



УДК 621.791.72.01:621.375.826;669-419

ИССЛЕДОВАНИЕ СВАРИВАЕМОСТИ ДИСПЕРСНО-УПРОЧНЕННОГО КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА Al+SiC

В. Р. РЯБОВ, д-р техн. наук, **А. Н. МУРАВЕЙНИК**, инж., **В. П. БУДНИК**, канд. техн. наук, **Андр. А. БОНДАРЬЕВ**, инж. (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины),
М. М. МОННЕН, д-р (Ун-т Монтпейе, Франция),
И. С. ПОЛЬКИН, **В. Ю. КОНКЕВИЧ**, доктора техн. наук, **Е. М. ТРУБКИНА**, инж. (АОА ВИЛС, РФ)

Исследовано влияние нестационарных источников нагрева при электронно-лучевой, лазерной и аргодуговой сварке на структурные изменения в матрице, характер поведения и распад упрочняющих частиц в литом алюмокомпозите с дисперсными керамическими частицами SiC. Предложена технология аргодуговой сварки композиционного материала AMg5 + 12 % SiC.

Ключевые слова: дисперсно-упрочненный композиционный материал, матрица, упрочняющие частицы, включения, структура, эвтектика, твердость, сварка, присадочная проволока, прочность

Литые композиты на основе алюминиевых сплавов, армированные керамическими частицами SiC и Al₂O₃, являются перспективными конструкционными материалами, поскольку имеют высокие значения прочности, жесткости, жаропрочности, размерной стабильности и хорошее сопротивление износу. Благодаря относительной дешевизне и простоте способов производства они становятся в машиностроении серьезными конкурентами традиционным сплавам. Однако успешное применение в современных конструкциях композиционных материалов (КМ) в значительной мере зависит от их свариваемости [1]. В этой связи для КМ на основе алюминия актуальным остается применение традиционных методов сварки плавлением с использованием широко распространенного технологического оборудования.

Для выбора наиболее рационального способа сварки плавлением исследовали влияние нагрева при лазерной, электронно-лучевой (ЭЛС) и аргодуговой (АДС) сварке дисперсно-упрочненного композита Al25 + 18 % SiC на структурные изменения в матрице, характер взаимодействия армирующих частиц с алюминиевым расплавом с целью определения факторов, влияющих на формирование сварного соединения. Микроструктуру композита в исходном состоянии и после сварки изучали на металлографических шлифах образцов до и после химического травления в растворе реактива Келлера. Их предварительную подготовку к исследованиям осуществляли шлифованием на алмазных эластичных дисках различной зернистости [2]. Измерение твердости образцов проводили на приборе «Роквелл» при нагрузке $F = 600$ Н, микротвердости — на приборе ПМТ-3 при $F = 0,1$ Н, а определение элементного состава матрицы и армирующих фаз — на рентгеновском микроанализаторе «Самебах».

Исследуемый композит был изготовлен литейным методом — механическим замешиванием тугоплавких частиц карбида кремния SiC в расплав материала матрицы. В качестве основы в композите использовали сплав Al25 со следующей массовой долей, %: кремния 11...13; меди 1,5...3,0; магния 0,85...1,35; марганца 0,3...0,6; никеля 0,8...1,3; титана 0,05...1,2; хрома < 0,2; железа < 0,8; цинка < 0,5; скандия < 0,02; олова < 0,1; алюминия — остальное. Он относится к поршневым силуминам и является высоколегированным литейным сплавом. Объемная доля армирующих частиц SiC в композите составляла 18 %.

В исходном состоянии основными структурными составляющими композита (рис. 1) являются упрочняющие частицы SiC, дендриты α -твердого раствора алюминия и дисперсная (Al + Si) эвтектика. При тонком внутреннем строении колонии основной эвтектики имеют более крупные размеры. Внутри них обнаруживаются включения многокомпонентных эвтектик FeNiAl₉ + Al_α, CuNiAl + Al_α, CuSi₄Mg₅Al₄ + Al_α и др. Армирующие частицы карбида кремния имеют серый цвет, угловатую форму и размеры 5...15 мкм. Они неравномерно распределены в объеме матрицы (расстояние между отдельными частицами варьируется от 3 до 50 мкм)

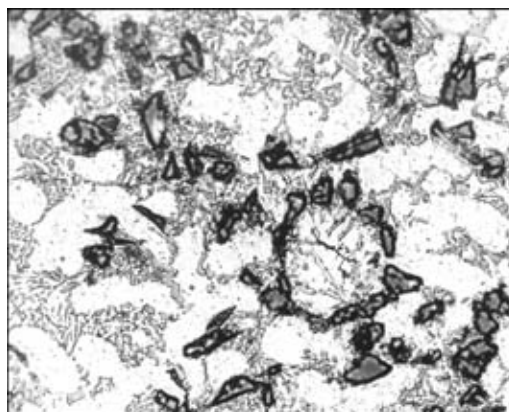


Рис. 1. Микроструктура (×600) композита Al25 + 18 % SiC

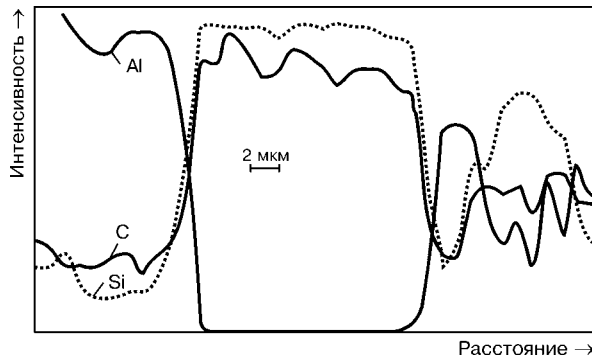


Рис. 2. Характер распределения интенсивности излучения элементов в композите Al25 + 18 % SiC (исходное состояние)

и преимущественно располагаются в эвтектиках. По-видимому, при затвердевании композита эти частицы не становятся центрами кристаллизации для дендритов, а оттесняются растущей твердой фазой в междендритные пространства.

В исходном состоянии в композите методами световой металлографии пор, несплошностей, продуктов химического взаимодействия на межфазной поверхности частица – матрица не обнаружена (рис. 1).

На рис. 2 представлен характер распределения интенсивности излучения элементов в композите Al25 + 18 % SiC при сканировании электронным зондом последовательно твердого раствора алюминия, частиц SiC и эвтектики. По данным микрорентгеноспектрального анализа серые армирующие частицы SiC имеют следующую массовую долю, %: кремния 71,4; алюминия 1,5; магния 0,026; марганца 0,04; железа 0,016; никеля 0,03; меди 0,076; углерода 26,6 (по разности). Плотность композита довольно хорошая – имеются лишь единичные микропоры. Его твердость в исходном состоянии составляет HRB 106... 107.

На образцах исследуемого композита толщиной 5 мм методом металлографии изучали проплавы, выполненные электрической дугой в аргоне ($I_{св} = 120$ А), излучением CO₂-лазера ($P = 2,7$ кВт, $v_{св} = 72$ м/ч), а также электронным лучом ($P =$

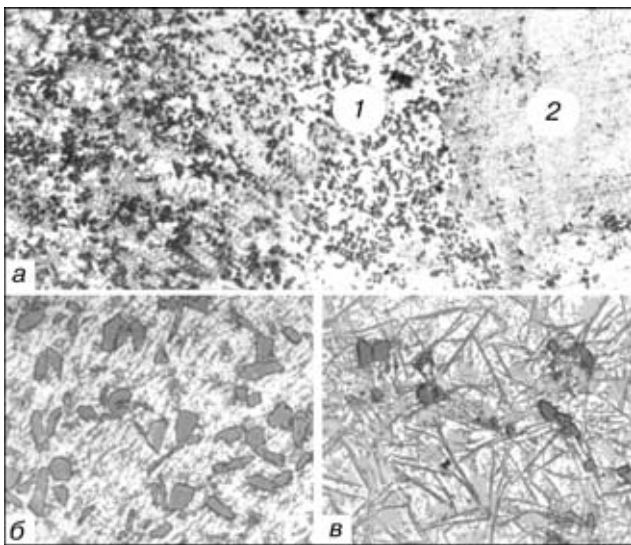


Рис. 3. Структура шва при проплавлении лазерным лучом композита Al25 + 18 % SiC (а, X100); б – периферия шва (область 1); в – центр шва (область 2), X600

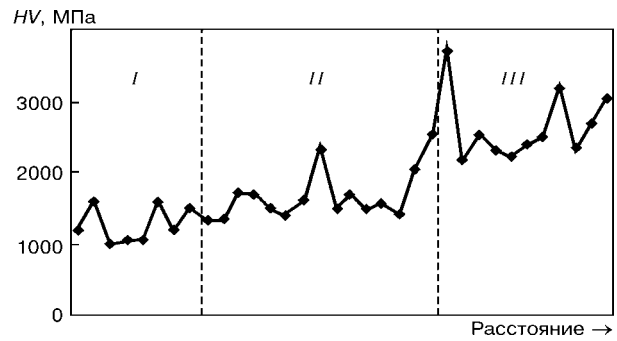


Рис. 4. Микротвердость шва при лазерном проплавлении композита Al25 + 18 % SiC: I – зона основного металла; II – периферия; III – центр шва

= 1,8 кВт, $v_{св} = 60$ м/ч). Исследования показали, что при лазерном проплавлении в условиях высоких скоростей охлаждения наблюдается значительно более измельченная структура матрицы в металле шва, чем в основном металле. В ней присутствуют мелкие дендриты твердого раствора алюминия и тонкая эвтектика с дисперсными включениями (рис. 3, б, в). Следует отметить, что по характеру распределения армирующей фазы отдельные участки проплава заметно отличаются (рис. 3, а). Так, узкий участок шва, примыкающий к линии сплавления, почти свободен от частиц SiC, что может быть связано с началом кристаллизации сварочной ванны и оттеснением этих частиц растущими дендритами α -твердого раствора. Далее идет широкая область проплава, в которой темно-серые частицы SiC распределены более равномерно, чем в структуре исходного композита. А в центре шва почти по всей глубине проплава они присутствуют лишь на отдельных участках. В этой части наблюдается образование новых фаз – значительное количество хаотично расположенных игольчатых включений и крупных глобулей светло-серой фазы. Встречается и комплексное выделение этих двух фаз (рис. 3, в).

Как видно из рис. 4, при лазерном проплавлении микротвердость металла шва выше, чем основного металла. Однако в самом металле шва наблюдается различие в ее значениях на периферии и в центральной части. В последней микротвердость тех участков, где обнаружены образования новых фаз, достигает 2500 МПа, а в местах скопления включений она превышает 3000 МПа.

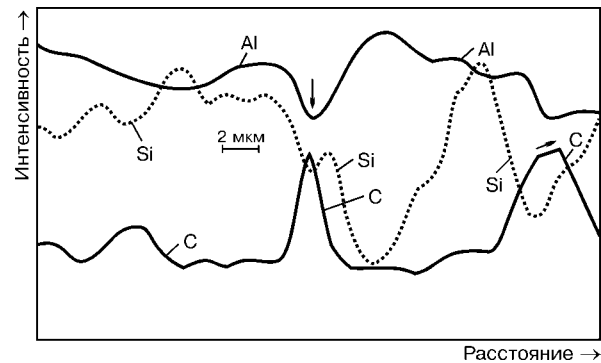


Рис. 5. Характер распределения элементов в центральной области шва при лазерном проплавлении композита Al25 + 18 % SiC (стрелкой отмечено игольчатое включение)

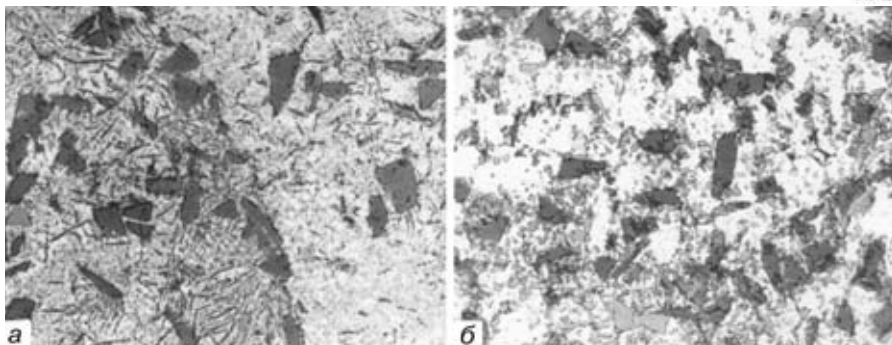
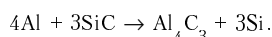


Рис. 6. Микроструктура шва (X600) при ЭЛС (а) и АДС (б) проплавлении композита Al25 + 18 % SiC

Анализ кривых распределения элементов в металле шва (рис. 5) показал, что при сканировании электронным зондом игольчатых включений фиксируется увеличение массовой доли углерода и одновременное ее снижение у кремния и алюминия по сравнению с таковыми в твердом растворе. Вероятно, игольчатые включения — это фаза Al_4C_3 , а светлые глобулы — кристаллы кремния, так как химическое взаимодействие между карбидом кремния и алюминиевым расплавом начинается при температурах свыше $660\text{ }^\circ\text{C}$ и осуществляется по реакции [3, 4]



При высоких температурах ($> 800\text{ }^\circ\text{C}$) это взаимодействие может происходить до полной деградации частиц SiC [4]. По-видимому, именно в центральной части шва, непосредственно под лазерным лучом, где при проплаве отмечается максимальная температура, происходит интенсивная диссоциация частиц SiC.

Электронный луч обеспечивает более глубокое проплавление композита, чем лазерный. В обоих случаях литой металл в шве кристаллизуется с образованием дисперсной структуры, но при лазерном проплавлении степень дисперсности эвтектических выделений и дендритов твердого раствора алюминия больше.

При электронно-лучевом проплавлении армирующие частицы SiC почти равномерно распределяются в матрице металла шва. Исключением является небольшой участок в центральной части ближе к поверхности шва, где обнаружены короткие и тонкие игольчатые включения Al_4C_3 , располагающиеся, как правило, вокруг частиц SiC (рис. 6,

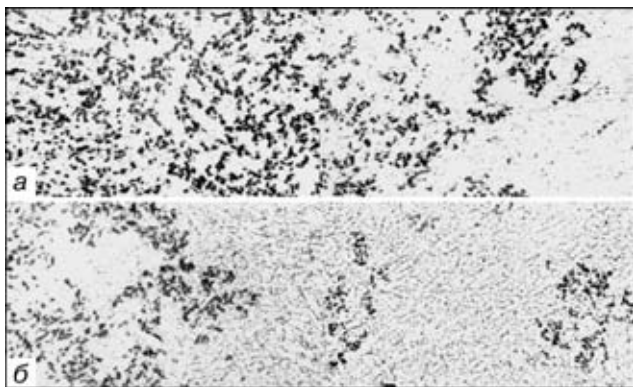


Рис. 7. Структура шва (X100) сварного соединения композита AMg5 + 12 % SiC, полученного АДС с присадочной проволокой СВАМг63 (а) и СВАК5 (б)

а). Очевидно, в этой области происходит взаимодействие алюминиевого расплава с этими частицами по приведенной выше реакции. Оно менее интенсивно, чем при воздействии лазерным лучом, поскольку меньше область взаимодействия, в которой наблюдается образование включений новой фазы. На рассматриваемом участке игольчатые включения более тонкие и короткие, чем в случае лазерного проплавления, а избыточные кристаллы кремния отсутствуют, что характерно для доэвтектического алюминиевого сплава и свидетельствует о переходе в расплав небольшого количества кремния. Микротвердость на различных участках шва изменяется мало и составляет $HV\ 1500...1700\text{ МПа}$.

При аргодуговом проплавлении композита Al25 + 18 % SiC сварочная ванна характеризуется большой вязкостью. В структуре шва при перекристаллизации изменяется характер эвтектических выделений. Вместо тонкодифференцированных объемных эвтектических колоний, как в основном металле, в металле шва наблюдается целая гамма эвтектик различной формы и более равномерное их рассредоточение (рис. 6, б). Следует отметить и более равномерное расположение в металле шва армирующих частиц SiC. Микротвердость металла шва немного увеличивается и достигает $HV\ 1500...2000\text{ МПа}$ при микротвердости основного металла $HV\ 1000...1500\text{ МПа}$.

Таким образом, характер кристаллизации сварных швов и стойкость армирующих частиц в алюминиевом расплаве при сварке определяется в основном температурно-временными условиями процесса проплавления, связанными с его основными параметрами (интенсивностью теплового источника, скоростью сварки, условиями теплоотвода из зоны плавления), а также теплофизическими свойствами свариваемого металла.

Полученные результаты позволили определить условия проведения и режимы АДС композита

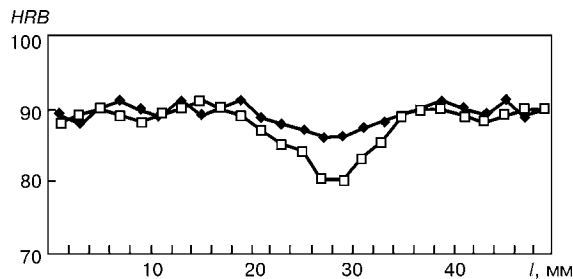


Рис. 8. Распределение твердости в соединении композита AMg5 + 12 % SiC, выполненного АДС с присадочной проволокой СВАМг63 (□); СВАК5 (◆) (l — длина исследуемого участка)



Прочность композита АМг5 + 12% SiC и его сварных соединений, выполненных АДС с различными присадочными проволоками

Объект исследования	Номер образца	Временное сопротивление разрыву σ_b , МПа	Среднее значение $\sigma_{ср}$, МПа	Область разрушения
АМг5 + 12 % SiC (основной металл)	1	273,0	278,4	—
	2	273,8		
	3	288,4		
Сварное соединение (АДС, проволока СвАМг63)	4	290,0	267,9	Зона сплавления
	5	271,8		
	6	241,8		
То же (АДС, проволока СвАК5)	7	183,5	175,3	Шов
	8	180,7		
	9	161,6		

АМг5 + 12 % SiC, изготовленного литейным способом с последующим прессованием и прокаткой [5]. На образцах этого опытного сплава толщиной 3 мм способом АДС неплавящимся электродом на переменном токе были получены соединения с полным проваром и нормальным формированием шва. Для сварки использовали специальную лабораторную установку ($v_{св} = 10...12$ м/ч, $I_{св} = 150$ А) и источник питания ИСВУ-315.

Сварку стыковых соединений указанного композита выполняли в аргоне с использованием присадочных проволок СвАМг63 и СвАК5. Первая выбрана с целью повышения прочности шва, вторая — улучшения текучести сварочной ванны. В обоих случаях получены сварные соединения с полным проваром и нормальным формированием обратного валика. При этом структура алюминиевого сплава (матрицы) во всех швах имеет типичную для литого состояния дендритную структуру с высокой дисперсностью выделений избыточных фаз по границам. В центре швов наблюдаются равноосные кристаллы, которые несколько вытянуты у линии сплавления в направлении кристаллизации (рис. 7). Количество дисперсных выделений по границам в металле швов больше при сварке с использованием проволоки СвАК5, чем проволоки СвАМг63, что, по-видимому, связано с дополнительным введением кремния и увеличением количества эвтектических выделений. Поры встречаются во всех швах независимо от типа присадочной проволоки, но их значительно больше в швах с СвАК5, чем в случае СвАМг63. Независимо от вида проволоки армирующая фаза в металле швов распределена неравномерно, а его твердость ниже твердости основного металла композита, что связано с использованием неармированной присадки и разбавлением основного металла присадочной проволоки. Характер распределения твердости в сварных соединениях композита, выполненных АДС с присадкой СвАК5 и СвАМг63, приведен на рис. 8.

В швах, сваренных с присадкой СвАК5, наблюдается значительная неоднородность распределения армирующего наполнителя. В них крупные области, свободные от частиц SiC, располагаются как в центре шва, так и непосредственно у линии сплавления (рис. 7, б), а в корне шва обнаружено скопление армирующих частиц. Очевидно, значительная пористость и неоднородность распределения армирующего наполнителя оказывают большое влияние на твердость металла швов, выполненных

с присадкой СвАК5 (рис. 8), а следовательно, и на прочностные характеристики этих сварных соединений (таблица).

Более равномерное распределение армирующего наполнителя и хорошая его насыщенность, особенно вдоль линии сплавления, зафиксирована в металле швов с присадкой СвАМг63 (рис. 7, а), что обеспечивает и более высокую их твердость. Однако в центре шва насыщенность матрицы армирующими частицами меньше — наблюдается чередование областей, свободных от частиц SiC, и их скоплений. Соответственно несколько снижается и твердость металла в центральной части шва (рис. 8). Активного взаимодействия на границе частица — матрица с образованием кристаллов Al_4C_3 в швах сварных соединений композита методами оптической металлографии не обнаружено.

Механические испытания на растяжение сварных соединений композита АМг5 + 12 % SiC проводили на плоских образцах с усилением и проплавом обратной стороны шва. Установлено, что прочность сварных соединений композита существенно зависит от выбора присадочной проволоки: самой низкой прочностью отличаются сварные соединения, выполненные с присадкой СвАК5, у которых разрушение происходит преимущественно по шву. Это можно объяснить повышенной пористостью таких швов и неоднородностью распределения армирующего наполнителя. Прочность сварных соединений, выполненных с присадкой СвАМг63, на 80...100 МПа выше прочности образцов, полученных с присадкой СвАК5 (таблица). Временное сопротивление разрыву сварных соединений композита АМг5 + 12 % SiC с присадкой СвАМг63 составляет 85 % прочности основного материала.

Выводы

1. Рассмотрено влияние нестационарного нагрева на структурные изменения в матрице, характер поведения и распад упрочняющих частиц при лазерной сварке, ЭЛС и АДС дисперсно-упрочненного КМ Al25 + 18 % SiC. Установлено, что при лазерной сварке образцов толщиной 5 мм, по сравнению с ЭЛС степень распада частиц SiC увеличивается, образуя достаточно пересыщенный твердый раствор, что ведет к повышению твердости металла шва и снижению прочностных свойств сварных соединений.



2. Показано, что в результате снижения температуры и скорости кристаллизации металла сварочной ванны удастся значительно уменьшить распад упрочняющих частиц в КМ.

3. При АДС композита АМг5 + 12 % SiC в аргоне присадочными проволоками СвАК5, и СвАМг63 швы с присадкой СвАМг63 имеют большую прочность и более равномерное распределение армирующего наполнителя.

1. Крейдер К. Композиционные материалы с металлической матрицей / Пер. с англ.: В 8 т. — М.: Машиностроение, 1978. — 504 с., Т. 4: Композиционные материалы.

Investigated is the effect of non-stationary heat sources in electron beam, laser and argon-arc welding on structural changes in the matrix, behaviour and decomposition of strengthening particles in a cast aluminium composite material with dispersed ceramic particles SiC. The technology is suggested for argon-arc welding of the SiC composite material.

2. Муравейник А. Н., Рябов В. Р., Богданова Т. В. Изготовление металлографических шлифов композиционных материалов. — Киев, 1988. — Деп. в ВИНТИ 13.06.88, № 4632-B88.
3. Viala I. C., Fortier P., Bouix I. Stable and metastable phase equilibria in the chemical interaction between aluminium and silicon carbide // J. Mater. Sci. — 1990. — 25. — P. 1842.
4. Взаимодействие металлических расплавов с армирующими наполнителями / Т. А. Чернышова, Л. И. Кобелева, П. Шебо, А. В. Панфилов. — М.: Наука, 1993. — 272 с.
5. Аксенов А. А., Чурмуков Э. А., Романова В. С. Влияние кремния на процессы взаимодействия на поверхности раздела в композиционных материалах Al-SiC // Изв. вузов. Цвет. металлург. — 1994. — № 4-6. — С. 145-150.

Поступила в редакцию 18.10.2000,
в окончательном варианте 05.03.2001



УВАЖАЕМЫЕ

ГОСПОДА!



5. Konferenz
Strahltechnik

2001

27-28 ноября 2001 г. в Учебно-исследовательском институте (SLV), г. Галле состоится 5-я конференция "Лучевая техника". Эта конференция, которую SLV проводит вместе с Германским обществом сварки и родственных процессов (DVS), предоставляет конструкторам, разработчикам и инженерам-производственникам возможность, прослушав доклады в 8 секциях и участвуя в дискуссиях, получить информацию о последних практических разработках и результатах научных исследований в области лучевых технологий.

Настоящая конференция продолжает тенденции прежних конференций в Карлсруэ, Эссене и в мае 1996 г. в Галле будет способствовать тому, что бурно развивающиеся лучевые процессы займут свое достойное место в производстве.

Учитывая прогресс в развитии электронно-лучевого и лазерного способа и аппаратуры по прошествии пяти лет позволит произвести сравнение электроннолучевой обработки с обработкой лазерным лучом на международном уровне.

Тематика конференции соответствует таким проблемам, как применение электронного и лазерного луча, гибридная сварка, концепция производства и стандартизация, подготовка кадров и обеспечение качества. Впервые будет обсуждаться вневакуумная ЭЛС, кроме того, после ряда докладов состоится дискуссия по лучевым технологиям со специалистами из Восточной Европы.

На выставке во время конференции будут представлены известные экспоненты от промышленности и исследовательских центров.

Приглашаем на 5-ю конференцию "Лучевая техника" всех представителей прикладных исследований и разработок, всех коллег из промышленности, которые уже применяют или планируют применение лучевых технологий.

За справками обращаться по тел.: (49 0345) 52 46-4 14,
(49 0345) 52 46-4 18
www.slv-halle.de