

М. Чандрасекар^{a}, Р. М. Шахрозе^b, Т. Сентмутукумар^c, К. Сенткумар^{d*},
М. Р. Ишак^d, Н. Раджини^e, С. Сенгчин^{e*}*

*^aSchool of Aeronautical Sciences, Hindustan Institute of Technology & Science, Padur,
Kelambakkam, Chennai - 603103, Tamil Nadu, India*

*^bDepartment of Aerospace Engineering, Faculty of Engineering, University Putra Malaysia,
43400 UPM Serdang, Selangor, Malaysia*

*^cDepartment of Mechanical Engineering, Kalasalingam Academy of Research and Education,
Krishnankoil-626126, Tamil Nadu, India*

*^dDepartment of Mechanical Engineering, Francis Xavier Engineering College, Tirunelveli
627003, Tamilnadu, India*

*^eAerospace Malaysia Research Centre (AMRC), Tower block, Level 7, Faculty of Engineering,
University Putra Malaysia, Serdang 43400, Selangor, Malaysia*

*^eDepartment of Materials and Production Engineering, The Sirindhorn International Thai-
German Graduate School of Engineering (TGGS), King Mongkut's University of Technology
North Bangkok, 1518 Wongsawang Road, Bangsue, Bangkok 10800, Thailand*

ВЛИЯНИЕ НАПОЛНИТЕЛЯ СИЛИКАГЕЛЬ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ, ТЕРМИЧЕСКИЕ И ФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИТА НА ОСНОВЕ ЛЬНЯНЫХ ВОЛОКОН И ЭПОКСИДНОЙ СМОЛЫ¹

M. Chandrasekar^{}, R. M. Shahroze, T. Senthilmuthukumar, K. Senthilkumar^{*},
M. R. Ishak, N. Rajini, S. Siengchin^{*}*

INFLUENCE OF A SILICA AEROGEL FILLER ON THE MECHANICAL, THERMAL, AND PHYSICAL PROPERTIES OF FLAX/EPOXY COMPOSITE

Keywords: flax/epoxy composite, silica aerogel, tension, flexure, water absorption, water contact angle measurements

The influence of Maerogel (MA) on the material properties of the flax fiber reinforced epoxy composites has been investigated. The composites were fabricated using the hot press molding method with incorporation of MA, a kind of silica aerogel derived from the rice husk ash. The effect of different MA concentrations on the thermal, mechanical, and physical properties of flax/epoxy composites was investigated.

^{*}Автор, с которым следует вести переписку: kmsenthilkumar@klu.ac.in,
suchart.s.pe@tggs-bangkok.org, chandrasekar.25j@gmail.com

Corresponding author: kmsenthilkumar@klu.ac.in, suchart.s.pe@tggs-bangkok.org,
chandrasekar.25j@gmail.com

¹Перевод с англ.

Ключевые слова: композит эпоксидный с волокнами льняными, силикагель, растяжение, изгиб, водопоглощение, измерения угла смачивания краевого

Исследовано влияние разного содержания силикагеля Maerogel (МА) на термические, механические и физические свойства эпоксидных композитов, армированных льняными волокнами. Композиты изготовили методом горячего прессования с добавлением МА, разновидности силикагеля, полученного из золы рисовой шелухи.

Введение

Композиты, армированные натуральными волокнами (КАНВ), состоят из натуральных волокон и гидрофобной матрицы. Согласно данным ранее проведенных исследований введение наполнителей в матрицу КАНВ способствовало значительному увеличению ее механических характеристик и влагостойкости [1—5]. Изменения связаны с присущими наполнителям качествами, в силу которых они служат связующим агентом волокон с матрицей, улучшающим характеристики межповерхностного сцепления. Обычно используемые наполнители — углеродные нанотрубки (УНТ), графен, наноглина, целлюлоза, экстрагированная из натуральных волокон/древесной муки, и силикагель. Предмет исследования настоящей работы — влияние силикагеля марки Maerogel (МА), извлекаемого из рисовой шелухи силикатно-натриевым методом [6]. МА имеет мезопористую структуру, аналогичную структуре коммерческого силикагеля (тетраэтилортосиликат), и обладает лучшими характеристиками. Это можно объяснить низкой плотностью, большими теплопроводностью и удельной площадью МА, чем коммерческого силикагеля [7].

Результаты недавних исследований показали, что введение МА в полимерную матрицу улучшает механические свойства получаемого композита. В [8] наблюдали, что добавление 2% по массе МА в эпоксидную матрицу композита с волокнами кенафа наибольшим образом увеличило его прочность и модуль упругости при изгибе. Предел текучести и прочность при сжатии эпоксидных нанокомпозитов возросли на 28 и 90% при введении гибридного наполнителя (микросфер и силикагеля) в соотношении 1:1 и 5:1 соответственно [9]. В [10] установили, что введение МА до 2,5% по массе в эпоксидную матрицу увеличивает ее прочность и модуль упругости при изгибе. Также наблюдали, что добавление УНТ—МА в количестве 2% по массе увеличивает прочность и модуль упругости при изгибе на 8 и 11% соответственно.

Обзор литературы позволяет сделать вывод о том, что исследования по использованию МА в качестве наполнителя ограничены. Механические, термические и физические свойства гибридного композита, армированного натуральными волокнами и МА, также не изучены. В настоящей работе для изготовления гибридных композитов в эпоксидную смолу в

разном количестве диспергировали МА; затем смолу выливали в формы с уложенными в них льняными волокнами и исследовали механические, термические, водопоглощающие свойства композитов, а также определяли краевой угол смачивания.

1. Эксперимент

1.1. Материалы. В качестве арматуры использовали льняные волокна Biotex, поставляемые компанией Easy Composites (Великобритания), в виде однонаправленных лент. В качестве связующего для композитов использовали эпоксидную смолу DER 331 и отвердитель 903-3S, закупленные у компании MZI Supplies (Малайзия). Наполнитель из силикагеля (размер частиц 20—50 нм) с коммерческим названием «Maerogel» (МА) закупили у компании Maerotech Sdn Bhd (Малайзия).

1.2. Методы. Композиты изготавливали горячим прессованием под давлением. Предварительно пресс-форму обрабатывали путем распыления антиадгезива для облегчения извлечения из нее образцов композита. Жгуты льняных волокон разрезали на куски длиной 150 мм. Наполнитель МА диспергировали в эпоксидную смолу с помощью механической мешалки со скоростью 500 об/мин в течение 30 мин. В табл. 1 приведены данные о составе и массовом содержании составляющих композита. Отвердитель добавляли в смесь смолы с МА в соотношении 2:1 и перемешивали деревянной палочкой. Волокна, пропитанные связующим, помещали в пресс-форму для горячего прессования с постоянной температурой 105 °С и давлением 20 МПа. По завершении прессования композит извлекали из пресс-формы, охлаждали до комнатной температуры и разрезали на куски разных размеров для испытаний.

1.3. Определение характеристик. *1.3.1. Термогравиметрический анализ (ТГА).* Термическую стабильность композитов предсказали с использованием термогравиметрического анализатора (Mettler Toledo) в диапазоне температур 30—700 °С со скоростью нагревания 10 °С/мин при продувке азотом 60 мл/мин. Перед анализом образцы композитов хранили в вакуумном эксикаторе.

1.3.2. Дифференциальная сканирующая калориметрия (ДСК). Примерно 15 мг образца нагревали от комнатной температуры до 120 °С со скоростью

Табл. 1

Композиты и содержание составляющих

Композит	Содержание волокон	Смола	Силикагель
	% по массе		
F1	30	70	—
F2	30	69,5	0,5
F3	30	69	1
F4	30	68	2

5 °С/мин и рассчитывали удельную теплоемкость композитов с помощью экзотермических кривых термограмм ДСК.

1.3.3. *Испытания на растяжение* по стандарту ASTM D3039 проводили на универсальной испытательной машине INSTRON 3382 [11]. Испытали по пять образцов каждой конфигурации размером 120×20×3 мм с измерительной длиной 50 мм при скорости перемещения траверсы 1,27 мм/мин.

1.3.4. *Испытание на изгиб* выполнили по стандарту ASTM D790 [12] для определения прочности и модуля упругости. Испытания на трехточечный изгиб проводили на той же испытательной машине со скоростью перемещения траверсы 2 мм/мин. По результатам испытаний пяти образцов размером 127×12,7×3 мм определили средние значения изгибных характеристик композита.

1.3.5. *Водопоглощение*. Характеристики водопоглощения композита с эпоксидной матрицей, армированной льняными волокнами, с наполнителем МА и без него исследовали по стандарту ASTM D570 [13]. Перед погружением в дистиллированную воду измерили сухую массу композитных образцов. Затем в разные моменты времени t вплоть до насыщения измеряли влажную массу образцов. Массу поглощенной влаги вычислили по формуле

$$\text{Прирост массы (\%)} = \frac{W_w - W_D}{W_D} \cdot 100,$$

где W_D и W_w — сухой и влажный вес (в момент времени t) соответственно погруженного образца.

1.3.6. *Краевой угол смачивания* α измеряли на образцах размером 20×200×3 мм с помощью прибора DataPhysics Instrument GmbH (Германия). На каждый образец с помощью микрошприца помещали каплю воды комнатной температуры объемом ~ 6 мкл. Измерения краевого угла смачивания выполняли от 5 до 10 раз для каждого образца и определяли средние значения.

2. Результаты и обсуждение

2.1. Термогравиметрический анализ. Термическую стабильность композитов на основе эпоксидной смолы, армированной льняными волокнами, с разным массовым содержанием силикагеля исследовали с помощью термогравиметрического анализа. На рис. 1 показаны исходная (а) и продифференцированная (б) термограммы композитов, свидетельствующие о том, что все композиты следовали схожей тенденции деградации. Деградация композитов монотонно возрастала вплоть до ~ 310 °С, после чего заметно ускорялась и продолжалась вплоть до окончательной деградации композитов при ~ 465 °С. Значения температуры точки перегиба термограмм, соответствующей максимальной скорости деградации композитов, приведены в табл. 2, а в табл. 3 — значения потери массы композитов при разной температуре.

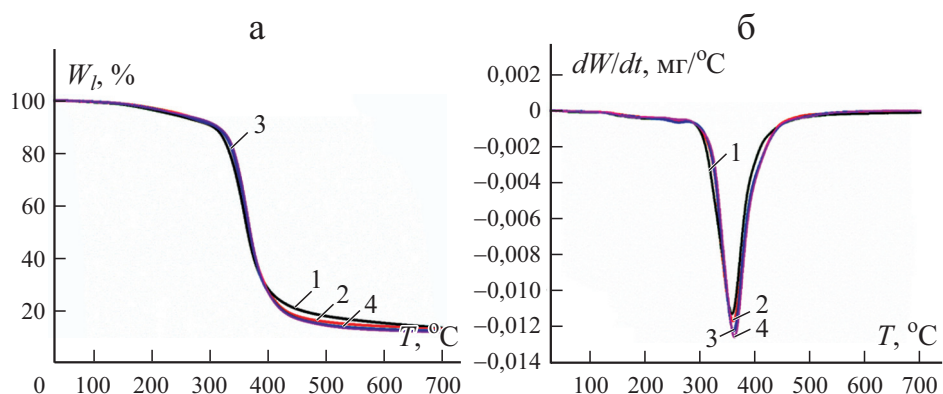


Рис. 1. Исходная (а) и продифференцированная (б) термограммы эпоксидных композитов с льняными волокнами F1 (1), F2 (2), F3 (3), F4 (4) и разным содержанием силикагеля.

Значительную потерю массы можно объяснить разложением ароматических групп эпоксидной смолы и целлюлозных групп льняных волокон [14]. Все композиты продемонстрировали двухступенчатую потерю массы: начальная потеря массы композитов происходила в диапазоне температур от 90 до 250 °С, что можно связать с испарением адсорбированной влаги, удалением гемицеллюлозы и деградацией углеводов; вторая стадия — при температурах от 200 до 450 °С, на которой происходило разложение компонентов льняных волокон (целлюлозы при температуре выше 350 °С и лигнина — выше 380 °С) и эпоксидной смолы [15]. Влага с поверхности волокон в композитах испарялась при температуре от 35 до 100 °С. Хорошо известно, что гемицеллюлоза легко разлагается и в диапазоне температур от 200 до 300 °С. Деградация в интервале температур от 300 до 450 °С связана с разложением целлюлозы, лигниновых компонентов льна и эпоксидных цепей, причем на этой стадии имела место максимальная потеря массы [16, 17]. Данные табл. 2 и 3 свидетельствуют о том, что введение силикагеля повысило температуру разложения, т.е. улучшило термическую стабильность ком-

Табл. 2

Значения температуры деградации T_d и остаток композитов с наполнителем МА и без него

Композит	T_d , °С			Остаток, %
	Начало	Точка перегиба	Окончание	
F1	330,63	359,00	386,61	13,99
F2	331,87	358,17	394,05	13,83
F3	332,02	361,33	394,58	12,81
F4	335,26	364,50	395,03	12,51

Табл. 3

Потеря массы льняных композитов с силикагелем при разной температуре

Композит	T (°C) при потере массы								
	5%	10%	20%	30%	40%	50%	60%	70%	80%
F1	231,50	305,17	333,33	346,00	355,67	364,33	375,17	395,33	465,50
F2	246,67	311,33	339,17	350,00	359,00	367,50	377,83	394,83	432,83
F3	241,00	308,67	339,33	350,50	359,17	367,17	377,00	393,17	428,00
F4	243,00	312,67	341,33	352,33	360,67	368,50	378,00	393,50	426,67

позитов. При наибольшем процентном содержании силикагеля в композите температура точки перегиба термограмм, соответствующая максимальной скорости деградации, возросла с 359 до 364,5 °C. Повышенная термическая стабильность композитов может быть обусловлена лучшими изоляционными свойствами частиц силикагеля [18], “помогавших” эпоксидным цепям противостоять высокой температуре. Кроме того, остаточная масса уменьшалась с увеличением содержания силикагеля, что также свидетельствует о повышенной термической стабильности композитов с введением силикагеля.

2.2. Дифференциальная сканирующая калориметрия. Морфология и дисперсия наполнителя, расстояние между его частицами и относительная сила взаимодействия полимерной цепи с наполнителем оказывают сильное влияние на температуру стеклования T_g . Предположили, что композит, содержащий нанонаполнители и обладающий сильным взаимодействием полимерной цепи с наполнителем, имеет два значения T_g на кривой обратимого течения: первое соответствует полимерным цепям вдали от нанонаполнителей, а второе — цепям, расположенным вблизи нанонаполнителей [19]. Для нанокompозитов с наполнителем МА в настоящем исследовании наблюдали только одно значение T_g (рис. 2). Такая тенденция свидетельствует о слабом взаимодействии полимерных цепей с частицами

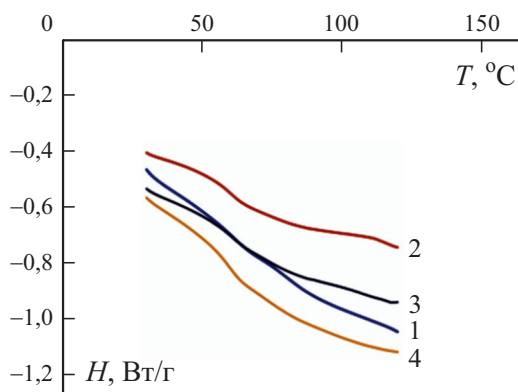


Рис. 2. ДСК термограммы. Обозначения те же, что на рис. 1.

Табл. 4

Значения температуры стеклования T_g и удельной теплоемкости c по данным кривых ДСК обратимого теплового потока

Композит	T_g , °C	c , Дж/(г·К)
F1	63,68	0,241
F2	60,38	0,268
F3	60,35	0,232
F4	61,62	0,277

МА. Кроме того, значение T_g для композитов, армированных разным количеством МА, меньше, чем контрольного образца без наполнителя (табл. 4).

Небольшое снижение значения T_g для композитов с льняными волокнами и эпоксидной матрицей, наполненной МА, означает согласно [20] слабую степень взаимодействия полимерных цепей с МА. На уменьшение величины T_g с увеличением содержания МА также указали в недавних исследованиях сополимера стирола и бутилакрилата [21] и оксида полиэтилена [22]. Удельная теплоемкость, определенная по кривой обратимого течения, оказалась наименьшей у композитов, содержащих 1% по массе МА, за которым следовали контрольный образец без наполнителя и композиты с 2 и 0,5% по массе МА. Как уменьшение T_g , так и увеличение удельной теплоемкости с увеличением содержания МА обусловлены изменением подвижности полимерных цепей в эпоксидной матрице. Полагают, что большее содержание МА может уменьшить плотность упаковки полимерных цепей в эпоксидной матрице, что приведет к их повышенной подвижности. Это явление несколько снижает температуру стеклования полимеров с большим содержанием МА [21].

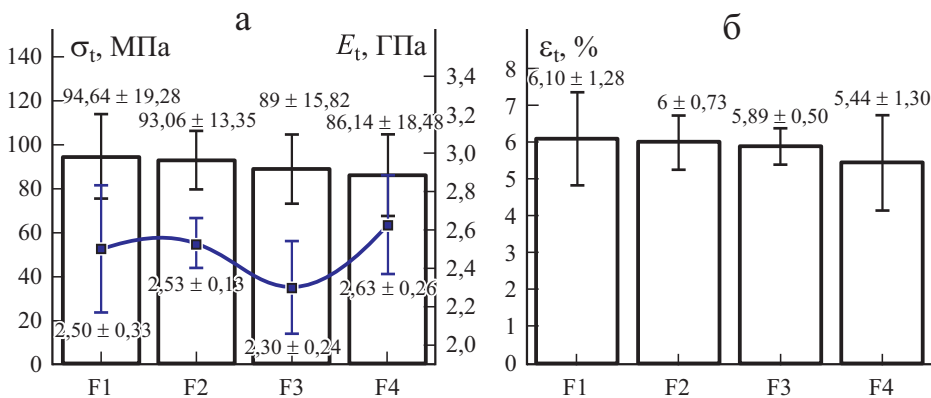


Рис. 3. Прочность σ_t (□) и модуль упругости E_t (—■—) (а) и предельная деформация ϵ_t (б) при растяжении эпоксидных композитов с льняными волокнами и разным содержанием силикагеля МА.

2.3. Свойства при растяжении. Значения прочности σ_t , модуля упругости E_t и предельной деформации ε_t при растяжении композитов с МА и без него приведены на рис. 3. Видно, что содержание МА сильно влияет на эти характеристики. Так, прочность при растяжении композита на основе льняных волокон, армирующих эпоксидную матрицу, уменьшается по мере увеличения в ней частиц МА. Максимальное снижение прочности на 9% наблюдали у композита F4 с 2% по массе МА, тогда как у композита F2 с 0,5% по массе МА только на 1,7% по сравнению с прочностью композита F1 без МА. Такую же тенденцию наблюдали в [23] и установили, что агломерация этого наполнителя ухудшает прочность композита при растяжении.

Немонотонное изменение величины E_t при введении МА в эпоксидную матрицу иллюстрируют данные рис. 3—*a*. Модуль упругости композита F4 с 2% по массе МА на ~ 5% больше, чем композита F1 без МА, а у композита F3 с 1% по массе МА — на 8% меньше. Тенденцию снижения модуля упругости при добавлении наполнителя МА также наблюдали в [24] и объясняли неравномерным распределением наполнителя в композите, ухудшившим характеристики межповерхностного сцепления матрицы с арматурой.

Предельная деформация ε_t уменьшалась по мере увеличения содержания МА (см. рис. 3—*b*): от 1,6% у композита F2 с 0,5% по массе МА до 10,8% у композита F4 с 2% по массе МА по сравнению с композитом F1 без МА. Такое снижение значений ε_t может быть связано с увеличением потенциальных участков потери сцепления с матрицей, которой способствует агломерация частиц МА.

2.4. Свойства при изгибе. На рис. 4 представлены значения прочности σ_f и модуля упругости E_f при изгибе композитов с эпоксидной матрицей, армированной льняными волокнами и наночастицами МА. Видно, что изгибная прочность композита F2 с 0,5% по массе МА немного больше, чем контрольного композита F1 без МА, тогда как увеличение содержания МА до 1 и 2% по массе (композиты F3 и F4 соответственно) снизило зна-

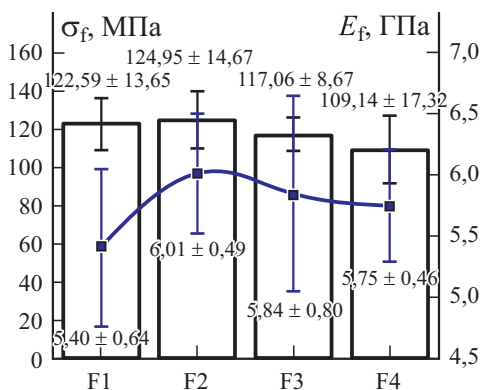


Рис. 4. Прочность σ_f (□) и модуль упругости E_f (—■—) при изгибе эпоксидных композитов с льняными волокнами и разным содержанием силикагеля МА.

чения σ_f . Такое поведение можно объяснить менее однородной дисперсией частиц МА в матрице при большем массовом содержании, обусловившей зоны концентрации напряжений и в конечном итоге снижение прочности при изгибе. Согласно предыдущим исследованиям отношение размеров и форма наполнителей также играют важную роль в фундаментальных свойствах нанокompозитов [25, 26]. В [27] также отметили, что добавление силикагеля в композит не всегда дает позитивный результат.

Данные рис. 4 свидетельствуют о немонотонном изменении модуля упругости композитов с увеличением массового содержания МА в эпоксидной матрице. Увеличение модуля упругости при изгибе композитов F2, F3 и F4 с 0,5, 1 и 2% по массе МА составляло ~ 11,30, 8,15 и 6,48% соответственно. Уменьшение прироста величины модуля упругости при массовом содержании 1 и 2% МА обусловлено, как было отмечено ранее, неоднородной дисперсией частиц МА в композитах, их агломерацией и неэффективной адгезией. В [8] также наблюдали снижение значений E_f с увеличением содержания силикагеля в композитах с эпоксидной матрицей, армированной волокнами кенафа.

Микрофотографии на рис. 5 иллюстрируют морфологию разрушения композитов, армированных льняными волокнами, с содержанием МА 0, 0,5, 1 и 2% по массе. Микрофотография рис. 5—б демонстрирует более

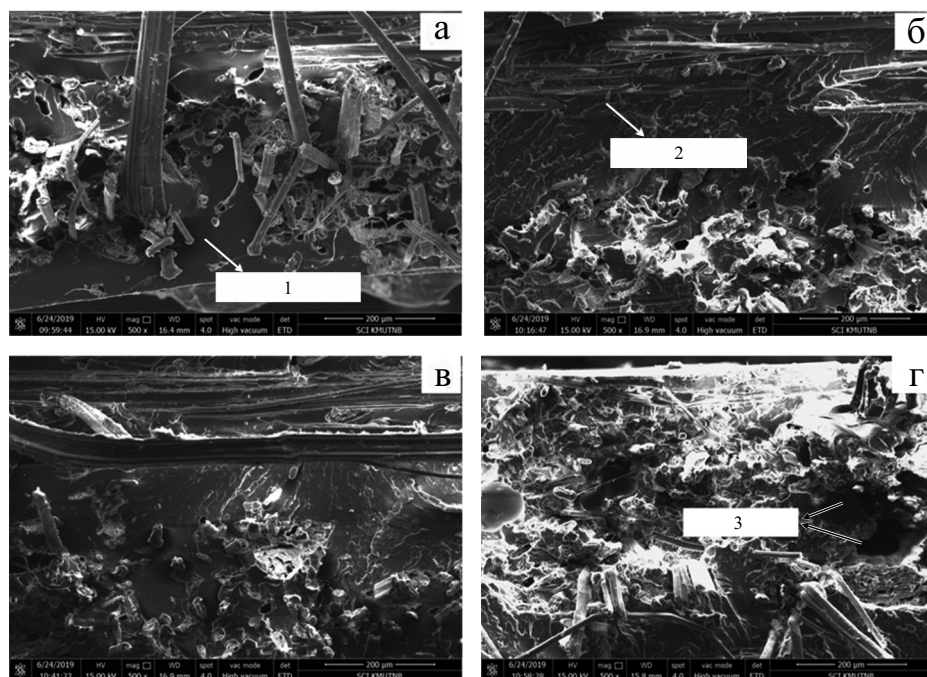


Рис. 5. Микрофотографии СЭМ разрушенных при изгибе образцов композитов с разным содержанием МА (% по массе): а — F1 (0); б — F2 (0,5); в — F3 (1,0); г — F4 (2,0). 1 и 2 — гладкая и шероховатая поверхности смолы соответственно; 3 — выдергивание волокон.

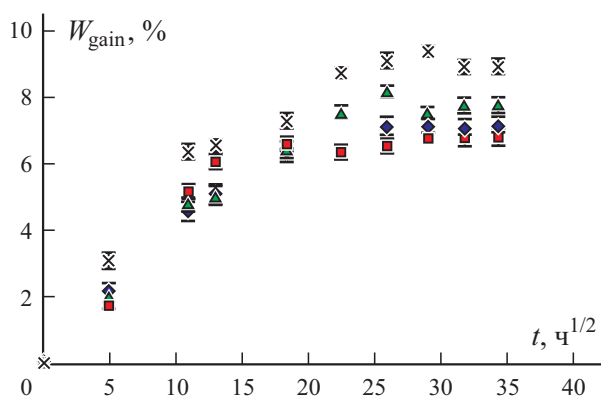


Рис. 6. Влагопоглощение W_{gain} эпоксидных композитов с льняными волокнами и разным содержанием силикагеля МА со временем t : F1 (\diamond); F2 (\blacksquare); F3 (\blacktriangle); F4 (\times).

шероховатую поверхность смолы после введения 0,5% по массе МА по сравнению с гладкой поверхностью в композите без МА (см. рис. 5—*a*). Большая шероховатость поверхности матрицы обеспечивала лучшее межповерхностное сцепление волокон с матрицей и, как результат, лучшие изгибные характеристики композита. Микрофотография композита с 2% по массе МА (см. рис. 5—*z*) демонстрирует большее количество выдернутых волокон, свидетельствующее о худшем сцеплении эпоксидной смолы с волокнами и, как результат, меньшей изгибной прочности композита F4.

2.5. Диффузия влаги. Зависимости влагопоглощения от времени композитов F1—F4 приведены на рис. 6. Влагопоглощение композитов, армированных натуральными волокнами, как правило, больше, чем армированных синтетическими волокнами. Это обусловлено гидрофильностью натуральных волокон, быстрее впитывающих влагу, чем синтетические [28]. В настоящем исследовании образцы композитов показали максимальное увеличение массы на 6—9% при насыщении. На начальном этапе влагопоглощение всех композитов происходило линейно с последующей переходной стадией до достижения состояния насыщения. Независимо от содержания МА образцы композита демонстрировали нефиковскую диффузию влаги, аналогичную таковой в композите F1 без МА. Это означает, что введение в композит наполнителя МА не изменило механизм диффузии влаги. Однако данные рис. 6 свидетельствуют о том, что введение МА увеличило влагопоглощение композитов. Большой прирост массы композитов с увеличением содержания МА можно объяснить гидрофильной и мезопористой структурой МА [29, 30].

Как правило, наличие наночастиц или связующего агента в композите улучшает межповерхностное сцепление волокон с матрицей и, как следствие, механические свойства и влагостойкость [2, 31, 32]. Силикагель — это бионаполнитель с мезопористой структурой, естественным образом поглощающий влагу и, следовательно, увеличивающий ее диф-

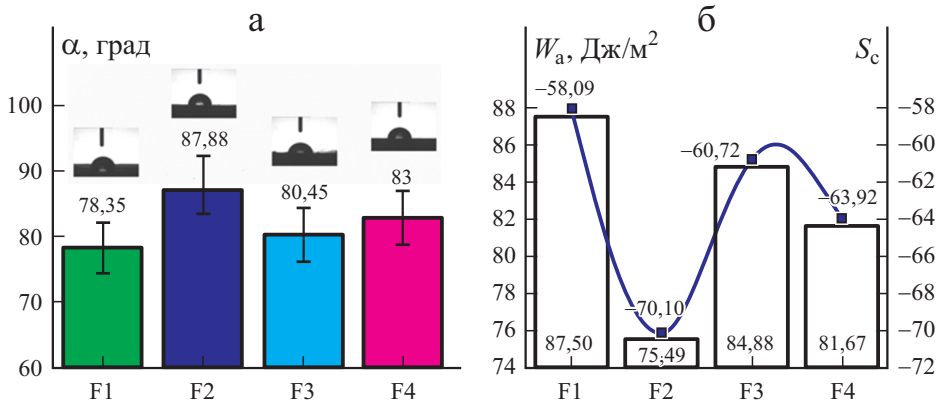


Рис. 7. Изменение краевого угла смачивания α (а), работы адгезии W_a (□) и коэффициента растекания S_c (—●—) (б) эпоксидных композитов с льняными волокнами и разным содержанием силикагеля МА.

фузию в композите с повышением содержания МА [6]. Эту тенденцию и наблюдали экспериментально: влагопоглощение композитов возросло в порядке F2 < F1 < F3 < F4.

2.6. Измерения угла краевого смачивания композитов F1—F4 проводили при комнатной температуре. Путем измерений определили разные параметры: краевой угол смачивания α (рис. 7—а), работу адгезии W_a и коэффициент растекания S_c (рис. 7—б).

Краевой угол смачивания композита F1 $\alpha = 78,35^\circ$. Видно, что добавление МА, имеющего гидрофильную природу, увеличило краевой угол смачивания нанокompозитов.

Данные рис. 7—б иллюстрируют значения работы адгезии W_a , необходимой для разделения жидкости и твердого тела и полностью зависящей от краевого угла смачивания α и поверхностного натяжения жидкости γ [33], которую вычисляли по формуле [34]

$$W_a = (1 + \cos \alpha) \gamma .$$

Из данных рис. 7—б видно, что значения W_a снизились с введением МА в композиты.

Коэффициент растекания S_c для композитов F1—F4 рассчитали, как в [34] (результаты представлены на рис. 7—б). Если значение S_c положительное, то жидкость растекается по твердым поверхностям; отрицательные значения указывают на отсутствие смачивания и растекания жидкости. Измерением определены следующие значения S_c : -58,09 (F1), -70,10 (F2), -60,72 (F3), -63,92 (F4). Большие значения S_c композитов, содержащих МА, свидетельствуют об их большей гидрофильности и худшей смачиваемости.

Заключение

В настоящей работе изучали влияние массового содержания силикагеля МА в нанокompозитах на основе эпоксидной смолы, армированной льняными волокнами, на термогравиметрические, растягивающие, изгибные и водопоглощающие свойства и краевой угол смачивания. На основании полученных данных сделаны следующие выводы.

При добавлении МА термическая стабильность и температура разложения нанокompозитов незначительно увеличились. Оптимальное улучшение термической стабильности наблюдали при добавлении 1% по массе МА.

При добавлении МА температура стеклования T_g снизилась, а удельная теплоемкость немного возросла, свидетельствуя об изменении характеристик сшивки эпоксидной матрицы.

Добавление МА уменьшает прочность и предельную деформацию при растяжении, а модуль упругости нанокompозитов может быть увеличен.

Небольшое увеличение модуля упругости при изгибе наблюдали при добавлении 0,5% по массе МА. Однако большее массовое содержание наполнителя МА (1 и 2%) уменьшило изгибный модуль. Добавление МА уменьшило изгибную прочность нанокompозитов.

Композит с 0,5% по массе МА продемонстрировал наименьшее водопоглощение. Увеличение массового содержания наполнителя привело к большему влагопоглощению.

Краевой угол смачивания незначительно увеличился при добавлении МА в нанокompозиты, а коэффициент растекания был отрицательным, что свидетельствует о гидрофильности наполнителя МА.

Работа финансировалась Таиландским Фондом научных исследований и инноваций и Технологическим университетом Короля Монгкута в Северном Бангкоке (KMUTNB), Таиланд, контракт № KMUTNB-FF-65-19.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Senthilkumar K., Rajini N., Saba N., Chandrasekar M., Jawaid M., and Siengchin S.* Effect of alkali treatment on mechanical and morphological properties of pineapple leaf fibre/polyester composites // *J. Polym. Environ.* — 2019. — Vol. 27, No. 6.
2. *Najafi A., Kord B., Abdi A., and Ranaee S.* The impact of the nature of nanoclay on physical and mechanical properties of polypropylene/reed flour nanocomposites // *J. Thermoplast. Compos. Mater.* — 2012. — Vol. 25, No. 6. — P. 717—727.
3. *Kumar T. S. M. et al.* Influence of fillers on the thermal and mechanical properties of biocomposites: An overview // *Biofibers and Biopolymers for Biocomposites*, Springer, 2020. — P. 111—133.
4. *Chandrasekar M. et al.* Flax and sugar palm reinforced epoxy composites: effect of hybridization on physical, mechanical, morphological and dynamic mechanical properties // *Mater. Res. Express.* — 2019. — Vol. 6, No. 10.
5. *Shahroze R. M., Chandrasekar M., Senthilkumar K., Senthilmuthukumar T., Ishak M. R., and Asyraf M. R. M.* A review on the various fibre treatment techniques

used for the fibre surface modification of the sugar palm fibres // Proc. Seminar Enau Kebangsaan. — 2019. — P. 48—52.

6. *Halim A., Alif Z., Yajid M., Azizi M., and Hamdan H.* Synthesis and characterization of rice husk ash derived-silica aerogel beads prepared by ambient pressure drying // Key Eng. Mater. — 2016. — No. 694. — P. 106—110.

7. *Zulkifli I. S. M., Yajid M. A. M., Hamdan H., and Muhid M. N. M.* Maerogel: alternative for thermal barrier coating topcoat // Adv. Mater. Res. — 2014. — Vol. 845. — P. 330—334.

8. *Bajuri F., Mazlan N., Ishak M. R., and Imatomi J.* Flexural and compressive properties of hybrid kenaf/silica nanoparticles in epoxy composite // Procedia Chem. — 2016. — Vol. 19. — P. 955—960.

9. *Mazlan N. and Khoon T. C.* Assessment on the compressive strength behavior of hybrid filled epoxy nanocomposite // J. Teknologi. — 2015. — Vol. 76, No. 10.

10. *Mazlan N., Termazi N., Abdul Rashid S., and Rahmanian S.* Investigations on composite flexural behaviour with inclusion of CNT enhanced silica aerogel in epoxy nanocomposites // Appl. Mech. Mater. — 2015. — Vol. 695. — P. 179—182.

11. ASTM D3039/D3039M-17, Standard Test Method for Tensile Properties of Polymer Matrix Composite Materials, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2017, www.astm.org

12. ASTM D790-17, Standard Test Methods for Flexural Properties of Unreinforced and Reinforced Plastics and Electrical Insulating Materials, ASTM International, West Conshohocken, PA, (2017), www.astm.org

13. ASTM D570-98(2018), Standard Test Method for Water Absorption of Plastics, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2018, www.astm.org

14. *Prasad V., Joseph M. A., and Sekar K.* Investigation of mechanical, thermal and water absorption properties of flax fibre reinforced epoxy composite with nano TiO₂ addition // Composites: Part A. — 2018. — Vol. 115.

15. *Rouibah H., Kenane M., and Daoud I.* Influence of fabric properties, hybridization, and thermal aging on properties of flax/jute fibres reinforced epoxy hybrid composites // Indian J. Fibre Textile Res. — 2021. — Vol. 45, No. 4.

16. *Kannan T. G., Wu C. M., Cheng K. B., and Wang C. Y.* Effect of reinforcement on the mechanical and thermal properties of flax/polypropylene interwoven fabric composites // J. Industrial Textiles. — 2013. — Vol. 42, No. 4.

17. *Yang H., Yan R., Chen H., Lee D. H., and Zheng C.* Characteristics of hemicellulose, cellulose and lignin pyrolysis // Fuel. — 2007. — Vol. 86. — P. 1781—1788.

18. *Linhares T., Pessoa De Amorim M. T., and Durães L.* Silica aerogel composites with embedded fibres: A review on their preparation, properties and applications // J. Mater. Chem. A. — 2019. — Vol. 7, No. 40. — P. 22768—22802.

19. *Pryamitsyn V. and Ganesan V.* Origins of Linear Viscoelastic Behavior of Polymer-Nanoparticle Composites // Macromolecules. — 2006. — Vol. 39, No. 2. — P. 844—856.

20. *Pagacz J. and Pieliowski K.* PVC/MMT nanocomposites // J. Therm. Anal. Calorim. — 2013. — Vol. 111, No. 2. — P. 1571—1575.

21. *Khezri K. and Fazli Y.* Synthesis and characterization of poly (styrene-co-butyl acrylate)/silica aerogel nanocomposites by in situ AGET ATRP: investigating thermal properties // High Temp. Mater. Processes. — 2017. — Vol. 36, No. 10. — P. 955—962.

22. *Chen-Yang Y. W., Wang Y. L., Chen Y. T., Li Y. K., Chen H. C., and Chiu H. Y.* Influence of silica aerogel on the properties of polyethylene oxide-based nanocomposite polymer electrolytes for lithium battery // J. Power Sources. — 2008. — Vol. 182, No. 1. — P. 340—348.

23. *Singh P., Kaushik A., and Kirandeep.* Mechanical and transport properties of colloidal silica-unsaturated polyester composites // *J. Reinf. Plast. Compos.* — 2006. — Vol. 25, No. 2. — P. 119—140.

24. *Abdul Halim Z. A., Mat Yajid M. A., Idris M. H., and Hamdan H.* Effects of silica aerogel particle sizes on the thermal-mechanical properties of silica aerogel-unsaturated polyester composites // *Plast. Rubber Compos.* — 2017. — Vol. 46, No. 4. — P. 184—192.

25. *Sapkota J., Martinez Garcia J. C., and Lattuada M.* Reinterpretation of the mechanical reinforcement of polymer nanocomposites reinforced with cellulose nanorods // *J. Appl. Polym. Sci.* — 2017. — Vol. 134, No. 35. — P. 45254.

26. *Ananthapadmanabha G. S. and Deshpande V.* Influence of aspect ratio of fillers on the properties of acrylonitrile butadiene styrene composites // *J. Appl. Polym. Sci.* — 2018. — Vol. 135, No. 11. — P. 46023.

27. *Shafi S., Navik R., Ding X., and Zhao Y.* Improved heat insulation and mechanical properties of silica aerogel/glass fiber composite by impregnating silica gel // *J. Non-Cryst. Solids.* — 2019. — Vols. 503—504. — P. 78—83.

28. *Chandrasekar M., Ishak M. R., Sapuan S. M., Leman Z., and Jawaid M.* A review on the characterisation of natural fibres and their composites after alkali treatment and water absorption // *Plast. Rubber Composites.* — 2017. — Vol. 46, No. 3. — P. 119—136.

29. *Basri M. S. M., Mazlan N., and Mustapha F.* Effects of stirring speed and time on water absorption performance of silica aerogel/epoxy nanocomposite // *ARPN J. Eng. Appl. Sci.* — 2015. — Vol. 10, No. 21. — P. 9982—9991.

30. *Srivabut C., Ratanawilai T., and Hiziroglu S.* Effect of nanoclay, talcum, and calcium carbonate as filler on properties of composites manufactured from recycled polypropylene and rubberwood fiber // *Construction Build. Mater.* — 2018. — Vol. 162. — P. 450—458.

31. *Ghasemi E. and Kord B.* Long-term water absorption behaviour of polypropylene/wood flour/organoclay hybrid nanocomposite // *Iranian Polym. J.* — 2009. — Vol. 18, No. 9.

32. *Zhao H. and Li R. K. Y.* Effect of water absorption on the mechanical and dielectric properties of nano-alumina filled epoxy nanocomposites // *Composites: Part A.* — 2008. — Vol. 39, No. 4. — P. 602—611.

33. *Pulikkalparambil H. et al.* Accelerated weathering studies of bioepoxy/ionic liquid blends: influence on physical, thermo-mechanical, morphology and surface properties // *Mater. Res. Express.* — 2020. — Vol. 7, No. 2. — P. 025302.

34. *Thomas S. P., Thomas S., Abraham R., and Bandyopadhyay S.* Polystyrene/calcium phosphate nanocomposites: Contact angle studies based on water and methylene iodide // *Express Polym. Lett.* — 2008. — Vol. 2, No. 7. — P. 528—538.

Поступила в редакцию 01.04.2021

Окончательный вариант поступил 13.09.2021

Received Apr. 1, 2021 (Sept.13, 2021)
