

По расчетам специалистов в Украине значительное количество эксплуатируемых конструкций, сооружений и машин отработали свой нормативный срок. В связи с этим особую актуальность приобретают вопросы управления эксплуатационной надежностью и долговечностью ответственных объектов путем определения их технического состояния, остаточного ресурса и установления научно обоснованных сроков эксплуатации.

Ниже представлена подборка статей по результатам выполненных в 2007–2009 гг. работ в рамках целевой комплексной программы НАН Украины «Ресурс», в которой принимали участие ученые и специалисты из 26 институтов восьми отделений НАН Украины.

Редакция

УДК 621.791.75.042

ОБОСНОВАНИЕ СИСТЕМЫ РАСКИСЛЕНИЯ И МИКРОЛЕГИРОВАНИЯ НАПЛАВЛЕННОГО МЕТАЛЛА ЭЛЕКТРОДОВ ДЛЯ СВАРКИ И РЕМОНТА МОСТОВЫХ И ТРАНСПОРТНЫХ КОНСТРУКЦИЙ

Академик НАН Украины **И. К. ПОХОДНЯ**,
А. Е. МАРЧЕНКО, **И. Р. ЯВДОЩИН**, **Н. В. СКОРИНА**, кандидаты техн. наук,
О. И. ФОЛЬБОРТ, инж. (Ин-т электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины)

Экспериментально обоснована система раскисления и микролегирования металла шва, выполненного электродами, которые предназначены для сварки и ремонта мостовых и транспортных конструкций. Изложены основные характеристики электродов, разработанных с использованием этой системы.

Ключевые слова: дуговая сварка, конструкционные низколегированные стали, покрытые электроды, сварка и ремонт конструкций, система микролегирования

Вторая общеевропейская конференция по вопросам транспорта в 1994 г. приняла программу развития континентальной транспортной сети, в соответствии с которой создается девять основных трансконтинентальных направлений грузоперевозок, получивших название «кипрские коридоры». Четыре из них пройдут по территории Украины. Занимая на этом пути центральное место в Европе, т. е. имея самый высокий фактор транзитности среди соседних европейских стран, Украина должна стать своеобразным мостом между Европой и Азией, благодаря которому существенно сократятся издержки на перевозки и время доставки продукции в системе международного обмена товарами. Утверждена программа создания и функционирования национальной сети международных транспортных коридоров в Украине [1].

Для осуществления этой программы предстоит модернизировать железные дороги с тем, чтобы

вывести их на уровень современных требований по скорости, длине и массе пропускаемых поездов, построить новые автомагистрали международного класса, соорудить множество мостов, тоннелей, транспортных переходов, а также 26 уникальных транспортно-складских терминалов.

Решение транспортных задач необходимо также в связи с проведением в Украине Европейского чемпионата по футболу в 2012 г. В Киеве и других городах Украины реконструируются городские и окружные автомагистрали, строятся мосты через Днепр, путепроводы и развязки на пересечениях наиболее интенсивных транспортных потоков. С этой целью будут задействованы заводы металлоконструкций, транспортного машиностроения, а также строительные-монтажные организации, интенсивно использующие сварочные технологии. В заводских условиях — это преимущественно механизированные процессы сварки. Однако часть работ, как правило, связанных со сваркой наиболее ответственных узлов конструкций и исправлением дефектов швов, в заводских условиях традиционно выполняют покрытыми электродами. В монтажных условиях для сварки боль-

шей части пространственных швов, которые по техническим причинам механизированными способами не могут быть сварены, обычно используют ручную дуговую сварку покрытыми электродами.

Эксплуатация мостовых и транспортных конструкций, сооруженных ранее, сопровождается текущими и капитальными ремонтами с целью поддержания их в надлежащем состоянии. После ликвидации единого народнохозяйственного комплекса СССР состояние основных фондов ключевых отраслей производства и межотраслевой производственной инфраструктуры в Украине и других странах СНГ постоянно ухудшается.

Для предупреждения возможных техногенных кризисов надзорные органы и созданный по инициативе правительства Украины общественный комитет «2005» в течение ряда лет осуществляют тщательный мониторинг безопасности конструкций, сооружений и машин, имеющих к ним непосредственное отношение. В поле зрения указанного мониторинга находятся железнодорожные и автотранспортные мосты, объекты морского и трубопроводного транспорта, транспортная инфраструктура в виде интер- и мультимодальных, а также терминальных систем, которые ни при каких обстоятельствах не должны стать узкими местами «кипрских коридоров», и др. Все перечисленные объекты создаются, поддерживаются в работоспособном состоянии и ремонтируются с применением сварочных технологий.

Сталь для мостовых и транспортных конструкций. Эволюция химического состава и свойств проката из конструкционных сталей приведена на рис. 1 [2, 3]. Для сооружения и ремонта мостовых и транспортных конструкций используются низколегированные кремнемарганцевые стали марок 09Г2С (класс С345) и 12Г2С (класс С375) по ГОСТ 19281–89, низколегированные (с хромом и никелем) стали марок 10ХСНД и 12ХСНД (класс С390) по ГОСТ 6713–91, среднелегированные (с молибденом) стали марок 14Г2АФ (класс С390), 16Г2АФ (класс С440) и 12ГН2МФАЮ (класс С590) по ГОСТ 19281–89.

В настоящее время металлургическая промышленность из сталей, требования к которым регламентируются межгосударственными стандартами, производит марки 09Г2С и 12Г2С. Производство сталей, относящихся к классам С390, С440, С590, фактически прекращено, поскольку ГОСТ 19281–89 допускал высокое содержание в них вредных примесей, что делало их склонными к хрупкому разрушению.

Стали 15ХСНД и 10ХСНД оказались слишком дорогими. К тому же выяснилось, что по чистоте, эксплуатационным свойствам и свариваемости они уже не соответствуют современным требованиям мостостроителей. В связи с этим потребление сталей этих марок к началу 1990-х годов резко сократилось, прокат из них в Украине сейчас производится в ограниченном объеме. В РФ их продолжают использовать в мостостроении. Конструкции, ранее сооруженные из указанных сталей, эксплуатируются по-прежнему и с этим следует считаться при выборе сварочных материалов для их ремонта.

Заводы Юга Украины наладили производство других марок сталей этого класса по своим техническим условиям. Мариупольский институт конструкционных материалов «Прометей» разработал ниобийсодержащие стали марок 06ГБ и 06Г2Б, которые соответствуют требованиям классов прочности С355–С490. Их производят в соответствии с ТУ У 14-16-150–99 и поставляют в виде листов толщиной от 8 до 50 мм. При этом разные режимы термообработки проката обеспечивают четыре уровня его прочности ($\sigma_B \geq 450, 490, 540$ и 590 МПа соответственно $\sigma_T \geq 355, 440, 440$ и 490 МПа) при практически одинаковых показателях пластичности и ударной вязкости. Гарантируются также требуемые Z-свойства и сплошность на уровне класса 0.

Сталь марки 09Г2СЮч поставляется согласно ТУ У 322-16-127–97 в листах толщиной от 8 до 40 мм, ее механические свойства в зависимости от толщины листа и способов термообработки обеспечиваются в сле-

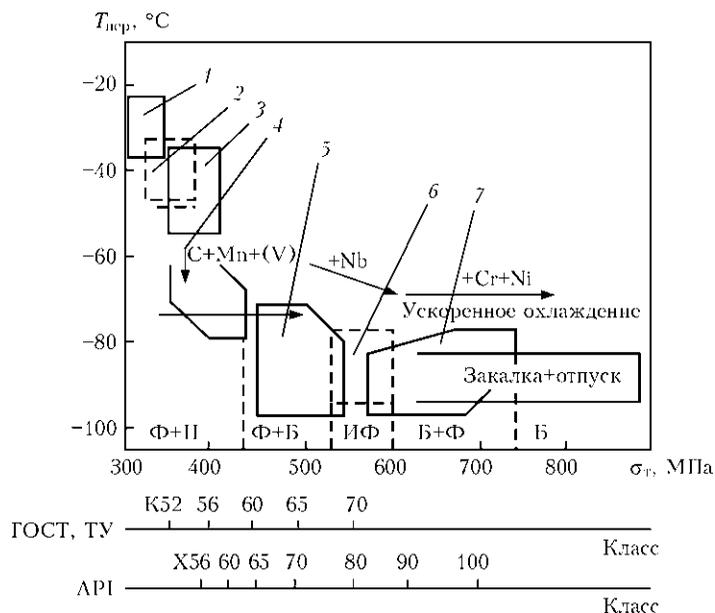


Рис. 1. Эволюция свойств проката из конструкционных сталей в зависимости от химического состава и технологии его производства: 1 — сталь Ст3 (1950-е гг.); 2 — сталь Ст3 + Ti (1960-е гг.); 3 — сталь 09Г2 (1960-е гг.); 4 — сталь 13Г1 + (Si, Ti) (1965–1970 гг.); 5 — сталь 10Г2 + (V, Nb, Ti) (1970-е гг.); 6 — сталь 09Г2 + (Nb, Ti, V) (1980-е гг.); 7 — сталь 09Г2 + (Cr, Ni, V, Nb); Ф — феррит; Б — бейнит; ИФ — игольчатый феррит

дующих пределах: $\sigma_T = 325...450$ МПа; $\sigma_B = 480...570$ МПа; $\delta_5 = 19$ %; $KCU \geq 29$ Дж/см² и $KCV \geq 29$ Дж/см² при температуре $-40...-70$ °С.

Указанные марки стали отличаются разной свариваемостью. Наименьшее значение углеродного эквивалента, рассчитанного по формуле МИСа, имеет сталь 06Г2Б, а наибольшее — стали 09Г2СЮч и 10ХСНД. При использовании последней для производства сварных конструкций действительно возникают технологические проблемы, которые отмечают авторы работы [4]. При сварке стали 06Г2Б можно ожидать проблемы со свариваемостью, связанные с наличием в ней ниобия. Изложенные соображения подтверждают результаты исследований свариваемости сталей 10ХСНД и 09Г2СЮч в сравнении с молибденсодержащей сталью марки 06Г2Б [5]. Установлено, что наиболее высокой сопротивляемостью замедленному разрушению характеризуется сталь марки 06Г2Б. В остальных двух марках сталей нужный показатель сопротивляемости замедленному разрушению обеспечивается только при концентрации водорода в наплавленном металле, не превышающем 7 мл/100 г. На повышение концентрации водорода сильнее реагирует сталь 10ХСНД. На основании результатов проведенных исследований сталь марки 09Г2Б рекомендована для применения в мостостроении [6].

Изготовление транспортных конструкций традиционно ориентируется на использование проката из низколегированных сталей марок 09Г2С толщиной не более 20 мм.

Сварочные электроды. Мостовые и транспортные сварные конструкции работают в весьма неблагоприятных эксплуатационных (ударные, динамические и вибрационные нагрузки, атмосферная коррозия) и климатических условиях (отрицательные температуры зимой достигают в Украине -40 °С, а за ее пределами — еще ниже). Их аварийный выход из строя может привести к существенным техническим, экономическим и экологическим издержкам. Следовательно, качество швов и надежность сварных соединений должны соответствовать достаточно высоким требованиям.

В соответствии с нормативной документацией для сооружения и ремонта мостовых и транспортных конструкций рекомендуются электроды низководородного класса типа Э42А и Э50А (ГОСТ 9467–75). Во избежание технологических дефектов сварка должна выполняться электродами, имеющими высокие сварочно-технологические свойства.

В российских нормативных документах предусматривается применение электродов УОНИ-13/45 и УОНИ-13/55, а также электродов марок МТГ, первоначально разработанных для строительства трубопроводов. Их производство по лицензиям европейских фирм освоено Сычевским

Таблица 1. Сварочные материалы для ручной дуговой сварки мостовых конструкций [7]

Марка стали (класс прочности)	Тип и марка электродов для ручной дуговой сварки
<i>Тавровые, угловые и нахлесточные соединения</i>	
15ХСНД 15ХСНДА 09Г2СД 12Г2СБД (345)	Э46А — УОНИИ-13/45 Э50А — УОНИИ-13/55 Э50А — МТГ-02
10ХСНД 10ХСНДА (390)	Э46А — УОНИИ-13/45 Э50А — УОНИИ-13/55 Э50А — МТГ-02
<i>Стыковые соединения</i>	
15ХСНД 15ХСНДА 09Г2СД (345)	Э50А УОНИИ-13/55 МТГ-01К МТГ-02 МТГ-03

электродным заводом (РФ). Типы и марки электродов приведены в табл. 1.

В отечественной практике для сварки мостовых и транспортных конструкций из углеродистых и низколегированных сталей главным образом применяются электроды УОНИ-13/45 и УОНИ-13/55, разработанные 70 лет тому назад и уже не отвечающие современным требованиям. Основные недостатки электродов типа УОНИ-13:

- нестабильность механических свойств металла шва, главным образом ударной вязкости при низких температурах. Порог хладноломкости металла швов, выполненных этими электродами, составляет от -30 до -40 °С;
- невысокие сварочно-технологические свойства (швы формируются с усилением, плохая отделимость шлаковой корки, повышенное разбрызгивание, возможность выполнения сварки только на постоянном токе);
- низкая технологичность при изготовлении, проявляющаяся в склонности обмазочной массы к затвердению и неравномерному истечению из головки электродаобмазочного пресса при нанесении покрытия на стержень;
- повышенная гигроскопичность покрытия.

При разработке новых электродов для сварки мостовых и транспортных конструкций была поставлена задача исключить недостатки, свойственные электродам типа УОНИ-13. Одна из главных задач — обеспечение высокой ударной вязкости металла швов при отрицательных температурах, вплоть до -60 °С.

Выбор и экспериментальное обоснование системы раскисления металла шва. В покрытиях большинства марок низководородных электродов используется газо- и шлакообразующая система $\text{CaCO}_3\text{--CaF}_2\text{--SiO}_2\text{--TiO}_2$, в которой сварочно-техно-

логические свойства электродов и эффективность защиты расплавленного металла регулируются соотношением $\text{CaCO}_3/\text{CaF}_2$ и толщиной покрытия.

Отечественные разработки низководородных электродов типа Э42А и Э50А по ГОСТ 9467–75 традиционно ориентированы на комплексную систему раскисления металла шва марганцем, кремнием, титаном и алюминием, который содержится в виде сопутствующего элемента в ферротитане (до 8%). Титан и частично алюминий, отличающиеся большим сродством к кислороду, в комбинации с марганцем и кремнием должны, по мнению разработчиков электродов, обеспечить высокие механические свойства вследствие глубокого раскисления металла шва, а также его благоприятный структурно-фазовый состав, который формируется в условиях термического цикла сварки.

Известно, что в низколегированных швах структура металла шва включает феррит различной морфологии (аллотриоморфный в виде прослоек по границам бывших аустенитных зерен, полигональный, пластинчатый, игольчатый и речный) с участками второй фазы, которая состоит из карбидов, мартенсита, бейнита, остаточного аустенита или их смеси [8–10].

Границы разориентированных отдельных пластинок и реек феррита являются малоугловыми. Мелкие же и равномерно распределенные в пределах каждого зерна структурные элементы игольчатого феррита образуют высокоугловые границы, более благоприятные с точки зрения стойкости против хрупкого разрушения [10–12]. В такой структуре трещина в ходе разрушения вынуждена чаще менять направление продвижения, при этом сопротивляемость разрушению существенно возрастает. По этой причине металл швов, в структуре которых преобладает игольчатый феррит, характеризуется более высокими показателями ударной вязкости, в том числе при низкой температуре.

Высокая хладостойкость металла шва достигается, если образующаяся одновременно с игольчатым ферритом вторая фаза имеет не хрупкую, а пластичную природу.

Влияние легирующих элементов на структуру и свойства металла швов объясняется следующим образом. Марганец обеспечивает высокие показатели прочности и ударной вязкости швов. Оптимальным является содержание марганца 1,4...1,6 мас. % [13–15]. При этом в структуре металла шва достигается наибольший выход игольчатого феррита.

С возрастанием содержания кремния от 0,2 до 0,9 мас. % объемная доля игольчатого феррита в наплавленном металле также возрастает. Но при этом увеличивается количество и ухудшается морфология второй фазы — цементитные пленки и островки бейнита и перлита замещаются мартен-

ситом и аустенитом [16], что приводит к снижению уровня ударной вязкости. Оптимальные показатели ударной вязкости металла, раскисленного кремнием и марганцем, обеспечиваются при содержании марганца 1,4...1,6 мас. % и кремния 0,2...0,4 мас. %.

Влияние титана на структуру и механические свойства металла швов рассмотрено в работах [17–19] и др. Их авторы отмечают положительное влияние титана на ударную вязкость металла шва, сваренного с использованием низководородных электродов. Однако называемое разными авторами оптимальное содержание титана в металле шва колеблется в довольно широких пределах в зависимости от наличия и соотношения других легирующих элементов. При этом не ясно, почему титан не всегда обеспечивает ожидаемую высокую вязкость швов, выполненных с использованием электродов УОНИ-13, и, как правило, не обеспечивает ее, если сварка ведется электродами с покрытием, существенно отличающимся по соотношению основных шлакообразующих материалов от электродов типа УОНИ-13.

Большая часть цитированных выше результатов металловедческих исследований была получена в условиях металлургических сварочных систем, надежно «закрытых» от окружающего воздуха. В покрытиях электродов, которые применяли в исследованиях, как правило, использовали идеальные раскислители (титан вместо ферротитана, металлический марганец вместо ферромарганца), которые в реальных производственных условиях не встречаются. Из публикаций трудно уяснить, насколько высока степень робастности найденного баланса микролегирующих элементов по отношению к изменению вещественного состава покрытия, включая его способность эффективно защитить расплавленный металл от окружающего воздуха.

Авторами выполнены экспериментальные исследования системы раскисления и микролегирования металла шва на основе марганца, кремния и титана в покрытиях низководородных электродов, предназначенных для сварки мостовых и транспортных конструкций. С этой целью изготовлены и испытаны опытные электроды, основу покрытий которых составляли мрамор, плавленый шпат, рутил (или кварцевый песок). Общее содержание главных газошлакообразующих (CaCO_3 и CaF_2) и металлических составляющих покрытий (ферросплавы с железным порошком), а также соотношение между ними приведены в табл. 2.

Раскислителями служили ферросплавы промышленного изготовления: электропечной среднеуглеродистый ферромарганец (88 мас. % Mn), ферросилиций (гранулированный с 15 мас. % Si, или кусковой с 45 мас. % Si), а также ферротитан (35 мас. % Ti, 5 мас. % Si и 8 мас. % Al). Суммар-

Таблица 2. Основа покрытий, размерные и технологические показатели опытных электродов

Серия электродов	Массовая доля в покрытии, %				Показатели электродов			
	CaCO ₃	CaF ₂	CaCO ₃ /CaF ₂	Металлические составляющие	D/d	K _{м.п.} , %	K _{ш.з.} , %	τ _{к.з.} , мс
2М	51,0	18,0	3/1	22...24	1,50	35	25	7,5
3М	51,0	18,0	3/1	24...28	1,50	—	—	—
2Т	26,0	26,0	1/1	35...46	1,55...1,60	45	22	14,5
3Т	26,0	26,0	1/1	39...46	1,55...1,60	—	—	—
R	26,5	22,5	1,2/1	44...46	1,65	55	25	10,5

Примечание. K_{м.п.} — коэффициент массы покрытия; K_{ш.з.} — коэффициент шлаковой защиты; τ_{к.з.} — длительность коротких замыканий.

ная массовая доля ферросплавов и железного порошка в покрытии изменялась от 22 до 44 %.

Долю ферросплавов, рутила или кварцевого песка в покрытии электродов серий 2М, 3М, 2Т и 3Т регулировали таким образом, чтобы при планируемом повышении содержания титана в наплавленном металле по возможности не изменялось содержание марганца и кремния в пределах каждой серии электродов. В то же время долю ферромарганца в покрытии электродов серии 3М и 3Т преднамеренно задавали большей, чем в сериях 2М и 2Т.

В составе покрытий электродов серии R долю ферросплавов в покрытии рассчитали методом активного планирования эксперимента с использованием D-оптимального плана.

Железный порошок во всех сериях опытных электродов использовали в качестве балансового компенсатора. Диаметр электродов составлял 4 мм. Другие размерные и технологические показатели электродов приведены в табл. 2, а химический состав наплавленного металла — в табл. 3.

Как следует из табл. 2 и 3, в покрытиях серий М воспроизведена газшлакообразующая основа, размерные и технологические показатели покрытия электродов УОНИ-13. В них соотношение CaCO₃/CaF₂ составляет 3/1, поэтому имеют место высокий окислительный потенциал, достаточно эффективная защита расплавленного металла от воздуха и мелкокапельный перенос электродного металла. В покрытии электродов серии Т моделируются аналогичные показатели электро-

дов АНО-7, «Garant», а также многих марок электродов фирм ESAB, «Tyssen» и др. В их покрытии соотношение CaCO₃/CaF₂ составляет 1/1, в связи с чем его окислительный потенциал существенно меньше, а защитная способность металла от воздуха исходя из содержания в нем азота ниже. Перенос электродного металла крупнокапельный. В покрытии электродов серии R соотношение CaCO₃/CaF₂ составляет 1,2/1. В сравнении с электродами серии Т их металлургические и технологические характеристики существенно улучшены, а защитная функция покрытия находится на высоком уровне вследствие большей его толщины.

Содержание титана в наплавленном металле изменялось от 0 до 700 млн⁻¹, кислорода — от 240 до 530 млн⁻¹, азота — от 70 до 360 млн⁻¹ (табл. 3), т. е. кислород и азот наряду с марганцем, кремнием и титаном должны рассматриваться как элементы, активно влияющие на механические свойства, в том числе на пластичность металла шва.

Показатели прочности (σ_т и σ_в), а также пластичности (δ и KCV_т) металла многослойного шва исследовали на низкоуглеродистой стали толщиной 18 мм. Ниже анализируются лишь показатели KCV₊₂₀, полученные при испытании образцов с надрезом, который проходит через все слои шва.

Общие границы изменения содержания кислорода и азота иллюстрируются на рис. 2. Из рисунка видно, что массовая доля азота имеет тот же порядок значений, что и равновесная концентрация азота в железе, содержащем титан и кисло-

Таблица 3. Химический состав металла, наплавленного опытными электродами

Серия электродов	C	Mn	Si	O	N	Ti
2М	0,05...0,07	0,67...0,84	0,20...0,32	370...530	110...160	0...330
3М	0,07...0,09	1,38...1,73	0,37...0,52	280...500	110...150	0...420
2Т	0,04...0,06	0,87...1,32	0,28...0,41	270...390	130...360	10...640
3Т	0,06...0,07	1,17...1,34	0,33...0,42	260...320	130...240	20...700
R	0,04...0,06	0,75...1,75	0,25...0,90	240...360	70...130	80...520

Примечание. Содержание C, Mn, Si дано в мас. %, содержание остальных элементов — в млн⁻¹.

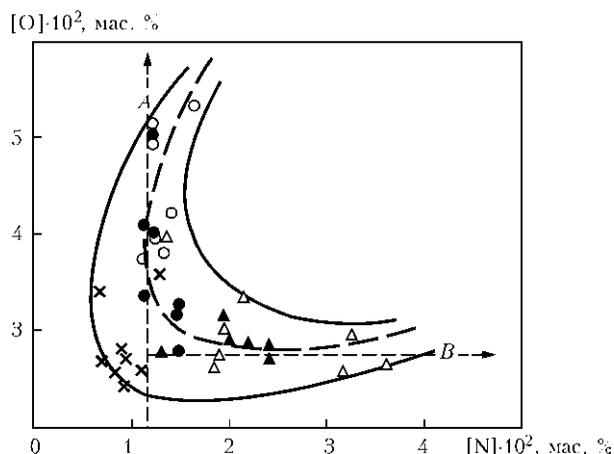


Рис. 2. Сравнение содержания кислорода и азота в металле, наплавленном опытными электродами, с покрытиями серий 2М (○), 3М (●), 2Т (△), 3Т (▲) и R (×)

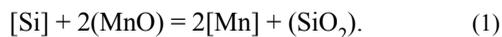
род. Однако в отличие от равновесной концентрации она, как показали наши анализы, не уменьшается, а возрастает по мере увеличения содержания титана в шва. Это косвенно подтверждает, что источником азота является воздух, из которого он поглощается титаном. Массовая доля кислорода на порядок превышает равновесную концентрацию кислорода в железе, раскисленном титаном, что характерно для металла, наплавленного дуговой сваркой плавлением. Основным источником кислорода при этом являются не успевшие удалиться в шлак неметаллические включения, которые образуются на стадии кристаллизации сварочной ванны. Точки, расположенные вдоль вертикали *A* на рис. 2, отражают результаты, полученные преимущественно при использовании электродов серий М ($[O]_{var}$ при $[N] = const$), а вдоль горизонтали *B* — результаты, полученные преимущественно при использовании электродов серий Т ($[N]_{var}$ при $[O] = const$). Приведенные данные подтверждают разную окислительную и защитную способность покрытий сравниваемых опытных серий электродов. Электроды серии R обеспечивают низкое содержание и кислорода, и азота в наплавленном металле, т. е. отличаются невысокой окислительной способностью покрытия (как у электродов серий Т) при его достаточно эффективной защитной способности от воздуха (как у электродов серий М).

Металл, наплавленный опытными электродами, по химическому составу можно отнести к системе Fe–Mn–Si–Ti–O–N. При этом титан является раскислителем, как кремний и марганец, и одновременно нитридообразующим элементом. В зависимости от условий защиты электродного металла от воздуха часть титана может быть связана в нитриды, другая — в оксиды.

Последствия указанной раздвоенности роли титана при анализе результатов KCV_{+20} нам удалось

выявить путем использования следующих приемов обработки экспериментальных результатов.

В основе системы раскисления сварных швов кремнием и марганцем лежит химическая реакция



Равновесное содержание кислорода в наплавленном металле можно рассчитать по уравнению [20, 21]

$$[O] = K_{Si-Mn} ([Mn] \cdot [Si])^{-0.25}. \quad (2)$$

Температурная зависимость константы равновесия химической реакции (1) имеет вид

$$\lg K_{Si-Mn} = -\frac{15518}{T} + 6,01. \quad (3)$$

Параметр раскисления $([Mn] \cdot [Si])^{-0.25}$ является комплексным, поскольку отражает влияние общего содержания марганца и кремния, а также их соотношения на остаточный кислород в наплавленном металле, который находится в виде неметаллических включений, образовавшихся на стадии охлаждения и кристаллизации сварочной ванны. Небольшое значение отрицательной экспоненты в параметре раскисления означает, что контроль кислорода в металле путем изменения содержания в нем марганца и кремния весьма ограничен по сравнению, например, с режимными параметрами сварки, а также свидетельствует о наличии других раскислителей и пр. Тем не менее он дает возможность оценить ту составляющую содержания кислорода, которая обусловлена комплексным раскислением металла шва кремнием и марганцем. Представив полученные нами результаты KCV_{+20} в зависимости от параметра раскисления, мы тем самым связываем их с содержанием кислорода, оставшегося в шве в результате реакции (1), а всю выявленную при этом картину считаем следствием действия других факторов (к примеру, титана, кислорода, не участвующих в реакции (1), и азота).

Система Fe–Ti–O–N, к которой приходим в результате исключения кислорода, который остается в наплавленном металле после раскисления его кремнием и марганцем, описывается тремя уравнениями:

$$Ti_xO_y(t) = x[Ti] + y[O]; \quad (4)$$

$$TiN(t) = [Ti] + [N]; \quad (5)$$

$$xTiN(t) + y[O] = Ti_xO_y(t) + x[N], \quad (6)$$

где *t* — твердое состояние ингредиента [22, 23]. Заметим, что уравнение (6) получаем путем вычитания (5) из (4).

Для описания условий образования (разложения) нитрида в сплавах железа, содержащих, как в нашем случае, меньше 0,05 % титана, используют уравнения (4) и (6), которые характеризуют сродство титана и его нитрида к кислороду. Уравнение (6) в явном виде отражает связь между равновесными концентрациями азота и кислорода в железе в присутствии титана. С учетом очень низкой концентрации названных компонентов в термодинамических расчетах констант используют их концентрацию вместо активности, а зависимость констант от температуры, исходя из выявленной в экспериментах формы образующегося оксида Ti_2O_3 , предложено оценивать по уравнениям [22, 23]:

$$\lg K_4 = -\frac{55200}{T} + 16,4; \tag{7}$$

$$\lg K_5 = -\frac{19000}{T} + 6,48; \tag{8}$$

$$\lg K_6 = \lg [N]^x/[O]^y = \frac{14200}{T} - 3,44. \tag{9}$$

Уравнение (6) свидетельствует о том, что в расплавах, надежно защищенных от воздуха, TiN , как и титан в реакции (4), может являться раскислителем жидкой стали. Соотношение же $[N]^x/[O]^y$ по существу представляет собой константу равновесия реакции (6), зависящую от общей концентрации азота и кислорода и стехиометрических коэффициентов, которые в свою очередь определяются составом образующихся оксидов титана (TiO_2 , Ti_2O_3 или TiO) в зависимости от условий раскисления, а также от того, какой вклад в этот процесс наряду с титаном вносят марганец, а также кремний и алюминий, находящиеся в ферротитане.

Наконец, при рассмотрении системы $Fe-Ti-O-N$ нами был использован коэффициент несбалансированности азота титаном B_N . Его значения рассчитываются по фактическому составу наплавленного металла как доля азота, не связанного в нитриды титана, по формуле [24, 25]

$$B_N = 14/48[Ti] - [N]. \tag{10}$$

При этом алюминий не учитывали, поскольку он является более слабым нитридообразователем, чем титан, и в большей степени защищает его от окисления, чем от взаимодействия с азотом.

Из рис. 3, а следует, что значения ударной вязкости в зависимости от параметра раскисления можно распределить по трем группам. Для групп серий $V1$ и $V2$, в которые попали результаты, полученные при испытании электродов серий 3М, 2Т и 3Т (на рис. 2 преимущественно расположены соответственно вдоль вертикали A и горизонтали B), ударная вязкость металла шва изменяется в силу каких-то причин, не связанных с параметром раскисления ($[Mn] \cdot [Si]^{-0,25}$), а следовательно, и

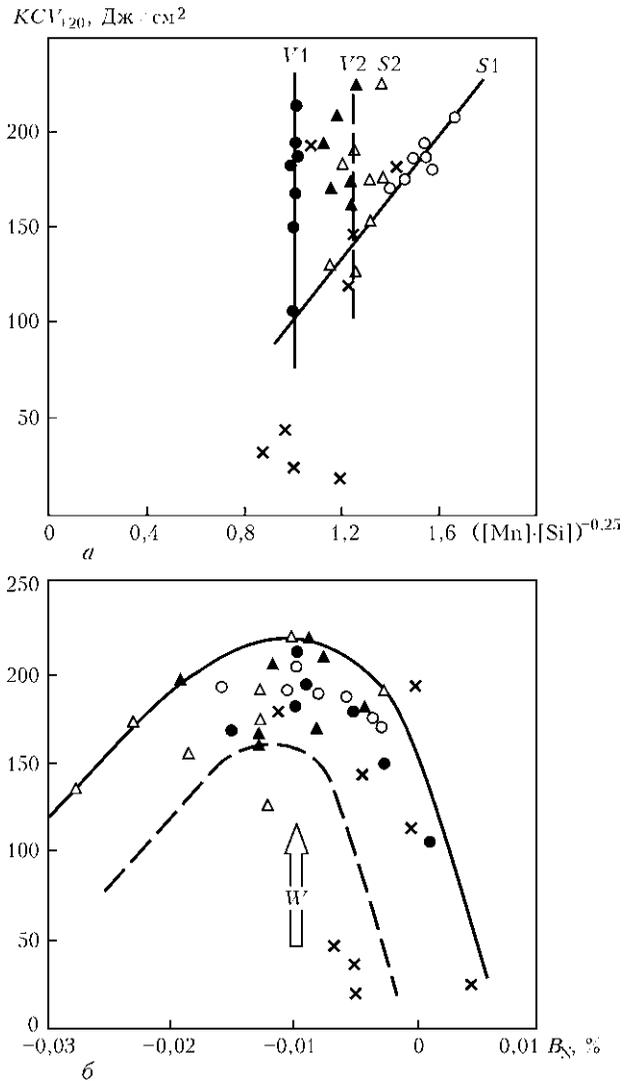


Рис. 3. Зависимость KCV_{+20} от параметра комплексного раскисления наплавленного металла марганцем и кремнием, $([Mn] \cdot [Si])^{-0,25}$ (а) и от показателя несбалансированности содержаний титана и азота в наплавленном металле B_N (б): \circ — электроды серии 2М; \bullet — 3М; Δ — 2Т; \blacktriangle — 3Т; \times — R

с кислородом марганцевых силикатов, содержание которых для каждой из этих групп, как и планировалось при постановке экспериментов, является постоянным. Указанные причины изменения ударной вязкости анализируются ниже. Для группы $S1$, в которую вошли преимущественно результаты, полученные при испытании электродов серий 2М и 2Т, ударная вязкость шва возрастает по мере увеличения параметра раскисления, а значит, при возрастании массовой доли кислорода, связанного в марганцевые силикаты. Причины такой зависимости в настоящей публикации не рассматриваются.

Приведенные на рис. 3 значения ударной вязкости шва в зависимости от коэффициента несбалансированности азота титаном образуют экстремальную область с максимумом при $B_N \approx -0,01$ %. Слева от максимума KCV_{+20} ее понижение следует

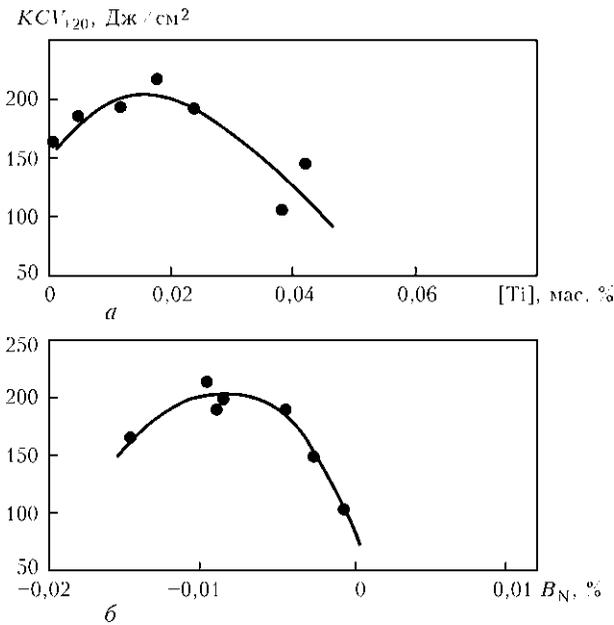


Рис. 4. Зависимость KCV_{+20} от содержания титана (а) и B_N (б) в металле шва, выполненного с использованием электродов серии опытов *I1*

считать следствием увеличения массовой доли азота в металле шва, не связанного в нитриды титана, а справа — массовой доли избыточного титана, который не связан в нитриды. Изменение ударной вязкости шва в области максимума достигает полутора кратной величины. Причины этого не связаны с балансом Ti-N, описываемым уравнением (10). Они также будут рассмотрены ниже.

Результаты опытов серии *I1*, казалось бы, можно объяснить, полностью исключив из рассмотрения влияние азота на ударную вязкость вследствие его низкого содержания. Раскисление металла шва титаном осуществляется по реакции (4), т. е. достаточно принять во внимание влияние на KCV_{+20} изменения концентрации титана и кислорода, оставшегося в металле шва в квазиравновесии с кремнием и марганцем. Как следует из литературных данных, при оптимальном соотношении титана и кислорода должны образоваться неметаллические включения, которые облегчают зарождение и обеспечивают наибольший выход игольчатого феррита — структурной сос-

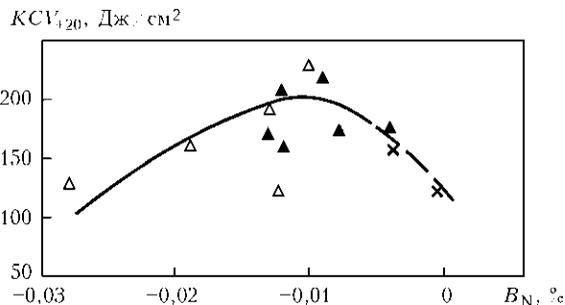


Рис. 5. Зависимость KCV_{+20} от B_N в металле швов, выполненных с использованием электродов серии опытов *I2*

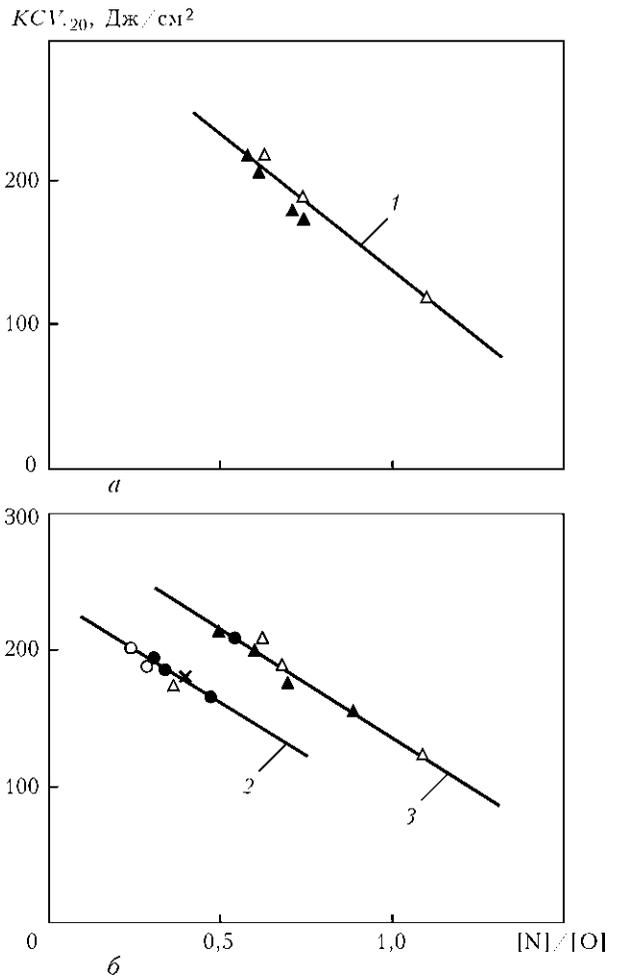


Рис. 6. Кривая $KCV_{+20} = f([N]/[O])$, полученная в серии опытов *I2* (а) и *W* (б): 1 — $B_N = 0,0105$ %; 2 — $[N]_{cp} = 0,013$ %; $[O] = 0,04$ %; 3 — $[N]_{cp} = 0,02$ %; $[O]_{cp} = 0,03$ %

тавляющей, ответственной за высокую ударную вязкость низколегированного шва. Из рис. 4, а следует, что максимальная KCV_{+20} имеет место при 0,018...0,020 мас. % Ti, что хорошо согласуется с данными, опубликованными другими авторами. Этот оптимум реализуется во всех современных разработках электродов, близких по составу покрытия к электродам УОНИ-13/55. Справа от максимума KCV_{+20} влияние этого благоприятного фактора, видимо, подавляется, помимо всего, еще и слишком большим упрочнением металла, вызванного титаном.

В то же время показатель несбалансированности B_N тоже можно использовать как аргумент для представления результатов опытов серии *I1* (рис. 4, б), поскольку при столь низкой концентрации азота B_N эквивалентен содержанию титана в наплавленном металле, не связанного в нитриды.

Труднее по этой же схеме интерпретировать результаты, составляющие серию *I2*, которая представлена сериями электродов 2Т и 3Т, поскольку титан выступает здесь преимущественно как нитридообразователь. Из рис. 5 можно видеть, что экстремальный характер изменения ударной вязкости

Таблица 4. Механические свойства металла шва и наплавленного металла, полученные при использовании разработанных электродов

Диаметр электрода, мм	Сталь		σ_T , МПа	σ_B , МПа	δ_5 , %	KCV (Дж/см ²) при температуре, °С			
	Марка	δ , мм				20	-20	-40	-60
3	Ст3*	20	584	641	23	160	95	53	35
4	Ст3*	20	510	579	28	180	175	170	55
5	Ст3*	20	494	581	26	168	150	112	42
4	09Г2С	14	477	593	28	200	133	70	35
4	09Г2	14	513	606	27	187	133	113	98

* Наплавленный металл (вариант А по ГОСТ 9466-75), остальные образцы — металл шва (вариант Б по ГОСТ 9466-75).

имеет место, когда ее представить в зависимости от B_N . При этом в максимуме, как и на рис. 3, б, наблюдается существенное изменение KCV_{+20} при $B_N \approx \text{const}$, причина этого пока неясна.

Положим, что в серии опытов $I/2$ процесс раскисления металла шва осуществляется по реакции (6). Представим результаты KCV_{+20} , рассеянные в максимуме на рис. 5, в зависимости от соотношения $[N]/[O]$, которое является частным случаем константы равновесия химической реакции (6), когда стехиометрические коэффициенты приняты равными $x = y = 1$, поскольку действительный вид продуктов раскисления нам неизвестен. Как следует из рис. 6, а, зависимость $KCV_{+20} = f([N]/[O])$ описывается наклонной прямой, показывающей, что в случае недостаточной защиты расплавленного металла от окружающего воздуха, которое имеет место при использовании электродов серий 2Т и 3Т, включение титана в реакцию нитридообразования приводит к существенному ухудшению ударной вязкости металла шва. Наибольшее же значение KCV_{+20} имеет место в тех случаях, когда такая реакция исключена.

На рис. 6, б в такой же интерпретации изложены результаты опытов серии II , рассеянные в максимуме $KCV_{+20} = f(B_N)$ на рис. 3, б при $B_N \approx -0,01$. Видно, что значения KCV_{+20} распределе-

лись по двум уровням, каждому из которых соответствует свое содержание кислорода и азота. Хотя сравниваются разные по металлургической природе электроды, прямые параллельны друг другу и имеют наклон, одинаковый с кривой на рис. 5, когда концентрация кислорода в наплавленном металле сохранялась постоянной. Приведенные данные показывают, что изменение KCV_{+20} в максимуме на рис. 3, как и на рис. 5, также вызвано возрастанием соотношения $[N]/[O]$.

И оксиды, и нитриды титана, образующиеся на стадии кристаллизации сварочной ванны, рассматриваются в ряде литературных источников как центры зарождения игольчатого феррита при γ - α -превращении в процессе охлаждения металла шва. Приведенные результаты показали, что нитриды титана такими нуклеантами игольчатого феррита вряд ли могут быть. Образующиеся на последних стадиях кристаллизации нитриды титана, как свидетельствуют результаты ряда публикаций, высаживаются (в частности, как и сульфиды) на поверхность оксидных титановых включений и подавляют их способность стать центрами образования игольчатого феррита. Эта точка зрения кажется весьма правдоподобной, хотя и нуждается в более тщательном обосновании.

Поглощение влаги, %

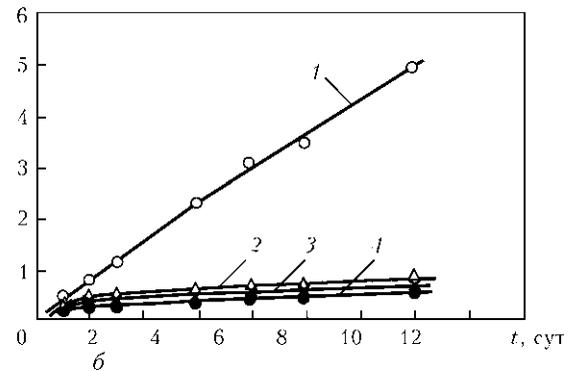
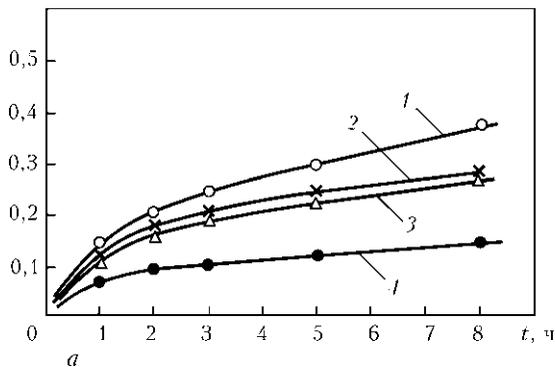


Рис. 7. Кинетика сорбции атмосферной влаги покрытием опытных электродов, полученная при продолжительности наблюдения t в течение часов (а) и суток (б) без добавок (1), с различными технологическими противогигросорбционными добавками (2-4)

Таким образом, основываясь на полученных нами результатах, следует полагать, что благоприятную роль титана в повышении ударной вязкости металла шва, полученного с применением низководородных электродов, можно усилить, улучшив эффективность защиты расплавленного металла от воздуха, например, путем увеличения толщины покрытия.

В условиях эффективной защиты можно повысить указанную роль титана, используя его в паре с бором. Находясь в металле в концентрации, на порядок меньшей, чем титан, бор сосредоточивается по границам аустенитных зерен и, по мнению некоторых специалистов, блокирует механизм зарождения зернограничного феррита, создавая тем самым условия для повышения выхода игольчатого феррита на оксититановых включениях внутри зерна. Как показали наши исследования, это приводит к существенному повышению ударной вязкости не только при комнатной, но и отрицательной температуре вплоть до $-60\text{ }^{\circ}\text{C}$ [26].

Основные характеристики разработанных электродов. Для достижения хороших сварочно-технологических свойств электродов использована шлакообразующая система покрытия из мрамора, флюорита, рутила и полевого шпата (соотношение $\text{CaCO}_3:\text{CaF}_2 \approx 1:1$). Эта система обеспечивает хорошее формирование металла шва, легкую отделимость шлаковой корки, незначительное разбрызгивание металла.

Выбрана система микролегирования $\text{Ti} + \text{B}$ (содержание Ti составляет $250\text{--}350\text{ млн}^{-1}$, B — $40\text{--}60\text{ млн}^{-1}$) при оптимальном содержании Mn $1,2\text{--}1,6\text{ мас. \%}$ и Si $0,2\text{--}0,4\text{ мас. \%}$, что обеспечивает достаточно высокую хладостойкость металла шва. Относительно высокая основность газослаковой системы покрытия, а также применение комплексного раскисления и легирования электродного металла ($\text{Mn}\text{--}\text{Si}\text{--}\text{Ti}$) уменьшают переход вредных примесей серы и фосфора из покрытия в металл шва.

Благодаря уменьшению содержанию мрамора в покрытии (51 \% CaCO_3 в УОНИ-13 и 28 мас. \% CaCO_3 в новом электроде) удалось улучшить технологические свойства обмазочных масс вследствие ослабления протекания процесса взаимодействия мрамора с жидким стеклом и затвердевания обмазочной массы в головке пресса.

Механические свойства наплавленного металла и металла шва, полученные при использовании разработанных электродов, приведены в табл. 4.

На рис. 7 сравнивается гигросорбционная стойкость покрытия электродов с технологическими противогигросорбционными добавками и покрытия без технологической добавки. Видно, что под влиянием технологических добавок стойкость покрытий против поглощения атмосферной влаги возрастает до уровня, который предъявляется к

электродам с индексом высокой гигросорбционной стойкости покрытия (HMR).

Выводы

1. При сварке покрытыми электродами зона сварки не столь надежно защищена от окружающего воздуха, как при использовании других сварочных материалов. В этих условиях титан проявляет свойства не только раскислителя (как марганец и кремний), но и нитридообразователя. Такое «раздвоенное» роли титана не позволяет в полной мере использовать его в качестве микролегирующего элемента для эффективного регулирования ударной вязкости металла шва.

2. Путем анализа литературных источников и результатов собственных исследований предложены условия использования системы легирования $\text{Mn}\text{--}\text{Si}\text{--}\text{Ti}$ и микролегирования металла шва, выполненного низководородными электродами с различной газослаковой основой покрытия, которые способствуют повышению ударной вязкости металла шва. Установлено, что этого можно достигнуть путем повышения эффективности защиты зоны сварки от воздуха за счет увеличения соотношения $\text{CaCO}_3/\text{CaF}_2$ в покрытии и его толщины. В результате уменьшается вероятность образования нитридов титана с азотом, попадающим в зону сварки из окружающего воздуха.

3. Выбрано соотношение концентрации $\text{Mn}\text{--}\text{Si}\text{--}\text{Ti}$ в металле, наплавленном низководородными электродами с различным соотношением $\text{CaCO}_3/\text{CaF}_2$ в покрытии, при котором обеспечиваются хорошие сварочно-технологические характеристики электродов и высокая ударная вязкость металла швов.

4. В условиях эффективной защиты расплавленного металла от воздуха, комбинируя титан в качестве микролегирующего элемента с бором, можно дополнительно повысить ударную вязкость металла шва не только при комнатной, но и при отрицательной температуре вплоть до $-60\text{ }^{\circ}\text{C}$.

5. Изучена гигроскопичность покрытий электродов с противогигросорбционными технологическими добавками, установлено, что они существенно повышают стойкость покрытия электродов против поглощения атмосферной влаги.

6. Результаты проведенных исследований использованы при разработке низководородных электродов, предназначенных для сварки углеродистых и низколегированных сталей при изготовлении и ремонте мостовых и транспортных конструкций, взамен электродов УОНИ-13/55.

1. Про затвердження Програми створення та функціонування національної мережі міжнародних транспортних коридорів в Україні // Постанова Кабінету Міністрів України № 346 від 20 березн. 1998 р.
2. Лякишев Н.П. Конструкционные и некоторые функциональные материалы. Настоящее и будущее // Сучасне матеріалознавство XXI сторіччя. — Киев: Наук. думка, 1998. — С. 284–296.

3. *Лякишев Н.П.* Природный газ–металл–трубы // Пробл. современ. материаловедения. — 2000. — № 2. — С. 89–94.
4. *Жизняков С. Н., Конопатов В. С., Лялин К. В.* Причины образования дефектов в сварных соединениях металлоконструкций ККЦ Магнитогорского металлургического комбината // Монтажные и специальные строительные работы. Сер. Изготовление металлических и монтажно-строительных конструкций. — 1988. — № 11. — С. 1–5.
5. *Экономно-легированные* высокопрочные стали для сварных конструкций / Л. И. Миходуй, В. И. Кирьян, В. Д. Позняков и др. // Автомат. сварка. — 2003. — № 5. — С. 36–40.
6. *Ковтуненко В. А., Герасименко А. М., Годуляк А. А.* Выбор стали для ответственных сварных конструкций // Автомат. сварка. — 2006. — № 11. — С. 32–37.
7. *СТО-ГК «Трансстрой»-005–2007.* Стальные конструкции мостов. Технология монтажной сварки. — М., 2007. — 158 с.
8. *Грабин В. Ф., Денисенко А. В.* Металловедение сварки низко- и среднелегированных сталей. — Киев: Наук. думка, 1978. — 276 с.
9. *Cochane R. C.* Weld metal microstructures: A state-of-the-art rev. — S.I., [1982]. — 14 p. — (Intern. Inst. of Welding; Doc. IX-1248–82).
10. *Levin E., Hill D. C.* Structure-property relationships in low C weld metal // Met. Trans. A. — 1977. — 8, N 9. — P. 1453–1463.
11. *Choi C. L., Hill D. C.* A study of microstructural progression in as-deposited weld metal // Welding J. — 1978. — N 8. — P. 232–236.
12. *Ricks R. A., Howell P. A., Darrite G.S.* The nature an acicular ferrite in HSLA weld metals // J. Mater. Sci. — 1982. — N 17. — P. 732–740.
13. *Evans G. M.* Effect of manganese on the microstructure and properties of all-weld metal deposits // Welding J. — 1980. — 59, N 3. — P. 67–75.
14. *Evans G. M.* Factors affecting the microstructure and properties of C–Mn all weld metal deposits. — S.I., [1981]. — 81 p. — (Intern. Inst. of Welding; Doc. II-957–81).
15. *Abson D. J., Evans G. M.* A study of the manganese — oxygen system in low hydrogen MMA all-weld metal deposits. — S.I., [1989]. — 5 p. — (Intern. Inst. of Welding; Doc. II-A-770–89).
16. *Evans G. M.* The effect of silicon on the microstructure and the properties of C–Mn all-weld metal deposits // Oerlicon Schweißmitteilungen. — 1986. — 44, N 110. — S. 19–33.
17. *Evans G. M.* The effect of titanium on the microstructure and properties of C–Mn all-weld metal deposits. — S.I., [1991]. — 24 p. (Intern. Inst. of Welding; Doc. II-A-827–91).
18. *Sakaki H.* Effect of alloying elements on notch toughness of basic weld metals: Rep.: Effect of aluminium and titanium // J. Jap. Weld. Soc. — 1960. — 29, N 7. — P. 539–544.
19. *Nakano S., Shiga A., Tsuboi J.* Optimising the titanium effect on weld metal toughness. — S.I., [1975]. — 24 p. — (Intern. Inst. of Welding; Doc. XII-B-182–75).
20. *Wolsh R. A., Ramachandran S.* Equilibrium in the Fe–Mn–Si–O system // Transaction of the Metallurgical Society of AIME. — 1963. — 227, June, N 3. — P. 560–562.
21. *A model for the silicon — manganese deoxidation of steel weld metals / O. Grong, T. A. Siewert, G. P. Martins, D. L. Olson // Metallurgical Trans. — 1986. — 17A, N 10. — P. 1797–1807.*
22. *Гуревич Ю. Г.* Растворимость титана, кислорода и азота в жидком железе // Изв. вузов. Черн. металлургия. — 1972. — № 5. — С. 42–45.
23. *Гуревич Ю. Г.* Взаимодействие титана с азотом и углеродом в жидкой стали // Там же. — 1960. — № 6. — С. 59–67.
24. *Rittinger J., Fehervari A.* Mikrootvozo elemek hatasa szerkezeti acelok szivossagara // GEP XXVIII evfolyam. — 1976. — 7. — Szam. Julius. — S. 267–272.
25. *Fehervari A., Rittinger J.* Comments on Intern. Inst. of Welding. — 5 p. — (Doc. XII-B-98–71; Doc. XII-B-109–72).
26. *Явдоцин И.Р., Походня И.К., Фольбоорт О.И.* Повышение хладостойкости сварных швов за счет оптимизации систем легирования и микролегирования при сварке покрытыми электродами низколегированных сталей повышенной и высокой прочности // Сб. докл. IV междунар. конф. по сварочным материалам стран СНГ «Сварочные материалы. Разработка. Технология. Производство. Качество. Конкурентоспособность», г. Краснодар, 18–21 июня 2007 г. — Краснодар, 2007. — С. 218–223.

The paper provides experimental substantiation of a system of deoxidation and microalloying of weld metal produced with electrodes which are designed for welding and repair of bridge and vehicle structures. The main characteristics of electrodes developed using this system, are described

Поступила в редакцию 18.04.2010