

ДЕГРАДАЦИЯ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ЛАЗЕРНОМ ОБЛУЧЕНИИ

Р.С. Михеев

Институт металлургии и материаловедения им .А.А. Байкова РАН

Композиционные материалы (КМ), армированные тугоплавкими частицами карбида кремния (SiC), характеризуются высокими значениями износостойкости и трибологическими свойствами, что делает их перспективными для использования в трибосопряжениях [1, 2]. Создание из таких КМ износостойких, антифрикционных покрытий на деталях, работающих в экстремальных условиях, является актуальной задачей. Известны работы по нанесению композиционных покрытий методами дуговой наплавки [3] и лазерного оплавления композиционных смесей из порошков алюминия и армирующих наполнителей [4]. Однако методы получения покрытий из КМ, связанные с расплавлением матричного материала, характеризуются деградацией армирующей фазы, вследствие образования значительного количества продуктов межфазных реакций Al_4C_3 и Al_4SiC_4 . Применение импульсного лазерного излучения, при котором время пребывания КМ в перегретом состоянии сокращается по сравнению с обработкой непрерывным лазером, может привести к тому, что межфазные реакции, приводящие к деградации армирующей фазы, будут протекать в меньшей степени. Представляется целесообразным рассмотреть влияние импульсного лазерного излучения на структуру и свойства КМ.

Дисперсно-упрочненный КМ получали механическим замешиванием армирующего наполнителя в матричный расплав с последующим литьём композиционного расплава в кокиль с размером 8x50x120 мм. Матрицей КМ служили алюминиевые сплавы АК12М2МгН (Si-11...13%, Cu-1,5...3%, Mg-0,85...1,35%, Zn-менее 0,5%, Ni-0,3...1,3%) и Д16 (Si-менее 0,5%, Cu-3,8...4,9%, Mg-1,2...1,8%, Zn-менее 0,3%, Ni-менее 0,1%), наполнителями – частицы карбида кремния (SiC) диаметром 28 мкм и серебристого графита с размером 100-400 мкм. Составы КМ для исследований приведены в табл. 1.

Таблица 1.

Результаты измерения микротвёрдости в зоне оплавления. При степени расфокусировки $\Delta f = 1$ мм.

№ п	Материал	Мощность, Вт	Микротвёрдость, МПа	
			Оплавленный участок	Основной металл
1	AK12M2MgH	815	137	127
		1500	150	
		2250	158	
2	AK12M2MgH + 1,5%SiC ₍₂₈₎ + 1,2%сер. гр.(100-400)	815	139	133
		1500	158	
		2250	166	
3	AK12M2MgH + 5% SiC ₍₂₈₎	815	161	130
		1500	175	
		2250	180	
4	Д16 + + 5% SiC ₍₂₈₎	815	---	---
		1500	---	
		2250	---	
5	Д16 + 17% SiC ₍₂₈₎	815	150	132
		1500	181	
		2250	195	

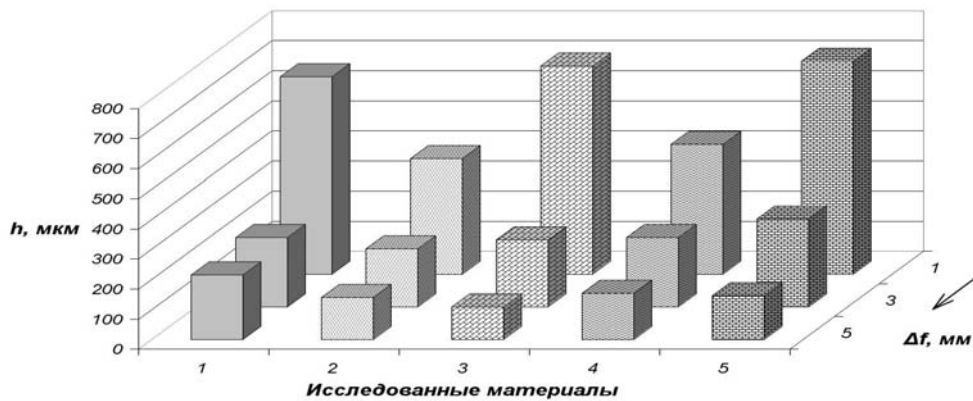
Оплавление проводили на лазерной технологической установке «КВАНТ-15» на следующих режимах: мощность импульса $W_u = 815, 1500, 2250$ Вт; степень расфокусировки (или расстояние от фокуса луча до поверхности образца) $\Delta f = 1, 3, 5$ мм, что соответствует следующим диаметрам пятна нагрева $d_n = 0.3, 0.9, 1.5$ мм; фокусное расстояние объектива – 0.5 мм; время импульса $t_u = 4$ мс; частота следования импульсов $F_u = 1$ Гц. Скорость оплавления подбирали с условием обеспечения коэффициента перекрытия точек $K_n = S/d_n$ (где S – шаг при наложении единичных пятен) равного 0,5. В качестве защитного газа использовали аргон (расход аргона 8л/мин).

Микроструктуру оплавленных образцов исследовали на микроскопе Leica. Измеряли ширину b и глубину h оплавления. Механические свойства определяли путём измерения микротвёрдости на приборе ПМТ-3 при нагрузке $P=50$ г.

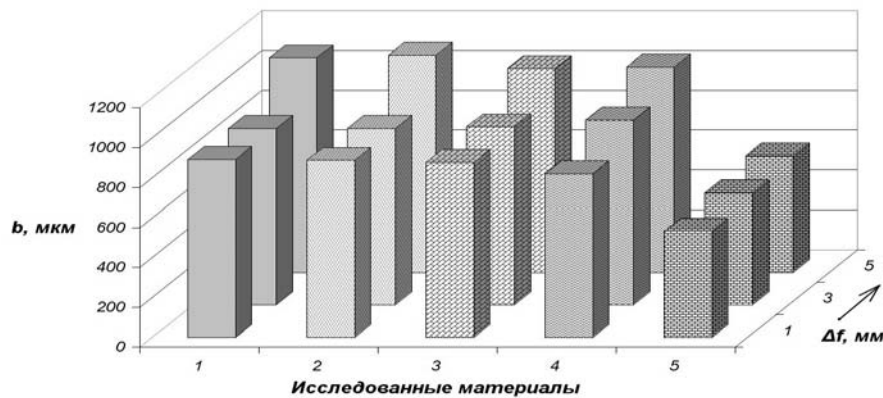
Валики, выполненные при наименьшем значении расфокусировки луча ($\Delta f=1$ мм или $d_n=0,3$ мм) характеризуются сильной шероховатостью поверхности с множеством углублений во всём диапазоне исследованных значений энергии импульса. Такое состояние оплавленной поверхности свидетельствует о превышении оптимальной плотности лазерного излучения (E_{om}), необходимой для

формирования гладкого оплавленного поверхностного слоя. В результате происходит образование большого количества парогазовой фазы, ведущей к значительному разбрызгиванию и испарению основного металла. Валики, полученные при степенях расфокусировки Δf 3 мм и 5 мм, имеют гладкую поверхность.

На рис. 1 показаны зависимости значений геометрических размеров оплавленных зон (глубины h и ширины b оплавления) от степени расфокусировки Δf . Видно, что при постоянном значении мощности импульса увеличение степени расфокусировки приводит к увеличению диаметра лазерного пятна d_n и, как следствие, увеличению ширины валиков. Глубина проплавления, напротив, возрастает с уменьшением степени расфокусировки, так как возрастает плотность мощности луча ($E = \frac{4W_u}{\pi(d_n)^2}$). Глубина и ширина проплавления при постоянном значении степени расфокусировки и величины диаметра лазерного пятна возрастают с увеличением мощности импульса.



а)



б)

Рис.1. Глубина - h (а) и ширина оплавления - b (б) в зависимости от степени расфокусировки Δf . Обозначения материалов согласно табл. 1.

Различная вязкость расплава, зависящая от объемного содержания дисперсных частиц в КМ, не оказывает существенного влияния на ширину проплавления, что нельзя сказать о глубине проплавления. Резкое снижение глубины проплавления у КМ АК12М2МгН + 1,5% SiC₍₂₈₎ + 1,2% C₍₁₀₀₋₄₀₀₎ (2) по сравнению с матричным сплавом АК12М2МгН (1) связано с различием в значениях вязкости между расплавами этих материалов. При формировании

парогазового канала повышенная вязкость расплава КМ затрудняет оттеснение жидкой прослойки к стенкам канала, тем самым увеличивает жидкую прослойку под лучом и, следовательно, уменьшает проплавление. Следует также принять во внимание увеличение коэффициента поглощения лазерного излучения при увеличении количества армирующей фазы в КМ [5].

На рис.2 показана микроструктура оплавленных лазером образцов КМ АК12М2МгН + 5% SiC₍₂₈₎ и Д16 + 5% SiC₍₂₈₎, полученных на режиме с самой большой плотностью мощности ($\Delta f=1$ мм; $W_u=2250$ Вт). Армирующая фаза присутствует в участках оплавления КМ АК12М2МгН + 5% SiC₍₂₈₎, причём частицы сохраняют размеры и скользкую огранку во всём диапазоне исследованных режимов.

В оплавленных слоях образцов из КМ Д16 + 17% SiC₍₂₈₎ (рис.2) обнаружены продукты взаимодействия между матричным расплавом и армирующими частицами: Al₄C₃ и Al₄SiC₄. Согласно [6] их образование происходит при температурах 940 – 1670 К и >1670 К соответственно.

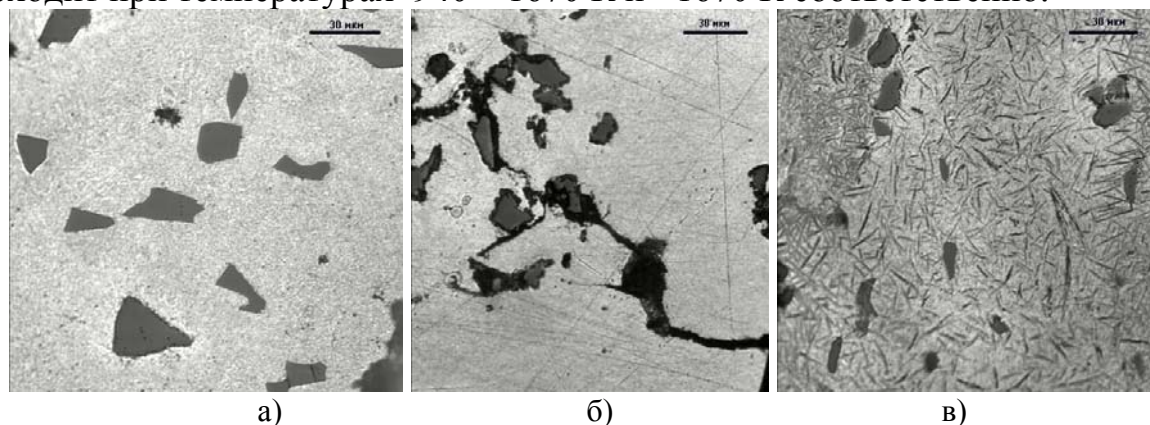


Рис.2. Микроструктура образцов КМ:
 АК12М2МгН + 3% SiC₍₂₈₎ ($W_u=2250$ Вт, $\Delta f=1$ мм) (а);
 Д16 + 5% SiC₍₂₈₎ ($W_u=2250$ Вт, $\Delta f=1$ мм) (б);
 Д16 + 17% SiC₍₂₈₎ ($W_u=1500$ Вт, $\Delta f=1$ мм) (в).

Образцы КМ АК12М2МгН + 1,5% SiC₍₂₈₎ + 1,2% C₍₁₀₀₋₄₀₀₎, оплавленные лазером во всём диапазоне режимов имели высокую пористость, которая связана с присутствием в составе данного КМ графита. При оплавлении КМ графит взаимодействует с кислородом, растворенным в материале образца, с образованием СО и СО₂.

Проводили измерения микротвёрдости валиков, полученных при степени расфокусировки луча $\Delta f=1$ мм, а также в основном металле на расстоянии 5 мм от линии сплавления. Результаты этих измерений приведены в таблице 1. Видно, что микротвёрдость увеличивается с увеличением мощности импульса, что является следствием диспергирования структуры матричного сплава после лазерного оплавления. Также заметна большая степень упрочнения КМ Д16 + 17% SiC₍₂₈₎ по сравнению с другими КМ, что может быть связано как с объёмной долей армирования, так и с дополнительным упрочнением матричного сплава продуктами деградации армирующей фазы.

Заключение:

При обработке импульсным лазером КМ состава АК12М2МгН + 5% SiC₍₂₈₎ и Д16 + 5% SiC₍₂₈₎ наблюдается сохранение армирующей фазы во всём диапазоне исследованных режимов, причём обнаруживается упрочнение матрицы КМ за счёт диспергирования её структуры.

КМ, в которых в качестве армирующей фазы содержится графит, невозможно обработать лазерным излучением по причине интенсивного порообразования в швах.

При лазерной обработке КМ Д16 + 17% SiC₍₂₈₎ во всём диапазоне исследованных режимов наблюдается значительная деградация армирующей фазы. Данное явление может быть связано с увеличением коэффициента поглощательной способности лазерного излучения при увеличении количества упрочняющей фазы, а также составом матричного сплава (малым содержанием кремния, ограничивающим межфазное взаимодействие).

1. Т.А. Чернышова, Л.И. Кобелева, Л.К. Болотова, *Металлы*, 2001, №6, с 85.
2. Т.А. Чернышова, Л.И. Кобелева, Л.К. Болотова, Т.В. Лемешева *Перспективные материалы*, 2005, №5, с 38-44.
3. Н.В. Коберник, И.В.Бродягина, Г.Г. Чернышов, Т.А. Чернышова, *ФХОМ*, 2005г, №4, с 67-71.
4. С. Ну, T.N. Baker, *Proc. of ICCM-10*, 1995, pp. 183-190.
5. A.A. Parwaiz, Khan, Anand J. Paul. *Joining and adhesion of advanced inorganic materials*. San Francisco, 1993, pp. 137-142.
6. J.C. Viala, P. Fortier, J. Bouix, *J. Mater. Sci.* 1990, 25, pp. 1842-1850.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 05-03-32217