

МОДИФИКАЦИЯ ТРИБОЛОГИЧЕСКИХ СВОЙСТВ УГЛЕРОДНЫХ КОМПОЗИТОВ МЕТОДОМ ЛАЗЕРНОЙ ОБРАБОТКИ ПОВЕРХНОСТИ.

А.Г. Шпенев^{1,*}, П.О. Буковский¹, О.О. Щербакова¹, Т.И. Муравьева¹, В.Н. Андросенко¹,
М.А.Котов¹, Н.Г.Соловьев¹, М.Ю.Якимов¹, А.Ю. Кривошеев²,

¹ Институт проблем механики им. А. Ю. Ишлинского РАН, Москва, 119526, Россия

² ООО «ГМК», Таганрог, 347913, Россия

*kel-a-kris@list.ru

Проведено исследование композитного материала на основе углеродной ПАН ткани и матрицы, полученной методом осаждения из газовой фазы. Образец исследуемого материала был подвергнут обработке лазерным излучением, в результате чего температура его поверхностного слоя кратковременно достигала 2800-3000 °С. Также отдельный образец композита был подвергнут термической обработке при температуре >2000°С. Для подготовленных таким образом композитных образцов были получены коэффициенты трения и изнашивания в паре со стальным и керамическим контртелами. Поверхность композитов после трения была исследована методом сканирующей электронной микроскопии и рентгеноспектральным анализом с целью определения особенностей механизмов трения и изнашивания модифицированных материалов. Установлено, что лазерная обработка значительно улучшает антифрикционные свойства углеродного композита в паре со стальным контртелом (уменьшение коэффициента трения в два раза, уменьшение износа в три раза). Так же выявлено, что лазерная обработка значительно меняет структуру плёнки, образующейся на поверхности трения композитов в паре со сталью. Из её состава исчезает материал контртела, она становится толще и плотнее, полностью покрывая поверхность композита. Это позволяет поверхностной плёнке в большей степени проявлять твёрдосмазочные и противоизносные свойства, улучшая трибологические характеристики композита.

1.Введение. Композитные материалы на основе углеродного волокна и углеродной матрицы находят широкое применение в различных узлах трения [1]. Они отличаются высокой механической прочностью, крайне высокой термостойкостью и химической инертностью. Эти качества обеспечили их широкое применение в качестве фрикционных пар в авиационных тормозах, тормозных системах высокоскоростных поездов и специализированных автомобилей [2]. Однако в последнее время углеродные композиты находят всё более широкое применение в качестве антифрикционных материалов, прежде всего в различных рода уплотнениях [3]. Как показывают исследования, одним из наиболее эффективных способов повышения

трибологических характеристик углеродных композитов является высокотемпературная термообработка. Материалы на основе волокон, подвергнувшихся графитации (при температуре $\sim 3000^{\circ}\text{C}$) демонстрируют большую износостойкость и меньший коэффициент трения [4]. Однако использование графитированного волокна имеет ряд недостатков: оно имеет меньшую прочность, оно более дорого и из него невозможно изготовить конструкционную ткань. Термообработка готового композитного материала ограничена температурами ($2000\text{--}2300^{\circ}\text{C}$), при превышении которых материал катастрофически теряет прочность. Для стальных сплавов подобная проблема может быть решена лазерным поверхностным упрочнением [5]. Отличительной особенностью лазерного воздействия является локальный быстрый нагрев участка поверхности и также быстрое охлаждение за счет теплоотвода во внутренние слои материала. При этом, в отличие от других методов термоупрочнения, обычно не требуется применение охлаждающих сред, так как процесс происходит не в объеме, а в тонком слое на поверхности. Однако для применения этого метода к углеродным композитам необходимо решить следующие проблемы: высокая температура необходимая для термообработки ($2800\text{--}3000^{\circ}\text{C}$), значительно превышающая температуру обработки сталей, и активное окисление углерода воздухом при такой температуре. Из экспериментальных исследований известно, что лазерное излучение ограниченной интенсивности не разрушает поверхность углеродного композита, даже если за счёт длительной экспозиции происходит её сильный нагрев [6]. В данной работе была разработана методика лазерной обработки углеродного композита с целью частичной графитации его поверхностного слоя, проведены трибологические испытания полученных материалов в паре со стальным и керамическим контртелом. После испытаний проведено исследование поверхности трения методами СЭМ с целью выявления механизмов влияния лазерной обработки на процесс трения и изнашивания композитного материала.

2. Исследуемые трибологические композиты. В работе были исследованы серийные композиты производства ПАО «ГМК», г. Таганрог, на основе углеродной матрицы, армированной углеродной тканью. В качестве армирующей ткани в материалах использовалась углеродная ткань на основе ПАН волокна саржевого переплетения. Тканевый препрег, пропитанный полимерным связующим, после прессования подвергался первичной термообработке. В процессе термообработки полимер разлагался до углерода, после чего получившаяся заготовка подвергалась уплотнению методом осаждения углерода из газовой фазы. После композит подвергался финальной термообработке при температуре $\sim 1000^{\circ}\text{C}$ (материал Хардкарб-ТП) или при температуре $\sim 2000^{\circ}\text{C}$ (материал Хардкарб-ТПГ). Из композитов были изготовлены образцы в форме цилиндров диаметром 40 мм и высотой 30 мм, со слоями ткани, параллельными основанию, основание образца из материала Хардкарб-ТП было подвергнуто обработке лазерным излучением (табл. 1).

Таблица 1. Виды исследуемых композитов и особенности их изготовления.

Номер образца	Название композита	Температура финального отжига композита
1	Хардкарб-ТП	Карбонизация $T < 1000\text{ }^{\circ}\text{C}$
2	Хардкарб-ТПГ	Графитация $T > 2000\text{ }^{\circ}\text{C}$
3	Хардкарб-ТП+лазер	Карбонизация $T < 1000\text{ }^{\circ}\text{C}$, обработка лазерным излучением

На рис. 1 представлен спектр открытой пористости поверхности материала Хардкарб-ТП (композит без термообработки) полученный методом эталонной контактной порометрии с использованием октана и воды [7]. Из этого графика следует, что поверхность материала отличается высокой гигроскопичностью, так как кривая спектра для воды лежит выше кривой октана. Это в свою очередь обуславливает пониженный коэффициент трения данной серии материалов [8] так как углерод проявляет свои антифрикционные свойства (прежде всего низкий коэффициент трения) в присутствии влаги. Так же из графика на рис. 1 следует, что основная масса пор имеет размеры в 1..50 мкм, а общая (интегральная) открытая пористость равна 8% для октана и 14% для воды.

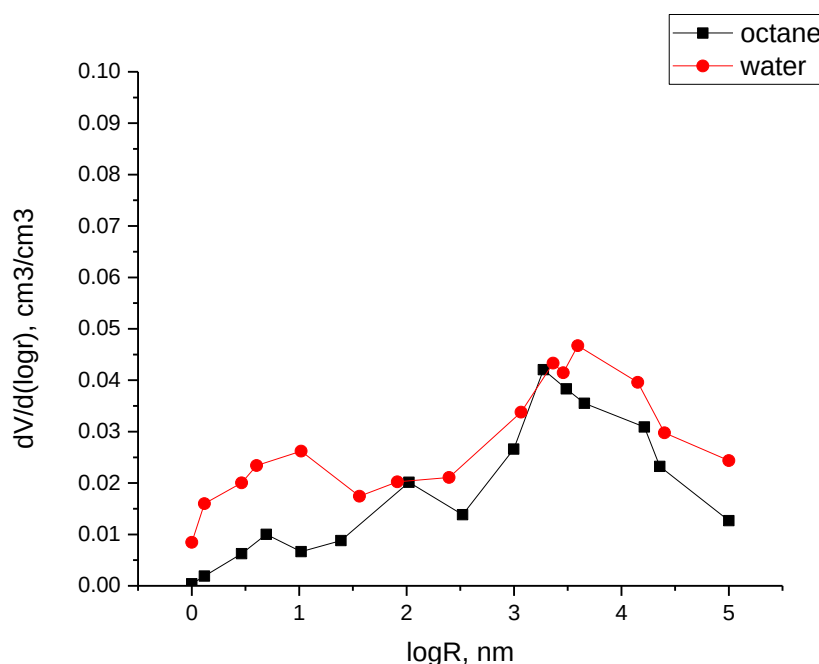


Рисунок 1 – Дифференциальные кривые распределения приведённых радиусов пор по октану (■) и воде (●) материала Хардкарб-ТП в логарифмическом отображении.

3. Параметры лазерной обработки углеродного композита. Необходимые параметры лазерной термической обработки материала, такие как мощность греющего лазерного излучения, распределение интенсивности излучения в пятне на поверхности материала, а также скорость движения пятна излучения по поверхности, определялись методом решения нестационарной задачи теплопроводности для анизотропного полупространства. Было проведено моделирование распределения температур вглубь материала, создаваемое пятном лазерного излучения, движущегося по поверхности композитного образца. Задача была решена с помощью программного пакета математического моделирования процессов теплопереноса ComsolMultiphysics [9], с использованием интерфейса «Heattransferinsolids». Методика компьютерного моделирования была разработана авторами в работе [10].

При постановке задачи использовались следующие характеристики материала: теплоёмкость $C_p = 710 \text{ Дж/(кг}\cdot\text{K)}$, плотность $\rho = 1280 \text{ кг/м}^3$, теплопроводность параллельно волокнам $\lambda_{||} = 35 \text{ Вт/(м}\cdot\text{K)}$, теплопроводность перпендикулярно волокнам $\lambda_{\perp} = 4 \text{ Вт/(м}\cdot\text{K)}$. В расчетах использовались стандартные зависимости теплоемкости, плотности и теплопроводности от температуры в диапазоне $0..3000 \text{ }^{\circ}\text{C}$ [11]. Определялись условия необходимые для лазерного нагрева поверхности образца до температуры $2800\text{-}3000 \text{ }^{\circ}\text{C}$.

На поверхностях цилиндрического образца использовались следующие граничные условия. На нижнем основании – условия теплоотвода при постоянной температуре $27 \text{ }^{\circ}\text{C}$. На боковой поверхности цилиндра – условия принудительной конвекции со скоростью 2 м/с , моделирующие течение защитного газа аргона вдоль поверхности цилиндра. На обрабатываемой поверхности (верхнее основание цилиндра) установлены условия принудительной конвекции защитного газа со скоростью 10 м/с (газ подается коаксиально лазерному лучу). Для моделирования лазерного нагрева непосредственно на поверхности задавалось перемещающееся по окружности распределение источников тепла в форме функции, близкой к распределению интенсивности лазерного излучения в пятне облучения на поверхности материала. Коэффициент поглощения лазерного излучения на длине волны $\lambda = 1,08 \text{ мкм}$, также как и коэффициент теплового излучения поверхности в широком диапазоне длин волн инфракрасного излучения, считался равным $\varepsilon = 0,9$. Зависимости коэффициентов поглощения и излучения от длины волны и температуры не учитывались по причине их слабого влияния на распределение температуры в пятне. Высокие значения коэффициентов поглощения и излучения, близкие к единице, были обусловлены как свойствами материала, так и эффектом увеличения пористости поверхности при нагреве до высоких температур лазерным излучением [12, 13]. Модельное распределение с учетом параметров излучения оптоволоконного иттербиевого лазера Raycus RFL-C6000 [14], с помощью которого осуществлялась обработка, по аналогии с работой [10] описывалось формулой:

$$I(r) = I_0 \cdot e^{-2\left(\frac{r}{r_0}\right)^{10}}, \quad (1)$$

где I_0 – максимальная интенсивность лазерного излучения (3550 Вт/см^2), r_0 – характерный радиус пятна ($r_0 = 1,5 \text{ мм}$). Согласно результатам моделирования, зона разогрева свыше 2800°С имеет диаметр $1,1 \text{ мм}$ и глубину 50 мкм . Полученное распределение температуры вглубь материала в пятне нагрева в сечении вдоль направления обработки показано на рисунке 2.

По результатам решения нестационарной задачи теплопроводности определялись параметры лазерной термообработки для достижения требуемой температуры обработки в диапазоне $2800\text{--}3000^\circ\text{С}$. При подборе параметров варьировались значения диаметра пятна лазерного излучения, мощности излучения и скорости прохождения пятна по поверхности обрабатываемого материала. В результате были подобраны следующие параметры: радиус пятна $r_0 = 1,5 \text{ мм}$, скорость движения пятна по поверхности 5 мм/с , мощность лазерного излучения на поверхности материала $P = 200 \text{ Вт}$ (непрерывного излучения).

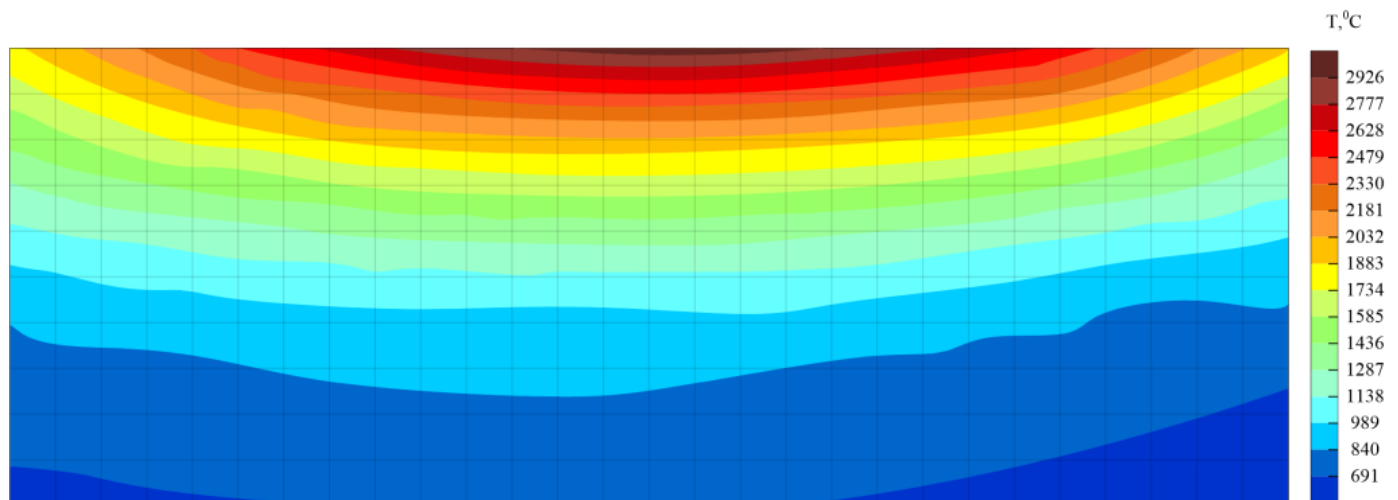


Рисунок 2. Установившееся распределение температуры вглубь образца в процессе обработки излучением мощностью $P = 200 \text{ Вт}$ со скоростью обработки 5 мм/с и радиусом пятна $r_0 = 1,5 \text{ мм}$. Размер области $2,8 \times 1 \text{ мм}^2$, шаг сетки $0,1 \text{ мм}$. Время после начала обработки 7 с . Направление движения пятна слева направо.

Следует учитывать, что при моделировании тепловыделение и распределение источников тепла задавалось в тонком слое на поверхности обрабатываемого материала. В действительности из-за диффузии лазерного излучения в поры на поверхности материала поглощение излучения происходит не строго на поверхности, а в некотором слое материала конечной толщины порядка нескольких характерных диаметров пор ($\approx 10 \text{ мкм}$). По этой причине при прочих равных условиях можно считать, что реальная глубина прогрева до максимальной температуры, а также толщина модифицированного слоя будет больше – около 100 мкм . В соответствии с полученными результатами моделирования необходимости осуществления максимально равномерной

термообработки поверхности образца, траектория движения пятна лазерного излучения по поверхности образца задавалась в виде архимедовой спирали с шагом между проходами 0,8 мм и шириной зоны перекрытия соседних областей нагрева свыше 2800 °С около 0,25 мм. В процессе обработки использовался квазинепрерывный режим работы лазера в виде последовательности импульсов с высокой частотой повторения. Импульсная мощность лазера устанавливалась 800 Вт, частота повторения импульсов 5 кГц, длительность импульсов 50 мкс. Средняя по времени мощность лазерного излучения на поверхности материала при этом составляла 200 Вт. В процессе обработки температура в пятне обработки контролировалась оптическим пирометром через небольшое отверстие в верхнем подвижном корпусе защитной камеры.

4. Реализация процесса лазерной обработки в среде защитного газа

Для осуществления нагрева образца до высоких температур без окисления материала необходимо проводить нагрев в защитной атмосфере без кислорода. С этой целью была разработана и изготовлена камера, обеспечивающая продувку защитного газа вокруг образца, предотвращающая окисление образца в процессе нагрева. Камера состояла из двух частей, неподвижной и подвижной, показанных на рисунке 3.

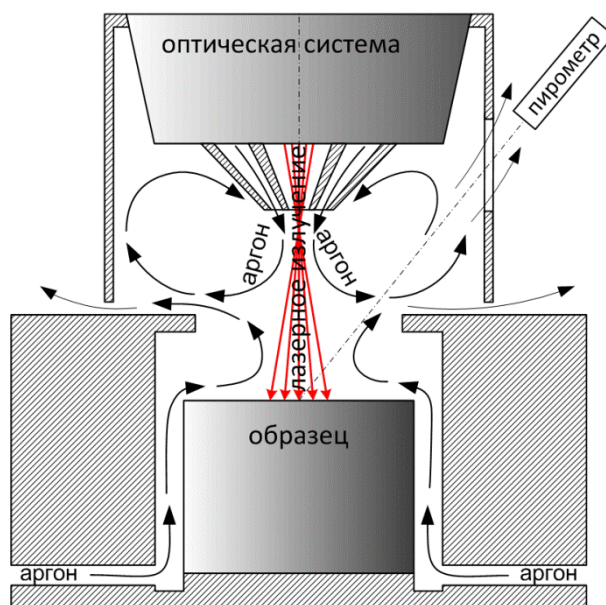


Рисунок 3. Схема циркуляции защитного газа аргона вокруг образца в процессе лазерной обработки. Аргон подается снизу вверх вокруг боковой поверхности образца и сверху вниз на обрабатываемую поверхность коаксиально потоку лазерного излучения, показанному красными стрелками. Направления потоков защитного газа показаны черными стрелками.

В нижней неподвижной части камеры аргон принудительно подавался от нижней поверхности образца, находящейся в тепловом контакте с охлаждаемой поверхностью основания камеры, заполняя узкое пространство между образцом и корпусом камеры инертным газом, который свободно выходил через тонкий зазор между верхней и нижней частями камеры. Зазор

был также необходим для разделения движущейся по траектории обработки верхней части камеры от неподвижной нижней части с закрепленным в ней образцом. Чтобы предотвратить проникновение кислорода с воздухом сверху, защитный газ также подавался в верхнюю часть камеры коаксиально лазерному лучу. Таким образом, обеспечивалась обработка, исключающая доступ кислорода к обрабатываемой поверхности из окружающего воздуха. Для избавления пространства вокруг образца и пор на поверхности от воздуха предварительно, до начала обработки, включалась подача защитного газа с избыточным давлением 1 атм. Из-за высокой температуры нагрева поверхности образца после окончания обработки защитный газ продолжал подаваться до полного остывания образца.

5. Методика трибологических испытаний

Испытания по определению коэффициента трения и износостойкости композитов проводились в режиме сухого трения по схеме кольцо-диск (рис. 4). Условия испытаний: нагрузка $F = 150$ Н, скорость скольжения $V = 0,5$ м/с. В качестве контртела использовались два типа материала: закаленная сталь ШХ15 ($HRC = 61,5 \pm 1,5$) и керамика на основе карбида кремния ($HRC = 92,5 \pm 1,5$). Износ композитов измерялся до и после эксперимента при помощи встроенного в трибометр датчика линейного сближения образцов. Для достижения достоверных результатов проводили трехкратное повторение эксперимента длительностью 3 часа, затем по методу среднеквадратичного отклонения вычисляли средние значения и доверительный интервал на участках, соответствующих установившемуся режиму трения. Таким образом, суммарный износ в установившемся режиме для каждого образца превышал 50 мкм, что говорит о том, что реальная глубина лазерной обработки поверхности гарантировано превышает эту величину.

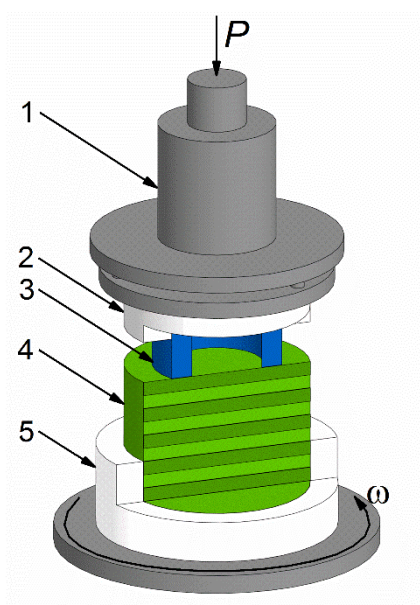


Рисунок 4. Принципиальная схема трибологических испытаний.

1 – самоустанавливающийся держатель, 2 – оснастка для крепления контртела, 3 – контртело, 4 – углеродный диск, 5 – оснастка для крепления диска.

6. Результаты трибологических испытаний.

На рис. 5 представлены зависимости интенсивности изнашивания и коэффициента трения от типа контртела (сталь и керамика)

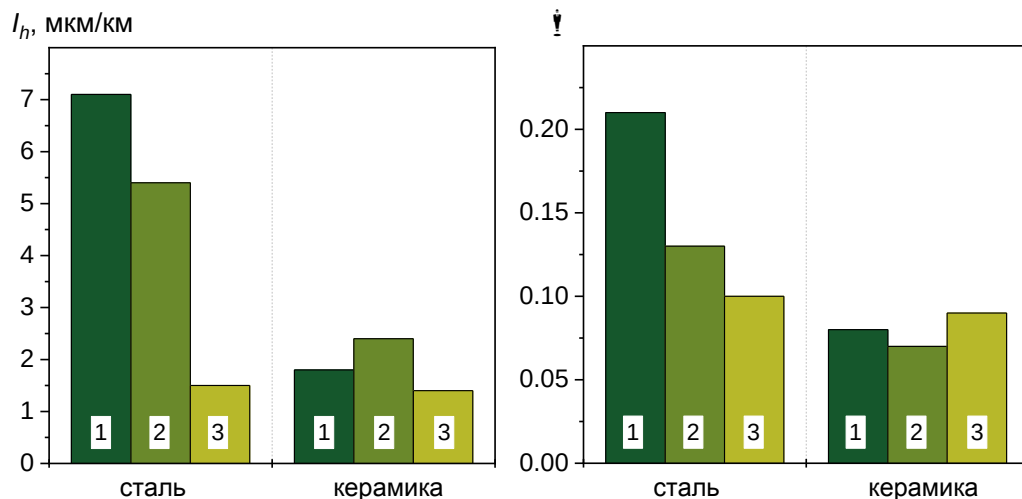


Рисунок 5. Зависимость интенсивности изнашивания (слева) и коэффициента трения (справа) от материала контртела (сталь, керамика): 1. Хардкарьб-ТП; 2. Хардкарьб-ТПГ; 3. Хардкарьб-ТП после лазерной обработки.

Из диаграмм, представленных на рисунке 5 видно, что термообработка значительно улучшает трибологические характеристики углеродного композита в паре со стальным контртелом (уменьшается коэффициент трения и увеличивается износостойкость). Характеристики материала в паре с керамическим контртелом практически не зависят от термообработки и остаются стабильно высокими [15]. При этом материал, обработанный лазерным излучением, в паре со сталью демонстрирует результаты, сравнимые с таковыми в паре с керамикой. Износ контртел в процессе экспериментов составил ничтожную величину, не отличимую от нуля на временном масштабе проведённых испытаний

7. Структура поверхности трения композита. Как было показано в предыдущем параграфе, температурная модификация оказывает значительное влияние на фрикционные параметры исследованных материалов в паре со стальным контртелом. Известно, что разница в трибологических характеристиках углеродных композитов во многом определяется формирующейся на их поверхности трения плёнкой вторичных структур [16, 17]. С целью выявления механизмов этих изменений было проведено исследование поверхности трения образцов после испытаний в паре со сталью методом сканирующей электронной микроскопии. На рис. 6 представлена поверхность исследованных образцов после соответствующих испытаний.

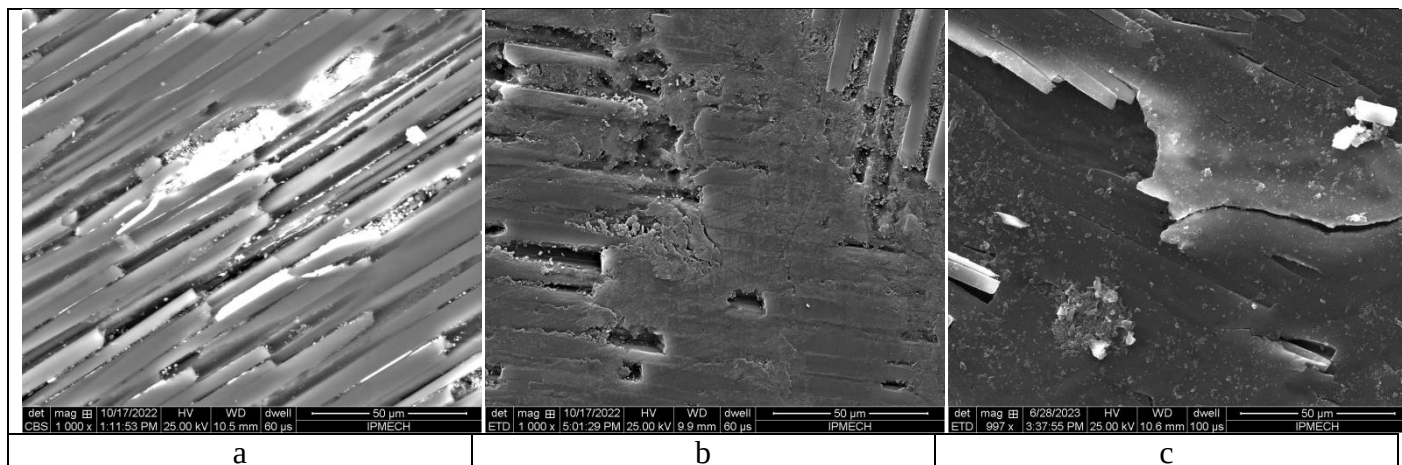


Рис. 6. СЭМ – изображения поверхности трения углеродных композитов с пленкой продуктов износа после трибологических испытаний в паре со стальным контртелом. 1 – ТП (а); 2 – ТПГ (б); 3 – ТП+лазер (с);

На картинке чётко видна разница в количестве и структуре поверхностной плёнки. Плёнка на образце, обработанном при низкой температуре (Хардкарб-ТП, рис. 6а) практически отсутствует, плёнка на материале, отожжённом при высокой температуре (Хардкарб-ТПГ, рис. 6б), присутствует фрагментарно, не покрывая поверхность трения целиком. На обработанном лазером образце (рис. 6в) плёнка лежит плотным слоем, практически полностью закрывая неоднородность структуры композита (волокна и матрицы). Также на снимках видно различие в структуре плёнке между образцами 2 и 3 (на первом образце плёнки практически нет). Плёнка на образце Хардкарб-ТПГ (рис. 6б), имеет множество трещин, а также явно меньшую толщину по сравнению с плёнкой на образце, обработанном лазером (рис. 6в). Также значительно отличается состав поверхностной плёнки. На рис. 7 показаны характерные участки поверхности трения композитов с указанием областей, в которых был сделан химический анализ плёнки после трения в паре со стальным контртелом. В таблице 2 указаны соотношения элементов в указанных на рис. 7 областях.

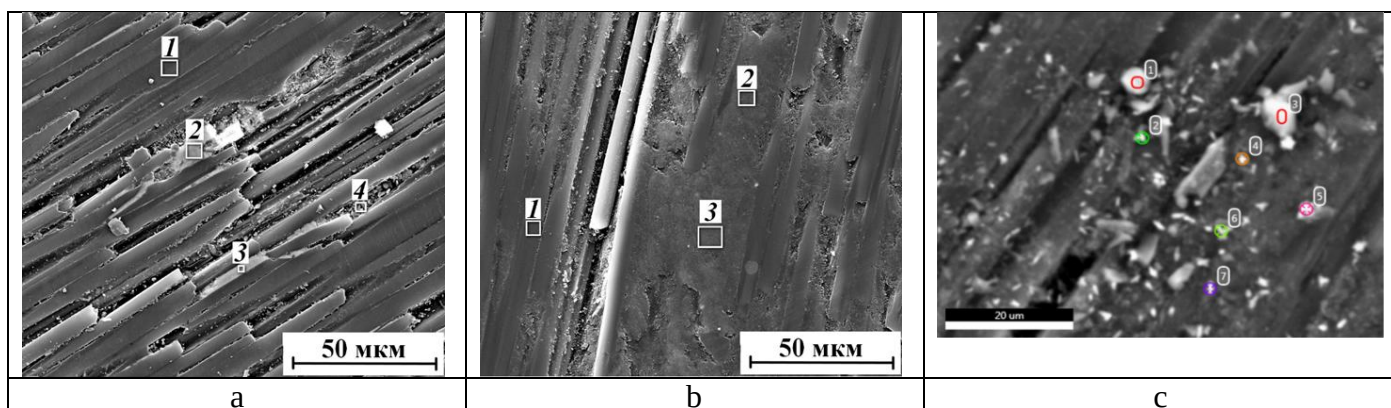


Рис. 7. СЭМ-изображение поверхности образцов после трибологических испытаний со стальным контртелом (во вторичных электронах), с указанием областей химического анализа. 1 – ТП (а); 2 – ТПГ (б); 3 – ТП+лазер (с);

Таблица 2. Химический состав поверхности образцов после трибологических испытаний со стальным контртелом.

№ образца	Исследуемые участки	Содержание элементов, % масс			
		C	O	Cr	Fe
1	1	80,09	19,87	0,01	0,03
	2	11,90	29,56	6,90	51,64
	3	47,72	30,19	2,44	19,65
	4	34,08	35,19	3,46	27,27
2	1	75,22	24,75	0,01	0,02
	2	76,58	18,96	0,66	3,81
	3	75,40	20,62	0,66	3,32
3	1	73,39	26,61	-	-
	2	78,46	21,36	-	-
	3	75,31	24,69	-	-

Хотя заметный износ контртел в процессе испытаний не был зарегистрирован, поверхность образцов 1 и 2 содержит следы элементов контртела (железа и хрома) в то время как поверхность третьего образца (модифицированного лазером) содержит только углерод (основа композита) и кислород, абсорбированный в процессе трения при повышенной температуре на воздухе. Это говорит о том, что при трении материалов 1 и 2 (не обработанных лазером) присутствует массоперенос с поверхности контртела при трении, сопровождающийся изменением его поверхности, что в свою очередь разрушительно действует на поверхностную плёнку композита. Следует отметить, что керамическое контртело, обладающее значительно более высокой твёрдостью ($HRC = 92,5 \pm 1,5$ против $HRC = 61,5 \pm 1,5$ у стали), менее подвержено изменениям в процессе трения. Поэтому лазерная обработка поверхности композита, как и термообработка в общем, практически не влияет на трибологические свойства композита в паре с керамическим контртелом. Подробнее о влиянии контртела на трение и износ подобных композитов и его механизмах можно прочитать в [15].

8. Выводы

Углеродные композиты имеют широкие перспективы применения в качестве антифрикционных трибологических материалов за счёт своей высокой термостойкости и химической инертности. Определяющее значение на процесс трения и изнашивания этих материалов оказывает плёнка частиц износа, формирующаяся на поверхности трения. При этом одним из наиболее технологичных и эффективных инструментов управления формированием этой плёнки (и как следствие снижения коэффициента трения и износа) является термообработка композита или отдельных его компонентов. Однако термообработка в наиболее эффективном диапазоне температур ($2800^{\circ}\text{C} - 3000^{\circ}\text{C}$) не может быть использована для композита целиком по причине потери механических свойств. Локальная термообработка рабочей поверхности может

быть осуществлена лазерным излучением в защитной атмосфере, что позволяет осуществить нагрев поверхностного слоя материала толщиной около 100 мкм до температуры более 2800⁰С. При этом значительную роль в процессе модификации трибологических свойств углеродных композитов играет пористость поверхностиматериала. Пores с одной стороны задерживают частицы износа [4, 8] и удерживают влагу на поверхности трения, а с другой стороны позволяют глубже проникать лазерному излучению, увеличивая толщину модифицированного слоя. Экспериментально доказанная глубина изменения трибологических свойств материала превышает 50 мкм. Обработанный таким методом материал демонстрирует значительное улучшение трибологических свойств в паре со стальным контртелом(уменьшение коэффициента трения в два раза, уменьшение износа в три раза).Это достигается за счёт увеличения толщины и плотности плёнки продуктов износа на поверхности трения и изменения её состава по причине прекращения массопереноса с поверхности контртела. В паре с керамическим контртелом термообработка мало влияет на трибологические свойства композита, однако именно сталь гораздо более распространена в качестве пары трения с антифрикционными материалами в реальныхтрибосопряжениях, что придаёт полученным результатам высокое практическое значение.

Благодарности

Авторы выражают благодарность ООО «ГМК», г. Таганрог, за предоставленные образцы композитных материалов. Авторы выражают благодарность ИФФТ РАН им. Ю.А. Осипьяна за предоставленные образцы высокопрочной керамики.

Финансирование

Работа выполнена при финансовой поддержке РНФ (грант № 19-19-00548-П).

Литература.

1. Sarower K., Chowdhury A.S., Sazzad H.A., Imtiaz A.C., Faiz A. Review of the developments in composite materials over the last 15 years // Reference Module in Materials Science and Materials Engineering. 2023
2. Cheng H., Xue N.J., Hou W.Q. The application and development of carbon/carbon composites in aircraft and high-speed train braking systems // Carbon. – 2020 (184), 30–33.
3. Lu, F.; Lu, L.; Liu, J.; Pang, X.; Song, C. Tribological Properties and Wear Mechanism of C/C Composite Applied in Finger Seal. Machines 2023, 11, 176.
4. Bukovskiy, P.O., Morozov, A.V., Kulakov, V.V. et al. High-Temperature Tribotechnical Properties of Carbon–Carbon Friction Composites. J. Frict. Wear 43, 322–329 (2022).
5. А.Г. Григорьянц, А.Н. Сафонов. Основы лазерного термоупрочнения сплавов. – М.: Высш. шк., 1988. – 159 с. ISBN 5-06-001208-5.
6. Al-Sulaiman, F. &Yilbas, Bekir. Lasertreatmentof a carbon/carbonreinforcedcomposite. Lasers in Engineering. (2005). 15. 119-127.
7. Y. M. Volkovich, A. V. Sakars, A. A. Volinsky. Applicationofthestandartporosimetrymethodfornanomaterials. Int. nanotechnology, vol. 2, №3, 2005, pp. 292-302.

8. И.Г. Горячева, А.Г. Шпенев, П.О. Буковский, О.О. Щербакова, Т.И. Муравьева, А.Ю. Кривошеев, А.В. Каледин, С.Л. Шикунов, В.Н. Курлов. Трибологические свойства углеродного тканевого композита при разном расположении ткани к поверхности трения. // Трение и износ, 2023, принято в печать.
9. <https://www.comsol.ru/> , дата обращения 19.07.2023.
10. Андросенко В.Н., Якимов М.Ю. Параметры лазерной поверхностной термообработки углерод-углеродного композиционного материала // Механика и моделирование материалов и технологий. Сборник трудов Секции Международной молодёжной научной конференции «XLVII Гагаринские чтения» 20-23 апреля 2021, Москва, ИПМех РАН, 2021. (164 с.) с. 11–14 . ISBN 978-5-91741-261-0 EDN QYWHWB.
11. Shpenev, A.G. The Influence of the Thermoelastic Instability on the Wear of Composite Brake Discs. J. Frict. Wear 42, 30–37 (2021). <https://doi.org/10.3103/S1068366621010104>
12. Андросенко В.Н., Якимов М.Ю. Влияние лазерного нагрева на оптические характеристики углеродных материалов // Лазеры в науке, технике, медицине", том 33, 2023 г, с. 182-186.
13. Андросенко В. Н., Якимов М. Ю. Влияние оптических характеристик поверхности образца УУКМ на условия лазерной термической обработки // Сборник тезисов работ международной молодёжной научной конференции XLVIII Гагаринские чтения. — Издательство Перо Москва: 2022. — С. 519–520.
14. <https://пайкус.рф/product/raycus-rfl-c6000> // 19.07.2023.
15. О.О. Щербакова, П.О. Буковский, Т.И. Муравьева, А.Г. Шпенев, А.Ю. Кривошеев, А.В. Каледин, С.Л. Шикунов, В.Н. Курлов. Исследование влияния материала контртела на трибологические характеристики углеродных композитов на основе тканевых препрегов // Поверхность, 2023, Принято в печать
16. Shpenev A.G., Muravyeva T.I., Shkalei I.V., Bukovskiy P.O. Influence of the Surface Film (Third Body) on the Friction and Wear Process of Carbon-Fiber Composites // Journal of Surface Investigation. – 2022 (16), № 3, 397–401
17. Hua Su, Chuding Zhang, Shan Sun. Research on the wear model of carbon/carbon composite finger seal // Wear, Vol. 476, 2021, 203682