

N.R. Prokopchuk¹, R.M. Dolinskaya¹, A.Y. Poloz², Y.R. Ebich³,

Przemiana lepkosprężysta i właściwości napełnionych kompozytów epoksydowych odpornych na ścieranie

Badano właściwości lepkosprężyste napełnionych kompozytów epoksydowych na bazie żywicy dian ED-20, w temperaturze 60–140°C, w zależności od zawartości napełniacza, węgla krzemu. Przedstawiono różnice we właściwościach kompozytów w zależności od zmiany stosunku energii odkształcenia sprężystego i plastycznego. Te energie odkształcenia kompozytów są z kolei określane przez morfologię wzmacniającego napełniacza o małej plastyczności.

Słowa kluczowe: żywice epoksydowe, utwardzacze poliamidowe, węgiel krzemu, właściwości lepko sprężyste.

Viscoelastic transition and properties of the filled wear-resistant epoxy composites

Viscoelastic properties of the filled epoxy composites on the basis of diene resin ED-20 are studied at 60–140°C depending on concentration of a filler, silicon carbide. Different properties of composites caused by change of an energy ratio of elastic and viscous deformation are shown. These energies of deformation of composites, in turn, are defined by morphology of the strengthened low-ductile filler.

Keywords: epoxy, polyamine hardeners, silicon carbide, viscoelastic properties.

1. Wstęp

Kompozyty epoksydowe wykazują wysoką trwałość, przyczepność do wielu podłoży, odporność na zużycie, odporność na różne media [1, 2]; są one szeroko stosowane do produkcji i naprawy różnych produktów, które działają przy intensywnym działaniu mediów ściernych [3–5]. Aby zwiększyć odporność kompozytów na zuży-

1. Introduction

Epoxy composites manifest high durability, adhesion to many substrates, wear resistance, resistance to various media [1, 2]; they are widely used for production and repair of various products which are operated at intensive influence of the abrasive media [3–5]. To increase wear resistance of

¹Belarusian State Technological University, 13a, Sverdlova str., 220006, Minsk, Belarus,

²OOO "New Technologies", 1, sq. Academician Starodubova, 49000, Dnipro, Ukraine,

³GVUZ "Ukrainian State University of Chemical Technology" 8, av. Gagarina, 49005, Dnipro, Ukraine.

Nikolay R. Prokopchuk – professor, the corresponding member of NAS of Belarus, the doctor of chemical sciences, the professor of the department of technology of petrochemical synthesis and polymer materials processing, Belarusian State Technological University, Minsk, Belarus.



Raisa M. Dolinskaya – associate professor, the candidate of chemical sciences, the associate professor of the department of technology of petrochemical synthesis and polymer materials processing, Belarusian State Technological University, Minsk, Belarus.



cie, należy zdyspergować napełniacze o wysokiej twardości w skali Mohsa [5–7] – węgliki i azotki krzemu, boru, itp. W podwyższonym stężeniu (300–700 phr), napełniacze włókniste i ich kombinacje są stosowane w praktyce światowej [5]. Temperatura i czas utwardzania, charakter chemiczny i stężenie napełniaczy wpływają na przebieg egzotermicznej reakcji wzajemnego oddziaływania ugrupowań epoksydowych żywicy z grupami aminowymi utwardzaczy, a co za tym idzie, na odporność na zużycie w warunkach kontaktu i obciążenia dynamicznego [8], właściwości lepkosprężyste i inne właściwości użytkowe kompozytów.

Celem niniejszych badań było określenie najważniejszych właściwości użytkowych napełnionych kompozytów epoksydowych w warunkach statycznych i dynamicznych.

2. Część doświadczalna

Jako matrycę epoksydową zastosowano żywicę epoksydowo-dienową ED-20 ($M_n = 390$ g/mol, zawartość grup epoksydowych 21,8% mas.), aktywny rozcieńczalnik (10 phr) – eter diglicydylowy glikolu dietylenowego (zawartość grup epoksydowych 25,7% mas., lepkość dynamiczna w 25°C $\eta = 70$ mPa·s) i utwardzacze poliaminowe: polietylenopoliamina, mieszanina liniowych i rozgałęzionych etylenopoliamin z zawartością etylenu i piperazyn z dietylenotriaminą i *N*-aminoetylopiperazyną, lepkość dynamiczna w 25°C $\eta = 90$ mPa·s, liczba aminowa A = 205 mg KOH/g; Poliamina B – mieszanina tetraetylenopentaminy, pentaetylenoheksaminy, heksaetylenoheptaminy i innych amin o wysokiej masie cząsteczkowej, z zawartością tetraetylenopentaminy (TEPA) 15% mas., wyżej wrzących amin niż pentaaminy – 83% mas., niżej wrzących amin – 1% mas.; Ancamine 2692 – modyfikowana cykloalifatyczna poliamina, $\eta = 120$ mPa·s, A = 300 mg KOH/g; Ancamine 2686 – modyfikowana cykloalifatyczna poliamina, $\eta = 135$ mPa·s, A = 310 mg KOH/g; Ancamine 2752 – modyfikowana cykloalifatyczna poliamina, $\eta = 390$ mPa·s, równoważnik wodoru (H) 95 g/eq; Ancamine 1638 – modyfikowana alifatyczna poliamina, $\eta = 100$ mPa·s, A = 1070 mg KOH/g, H = 31 g/eq; CeTePox 1410 H – modyfikowana cykloalifatyczna poliamina, $\eta = 550$ mPa·s, H = 95 g/eq.; Epikure F-205 – modyfikowana cykloalifatyczna poliamina, $\eta = 500$ mPa·s, H = 105 g/eq.

Do matrycy wprowadzono zdyspergowane napełniacze o wysokiej twardości według skali Mohsa (i o różnej wielkości cząstek): węgiel krzemu, SiC: F-1000 (5–7 mikronów), F-90 (125–160 mikronów), F-40 (400–500 mikronów), F-14 (2000–2200 mikronów), struktura polidispersyjna; węgiel boru, B₄C (160–190 mikronów), glinokrzemian (30–60 mikronów).

Kompozycje przygotowano przez wprowadzenie żywicy epoksydowej ED-20, aktywnego rozcieńczalni-

composites disperse fillers with a high hardness on Mohs scale [5–7] – carbides and nitrides of silicon. Boron, etc. in the increased concentration (300–700 phr), fibrous fillers and their combinations are used in world practice [5]. Temperature and time conditions of hardening, the chemical nature and concentration of fillers influence course of exothermic reaction of interaction of epoxy resin groups with amine groups of hardeners and consequently on wear resistance under the contact conditions and dynamic loading [8], viscoelastic properties and other operational properties of composites.

Therefore an objective of this research was to study the most important operational properties of the filled epoxy composites under static and dynamic conditions.

2. Experimental part

As an epoxy matrix used epoxy diene resin ED-20 ($M_n = 390$ g/mol, the contents of epoxy groups 21.8% wt.), active thinner (10 wt. per 100 wt. of resin) – diglycidyl ether of diethylene glycol (the contents of epoxy groups of 25.7% wt., dynamic viscosity at 25°C – 70 mPa·s) and polyamine hardeners: polyethylene polyamine, a mixture of linear and branched ethylene and piperazine containing ethylene polyamines from a diethylenetriamine and *N*-aminoethylpiperazine, dynamic viscosity at 25°C $\eta = 90$ mPa·s, amine number A = 205 mg KOH/g; Polyamine B – mixture of a tetraethylenepentamine, pentaethylenhexamine, hexaethylenheptamine and more high molecular weight amines, content of a tetraethylenepentamine (TEPA) of 15% wt., more highly boiling amines, than pentaamines, 83% wt., less boiling amines – 1% wt.; Ancamine 2692 – the modified cycloaliphatic polyamine, $\eta = 120$ mPa·s, A = 300 mg KOH/g; Ancamine 2686 – the modified cycloaliphatic polyamine, $\eta = 135$ mPa·s, A = 310 mg KOH/g; Ancamine 2752 – the modified cycloaliphatic polyamine, $\eta = 390$ mPa·s, hydrogen equivalent (H) of 95 g/eq; Ancamine 1638 – the modified aliphatic polyamine, $\eta = 100$ mPa·s, A = 1070 mg KOH/g, H = 31 g/eq; CeTePox 1410 H – the modified cycloaliphatic polyamine, $\eta = 550$ mPa·s, H = 95 g/eq.; Epikure F-205 – the modified cycloaliphatic polyamine, $\eta = 500$ mPa·s, H = 105 g/eq.).

Dispersed fillers with a high hardness according to Mohs scale (and various sizes of particles), silicon carbide, SiC: F-1000 (5–7 microns), F-90 (125–160 microns), F-40 (400–500 microns), F-14 (2000–2200 microns), polydispersed structure; Boron carbide, B₄C (160–190 microns), aluminosilicate (30–60 microns) were introduced into a matrix.

The compositions were prepared by introducing epoxy diene resin ED-20, an active thinner, fillers to the reactor of periodic action at a temperature

ka i napełniaczy do reaktora o działaniu okresowym w temperaturze 60°C, składniki mieszano przez 15 min. Utwardzacze (poliaminy) dodawano do kompozycji w temperaturze 20–25°C; mieszano przez 5–7 min. Wytworzone kompozycje wylano do odpowiednich form i schłodzono zgodnie z technologią oszczędzania energii w $20 \pm 2^\circ\text{C}$ przez 24 godziny. Aby poprawić właściwości kompozytów, próbki poddano obróbce cieplnej w 60–140°C przez 3 h, a także w trybie zoptymalizowanym 80–100°C.

Temperatury zeszklenia T_g i przejścia do stanu wysokiej elastyczności T_e utwardzonych próbek również określano metodą termomechaniczną. Pomiarów wykonano na próbkach cylindrycznych; ich średnica i wysokość wynosiła 10 mm w przypadku stałego obciążenia jednostkowego wynoszącego 0,75 MPa, prędkość ogrzewania wynosiła 4°C/min.

Biorąc pod uwagę rozszerzenie zakresu zastosowania kompozytów epoksydowych, oznaczono ich właściwości w warunkach statycznych i dynamicznych. Główne właściwości fizyko-mechaniczne określono w warunkach statycznych na próbkach płaskich o szerokości 15 mm, grubości 10 mm i długości 125 mm zgodnie z przyjętymi standardami; próbki są lepkosprężyste w temperaturze $22 \pm 2^\circ\text{C}$ w warunkach dynamicznych przy użyciu urządzenia IPM-1K [9] i odpowiednich zależności matematycznych. Metodę identyczności dynamicznej wykorzystano w urządzeniu, którego działanie polega na uderzaniu za pomocą sztywnego węgelnika w badane kompozyty w trybie jednokrotnego pulsowania [9]. W przypadku obciążenia impulsem kompozyty wykazują właściwości lepkosprężyste, których nie można oszacować w przypadku wpływu statycznego; poza tym modele dynamicznego obciążania stanowią najbardziej surowe warunki, jakim można poddać stosowany materiał kompozytowy. Właściwości lepkosprężyste są charakteryzowane modelami Maxwella i Calvina-Feuchty. Model Maxwella w pierwszym przybliżeniu opisuje relaksację ciała sprężystego, a model Calvina-Feuchty opisuje jego pełzanie [10].

Odporność na ścieranie kompozytów została oszacowana w warunkach sztywnego zużycia ścierniwa gazowego wobec próbek ($20 \text{ mm} \times 15 \text{ mm} \times 4 \text{ mm}$) przez przepływ cząstek piasku o średnicy 0,5–0,9 mm i prędkości 76 m/s na wirówce-przyspieszacz cząstek stałych pod różnymi kątami natarcia materiału ściernego: 15°, 30°, 45°, 60° i 90°.

3. Wyniki i dyskusja

Napełniacze wprowadzane do kompozytów w celu zwiększenia odporności na zużycie również wpływają na ich właściwości lepkosprężyste (Tab. 1, Rys. 1). Lepkość i dynamiczny moduł elastyczności kompozytów (Rys. 1) znacznie wzrastają wraz ze wzrostem stężenia wysoko zdyspergowanego węgelnika krzemu F-1000; energia

of 60°C, components were mixed for 15 min. Polyamine hardeners were added to compositions at a temperature of 20–25°C; they were mixed for 5–7 min. The prepared compositions were poured in the corresponding moulds and chilled according to energy saving technology at $20 \pm 2^\circ\text{C}$ for 24 h. To improve the properties of composites samples were subjected to heat treatment at 60–140°C for 3 h, and also at the optimized mode 80–100°C.

Glass transition temperatures T_g and transition to a high-elasticity status of T_e of the cured samples were also determined by a thermomechanical method. Measurements were taken on cylindrical samples; their diameter and height were 10 mm in case of a permanent unit load of 0.75 MPa, the speed of heating was 4°C/min.

Taking into account extension of the application range of epoxy composites their properties were defined under static and dynamic conditions. The main physico-mechanical properties were defined under static conditions on plane samples 15 mm wide, 10 mm thick and 125 mm long according to the accepted standards; the samples are viscoelastic in case of $22 \pm 2^\circ\text{C}$ under dynamic conditions using the device IPM-1K [9] and the appropriate mathematical dependencies. The method of dynamic identity is used in the device consisting of striking a blow by means of the rigid indenter onto the examined composites in a one-fold pulsed mode [9]. In case of impulse loading the composites show viscoelastic properties which can't be estimated in case of static influence; besides, dynamic loading models the most severe conditions to which composition material in use can be exposed. Viscoelastic properties are characterized with Maxwell and Calvin-Feucht models. The Maxwell model at a first approximation describes a relaxation of an elastic body, and Calvin-Feucht model describes its creep [10].

Wear resistance of composites was estimated under the conditions of rigid gas-abrasive wear of samples ($20 \text{ mm} \times 15 \text{ mm} \times 4 \text{ mm}$) by a flow of particles of sand of 0.5–0.9 mm at a speed of 76 m/s on the centrifugal accelerator of solid particles under different attack angles of an abrasive: 15°, 30°, 45°, 60° and 90°.

3. Results and their discussion

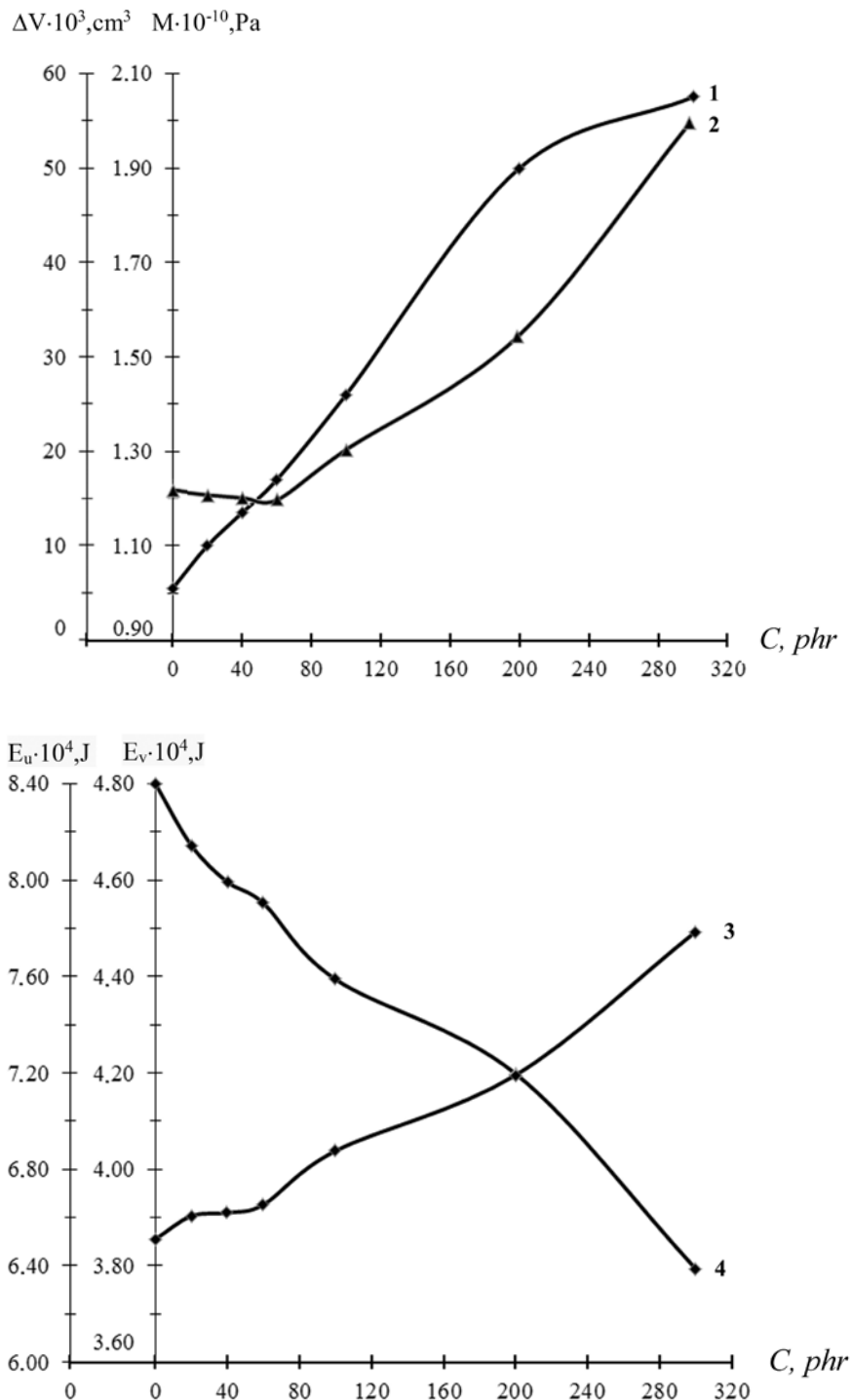
The fillers introduced into the composites to increase wear resistance also influence their viscoelastic characteristics (Tab.1, Fig. 1). Viscosity and the dynamic module of elasticity of composites (Fig. 1) significantly increase with increase in concentration of highly dispersed silicon carbide F-1000; energy of deformation does not considerably change, but there is a change of energies ratio of elastic and viscous

Tabela 1. Wpływ napełniaczy (300 phr), bardzo sztywnych według skali Mohsa, na właściwości kompozytów epoksydowych odpornych na ścieranie**Table 1.** Influence of the fillers (300 phr), highly rigid according to Mohs scale, on properties of wear resistant epoxy composites

Właściwości Properties	Napełniacze (rozmiary cząstek, w mikronach)						
	SiC F-1000 (5-7)	SiC F-90 (125-160)	SiC F-40 (400-500)	SiC F-14 (2000-2200)	B ₄ C (160-190)	Glinokrzemian Aluminosilicate (30-60)	SiC polidispersyjny polydispersed
Właściwości lepkosprężyste przy obciążeniu dynamicznym: Viscoelastic properties at dynamic loading:							
–moduł sprężystości, MPa module of elasticity MPa	$2,05 \cdot 10^{10}$	$2,01 \cdot 10^{10}$	$1,83 \cdot 10^{10}$	$1,42 \cdot 10^{10}$	$1,92 \cdot 10^{10}$	$1,63 \cdot 10^{10}$	$2,84 \cdot 10^{10}$
–tangens kąta strat mechanicznych $\text{tg } \delta$ mechanical loss angle tangent, $\text{tg } \delta$	0,137	0,142	0,140	0,154	0,141	0,116	0,119
–energia deformacji próbki, J energy of deformation of test piece, J	$1,158 \cdot 10^{-3}$	$1,145 \cdot 10^{-3}$	$1,126 \cdot 10^{-3}$	$1,216 \cdot 10^{-3}$	$1,088 \cdot 10^{-3}$	$1,149 \cdot 10^{-3}$	$1,135 \cdot 10^{-3}$
–energia odkształcenia sprężystego energy of elastic deformation E_v , J	$3,793 \cdot 10^{-4}$	$3,644 \cdot 10^{-4}$	$3,671 \cdot 10^{-4}$	$4,520 \cdot 10^{-4}$	$3,626 \cdot 10^{-4}$	$3,759 \cdot 10^{-4}$	$5,568 \cdot 10^{-4}$
–energia odkształcenia lepkiego energy of viscous deformation E_v , J	$7,787 \cdot 10^{-4}$	$7,806 \cdot 10^{-4}$	$7,589 \cdot 10^{-4}$	$7,640 \cdot 10^{-4}$	$7,254 \cdot 10^{-4}$	$7,731 \cdot 10^{-4}$	$5,784 \cdot 10^{-4}$
–lepkość wg modelu Calvina–Feuchta, viscosity on Calvin–Feucht model, N · s	10,68	11,28	14,50	15,59	9,19	10,29	13,64
–lepkość wg modelu Maxwella viscosity on Maxwell's model, N · s	867,9	823,6	854,3	980,0	800,7	855,5	995,3
Maksymalne zużycie przy działaniu ściernym gazu The maximum wear at gas-abrasive influence $\Delta V \cdot 10^3$, cm ³	55,2	97,8	65,5	17,6	107,9	59,1	29,3
Temperatura zeszklenia Glass transition temperature T_g , °C	118	115	115	114	118	110	130
Temperatura przejścia do stanu wysoce elastycznego Temperature of transition to a highly elastic state T_e , °C	128	126	126	126	132	124	134
Moduł wysokiej elastyczności High-elasticity module E_e , MPa	75,7	75,8	74,3	76,5	54,0	76,6	179,8

odkształcenia nie ulega znaczącej zmianie, ale następuje zmiana stosunku energii odkształcenia sprężystego i lepkiego w wyniku redukcji energii odkształcenia sprężystego. Jednocześnie zmienia się natura niszczenia

deformation due to reduction of elastic deformation energy. At the same time nature of destruction of samples changes – destruction of composites at deformation of compression happens diagonally that



Rys. 1. Wpływ stężenia (C) wysoko zdyspergowanego węgla krzemu F 1000 na właściwości kompozytów epoksydowych: 1 – moduł zespolony sprężystości M; 2 – maksymalne zużycie ΔV ; 3 – energia odkształcenia lepkiego E_v ; 4 – odkształcenie sprężyste E_u

Fig. 1. Concentration influence (C) highly dispersive F 1000 silicon carbide on properties of epoxy composites: 1 – complex modulus of an elasticity M; 2 – maximal wear ΔV ; 3 – energy of viscous deformation E_v ; 4 – resilient deformation of E_u

próbek – niszczenie kompozytów przy odkształcaniu przez ściskanie przebiega ukośnie, co świadczy o tworzeniu wzmocnionej, niskociągłej struktury. Zużycie kompozytów przy zwiększeniu zawartości napełniacza do 60% mas. zmniejsza się, co jest spowodowane przez tworzenie własnych struktur skupień napełniacza w kompozytach oddzielonych przez warstwy polimeru epoksydowego. Dalszy wzrost zawartości węgla krzemu F-1000 (do 300% mas.) prowadzi do zmniejszenia energii odkształcenia sprężystego w wyniku znacznego zmniejszenia warstwy polimeru epoksydowego i zwiększenia odporności kompozytów na zużycie.

Zmniejszenie dyspersji węgla krzemu prowadzi do zmniejszenia dynamicznego modułu sprężystości kompozytów epoksydowych; energia ich odkształcenia sprężystego nie zmienia się znacząco, z wyjątkiem kompozytów z gruboziarnistym węglem krzemu F-14 (Tab. 1), które mają zwiększoną odporność na zużycie dzięki tworzeniu bardzo sztywnej koagulacyjnej struktury napełniacza. Pomimo większej twardości węgla boru według skali Mohsa, kompozyty te nie wykazują wysokiej odporności na zużycie w porównaniu z kompozytami zawierającymi węgiel krzemu.

Bliskie wartości T_g , E_e dla kompozytów epoksydowych (Tab. 1) mocno napełnionych węglami krzemu o różnych stopniach dyspersji objawiają się podobnym mechanizmem tworzenia ich struktur na granicy faz – połączonym oddziaływaniem ograniczonej ruchliwości słabo powiązanych łańcuchów polimerowych i czynników entropii. W przypadku stosowania węgla krzemu o strukturze polidispersyjnej tworzą się zwarte bloki cząstek fazy rozproszonej; otoczone są one mniej zwartymi cząstkami tworzącymi koagulacyjną strukturę siatki i zdolnymi do interakcji z mediami dyspersyjnymi, co prowadzi w kompozytach do wzrostu T_g , E_e , dynamicznego modułu sprężystości, energii odkształcenia sprężystego i odporności na zużycie.

4. Wnioski

Wiskoelastyczne przejście w epoksydowych kompozytach odpornych na zużycie utwardzanych przez poliaminy określa dyspersyjny charakter napełniacza, węgla krzemu.

Na stosunek energii odkształceń sprężystych i lepkich, charakter destrukcji kompozytów wpływa ukształtowana struktura przestrzenna matrycy epoksydowej i wzmocniona, nisko-ciągła struktura napełniacza.

Właściwości lepkosprężyste i odporność na zużycie kompozytów epoksydowych są regulowane stopniem dyspersji węgla krzemu – przy zastosowaniu jego struktury polidispersyjnej, zwiększają się w kompozytach: energia odkształcenia sprężystego, odporność na ścieranie i temperatura zeszklenia, co pozwala na zwiększenie temperatury i zakresu zastosowania produktów z nich wykonanych.

demonstrates formation of the strengthened, low-ductile structure. Wear of composites at increase in contents of the filler to 60 wt. decreases that is determined by formation of the extensive array of own cluster structures of the filler in the composites divided by epoxy polymer layers. The subsequent increase in content of silicon carbide F-1000 (to 300 phr) leads to decrease in energy of elastic deformation due to considerable reduction of the epoxy polymer layer and to increase of wear resistance of composites.

Decrease in dispersion of silicon carbide leads to reduction of the dynamic module of elasticity of epoxy composites; energy of their elastic deformation does not considerably change except for composites with coarse silicon carbide F-14 (Tab. 1) possessing the increased wear resistance due to formation of highly rigid coagulative structure of the filler. Despite the increased hardness of boron carbide according to Mohs scale these composites don't possess high wear resistance in comparison with the composites containing silicon carbide.

Close values of T_g , E_e for the epoxy composites (Tab. 1) highly filled with carbides of silicon having various degrees of dispersion manifest the similar mechanism of their structures formation at the phases section borders – joint influence on restriction of mobility of polymeric chains of weak power and entropy factors. When using silicon carbide of polydispersed structure the compact units of particles of a dispersed phase are formed; they are surrounded by less compactly composited particles forming coagulative structure of a grid and capable to interact with the dispersive media that leads to increase of T_g , E_e , the dynamic module of elasticity, energy of elastic deformation, wear resistance of composites.

4. Conclusions

Viscoelastic transition in the epoxy wear resistance composites cured by polyamines is defined by dispersion character of the filler, silicon carbide.

Energies ratio of elastic and viscous deformation, nature of destruction of composites are influenced by the formed spatial structure of an epoxy matrix and the strengthened, low-ductile structure of the filler.

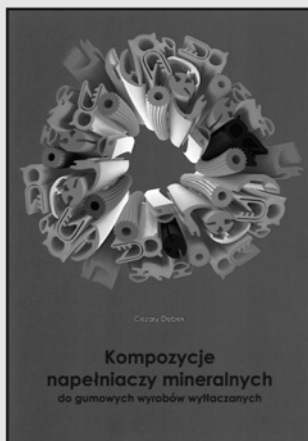
Viscoelastic properties and wear resistance of epoxy composites are regulated by the degree of dispersion of silicon carbide: when using its polydispersed structure, energy of elastic deformation, wear resistance and glass transition temperature of composites increase that allows expanding the temperature and operational range of application of products from them.

Literatura/Literature

1. Mark H.F. (ed.) *Encyclopedia of Polymer Science and Technology*, Wiley, 2004.
2. Pascault J.R., Williams J.J. (ed.), *Epoxy Polymers: New Materials and Innovations*, Wiley 2010.
3. Poloz A.Yu., Lipitskiys G., Kushchenko S.N., Semenets A.A., Ebichyu R. *Voprosy khimii i khimicheskoi tekhnologii*, 2012, 1, 75–80.
4. Poloz A.Yu., Lipitskiys G., Kushchenko S.N., *Khimicheskaya promyshlennost' Ukrainy*, 2015, 5 (130), 25–27.
5. Yager M., Got'ye K., *Kompozitnyy mir*, 2010, 2, 6–15.
6. H.S. Katz, J.V. Milevski (ed.), *Handbook of fillers and reinforcements for plastics* (ros. *Napolniteli dlya polimernykh kompozitsionnykh materialov*), Khimiya 1981.
7. Poloz A.Yu., Ebich Yu.R., *Voprosy khimii i khimicheskoi tekhnologii*, 2015, No 2 (100), 119–124.
8. Poloz A.Yu., Ebich Yu.R., Dolinskaya R.M., Mozgalev V.V., *Voprosy khimii i khimicheskoi tekhnologii*, 2013, 5, 72–77.
9. Kren' A.P., Rudnitskiy V.A., Deykun I.G., *Kauchuk i rezina*, 2004, 6, 19–23.
10. Ward I.M., *Mechanical Properties of Solid Polymers*, Wiley 2013.

Instytut IMPiB oferuje monografię autorstwa Cezarego Dębka pt.:

„Kompozycje napelnaczy mineralnych do gumowych wyrobów wytłaczanych”



Monografia kierowana jest do szerokiego grona odbiorców: specjalistów zajmujących się technologią gumy, zwłaszcza projektowaniem i modyfikowaniem mieszanek kauczukowych, a także do studentów i nauczycieli akademickich kierunków technicznych związanych ze technologią elastomerów.

W pracy przedstawiono napelniacze mineralne powszechnie używane w przemyśle gumowym: krzemionkę, kaolin, talk, kredę, węgiel magnezu, siarczan baru i inne. Szczególną uwagę poświęcono minerałom będącym potencjalnymi, nowymi surowcami w technologii gumy: sepiolit, pirofilit i montmorylonit.

Na podstawie wymienionych minerałów opracowano nowe napelniacze (kompozycje napelnaczy). Zastosowanie tych napelnaczy pozwala na poprawę aspektów technologicznych otrzymywania mieszanek kauczukowych, ich reologii w połączeniu z zachowaniem bądź poprawą właściwości fizykochemicznych wulkanizatów, szczególnie otrzymywanych na drodze wytłaczania, w porównaniu z mieszanekami zawierającymi tradycyjne napelniacze, zwłaszcza krzemionkę.

Cena jednego egzemplarza 40 zł + VAT 5% (do ceny zostaną dołączone koszty wysyłki).

Zamówienia prosimy kierować na adres:

Instytut Inżynierii Materiałów Polimerowych i Barwników
 Oddział Elastomerów i Technologii Gumy; 05-820 Piastów, ul. Harcerska 30
 e-mail: u.pawlowska@impib.pl, fax: (22) 723 71 96, tel. (22) 723 60 25 do 29 wew. 289