



КОРРОЗИОННО-ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ХРОМОНИКЕЛЕВОГО НАПЛАВЛЕННОГО МЕТАЛЛА В ЩЕЛОЧНЫХ СРЕДАХ (Обзор)

П. П. ЛАЗЕБНОВ, канд. техн. наук (Запорож. нац. техн. ун-т)

Приведены данные о коррозионной стойкости хромоникелевого наплавленного металла в щелочных средах. Представлена краткая информация о влиянии легирующих элементов на коррозионно-электрохимические процессы, протекающие в металле сварных хромоникелевых швов.

Ключевые слова: дуговая сварка, покрытие, электроды, хромоникелевые стали, сварные швы, щелочные среды, коррозия, потенциал коррозии, легирование, наплавленный металл

В содовой, целлюлозно-бумажной и других отраслях промышленности применяют высокотемпературные щелочные технологические среды. Основным материалом сварных конструкций (аппараты, пропарочные камеры, варочные трубы и др.) предприятий являются хромоникелевые стали типа 18-10 [1, 2]. Обследование установок для непрерывной варки сульфатной целлюлозы фирм «Камюр» и «Пандия» позволяет сделать вывод о селективном разрушении сварных швов конструкций [3, 4] по типу общей коррозии, обусловленной гетерогенностью химического состава и структуры наплавленного металла [5, 6].

Выполнен обзор статей, посвященных исследованию влияния химического состава на коррозионно-электрохимические свойства хромоникелевого наплавленного металла в щелочных средах.

Изучали высоколегированные металлы (близкие по химическому составу стали 12X18H10T и отличающиеся от нее уровнем легирования), наплавленные серийными и опытными электродами (таблица). Из анализа таблицы следует, что коррозионная стойкость швов сварочных материалов обусловлена их химическим составом и структурой. Аустенитно-ферритные металлы, наплавленные электродами ОЗЛ-8, ЦЛ-11, ЦТ-15, ЗИО-3 и др., в щелочных растворах разрушаются интенсивнее аустенитных. Лучшая стойкость получена у наплавленных образцов с высоким содержанием никеля (11X15H25M6Г2, 09X15H25M6Г2Ф), а также у низкоуглеродистых (ОЗЛ-20 и 832MWR). В опытных электродах наряду с улучшением

коррозионных свойств сварных швов достигнуто снижение содержания никеля (на 15 %), молибдена (6...7 %) и ванадия (до 1 %) по сравнению с электродами ЭА-395/9 и ЭА-981/15.

Основа сталей и сплавов определяет стационарный потенциал коррозии в растворах, а легирующие элементы с присущими им электрохимическими параметрами смещают его в сторону положительных или отрицательных значений. При изучении процессов коррозии металлов в агрессивных средах эффективно привлечение диаграмм состояния Пурбе [2, 7, 8], раскрывающих кинетику коррозионных разрушений легирующих элементов (хром, никель, марганец, ниобий, титан, молибден, вольфрам, медь, ванадий) хромоникелевых сталей в щелочных растворах (рН 10-16). В анализируемой области диаграмм изменение потенциалов окислительно-восстановительных реакций ряда металлов от рН описывается линейными законами [4, 9].

Коррозионная стойкость хромоникелевых металлов в щелочных средах

Марка сварочного электрода	Тип наплавленного металла	Содержание δ-феррита в металле, мас. %	Усредненные показатели скорости коррозии, г/(м ² ·ч), при испытаниях	
			натурных	лабораторных
ОЗЛ-8	Э-07Х20Н9	7,0	0,0217	0,0613
ЦЛ-11	Э-08Х20Н9Г2Б	6,4	0,0125	0,0572
ЦТ-15	Э-08Х19Н10Г2Б	3,8	0,0134	0,0550
ЗИО-3	Э-07Х19Н10Г2Б	6,0	0,0152	0,0500
НИАТ-1	Э-08Х17Н8М2	5,8	0,0203	0,0884
ЭА-400/10у	Э-07Х19Н11М3Г2Ф	5,0	0,0128	0,0738
ЭА-395/9	Э-11Х15Н25М6Г2	—	0,0057	0,0127
ЭА-981/15	Э-09Х15Н25М6Г2Ф	—	0,0061	0,0134
ОЗЛ-6	Э-10Х25Н13Г2	4,1	0,0094	0,0605
ЦЛ-9	Э-10Х25Н13Г2Б	8,0	0,0093	0,0597
ОЗЛ-20	Э-02Х20Н14Г2М2	1,8	0,0106	0,0541
ОЗЛ-5	Э-12Х24Н14С2	5,6	0,0119	0,0620
832MWR (Швеция)	Э-04Х21Н10Г2	2,1	0,0099	0,0533
Опытные	Э-08Х20Н10Б (0,025 % Y)	2,0	0,0255	0,0076

Примечания. 1. Лабораторные испытания выполнены в автоклаве ($P = 0,2$ МПа, $t = 130$ °С, 30 %-й NaOH, длительность 144 ч). 2. Натурные испытания проведены в зоне заварки швы котла «Камюр» ($P = 1,2$ МПа, $t = 160...170$ °С, белый щелок, длительность 2150 ч).

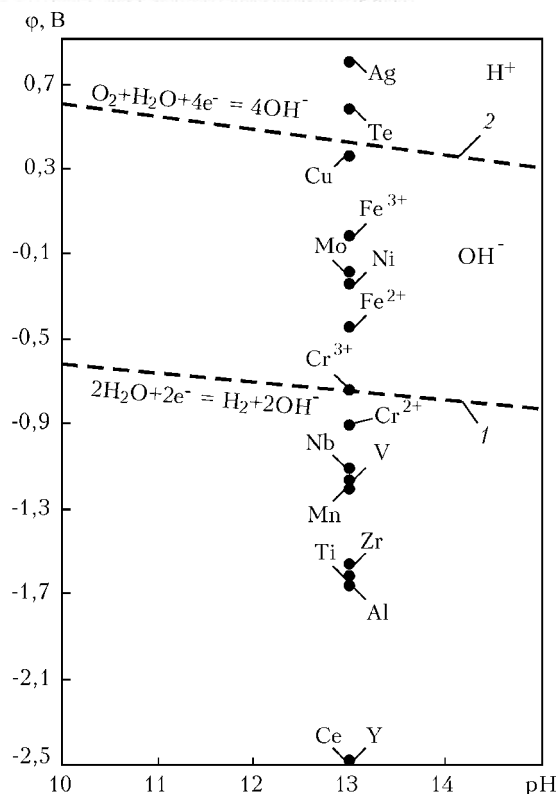


Рис. 1. Стандартные электродные потенциалы металлов при pH 13

На диаграмме ϕ -рН для воды показаны стандартные электродные потенциалы легирующих элементов, используемых в сварочных материалах для сталей Fe-Cr-Ni (рис. 1). Основные кривые отвечают электрохимическим равновесиям H_2O с продуктами ее восстановления — водородом (кривая 1) либо окисления — кислородом (кривая 2). Область 1-2 соответствует термодинамической стабильности воды. При электродных потенциалах, располагающихся вне области 1-2, компоненты воды окисляются либо восстанавливаются с выделением газообразного кислорода или водорода.

Практический интерес представляет интервал рН 12-14 — область технологического белого щелока сульфатварочных котлов «Камюр». Элементы, потенциалы которых размещены выше линии равновесного водородного (кислородного) электрода, разрушаются с водородной (кислородной) деполяризацией. Напротив, металлы с потенциалами ниже равновесного кислородного электрода (хром, ниобий, ванадий, марганец, цинк, титан, алюминий, иттрий) — коррозионностойкие. Они разрушаются лишь в случаях присутствия в растворе деполяризатора (помимо H^+ и O_2) с потенциалами восстановления положительнее стандартных для приведенных металлов [7, 10]. Диаграмма позволяет прогнозировать вероятность коррозии легирующих элементов, протекающей с определенной деполяризацией. Металлы (серебро, теллур приведены для сравнения), потенциалы которых находятся выше кривой 2, не корродируют в щелочных средах. В области 1-2 и ниже кривой 1 изучаемые элементы (медь, молибден, железо-

алюминий, иттрий) разрушаются с кислородной, водородной и смешанной деполяризацией.

Железо в нижней части диаграммы Fe- H_2O отличается коррозионной стойкостью, поскольку является термодинамически стабильным (рис. 2, а). При рН 1,0-9,5 и потенциалах выше $-0,4$ В устойчивость металла снижается, и в растворах выделяются ионы Fe^{2+} . В средней области диаграммы при рН 10-12,5 $\phi = -(0,6...0,8)$ В поверхность железа покрывается пленкой гидрата закиси $Fe(OH)_2$. Выше этой границы выделяется гидроксид железа $Fe(OH)_3$. В обеих реакциях металл коррелирует с образованием защитных пленок гидратов, затрудняющих коррозию металла. В щелочной области (рН 14,5-16,0) железо коррелирует с выделением анионов $HFeO_2^-$ в растворе [1, 7, 9].

В работе [11] установлена склонность элемента к общей коррозии в щелочных растворах, максимальная скорость отмечена при потенциале $-0,53$ В. Пассивное состояние наступает при более положительных потенциалах благодаря образованию пленок $Fe(OH)_2$ и $Fe(OH)_3$.

Хром в щелочных растворах отличается коррозионной стойкостью при $\phi = -(1,25...1,60)$ В (рис. 2, б). Выше этой границы наступает пассивное состояние ($-0,2$ В $\leq \phi \leq 0,2$ В), поскольку на поверхности металла образуется химически устойчивый гидроксид хрома $Cr(OH)_3$.

Пассивирующая способность хрома объясняется наличием защитного оксида трехвалентного хрома на поверхности металла [12, 13]. Восстановление его до двухвалентного приводит хром к катодной, а окисление до шестивалентного — к анодной активности. При более положительных потенциалах металл растворяется в щелочных средах с рН 10-15, в растворе образуются ионы CrO_4^{2-} , в области отрицательных потенциалов с рН > 15 происходит окисление хрома с выделением ионов CrO_3^{3-} .

Хром повышает коррозионную стойкость сплава Fe-Cr-Ni в кипящих растворах гидроксида натрия [14, 15]. В этих условиях он без активного растворения переходит в пассивное состояние. Плотность тока активного растворения и пассивации снижается по мере увеличения концентрации хрома в сплаве до 26 % [15].

Наибольшую стойкость против общей коррозии [1, 16] и коррозионного растрескивания [17] в щелочных средах имеет никель. По мнению авторов работ [12, 16-18], он увеличивает пассивируемость металла сварных швов в концентрированных щелочных растворах. С возрастанием содержания никеля в сплавах Fe-Ni отмечено уменьшение критической плотности анодного тока в активной области и выделение в растворе ионов Ni^{2+} . Так, в гидроксиде натрия (48 % NaOH) при 140 °С сталь Fe 5 % Ni имеет плотность тока 150; Fe-12 % Ni — 110; Fe-30 % — 90 А/м² [19]. Подобный эффект установлен и на хромоникелевых сталях. Пассивное состояние наступает при образовании гидроксида никеля $Ni(OH)_2$, $\phi = -(0,5...0,6)$ В (рис. 2, в). Коррозионная стойкость сталей и сплавов в щелочных



средах возрастает пропорционально концентрации никеля [20], его предельное содержание достигает 26 %. Введение элемента в больших количествах практически не изменяет стойкости сплавов [3, 6, 21].

Влияние кремния на коррозионную стойкость хромоникелевых сталей неоднозначно. Так, при содержании 2 % Si в стали увеличивается ее коррозионная стойкость в окислительных средах [22]. В нейтральных растворах кремний снижает стойкость металла против коррозии [23]. Сварные соединения стали, легированной 6 % Si, подвержены избирательному разрушению в околосварной зоне в результате выпадения избыточных фаз по границам зерен [22–24]. В работе [24] вводили кремний с целью частичного замещения хрома в нержавеющей аустенитных сталях. Установлено, что сталь, содержащая 15 % Cr, 9 % Ni и 3 % Si, по коррозионной стойкости в кислых средах близка к хромоникелевой стали (0,025 % C; 0,45 % Si; 1,75 % Mn; 9 % Ni; 18,2 % Cr; 0,15 % Mo; 0,003 % S; 0,007 % P).

Данных о химической стойкости кремния в щелочных средах весьма мало. Учитывая негативное влияние кремния на стойкость аустенитных швов против горячих трещин, вязкость и пластичность, а также на снижение коррозионной стойкости металла [23, 25–27], видимо, необходимо ограничивать его содержание в сварных швах.

Марганец снижает коррозионную стойкость сварных швов высоколегированных сталей в окислительных и восстановительных средах [12, 26]. Так, у хромоникелевого наплавленного металла, легированного 6...8 % Mn, этот показатель снижается на 10...15 % [26]. У хромоникельмарганцовистых сталей ухудшается пассивируемость при введении марганца, смещающего потенциал пассивации в сторону положительных значений и увеличивающего анодный ток растворения металла в пассивной области [11].

Область химической стойкости элемента в щелочных растворах (рис. 2, з) расположена ниже, $\varphi = -(1,4...1,8)$ В. Выше этой границы возможны переход в пассивное состояние (рН 10,5–13) и активное растворение металла. Отличаясь весьма отрицательным стандартным потенциалом ($-1,3$ В) в щелочных средах, марганец снижает коррозионную стойкость хромоникелевых сталей [7, 28]. Потенциал его анодного растворения расположен в активной области [28], превосходящей таковую для хромоникелевой стали, что затрудняет пассивирование металла и активизирует коррозию сварных швов в растворах гидроксида натрия.

Ниобий вводят в нержавеющие стали для снижения склонности металла к межкристаллитной коррозии (МКК) в результате связывания углерода в самостоятельные карбиды типа NbC. Наряду с этим он способствует расширению ферритной области. Данный элемент снижает пластичность сварных швов, однако, подобно молибдену уменьшает вредное воздействие кремния на трещиностойкость хромоникелевых сталей. Анализ диаграммы Пурбе для системы Nb–H₂O (рис. 2, д) показывает, что область коррозионной стойкости ниобия ограничена значениями потенциала $\varphi = -(1,32...1,67)$ В. При сме-

щении в сторону положительных значений потенциала он пассивируется с образованием пленки высших оксидов NbO, $\varphi = -(1,20...1,57)$ В, диоксида NbO₂ и пентаоксида Nb₂O₅, химически стойких в щелочных растворах [7]. Предотвращая склонность хромоникелевого металла к МКК, ниобий снижает стойкость против общей коррозии в агрессивных средах [26, 29].

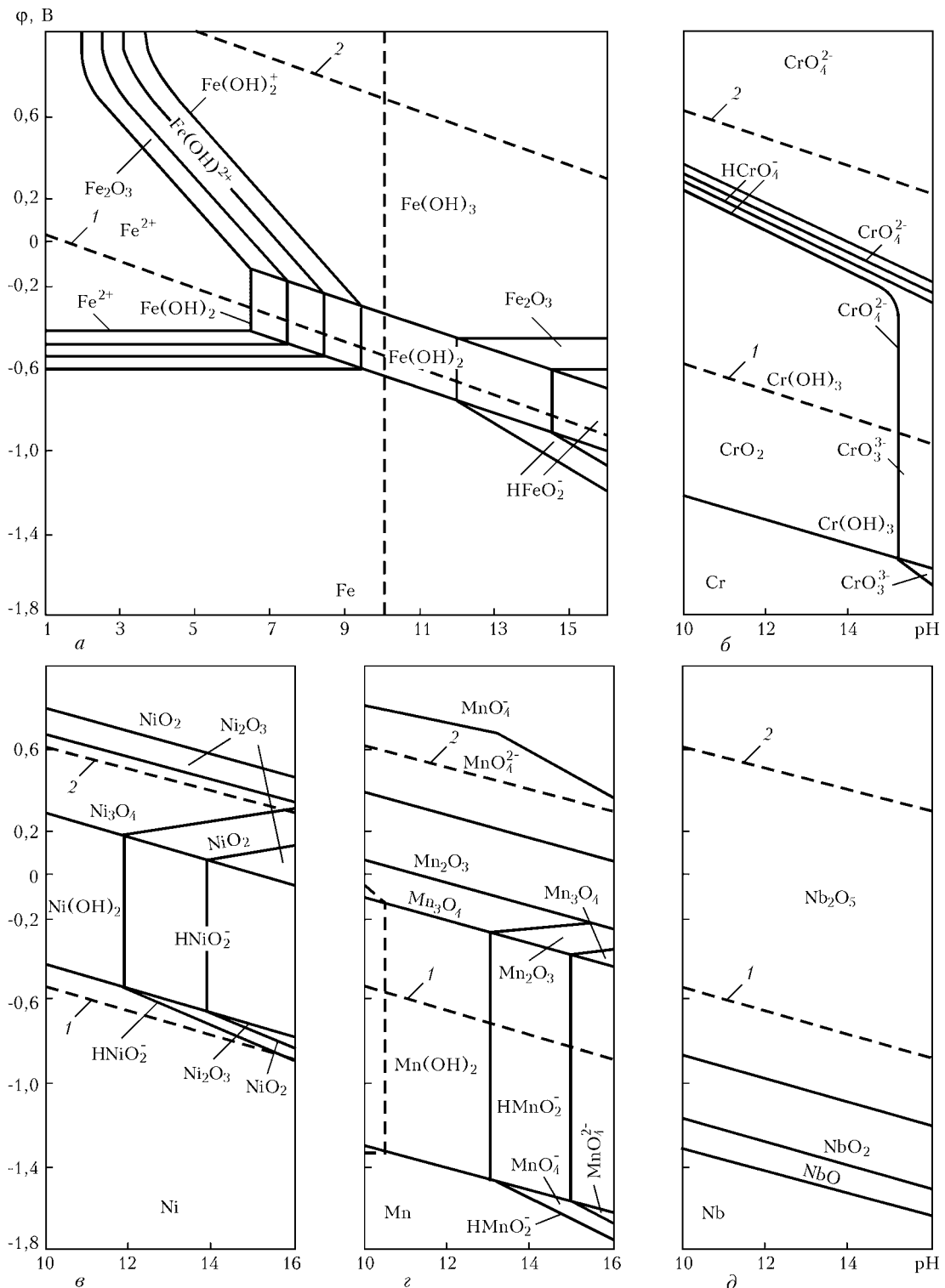
Как следует из статьи [30], ниобий самопассивируется в разбавленных растворах щелочей и при оптимальных присадках увеличивает коррозионную стойкость сварных швов сталей 08X18H10T и 08X22H6T в концентрированных растворах едкого натра. Введение элемента сверх количества, необходимого для связывания углерода, способствует выделению избыточных фаз. В результате этого пассивация сварных соединений стали X18H10 в агрессивных средах затрудняется, что приводит к избирательной коррозии по δ -ферриту [31].

Титан стабилизирует углерод в сварных швах хромоникелевых сталей и характеризуется пассивирующей способностью в щелочных растворах [32, 33]. Так, из диаграммы Пурбе (рис. 2, е) следует, что в щелочных средах он химически стоек в области отрицательных потенциалов вплоть до $-(1,89...2,25)$ В. Выше этой границы на поверхности металла образуется пассивная пленка TiO.

Молибден повышает коррозионную стойкость хромоникелевых сталей в восстановительных кислых средах [16, 22, 26, 34]. Этот элемент отличается стойкостью в хлорсодержащих средах благодаря образованию защитных пленок состава MoOCl₂ [35, 36], а также способствует предотвращению коррозионного растрескивания сталей в щелочных растворах [35, 37]. При введении молибдена в сварные швы данных материалов отмечена избирательная коррозия наплавленного металла по δ -ферриту в азотной кислоте и неокислительных растворах [3, 27, 33, 38]. Установлено растворение нержавеющей сталей, легированных молибденом, в щелочных средах [3, 34, 39].

Согласно диаграмме Пурбе (рис. 2, ж), область коррозионной стойкости элемента в растворах рН 10–15 ограничена значениями $\varphi = -(0,7...1,8)$ В, на поверхности металла образуется пленка MoO₂. При более положительных потенциалах она растворяется с образованием ионов MoO₄²⁻. Электрохимические исследования высокохромистых сталей [7] показали, что молибден в 65 %-м NaOH при 110 °С растворяется по механизму перепассивации и существует в растворе в виде ионов MoO₄²⁻. Установившийся потенциал коррозии в данной среде равен $-0,63$ В.

Добавки молибдена в стали ускоряют катодный процесс выделения водорода и переход металла в пассивное состояние. Доказано [34], что в слабых растворах КОН низшие оксиды нестабильны в области потенциалов, где возможно растворение молибдена. Оксиды β - и β' -фаз также имеют высокую скорость коррозии в щелочах, затрудняя пассивирование молибдена этими фазами. Следовательно, он в растворах КОН не пассивируется, что вызвано неустойчивостью низших оксидов



(MoO_2 и Mo_2O_5) и интенсивным растворением высших оксидов молибдена в щелочной среде [34].

Вольфрам в водных растворах при pH 10-16 характеризуется коррозионной стойкостью в области $\phi = -(0,8... 1,2)$ В [7]. Ниже этой границы он пассивен, выше — растворяется с выделением ионов WO_4^{2-} (рис. 2, з). Пассивное состояние элемента обусловлено образованием химически стойкой пленки WO_2 . Тугоплавкие металлы (вольфрам, молибден, ниобий и др.) отличаются вы-

сокой коррозионной стойкостью в неорганических кислотах, превосходящей нержавеющие стали и хастелой [39]. По-видимому, и в щелочных растворах эти металлы способствуют улучшению коррозионных свойств сталей и сплавов.

Медь с термодинамических позиций характеризуется коррозионной стойкостью, поскольку стандартный электродный потенциал ее равен 0,153 или 0,52 В. В неокислительных кислотах, растворах ряда солей, многих органических и щелочных средах медь весьма устойчива [40]. Согласно

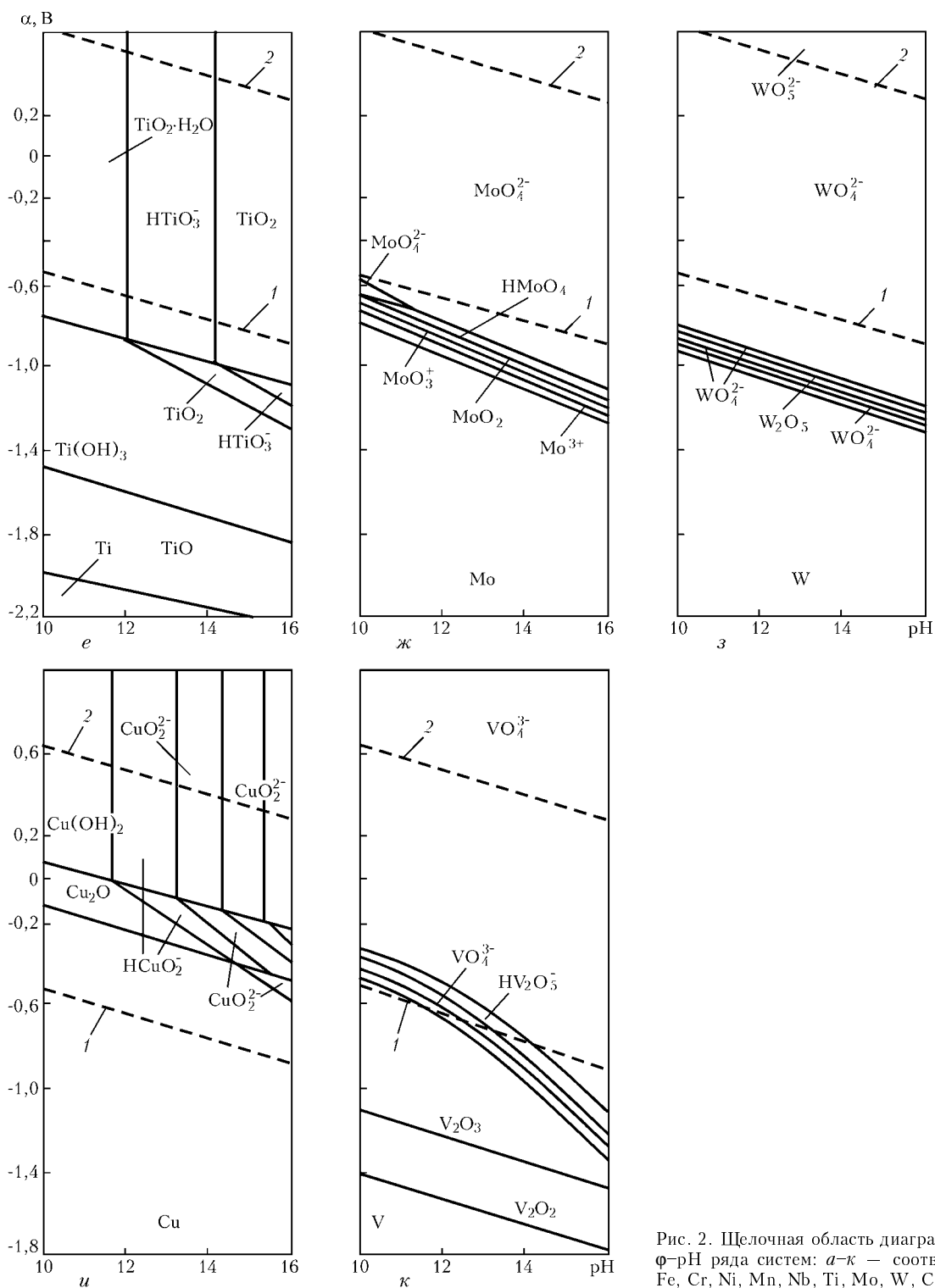


Рис. 2. Щелочная область диаграмм Пурбе ϕ -рН ряда систем: а-к — соответственно Fe, Cr, Ni, Mn, Nb, Ti, Mo, W, Cu, V-H₂O

данным работы [7], в щелочных растворах при рН 10-15 и $\phi = -(0,12...0,42)$ В этот металл коррозионностойкий (рис. 2, u). Более положительным потенциалам соответствует пассивная область, поверхность металла покрывается оксидной пленкой Cu_2O при $\phi = (0,156...0,038)$ В. Гидроксид Cu(OH)_2 образуется при рН 10-12 и $\phi = (0,16...0,04)$ В. При смещении водородного показателя в область рН 11,5-13,15 ($0,17 \geq \phi \leq 0,04$) В, в растворе выделяются ионы HCuO_2^- , а при рН \geq

$\geq 13,15$, $\phi = -(0,04...0,20)$ В — ионы CuO_2^{2-} . Анализ процессов, протекающих в щелочных растворах, дает основание предполагать, что при легировании медью коррозионная стойкость хромоникелевых сталей повышается. В работах [41, 42] показано, что указанные стали в щелочных и хлорсодержащих средах превосходят по стойкости нержавеющие стали.

Ванадий улучшает коррозионную стойкость наплавленного металла системы Fe-Cr-Ni в кипящих щелочных растворах [43], а также спо-



способствует предотвращению МКК нержавеющей сталей. Как следует из работы [26], выделение карбидов хрома по границам зерен увеличивает электрохимическую гетерогенность поверхности металла в агрессивных средах, провоцируя МКК. С целью предупреждения МКК нержавеющей стали легируют стабилизирующими элементами (ниобием, титаном, ванадием и др.), которые, образуя самостоятельные карбиды, исключают обеднение границ зерен и прилегающих поверхностей сталей по хрому, марганцу и железу [12, 22]. Вероятность получения карбидов иллюстрирует ряд стандартных изобарно-изотермических потенциалов [44], кДж/моль: энергия Гиббса Nb_2C составляет $-190,2$; TiC — $-179,8$; V_2C — $-145,5$; Cr_3C_2 — $-28,12$. На основании этого можно утверждать, что ванадий весьма эффективен в предотвращении МКК Fe-Cr-Ni сталей.

При $\varphi = -(1,4...1,8)$ В ванадий является коррозионностойким в щелочных средах (рис. 2, к). Выше этой границы металл окисляется до диоксида V_2O_2 , который при смещении потенциалов в направлении положительной области значений образует V_2O_3 ($\varphi = -(1,15...1,42)$ В). При потенциалах меньше $-1,187$ В в растворе выделяются V_2O_4 и ионы HVO_4^{2-} . Процесс окисления металла завершается на границе $\varphi = -(0,47...1,37)$ В. В положительной области ($0,25...1,0$ В) в щелочных средах обнаружены ионы VO_4^{3-} .

Путем регулирования химического состава металла по вредным примесям можно изменять характер коррозионных процессов. Сегрегации серы и фосфора по границам зерен и кристаллитов интенсифицируют коррозию нержавеющей сталей в окислительных средах [22, 45]. Установлено [46–48], что эти примеси ускоряют МКК, питтинговую и язвенную коррозию сталей типа 08X18H10 в кислых средах, а также коррозионное растрескивание в кипящих растворах гидроксида натрия. Сведения о роли примесей на коррозионные свойства хромоникелевых сталей в указанных средах в литературе практически отсутствуют.

Таким образом, на основании анализа влияния химического состава на коррозионную стойкость сварных соединений хромоникелевых сталей диаграмм состояния Пурбе можно утверждать, что химической стойкости металла в щелочных средах достигают путем рационального легирования сварных швов хромом, никелем, медью, ниобием, ванадием и ограничения содержания марганца, кремния, молибдена, селена и фосфора.

1. Хинэ Ф. Коррозия металлических материалов в концентрированных растворах каустической соды // Сода-то-энсо. — 1974. — 25, № 4. — С. 109–136.
2. Yonsson K. E. The use of stainless steel in the pulp and paper industry // 3th Intern. symp. pulp and paper industry corrosion probl. (Atlanta, May 5–8, 1980). — Atlanta, 1980.
3. Александров А. Г., Пиньковский И. В., Ценцигер Б. М. Ремонт трубопроводов установок непрерывной варки целлюлозы. — М.: Лес. пром-сть, 1978. — 40 с.
4. Лазебнов П. П., Ценцигер Б. М. Влияние легирования на коррозионную стойкость хромоникелевого наплавленного металла // Бум. пром-сть. — 1990. — № 3. — С. 23–25.

5. Backman A., Lyngqvist B. Properties of a fully austenitic stainless weld metal for severe corrosion environments // Fab. and Rel. weld. process plan. Intern. conf. (London, 1976). — Abington, 1977. — P. 171–183.
6. Лазебнов П. П., Александров А. Г., Кибальвич А. А. Исследование коррозионной стойкости металла сварных швов в едком натре // Хим. и нефт. машиностроение. — 1983. — № 2. — С. 31–32.
7. Справочник химика / Под ред. Б. П. Никольского, О. Н. Григоровой, М. Е. Позина и др. — Л.: Химия, 1965. — С. 755–825.
8. Фокин М. Н., Журавлев В. К., Мосолов А. В. О некоторых особенностях электрохимического поведения нержавеющей сталей в растворах NaOH // Защита металлов. — 1978. — 14, № 6. — С. 690–693.
9. Маттссон Э. Электрохимическая коррозия / Пер. со швед. под ред. Я. М. Колотыркина. — М.: Металлургия, 1991. — 158 с.
10. Шлугер М. А., Ажогин Ф. Ф., Ефимов Е. А. Коррозия и защита металлов. — М.: Металлургия, 1988. — 216 с.
11. Fontana M. G. Perspectives on corrosion of materials // Corrosion. — 1971. — 27, № 4. — P. 129–145.
12. Томашов Н. Д., Чернова Г. П. Теория коррозии и коррозионностойкие конструкционные сплавы. — М.: Металлургия, 1986. — 359 с.
13. Файзуллин Ф. Ф., Левина В. К. Анодная пассивация хрома в щелочных растворах // Защита металлов. — 1966. — 2, № 6. — С. 623–627.
14. Mesamichi K., Takeo K. Stress corrosion cracking of ferritic and duplex stainless in 30 % NaOH // Boshoku gijutsu = Corros. Eng. — 1979. — 26, № 6. — P. 336–342.
15. Сакаки Т., Сакияма К. Коррозия сплавов Fe-Cr в горячем концентрированном растворе NaOH // J. of Jap. of Metals. — 1979. — 43, № 6. — С. 527–533.
16. Влияние содержания хрома и молибдена на коррозионную стойкость хромоникелевых сталей в щелочной среде / Л. С. Каневский, Н. Н. Колесникова, А. В. Мосолов и др. // Противокоррозионная защита в хим. пром-сти. — 1985. — С. 33–39.
17. Влияние легирующих элементов на коррозионную стойкость хромоникелевых сталей в щелочной среде / Л. С. Каневский, Н. Н. Колесникова, Н. В. Широкова и др. // Защита металлов. — 1985. — 21, № 5. — С. 781–789.
18. Garat A., Gras I. M. Corrosion study of nickel for alkaline water electrolysis // Intern. 1. Hydrogen Energy. — 1983. — 8, № 9. — P. 681–688.
19. Сакаи Т. Коррозия сплавов Fe-Cr-Ni в концентрированном растворе едкого натра при высокой температуре // Нихон киндзоку гаккайси. — 1980. — 44, № 5. — С. 582–587.
20. Борщевский А. М., Сухотин А. М. Исследование пассивного состояния никеля в кислых и щелочных средах микрометрическим методом // Журн. приклад. химии. — 1992. — 65, № 9. — С. 1942–1946.
21. Александров А. Г. Коррозионная стойкость и стойкость против коррозионного растрескивания железо-никелевых сплавов в концентрированных растворах щелочей // Физико-хим. механика материалов. — 1970. — № 2. — С. 45–48.
22. Колотыркин Я. М. Металл и коррозия. — М.: Металлургия, 1985. — 88 с.
23. Колотыркин Я. М. Успехи и задачи развития теории коррозии // Защита металлов. — 1960. — 16, № 6. — С. 660–673.
24. Eugazier P., Chatainier G., Petit I. A. Corrosion generalisee et cavernuse d'aciers inoxydables austenitiques de substitution. Influence du silicium et de l'aluminium // Rev. met. — 1983. — 80, № 5. — S. 267–275.
25. Каховский Н. И., Фартушный В. Г., Савченко В. С. Влияние кремния на свариваемость, структуру и свойства соединений аустенитной стали // Автомат. сварка. — 1971. — № 4. — С. 9–13.
26. Каховский Н. И. Сварка высоколегированных сталей. — Киев: Техника, 1975. — 376 с.
27. Коррозионная стойкость и электрохимические свойства сварных соединений хромоникелевой стали в соляной кислоте / А. Г. Александров, П. П. Лазебнов, Н. А. Лангер, В. А. Горбань // Свароч. пр-во. — 1980. — № 11. — С. 27–29.
28. Электрохимические исследования влияния углерода, титана и марганца на коррозионную стойкость хромоникель-марганцевых сталей / В. М. Княжева, М. А. Веденеева, С. Е. Хамель, Я. М. Колотыркин // Защита металлов. — 1965. — 1, № 5. — С. 465–472.



29. *Jurgen K.* Die Auswirkung von Ferrit und Seignening auf das Korrosionsverhalten austenitischen Stahle // Schweiz. Maschinenmarkt. — 1980. — **80**, № 24. — S. 76–79.
30. *Влияние* ниобия на коррозионную стойкость сварных соединений нержавеющей сталей в растворах NaOH // Б. В. Кошкин, А. А. Сафонов, З. А. Сидлин, А. В. Мосолов // Защита металлов от коррозии в хим. пром-сти. — М.: НИИТЭХИМ, 1979. — С. 37–40.
31. *Лазебнов П. П.* Роль ферритной фазы в изменении свойств металла сварных соединений хромоникелевых сталей // Автомат. сварка. — 1990. — № 8. — С. 28–32.
32. *Файзулин Ф. Ф., Байталов Д. А.* Электрохимическое поведение титана в щелочных растворах // Защита металлов. — 1966. — **11**, № 4. — С. 439–443.
33. *Лазебнов П. П., Пулина Н. Н.* Общая коррозия в щелочной среде наплавленного металла типа 08X18H10 с различным легированием // Автомат. сварка. — 1995. — № 4. — С. 20–26.
34. *Поздеева А. А., Антоновская Э. И., Сухотин А. И.* Пассивность молибдена // Защита металлов. — 1965. — **1**, № 1. — С. 20–28.
35. *Pleva J.* Influence of molybdenum on stress corrosion cracking of austenitic stainless steel // Anti Corros. Meth. and Mater. — 1983. — **30**, № 8. — P. 4–7, 9.
36. *Wilson J. L., Pement F. W., Aspden R. G.* Effect of alloy structure, hydroxide concentration, and temperature on the caustic stress corrosion cracking of austenitic stainless steels // Corrosion. — 1974. — **30**, № 4. — P. 139–149.
37. *Vaumel A. B.* Einfluss des Deltafemts auf das Korrosionsverhalten von Schweissungen aus austenitischen zusatz Werkstoffen // Schweissen und Schneiden. — 1967. — **19**, № 6. — S. 264–269.
38. *Особенности* коррозионного поведения хромоникельмолибденовых сталей в азотной кислоте / А. В. Плаксеев, В. М. Княжева, Г. А. Дергач, И. А. Дембровский // Защита металлов. — 1978. — **14**, № 4. — С. 393–399.
39. *Гуляев А. П.* Коррозионностойкие сплавы тугоплавких металлов. — М.: Наука, 1982. — 119 с.
40. *Смирягин А. П.* Промышленные цветные металлы и сплавы. — М.: Металлургиздат, 1966. — 559 с.
41. *Ooka T., Yukawa K., Ogawa H.* Corrosion problems and the selection of stainless in corrosive environments in the PFP process // 3-th Intern. symp. pulp and paper industry. Corrosion probl. (Atlanta, May 5–8, 1980). — Atlanta, 1980. — P. 17–19.
42. *Масю М.* Аустенитная нержавеющая сталь R 304 Cu, R 304L Cu, стойкая к коррозии под напряжением // Токусюко. — 1982. — **31**, № 10. — С. 6–8.
43. *Лазебнов П. П., Савонов Ю. Н., Александров А. Г.* Влияние нитрида титана, церия и ванадия на коррозионную стойкость хромоникелевого наплавленного металла // Автомат. сварка. — 1981. — № 8. — С. 69–70.
44. *Куликов И. С.* Термодинамика карбидов и нитридов. — Челябинск: Металлургия, 1988. — 320 с.
45. *Княжева В. М., Чигал В., Колотыркин Я. М.* Роль избыточных фаз в коррозионной стойкости нержавеющей сталей // Защита металлов. — 1975. — **11**, № 5. — С. 531–552.
46. *Pyun Su-Il, Kirn Jeong-Tae, Lee Seong-Min.* Effects of phosphorus segregated at grain boundaries on stress corrosion crack initiation and propagation of rotor steel in boiling 40 % NaOH solution // Mater. Sci. and Eng. A. — 1991. — **148**, № 1. — P. 93–99.
47. *Edstrom J., Carlen C., Kamping S.* Anforderungen an Stahle fur die chemische Industrie // Werkstoffe und Korrosion. — 1970. — № 21. — S. 812–821.
48. *Стеклов О. И.* Повышение коррозионной стойкости изделий методами наплавки и напыления // Повышение качества и эффективности сварочного производства на предприятиях города Москвы. — М.: МДНТИ, 1984. — С. 86–91.

Data are given on corrosion resistance of chromium-nickel deposited metal in alkali environments. Short information is given on the influence of alloying elements on the electrochemical corrosion processes running in the metal of chromium-nickel welds.

Поступила в редакцию 05.05.2004

ВОССТАНОВИТЕЛЬНАЯ ДУГОВАЯ НАПЛАВКА ИЗНОШЕННЫХ ТРАМВАЙНЫХ РЕЛЬСОВ

Разработана технология и порошковые проволоки аустенитного (ПП-АН202) и ферритного (ПП-АН203) классов для восстановительной наплавки трамвайных рельсов из сталей М-75 и М-76, содержащих до 0,82 % углерода, без предварительного подогрева и демонтажа из колеи.

Наплавку ведут горизонтальными валиками. Количество валиков (от 5 до 15) зависит от износа. Первые валики наплавляют самозащитной порошковой проволокой ферритного класса ПП-АН203, последующие — порошковой проволокой ПП-АН202 под флюсом АН-26П. При этом обеспечивается хорошее формирование валиков, отличная отделимость шлаковой корки, отсутствие трещин и пор.

Наплавленный металл во всех слоях (кроме первого) имеет вязкую аустенитную структуру с твердостью HRC 22...25. Наклеп повышает его твердость до HRC 50...52, в результате значительно увеличивается износостойкость наплавленных рельсов.

Для реализации этой технологии в НИЦ «Дуга-2» ИЭС им. Е. О. Патона спроектирован и изготовлен наплавочный аппарат УД-654. Он выполнен в виде самоходной тележки, передвигающейся по наплавляемым рельсам с рабочей и маршевой скоростью. На тележке размещены исполнительные механизмы, пульт управления, запас проволоки и флюса. Питание сварочной цепи осуществляется от дизель-генератора. Чтобы не мешать трамвайному движению, наплавку следует вести в ночное время при сухой погоде и температуре не ниже +10 °С. Затраты на восстановительную наплавку примерно в 3 раза ниже затрат на замену изношенных рельсов новыми.

Назначение и области применения. Наплавка изношенных трамвайных рельсов без демонтажа из колеи.

Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины
03680, Украина, Киев-150, ул. Боженко, 11, отд. № 2
Тел./факс: (38044) 287 63 57
E-mail: ryabtsev@paton.kiev.ua