

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Рыбаков Г.М. Энергетические принципы повышения сопротивления усталости сложно нагруженных деталей методами поверхностного пластического деформирования. Сообщение 1. Аккумуляция энергии материалом при поверхностном пластическом деформировании // Известия вузов. Машиностроение. 2008. №1. с. ....
2. Овсенко А.П., Серебrenников В.И., Гаек М.М. Технологическое обеспечение качества изделий машиностроения.  
- М.: МГТУ «Станкин», 2003. – с.61-64.
3. Макаров В.Ф., Половинкин А.Х. Исследование параметров качества поверхностного слоя, полученного методом ультразвукового поверхностного пластического деформирования //Технология машиностроения 2007. №6. С. 48-50.
4. Рыбаков Г.М. Программа, содержащая алгоритм управления качеством дробеструйной обработки металлических деталей, работающих в условиях сложного нагружения. / Программы для ЭВМ. Базы данных.  
Топологии интегральных микросхем. Официальный бюллетень Федеральной службы по интеллектуальной собственности, патентам и товарным знакам. 2005. №4. С.204
5. Методические материалы. Вибрационные испытания на усталость.- М.: Научно-исследовательский институт технологии и организации производства НИАТ, 1975. с. 21.

621.9.02

## АРГОНОДУГОВАЯ НАПЛАВКА КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ СИСТЕМЫ AL-SiC

инж. Н.В. КОБЕРНИК

*Исследован процесс аргонодуговой наплавки дисперсно-упрочненного композиционного материала на основе сплава Al12M2MgH, армированного 5 об.% частиц SiC. Рассмотрены две схемы аргонодуговой наплавки, различающиеся способами введения присадочного материала. Методами металлографического анализа и измерения твердости показано, что при введении присадочного материала по переднему фронту ванны в наплавленном слое сохраняется равномерное распределение армирующей фазы. Результаты трибологических испытаний на сухое трение показали, что коэффициент трения наплавленного композиционного материала ниже, а износостойкость выше, чем у исходных КМ.*

*The process of argon-arc welding fuse on a dispersion-hardened composition materials on the basis of Al-Si alloy reinforced with 5 vol.% of SiC particles has been investigated. Two techniques of the fusing process,*

*implying different ways of added material injection, were considered. Metallographic analysis and hardness measurement revealed that when the added material is injected on the front face of the melt bath, uniform distribution of reinforcing particles in weld pad still persists. Results of tribological dry friction tests showed a lower value of friction factor and high wear resistance of the composite material as compared to source composite materials.*

Дисперсно-упрочненные композиционные материалы (КМ) системы Al-SiC (алюминиевые сплавы – частицы карбида кремния) при испытании на трение и износ показывают весьма высокие результаты [1]. При соответствующем выборе матричных сплавов, упрочняющих частиц и их объемной доли такие КМ обладают высокой прирабатываемостью и низким коэффициентом трения. Кроме высоких триботехнических характеристик, дисперсно-упрочненные КМ обладают целым комплексом полезных физических и технологических свойств. Весьма важным направлением дальнейших работ является создание из таких КМ износостойких, антифрикционных покрытий на деталях, работающих в экстремальных условиях. Известны работы по нанесению композиционных покрытий методами дуговой наплавки [2], сварки взрывом [3], лазерного оплавления композиционных смесей из порошков алюминия и армирующих наполнителей [4]. Данная работа является продолжением исследований начатых в работе [2], которая посвящена дуговой наплавке КМ AMg1 + 5%SiC. Настоящие исследования посвящены дуговой наплавке КМ с матрицей из алюминиевого сплава АК12М2МгН (11 – 13 Si, 1.5 – 3 Cu, 0.3–0.6 Mn, 0.85 – 1.35 Mg, <0.5 Zn, 0.05 – 1.2Ti, 0.3 – 1.3Ni, <0.8Fe, <0.2 Cr, <0.1Sn, Al–остальное, %), армированного частицами карбида кремния. Средний диаметр частиц SiC составлял 28 мкм, их объемная доля в расплаве – 5%. Особенностью данного КМ по сравнению с ранее исследованным КМ в работе [2], является большая доля легирования алюминиевой матрицы кремнием (11 – 13%). Согласно данным некоторых исследователей [5, 6] наличие кремния в алюминиевой матрице КМ, армированного частицами SiC значительно ограничивают протекание реакций взаимодействия армирующих частиц с расплавом матрицы в стационарных условиях. Однако, в условиях дуговой наплавки, это положительное влияние кремния может не проявиться в связи с ограниченным временем пребывания КМ при температурах выше температуры плавления. Для уточнения этого аспекта необходимо провести экспериментальные исследования.

**Методика эксперимента.** Для получения дисперсно-упрочненных композитных слоев в качестве наплавочного материала применяли литые КМ с матрицей из алюминиевого сплава АК12М2МгН. КМ получали методом механического замешивания частиц карбида кремния зеленого (ГОСТ26327-84) в расплав [1]. Такой метод получения основан на введении

указанных тугоплавких керамических дисперсных частиц в жидкометаллическую ванну при интенсивном механическом перемешивании. Перед замешиванием порошки выдерживали в печи при температуре 550-600°C в течение 2 часов для сушки, выжигания случайных органических загрязнений и окисления свободного кремния и вводили в расплав в течение 45-60с. Замешивание производили дисковой мешалкой со скоростью 600мин<sup>-1</sup>. Температура расплава жидкой матрицы составляла 1023±10К. По окончании подачи порошка перемешивание продолжали в течение 15-20 с, после чего вращающуюся мешалку поднимали из тигля. Перед разливкой в кокиль композиционную смесь выдерживали в плавильной печи без перемешивания 5-10 мин для уменьшения количества газовых включений. После заливки в кокиль композиционного расплава получали заготовки размером 8x50x120 мм. Затем заготовки подвергали прокатке до образования прутков квадратного сечения размером 2x2мм и длиной 500мм для получения присадочного материала. После прокатки прутки подвергали термообработке (отжиг при 400°C в течение 2 часов).

Наплавку производили на подложку из алюминиевого сплава АМг6. Эксперименты проводили при двух различных схемах наплавки: I — присадочный материал подавали по переднему фронту ванны (рис.1 а); II — присадочный материал подавали в хвостовую часть ванны расплава (рис.1б); Наплавку производили на переменном токе при токе дуги I=150 А, напряжении на дуге Uд=18 В, скорости наплавки Vн=13 м/ч и расходе защитного газа (Аг) 12 л/мин с использованием вольфрамового электрода диаметром 4 мм.

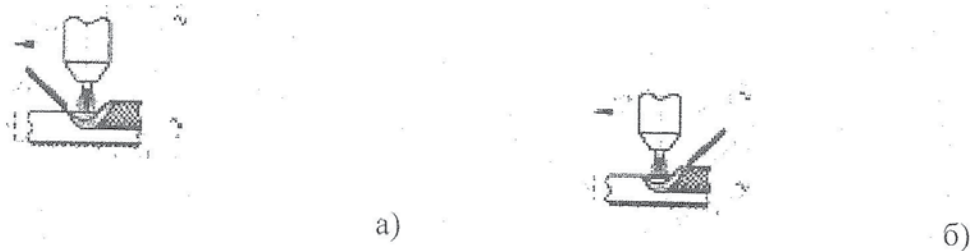


Рис. 1. Опробованные схемы аргонодуговой наплавки:

а) присадочный материал подаётся по переднему фронту сварочной ванны; б) присадочный материал подаётся в хвостовую часть сварочной ванны;

1 – горелка; 2 – Присадочный материал; 3 – Наплавленный слой; 4 – подложка; 5 – Ванна расплавленного металла.

Структуру наплавленного материала исследовали методами металлографии, кроме того, проводили измерения твердости по Бринеллю на универсальном приборе для определения твёрдости Wilson Wolpert 930 N при вдавливании шарика диаметром 2,5 мм при нагрузке 620 Н. Для проведения трибологических испытаний из образцов, полученных после наплавки, производили наплавку кольцевых валиков, из которых изготавливали втулки с внешним диаметром 28 мм, внутренним диаметром 20 мм и высотой 15 мм. Испытания на сухое трение проводили на установке УМТ-1 для оценки фрикционной теплостойкости (ГОСТ23.210-80) по

схеме осевого нагружения кольцевых образцов при удельных нагрузках от 1,3 до 4,9 МПа и скоростях скольжения от 0,38 до 1,9 м/с с использованием контртел из стали 40Х (HRC>45).

Результаты испытаний сопоставляли с данными, полученными на образцах из литого КМ и матричного сплава. Поведение при сухом трении образцов из КМ (в исходном состоянии и после наплавки) оценивали по величине коэффициента трения и условиям перехода в задиру. Износостойкость определяли по потере массы путем взвешивания образцов до, и после испытания с точностью  $\pm 0,5 \cdot 10^{-3}$  г.

Первый этап трибонагружения длительностью 15 мин при осевой нагрузке 1,3 МПа и скорости скольжения 0,38 м/с считался приработочным.

### Результаты и обсуждение

На рис.2. показана микроструктура валика, наплавленного по схеме I, при которой присадка подавалась по переднему фронту сварочной ванны.

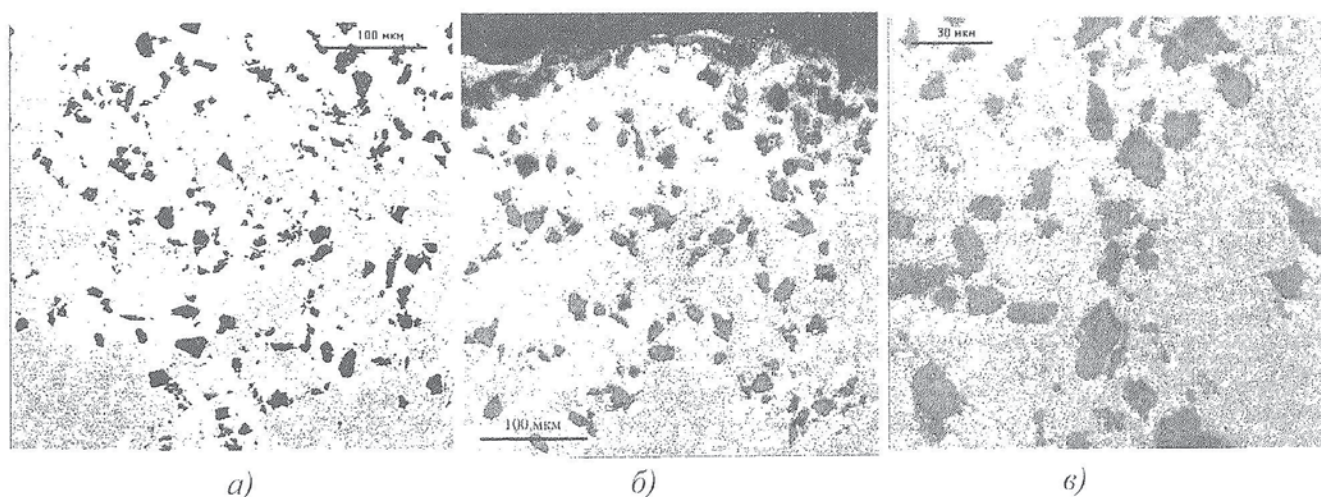


Рис. 2. Микрошлифы наплавленных валиков по схеме I а) у линии сплавления; б) верхняя часть валика; в) центральная часть валика.

Видно, что частицы армирующей фазы полностью сохраняются в наплавленном слое и даже сохраняют свою скользящую огранку. Кроме того частицы достаточно равномерно распределяются по всему валику. Однако при наплавке по данной схеме КМ с матрицей АМг1, по данным [2], наблюдается интенсивное взаимодействие армирующей фазы с расплавом матрицы с образованием двойного ( $Al_4C_3$ ) и тройного ( $Al_4SiC_3$ ) карбида кремния. Такое отличие при использовании различных КМ, по-видимому, связано с повышенным содержанием кремния в сплаве матрицы АК12М2МгН (12% Si – АК12М2МгН; <0,05 Si – АМг1). Легирование матрицы таким количеством кремния предотвращает протекание реакций взаимодействия частиц SiC и алюминиевого сплава, в условиях дуговой наплавки. О благоприятном влиянии кремния на ограничения взаимодействия расплава матрицы и армирующих частиц SiC имеется ряд публикаций [5, 6].

На рис.3. показана микроструктура валика, наплавленного по схеме II, при которой присадка подавалась в хвостовую часть ванны. Из-за повышенной вязкости КМ АК12М2МгН+5%SiC<sub>(28)</sub> его расплав плохо перемешивается со сплавом поковки, что привело к неравномерному распределению армирующей фазы по объёму валика. По нашему предположению, причиной различных значений вязкости двух КМ, является возникновение каркасной структуры Si-SiC, которые видны на рис. 3 (в).

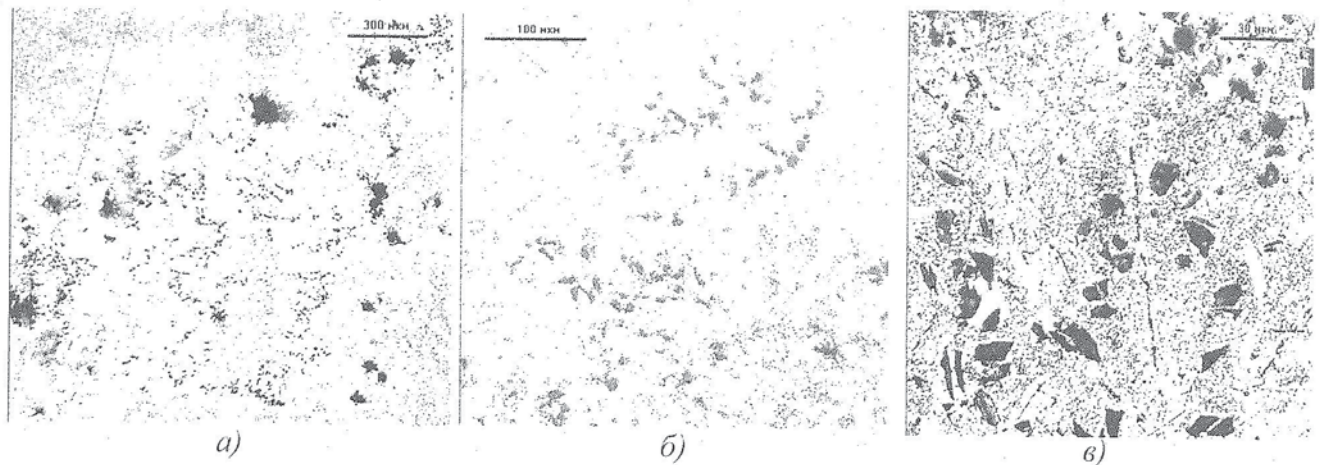


Рис. 3. Микрошлифы наплавленных валиков по схеме II: а) у линии сплавления; б) верхняя часть валика; в) центральная часть валика

При использовании предыдущей схемы, за счёт большего нагрева расплава КМ, достигалась достаточная вязкость КМ для равномерного заполнения всего объёма наплавленного валика. Однако наблюдается полное сохранение частиц SiC, которые, так же, как и в предыдущем случае имеют скольную огранку. Результаты измерения твердости наплавленного КМ представлены на рис.4.

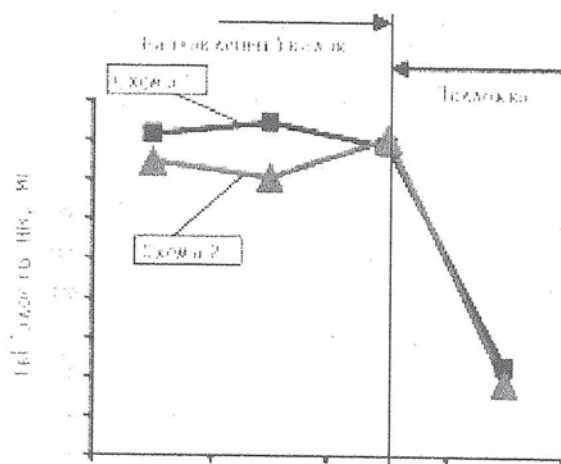


Рис. 4. Зависимость твердости по Бринеллю от расположения укола

Полученные результаты показывают, что при подаче присадочного материала по переднему фронту ванны (схема I) вследствие легирования матрицы кремнием не происходит химического взаимодействия упрочняющих частиц с матрицей. Кроме того, наблюдается равномерное

распределение частиц SiC по объёму наплавленного валика, в результате чего значений твердости по глубине валика распределены равномерно. Незначительное уменьшение твердости на линии сплавления связано с образованием в этой области тонкой зоны, обедненной упрочняющими частицами. При подаче присадочного материала в хвостовую часть ванны (схема II) армирующая фаза сохраняется в объеме наплавленного валика, однако распределение её распределения не равномерно, что также отражается на измерении твердости. Распределение значения твердости по глубине валика не равномерно. Таким образом, можно сделать вывод, что наиболее предпочтительной является схема наплавки с введением присадки по переднему фронту ванны. Результаты трибологических испытаний матричного сплава, КМ в исходном состоянии и после наплавки представлены в табл.1.

Таблица

**Значения коэффициента трения матричного сплава, КМ в исходном состоянии и после наплавки**

№	Состав	Удельная нагрузка МПа	Скорость скольжения, м/с.			
			0,38	0,75	1,25	1,88
1	AK12M2MgH	1,3	0.166	0.156	0.16	
		2,5			0.187 (6мин)*	
2	AK12M2MgH +5%SiC	1,3	0.141	0.150	0.156	
		2,5			0.086	
		3,8			0.072	0.061
		4,9				0.1 (2,5мин)*
3	AK12M2MgH +6%SiC наплавка	1,3	0.056	0.112	0.123	
		2,5			0.079	
		3,8			0.062	0.066
		4,9				0.048

\* — длительность этапа до перехода в задир.

Армирование сплава AK12M2MgH частицами SiC уменьшает коэффициент трения. Коэффициент трения образцов, полученных наплавкой КМ ниже, чем при испытаниях исходных КМ. Данный эффект может быть связан с усилением межфазных связей частица-матрица и частичной сферитизацией частиц в процессе дуговой наплавки.

При увеличении скорости скольжения средние значения коэффициента трения всех образцов возрастают, что свидетельствует о начале развития в образцах патологических процессов схватывания II рода, которые в дальнейшем ведут к задиру.

По потере массы образцов в условиях трибонагружения (удельная нагрузка 1,3 МПа скорость скольжения 0,38 м/с), была рассчитана интенсивность изнашивания материала  $I_m = A_m / L$ , где  $A_m$  — потеря массы;  $L$  — путь трения. Результаты измерения интенсивности изнашивания  $I_m$  приведены на рис. 5.

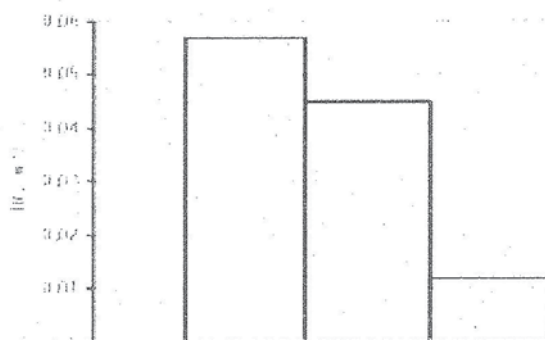


Рис. 5. Интенсивность изнашивания образцов при удельной нагрузке 1,3 МПа и скорости скольжения 0,38 м/с

- АК12М2МgН;
- АК12М2МgН+5%SiС;
- АК12М2МgН+5%SiС н;

Испытания на износ показывают, что значения интенсивности изнашивания как образцов из КМ так и наплавленных слоёв из КМ ниже, чем у образцов из сплава АК12М2МgН, т.е. частицы SiС увеличивают износостойкость матрицы. В наплавленных образцах износостойкость повышается гораздо больше, например, у образца с наплавленным слоем из КМ АК12М2МgН+5%SiС износостойкость увеличилась в 4 раза. Это, должно быть, связано со сферитизацией частиц в процессе дуговой наплавки.

### ВЫВОДЫ

Экспериментальные исследования различных способов аргонодуговой наплавки КМ состава АК12М2МgН +5%SiС на подложку из сплава АМг6 показали, что при подаче присадочного материала по переднему фронту сварочной ванны, за счёт большого содержания Si в матрице КМ (11-13 %), взаимодействие армирующей фазы с расплавом матрицы не происходит. Кроме того, за счёт большего нагрева и времени пребывания КМ в расплавленном состоянии, по сравнению со всеми остальными схемами, армирующие частицы занимают весь объём сварочной ванны, что приводит к достаточно равномерному распределению армирующей фазы. При подаче присадочного материала в хвостовую часть ванны нагрев КМ и время его пребывания в расплавленном состоянии уменьшается, что, за счёт образования каркасной структуры Si-SiС, приводит к неравномерному распределению армирующей фазы в наплавленном валике.

При дуговой наплавке КМ АК12М2МgН +5%SiС наиболее целесообразной является схема введения присадки по переднему фронту ванны, обеспечивающая сохранение и равномерное распределение частиц армирующей фазы в объеме наплавки и, как следствие, наименьший разброс значений твердости по ее сечению.

Результаты трибологических испытаний наплавленных образцов алюмоматричных КМ, армированных частицами SiС, показали, что они обладают низким коэффициентом трения и высокой износостойкостью.