal R.K. Influence of metallurgical and chemical variables on the pitting corrosion behaviour of nitrogen-bearing austenitic stainless steels. *High Nitrogen Steels. Abstr. 5th Intern. Conf.* Espoo-Stockholm. 1998, pp. 44.
4. Kimura Mituo. Effect of chrome on resistance of steel pipelines to corrosion under the action of gaseous CO₂. *Curr. Adv. Mater. and Proc.* 1991, vol. 4, p. 1984.
5. Fierro G., Ingo G.M., Mancia F. XPS investigation on AISI 420 stainless steel corrosion in oil and gas well environments. *Journal of Materials Science*, 1990, vol. 25, no. 2, pp. 1407–1415.
6. Zaitsev A.I., Rodionova I.G., Pavlov A.A., Baklanova O.N., Lyasotskii I.V. Development of a new generation of high-strength low-

carbon microalloyed steels for the main layer of clad rolled product. *Metallurgist*. 2015, vol. 58, no. 9–10, pp. 909–915.

7. Harrison J.D., etc. Work of materials in acidic environments of oil wells-problems and solutions. Conference report. *British Corrosion Journal*. 1992, vol. 27, p. 95.
8. Avdeenko A., Molyarov V., Kalashnikova A. Technology for preparing increased strength bimetal with a nitrogen two-phase steel cladding layer. *Metallurgist*. 2016, vol. 59, pp. 1201–1203.
9. Craig Bruce D. Field experience with alloy-clad API grade L-80 tubing. *Material Performance*. 1986, vol. 25, no. 6, pp. 48–50.
10. Fukuda Takashi. Alloyed steel pipes for sour gas fields. *Int. Conf. Pipeline Reliab.*, Calgary, June 2–5, 1992, vol. 1, pp. 1–11.
11. Beloev M., Khartung F., Lolov N. etc. Influence of structure and phase composition on the corrosion resistance of welded joints of duplex stainless steels. *Avtomaticheskaya svarka*. 2003, no. 10–11, pp. 82–88. (In Russ.).
12. Smirnov M.A., Pyshmintsev I.Yu., Boryakova A.N. Classification of low-carbon pipe steel microstructures. *Metallurgist*. 2010, vol. 54, no. 7–8, pp. 444–454.
13. *Metals Handbook Desk Edition*. 2nd. Edition. Joseph R. Davis ed. ASM International. The materials. International Society. 2006, p. 375.
14. Chamov S.V. Use of high-alloyed duplex steels in the petrochemical industry. *Khimicheskaya tekhnika*. 2016, no. 2, pp. 37–39. (In Russ.).
15. Shtremel’ M.A. *Razrushenie. V 2 kn. Kn. 2. Razrushenie struktur: monogr.* [Destruction. In two books. Bk. 2. Destruction of structures: monograph.]. Moscow: Izd. Dom MISiS, 2015, 976 p. (In Russ.).

Acknowledgements. The work was financially supported by the Ministry of Education and Science of the Russian Federation. The Unique identifier of the project is RFMEFI57914X0079.

Information about the authors:

A.M. Avdeenko, Dr. Sci. (Phys.–Math.), Professor of the Chair “Information Technologies” (desperados67@inbox.ru)

V.G. Molyarov, Cand. Sci. (Eng.), Senior Researcher, Deputy Head of Department of Materials Science and Welding of Oil Equipment (molyaron@mail.ru)

A.V. Kalashnikova, Engineer of the Department of Materials Science and Welding of Oil Equipment (4657952@mail.ru)

A.N. Bocharov, Cand. Sci. (Eng.), Head of Department of Materials Science and Welding of Oil Equipment (bocharov.albert@yandex.ru)

A.V. Molyarov, Postgraduate of the Chair “Metallography and Physics of Strength” (anwil_875@mail.ru)

Received June 23, 2016