



УДК 621.791.75.042

# ХРОМОМАНГАНЦЕВЫЕ МАТЕРИАЛЫ ДЛЯ СВАРКИ СТАЛЕЙ ПОВЫШЕННОЙ ПРОЧНОСТИ БЕЗ ПОДОГРЕВА И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

**В. М. КУЛИК**, канд. техн. наук, **Э. Л. ДЕМЧЕНКО**, **Д. В. ВАСИЛЬЕВ**, **В. П. ЕЛАГИН**, инженеры  
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Представлены сведения о новых хромоманганцевых электродах марок АНВМ-2, АНВМ-3 и порошковой проволоке ПП-АНВМ-3, предназначенных для сварки и наплавки углеродистых сталей повышенной прочности. Приведены результаты оценки структуры и механических свойств металла сварных соединений, выполненных новыми сварочными материалами, а также области их применения.

*Ключевые слова:* дуговая сварка, хромоманганцевые электроды, порошковая проволока, углеродистая легированная сталь, аустенитный металл шва, зона сплавления, механические свойства, область применения

Производство современного горного, металлургического и других видов машиностроения предусматривает изготовление различных деталей и узлов из легированных сталей 40Х, 30ХГСА и других повышенной прочности  $\sigma_B = 600 \dots 800$  МПа и выше. При сварке таких закаливающихся сталей могут образовываться холодные трещины, что обуславливает необходимость назначения предварительного подогрева и послесварочного отпуска. Это усложняет технологический процесс и может быть невозможным при изготовлении массивных крупногабаритных изделий.

Во избежание выполнения трудоемких термических операций сварку закаливающихся сталей обычно выполняют высоколегированными никельсодержащими сварочными материалами Св-08Х20Н25Г8М6, Св-08Х20Н9Г7Т и другими, обеспечивающими формирование аустенитной структуры металла шва. Низкая прочность последнего обуславливает необходимость выполнения его с большим усилением для повышения прочности сварного соединения, вследствие чего резко возрастают трудоемкость сварки и расход дорогостоящих сварочных материалов. При этом повышение концентрации напряжений в местах перехода от утолщенного шва к основному металлу приводит к снижению работоспособности сварного соединения.

Повышенная прочность аустенитных сталей и швов обеспечивается при использовании хромоманганцевой системы легирования ( $\sigma_B = 590 \dots 690$  и  $980$  МПа) при содержании 0,2 и 0,4 мас. % С [1]. Для сравнения  $\sigma_B$  хромоникелевых сталей и швов составляет  $485 \dots 580$  МПа [2]. С увеличением (С + N) до 1,6 % прочностные свойства хро-

моманганцевого металла линейно возрастают до  $\sigma_B = 1220$  и  $\sigma_{0,2} = 800$  МПа [3–5].

Целью настоящей работы являлась разработка сварочных материалов, обеспечивающих аустенитный хромоманганцевый металл шва с повышенной прочностью и работоспособностью сварных соединений закаливающихся сталей, свариваемых без подогрева и термической обработки.

В соответствии с диаграммой структурного состояния сталей системы Fe–Cr–Mn (рис. 1) [1, 3] аустенитная структура низкоуглеродистой стали образуется при содержании в ней более 3...7 мас. % Cr и не менее 15 мас. % Mn. Минимальное количество марганца, необходимое для получения аустенитного металла от 0,10...0,12 мас. % С и 0,08...0,15 мас. % N, можно снизить до 8 мас. %, повышая содержание хрома до 15 мас. % (рис. 2) [2, 3]. Снижение содержания марганца и хрома обеспечивается легированием металла дополнительно никелем до 5 мас. %, чему соответствует (по эквивалентному действию на структуру) увеличение суммарного содержания углерода и азота на  $5/30 = 0,17$  мас. %. Повышение концентрации последних от 0,20 до 0,37 мас. % дает возможность снизить суммарное содержание хрома и марганца от 22,5...28,0 до 16,5...17,0 мас. % (экстраполированные в область низких

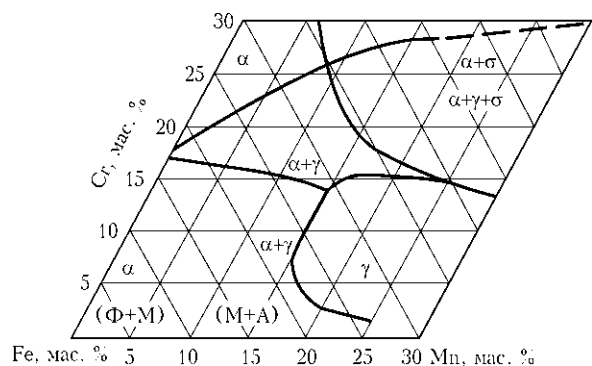


Рис. 1. Диаграмма структурного состояния сталей системы Fe–Cr–Mn [1, 3]

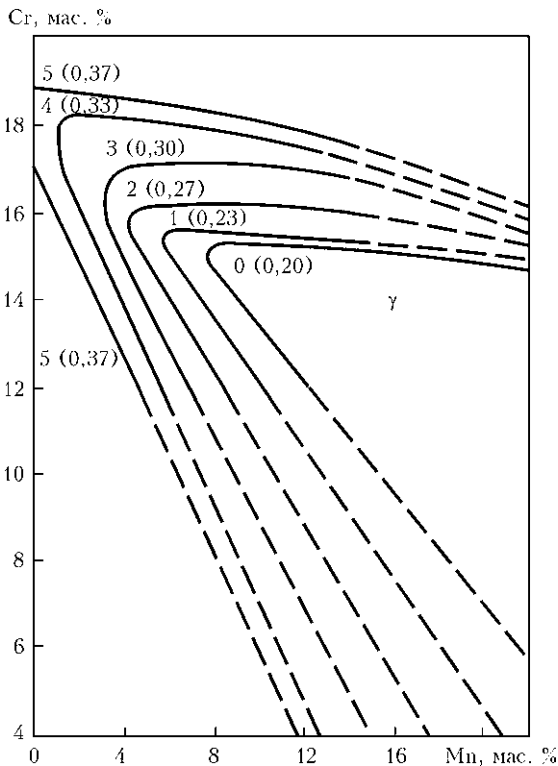


Рис. 2. Расширение границ  $\gamma$ -области хромомарганцевых сталей, содержащих 0,10...0,12 мас. % С и 0,08...0,15 мас. % N, при легировании их никелем (цифры — содержание в массовых процентах) [2, 3] или при увеличении суммарного содержания С + N (цифры в скобках). Штриховые линии — экстраполяция данных

значений хрома данные рис. 2). Экспериментально установлено, что в швах с суммарным содержанием хрома и марганца 16,9 мас. % и менее и 0,08...0,11 мас. % углерода вследствие появления мартенситной составляющей и повышения твердости металла образуются трещины (табл. 1).

С учетом изложенного были изготовлены партии хромомарганцевых электродов диаметром 3...5 мм с коэффициентом массы покрытия 0,9...1,0 и порошковой проволоки диаметром 2,8 мм с коэффициентом заполнения 0,42. При этом использовали прутки и ленту с поперечным сечением 0,4×12,0 мм из низкоуглеродистой стали Св-08, Св-08А, Св-08кп. Легирование металла шва (наплавка) обеспечивали компоненты в составе покрытия электродов и сердечника порошковой проволоки: хром и марганец металличе-

Таблица 1. Влияние химического состава (мас. %) на трещиностойкость хромомарганцевого металла шва

С	Cr	Mn	Si	Ti	Cr + Mn	Наличие трещин
0,10	8,9	18,4	0,22	0,07	27,3	Нет
0,08	6,3	16,4	0,20	0,09	22,7	»
0,08	8,8	12,4	0,21	0,17	21,2	»
0,08	6,8	10,1	0,22	0,18	16,9	Есть
0,11	3,5	4,8	0,21	0,16	8,3	»

ские, марганец азотированный, феррованадий, графит электродный (кристаллический), а также ферротитан, предотвращающий окисление марганца. Газошлаковая защита зоны сварки обеспечивается доломитом или мрамором, плавиковым и полевым шпатами, образующими при расплавлении и диссоциации основной шлак  $[(CaO + MgO)/SiO_2 > 5]$ , оксид углерода и углекислый газ. При этом внесение в атмосферу дуги щелочных и щелочноземельных элементов обеспечивает стабильное горение дуги. Взаимодействие  $CaF_2$  и  $SiO_2$  с образованием газообразного  $SiF_4$  сопровождается связыванием водорода в нерастворимый в металлическом расплаве HF, что в сочетании с повышенной растворимостью водорода в аустенитном металле шва способствует резкому снижению пористости [6]. В порошковую проволоку вместо полевого шпата вводили рутил.

Использование чистых по сере ( $\leq 0,020$  мас. %) и фосфору ( $\leq 0,030$  мас. %) шихтовых материалов, небольшое содержание кремния с соблюдением  $Si/C \ll 5$ , замена никеля марганцем в сочетании с введением в металл азота, высокая основность образующегося шлака являются предпосылкой для предотвращения образования горячих трещин в аустенитных швах [2]. Трещиностойкость аустенитных швов, возможно, повышается в результате дополнительного измельчения и дезориентирования структуры металла путем легирования его ванадием и модифицирования присутствующими дисперсными оксидами хрома и титана [2].

Ручная и механизированная сварка (наплавка) сталей 40Х, 30ХГСА, 18Г2АФ, 15Х5М, 20, 09Г2С и 110Х13Л ( в одно- и разнородном сочетаниях) хромомарганцевыми электродами и самозащитной порошковой проволокой при соблюдении  $I_{св} = 90...180$  и  $250...350$  А и  $U_d = 28...32$  В характеризуется стабильным горением дуги, умеренным разбрызгиванием электродного металла, приемлемой отделимостью шлаковой корки, удовлетворительным формированием сварного соединения без трещин и пор (рис. 3). Однако увеличенный до 8,3...9,8 мм диаметр покрытия электродов с сердечником 4 и 5 мм усложняет манипуляции ими при небольшом раскрытии кромок, что может приводить к образованию дефектов в корневой части соединения. Бездефектные соединения получают при выполнении корневого

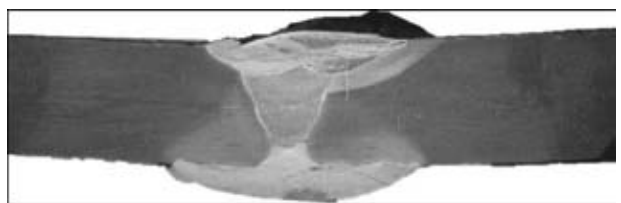


Рис. 3. Макроструктура стыкового соединения стали 30ХГСА с аустенитным хромомарганцевым швом, полученным с использованием опытных материалов

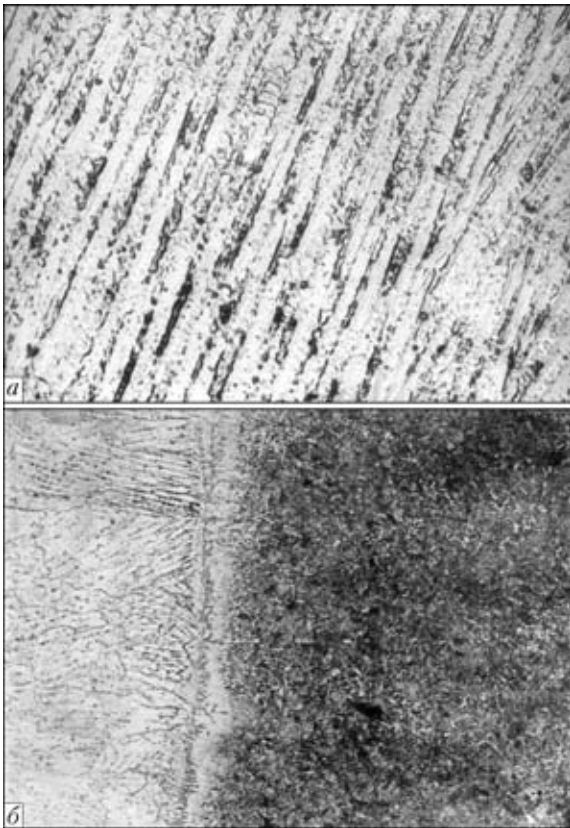


Рис. 4. Микроструктуры ( $\times 400$ ) металла шва типа 35X9Г22ФТ (а) и зоны его сплавления с легированной сталью 30ХГСА (б)

шва электродами с сердечником диаметром 3 мм и диаметром покрытия 6,6...6,8 мм.

Химический состав металла шва (наплавки), выполненного разработанными электродами и порошковой проволокой, изменяется в следующих пределах, мас. %: 0,10...0,39 С; 7,5...10,2 Сr; 16,5...25,8 Mn; 0,42...0,56 Si; 0,05...0,12 Ti;  $\leq 0,4$  V;  $\leq 0,2$  N; 0,010...0,025 S и 0,020 и 0,030 P при Cr + Mn = 26,5...35,9. Металл шва имеет преимущественно аустенитную структуру (рис. 4, а). Твердость HV 180...260 у металла шва типа 15X9Г19АТ соизмерима с твердостью аустенитного хромоникелевого шва (HV 190...280), выполненного электродами ЛО-1 [7], а металл шва типа 35X9Г22ФТ имеет HV 260...306, большие значения которой соответствуют корневой части его с увеличенной долей основного металла (рис. 5).

Пониженные вязкость и поверхностное натяжение марганецсодержащего расплава относительно хромоникелевого [8] обуславливают более интенсивное перемешивание сварочной ванны и возможность уменьшения толщины переходного слоя шва у основного металла. Образующаяся в переходном слое мартенситная хромомарганцевая прослойка (рис. 4, б) по толщине и твердости соизмерима с хромоникелевой. Толщина переходного слоя и мартенситной прослойки, а также твердость последней уменьшаются с увеличением

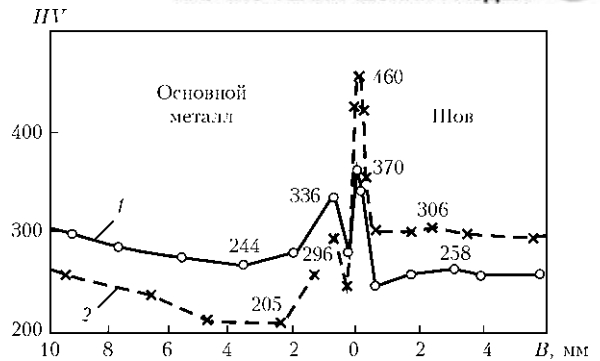


Рис. 5. Распределение твердости в поперечном сечении сварного соединения термоупрочненной стали 30ХГСА с металлом шва типа 35X9Г22Ф в верхней (1) и корневой (2) части

суммарного содержания хрома и марганца и, тем самым, запаса аустенитности металла шва (табл. 2). Азот в металле шва обеспечивает уменьшение приведенных параметров зоны сплавления, структурно-механической неоднородности в ней, склонности к закалке металла переходной зоны, способствует повышению доли остаточного аустенита с существенным измельчением структурных составляющих мартенситной прослойки [9, 10]. Дополнительное увеличение содержания Cr + Mn и углерода в металле шва без введения азота (тип легирования 35X9Г19ФТ) не вызывает существенного изменения твердости (HV 370) мартенситной прослойки. Большее возрастание ее твердости до HV 460 происходит в корневой части соединения с повышенной долей основного металла в металле шва.

Меньшие локальные повышения твердости сварного соединения закаливающейся стали наблюдаются также на небольшом расстоянии от шва (0,6...0,8 мм), где металл испытывал фазовые превращения в процессе сварки (рис. 5). Диффузия углерода из основного металла в сварочную ванну нивелирует это повышение и вызывает локальное снижение твердости металла ЗТВ на участках шириной 0,1...0,3 мм, прилежащих ко шву. Нагрев до температур отпуска при сварке обуславливает разупрочнение металла ЗТВ на расстоянии нескольких миллиметров от шва. Большее его разупрочнение имеет место в корневой части многослойного соединения, подвергаемой неоднократным сварочным нагревам.

Таблица 2. Влияние типа легирования металла шва на параметры переходного слоя

Тип легирования	Толщина, мкм		Твердость HV
	переходный слой	мартенситная прослойка	
10X9Г19АТ	10...22	4...10	288...415
10X9Г14АТ	14...26	6...15	440...600
08X20Н9Г7Т	12...24	4...15	325...415
08X20Н9Г	18...29	6...18	415...512



**Таблица 3. Влияние типа легирования электродного металла на напряжения в сварных соединениях**

Тип легирования	Скорость сварки, м/ч	Напряжения, МПа, при температуре, °С	
		450	20
35Х9Г22ФТ	8	65	160
	12	30	105
08Х16Н25М3	8	60	150
	12	35	100
08Х20Н9Г7Т	8	60	145
	12	40	110

Исследованиями напряженного состояния сварных соединений стали 30ХГСА и стойкости металла зоны сплавления против образования холодных трещин по разработанной в ИЭС им. Е. О. Патона методике [11] установлено, что при сварке порошковой проволокой типа 35Х9Г22ФТ с формированием аустенитного металла шва временные (при температуре 450 °С) и остаточные напряжения составляют 30...65 и 105...160 МПа. Они практически такие же, как при сварке аустенитными проволоками Св-08Х16Н25М3 и Св-08Х20Н9Г7Т (табл. 3) и возрастают с уменьшением скорости сварки. Высокие значения временных (30...75 МПа) и остаточных (90...160 МПа) напряжений отмечены также при 0,15 мас. % С и суммарном содержании хрома и марганца 25,7...31,4 мас. % (табл. 4). Под действием повышенных временных сварочных напряжений в присутствии высоколегированного металла шва возрастает температурный интервал превращения переохлажденного аустенита в металле околошовной зоны закаливающейся стали, происходит отпуск и снижение тетрагональности образующегося мартенсита с увеличением способности его кристаллов к микропластической деформации и релаксации локальных микронапряжений, существенно возрастает сопротивляемость замедленному разрушению сварных соединений [12]. При испытаниях на замедленное разрушение после охлаждения до температуры 50...20 °С разрушение образцов после сварки без подогрева не происходит.

Механические свойства металла швов приведены в табл. 5. Увеличение прочности при повышении содержания углерода сопровождается снижением пластичности и вязкости хромомарганцевого шва. Аустенитный металл шва имеет твердость  $HRC$  21...22 в состоянии после сварки и  $HRC$  39...50 после холодной пластической деформации.

У сварных соединений стали 30ХГСА в состояниях поставки и после термоупрочнения (от  $\sigma_{0,2} = 830$  и  $\sigma_B = 935$  МПа)  $\sigma_B = 725...730$  и 910 МПа соответственно, разрушение происходит по основному металлу или участку разуп-

**Таблица 4. Влияние хрома и марганца в металле шва (0,15 мас. % углерода) на временные и остаточные напряжения в сварных соединениях**

Массовая доля элементов, %			Напряжения, МПа, при температурах, °С	
Cr	Mn	Cr + Mn	450	20
7,5	19,5	27,0	30	110
9,0	19,8	28,8	47	140
10,2	19,3	29,5	60	155
9,2	16,5	25,7	42	90
9,0	19,5	28,5	50	150
9,4	22,0	31,4	75	160

рочнения. Разрушение специального цилиндрического образца с проточкой (концентратором напряжений) по зоне сплавления происходит по шву возле зоны сплавления при  $\sigma_B = 795$  МПа. Очевидно, что мартенситная прослойка в зоне сплавления хромомарганцевого шва с легированной сталью не ограничивает работоспособность сварного соединения при статической нагрузке. Ударная вязкость образцов с надрезом по зоне сплавления сварных соединений термоупрочненной стали составляет  $KCU_{+20} = 63...124$  и  $KCU_{-40} = 17,5...23,6$  Дж/см<sup>2</sup>; разрушения происходят по околошовной зоне или более удаленным от шва участкам металла ЗТВ без выявления влияния мартенситной прослойки.

В ходе санитарно-гигиенических исследований установлено, что удельные выделения твердой составляющей сварочных аэрозолей, содержащей 27 мас. % железа, 21 мас. % марганца, 2,3 мас. % хрома, 2 мас. % оксида кремния, 5 мас. % фторидов, составляют 29 г/кг расходуемых электродов. По показателям выделений вредных веществ высоколегированные хромомарганцевые электроды близки к высоколегированным хромоникельмарганцевым электродам. Новые электродные материалы допускаются к использованию при применении местной вытяжной вентиляции. При необходимости на рабочем месте возможно использование средств индивидуальной защиты органов дыхания.

Разработанные электроды АНВМ-2 и АНВМ-3 (наплавленный металл типа 15Х9Г19АТ и 35Х9Г22ФТ), а также самозащитная порошковая проволока ПП-АНВМ-3 прошли производственную проверку на ПАО «Криворожский завод горного оборудования» при сварке без подогрева и

**Таблица 5. Механические свойства хромомарганцевого металла шва**

Тип металла	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\sigma_B$ , МПа	$\delta$ , %	$\psi$ , %	$KCU$ , Дж/см <sup>2</sup>
15Х9Г19АТ	380...540	610...720	20...46	38...46	95...140
35Х9Г22ФТ	420...610	670...760	21...28	34...36	110...190



термической обработки стыковых соединений сталей 20Х2НМ, 30ХГСА, заварке дефектов литья и приварке зубьев ковшей. Установлено также, что хромомарганцевыми электродами можно выполнять сварку стали, насыщенной серой и другими поверхностными и внутренними загрязнениями. Это позволяет оперативно восстанавливать сваркой без зачистки труднодоступные участки, поврежденные при эксплуатации изделий. Использование для этого хромоникелевых электродов неэффективно вследствие плохого формирования швов и образования горячих трещин. Производство хромомарганцевых материалов освоено НИЦ МСН ИЭС им. Е. О. Патона. Стоимость их в 2...3 раза ниже хромоникелевых сварочных материалов.

1. Химушин Ф. Ф. Легирование, термическая обработка и свойства жаропрочных сталей и сплавов. — М.: ГНТИО, 1962. — 336 с.
2. Каховский Н. И. Сварка высоколегированных сталей. — Киев: Наук. думка, 1975. — 375 с.
3. Приданцев М. В., Талов Н. П., Левин Ф. Л. Высокопрочные аустенитные стали. — М.: Металлургия, 1969. — 247 с.
4. Пикеринг Ф. Б. Физическое металловедение и разработка стали. — М.: Металлургия, 1982. — 182 с.

Data on new chromium-manganese electrodes of grades ANVM-2, ANVM-3 and flux-cored wire PP-ANVM-3, designed for welding and surfacing of high-strength steels are given. The paper presents the results of evaluation of the structure and mechanical properties of welded joint metal made with new welding consumables, as well as their application.

5. Сагарадзе В. В., Уваров А. И. Упрочнение аустенитных сталей. — М.: Наука, 1989. — 270 с.
6. Підгаєцький В. В. Пори, включения і тріщини в зварних швах. — К.: Техніка, 1970. — 236 с.
7. Снисарь В. В., Демченко Э. Л., Гайворонский А. А. Влияние структуры на свойства зоны термического влияния сварного соединения стали 30Х2Н2М // Автомат. сварка. — 1993. — № 9. — С. 43–45.
8. Ершов Г. С., Бычков Ю. Г. Свойства металлургических расплавов и их взаимодействие в сталеплавильных процессах. — М.: Металлургия, 1983. — 215 с.
9. Химическая и структурная неоднородность в зоне сплавления низкоуглеродистой стали с аустенитным швом при сварке в защитных газах / В. П. Елагин, В. В. Снисарь, М. М. Савицкий и др. // Автомат. сварка. — 2001. — № 6. — С. 8–13.
10. Влияние азота и кислорода в защитной среде на структуру и свойства зоны сплавления аустенитного металла с низкоуглеродистой сталью / В. В. Снисарь, В. П. Елагин, В. Ф. Грабин и др. // Там же. — 1999. — № 7. — С. 15–19, 48.
11. Стеренбоген Ю. А., Васильев Д. В. Новая методика и энергетические критерии оценки стойкости металла зоны сплавления сварного соединения против образования холодных трещин // Там же. — 1998. — № 6. — С. 2–8.
12. Гордонный В. Г., Гайворонский А. А., Саржевский В. А. Влияние типа металла шва на структуру, свойства и сопротивляемость соединений высокопрочных закаливающихся сталей образованию холодных трещин // Там же. — 1992. — № 11/12. — С. 13–18.

Поступила в редакцию 22.06.2012



## II МЕЖДУНАРОДНАЯ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ «СВАРОЧНЫЕ МАТЕРИАЛЫ-2012» (Петраньевские чтения к 100-летию «ЦНИИМ»)

16–18 октября 2012 г.

(С.-Петербург, ул. Парадная 8, ОАО «ЦНИИМ»)

### Основные направления работы конференции

1. Сварочные материалы (электроды, флюсы, проволока сплошного сечения и порошковая, спеченная лента, защитные газы), технологические особенности их использования, технологии и оборудование для их производства.
2. Металлургические и химические процессы при сварке и наплавке, их моделирование.
3. Экономические аспекты производства и применения сварочных материалов.
4. Сырьевая база и производство компонентов для электродных покрытий, флюсов, порошковой проволоки.
5. Оценка качества и сертификация сварочных материалов, аттестация их производств.
6. Техническое регулирование в сварочном производстве.
7. Подготовка и аттестация специалистов по сварке и производству сварочных материалов.
8. Проведение конкурса на лучший доклад среди молодых ученых и специалистов.

#### Контакты:

тел./факс: 570-59-24, 570-07-84, моб. тел.: 8-921-955-01-47,  
E-mail: ontz@peterlink.ru, baskin@email.spb.su.