

Piśmiennictwo

- [1] Błażewicz M.: Węgiel jako biomateriał, Prace Komisji Ceramicznej PAN, Ceramika 63, 2001.
 [2] Klee D., Ademovic Z., Bosserhoff A., Hoecker H., Maziolis G., Erii H.J.: Surface modification of poly(vinylidene fluoride) to improve the osteoblast adhesion. *Biomaterials* 2003, 24, 3663-3670.
 [3] Laroche G., Marios Y., Guidoin R., King M.V.: Polyvinylidene fluoride (PVDF) as a biomaterial: from polymeric raw material to monofilament vascular suture. *J.Biomed.Mater.Res.* 1995, 29, 1525-1536.

References

- [4] Morra M., Della Volpe C.: Correlation between substratum roughness and wettability, cell adhesion, and cell migration. *J.Biomat. Mater.Res.* 1998, 42, 473-474.
 [5] Scotchford C.A., Cooper E., Leggett G.J., Downes S.: Growth of human osteoblast-like cells on alkanethiolon gold self-assembled monolayers: the effect of surface chemistry. *J.Biomed. Mater.Res.* 1998, 41, 431-442.

OTRZYMYWANIE I BADANIE BIORESORBOWALNYCH GĄBEK DLA INŻYNIERII TKANKOWEJ Z TERPOLIMERU L-LAKTYDU, GLIKOLIDU I ϵ -KAPROLAKTONU

ELŻBIETA PAMUŁA*, SOLEDAD SIMON**, PIOTR DOBRZYŃSKI***

*AKADEMIA GÓRNICZO-HUTNICZA,
WYDZIAŁ INŻYNIERII MATERIAŁOWEJ I CERAMIKI,
KATEDRA BIOMATERIAŁÓW,
AL. MICKIEWICZA 30, 30-059 KRAKÓW, POLSKA

**UNIVERSITÉ DU MAINE,
INSTITUT UNIVESTIARE DE TECHNOLOGIE LE MANS,
DEPARTAMENT DE CHIMIE, LE MANS, FRANCJA

***POLSKA AKADEMIA NAUK, CENTRUM CHEMII POLIMERÓW,
UL. M. CURIE-SKŁODOWSKIEJ 34/20, 41-819 ZABRZE, POLSKA

Streszczenie

Gąbki przeznaczone dla inżynierii tkankowej wytworzone zostały z nowego terpolimeru glikolidu, L-laktydu i ϵ -kaprolaktonu, zsyntezowanego przy użyciu relatywnie niskotoksycznego acetyloacetonienu cyrkonu. Scharakteryzowano mikrostrukturę, porowatość i właściwości powierzchniowe otrzymanych gąbek. Gąbki miały pory o rozmiarze około 700 μm , nasiąkliwość 550% ($\pm 40\%$) i porowatość 87% ($\pm 1.2\%$). Degradację gąbek *in vitro* (w buforze fosforanowym) oceniano za pomocą SEM, FTIR i badań wiskozymetrycznych. Wykazano, że chociaż gąbki zaczynają ulegać degradacji natychmiast po kontakcie z buforem, zachowują one swoje wymiary i porowatą mikrostrukturę przez 5 tygodni *in vitro*.

Wprowadzenie

Poli(L-laktyd), polimer resorbowlany należący do grupy poli(α -hydroksyestrów), jest materiałem biozgodnym wykorzystywanym m.in. na elementy do osteosyntezy [1]. Nie-

MANUFACTURING AND INVESTIGATION OF BIORESORBABLE FOAMS FOR TISSUE ENGINEERING FROM TERPOLYMER OF L-LACTIDE, GLYCOLIDE AND ϵ -CAPROLACTONE

ELŻBIETA PAMUŁA*, SOLEDAD SIMON**, PIOTR DOBRZYŃSKI***

*AGH - UNIVERSITY OF SCIENCE AND TECHNOLOGY,
FACULTY OF MATERIALS SCIENCE AND CERAMICS,
DEPARTMENT OF BIOMATERIALS,
30 MICKIEWICZA AVE., 30-059 KRAKÓW, POLAND

**UNIVERSITÉ DU MAINE,
INSTITUT UNIVESTIARE DE TECHNOLOGIE LE MANS,
DEPARTAMENT DE CHIMIE, LE MANS, FRANCE

***CENTRE OF POLYMER CHEMISTRY, POLISH ACADEMY OF
SCIENCES, 34/20 CURIE-SKŁODOWSKIEJ ST., 41-819 ZABRZE,
POLAND

Abstract

Foams intended for tissue engineering were produced from a new terpolymer of glycolide, L-lactide and ϵ -caprolactone, synthesized with the use of relatively low-toxic zirconium acetate. The microstructure, porosity and surface properties of the foams were characterized. The foams had the pore size of 700 μm , water uptake of 550% ($\pm 40\%$) and porosity of 87% ($\pm 1.2\%$). The degradation of foams *in vitro* (in PBS) was studied by SEM, FTIR and viscosity measurements. It was shown that the foams start to degrade immediately after contact with PBS, but they maintain their dimensions and porous microstructure for 5 weeks *in vitro*.

Introduction

Poly(L-lactide), a resorbable polymer belonging to a group of poly(α -hydroxy ester)s, has been regarded as

mniej jednak, polimer ten ulega degradacji w czasie około 2 lat, co jest często za długim okresem czasu dla zastosowań w inżynierii tkankowej. Dlatego też syntezuje się kopolimery L-laktydu z ϵ -kaprolaktonem [2] i glikolidem [3] aby przyspieszyć jego proces bioabsorpcji. W niniejszej pracy opisujemy właściwości porowatych gąbek otrzymanych z nowego terpolimeru glikolidu, L-laktydu i ϵ -kaprolaktonu, zsyntezowanego ostatnio z wykorzystaniem relatywnie niskotoksycznego związku cyrkonu [4]. Celem poniższych badań było opracowanie sposobu otrzymywania porowatych gąbek z badanego terpolimeru, analiza ich mikrostruktury i procesów degradacji *in vitro*. Gąbki otrzymano metodą odlewania z roztworu / wypłukiwania cząsteczek soli.

Materialy

Synteza terpolimeru

Glikolid i L-laktyd (Purac, Holandia) były oczyszczone poprzez rekrytalizację z suchego octanu etylu i suszone w suszarce próżniowej w temperaturze pokojowej; ϵ -kaprolakton był suszony i destylowany w atmosferze argonu przed użyciem; $Zr(acac)_4$ użyto w postaci handlowej. Terpolimeryzację prowadzono w masie w $100^\circ C$ z inicjatorem $Zr(acac)_4$ w stosunku molowym 1.2×10^{-3} wykorzystując konwencjonalną linię próżniową do odgazowania i zatapiania ampuł zgodnie z metodą opisaną poprzednio [4]. Otrzymany terpolimer był mielony i płukany w alkoholu metylowym w celu usunięcia nieprzereagowanych monomerów i suszony pod próżnią w $50^\circ C$.

Otrzymywanie gąbek

Gąbki otrzymano metodą odlewania z roztworu / wypłukiwania cząsteczek soli. Cytrynianu sodu (POCH, Gliwice, Polska) mieszano z 10% roztworem terpolimeru w chlorku metylenu w takiej proporcji, aby uzyskać udział objętościowy soli równy 85%. Mieszanina była odlewana do szalek Petriego, suszona przez noc w atmosferze powietrza a następnie, przez 24 h w suszarce próżniowej. Następnie sól była wypłukiwana w wodzie destylowanej, co zwykle zajmowało 5 dni, do momentu, gdy przewodnictwo wody po płukaniu było porównywalne z przewodnictwem wody destylowanej. Potem próbki były suszone w suszarce próżniowej przez 24h.

Metody

Charakterystyka terpolimeru i gąbek

Skład terpolimeru określono za pomocą 1H i ^{13}C NMR (spektrometr Varian Unity Inowa). Ciężar cząsteczkowy i współczynnik polidispersji określono chromatografią żelową za pomocą chromatografu Physics SP 8800. Temperaturę przemiany (zeszklania) (T_g) zbadano za pomocą DSC from DuPont 1090B przy prędkości grzania $20^\circ C/min$. Lepkość roztworów terpolimeru i gąbek określono wiskozymetrem Ubbelohde'a w chloroformie w $25^\circ C$. Początkowe stężenie roztworu wynosiło 0.2 g/dL. Mikrostrukturę gąbek badano za pomocą mikroskopu skaningowego JSM 5400 JEOL przy powiększeniach 50 i 5000 razy. Przed analizą próbki napyłono cienką warstwą węgla w celu nadania im właściwości przewodzących. Próbki badano też metodą FTIR-ATR za pomocą spektrometru Digital FTS 60v (BioRad) w zakresie $600-4000\text{ cm}^{-1}$, z czułością 4 cm^{-1} i przy liczbie skanów 64 dla każdego widma. Porowatość i nasiąkliwość gąbek wyliczano z masy suchych gąbek i gąbek nasączonych wodą. Próbki zanurzono w wodzie destylowanej na 10 min. Następnie wyjęto je, wytarto mokrą tkaniną w celu usunięcia wody z obu powierzchni

biocompatible material and used in production of elements for osteosynthesis [1]. Nevertheless, the polymer has a degradation time in the order of 2 years, which often is too long for tissue engineering applications. Therefore copolymers of L-lactide with ϵ -caprolactone [2] and glycolide [3] have been synthesized to accelerate the rate of bioabsorption. In this study we describe the properties of porous foams produced from a new terpolymer of glycolide, L-lactide and ϵ -caprolactone recently synthesized with the use of relatively low-toxic zirconium compound [4]. The aim of this study was to work out the processability of porous foams from this terpolymer and analyse their microstructure and degradation processes *in vitro*. The foams were produced by solvent casting / salt particulate leaching technique.

Materials

Synthesis of terpolymer

Glycolide and L-lactide (Purac, Holland) were purified by re-crystallization from dry ethyl acetate and dried in a vacuum oven at room temperature; ϵ -caprolactone was dried and distilled under argon before use; $Zr(acac)_4$ was used as received.

Terpolymerization was performed in bulk with a $Zr(acac)_4$ /molar ratio of 1.2×10^{-3} at $100^\circ C$ by a conventional method using a vacuum line for degassing and sealing of the ampoules according to the method described previously [4]. The obtained terpolymer was ground and shaken with methyl alcohol in order to remove unreacted monomers and then dried in a vacuum at $50^\circ C$.

Preparation of foams

The foams were produced by solvent casting / salt particulate leaching technique. Sodium citrate (POCH, Gliwice, Poland) was mixed with 10% (w/v) polymer solution in methylene chloride in such proportion to receive the salt volume fraction of 85%. The mixture was cast on glass Petri dishes, dried overnight in air, followed by vacuum treatment at a decreased pressure for 24 h. Next the salt was leached in distilled water; it took about 5 days up to the point when the conductivity of water was similar to that of distilled water. After the samples were dried in the oven under decreased pressure for 24h.

Methods

Characterization of terpolymer and foams

The terpolymer composition was determined by 1H and ^{13}C NMR measurements (Varian Unity Inowa spectrometer). The molecular weight and polydispersity index were determined by gel permeation chromatography with the Physics SP 8800 chromatograph. Glass-transition temperature (T_g) was investigated by DSC from DuPont 1090B apparatus at a heating rate of $20^\circ C/min$. The viscosity of terpolymer and foams were measured by Ubbelohde viscometer in chloroform at $25^\circ C$. The initial concentration of solution was 0.2 g/dL. The microstructure of foams was studied by JSM 5400 scanning microscope from JEOL at magnifications of 50 and 500 times. Before analysis the samples were coated by a thin carbon layer in order to make them conductive. Digital FTS 60v spectrometer from BioRad was used to study the samples in the range of $600-4000\text{ cm}^{-1}$ with a 4 cm^{-1} resolution and averaging of 64 scans for each spectrum. The spectra were obtained in the attenuated total reflection mode (FTIR-ATR).

i zważono (m_{wet}). Następnie próbki wysuszono w suszarce próżniowej przez 24h i ponownie zważono (m_{dry}). Nasiąkliwość wyliczono z następującego wzoru: nasiąkliwość (%) = $100 (m_{wet} - m_{dry}) / m_{dry}$.

Charakterystyka porogenu

Rozmiar kryształków cytrynianu sodu wyniósł $600 \mu\text{m}$ ($\pm 100 \mu\text{m}$), co wyznaczono za pomocą mikroskopu optycznego.

Badania degradacji

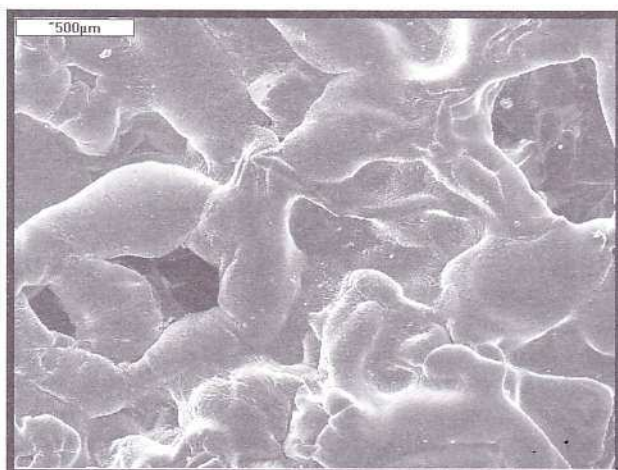
Degradację gąbek prowadzono w buforze fosforanowym (PBS) [$24\text{mM Na}_2\text{HPO}_4$ i $16 \text{mM KH}_2\text{PO}_4$, pH = 7] w temperaturze 37°C . Próbki gąbek o masie 0.25g inkubowano w 100ml PBS. Bufor wymieniano co tydzień. Wtedy też pobierano jedną próbkę gąbki, dokładnie płukano w wodzie destylowanej, suszono przez 24h w suszarce próżniowej i poddawano dalszym badaniom.

Wyniki i dyskusja

Badania NMR wykazały, że stosunek molowy glikolidu do L-laktydu i do ϵ -kaprolaktonu w terpolimerze poli(glikolid-laktyd- ϵ -kaprolakton) (PGLCap) wyniósł 10:70:20. Chromatografia żelowa wykazała, że liczbowo średnia masa cząsteczkowa (M_n) terpolimeru wynosiła 48000D, a współczynnik polidispersji, $d = 1.3$. Terpolimer miał temperaturę przemiany (T_g) w 29°C . Ta charakterystyczna temperatura była niższa niż czystego poli-L-laktydu ($T_g = 65^\circ\text{C}$) i poliglikolidu ($T_g = 35\text{-}40^\circ\text{C}$), ale wyższa niż poli- ϵ -kaprolaktonu ($T_g = -60^\circ\text{C}$) [1].

Analiza SEM gąbek PLCap otrzymanych poprzez wypukiwanie cząsteczek cytrynianu sodu wykazuje obecność nieregularnych połączonych ze sobą porów o rozmiarze około $700 \mu\text{m}$. RYSUNEK 1 przedstawia reprezentacyjną mikrostrukturę gąbek. Rozmiar porów jest zbliżony do rozmiaru cząsteczek soli ($600 \mu\text{m} \pm 100 \mu\text{m}$) użytych do wytworzenia gąbek.

Gąbki PGLCap miały porowatość 87% ($\pm 1.2\%$) i nasiąkliwość 550% ($\pm 40\%$). Relatywnie wąskie przedziały ufności porowatości i nasiąkliwości, wyliczone dla 14 niezależnych próbek potwierdzają, że zastosowana metoda wytwarzania umożliwia otrzymanie gąbek o bardzo powta-



RYS. 1. Obraz SEM gąbek otrzymanych z PGLCap (powiększenie 50x).

FIG. 1. SEM micrograph of PGLCap foam (magnification 50x).

The porosity and water uptake of foams were calculated from the weight of dry samples and samples soaked with water. The samples were immersed in distilled water for 10 minutes. After both surfaces of the foams were wiped with a wet tissue to remove water from the surfaces and foams were weighed (m_{wet}). Finally, the samples were dried in vacuum oven for 24h and weighed once again (m_{dry}). Water uptake was calculated using the formula: water uptake (%) = $100 (m_{wet} - m_{dry}) / m_{dry}$.

Characterization of porogen

The size of sodium citrate crystals was $600 \mu\text{m}$ ($\pm 100 \mu\text{m}$) as studied by optical microscope.

Degradation studies

Degradation of foams was performed in phosphate-buffered saline (PBS) [$24\text{mM Na}_2\text{HPO}_4$ and $16 \text{mM KH}_2\text{PO}_4$, pH = 7] at 37°C . The foams weighing 0.25g were incubated in 100ml of buffer in plastic vials. The buffered was changed every week. After every week one piece of foam was taken, washed thoroughly in distilled water, dried in vacuum oven for 24h and submitted to further investigations.

Results and discussion

NMR investigations demonstrate that the molar ratio of glycolide to L-lactide to ϵ -caprolactone in terpolymer poly(glycolide-co-L-lactide-co-caprolactone) (PGLCap) was 10:70:20. GPC measurements show that number-average molecular weight (M_n) of terpolymer was 48000D and a polydispersity index, $d = 1.3$. The terpolymer had a glass transition temperature (T_g) at 29°C . This characteristic temperature is lower than of poly-L-lactide ($T_g = 65^\circ\text{C}$) and polyglycolide ($T_g = 35\text{-}40^\circ\text{C}$) and higher than that of ϵ -caprolactone ($T_g = -60^\circ\text{C}$) [1].

The SEM analysis of PGLCap foams produced by sodium citrate leaching shows irregular interconnected pores of sizes about $700 \mu\text{m}$. FIGURE 1 demonstrates a representative microstructure of foams. The size of pores is close to the size of salt particles ($600 \mu\text{m} \pm 100 \mu\text{m}$) used in production of foams.

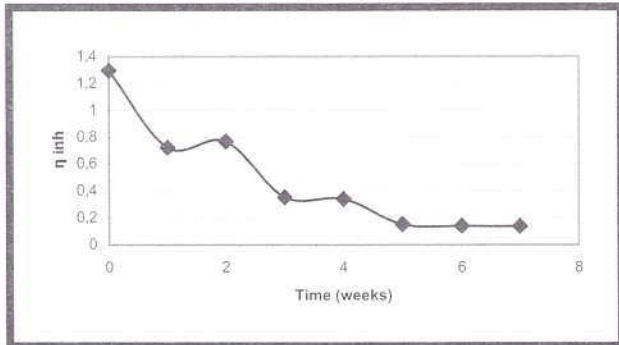
The porosity of the PGLCap foams was 87% ($\pm 1.2\%$) and its water uptake was 550% ($\pm 40\%$). Relatively small confidence intervals of porosity and water uptake, calculated for 14 independent samples, confirm that the preparation method enables to obtain the foams with a very reproducible microstructure. The porosity is similar to that assumed in the stage of foam designing ($V_p = 85\%$). This may also suggest that all salt was leached out. The high water uptake going along with the high porosity of foams is necessary in tissue engineering applications to assure cells' adhesion and diffusion of nutrients [1,5].

The degradation of foams was studied in PBS for 7 weeks. It can be seen from SEM pictures that the surface after 5-week degradation (FIG.2) is rougher than that of initial sample (FIG.1). It suggests that the terpolymer undergoes surface degradation.

Evolution of inherent viscosity as a function of incubation in PBS is presented in Figure 3. The inherent viscosity of the foams, $\eta_{inh} = 1.3$, is about 30% lower than of polymer after synthesis, $\eta_{inh} = 1.8$. It demonstrates that the process of foams' preparation influences the structure of terpolymer and causes a significant decrease in molecular weight. Incubation of foams in PBS for 5 weeks causes a drop in inherent viscosity up to 0.15. Up to that time the foams do not collapse and retain their porous microstruc-

rzalnej mikrostrukturze. Porowatość jest podobna do porowatości założonej na etapie projektowania i wykonywania gąbek, ($V_p = 85\%$). Wartości porowatości potwierdzają również, że cała sól została wypłukana. Wysoka nasiąkliwość i wysoka porowatość gąbek jest konieczna w inżynierii tkankowej, aby zapewnić adhezję komórek i dyfuzję środków odżywczych [1, 5].

Degradację gąbek badano w PBS w ciągu 7 tygodni. Z badań SEM wynika, że po 5 tygodniach degradacji powierzchnia (RYS. 2) staje się bardziej chropowata niż próbki wyjściowych (RYS. 1). Może to wskazywać, że terpoli-



RYS. 3. Zmiany lepkości istotnej gąbek PGLCap w funkcji czasu degradacji w PBS.

FIG. 3. Evolution of inherent viscosity of PGLCap foams as a function of incubation in PBS.

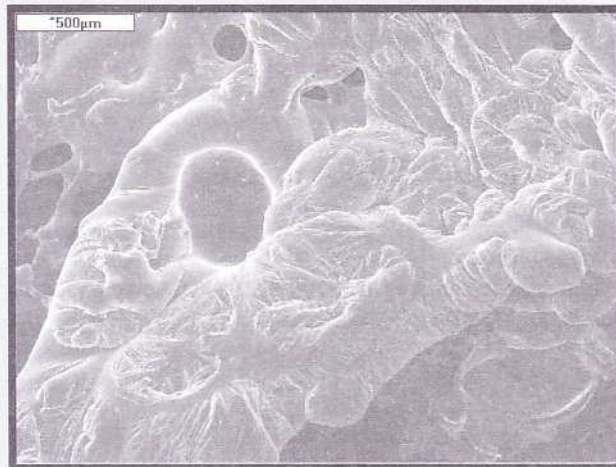
mer ulega procesowi degradacji powierzchniowej.

Zmiany lepkości istotnej gąbek w funkcji czasu inkubacji w PBS są przedstawione na Rysunku 3. Lepkość istotna gąbek, $\eta_{inh} = 1.3$, jest około 30% niższa niż bezpośrednio po syntezie, $\eta_{inh} = 1.8$. Dowodzi to, że proces wytwarzania gąbek wpływa na strukturę łańcucha terpolimeru i powoduje znaczny spadek masy cząsteczkowej. Inkubacja gąbek w PBS w ciągu 5 tygodni powoduje spadek lepkości istotnej do 0.15. Do tego czasu, gąbki nie zapadają się i zachowują swoją porowatą mikrostrukturę. Dalszy kontakt z PBS nie wpływa na zmiany lepkości istotnej, ale po 6 tygodniach próbki tracą spoiwość i zaczynają się kruszyć. Tak więc, gąbki PGLCap zachowują swoje wymiary przez 5 tygodni badań in vitro, jednak zaczynają one ulegać degradacji natychmiast po umieszczeniu ich w PBS.

RYSUNEK 4 przedstawia widma FTIR-ATR gąbek przed i po 5 tygodniach degradacji w PBS. Analiza widm wykazuje przesunięcie pasma z 1762 do 1745 cm^{-1} pochodzącego od drgań rozciągających C=O i istotne zmiany w kształcie pasm w zakresie $1040\text{--}1250\text{ cm}^{-1}$ przypisywanych drganiom rozciągającym C-O i C-O-C. Zmiany te wynikają z rozrywania wiązań poliesterowych w wyniku reakcji hydrolizy. Otrzymane wyniki są zgodne z naszymi poprzednimi badaniami nad degradacją kopolimerów glikolidu z L-laktydem [6].

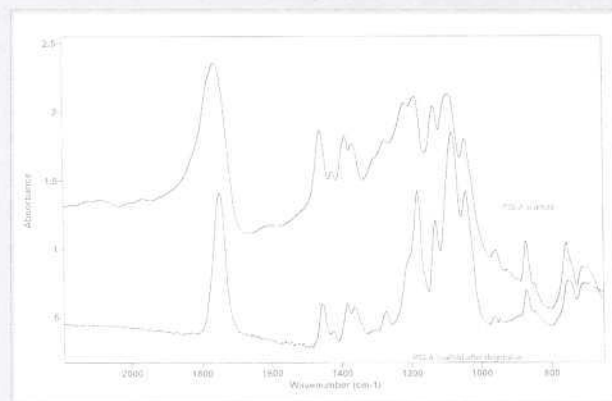
Wnioski

Metoda odlewania z roztworu / wypłukiwania cząstek soli umożliwia wytwarzanie gąbek o powtarzalnych właściwościach z nowego terpolimeru glikolidu, L-laktydu i ϵ -kapolaktanu, zsyntezowanego przy użyciu relatywnie niskotoksycznego acetyloacetonienu cyrkonu. Gąbki mają pory o wymiarach około 700 nm , cechuje je nasiąkliwość równa 550% ($\pm 40\%$) i porowatość 87% (± 1.2). Badania wiskozymetryczne wykazują, że gąbki zaczynają ulegać degradacji natychmiast po zanurzeniu w PBS. Badania SEM wskazują, że po 5 tygodniach in vitro na powierzch-



RYS. 2. Obraz SEM gąbek otrzymanych z PGLCap po degradacji w PBS przez 5 tygodni (powiększenie 50x).

FIG. 2. SEM micrograph of PGLCap scaffold after degradation in PBS for 5 weeks (magnification 50x).



RYS. 4. Widma FTIR-ATR gąbek PGLCap przed (a) i po 5 tygodniach degradacji w PBS (b).

FIG. 4. FTIR-ATR spectra of PGLCap foams before (a) and after 5 weeks degradation in PBS (b).

ture. A further contact with PBS does not change considerably the inherent viscosity, but after 6 weeks the samples start to disintegrate and crumble. Thus, the foams produced from PGLCap, maintain their dimensional stability for 5 weeks in vitro, however they start to degrade immediately after contact with PBS.

FIGURE 4 presents the FTIR spectra of the foams before and after 5-week degradation in PBS. The analysis of the spectra reveal a shift of the band attributed to C=O stretching vibrations from 1762 to 1745 cm^{-1} and considerable changes in the shape of the bands in the range of $1040\text{--}1250\text{ cm}^{-1}$ attributed to C-O and C-O-C stretching vibrations. These changes are due to chain-scission of polyester bonds in hydrolysis reaction. Such results are consistent with our previous studies on degradation of poly(glicolide-L-lactide) copolymers [6].

Conclusion

Solvent casting / sodium citrate leaching is a technique which makes possible to manufacture reproducible foams

nia gąbek występują zmiany sugerujące zjawisko degradacji powierzchniowej. Pomimo to, gąbki zachowują swoje wymiary i porowatą mikrostrukturę przez 5 tygodni in vitro, co ma kluczowe znaczenie w inżynierii tkankowej.

Podziękowania

Autorzy dziękują Pani dr C. Paluszkiewicz za pomoc przy badaniach FTIR i Pani mgr B. Trybalskiej za badania SEM. Badania były finansowane z projektu KBN 'Nowe materiały i technologie dla inżynierii biomedycznej (Nr PBZ-KBN-082/T08/2002).

Piśmiennictwo

- [1] Yang S., Leong K.-F., Du Z., Chua C.-K.: Tissue Engineering 7, 2001, 679-689.
 [2] Middleton J.C., and Tipton A.J. Med. Plastics Biomater. Mag. 3, 1998, 30.
 [3] Dobrzyński P., Kasperczyk J., Janeczek H., Bero M.: Macromolecules, 2001, 5090-5098.

from a new terpolymer of glycolide, L-lactide and ϵ -caprolactone, synthesized with the use of relatively low-toxic zirconium acetate. The foams have the pore size of 700 nm, water uptake of 550% ($\pm 40\%$) and porosity of 87% (± 1.2). The viscosity measurements show that the foams start to degrade immediately after contact with PBS. After 5-week incubation in PBS the foams undergo surface degradation, as showed by SEM. Nonetheless they maintain dimensions and porous microstructure for 5 weeks in vitro, what is a key importance in tissue engineering.

Acknowledgements

The authors thank Dr. C. Paluszkiewicz for her help in FTIR measurements and B. Trybalska, MSc for SEM studies. This study was supported by the research program of the Polish Committee for Scientific Research "New materials and technologies for biomedical engineering" (project PBZ-KBN-082/T08/2002).

References

- [4] Dobrzyński P.: J. Polymer Sci.: A: Polymer Chem. 40, 2002, 3129-3143.
 [5] Tabata Y., DDT 6, 2001, 483-487.
 [6] Pamula E., Błażewicz M., Paluszkiewicz C., P. Dobrzyński: J. Mol. Structure 596, 2001, 69-75.

WŁÓKNO SZKLANE JAKO WZMOCNIENIE POLIMERÓW STOSOWANYCH W PROTETYCE STOMATOLOGICZNEJ

B.A. FRĄCZAK

ZAKŁAD PROTETYKI STOMATOLOGICZNEJ
 POMORSKIEJ AKADEMII MEDYCZNEJ W SZCZECINIE

Streszczenie

Leczenie protetyczne pacjentów wymaga użycia odpowiednich materiałów rekonstrukcyjnych. Częste uszkodzenia uzupełnień protetycznych skłaniają do badań nad ulepszeniem stosowanych materiałów. Jednym ze sposobów uzyskania lepszych właściwości mechanicznych jest zbrojenie włóknem szklanym.

Słowa kluczowe: wzmocnienia protez, włókno szklane

W stomatologii a zwłaszcza w protetyce większość konstrukcji protetycznych odtwarzających brakujące uzębienie oparta jest o metal oraz polimery bądź kompozyty. Materia-

THE USE OF GLASS FIBRES IN POLYMER REINFORCEMENT IN PROSTHETICS

B.A. FRĄCZAK

DEPARTMENT OF PROSTHETIC DENTISTRY, POMERANIAN MEDICAL UNIVERSITY IN SZCZECIN

Abstract

Prosthetic treatment of patients requires the use of appropriate reconstruction materials. Often failures of prosthetic appliances have encouraged authors to carry out further research on improving the accessible materials. One of the methods of achieving better mechanical properties is reinforcement with glass fibres.

Key words: denture reinforcement, glass fibres.

In dentistry, particularly in prosthetics, most constructions, which restore lacking teeth, are based on metal, polymers or composites. Polymers have been widely used in the construction of complete dentures, partial dentures and also for veneering of fixed prosthetic restorations. Unfortunately polymers used in dentistry are not ideal materials and during service can crack as a result of material fatigue. In dentistry the most popular material used for polymer reinforce-