# ENGINEERING OF BIOMATERIA BIOMATERIALÓW VYDZIAŁU INŻYNIERII STOWARZYSZENIA BIOMATERIAŁÓW KATERIAŁOWEJ I CERAMIKI AGH

Number 95 Numer 95 Volume XIII Rok XIII

DECEMBER 2010 GRUDZIEŃ 2010

**ISSN 1429-7248** 

**PUBLISHER:** WYDAWCA:

Polish Society for Biomaterials in Cracow Polskie Stowarzyszenie Biomateriałów w Krakowie

EDITORIAL COMMITTEE: KOMITET REDAKCYJNY:

Editor-in-Chief Redaktor naczelny Jan Chłopek

Editor Redaktor Elżbieta Pamuła

Secretary of editorial Sekretarz redakcji Design Projekt Katarzyna Trała Augustyn Powroźnik

ADDRESS OF EDITORIAL OFFICE: ADRES REDAKCJI:

AGH-UST 30/A3, Mickiewicz Av. 30-059 Cracow, Poland Akademia Górniczo-Hutnicza al. Mickiewicza 30/A-3 30-059 Kraków

Issue: 200 copies Nakład: 200 egz.

Scientific Publishing House AKAPIT Wydawnictwo Naukowe AKAPIT e-mail: wn@akapit.krakow.pl



# ENGINEERING OF

## INTERNATIONAL EDITORIAL BOARD MIĘDZYNARODOWY KOMITET REDAKCYJNY

engineering of BI MATERIALS

#### Wskazówki dla autorów

.....

1. Prace do opublikowania w kwartalniku "Engineering of Biomaterials / Inżynieria Biomateriałów" przyjmowane będą wyłącznie z tłumaczeniem na język angielski. Obcokrajowców obowiazuje tylko język angielski.

2. Wszystkie nadsyłane artykuły są recenzowane.

 Materiały do druku prosimy przysyłać na adres e-mail: kabe@agh.edu.pl lub Augustyn.Powroznik@agh.edu.pl
 Struktura artykułu:

• TYTUŁ • Autorzy • Streszczenie (100-200 słów) • Słowa kluczowe • Wprowadzenie • Materiały i metody • Wyniki i dyskusja • Wnioski • Podziękowania • Piśmiennictwo

5. Materiały ilustracyjne powinny znajdować się poza tekstem w oddzielnych plikach. Rozdzielczość rysunków min. 300 dpi. Wszystkie rysunki i wykresy powinny być czarnobiałe lub w odcieniach szarości i ponumerowane cyframi arabskimi. W tekście należy umieścić odnośniki do rysunków i tabel. W tabelach i na wykresach należy umieścić opisy polskie i angielskie. W dodatkowym dokumencie należy zamieścić spis tabel i rysunków (po polsku i angielsku).

6. Na końcu artykułu należy podać wykaz piśmiennictwa w kolejności cytowania w tekście i kolejno ponumerowany.

 Redakcja zastrzega sobie prawo wprowadzenia do opracowań autorskich zmian terminologicznych, poprawek redakcyjnych, stylistycznych, w celu dostosowania artykułu do norm przyjętych w naszym czasopiśmie. Zmiany i uzupełnienia merytoryczne będą dokonywane w uzgodnieniu z autorem.
 Opinia lub uwagi recenzenta będą przekazywane Autorowi do ustosunkowania się. Nie dostarczenie poprawionego artykułu w terminie oznacza rezygnację Autora z publikacji pracy w naszym czasopiśmie.

9. Za publikację artykułów redakcja nie płaci honorarium autorskiego.

10. Adres redakcji:

#### Czasopismo

"Engineering of Biomaterials / Inżynieria Biomateriałów" Akademia Górniczo-Hutnicza im. St. Staszica Wydział Inżynierii Materiałowej i Ceramiki al. Mickiewicza 30/A-3, 30-059 Kraków

tel. (48 12) 617 25 03, 617 22 38 tel./fax: (48 12) 617 45 41 e-mail: chlopek@agh.edu.pl, kabe@agh.edu.pl, Augustyn.Powroznik@agh.edu.pl, www.biomat.krakow.pl

#### Warunki prenumeraty

Zamówienie na prenumeratę prosimy przesyłać na adres: apowroz@agh.edu.pl, tel/fax: (48 12) 617 45 41 Konto: Polskie Stowarzyszenie Biomateriałów 30-059 Kraków, al. Mickiewicza 30/A-3

Bank Śląski S.A. O/Kraków,

nr rachunku 63 1050 1445 1000 0012 0085 6001

Opłaty: Cena 1 numeru wynosi 20 PLN

#### Instructions for authors

1. Papers for publication in quarterly magazine "Engineering of Biomaterials / Inżynieria Biomateriałów" should be written in English.

2. All articles are reviewed.

3. Manuscripts should be submitted to Editor's Office by e-mail to kabe@agh.edu.pl, or Augustyn.Powroznik@agh.edu.pl

4. A manuscript should be organized in the following order:

TITLE • Authors and affiliations • Abstract (100-200 words)

Keywords (4-6) • Introduction • Materials and methods • Results and Discussions • Conclusions • Acknowledgements • References

5. Authors' full names and affiliations with postal addresses should be given. If authors have different affiliations use superscripts 1,2...

6. All illustrations, figures, tables, graphs etc. preferably in black and white or grey scale should be presented in separate electronic files (format .jpg, .gif., .tiff, .bmp) and not incorporated into the Word document. High-resolution figures are required for publication, at least 300 dpi. All figures must be numbered in the order in which they appear in the paper and captioned below. They should be referenced in the text. The captions of all figures should be submitted on a separate sheet.

7. References should be listed at the end of the article. Number the references consecutively in the order in which they are first mentioned in the text.

8. Opinion or notes of reviewers will be transferred to the author. If the corrected article will not be supplied on time, it means that the author has resigned from publication of work in our magazine.

9. Editorial does not pay author honorarium for publication of article.

10. Papers will not be considered for publication until all the requirements will be fulfilled.

11. Manuscripts should be submitted for publication to:

#### Journal

"Engineering of Biomaterials / Inżynieria Biomateriałów" AGH University of Science and Technology Faculty of Materials Science and Ceramics 30/A-3, Mickiewicz Av., 30-059 Cracow, Poland

tel. (48 12) 617 25 03, 617 22 38 tel./fax: (48 12) 617 45 41 e-mail: chlopek@agh.edu.pl, kabe@agh.edu.pl Augustyn.Powroznik@agh.edu.pl www.biomat.krakow.pl

#### Subscription terms

Subscription rates: Cost of one number: 20 PLN Payment should be made to: Polish Society for Biomaterials 30/A3, Mickiewicz Av. 30-059 Cracow, Poland Bank Slaski S.A. O/Krakow account no. 63 1050 1445 1000 0012 0085 6001

# XXI Conference on BIOMATERIALS IN MEDICINE AND

# VETERINARY MEDICINE

# 13-16 October 2011 Hotel "Perla Poludnia", Rytro

www.biomat.krakow.pl







ENGINEERING OF

## **SPIS TREŚCI**

### CONTENTS

BIOMATERIAŁY POLIMEROWE	POLYMER B
W REGENERACJI UBYTKÓW SKÓRY	SKIN REGEI
- ARTYKUŁ PRZEGLĄDOWY	- A REVIEW
Małgorzata Martowicz, Jadwiga Laska 2	Małgorzata N
ANALIZA UWARUNKOWAŃ DECYDUJĄCYCH	THE ANALY
O ODPORNOŚCI SZKLIWA NA ZUŻYCIE.	OF ENAMEL
CZĘŚĆ I: IDENTYFIKACJA BIOLOGICZNEJ	PART I: IDEI
I MECHANICZNEJ STRUKTURY SZKLIWA ORAZ	MECHANICA
JEGO UKSZTAŁTOWANIA NA KORONACH ZĘBÓW	ITS SHAPE
Mariola Herman, Anna M. Ryniewicz,	MARIOLA HERN
Wojciech Ryniewicz 10	WOJCIECH RYN
WŁAŚCIWOŚCI MECHANICZNE KOMPOZYTÓW	MECHANICA
POLIMEROWO-METALICZNYCH	POLYMER-M
Magdalena Ziąbka, Jan Chłopek 18	Magdalena Zi
OCENA KONSTRUKCYJNO-MATERIAŁOWA	THE MATER
CEMENTOWYCH ENDOPROTEZ STAWU	ESTIMATION
BIODROWEGO W SYMULACJACH	OF HIP JOIN
NUMERYCZNYCH	SIMULATION
Tomasz Madej, Anna M. Ryniewicz 22	Tomasz Made
OTRZYMYWANIE I OCENA WŁAŚCIWOŚCI	MANUFACT
MECHANICZNYCH KOMPOZYTÓW Z POLIURETANU	MECHANICA
I WŁÓKIEN WĘGLOWYCH JAKO POTENCJALNYCH	AND CARBO
MATERIAŁÓW KONSTRUKCYJNYCH	AS POTENT
DLA MEDYCYNY	FOR MEDIC
MICHAŁ DWORAK, STANISŁAW BŁAŻEWICZ 33	MICHAŁ DWOR

#### **BIOMATERIALS FOR** NERATION 2 ARTOWICZ, JADWIGA LASKA SIS OF DETERMINING FACTORS RESISTANCE TO WEAR. NTIFICATION OF BIOLOGICAL AND AL ENAMEL STRUCTURE AND IN DENTAL CROWNS MAN, ANNA M. RYNIEWICZ, 10 NIEWICZ AL PROPERTIES OF METAL COMPOSITES 18 IABKA, JAN CHŁOPEK IAL-STRUCTURE N OF ENDO-PROSTHESES IT IN THE NUMERICAL NS 22 J, ANNA M. RYNIEWICZ URE AND ASSESSMENT OF AL PROPERTIES OF POLYURETHANE

AND CARBON FIBRES BASED COMPOSITES AS POTENTIAL CONSTRUCTIONAL MATERIALS FOR MEDICINE

Michał Dworak, Stanisław Błażewicz 33

Ш 

1

STRESZCZANE W APPLIED MECHANICS REVIEWS Abstracted in Applied Mechanics Reviews WYDANIE DOFINANSOWANE PRZEZ MINISTRA NAUKI I SZKOLNICTWA WYŻSZEGO Edition financed by the Minister of Science AND Higher Education

•

•

 $\bullet \bullet \bullet \bullet \bullet$ 

#### BIOMATERIAŁY POLIMEROWE W REGENERACJI UBYTKÓW SKÓRY ARTYKUŁ PRZEGLADOWY

#### MAŁGORZATA MARTOWICZ<sup>1</sup>, JADWIGA LASKA<sup>2,3\*</sup>

 <sup>1</sup> Państwowa Wyższa Szkoła Zawodowa w Tarnowie, Instytut Matematyczno-Przyrodniczy, ul. Mickiewicza 8, 33-100 Tarnów
 <sup>2</sup> Akademia Górniczo-Hutnicza, Wydział Inżynierii Materiałowej i Ceramiki, Katedra Biomateriałów, al. Mickiewicza 30, 30-059 Kraków
 <sup>3</sup> Państwowa Wyższa Szkoła Zawodowa w Tarnowie, Instytut Politechniczny, ul. Mickiewicza 8, 33-100 Tarnów
 \* E-Mail: Jlaska@agh.edu.pl

#### Streszczenie

Leczenie rozległych ubytków skórnych przy pomocy syntetycznych materiałów lub z wykorzystaniem inżynierii tkankowej jest obecnie najbardziej rozwiniętą dziedziną medycyny regeneracyjnej. Pierwsze materiały stosowane w leczeniu rozległych oparzeń bazowały na materiałach naturalnych i kolagenie. Kolagen jest podstawą praktycznie wszystkich substytutów skórnych stosowanych aktualnie w leczeniu klinicznym. Jednak zauważalne jest zapotrzebowanie na inne materiały, w tym, przede wszystkim, polimery syntetyczne. Szczególnie ważną rolę w opracowywaniu nowych ulepszonych substytutów skóry odgrywają polimery resorbowalne. Bardzo ważną cechą polimerów syntetycznych jest możliwość modyfikacji ich właściwości na etapie syntezy oraz uzyskiwania odpowiedniej mikrostruktury. Niniejszy artykuł stanowi przegląd biomateriałów polimerowych stosowanych w regeneracji skóry. W artykule omówiono materiały stosowane i badane klinicznie, jak i najnowsze trendy w badaniach laboratoryjnych substytutów skóry.

**Słowa kluczowe:** materiały polimerowe, polimery resorbowalne, sztuczna skóra, medycyna regeneracyjna, inżynieria tkankowa

[Inżynieria Biomateriałów, 95, (2010), 2-9]

#### Wprowadzenie

Regeneracja rozległych ubytków skórnych, przede wszystkim urazów oparzeniowych, to bardzo poważny problem. Szczególnie dotkliwe są oparzenia III stopnia, obejmujące całą grubość skóry, których wyleczenie może być tylko częściowe, a na skórze pozostają rozległe i głębokie blizny oraz istnieje niebezpieczeństwo występowania przykurczów. Trzeba podkreślić, że bez względu na rozległość, oparzenia II i III stopnia dotyczące miejsc odkrytych (twarz, ręce, stopy), szczególnie u małych dzieci, powinny być leczone w warunkach szpitalnych. Wśród różnych schorzeń skóry, jak np. rumień, pęcherze, obrzęki, martwica czy owrzodzenia, większość z nich wymaga dokonania przeszczepu.

Metoda przeszczepów autologicznych, mimo wielu swoich zalet, ma pewne ograniczenia, wśród których istotny jest długi czas potrzebny na wyhodowanie tkanki *in vitro*, podczas którego pacjent podatny jest na wszelkiego rodzaju infekcje. Przedmiotem intensywnych badań są zatem złożone substytuty skórne, które mogłyby zastąpić skórę właściwą i/lub służyć jako warstwa powierzchniowa,

#### POLYMER BIOMATERIALS FOR SKIN REGENERATION A REVIEW

#### MAŁGORZATA MARTOWICZ<sup>1</sup>, JADWIGA LASKA<sup>2,3\*</sup>

<sup>1</sup> STATE HIGHER VOCATIONAL SCHOOL IN TARNOW, INSTITUTE OF MATHEMATICAL AND NATURAL SCIENCE, UL. MICKIEWICZA 8, 33-100 TARNÓW, POLAND <sup>2</sup> AGH UNIVERSITY OF SCIENCE AND TECHNOLOGY, FACULTY MATERIALS SCIENCE AND CERAMICS, DEPARTMENT OF BIOMATERIALS, AL. MICKIEWICZA 30, 30-059 KRAKÓW, POLAND <sup>3</sup> STATE HIGHER VOCATIONAL SCHOOL IN TARNOW, THE POLYTECHNIC INSTITUTE, UL. MICKIEWICZA 8, 33-100 TARNÓW, POLAND \* E-MAIL: JLASKA@AGH.EDU.PL

#### Abstract

The treatment of extensive skin defects both with the use of synthetic materials or by tissue engineering is the most developed branch of regenerative medicine. First materials applied in the treatment of extensive burns were based on natural materials and collagen. Collagen is the basis of practically all skin substitutes applied in the clinical skin treatment. However the need for different materials, especially synthetic polymers, is noticeable. Resorbable polymers play particularly important role in the research on new improved substitutes of skin. The possibility of the modification of their properties on the stage of the synthesis and achieving suitable microstructure is a very important feature of synthetic polymers. In this review polymer biomaterials applied in the regeneration of skin are described. Materials which were already clinically tested, as well as the new trends in the laboratory investigations of substitutes of skin are presented.

**Keywords:** polymer biomaterials, resorbable polymers, artificial skin, regenerative medicine, tissue engineering

[Engineering of Biomaterials, 95, (2010), 2-9]

#### Introduction

Regeneration of extensive skin injuries is a very serious problem. Especially burn injuries are the most harmful. Thirddegree burn is the most serious. It occurs with the damage of the whole thickness of the skin, and always results in deep scars. Healing of the third-degree burn can be only partial, and contracture is possible. It should be stressed out that with no regard on vastness, second- and third-degree burns occurring on spaces uncovered, like face, hands, feet, and especially in young children, should be treated in hospital conditions. Among the various injuries of the skin, e.g., erythema, blisters, swellings, necrosis or ulcerations, majority requires surgical interventions and grafting.

Autografts, despite many advantages, have certain limitations. Among them, long time necessary for *in vitro* tissue growing is very important, as it is the time of increased susceptibility of the patient on various infections. This aimed the intensified investigations toward artificial hybrid skin substitutes, which could replace the dermis and/or serve as the epidermis on which keratinocytes would grow up. na której wzrastałyby keratynocyty, czyli komórki tworzące naskórek - wierzchnią barierową warstwę skóry. Dzięki substytutom skórnym chory może być leczony bezpośrednio po wypadku i nie jest konieczne czekanie na wyhodowanie naskórka w laboratorium.

Badania i próby zastosowań klinicznych zamienników skórnych, jakie dotąd podjęto, dotyczyły zarówno polimerów naturalnych jak i syntetycznych. Naturalne polimery, pozyskiwane z materiału zwierzęcego, poza szeregiem zalet wykazują jednak wady polegające na silnej odpowiedzi immunologicznej, trudnościach związanych z ich wyodrębnieniem i oczyszczaniem, a także możliwością przenoszenia wraz z biomateriałem czynników chorobotwórczych. Coraz większe znaczenie zdobywają więc polimery syntetyczne, które w porównaniu z innymi materiałami stosowanymi w inżynierii tkankowej oferują wiele zalet, jak na przykład bioinertność, możliwość dopasowania właściwości mechanicznych lub szybkości degradacji do rodzaju ubytku. W zależności od zastosowania, polimery syntetyczne można "wyposażyć" w określone grupy funkcyjne, porowatość, czy odpowiednie cechy powierzchni.

Pierwsze udane wszczepy syntetycznej skóry bazującej na elastomerach polisiloksanowych, przeprowadzone w drugiej połowie lat 70. [1], pociągneły za sobą prace badawcze uwieńczone wprowadzeniem kilku kolejnych materiałów, m. in.: Dermograft<sup>®</sup>, Apligraf<sup>®</sup>, Integra<sup>®</sup> [2]. Ponieważ niektóre z tych substytutów uzyskały pozytywne oceny kliniczne, zostaną one pokrótce scharakteryzowane w dalszej części artykułu. Opracowano także materiały imitujące ludzką skórę do zastosowań tymczasowych jako opatrunki. Jednym z takich materiałów jest celuloza otrzymywana w procesach biotechnologicznych z wykorzystaniem enzymów bakteryjnych [3]. Duże nadzieje wiązane są obecnie z produktem o nazwie ICX-SKN brytyjskiej firmy Intercytex, który już po 28 dniach od wszczepienia prawie idealnie integruje się ze skórą pacjenta i spełnia wszystkie jej funkcje [4]. Pomimo iż dostępne sa na rynku medycznym zarówno syntetyczne substytuty skóry jak i oparte na inżynierii tkankowej, wciąż poszukiwane są nowe materiały.

Problematyką regeneracji skóry zajmuje się w Polsce kilka ośrodków badawczych. Wśród nich można wymienić zespół z Instytutu Technologii Polimerów i barwników Politechniki Łódzkiej, który opracował biomateriał kolagenowy ułatwiający regenerację, wzmacniający lub zastępujący tkankę miękką [5]. Naukowcy z Uniwersytetu w Łodzi opracowali metody otrzymywania celulozy bakteryjnej przeznaczonej do opatrywania ran [6]. Natomiast badacze z Uniwersytetu im. Mikołaja Kopernika w Toruniu oceniali wpływ promieniowania słonecznego na substytuty kolagenowe i chitozanowe [7].

Do 2008 r. w Polsce leczeniu z zastosowaniem substytutów skóry poddano ok. 20 dzieci [8]. Pierwszą pacjentką była dziewięcioletnia dziewczynka, która miała poparzone ponad 70% ciała [9]. Zabieg z wykorzystaniem Integry® przeprowadzono w Dziecięcym Centrum Oparzeniowym w Uniwersyteckim Szpitalu Dziecięcym w Krakowie-Prokocimiu. Integra® wrosła bardzo dobrze i skóra właściwa dziecka odrodziła się, a przeszczepy własnego naskórka dziecka na tę matrycę bardzo dobrze się przyjęły. Przeprowadzono również operację wszczepienia Integry® dorosłemu pacjentowi. Lekarze z Zachodniopomorskiego Centrum Leczenia Cieżkich Oparzeń i Chirurgii Plastycznej w Gryficach podjęli się rekonstrukcji lewej dłoni 25-letniego studenta, który uległ poparzeniom podczas wybuchu gazu [10]. Mimo bezsprzecznych sukcesów w tej dziedzinie medycyny dostęp pacjentów do syntetycznych lub bazujących na inżynierii tkankowej substytutów skóry jest bardzo ograniczony ze względu na koszty. Ponadto każdy ze stosowanych materiałów nie jest w pełni satysfakcjonujący i wymaga jeszcze dopracowania.

Keratinocytes are predominant cells of epidermis - the outermost barrier layer of the skin. Artificial or bioengineered skin substitutes allow for the treatment directly after the injury, as no time is needed for cell growing in the laboratory.

The investigations and the clinical tests of artificial skin which was undertaken so far, concerned both natural and synthetic polymers. Natural polymers, usually selected from animals, beyond many advantages, show some disadvantages like possibility of rejection, difficulties in separation and purification, and possibility of disease transfer. On the other hand, comparing to other materials applied in tissue engineering, synthetic polymers offer biological inertness, easiness of adjustment of their mechanical properties or the speed of degradation accordingly to the injury. Depending on the usability, synthetic polymers can be appropriately "equipped" in functional groups, porosity or the suitable surface properties.

First successful implant of the synthetic skin basing on silicone elastomers, conducted in second half of 1970s [1], has been a reason for intensive research resulting in the introduction to the medical market new materials, e.g., Dermograft®, Apligraf®, Integra® [2]. Some of them obtained positive clinical opinions and will be briefly characterized in this article. Materials imitating human skin for temporary use as dressings have been also elaborated. One of them is cellulose produced in biotechnological processes utilizing bacterial enzymes [3]. Presently, great expectations are directed to the product developed by the British company ICX-SKN, which extremely well integrates with a patient skin after 28 days from grafting fulfilling all skin functions [4]. In spite that on the medical market are accessible both synthetic and tissue-engineering-based skin substitutes, new materials are sought continually.

The problems of skin regeneration in Poland are investigated in several research centers. In one among them, the Institute of Polymer and Dye Technology of the Technical University of Lodz, collagen based biomaterial facilitating regeneration, strengthening or replacing the soft tissue has been developed [5]. Scientists from the University of Lodz worked out the methods of receiving bacterial cellulose designed for wounds dressing [6], and the ones from the Nicolaus Coprenicus University in Toruń checked the influence of the sun radiation on collagen and chitosan based membranes [7].

In Poland, until year 2008, 20 children with extensive skin burns or other injuries were subjected to the clinical treatment with the use of skin substitutes [8]. The nine-yearold young girl who had burnt more than 70% body was the first treated patient [9]. The intervention with utilization of Integra® was conducted in Children's Burn Centre in the University Children's Hospital in Kraków-Prokocim. Integra® very well integrated with the child's skin, the dermis revived, and the autologous transplants of epidermis on the surface of Integra® were taken very well. The operation of grafting Integra® in the adult patient was also conducted in Center of Heavy Burns Treatment and Plastic Surgery in Gryfice. The doctors undertook the reconstruction of the left palm of the 25-year-old student who experienced heavy burns during a gas explosion [10]. Despite of unquestionable successes in the field of skin regeneration patient's access to the synthetic or basing on tissue engineering substitutes of skin is very limited due to costs. Moreover, all artificial skins are not fully satisfying and still more research is required.

#### Budowa i funkcje tkanki skórnej

4

Skóra stanowi naturalną barierę ochronną organizmu przed niepożądanymi czynnikami zewnętrznymi. Jej funkcja jest jednak znacznie bardziej złożona. Wystarczy wymienić udział w termoregulacji ustroju, gospodarce wodno-elektrolitowej, czy syntezie witaminy D<sub>3</sub>. Skóra zbudowana jest z trzech warstw, zewnętrznej – naskórka (łac. epidermis), położonej głębiej skóry właściwej (łac. dermis) oraz tkanki podskórnej (łac. hypodermis). Naskórek, grubości 0,1-0,2 mm, tworzą komórki zwane keratynocytami, które przez całe życie są przez organizm odnawiane (wierzchnia warstwa ulega złuszczeniu i zastępowana jest komórkami z warstwy położonej bliżej skóry właściwej). Podstawowym składnikiem skóry właściwej jest kolagen. W warstwie skóry właściwej znajduje się sieć naczyń krwionośnych, mieszki włosów, kanały potowe oraz receptory dotyku, temperatury i bólu. Budowa chemiczna i struktura powierzchni poszczególnych warstw jest dość skomplikowana. Na przykład, by zapewnić doskonałe przyleganie naskórka do skóry właściwej włókna kolagenu IV, kolagenu VII i lamininy formują pofałdowaną strukturę, w której odpowiednie receptory komórek skóry właściwej zakotwiczają się w komórkach keratynocytowych naskórka. Ponadto warstwy, ze względu na pełnione funkcje, znacznie różnią się mikrostrukturą, elastycznością i przepuszczalnością wody. Wszystkie te czynniki muszą być brane pod uwagę przy projektowaniu tkankowych lub syntetycznych substytutów skóry.

#### Substytuty skóry

#### Przeszczepy autologiczne i allogeniczne oraz substytuty tkankowe

Najstarszą metodą uzupełniania ubytków skóry, dziś uznawaną za kliniczny standard, jest przeszczep autologiczny. Odpowiedni wycinek skóry pobiera się z mniej widocznego miejsca i implantuje w miejscu uszkodzenia. Niewątpliwą zaletą stosowania autologicznej metody przeszczepów jest brak odpowiedzi układu immunologicznego, co umożliwia długoterminowe leczenie rany bez odrzucenia wyhodowanej tkanki przez organizm. Jakkolwiek przeszczepy autologiczne są obecnie normą w regeneracji ubytków skórnych, ilość przeszczepianej tkanki jest ograniczona, a więc metoda ta nie nadaje się do regeneracji rozległych ran. Ponadto, w miejscu pobrania powstaje nowy ubytek tkanki skórnej. Zastosowanie przeszczepu allogenicznego, czyli pobranego z obcego organizmu, jest z kolei zawsze obarczone ryzykiem odrzucenia.

Jako, że obie metody mają poważne ograniczenia zastosowania, znacznie lepsza wydaje się metoda hodowli odpowiednich komórek *in vitro* na bazie tkanki pobranej od pacjenta. Przy niewielkich ilościach pobranych komórek pacjenta, metoda ta daje możliwość leczenia dużo większych powierzchni ciała, które uległy oparzeniom lub innemu uszkodzeniu [11-13].

Żywe komórki od dawna były wykorzystywane w medycynie regeneracyjnej do otrzymywania sztucznych narzadów, ale najbogatszą historię badawczą i aplikacyjną ma skóra. Pierwsza publikacja dotycząca tkankowego substytutu skóry ukazała się w 1975 r. [14], w następstwie czego w latach 80. opracowano inne oparte na różnych komórkach skórnych biomateriały. Można je podzielić na dwie grupy w zależności od pochodzenia zastosowanych komórek (autologiczne jeśli komórki zostały pobrane od pacjenta i allogeniczne – gdy komórki pochodzą z obcego organizmu). Jeżeli uraz spowodował uszkodzenie naskórka do hodowli nowej tkanki wykorzystuje się keratynocyty, jeśli uszkodzeniu uległa skóra właściwa - fibroblasty [15] lub oba rodzaje komórek. Dzięki zastosowaniu metod inżynierii tkankowej dochodzi do regeneracji, tj. odtworzenia nowej tkanki, która jest identyczna funkcjonalnie i strukturalnie ze zdrową tkanką.

#### Structure and functions of the natural skin

The skin makes up the natural protective barrier of the organism against undesirable external factors. Its function, however, is considerably more complex. One should mention its participation in thermoregulation of the body system, water-electrolyte balance, or synthesis of vitamin D<sub>3</sub>. Natural skin consists of three layers, external - epidermis, deeper layer - dermis and subcutaneous tissue (hypodermis). Epidermis of thickness 0.1-0.2 mm, is created by cells called keratinocytes, which are being renewed by the organism through the whole life (the top layer undergoes peeling off and is replaced by cells from the deeper layers close to dermis). The basic component of the dermis is collagen. It is very well vascularized, and contains hair follicles, perspiratory channels and sensory receptors of touch, heat and pain. Chemical structure and the structure of the surface of the individual skin layers are quite complicated. For example, to guarantee tight connection between the epidermis and dermis fibres of collagen IV, collagen VII and laminin create three-dimensional structure allowing the suitable receptors of dermis to anchor in keratinocytes of the epidermis. Moreover, the skin layers, according to their functions, considerably differ with microstructure, elasticity, and water penetrability. All the above factors have to be taken under the consideration in designing synthetic or tissue-based skin substitutes.

#### Skin substitutes

#### Autologous and allogenic transplants and tissue substitutes

The oldest method of replenishing loss of skin, nowadays recognized as a clinical standard, is transplantation of autologous grafts. The suitable segment of the patient skin with a proper thickness is surgically taken from another part of the body, and used to graft the damaged area. The unquestionable advantage of autograft is lack of immune reaction against it, enabling the long-term treatment of the injured area. Although autologous transplants are standard in skin regeneration, the amount of the transplanted tissue is limited, and extensive wounds cannot be healed by this method. Moreover, a new injury is surgically created to harvest the transplant. On the other hand, use of an allogenic transplant that is taken from another donor is always burdened with the risk of rejection.

Because both methods have serious limitations of the use, considerably more proper seems the method of growing suitable cells *in vitro* basing on tissue taken from the patient. That way, small quantities of tissue taken from the patient, give opportunity of treatment of very extensive burns or other skin damages [11-13].

Living cells have been used in the regenerative medicine to produce artificial organs for long time, but the skin has the richest investigative and clinical history. First publication relating to the tissue-based-substitute of the skin appeared in 1975 r. [14]. Following it, many other tissue based biomaterials have been published in 1980s. They can be divided into two groups depending on the origin of the applied cells (autologous – if cells were taken from the treated patient, or allogenic – when came from another organism). If the injury caused the damage of the epidermis, keratinocytes are used for new tissue growing, if the dermis underwent the damage – fibroblasts [15] or both. With the tissue engineering based methods it is possible to produce new tissue whose functions and structure properties are almost identical with those of the analogous healthy one.

Ciągle jednak problemem ograniczającym stosowanie substytutów komórkowych w transplantologii, jest długi czas potrzebny na wyhodowanie tkanki in vitro, podczas którego pacjent podatny jest na wszelkiego rodzaju infekcje, a uszkodzona tkanka bardzo często ulega obkurczeniu i bliznowaceniu. Również niedogodnością jest to, że sztucznie wyhodowany naskórek jest bardzo kruchy i delikatny, co więcej, często nie chce odpowiednio przylegać do poparzonych powierzchni. Przedmiotem intensywnych badań są zatem złożone substytuty skórne, w których komórki zasiedla się na odpowiednim podłożu syntetycznym. Takie materiały hybrydowe moga zastępować skórę właściwą i jednocześnie stanowić podłoże dla wzrostu keratynocytów naskórka [16]. Ułatwia to znacząco adhezję sztucznego wszczepu do rany, proliferację komórek pacjenta od razu w miejscu ubytku i w trakcie gojenia, a sam pacjent zabezpieczony jest przed inwazją drobnoustrojów i infekcjami w czasie trwania leczenia [12].

Najnowszym kierunkiem badań inżynierii tkankowej jest łączenie komórek otrzymanych w hodowli *in vitro* z biodegradowalnymi matrycami przestrzennymi pełniącymi funkcję rusztowania dla tych komórek [15]. Przestrzenne rusztowanie, przygotowane z odpowiedniego, biozgodnego materiału zasiedla się komórkami, a następnie powstały konstrukt materiałowo-komórkowy wszczepia w miejsce ubytku [17]. Po utworzeniu nowej tkanki materiały te ulegają degradacji i resorpcji przez organizm, przez co nie jest konieczna kolejna operacja w celu ich usunięcia [13].

#### Substytuty skóry w badaniach klinicznych

Dzieki substytutom skórnym chory może być leczony bezpośrednio po wypadku i nie jest konieczne czekanie na wyhodowanie naskórka w laboratorium. W Polsce najbardziej znanym syntetycznie otrzymanym ekwiwalentem skóry jest Integra® [2]. Wykorzystuje się ją z bardzo dobrym skutkiem w rozległych i głębokich oparzeniach [18]. Integra® zbudowana jest z dwóch warstw, dolnej składającej sie z bydlecego kolagenu i chondroityny wyodrebnionej z chrząstki rekina, która stanowi podłoże dla regenerującej tkanki oraz wierzchniej zabezpieczającej - cienkiej warstwy polisiloksanu. Warstwa dolna ulega resorpcji, natomiast wierzchnia jest usuwana w miarę postępu leczenia [19]. Istotnym elementem budowy dolnej warstwy jest jej porowatość ze średnica porów 20-125 um. optymalna dla migracij komórek śródbłonka i fibroblastów. Integra® z czasem ulega całkowitej resorpcji, więc nie jest konieczny powtórny zabieg chirurgiczny w celu jej usunięcia.

Biosyntetyczną skórą jest także Biobrane<sup>®</sup> – materiał oparty o tkaninę poliamidową, powleczoną cienką warstwą polisiloksanu oraz kolagenu [19]. Dodatkowo może być zasiedlona keratynocytami. Biobrane<sup>®</sup> wchodzi w reakcję z czynnikami krzepnięcia krwi w ranie, dzięki czemu lepiej przylega do jej powierzchni. Obecność porów w Biobrane<sup>®</sup> umożliwia drenaż przesięku i przenikanie antybiotyków stosowanych miejscowo. Biobrane<sup>®</sup> jest materiałem bioinertnym. Pewnym problemem tego substytutu jest nieresorbowalność poliamidu i konieczność usuwania go, po całkowitej lub częściej częściowej, regeneracji tkanki. Nadaje się przede wszystkim do leczenia ubytków naskórka oraz niewielkich ubytków skóry właściwej [2].

Biosubstytutem opartym na resorbowalnym poliglikolidzie-*ko*-laktydzie zasiedlonym fibroblastami jest Dermagraft<sup>®</sup> [2,20]. Fibroblasty produkują kolagen, czynniki wzrostu, glikozaminoglikany i fibronektynę ułatwiające regenerację. W badaniach klinicznych nie stwierdzono żadnych komplikacji lub odrzucenia tego substytutu przez organizm. Z kolei TransCyte<sup>®</sup> jest substytutem wierzchniej warstwy skóry zbudowanym z półprzepuszczalnej warstwy polisiloksanu oraz siateczki poliamidowej pokrytej kolagenem zwierzęcym z wyhodowanymi na nim fibroblastami.

Still however, serious limitation of applicability of tissuebased skin substitutes is the long time necessary for the cultivation the tissue in vitro. During that period the patient is highly susceptible to infection, and the area of injury usually undergoes fibrosis, contraction or scarring. Another inconvenience is brought by fragility and slenderness of the cultivated tissue, what more, often it does not suitably adhere to burnt surfaces. Presently, complex skin substitutes with cells seeded on suitable synthetic scaffold are the object of intensive investigations. Such hybrid materials can replace dermis, and simultaneously create scaffold for the regenerating epidermis [16]. They facilitate adhesion of the artificial implant to the injured tissue, enable proliferation of the cells directly in the healing site, and create a barrier protecting the wound against the bacterial infection during the medical treatment [12].

The most recent trend in skin tissue engineering is to join living cells cultivated *in vitro* with biodegradable threedimensional matrices fulfilling the function of scaffolding for the cells [15]. The scaffold, prepared from suitable, biocompatible material is seeded with appropriate cells, then the polymer-cellular framing is grafted in the place of injury [17]. Polymer materials undergo degradation and resorption creating space for regenerating tissue. What important, no additional surgery to remove the synthetic scaffold is needed [13].

#### Skin substitutes clinically tested

Artificial skin allows the patients to be medically treated directly after the incident, also long-time waiting for a laboratory-grown epidermis is not necessary. Integra® is the most well-known synthetic equivalent of skin in Poland [2]. It was applied with the very good results in extensive and deep burns [18]. Integra® consists of two layers, lower, making up scaffold for the regenerating tissue, contains bovine collagen and separated from shark cartilage chondroitin, and the top thin, protecting layer made of polysiloxane. The bottom layer undergoes resorption, however he top should be removed accordingly to progress of the treatment [19]. Porosity is the essential element of the structure of the bottom layer with the diameter of pores 20-125 µm, which is optimum for the migration of the endothelium cells and fibroblasts. Integra® is resorbable material, so no surgical removal is necessary.

Clinically tested biosynthetic skin is Biobrane<sup>®</sup> – the material made of polyamide fabric coated with a thin layer of polysiloxane and collagen [19]. It can be settled with keratinocytes if needed. Strong interaction of Biobrane<sup>®</sup> with blood coagulation factors in the wound facilitates its adhesion to injured surface. The presence of pores in Biobrane<sup>®</sup> makes possible the transduate drainage and the penetration of locally applied antibiotics. Biobrane<sup>®</sup> is a bioinert material. A certain problem of applying this biosubstitute is non-resorbable polyamide and the necessity of removing it, after total or partial healing of the damaged skin. Biobrane<sup>®</sup> is suitable mostly for the treatment of epidermis loss and not extensive dermis damage [2].

Another skin biosubstitute based on resorbable polyglycolide-co-lactide is Dermagraft<sup>®</sup> settled with fibroblasts [2,20]. Fibroblasts produce collagen, growth factors, glycosaminoglycan and fibronectin facilitating regeneration. No medical complications or rejection of this substitute were observed in clinical investigations. Substitute for epidermis is TransCyte<sup>®</sup> composed of the top semipermeable layer of polysiloxane and the lower layer consisting of polyamide mesh covered with the bovine collagen and fibroblasts. TransCyte<sup>®</sup> found the use as a dressing for slowly healing wounds or temporarily in patients waiting for the biosynthetic skin substitute. BI MATERING OF

#### Biomateriały polimerowe do regeneracji skóry – problemy i wyzwania

Badania i próby zastosowań klinicznych zamienników skórnych jakie dotąd podjęto dotyczyły zarówno polimerów naturalnych jak i syntetycznych [21]. Naturalne polimery, a w szczególności kolagen, były pierwszymi biodegradowalnymi biomateriałami stosowanymi klinicznie. Kolagen wchodzi w skład naturalnej matrycy pozakomórkowej, zapewniając mechaniczną wytrzymałość tkankom. Rusztowania na bazie kolagenu, w postaci gąbek, są popularnymi rusztowaniami trójwymiarowymi do regeneracji skóry, dobrze tolerowanymi przez organizm, wykazującymi biodegradowalność i bardzo wysoką biozgodność w porównaniu do syntetycznych polimerów [22]. Dodatkowo, elektroprzędzenie naturalnego kolagenu umożliwia lepszą adhezję i migrację komórek [23]. Podstawową zaletą matryc z naturalnego kolagenu jest zminimalizowanie odczynu zapalnego.

Coraz większą popularność zyskują również materiały oparte na elastynie [24]. Jest ona naturalnym polipeptydem, wchodzącym w skład matrycy pozakomórkowej i odpowiada głównie za elastyczność tkanek. Innym kluczowym polimerem obecnym w skórze człowieka jest kwas hialuronowy. Pełni on ogromnie ważną funkcję regulatora ilości wody hydratacyjnej. Badane są więc także rusztowania na bazie kwasu hialuronowego pęczniejące pod wpływem wody, ale zachowujące strukturę mikroporowatą i nanowłóknistą [25]. W procesie elektrospinningu połączonym z techniką wyługowywania soli otrzymano hybrydowe rusztowania zawierające kolagen, elastynę i kwas hialuronowy. Rusztowania te mogą być potencjalnie używane jako tymczasowe podłoża w inżynierii tkankowej [26]. Stwierdzono, że trójwymiarowe rusztowania z estrowej pochodnej kwasu hialuronowego, wspomagają wzrost chondrocytów w testach in vitro [26]. Jednak jako polimery pochodzenia zwierzęcego niosą ryzyko przeniesienia chorób.

Inny, występujący naturalnie w algach morskich polimer, kwas alginowy, nie rozpuszcza się w wodzie, za to bardzo łatwo w środowisku wodnym pecznieje. Po wyodrebnieniu z alg najczęściej przetwarza się go do postaci rozpuszczalnych w wodzie soli sodowych lub bardzo słabo rozpuszczalnych soli wapniowych. Alginiany te są formowane do postaci włókien i wykorzystywane m.in. do otrzymywania wchłanialnych opatrunków lub nici chirurgicznych [27]. Alginiany, jako polimery pochodzenia roślinnego, są całkowicie biozgodne i nie niosą ryzyka związanego z materiałami odzwierzęcymi. Czysty kwas alginowy, ze względu na swoje właściwości chemiczne (kwasowość) ma znacznie mniejsze zastosowanie. Zastosowany został jako czynnik buforujący oddziaływanie trietanoloaminy ze sztucznym łojem skórnym w badaniach możliwości leczenia trądziku [28]. Trietanoloamina ulega pod wpływem kwasu alginowego zobojętnieniu i przenika w postaci żelu w głąb sztucznego łoju skórnego.

Najczęściej używane w inżynierii tkankowej ubytków skórnych polimery syntetyczne to poliglikolid PGA, polilaktyd i ich kopolimery [29,30]. Są to polimery resorbowalne charakteryzujące się czasem degradacji od kilku tygodni do kilku miesięcy. Posiadają dużą zdolność do tworzenia włókien i są szeroko stosowane jako podłoża matryc tkankowych i do regeneracji tkanek ze względu na stosunkowo krótki czas degradacji, korzystne początkowe właściwości mechaniczne i biokompatybilność. Matryce kompozytowe zawierające włókninę poliglikolową zaproponowano jako klej do skóry (do zespoleń bezszwowych) ze względu na ich zdolność przyspieszania regeneracji i doskonałe właściwości klejące [31,32].

#### Polymer biomaterials for skin regeneration – the problems and challenges

Investigations for clinically usable skin substitutes, undertaken so far, were focused on both natural and synthetic polymers [21]. Natural polymers, and especially collagen, were the first biodegradable biomaterials clinically applied. Collagen is a basic polymer in the composition of the natural extracellular matrix, responsible for mechanical endurance of the tissue. Artificial collagen scaffolds, with the structure of sponges, are popular three-dimensional badding for regenerating skin tissue. In the comparison with synthetic polymers, they are well tolerated by the organism, biodegradable, and highly biocompatible [22]. Additionally, electrospinning of the natural collagen improves its adhesion and cell migration [23]. Important feature of matrices made of natural collagen is diminishing of the inflammation reaction.

Materials based on elastin also gain more and more popularity [24]. Elastin is natural polypeptide, also present in the extracellular matrix. It is responsible mainly for elasticity of the tissues. Another key polymer present in skin is hyaluronic acid. It plays extremely important regulatory role for the amounts of water in the skin tissue. It is presently studied for its use in scaffolds expanding in water, and, at the same time, maintaining microporous and nanofibrous structure [25]. Scaffoldings including collagen, elastin and hyaluronic acid were obtained in the electrospinning process combined with the technique of salt leaching. They were found as very suitable for temporary mechanical support in tissue engineering [26]. It was also found, that three-dimensional scaffoldings from the ester derivative of hyaluronic acid enhance the growth of chondrocytes in the in vitro tests [26]. All three polymers, however, are animal originated, and bring the risk of diseases transfer.

Naturally occurring polymer in sea algae, alginic acid, does not dissolve in water but very easily expands in volume. After separating it from algae, alginic acid is transformed into water soluble sodium salt or hardly soluble calcium salt. These alginates can be formed into fibers and used for highly absorptive dressings [27]. As they are polymers of the vegetable origin, they are entirely biocompatible and do not carry the risk connected with enzootic materials. Applicability of pure alginic acid is considerably smaller comparing to its salts due to its chemical properties (acidity). It was applied as the buffer for the interaction of triethanoloamine with artificial skin sebum as a potential method for acne vulgaris treatment [28]. Triethanoloamine, under the influence of the alginic acid, undergoes neutralization and penetrates much easily inside the structure of artificial skin sebum.

The most often used for skin regeneration synthetic polymers are polyglycolide PGA, polylactide and their copolymers [29,30]. These polymers are resorbable with the degradation time from several weeks to several months. They can be easily processed into fibers, and are often applied as scaffolds for laboratory-grown tissue as well as in the site of injury, mainly because of comparatively short time of degradation, proper initial mechanical properties and biocompatibility. Composite matrices containing polyglycole nonwoven fabric were proposed as glue for the skin (for junctions where sutures are impossible) because of perfect adhesive properties and the ability of accelerating the regeneration, simultaneously [31,32]. It is also possible to obtain the copolymer PLGA showing intermediate properties between pure PLA and PGA. The properties of the copolymer may be controlled by the number of both monomers or the length of blocks of PGA and PLA. Pure polymers as well as copolymers are highly biocompatible, and easily undergo mechanical processing and forming, and enable to obtain appropriate 3-D micro- and nanostructures,

6

Poprzez regulację liczby merów lub długości bloków PGA i PLA można uzyskać kopolimer PLGA o właściwościach pośrednich pomiędzy wyżej wymienionymi rodzajami polimerów. Jest on biozgodny, łatwo ulega obróbce mechanicznej, pozwalającej na produkcję wielu postaci i struktur oraz regulowanej szybkości degradacji. Ponieważ komórki wykazują dobrą adhezję do PGA, a PGA nie zakłóca ich proliferacji, stosuje się go w postaciach mikro- i nano- trójwymiarowych podłoży. Zastosowanie biodegradowalnego PLGA do ukierunkowanej regeneracji tkanek polega na tym, że stanowi on przenikalny materiał zanikający po ukształtowaniu się tkanki docelowej [33].

Opracowano także otrzymywanie, w procesie stapiania, porowatych membran z mieszaniny polilaktydu PLLA i polikaprolaktonu PCL [30]. Późniejsza ekstrakcja PCL prowadzi do porowatego PLLA. Średnica porów może być kontrolowana, co umożliwia wzrost komórek różnej wielkości. Materiał ten jest też potencjalnym substratem do zastosowania w kontrolowanym uwalnianiu substancji bioaktywnych. Sam polikaprolakton, choć jest polimerem biozgodnym, charakteryzuje się zbyt małą szybkością degradacji by być zastosowany jako substytut skóry. Cylindryczne rusztowania PCL, ze stopniowo rosnącymi rozmiarami porów wzdłuż długości, otrzymywane są metodą ultrawirowania i wykorzystywane są w badaniach wpływu rozmiaru porów na wzajemne oddziaływanie komórek i tkanek in vitro [34]. Szybkość biodegradacji PCL można modyfikować przeprowadzając kopolimeryzację kaprolaktonu z innymi monomerami. Przykładem sa kopolimery ¿-kaprolaktonu z (D,L)-laktydem charakteryzujące się znacznie krótszym czasem degradacji [35,36].

Polimerami, które w ostatnich latach są intensywnie badane jako biomateriały w medycynie regeneracyjnej są poliuretany, których zaletą jest możliwość projektowania ich budowy chemicznej tak, by uzyskać określone właściwości fizyczne i mechaniczne. Otrzymano porowate rusztowania poliuretanowe z wzajemnie połączonymi porami o średnich rozmiarach 200-400 µm i stosunku porów do objętości 85% [20]. Porowate, trójwymiarowe rusztowania poliuretanowe przygotowywano również za pomocą metody wymywania soli połączonej z odwirowywaniem [37], gdzie rozpuszczalnik stanowiła mieszanina dimetyloformamidu (DMF) i tetrahydrofuranu (THF). Membrany otrzymane w tych warunkach posiadają wzajemnie połączone pory, wyraźnie określone rozmiary porów i strukturę, dobrą przepuszczalność wody i zadowalającą poręczność chirurgiczną. Możliwe jest potencjalne zastosowanie tych membran jako pokrycie zranionej skóry oraz, w połączeniu z chondrocytami, w leczeniu uszkodzeń chrząstek stawowych. Mikroporowate membrany dla inżynierii tkankowej produkowane były także z nowego biodegradowalnego poliuretanu na bazie heksametylenodiizocyjanianu, polikaprolaktonu i 1,4:3,6-dianhydrosorbitolu [38]. Czas degradacji takiego PU jest długi i wynosi ok. 3 lat. Membrany były przetrzymywane w roztworze długołańcuchowego poliprenolu roślinnego w n-heksanie w celu aktywowania wzajemnego oddziaływania komórka - tkanka [38]. Syntezowano również termoplastyczne elastomery których prekursorem był uretan: poliester uretan (PU) i poliuretan z segmentami mleczanowymi [39]. Segment mleczanowy powodował zwiększenie biokompatybilności i biodegradowalności poliuretanu. Biodegradowalne poliuretany ze zmiennym stosunkiem segmentów hydrofilowych do hydrofobowych, a zatem o różnych czasach degradacji, otrzymywano na bazie hydrofilowego tlenku polietylenu i hydrofobowego polikaprolaktonu [40].

W fazie badawczej są materiały bazujące na poliestrach. Najczęściej są to kopolimery blokowe. Badania tych kopolimerów dotyczą, w mniejszym stopniu regeneracji skóry, a bardziej tkanki miękkiej w ogóle. and to regulate speed of degradation. Many kinds of cells show very good adhesion to PGA, and PGA does not disturb their proliferation. As PGA is permeable and disappears (degrades) during the creation of the target tissue, it can be used for guided regeneration of tissues [33].

Porous membranes were also produced from a mixture poly-L-lactide PLLA and polycaprolactone PCL, in the process of melting [30]. Later extraction of PCL leads to porous PLLA. The diameter of pores can be controlled making possible growth of cells of various size. The blend is also a potential substrate to the use in controlled release biologically active compounds. Polycaprolactone itself, although it is highly biocompatible polymer, has limits of its applicability as a substitute of the skin due to its very slow degradation. Cylindrical scaffolds made of PCL, with pores gradually changing the size along the length, were obtained by centrifuging. They were used for in vitro investigations of the influence of pore size on the reciprocal interaction of cells and tissues [34]. The speed of the biodegradation of PCL can be modified by copolymerization of caprolactone with different monomers. The copolymers characterizing considerably shorter times of degradation were synthesized from ε-caprolactone and (D,L)-lactide [35,36].

Polyurethanes PU have increasingly attracted attention during last years, and they were studied as potentially very good biomaterials for regenerative medicine. Their advantage is possibility of designing their chemical structure leading to definite physical and mechanical properties. Porous polyurethane scaffolds with porousity of 85 vol%, the pores open of the average size 200-400 µm, was reported [20]. Porous, three-dimensional PU scaffolds were also prepared using the method of salt leaching combined with centrifugation [37]. Dimethylformamide (DMF) and tetrahydrofurane (THF) were used as solvents for the preparation of PU scaffolds and porous membranes. The latter possessed open pores of well defined sizes, and a designed structure, the good penetrability of water, and satisfactory handiness for surgical operating. The membranes were applied as protective covering of wounded skin, and/or, together with chondrocytes seeded on them, in the treatment of the cartilage damages. New biodegradable polyurethane based on hexamethylenediisocyjanate, polycaprolactone and 1,4:3,6dianhydrosorbitol [38] was used for obtaining of microporous membranes for tissue engineering. The degradation time of such PU is long, approx. 3 years. Immersing the membranes in the solution of long-chain vegetable polyprenol in n-hexane increases biological activity of the membranes and facilitate interaction between cells and the tissue [38]. Thermoplastic elastomers were also reported. The precursors for synthesis of such PU were poly(esterurethane) (PU) and polyurethane with lactate segments [39]. The lactate segments were added to increase the biocompatibility and biodegradability of PU in order to improve polyurethane applicability to soft tissue replacement and drug delivery systems. Biodegradable polyurethanes with different relative length of hydrophylic and hydrophobic segments, and, in consequence, various times of degradation, were received basing on hydrophilic poly(ethylene oxide) and hydrophobic polycaprolactone [40].

In the investigative stage there are also materials based on polyesters. The strongest attention is focused on block copolymers as very promising materials substituting or reinforcing soft tissue in general, and, in that, regeneration of skin. On the medical market a polyester-based substitute of the soft tissue (PolyActive®) exists. Its molecules are poly(ethylene terephtalate)-*block*-poly(buthylene terephtalate). It is used for scaffolding in the soft tissue engineering [41,42]. Biodegradable polyesters, polyalkanoates PHA, showing very promising properties are produced in W handlu obecny jest substytut tkanki miękkiej (PolyActive®) oparty na poli(tereftalanie etylenu)-blok-(tereftalanie butylenu). Może być wykorzystywany na rusztowanie w inżynierii tkanki miękkiej, w tym skóry [41,42]. Obiecującymi poliestrami są otrzymywane w procesach biotechnologicznych biodegradowalne polihydroksyalkaniany. Obecnie są to przede wszystkim: poli(3-hydroksymaślan) (PHB), poli(3-hydroksywalerianian) i poli(5-hydroksywalerianian) PHV oraz ich kopolimery. Pianki PHB wykazujące znaczną porowatość (85%) zostały otrzymane przy użyciu techniki wymywania soli. W badaniach na szczurach nie wykazały żadnej toksyczności [43]. Pozytywny wynik przyniosły także próby hodowli keratynocytów na podłożach z polihydroksyalkanianów, przy czym stwierdzono, że wyższa hydrofobowość powierzchni polimeru pozwala na szybszy wzrost komórek.

Zwiększenie biozgodności materiału polimerowego lub poprawa innych jego właściwości uzyskiwana jest często poprzez dodatek związków organicznych bądź nieorganicznych o znanej aktywności biologicznej, włókien lub nanocząstek. Prowadzone są takie badania także dla substytutów skórnych. Przykładem może być modyfikacja PHB bioszkłem i/lub nanorurkami węglowymi [43]. Badano także wpływ dodatku witaminy E na zdolność regeneracji tkanki skórnej [43]. Otrzymano rusztowania kompozytowe poli(hydroksymaślanu-ko-hydroksywalerianianu) PHBV z bioaktywnym wollastonitem [44]. Stwierdzono, że dodatek wollastonitu polepsza hydrofilowość kompozytów, której uwydatnienie obserwuje się w zależności od zawartości wollastonitu. Ponadto zmiany pH i stężenia jonów w symulowanym płynie ustrojowym z rusztowaniami kompozytowymi pokazują, iż kompozyty uwalniają jony wapnia i krzemu, które mogą zobojętniać środowisko i stabilizować pH roztworu pomiędzy 7,2 a 7,8.

Stosunkowo nowym rozdziałem w inżynierii tkankowej są hydrożele. Dzieki swoim właściwościom upodobniającym je do miękkich tkanek, a także dzięki biokompatybilności, trombogenności i dobrej przepuszczalności dla tlenu i innych rozpuszczalnych w wodzie metabolitów tworzą środowiska bardzo wydajne i zapewniające szybszy wzrost komórek w porównaniu do membran polimerowych [45]. Wysoko uwodnione hydrożele lepiej naśladuja chemiczne i fizyczne warunki środowiskowe matrycy pozakomórkowej, co pozwala na dobrą fizyczną integrację z uszkodzonym miejscem i sprzyja namnażaniu i różnicowaniu się komórek [46]. Hydrożele na bazie poli(glikolu etylenowego), poli(alkoholu winylowego) lub kopolimerów poli(tlenku etylenu) i poli(tlenku propylenu) stanowią bardzo dobre podłoże do namnażania komórek [45,47]. Szersze omówienie tego tematu wykracza jednak poza ramy tego artykułu.

#### Podsumowanie

BIOMATERING OF

Obecnie na rynku medycznym istnieje kilka polimerowo-tkankowych substytutów skóry, które zyskały uznanie kliniczne i pozwalają uzyskać rezultat regeneracji podobny jak przy przeszczepach autologicznych. Najważniejszym polimerem w tych substytutach jest kolagen. Jako produkt pochodzenia zwierzęcego stwarza jednak ryzyko przenoszenia chorób. Poszukiwanie nowych materiałów umożliwiających skuteczną regenerację rozległych ubytków skórnych jest więc wciąż bardzo aktualnym problemem. Wydaje się, że w świetle wszystkich dotychczasowych badań, największe szanse mają substytuty tkankowe z tkanką zaszczepioną na resorbowalnym rusztowaniu z polimeru syntetycznego. Niezwykle intensywny rozwój inżynierii tkankowej w połączeniu z coraz lepszymi i precyzyjnie dostosowanymi materiałami pozwala oczekiwać w nieodległej przyszłości satysfakcjonujących rezultatów.

biotechnological processes. Several of them are presently commercially available, namely, poly(3-hydroxybutyrate) (PHB), poly(3-hydroxyvalerate) and poly(5-hydroxyvalerate) PHV and their copolymers. Foams of PHB showing considerable porosity (85%) were prepared using salt leaching technique. They did not exhibit any toxicity in medical tests on rats [43]. The tests of cultivation of keratinocytes on PHA scaffolds also brought positive results. It was also affirmed that higher hydrophobicity of the surface of the polymer allowed for quicker growth of cells.

Improvement of biocompatibility of a polymer material or its other properties is often achieved through the addition of organic or inorganic compounds having specific biological activity. Often, they are in the form of fibres or nanoparticles. Such modifications are also investigated for skin substitutes. The modification of PHB with bioglass or carbon nanotubes can be a good example [43]. The influence of the addition of the vitamin E on the ability of the regeneration of the skin tissue was also studied [43]. Composite scaffoldings of polyhydroxybutyrate-polyhydroxyvalerate PHBV with bioactive wollastonite were tested [44]. It was affirmed that the addition of wollastonite increases hydrophilicity of composites, which can be regulated with the amount of the additive. Moreover, changes of pH and the concentration of ions in simulated body fluid during immersion of the wollastonite containing composite, indicate release of calcium and silicon ions which can neutralize the environment and stabilize the pH of the solution in the range of 7.2 and 7.8.

Relatively new materials in tissue engineering are hydrogels. Their properties make them similar to soft tissues, they are usually biocompatible, atrombogenic, and show good penetrability of oxygen and different solvable in water metabolites. Hence, they provide friendly environments enabling faster and more effective growth of cells in comparison with polymer membranes [45]. Highly hydrated hydrogels simulate, much better than membranes, the chemical and physical environmental conditions of the extracellular matrix what allows good physical integration with the injured site, and supports cell growth and differentiation [46]. Hydrogels based on poly(ethylene glycole), poly(vinyl alcohol) or copolymers of ethylene and propylene oxides can serve as very good scaffolds for in vitro cultivation of cells [45,47]. Broader discussion goes, however, beyond this article.

#### Conclusions

Several polymer-tissue hybrid skin substitutes are present on the medical market. They attained the clinical acknowledgement as biomaterials supporting skin regeneration similarly to autografts. Collagen is the most important polymer in these substitutes. However, as a product of the animal origin it brings a risk of the transfer of diseases. The search for new materials enabling the effective regeneration of extensive skin damages is still an important issue. In the light of the existing data it seems that substitutes consisting of skin cells settled on resorbable scaffolds made of synthetic polymer are of the largest chances to fulfill the clinical expectation. Extraordinarily intensive development of tissue engineering together with enhanced and precisely designed materials let us expect the satisfactory results in the near future.

8

#### References

9

#### Piśmiennictwo

 Burke J.F., Yannas I.V., Quinby W.C. Jr, Bondoc C.C., Jung W.K.: Successful use of a physiologically acceptable artificial skin in the treatment of extensive burn injury. Annals of Surgery 194(4) (1981)413-28.
 Pham C., Greenwood J., Cleland H., Woodruff P., Maddern G.: Bioengineered skin substitutes for the management of burns: A systematic review. Burns 33 (2007) 946-957.

[3] Svensson A., Nicklasson E., Harrah T., Panilaitis B., Kaplan D.L., Brittberg M., Gatenhold P.: Bacterial cellulose as a potential scaffold for tissue engineering of cartilage. Biomaterials 26 (2005) 419-431.
[4] Flasza M., Kemp P., Shering D., Qiao J., Marshall D., Bokta A., Johnson P.A.: Development and manufacture of an investigational human living dermal equivalent (ICX-SKN). Regenerative Medicine 2(6) (2007) 903-918.

[5] Pietrucha K., Banaś M.: Diffusive properties of hybrid collagen derivative hydrogels for medical applications, Hybrid Materials 2009. First International Conference on Multifunctional, Hybrid and Nanomaterials. [6] Czaja W., Krystynowicz A., Bielecki S., Brown R.M. Jr.: Microbial cellulose—the natural power to heal wounds. Biomaterials 27 (2006) 145-151. [7] Sionkowska A.: Effects of solar radiation on collagen and chito-

san films. Journal of Photochemistry and Photobiology B: Biology 82 (2006) 9-15. [8] http://wyborcza.pl/1,76842,4901804.html

[9] http://www.pulsmedycyny.com.pl/

[10] http://szczecin.gazeta.pl/szczecin/1,34959,4024867.html

[11] Fratianne R., Papay F., Housini I., Lang C., Schafer I.A.: Keratinocyte allografts accelerate healing of split-thickness donor sites: applications for improved treatment of burns. J. Burn Care Rehabil. 14(2 Pt 1) (1993) 148-154.

[12] Minuth W.W., Denk L., Glashauser A.: A modular culture system for the generation of multiple specialized tissues. Biomaterials 31 (2010) 2945-2954.

[13] Metcalfe A. D., Ferguson M.W.J.: Bioengineering skin using mechanisms of regeneration and repair. Biomaterials 28 (2007) 5100-5113.
[14] Rheinwald J.G., Green H.: Serial cultivation of human epidermal keratinocytes: the cell formation of keratinizing colonies from single cells. Cell 6 (1975) 331-344.

[15] Hata K.: Current issues regarding skin substitutes using living cells as industrial materials. Journal of Artificial Organs 10 (2007) 129-132.
[16] Boyce S.T.: Design principles for composition and performance of cultured skin substitutes. Burns 27 (2001) 523-533.

[17] Ramos-E-Silva M., Ribeiro de Castro M.C.: New dressings, including tissue-engineered living skin. Clinics in Dermatology 20 (2002) 715-723.

[18] Leffler M., Horch R.E., Dragu A., Bach A.D.: The use of the artificial dermis (Integra®) in combination with vacuum assisted closure for reconstruction of an extensive burn scar – A case report. Journal of Plastic, Reconstructive and Aesthetic Surgery 63 (2010) e32-e35. [19] Hansen S.L., Voigt D.W., Wiebelhaus P., Paul C.N.: Using skin replacement products to treat burns and wounds. Advances in Skin & Wound Care 14(1) (2001) 37-44.

[20] Spielvogel R.L.: A histological study of Dermagraft- TC in pateients'burn wounds. Journal of Burn Care & Rehabilitation 18(1 Pt 2) (1997) 16-18.

[21] Nair L.S., Laurencin C.T.: Biodegradable polymers as biomaterials. Progress in Polymer Science 32 (2007) 762-798.

[22] Chin C.D., Khanna K., Sia S.K.: A microfabricated porous collagen-based scaffold as prototype for skin substitutes. Biomedical Microdevices 10 (2008) 459-467.

[23] Buttafoco L., Kolkman N.G., Engbers-Buijtenhuijs P., Poot A.A., Dijkstra P.J., Vermes I., Feijen J.: Electrospinning of collagen and elastin for tissue engineering applications. Biomaterials 27 (2006) 724-734.
[24] Daamen W.F., Veerkamp J.H., van Hest J.C.M., van Kuppevelt T.H.: Elastin as a biomaterial for tissue engineering. Biomaterials 28 (2007) 4378-4398.

[25] Kim T.G., Chung H.J., Park T.G.: Macroporous and nanofibrous hyaluronic acid/collagen hybrid scaffold fabricated by concurrent electrospinning and deposition/leaching of salt particles. Acta Biomaterialia 4 (2008) 1611-1619.

[26] Scuderi N., Onesti M.G., Bistoni G., Ceccarelli S., Rotolo S., Angeloni A., Marchese C.: The clinical application of autologous bioengineered skin based on a hyaluronic acid scaffold. Biomaterials 29 (2008) 1620-1629. [27] Tu J., Bolla S., Barr J., Miedema J., Li X., Jasti B.: Alginate microparticles prepared by spray-coagulation method: Preparation, drug loading and release characterization. International Journal of Pharmaceutics 303 (2005) 171-181.

[28] Musiał W., Kubis A.: Preliminary assessment of alginic acid as a factor buffering trethanolamine interacting with artificial skin sebum. European Journal of Pharmaceutics and Biopharmaceutics 55 (2003) 237-240.

[29] Chen C.C., Chueh J.Y., Tseng H., Huang H.M., Lee S.Y.: Preparation and characterization of biodegradable PLA polymeric blends. Biomaterials 24 (2003) 1167-1173.

[30] Sarazin P., Roy X., Favis B.D.: Controlled preparation and properties of porous poly(L-lactide) obtained from a co-continuous blend of two biodegradable polymers. Biomaterials 25 (2004) 5965-5978.
[31] Kumbar S.G., Nukavarapu S.P., Roshan J., Nair L.S., Laurencin C.T.: Electrospun poly(lactic acid-co-glycolic acid) scaffolds for skin tissue engineering. Biomaterials 29 (2008) 4100-4107.

[32] Penco M., Sartore L., Bignotti F., D'Antone S., Landro L.D.: Thermal properties of a new class of block copolymers based on segments of poly(D,L-lactic-glycolic acid) and poly( $\epsilon$ -caprolactone). European Polymer Journal 36 (2000) 901-908.

[33] Holy C.E., Cheng C., Davies J.E., Shoichet M.S.: Optimizing the sterilization of PLGA scaffolds for use in tissue engineering. Biomaterials 22 (2001) 25-31.

[34] Oh S.H., Park I.K., Kim J.M., Lee J.H.: In vitro and in vivo characteristics of PCL scaffold with pore size gradient fabricated by a centrifugation method. Biomaterials 28 (2007) 1664-1671.

[35] Kwon I.K., Park K.D., Choi S.W., Lee S.H., Lee E.B., Na J.S., Kim S.H., Kim Y.H.: Fibroblast culture on surface-modified poly(glicolideco-epsilon-caprolactone) scaffold for soft tissue regeneration. Journal of Biomaterials Science, Polymer Edition 12(10) (2001) 1147-1160. [36] Lee S.H., Kim B.S., Kim S.H., Choi S.W., Jeong S.I., Kwon I.K., Kang S.W., Nikolovski J., Mooney D.J., Han Y.K., Kim Y.H.: Elastic biodegradable poly(glycolide-co-caprolactone) scaffold for tissue engineering. Journal of Biomedical Materials Research Part A. 66(1) (2003) 29-37.

[37] Sin D.C., Miao X., Liu G., Wei F., Chadwick G., Yan C., Friis T.: Polyurethane scaffold prepared by solvent casting/particulate leaching (SCPL) combined with centrifugation. Materials Science and Engineering: C 30 (2010) 78-85.

[38] Walińska K., Iwan A., Gorna K., Gogolewski S.: The use of long-chain plant polyprenols as a means to modify the biological properties of new biodegradable polyurethane scaffolds for engineering. A pilot study. Journal of Materials Science: Materials in Medicine 19 (2008) 129-135.

[39] Melnig V., Apostu M.O., Tura V., Ciobanu C.: Optimization of polyurethane membranes. Morphology and structure studies. Journal of Membrane Science 267 (2005) 58-67.

[40] Gorna K., Gogolewski S.: The effect of gamma radiation on molecular stability and mechanical properties of biodegradable polyurethanes for medical applications. Polymer Degradation and Stability 79 (2003) 465-474.

[41] Ghalbzouri A.E., Lamme E.N., van Blitterswijk C., Koopman J., Ponec M.: The use of PEGT/PBT as a dermal scaffold for skin tissue engineering. Biomaterials 25 (2004) 2987-2996.

[42] Ying T.H., Ishii D., Mahara A., Murakami S., Yamaoka T., Sudesh K., Samian R., Fujita M., Maeda M., Iwata T.: Scaffolds from electrospun polyhydroxyalkanoate copolymers: Fabrication, characterization, biabsorption and tissue response. Biomaterials 29 (2008) 1307-1317.
[43] Misra S.K., Ansari T.I., Valappil S.P., Mohn D., Philip S.E., Stark W.J., Roy I., Knowles J.C., Salih V., Boccaccini A.R.: Poly(3-hydroxybutyrate) multifunctional composite scaffolds for tissue engineering applications. Biomaterials 31 (2010) 2806-2815.

[44] Li H., Chang J.: Fabrication and characterization of bioactive wollastonite/PHBV composite scaffolds. Biomaterials 25 (2004) 5473-5480.
[45] Liu B., Liu Y., Lewis A.K., Shen W.: Modularly assembled porous cell-laden hydrogels. Biomaterials 31 (2010) 4918-4925.

[46] Helary C., Bataille I., Abed A., Illoul C., Anglo A., Louedec L., Letourneur D., Meddahi-PelleA., Giraud-Guille M.M.: Concentrated collagen hydrogels as dermal substitutes. Biomaterials 31 (2010) 481-490.
[47] Guiseppi-Elie A.: Electroconductive hydrogels: Synthesis, characterization and biomedical applications. Biomaterials 31 (2010) 2701-2716.

. . . . . . . . . . . . . . .

#### ANALIZA UWARUNKOWAŃ DECYDUJĄCYCH O ODPORNOŚCI SZKLIWA NA ZUŻYCIE. CZĘŚĆ I: IDENTYFIKACJA BIOLOGICZNEJ I MECHANICZNEJ STRUKTURY SZKLIWA ORAZ JEGO UKSZTAŁTOWANIA NA KORONACH ZĘBÓW

Mariola Herman<sup>1\*</sup>, Anna M. Ryniewicz<sup>2,3</sup>, Wojciech Ryniewicz<sup>3</sup>

 <sup>1</sup>V Wojskowy Szpital Kliniczny z Polikliniką, Oddział Stomatologii Zachowawczej z Endodoncją, ul. Wrocławska 1-3, 30-901 Kraków
 <sup>2</sup>Akademia Górniczo-Hutnicza, Wydział Inżynierii Mechanicznej i Robotyki, al. Mickiewicza 30, 30-059 Kraków
 <sup>3</sup>Uniwersytet Jagielloński, Collegium Medicum, Wydział Lekarski, Katedra Protetyki Stomatologicznej, ul. Montelupich 4, 31-155 Kraków
 \* E-mail: Mariola.Herman@gmail.com

#### Streszczenie

W opracowaniu, na podstawie studium literaturowego oraz badań, przedstawiono uwarunkowania, które decydują o fenomenie odporności szkliwa na zużycie. W części pierwszej na podstawie doniesień piśmiennictwa oraz badań dokonano: analizy struktury klinicznie prawidłowego szkliwa i jego parametrów wytrzymałościowych, oceny rozkładu jego grubości na koronach zębów w poszczególnych grupach zębowych oraz analizy zużycia w warunkach obciążeń okluzyjno-artykulacyjnych w środowisku śliny. W części drugiej wykonano badania szkliwa zębów siecznych, przedtrzonowych i trzonowych klinicznie prawidłowych. Badania obejmowały ocenę stereometrii warstwy wierzchniej szkliwa z wykorzystaniem mikroskopii sił atomowych (AFM), wyznaczenie mikrotwardości warstwy wierzchniej z wykorzystaniem metody Oliver & Pharr oraz wyznaczenie odporności szkliwa na ściskanie w testach na maszynie wytrzymałościowej. Na podstawie przeprowadzonej analizy i badań można wnioskować o wielokierunkowym przystosowaniu szkliwa do pełnionych funkcji.

**Słowa kluczowe:** zęby, szkliwo, struktura, wytrzymałość, zużycie tribologiczne

[Inżynieria Biomateriałów, 95, (2010), 10-17]

#### Wprowadzenie

Szkliwo stanowi najbardziej wytrzymałą i najtwardszą tkankę w ustroju człowieka. Pokrywa ono korony zębów, co decyduje o ich odporności na zużycie, szczególnie przy realizacji funkcji żucia w złożonych warunkach obciążeń okluzyjnych. Tkanka ta wyróżnia się fizjologiczną niezmiennością struktury i budowy. Prawidłowe szkliwo ukształtowane w procesie wyrzynania zębów podlega tarciu i zużyciu w środowisku jamy ustnej. Wyjaśnienie tego mechanizmu staje się bliższe dzięki nowoczesnym technikom badawczym, które są stosowane do identyfikacji jego struktury.

#### THE ANALYSIS OF DETERMINING FACTORS OF ENAMEL RESISTANCE TO WEAR. PART I: IDENTIFICATION OF BIOLOGICAL AND MECHANICAL ENAMEL STRUCTURE AND ITS SHAPE IN DENTAL CROWNS

Mariola Herman<sup>1\*</sup>, Anna M. Ryniewicz<sup>2,3</sup>, Wojciech Ryniewicz<sup>3</sup>

 <sup>1</sup> 5<sup>TH</sup> MILITARY HOSPITAL WITH POLYCLINIC IN CRACOW, CONSERVATIVE DENTISTRY AND ENDODONTICS WARD,
 1-3 WROCŁAWSKA STR., 30-901 CRACOW
 <sup>2</sup> AGH UNIVERSITY OF SCIENCE AND TECHNOLOGY,
 FACULTY OF MECHANICAL ENGINEERING AND ROBOTICS,
 30 MICKIEWICZA AV., 30-059 CRACOW
 <sup>3</sup> JAGIELLONIAN UNIVERSITY, COLLEGIUM MEDICUM,
 FACULTY OF MEDICINE, DEPARTMENT OF PROSTHETIC DENTISTRY,
 4 MONTELUPICH STR., 31-155 CRACOW
 \* E-MAIL: MARIOLA.HERMAN@GMAIL.COM

#### Abstract

In the study based on literature review and research we presented factors determining a phenomenon of enamel resistance to wear. Based on data in literature and the research the following was made in part one: analysis of regular enamel structure and its performance parameters, assessment of enamel thickness on a dental crown in separate groups of teeth and analysis of wear in conditions of occlusal and articulatory loading in saliva environment. In part two, there were made examinations of enamel in clinically normal incisor, premolar and molar teeth. The examinations included the assessment of enamel superficial layer stereometry using Atomic Force Microscopy (AFM), determination of enamel superficial layer microhardness using Oliver & Pharr method, and determination of enamel compression strength using test machine. It can be concluded, based on conducted analysis and examinations that the enamel adaptation to its functions is many-sided.

*Keywords:* teeth, enamel, structure, durability, tribological wear

[Engineering of Biomaterials, 95, (2010), 10-17]

#### Introduction

Enamel is the most durable and hard tissue in a human body. It covers dental crowns, which comprise of its resistance to wear, especially during the act of mastication in compound conditions of occlusional loading. This tissue stands out its physiological invariability of structure and build. Normal enamel, shaped during dentition process of teeth, is a subject to friction and wear in oral cavity environment. Explanation of this mechanism becomes closer due to up-to-date research techniques, which are applied to determination of its structure.





#### Materiał i metody

Celem pracy było wskazanie złożonych uwarunkowań oraz procesów, które decydują o odporności szkliwa na zużycie. Materiałem do badań było szkliwo zębów siecznych, przedtrzonowych i trzonowych klinicznie prawidłowych. Dla realizacji celu dokonano weryfikacji w dwóch obszarach. W części pierwszej przeprowadzono studium literaturowe i badania obejmujące zagadnienia struktury szkliwa, jego parametrów wytrzymałościowych, rozkładu grubości na koronach zębów oraz zużycia w środowisku śliny. W części drugiej przeprowadzono stereometryczną analizę warstwy wierzchniej z wykorzystaniem mikroskopii sił atomowych (AFM), wyznaczono mikrotwardość szkliwa metodą Oliver & Pharr oraz wykonano badania odporności szkliwa na ściskanie z wykorzystaniem maszyny wytrzymałościowej Instron 3345.

#### Budowa szkliwa

Podstawowym elementem struktury szkliwa są pryzmaty i to one w znacznej mierze decydują o jego odporności (RYS. 1). Przebiegają one prostopadle od połączenia szkliwno-zębinowego do powierzchni korony zęba. Ich długość wynosi od kilkudziesięciu do 2500 µm, szerokość natomiast od 5-9 µm [1]. Długość pryzmatu jest zróżnicowana w zależności od rejonu zęba, w którym jest położony. Maksymalna długość występuje w obrębie guzków, które w bezpośrednim kontakcie zębów przeciwstawnych przenoszą obciążenia. Takie rozmieszczenie pryzmatów szkliwa służy ochronie miejsc najbardziej narażonych na nacisk. Warto podkreślić, iż w większości przypadków pryzmaty szkliwne nie docierają do powierzchni korony, lecz kończą się od 20 do 80 µm od powierzchni zęba [1]. Ta część szkliwa zbudowana jest ze szkliwa apryzmatycznego, utworzonego z substancji międzypryzmatycznej. Godnym podkreślenia jest fakt, iż pryzmaty nie przebiegają liniowo od połączenia szkliwno-zębinowego do powierzchni korony, lecz mają charakter falisty i w miejscach o zwiększonym prawdopodobieństwie nacisku przeplatają się wzajemnie, co skutkuje wzrostem twardości i elastyczności szkliwa.

Z badań Xu i in. [2] wynika, że pęknięcia w szkliwie są znacząco dłuższe w kierunku prostopadłym do powierzchni żującej, niż w równoległym. Wykazano ponadto [2], że sztucznie wywołane i obciążone pęknięcia w szkliwie nigdy nie przekraczają granicy szkliwno-zębinowej.

#### Material and methods

This paper is aimed to present compound determinants and processes deciding about the resistance of enamel to wear. The material for the research was regular enamel of incisive, premolars and molars teeth. Review in two areas was made to reach this aim. In part one, we made literature review and the research concerning issues of enamel structure, its performance parameters, assessment of its thickness distribution in dental crowns and wear in saliva environment. In part two we conducted the stereometrical analysis of enamel superficial layer using Atomic Force Microscopy (AFM), determined the microhardness of enamel superficial layer using Oliver & Pharr method, and conducted examination of enamel compression strength using Instron 3345 test machine.

#### **Enamel structure**

Prisms are basic components of enamel structure which greatly contribute to its resistance (FIG. 1). They run perpendicularly from an amelodentinal junction to a surface of dental crown. Their length range from several dozens to 2500 µm, while width is 5-9 µm [1]. A prism length is variable depending on area of tooth, where it is located. The maximal length is found in cusps, which transfer loading by direct contact with opposing teeth. The arrangement of enamel prisms helps with protection of areas most exposed to pressure. It is worth to note, that enamel prisms in major cases do not reach the surface of a dental crown, but they end 20 to 80 µm from a tooth surface [1]. This part of enamel is built from aprismatic enamel which consists of interprismation enamel. The noteworthy fact is that prisms do not run linearly from an amelodentinal junction to a surface of tooth, but they are forming waves, and in areas with increased probability of pressure they interweave each other, thus increasing enamel hardness and elasticity.

It results from Xu et al. studies [2] that fissures in enamel are significantly longer in direction perpendicular to a masticatory surface than in parallel direction. It was also demonstrated [2] that artificially made and loaded cracks in enamel do not cross amelodentinal boundary.

Two main types of prisms are distinguished on enamel transverse section: in a shape of arch and a keyhole [1].

11

Na przekroju poprzecznym szkliwa wyróżnia się dwa główne rodzaje pryzmatów: w kształcie arkady oraz dziurki od klucza [1]. To rozróżnienie możliwe jest dzięki obecności istoty międzypryzmatycznej, w której przebieg kryształu hydroksyapatytów jest odmienny niż w pryzmatach. W modelu dziurki od klucza wyróżnia się główkę i ogon. Kryształy w obrębie główki mają przebieg równoległy do długiej osi pryzmatu, natomiast w zakresie ogona zmieniają swój przebieg na prostopadły (RYS. 2).

Rozważając fenomen odporności szkliwa, należy zwrócić uwagę na budowę kryształu hydroksyapatytu i jej wpływ na twardość szkliwa. Gęstość hydroksyapatytu wynosi 3,16 g/cm3. Dojrzałe szkliwo zawiera 96% składników nieorganicznych, takich jak fosforan wapnia 89% i w mniejszych ilościach: weglan wapnia, fluorek wapnia, fosforan magnezu i inne. Składniki organiczne wraz z wodą stanowią ok. 4% [3]. Podstawowym nieorganicznym składnikiem szkliwa jest fosforan wapnia, występujący w formie hydroksyapatytu. Heksagonalna postać hydroksyapatytu jest podstawową jednostką strukturalną szkliwa i to ona dzieki wiazaniom jonowym ma zdolność do tworzenia sieci krystalicznej. Poza głównymi pierwiastkami, jakimi sa wapń (36%) i fosfor (17%) w skład szkliwa wchodzi wiele pierwiastków takich jak: magnez.

This distinction is possible due to presence of interprismation matter, which has different hydroxyapatite crystal run than in prisms. A capitulum and tail are distinguished in the keyhole model. The crystals in a capitulum run parallel to prism longitudinal axis, while in a tail they change run to perpendicular (FIG. 2).

While pondering on the phenomenon of the enamel resistance, the structure of hydroxyapatite crystal and its influence on enamel hardness should be considered.

Hydroxyapatite den-

sity is  $3.16 \text{ g/cm}^3$ .

Mature enamel con-

tains 96% of non-

organic compounds,

such as calcium

phosphate 89% and

in lower amounts:

calcium carbonate, calcium fluoride,

magnesium phos-

phate and others.

Organic compounds

including water are

about 4% [3]. The

main non-organic

compound of enamel

is calcium phosphate

which occurs in hy-

droxyapatite form.

Hexagonal form of

hydroxyapatite is a

major structural unit

of enamel and due

to ionic bonds it has

the ability to form

crystalline structure.

Apart from main ele-

ments such calcium

(36%) and phospho-

rus (17%) enamel

consists of many

more elements such



RYS. 2. Ultrastruktura pryzmatów: a) schemat, b) obraz SEM po wytrawieniu przez 15s.

FIG. 2. Prism ultrastructure: a) diagram, b) view under the SEM after 15 seconds of acid etching.

potas, sód, chlor, fluor i wiele innych modulujących właściwości mechaniczne szkliwa [1,4]. Hydroksyapatyt składa się z rdzenia, warstwy adsorpcyjnej oraz otoczki hydratacyjnej. Każdy z tych przedziałów różni się zawartością i ilością składników mineralnych. Warstwa adsorpcyjna, w porównaniu do rdzenia, zawiera mniejsza ilość magnezu i weglanów, co czyni ją bardziej odporną na rozpuszczenie. Warstwa ta zawiera duża ilość weglanów, cytrynianów, fosforanów tworząc bardzo stabilną strukturę hydroksyapatytu. W każdym z wyżej opisanych przedziałów może dochodzić do wymiany jonowej, co szczególnie zauważalne jest na granicy warstwy uwodnionej i adsorpcyjnej. Dzięki temu poszczególne jony i grupy chemiczne, które budują hydroksyapatyt ulegają substytucji, modyfikując ich pierwotną postać. Taka budowa zapewnia optymalną strukturę warstwową hydroksyapatytu z możliwością regeneracji poszczególnych warstw. Warto podkreślić, iż kryształy szkliwa są pokryte bezkształtną warstwą mineralnego apatytu. Warstwa ta zawiera mniej węglanów i więcej fluoru, co zwiększa stabilność kryształu. Niezwykle istotne jest zagadnienie stabilności mineralnej apatytu i związanej z nią rozpuszczalności kryształu. Duży wpływ na stabilność i rozpuszczalność ma fluor. Jego substytucja do hydroksyapatytu powoduje zmniejszenie rozpuszczalności apatytu szkliwa, a wymiana 50% umożliwia powstanie najmniej rozpuszczalnej struktury krystalicznej [5].

as: magnesium, potassium, sodium, chlorine and many more which modulates mechanical properties of enamel [1,4]. Hydroxyapatite is built from a core, adsorbate layer and hydrated layer. Every compartment has different contents and amount of mineral compounds. An adsorbate layer comparing to a core has lower amount of magnesium and carbonates, thus it is more resistant to dissolving. This layer contains a large amount of carbonates, citrates, phosphates which create very stable structure of hydroxyapatite. Ion exchange is possible in each of abovementioned compartments, which is especially visible in the boundary between hydrated and adsorbate layer. Thus individual ions and chemical groups which build hydroxyapatite are substituted, modifying their primary form. Such a build ensures optimal layer structure of hydroxyapatite with possibility of regeneration in individual layers. It is worth to emphasize that enamel crystals are covered with amorphous layer of mineral apatite. This layer contains less carbonates and more fluorine that increase crystal stability. The issue concerning the mineral stability of apatite and related mineral solubility of crystal is very important. Fluoride has great influence on stability and solubility. Its substitution in hydroxyapatite causes decrease in solubility of enamel apatite and besides exchange of 50% enables creating the least soluble crystalline structure [5].

#### Parametry wytrzymałościowe szkliwa

Układ kryształów powoduje ich zwiększoną wytrzymałość w obszarze główki. Moduł Younga dla główki wynosi 88 GPa, a dla ogona 80 GPa, natomiast twardości to 4,3 GPa dla główki i 3,7 GPa dla ogona [6]. Dla zmniejszenia łamliwości pryzmatu istotne jest występowanie pochewki pryzmatu, która jest bogata w białka macierzy, głównie enameliny, i stanowi pewnego rodzaju rusztowanie dla kryształów hydroksyapatytu. Taki układ dodatkowo wzmacnia szkliwo i zapewnia tłumienie mikroprzemieszczeń.

Rozważając wytrzymałość szkliwa należy zwrócić szczególną uwagę na jego anizotropowe właściwości. Dzięki niejednorodnej strukturze, wykazuje ono odmienne właściwości mechaniczne w zależności od kierunku przyłożenia siły. Właściwości te zależą również od składu chemicznego szkliwa oraz jego budowy. Występuje różnica w module elastyczności i twardości pryzmatów mierzonych wzdłuż i w poprzek. Moduł Younga wzdłuż pryzmatu wynosi 87,5 GPa, w poprzek 72,2 GPa [7]. Natomiast twardość wzdłuż pryzmatu wynosi 3,8 GPa, a w poprzek 3,3 GPa [6]. Oznacza to większą odporność szkliwa na ściskanie niż rozciąganie i zginanie. Anizotropowość szkliwa ma znaczenie w rozpraszaniu siły i kierowaniu naprężeń złożonych do zębiny, która jest tkanka znacznie bardziej podatna i wytrzymała na naprężenia rozciągające (98 MPa), w porównaniu do szkliwa (10 MPa) [8]. Dzięki takiej warstwowej budowie obciążenie odbierane przez szkliwo jest częściowo rozpraszane i przekazywane zębinie, która jest bardziej przystosowana do złożonego typu obciążenia. W badaniach rozkładu naprężeń zredukowanych w strukturach obciążonych zębów siecznych i trzonowych [9] stwierdzono strefy koncentracji naprężeń maksymalnych na brzegach siecznych i w guzkach. Naprężenia zmniejszały się w kierunku zębiny, by w okolicy komory zęba osiągnąć strefy o wartościach najmniejszych. Znamienna jest różnica w module Younga na powierzchni szkliwa w porównaniu do połączenia szkliwno-zębinowego i wynosi 45 GPa [10].

## Ocena rozkładu grubości szkliwa w poszczególnych grupach zębowych

Fenomen odporności szkliwa jest znacząco związany z rozkładem grubości szkliwa na koronie, w poszczególnych grupach zębowych. Smith i in. dokonali analizy grubości szkliwa w obrębie siekaczy, kłów, zębów przedtrzonowych i trzonowych. Zauważono tendencje do wzrostu grubości szkliwa w miarę przesuwania się w kierunku dystalnym każdego łuku zębowego.

#### TABELA 1. Średnia grubość szkliwa w poszczególnych grupach zębów szczęki i żuchwy. TABLE 1. Mean enamel thickness in separate groups of lower jaw and upper jaw teeth.

Ząb	Średnia grubość szkliwa (mm) Mean enamel thickness (mm)			
Tooth	Szczęka Upper jaw	Żuchwa Lower jaw		
Siekacz I / Incisor I	0.62	0.55		
Siekacz II / Incisor II	0.64	0.59		
Kieł / Canine	0.91	0.81		
Przedtrzonowiec I Premolar I	1.10	1.01		
Przedtrzonowiec II Premolar II	1.14	1.20		
Trzonowiec I / Molar I	1.22	1.08		
Trzonowiec II / Molar II	1.40	1.20		
Trzonowiec III / Molar III	1.38	1.25		

#### Performance parameters of enamel

An increased durability in a capitulum area is due to arrangement of crystals. Young's modulus for a capitulum is 88 GPa and for tail is 80 GPa, while hardness for a capitulum is 4.3 GPa and for tail is 3.7 GPa [6]. Prism sheath is important for decreasing prism brittleness, which is rich in matrix proteins, mainly in enamelin and it is a kind of scaffolding for hydroxyapatite crystals. Such a system additionally strengthens the enamel and ensures attenuation of microdislocations.

In considering enamel durability, its anisotropic properties should be noted. Due to its heterogeneous structure it has different mechanical properties depending on direction of applied force. This properties also depend on chemical composition of enamel and its structure. Prisms have different elasticity modulus and hardness while measured in length and breadth. Young's modulus is 87.5 GPa in prism length and 72.2 GPa in prism breadth [7]. While hardness is 3.8 GPa in prism length and 3.3 GPa in prism breadth [6]. It means greater resistance to pressure than to stretching and bending. Enamel anisotropy matters in dispersion of force and directing compound stresses to dentine, which is much more compliant and resistant to stretch tensions (98 MPa) comparing to enamel (10 MPa) [8]. Due to layered structure, loading received by enamel is partially dispersed and transferred to dentine, which is better adapted to complex type of loading. In studies on arrangement of tensions reduced in structures of loaded incisor and molar teeth [9] were found areas of maximal tension concentrations in incisive margins and cusps. Tensions decreased in a dentine direction, while reaching areas of minimal values near tooth cavity. Significant difference of Young's modulus for the surface of enamel comparing to amelodentinal junction is 45 GPa [10].

#### Assessment of enamel thickness distribution in separate teeth groups

The phenomenon of enamel resistance is significantly connected with enamel thickness distribution in a dental crown in separate teeth groups. Smith et al. made analysis of enamel thickness in incisor, canine, premolar and molar teeth. There was tendency for increasing enamel thickness while moving in distal direction of each dental arch.

Examination of mean enamel thickness proved its change in the following manner. The thinnest layer of enamel is noted on incisor teeth (mean enamel thickness – 0.55 mm for upper jaw and 0.62 mm for lower jaw). The enamel thickness increases in the direction of third molar teeth, where it reaches thickness of 1.25 mm for upper jaw and 1.38 for lower jaw teeth (TABLE 1).

Harris et al. [11] conducted detailed examination of enamel thickness of lower jaw teeth proving that the greater enamel thickness is present on a labial surface than on a palatal surface, and that is important for enamel resistance during occlusal and articulatory loading. The increase of thickness in direction of distal incisive margin of incisor teeth reaching value of 0.1 mm was also essential.

New imaging techniques contribute to broaden knowledge about the shape and thickness of enamel and their influence on resistance. The studies using computed microtomography (CMT) turned out to be very essential. Olejniczak et al. were using CMT for enamel thickness measurement in molar teeth [12]. The conducted examinations shown decided increase of enamel thickness in a median groove and in margins of functional cusps. The greatest thickness about 2.5 mm occurs on cusps, while it is slightly lower in dental grooves. They are areas most exposed to transfer of occlusal and articulatory loading. Rozpatrując średnią grubość szkliwa dowiedziono [11], że zmienia się ona w następujący sposób. Najcieńsza warstwa szkliwa obserwowana jest na zębach siecznych (średnia grubość szkliwa – 0,55 mm dla szczęki i 0,62 mm dla żuchwy). Grubość szkliwa wzrasta w kierunku zębów trzecich trzonowych, gdzie osiąga grubość 1,25 mm dla zębów żuchwy i 1,38 mm dla szczęki (TABELA 1).

Harris i in. [11] przeprowadzili szczegółowe badanie grubości szkliwa siekaczy szczęki dowodząc, że większa grubość szkliwa obserwowana jest na powierzchni wargowej, niż podniebiennej, co ma istotne znaczenie dla odporności szkliwa podczas obciążeń okluzyjno-artykulacyjnych. Istotny również okazał się wzrost grubości szkliwa w kierunku dystalnym brzegu siecznego siekaczy sięgający wartości 0,1 mm.

Nowe techniki obrazowania przyczyniły się do pogłębienia wiedzy na temat kształtu i grubości szkliwa oraz ich wpływu na odporność. Niezwykle istotne okazały się badania z użyciem mikrotomografii komputerowej (computed microtomography, CMT). Olejniczak i in. użyli CMT do pomiaru grubości szkliwa zębów trzonowych [12]. Przeprowadzone badania pokazują zdecydowany wzrost grubości szkliwa w bruździe środkowej oraz na brzegach guzków funkcyjnych. Największa grubość ok. 2,5 mm występuje w obrębie guzków, a nieznacznie mniejsza w okolicach bruzd. Są to rejony najbardziej narażone na przenoszenie obciążeń okluzyjno-artykulacyjnych.

W analizie uwarunkowań, które decydują o odporności szkliwa na zużycie, szczególnie ważny jest rozkład jego grubości i ukształtowanie na koronach poszczególnych zębów. W warunkach żucia kęsów pokarmowych największym naciskom poddawane są zęby trzonowe. Dlatego też dla zębów trzonowych przeprowadzono własne badania rozkładu grubości szkliwa.

Materiałem do badań były zęby trzonowe żuchwy usunięte pacjentom z przedziału wiekowego 25-35 lat: 20 trzonowców pierwszych, 20 trzonowców drugich, i 20 trzonowców trzecich. Po wykonaniu przekrojów (z użyciem tarczy diamentowej) w osi długiej zębów trzonowych (RYS. 3) uzyskano struktury, w których widoczny jest rozkład grubości szkliwa.

Wykonane przekroje poddano analizie metrologicznej z zastosowaniem cyfrowego mikroskopu pomiarowego. Według zaznaczonego schematu pomiarowego wyznaczono parametry A, B, C, D (RYS. 4). Analizę statystyczną przeprowadzono zgodnie z normą ISO 3534-7 i jako ocenę statystyczną przyjęto odchylenie standardowe. Średnie wartości parametrów A, B, C, D zestawiono w TABELI 2.

Rozkład grubości szkliwa, szczególnie na zębach trzonowych, wskazuje na przystosowanie do warunków okluzji. W przypadku koncepcji "ząb do dwóch zębów" powstające punkty kontaktów są zlokalizowane pomiędzy guzkami funkcjonalnymi zębów jednego łuku z listewkami szkliwnymi i bruzdami zębów łuku przeciwstawnego [13]. A zatem występujące pogrubienie warstwy szkliwa na stokach policzkowych zębów trzonowych (B) może stanowić zabezpieczenie warunków kontaktu z zębami szczęki. W badanych zębach trzonowych żuchwy stwierdzono, że grubsze szkliwo występuje na guzkach (A) i stokach guzków policzkowych (B) – funkcjonalnych. Grubsza warstwa szkliwa obserwowana na guzkach funkcjonalnych dowodzi, iż to one wykazują największe przystosowanie do odbierania obciążeń w trakcie żucia i zaciskania zębów.

Z badań przeprowadzonych przez Dejak i in. [14] wynika, iż podczas żucia największy nacisk jest wywierany na guzki, a w szczególności na stok językowy guzka policzkowego dystalnego zęba trzonowego pierwszego żuchwy oraz na bruzdę centralną. Malejąca grubość szkliwa do ok. kilkudziesięciu mikrometrów w kierunku szyjki zęba świadczy o dostosowaniu morfologii szkliwa do warunków panujących w jamie ustnej.



RYS. 3. Przekroje strukturalne zębów trzonowych. FIG. 3. Molar teeth structural sections.





determining of enamel thickness in molar teeth.

In the analysis of factors which determine enamel resistance to wear, enamel thickness distribution and enamel shape in dental crowns in separate types of teeth are especially important. The highest pressures occur in molar teeth during mastication of a food morsel. Therefore we have conducted our own research of enamel thickness distribution in molar teeth.

Molar teeth of lower jaw extracted from patients aged 25-35 years were examined: 20 molar teeth I, 20 molar teeth II, and 20 molar teeth III. After making sections (using a diamond wheel) in longitudinal axis of molar teeth (FIG. 3) we obtained structures with visible enamel thickness distribution.

The obtained sections underwent methodological analysis using a digital measuring microscope. According to marked measurement diagram the parameters A, B, C, D were determined (FIG. 4). Statistical analysis was conducted according to ISO 3534-7 Standard, and a standard deviation were statistical assessment. Mean values of parameters A, B, C, D are outlined in TABLE 2.

The enamel thickness distribution, especially in molar teeth, indicates the adaptation to occlusal conditions. According to "tooth to two teeth" concept, arising points of contact are localised between functional cusps of teeth in one arch with enamel laminas and grooves of teeth in opposite arch [13]. So, enamel layer thickening present in buccalis clivi in molar teeth (B) might constitute a protection of contact conditions with upper jaw teeth.

TABELA 2. Zestawienie średnich grubości szkliwa w zębach trzonowych (wg oznaczeń na RYS. 4). TABLE 2. Table of mean enamel thickness in molar teeth (based on marks in FIG. 4).

	Trzonowiec 1		Trzonowiec 2		Trzonowiec 3	
	Molar tooth 1		Molar tooth 2		Molar tooth 3	
Maksymalna grubość szkliwa Maximum enamel thickness	Grubość Thickness [mm]	Odchylenie standardowe Standard deviation [mm]	Grubość Thickness [mm]	Odchylenie standardowe Standard deviation [mm]	Grubość Thickness [mm]	Odchylenie standardowe Standard deviation [mm]
A – na guzku policzkowym / on the buccalis cusp	1.94	0.05	1.88	0.07	2.01	0.05
B – na stoku policzkowym / on the buccalis clivus	1.93	0.06	2.03	0.08	2.24	0.07
C – na stoku językowym / on the lingual clivus	1.52	0.09	1.55	0.06	1.61	0.09
D – na guzku językowym / on the lingual cusp	1.78	0.07	1.81	0.05	1.82	0.04

Charakterystyczny jest również proces adaptacyjny mający miejsce po wyrznięciu zęba, który pod wpływem kontaktów okluzyjno-artykulacyjnych doprowadza do zmiany ukształtowaniu powierzchni żującej i powstania tzw. adaptacyjnych tarczek starcia. Ten fizjologiczny proces zapobiega nadmiernemu zużyciu i pęknięciom oraz chroni szkliwo zęba przed przeciążeniem [15,16]. Fakt, że podczas żucia siła jest wywierana na większą powierzchnię doprowadza do spadku wywieranego nacisku od 6-15 krotnie. Zdrowe tkanki zęba nie są zatem narażone na złamanie [8,17].

#### Zużycie szkliwa w środowisku śliny

Ślina jest głównym składnikiem środowiska jamy ustnej. Składa się w 99% z wody. Zawiera ona elektrolity (Na<sup>+</sup>, K<sup>+</sup>, Cl<sup>-</sup>, HCO<sub>3</sub>) i makroelementy ( $\alpha$ -amylaze, glikoproteiny, mukopolisacharydy, lizozym, immunoglobuliny). Wartość spoczynkowa pH wynosi ok. 5,6-6,0 a w wyniku stymulacji wzrasta do 7,8. W okolicach przyszyjkowych pokrytych przez płytkę wartość pH obniża się aż do 5. Tkanki twarde zębów, a przede wszystkim szkliwo, podlegają stałemu procesowi demineralizacji i remineralizacji zachodzącemu w formie wymiany jonowej między zębami a otaczającą śliną. Dzięki odpowiedniemu stosunkowi minerałów w ślinie, a w szczególności jonów wapniowych i fosforowych, możliwa jest ochrona szkliwa przed procesami demineralizacji, pobudzanie remineralizacji oraz zapewnienie stabilności kryształów szkliwa. Istotny dla ochrony szkliwa jest układ buforowy śliny. Jego głównym elementem są jony wodorowęglanowe. Reagują one z kwasami podwyższając pH i w ten sposób zabezpieczają szkliwo przed destrukcyjnym działaniem kwasów. Podnoszenie pH śliny powyżej wartości krytycznej, która dla hydroksyapatytu wynosi 5,5, powoduje zabezpieczenie szkliwa przed rozpuszczeniem kryształów. Gdy wartość pH na szkliwnej powierzchni zęba spadnie poniżej 5,5, to proces demineralizacji zachodzi szybciej niż proces remineralizacji. Prowadzi to do powstania nadżerek na powierzchniach zębów, które przekształcają się w ubytki o podłożu próchnicowym. Właściwości reologiczne śliny oraz jej fizjologiczna objętość w jamie ustnej powodują, że zęby są nią zwilżane. Występuje charakterystyczne zjawisko, a mianowicie wytworzenie na zębach błony nabytej, która usprawnia mechanizm smarowania i przeciwdziała zużyciu. Błona nabyta jest bezkomórkowa warstwa o grubości 10 µm zaadsorbowanych białek ślinowych i innych makroczasteczek [5] zapewniająca ochrone szkliwa w kontaktach ząb-ząb i ząb-ciało obce. Jedną z najważniejszych funkcji śliny jest zapewnienie smarowania kontaktujących się zębów oraz właściwego kontaktu zębów z miękkimi tkankami jamy ustnej. Odpowiednie smarowanie jest istotne dla zapewnienia żucia, połykania i artykulacji, a przede wszystkim zabezpiecza szkliwo przed nadmiernym zużyciem w warunkach zmiennych obciążeń okluzyjnoartykulacyjnych.

The examined molar teeth from a lower jaw were found to have thicker enamel in cusps (A) and clivi of buccalis cusps (B), which are functional. Thicker layer of enamel noticed on functional cusps proves their highest level of adaptation to receiving loading during mastication and teeth clenching.

It was found in studies conducted by Dejak et al. [14] that during mastication, the highest pressure is applied on cusps, especially on lingual clivus of buccal cusp of distal molar in lower jaw and on median groove. Decreasing enamel thickness to several dozens of micrometers in the direction of tooth cervix proves the adaptation of enamel morphology to the conditions in oral cavity.

The adaptative process after dentition of a tooth is also typical, which leads to change in shape of masticatory surface and to forming so called adaptative wear areas under the influence of occlusal and articulatory contacts. This physiological process prevents excessive wear and cracks and protects tooth enamel from overloading [15,16]. Because of force applied on bigger surface during the mastication, applied pressure decreases about 6-15 times. Therefore healthy tissues of tooth are not exposed to risk of fracture [8,17].

#### Enamel wear in saliva environment

Saliva is main compound of oral cavity environment. It consists of 99% of water. It contains electrolytes (Na<sup>+</sup>, K<sup>+</sup>, Cl<sup>-</sup>, HCO<sub>3</sub><sup>-</sup>) and macroelements (α-amylase, glycoproteins, mucopolysaccharides, lysozyme, immunoglobulins.) Resting value of pH is about 5.6-6.0, while during stimulation it increases to 7.8. In cervical areas coated in lamina pH value decreases to 5. Hard tissues of tooth, especially enamel, are subject to constant demineralization and remineralization processes which are the ion exchange between teeth and surrounding saliva. Due to right proportion of minerals in saliva, especially calcium and phosphate ions, protection of enamel from demineralization processes, stimulation of remineralization and ensuring of enamel crystals stability is possible. A salivary buffer system is essential for enamel protection. Bicarbonate ions are its major compound. They react with acids and increasing pH value, thus they protect enamel from destructive action of acids. Increase of pH of saliva above critical value which is 5.5 for hydroxyapatite causes the protection of enamel form dissolving the crystals. When pH value on enamel surface of teeth decreases under 5.5 demineralization process occurs faster than remineralization process. It leads to forming of erosions on a teeth surface, which transform to cavities of decay origin. Rheological properties of saliva and its physiological volume in oral cavity cause moisten of teeth. It occurs a typical phenomenon, the formation of acquired film on teeth, which improves lubrication mechanism and prevents wear. The acquired film is an acellular layer 10 µm in thickness of adsorbed salivary proteins and other macroparticles [5] which ensures enamel protection in tooth-tooth and tooth-foreign body contacts.

Wpływ środowiska jamy ustnej na twarde tkanki zębów jest zagadnieniem często podejmowanym w piśmiennictwie. Bada się wpływ śliny i różnych płynów na demineralizację tkanek [18-20] oraz na zmianę parametrów mechanicznych, głównie mikrotwardości [21-23]. W badaniach tribologicz-nych często zakłada się, że lepkość śliny jest jednym z parametrów wpływających na wartość sił tarcia pomiędzy smarowanymi powierzchniami. Ze względu na złożoną strukturę lepkość śliny jest silnie zależna od prędkości ścina-nia. Ponadto jej charakterystyki reologiczne i smarnościowe zmieniają się w zależności od spożywanego pożywienia, pory dnia, wieku, stanu psychicznego i innych czynników.

Z uwagi na nienewtonowski i dynamicznie zmieniający się charakter medium oraz trudności pomiarowe w warunkach in vivo, wyniki badań tribologicznych szkliwa są często nawet sprzeczne i przedstawiane za pomocą hipotetycznych modeli tarcia i zużycia. Przyjmuje się, że średnie zużycie fizjologiczne szkliwa wynosi 15-20 µm/rok dla powierzchni okluzyjnej oraz 7,5 µm/rok dla powierzchni podniebiennej [24].

#### Podsumowanie i wnioski

W warunkach fizjologicznych szkliwo jest tkanką niezwykle odporną na zużycie tribologiczne i trudno wskazać materiał odtwórczy, który charakteryzowałby się taką optymalną współpracą biomechaniczną z pozostałymi tkankami układu stomatognatycznego. Na podstawie przeprowadzonej analizy piśmiennictwa, badań i doświadczeń klinicznych, można wnioskować o wielokierunkowym przystosowaniu szkliwa do pełnionych funkcji. Wskazują na to analizy struktury szkliwa. Charakterystyczny przebieg kryształów oraz rozkład parametrów wytrzymałościowych i grubości szkliwa w koronie zęba, który zapewnia odpowiednią wytrzymałość oraz zabezpiecza szkliwo przed nadmiernym zużyciem w warunkach wymuszeń tribologicznych. Ta specyficzna budowa spełnia funkcję zabezpieczenia zęba przed ewentualnymi uszkodzeniami mechanicznymi. Wykazano bowiem, że sztucznie wywołane i obciążone pęknięcia w szkliwie nigdy nie przekraczają granicy szkliwno-zębinowej. Takie wyniki badań mogą wskazywać na możliwość tłumienia naprężeń w strefach ich koncentracji.

Z przedstawionych badań wynika, że rozkład grubości szkliwa na koronach zębów oraz w poszczególnych grupach zębów świadczy o przystosowaniu ukształtowania tej tkanki do przejmowania obciążeń i zabezpiecza pozostałe tkanki zębów przed zużyciem tribologicznym. Wzrastające grubości szkliwa na zębach w kierunku dystalnym wskazują, że w warunkach większych nacisków wynikających z fizjologii narządu żucia, korony tych zębów mają lepszą adaptację do rozgniatania i rozcierania pokarmów. Zwiększenie grubości szkliwa w bruździe centralnej, to również przystosowanie koron zębów trzonowych do przenoszenia obciążeń powodujących zginanie i rozklinowywanie powierzchni żujących względem tej bruzdy. Pogrubienie szkliwa w obszarze bruzdy może wpływać na obniżenie wartości naprężeń powstających w tej strefie, a wynikających ze spiętrzenia spowodowanego kształtem bruzdy.

Wart podkreślenia jest fakt, że podczas fizjologicznych obciążeń nie dochodzi do przekroczenia wartości wytrzymałości szkliwa na rozciąganie i zdrowe tkanki zęba nie są narażone na złamanie.

Analiza procesów zużywania się szkliwa w warunkach okluzyjno-artykulacujnych jamy ustnej wskazuje na istotną odmienność w porównaniu do procesów zużycia tribologicznego w warunkach technicznych. W warunkach kontaktów okluzyjno-artykulacyjnych nie występują przesłanki do powstania wyłącznie smarowania płynnego. One of the most important functions of saliva is ensuring lubrication of contacting teeth and proper contact of teeth with soft tissues of oral cavity. Proper lubrication is vital to ensure mastication, swallowing and articulation, but first of all it protects enamel from excessive wear in conditions of variable occlusal and articulatory loading.

The influence of oral cavity environment on hard tissues of teeth is a common issue in literature. There are investigations on influence of saliva and various fluids on tissue demineralization [18-20] and on change of the mechanical parameters, mainly microhardness [21-23]. In tribological studies it is often assumed that viscosity of saliva is one of the parameters affecting the values of frictional forces between lubricated surfaces. On account of complex structure the viscosity of saliva strongly depends on shear rate. Furthermore its rheological and lubricational characteristics change depending on consumed food, time of the day, age, psychological condition and other factors.

Because of non-newtonian and dynamically changing nature of medium and measurement difficulties in vivo conditions, results of tribological examinations of enamel are often even contradictory and presented using hypothetic models of friction and wear. It is assumed that mean physiological wear of enamel is 15-20  $\mu$ m/year for occlusal surface and 7.5  $\mu$ m/year for palatal surface [24].

#### Summary and conclusions

In physiological conditions, enamel is a tissue very resistant to tribological wear and it is hard to indicate reconstructive material, which would have such optimal biomechanical cooperation with other tissues of stomatognathic system. It can be concluded, based on conducted literature review, research and clinical experiments, that the enamel adaptation to its functions is many-sided. The analysis of enamel structure indicates this fact. Characteristic run of crystals and distribution of performance parameters and enamel thickness in dental crown, which ensures right strength and protects the enamel from excessive wear in conditions of tribological coercion. This specific structure has protective function from possible mechanical damage. It was also demonstrated that artificially made and loaded cracks in enamel do not cross amelodentinal boundary. These results of examinations may indicate the possibility of attenuation of tensions in areas of their concentrations.

It appears that in presented studies the enamel thickness distribution on dental crowns and in separate teeth groups prove that shape of this tissue is adapted to taking loading and protects other tissues of a tooth from tribological wear. Increasing thickness of tooth enamel in the distal direction indicates the dental crowns are better adapted to crush and rub foods in conditions of greater pressures due to physiology of stomatognathic system. Increase of enamel thickness in median groove is also an adaptation of dental crowns of molars for transferring loading which cause crushing and opening of masticatory surfaces regarding this groove. Increase of enamel thickness in groove area may influence on decreasing the value of tensions occurring in this area, and resulting from heap caused by the groove shape.

It is worth to note that during the physiological loading, the values of performance parameters of enamel to stretch are not exceeded, and healthy tissues of tooth are not exposed to risk of fracture.

The analysis of enamel wear processes in occlusal and articulatory conditions in oral cavity indicates that there is significant dissimilarity in comparison to tribological wear processes in technical conditions. There are no premises to lubricating only with fluid in conditions of occlusal and articulatory contacts. Mimo to procesy zużycia tribologicznego w szkliwie koron zębów świadczą o jego niezwykłej odporności w warunkach smarowania granicznego, smarowania w obecności cienkiego filmu smarnego i smarowania bioelestohydrodynamicznego. Takie przesłanki współpracy tribologicznej wynikają z następujących procesów i uwarunkowań w narządzie zębowym:

- tworzenie trwałych warstw smarnych na powierzchni szkliwa poprzez bezpośrednią adsorpcję łańcuchów białkowych do hydroksyapatytu oraz poprzez pośrednią adsorpcję kolejnych łańcuchów przez oddziaływanie z łańcuchami innych białek już związanych z hydroksyapatytem,
- szczególną budowę histologiczną szkliwa, jego rozkład na koronach zębów oraz ukształtowanie geometryczne powierzchni kontaktu ząb-ząb,
- trajektorie ruchów w układzie stomatognatycznym wynikające z czynności stawu skroniowo-żuchwowego i warunków okluzji.

Autorzy opracowania uważają, że cennym wkładem w identyfikację uwarunkowań decydujących o odporności szkliwa na zużycie było wykonanie badań stereometrii warstwy wierzchniej oraz poszerzenie obszaru badań wytrzymałościowych, które zaprezentowane zostaną w części II.

#### Podziękowania

Autorzy artykułu dziękują Pani mgr inż. Barbarze Trybalskiej – Akademia Górniczo-Hutnicza w Krakowie, Wydział Inżynierii Materiałowej i Ceramiki – za pomoc w wykonaniu badań mikroskopowych szkliwa.

#### Piśmiennictwo

[1] Kmieć Zbigniew "Histologia i cytofizjologia zęba i jamy ustnej",
 Wyd. Urban & Partner 2006.

[2] Xu H.H.K., Smith D.T. i in. "Indentation Demage and Mechanical Properties of Human Enamel and Dentin" Journal of Dental Res. 1998 (77) 472-480.

[3] Knychalska- Karwan Z. "Stomatologia zachowawcza wieku rozwojowego" wyd. WUJ 2008.

[4] Dzidziul I. i in. "Porównanie zawartości fluorków w powierzchniowych warstwach szkliwa zębów mlecznych i stałych- badania in vitro" Roczniki PAM w Szczecinie, 2006, 52, suppl. 1, 17-20.

[5] Kidd E. "Próchnica zębów" pod. red. Urszuli Kaczmarek, Wyd. Urban & Partner 2006.

[6] Habelitz S. et al. "Mechanical properties of human dental enamel on the nanometre scale", Archives of Oral Biology 46 (2001) 173-183.

[7] Dejak B. "Wpływ anizotropowych właściwości szkliwa na naprężenia występujące w zębach trzonowych podczas żucia", Protetyka Stomatologiczna, 2004, LIV, 3.

[8] Craig R.G., Red. Powers J.M., Sakaguchi R.L. "Materialy stomatologiczne" Wyd. Elsevier 2006.

[9] Ryniewicz W., Ryniewcz A. M. "Modelowanie mechaniki kontaktu filarów I uzupełnień protetycznych metodą elementów skończonych" Implantoprotetyka 2004 (913) 31-36.

[10] Cuy J. et al. "Nanoindentation mapping of mechanical properties of human molar tooth enamel" Arch. Oral Biology, 2002 (474) 281-291.
[11] Harris E. F., Hicks J. D. "A radiographic assessment of enamel thickness in human maxillary incisors" Archives of Oral Biology 1998 (43) 825-831.

[12] Schwartz G. T. "Enamel thickness and the helicoidal wear plane in modern human mandibular molars" Archives of Oral Biology 2000 (45) 401-409.

[13] Majewski S.: "Gnatofizjologia stomatologiczna. Normy okluzji i funkcje ukłądu stomatognatycznego" Wyd. Lekarskie PZWL Warszawa 2007. However, the processes of tribological wear of enamel in dental crowns prove its extraordinary resistance in conditions of boundary lubrication, lubricating in presence of thin lubricating film and bioelastohydrodynamic lubrication. These premises of tribological cooperation arise from the following processes and determining factors in stomatognathic system:

- forming of durable lubrication layers on a surface by direct adsorption of protein chains in hydroxyapatite and by indirect adsorption of another chains by interaction with protein chains already bonded with hydroxyapatite,
- special histological structure of enamel, its distribution in dental crowns and geometrical shape of a tooth-tooth contact surface,
- trajectories of movement in stomatognathic system resulting from temporomandibular joint function and occlusal conditions.

The authors of this study think that performing stereometrical examinations of superficial layer and extending the field of resistance examinations which will be presented in Part II are valuable contribution to identification of factors which determine enamel resistance to wear.

#### Acknowledgements

The Authors of this paper thank Mrs. Barbara Trybalska, MSc – AGH University of Science and Technology in Cracow, Faculty of Materials Science and Ceramics – for her help in performing microscopical examinations of enamel.

#### References

[14] Dejak B., Mlotowski A., Romanowicz M. "Finite element analysis of stresses in molars during clenching and mastication" The Journal of Prosthetic Dentistry 2003 (vol. 90 nr 6) 591-597.

[15] Koeck B. "Zaburzenia czynnościowe narządu żucia" pod red. Teresy Maślanka, wyd. Urban&Partner 1997.

[16] Las Casas E.B. et al. "Enamel wear and surface roughness characterization using 3D profilometry" Tribology International 2008 (41) 1232-1236.

[17] Dejak B. "Ocena naprężeń w zębach trzonowych podczas trójwymiarowej symulacji żucia i zaciskania zębów" Protetyka Stomatologiczna, 2007 LVII (4) 260-268.

[18] Eisenburger M., Addy M. "Evoluation of pH and erosion time on demineralization" Clin. Oral Invest. 2001 (5) 108-111.

[19] Ganss C., Lussi A., Klimek J. "Comparison of calcium/phosphorus analysis, longitudinal microradiography and profilometry for the quantitive assessment of erosive demineralisation" Caries Res. 2005 (39) 178-184.

[20] Noqueira F. N., Souza D. N., Nicolan j. "In vitro approach to evaluate potential harmful effects of beer on teeth" J. Dent. 2000 (28) 271-276.

[21] Las Casas E.B. et al.. "Abfraction and Anisotropy- Effects of Prism Orientation on Stress Distribution" Computer Methods in Biomechanics and Biomedical Engineering 2003 vol.6(1) 65-73.

[22] Barbour M. E., Parker D. M., Allen G. C., Jandt K. D. "Human enamel dissolution in citric acid as a function of pH in the range of 2,30≤pH≤6.30- a nanoindentation study" Eur. J. Oral Sci. 2003 (111) 258-262.

[23] Lupi-Pegurier L., Mulle M., Leforestier E., Bertrand M. F., Bolla m. "In vitro action of Bordeaux red wine on the microhardness of human dental enamel" Arch. Oral Biol. 2003 (48) 141-145.

[24] Lambrechts P., Bream M. "Quantitive in vivo wear of human enamel" J. Dent. Res. 1989 (68) 1752-1754.

BI MATERIALS

•••••

18

### WŁAŚCIWOŚCI MECHANICZNE KOMPOZYTÓW POLIMEROWO-METALICZNYCH

#### MAGDALENA ZIĄBKA\*, JAN CHŁOPEK

AKADEMIA GÓRNICZO-HUTNICZA, Wydział Inżynierii Materiałowej i Ceramiki, KATEDRA BIOMATERIAŁÓW AL. A. MICKIEWICZA 30, 30-059 KRAKÓW \* E-MAIL: ZIABKA@AGH.EDU.PL

#### Streszczenie

Celem badań była ocena właściwości mechanicznych kompozytów na osnowie z polietylenu o wysokiej gestości (HDPE) z dodatkiem nanocząstek srebra. przeznaczonych na implanty medyczne. Materiały zostały otrzymane metodą wytłaczania i wtrysku. Przeprowadzono badania mechaniczne obejmujące statyczną próbę rozciągania, twardość według Brinella oraz dynamiczne badania zmeczeniowe metoda tróipunktowego zginania. Kompozyty polietylenowe modyfikowane nanosrebrem poddawano pomiarom rozchodzenia się podłużnej fali ultradźwiękowej. Na podstawie otrzymanych wyników stwierdzono, że dodatek nanosrebra nie wpływa na wytrzymałość natomiast podnosi moduł Younga i obniża twardość kompozytów. W wyniku przeprowadzonych testów w warunkach zmęczeniowych (8 milionów cykli) nie wykazano zniszczenia materiałów. Nie odnotowano również zmiany prędkości fali ultradźwiękowej, co świadczyło o stabilnym zachowaniu się materiałów.

Słowa kluczowe: kompozyty, polietylen, nanosrebro, właściwości mechaniczne

[Inżynieria Biomateriałów, 95, (2010), 18-21]

#### Wstęp

Poliolefiny stanowią grupę polimerów niezwykle istotnych w wielu gałęziach przemysłu. Do najczęściej stosowanych należą polietylen i polipropylen, których produkcję szacuje sie na 70% masy wszystkich produkowanych polimerów. Polietylen swoja ogromna atrakcyjność zawdzięcza przede wszystkim niskiej cenie ale także chemicznej inertności, dobrym właściwościom elektrycznym i stosunkowo łatwej technologii przetwarzania [1]. Wykorzystywany jest głównie w przemyśle opakowaniowym, spożywczym i motoryzacyjnym. Chętnie znajduje zastosowanie w sektorze medycznym [2]. Jego odmiana UHMWPE - polietylen o ultra wysokiej masie cząsteczkowej oraz HDPE - polietylen o wysokiej gęstości, używane są do produkcji sprzętu medycznego o zastosowaniu jedno- bądź wielokrotnym, na implanty medyczne, jako panewki endoprotez czy cewniki długookresowe [3].

Zastosowanie implantów często zależy od materiałów z iakich sa wykonane. Duży nacisk kładzie sie na sprawdzenie czy dany materiał posiada odpowiednio wystarczające właściwości mechaniczne, czy te z kolei są dopasowane do kości i czy nie powodują przesztywnienia [4]. Równie istotne stają się właściwości biologiczne materiału. Idealny wszczep by mógł spełniać powierzone mu funkcje powinien być bezpieczny dla organizmu człowieka. Powinien być biozgodny natomiast nie może wykazywać działania toksycznego, mutagennego, ani tym bardziej kancerogennego [5].

#### MECHANICAL PROPERTIES OF POLYMER-METAL COMPOSITES

MAGDALENA ZIĄBKA\*, JAN CHŁOPEK

AGH UNIVERSITY OF SCIENCE AND TECHNOLOGY, FACULTY OF MATERIALS SCIENCE AND CERAMICS, DEPARTMENT OF BIOMATERIALS, 30 A. MICKIEWICZA AVE, 30-059 KRAKOW \* E-MAIL: ZIABKA@AGH.EDU.PL

#### Abstract

The aim of this study was to evaluate mechanical properties of composites of high density polyethylene (HDPE) and silver nanoparticles. Such materials are supposed to be applied as medical implants. Tested materials were obtained by extrusion and injection moulding. Mechanical tests were carried out and included: static tensile test, Brinell hardness testing and fatigue testing determined by three-point bending method. Polyethylene composites modified with nanosilver were studied by using longitudinal ultrasonic wave measurement. Mechanical tests showed that nanosilver addition does not influence composite's tensile strength but increases Young modulus and decreases hardness. Fatigue tests (8 million cycles) did not show materials decomposition. There were no changes in the ultrasonic wave velocity, which indicated a stable behavior of the materials.

Keywords: composites, polyethylene, nanosilver, mechanical properties

[Engineering of Biomaterials, 95, (2010), 18-21]

#### Introduction

Polyolefins are a group of polymers which have great importance in many industries. Most popular are polyethylene and polypropylene whose production is estimated at 70% of all produced polymers. Polyethylene owes its immense attractiveness mainly to low price, chemical inertness, good electrical properties and relatively easy processing [1]. It is used mainly in packaging, food and automotive industry but also is applied in the medical sector [2]. Ultra high molecular weight polyethylene (UHMWPE) and high density polyethylene (HDPE) are used for production of single-use or multiple-use medical equipment and in medical implants such as an acetabular endoprosthesis or long-term catheters [3]. Implants application is often dependent on the materials they are made of. Strong emphasis is placed on checking whether the material has sufficient mechanical properties, if it matches to bones and does not cause stress-shielding effect [4]. Equally important are biological properties of the material. The perfect implant capable of fulfilling assigned functions must be safe for human body. It should be biocompatible and may not show toxicity, mutagenicity, or carcinogenity [5]. It is often expected that the material should be bioactive, bacteriostatic or even bactericidal. Therefore, the research concerns obtaining materials modified with nanosilver, which has the strongest antibacterial activity within precious metal group [6,7] and assessment of its mechanical properties.

Często oczekuje się aby materiał był bioaktywny, bakteriostatyczny lub nawet bakteriobójczy. Dlatego też w pracy podjęto próbę otrzymania materiałów modyfikowanych nanosrebrem, które spośród metali szlachetnych wykazuje najsilniejsze działanie przeciwbakteryjne [6,7] i przedstawiono ocenę ich właściwości mechanicznych.

#### Materiały i metody

Materiały polimerowe oraz kompozyty zostały otrzymane w procesie wytłaczania i wtrysku. Jako matrycę polimerową zastosowano wysokiej gęstości polietylen - HDPE, (Hostalen produkcji Basell polyolefins) o udarności 70 kJ/m2 i gęstości 0,960 g/cm3. Nanoproszek srebra (firmy NanoAmor) o czystości 99,9%, rozmiarze cząstek 80 nm i gęstości 10,49 g/cm3 stanowił natomiast dodatek modyfikujący. Jego udział w poszczególnych kompozycjach wynosił 1%, 1,5% oraz 2% wagowych. W celu zapewnienia optymalnych warunków procesu otrzymywania materiałów granulat polimerowy suszono przez dwie godziny w temperaturze 80°C. Następnie przy użyciu pionowej wtryskarki ślimakowej z trzema strefami grzewczymi (Multiplas) przygotowano i zhomogenizowano mieszanki kompozytowe. Proces ujednorodniania przeprowadzono w dwóch cyklach zasypu mieszanki kompozytowej do podajnika wtryskarki. Parametry wtrysku zostały dobrane zgodnie z zaleceniami producentów i dostosowane odpowiednio do poszczególnych kompozycji (TABELA 1).

Materiały kompozytowe w postaci wioseł o wymiarach zgodnych z normą PN-EN ISO 527 zostały poddane badaniom mechanicznym. W próbie jednoosiowego rozciągania określono moduł Younga oraz wytrzymałość na rozciąganie (Zwick 1435). Prędkość pomiarowa wynosiła 50 mm/min, a długość odcinka pomiarowego 30 mm. Badaniom poddano po 10 wioseł z każdej serii. Wykorzystując metodę Brinella przeprowadzono badania twardości materiałów (KB Pruftechnik). Do pomiarów jako wgłębnik zastosowano kulkę z węglików spiekanych (94% WC + 6% Co). Uzyskane wyniki stanowiły średnią arytmetyczną z 15 pomiarów. Przeprowadzono próby zmęczenia materiałów polegające na cyklicznym obciążaniu wioseł przy zastosowaniu stałego odkształcenia odpowiadającego 50% i 80% siły wyznaczonej w teście trójpunktowego zginania. Zachowanie się materiałów w czasie testów zmęczeniowych monitorowano poprzez pomiar czasu przejścia fali ultradźwiękowej przez badaną próbkę (ultradźwiękowy tester materiałowy CT3).

#### Wyniki i dyskusja

Przeprowadzone testy mechaniczne wykazały, że uzyskany kształt krzywych siła-wydłużenie w przypadku wszystkich badanych materiałów był podobny (RYS. 1). Takie zachowanie sugeruje, że zaproponowana w pracy technologia otrzymywania wioseł polimerowych poprzez wytłaczanie i wtrysk nie pogarsza właściwości mechanicznych badanych materiałów. Kompozyty modyfikowane nanosrebrem charakteryzują się zbliżoną wartością wytrzymałości na rozciąganie (29 MPa) w stosunku do czystego polimeru (RYS. 2). Świadczy to o braku wpływu wprowadzonych nanocząstek na zmianę wytrzymałości kompozytów. Dodatek nanosrebra spowodował natomiast wzrost modułu Younga, który, wynosił odpowiednio 966 MPa dla 1% wagowego nanosrebra, 787 MPa dla 1,5% wagowego nanosrebra i 875 MPa dla 2% wagowych. Wyższy moduł kompozytów związany jest z właściwościami samego srebra, którego moduł Younga wynosi 70-80 GPa. W przypadku kompozytów zaobserwowano również niewielkie zmiany twardości, która stopniowo spadała wraz z dodatkiem nanocząstek (RYS. 3). Takie zachowanie możne być związane z większą odkształcalnością kompozytów.

#### Materials and methods

Polymeric materials and composites were obtained in the process of extrusion and injection moulding. As a polymer matrix a pure high density polyethylene HDPE (Hostalen production Basell Polyolefins) with an impact resistance of 70 kJ/m<sup>2</sup> and density of 0.960 g/cm<sup>3</sup> was used.

Silver nanopowder (NanoAmor company) with a purity of 99.9%, 80 nm particle size and density of 10.49 g/cm<sup>3</sup> was used as a modifying additive. Its concentration in the various compositions was 1%, 1.5% and 2% by weight. In order to ensure optimal process conditions of materials fabrication, polymer granules were dried for two hours at 80°C. Then, using a vertical injection moulding machine with three heating zones (Multiplas), composites blends were prepared and homogenized. The process of homogenization was carried out in a dual cycle, in which compositions were melted twice. Injection parameters were selected according to the manufacturers recommendations and tailored according to each composition (TABLE 1).

#### TABELA1. Parametry procesu wytłaczania i wtrysku. TABLE 1. Parameters of extrusion and injection moulding.

Kompo- zycje	Temperatura wtrysku Injection temperature [°C]			Ciśnienie Presure	Przepływ Flow
tions	Strefa 1 Zone 1	Strefa 2 Zone 2	Strefa 3 Zone 3	[kg/cm <sup>2</sup> ]	[%]
HDPE					
HDPE / 1wt% Ag				80	
HDPE / 1.5wt% Ag	205	205	205		60
HDPE / 2wt% Ag				70	

Composite materials in the form of paddles and size according to PN-EN ISO 527 standard were tested mechanically. During the uniaxial tensile test Young's modulus and tensile strength were specified (Zwick 1435). Measuring speed was 50 mm/min and measuring length of the segment was 30 mm. Ten paddles in each series were tested. Materials hardness was determined using the Brinell method (KB Pruftechnik). For the measurement purposes carbide ball (94% WC + 6% Co) was used as an indenter. Results represent the arithmetic mean of 15 measurements. Fatigue tests were carried out based on cyclic loading of paddles using constant strain of 50% and 80% of the strength obtained during measurement of three-point bending. The behavior of materials during fatigue tests was monitored by measuring the transit time of ultrasonic wave through the sample (ultrasonic tester material CT3).

#### **Results and discussion**

Mechanical tests showed that the shapes of the strength-elongation curves for all test materials were similar (FIG. 1). This behavior suggests that the technology of polymer paddles production proposed in this work through the extrusion and injection does not worsen the mechanical properties of test materials. Nanosilver modified composites are characterized by similar values in tensile strength (29 MPa) as compared to the pure polymer (FIG. 2).



RYS. 1. Wytrzymałość na zerwanie w funkcji wydłużenia; A - HDPE, B - HDPE/1%wag. Ag, C - HDPE/1,5%wag. Ag, D - HDPE/2%wag. Ag.

FIG. 1. Tensile strength versus elongation; A - HDPE, B - HDPE/1wt% Ag, C - HDPE/1.5wt% Ag, D - HDPE/2wt% Ag.

Na podstawie wyników otrzymanych podczas testów zmęczeniowych (8 milionów cykli dla 50-ciu % i 80-ciu % siły niszczącej określonej podczas trójpunktowego zginania) wykazano, że zarówno czysty polimer jak i kompozyty nie ulegają zniszczeniu. Podczas badań zmęczeniowych nie odnotowano również zmiany prędkości fali ultradźwiękowej, co świadczyło o stabilnym zachowaniu się materiałów.

This demonstrates that nanoparticles do not affect the strength of the composites. Addition of nanosilver led to an increase of Young's modulus, which amounted respectively 966 MPa for the composites with 1wt% of nanosilver, 787 MPa for composites with 1.5wt% of nanosilver and 875 MPa for composites with 2wt% of nanosilver. Higher modulus of composite materials is related to the properties of silver, which the Young's modulus is 70-80 GPa. Little change in hardness of composites was noticed, which gradually decreased with the addition of nanoparticles (RYS. 3).



Such behavior can be associated with a greater deformability of the composites. The results obtained during fatigue tests (8 million cycles for the 50% and 80% strain destructive specified during the three-point bending) showed that both polymer material and composites are not destroyed. Also no changes in ultrasonic wave velocity were noticed during the fatigue tests, which proves stable behavior of the materials.



21



#### Wnioski

W pracy otrzymano i przebadano kompozyty na osnowie z polietylenu modyfikowanego nanoproszkiem srebra. Przeprowadzone badania wytrzymałości na zerwanie wykazały, że poprzez wytłaczanie i wtrysk można uzyskać kompozyty o podobnych właściwościach mechanicznych. Dodatek nanosrebra nie powoduje obniżenia wytrzymałości natomiast podnosi moduł Younga i obniża twardość materiałów. Kompozyty nie ulegają zniszczeniu podczas przeprowadzonych testów zmęczeniowych. Takie stabilne zachowanie się materiałów świadczy o ich możliwościach aplikacyjnych. Implanty wykonane z takich kompozytów mogą być wszczepiane nie tylko w obszary narażone na działanie niewielkich sił, ale również w takie, w których konieczny jest długotrwały okres pracy. Dodatkowo modyfikacja kompozytów nanoproszkiem srebra sugeruje również, że materiały te powinny mieć właściwości bakteriobójcze, uzależnione od ilości wprowadzonych nanocząsteczek.

#### Podziękowania

Praca finansowana przez Ministra Nauki i Szkolnictwa Wyższego, Grant Nr.: 5047/B/T02/2010/38.

#### Conclusions

In this study composites of polyethylene and nanosilver additives were obtained and tested. The tensile strength research showed that extrusion and injection moulding methods of composites fabrication may be used to gain materials with similar mechanical properties. Addition of nanosilver does not reduce the tensile strength but causes Young's modulus increase and the hardness decrease. Composites are not destroyed during the fatigue tests. This stable behaviour of the material proves its application possibilities. Implants made of such composites can be applied not only in areas exposed to low strengths but also in those with necessary long period of work. Additionally, modification of composites with silver nanopowder also suggested that these materials should have bactericidal properties which will depend on the number of introduced nanoparticles.

#### Acknowledgments

This work was financially supported by the Polish Ministry of Science and Higher Education grant No.: 5047/B/ T02/2010/38.

#### Piśmiennictwo

[1] M.V.S Murty, et al., Influence of metallic additives on thermal degradation and liquefaction of high density polyethylene (HDPE), Polymer Degradation and Stability 61 (1998) 421-430.

[2] Y. Wu et al., Engineering cartilage substitute with a specific size and shape using porous high-density polyethylene (HDPE) as internal suport, Journal of Plastic, Reconstructive & Aesthetic Surgery (2010) 63, e370-e375.

[3] G.F. Draenert, et al., High-density polyethylene facial implants show surface oxidation in SEM and EDX examination: A pilot study, Acta Biomaterialia 5 (2009) 1158-1162.

[4] A. Pandey, E. Jan, P. B. Aswath, Physical and mechanical behavior of hot rolled HDPE/HA composites, J MATER SCI 41 (2006) 3369-3376.

References

[5] Encyclopedia of biomaterials and biomedical engineering, edited by G.E. Wnek, G.L.Bowlin, Marcel Dekker Inc. New York – Basel, 2004.

[6] Bishara S. Atiyeh et al., Effect of silver on burn wound infection control and healing: Review of the literature, Burns 33 (2007) 139-148.

[7] M. Rai, A. Yadav, A. Gade, Silver nanoparticles as a new generation of antimicrobials, Biotechnology Advances 27 (2009) 76-83.

•••••

#### OCENA KONSTRUKCYJNO-MATERIAŁOWA CEMENTOWYCH ENDOPROTEZ STAWU BIODROWEGO W SYMULACJACH NUMERYCZNYCH

TOMASZ MADEJ<sup>1\*</sup>, ANNA MARIA RYNIEWICZ<sup>1,2</sup>

 <sup>1</sup> KATEDRA KONSTRUKCJI I EKSPLOATACJI MASZYN, WYDZIAŁ INŻYNIERII MECHANICZNEJ I ROBOTYKI, AKADEMIA GÓRNICZO-HUTNICZA W KRAKOWIE
 <sup>2</sup> KATEDRA PROTETYKI STOMATOLOGICZNEJ, WYDZIAŁ LEKARSKI, UNIWERSYTET JAGIELLOŃSKI, COLLEGIUM MEDICUM
 \* E-MAIL: MADEJ@IMIR.AGH.EDU.PL

#### Streszczenie

W pracy dokonano przestrzennego modelowania cementowych endoprotez stawu biodrowego. Uwzględniono różne konfiguracje geometryczne elementów składowych: głów, trzpieni i wielowarstwowych panewek z różnych biomateriałów. Endoprotezy osadzano wirtualnie w strukturach kostnych zrekonstruowanych na podstawie badań diagnostycznych z wykorzystaniem tomografii komputerowej. Różne warianty konstrukcji endoprotez aplikowano do okołostawowego układu kostnego pacjenta. W zamodelowanych geometrycznie i materiałowo obiektach badań wprowadzono kontakt wezłowy na granicy: tkanki kostnej i cementu kostnego, cementu i zewnetrznej powierzchni panewki, cementu i powierzchni trzpienia oraz między warstwami panewek. W strefie współpracy głowy endoprotezy i panewki właściwej zadano kontakt z możliwością ruchu. Po wprowadzeniu utwierdzeń i obciążeń przeprowadzono obliczenia numeryczne z wykorzystaniem metody elementów skończonych. Symulacje numeryczne obejmowały wyznaczenie map rozkładu naprężeń zredukowanych i przemieszczeń wypadkowych w obiektach badań. Otrzymane wyniki pozwoliły na ocenę charakteru oddziaływania sztucznego stawu i sposobu jego osadzenia na otaczające tkanki kostne. Umożliwiły wyznaczenie ewentualnych stref przeciążenia tkanek lub braku kompresji. Takie przedkliniczne symulacje pozwalają na optymalny dobór konstrukcji endoprotezy do warunków anatomicznych indywidualnego pacjenta.

**Słowa kluczowe:** staw biodrowy, alloplastyka, endoprotezy cementowe, biomateriały, modelowanie, symulacja numeryczna

[Inżynieria Biomateriałów, 95, (2010), 22-32]

#### Wprowadzenie

Alloplastyka stawu biodrowego polega na wprowadzeniu do organizmu człowieka elementów obcych, tworzących sztuczne zamienniki uszkodzonego stawu, w celu przywrócenia strukturom anatomicznym utraconych czynności. Niestety elementy sztucznego stawu ulegają zużywaniu i/lub obluzowaniu, co prowadzi w miarę upływu czasu do ponownej niewydolności [1-3].

#### THE MATERIAL-STRUCTURE ESTIMATION OF ENDO-PROSTHESES OF HIP JOINT IN THE NUMERICAL SIMULATIONS

TOMASZ MADEJ<sup>1\*</sup>, ANNA MARIA RYNIEWICZ<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup> DEPARTMENT OF MACHINE DESIGN AND TECHNOLOGY, FACULTY OF MECHANICAL ENGINEERING AND ROBOTICS, AGH UNIVERSITY OF SCIENCE AND TECHNOLOGY, KRAKOW, POLAND

<sup>2</sup> DEPARTMENT OF STOMATOLOGICAL PROSTHETICS, FACULTY OF MEDICINE, COLLEGIUM MEDICUM, JAGIELLONIAN UNIVERSITY, KRAKOW, POLAND \* E-MAIL: MADEJ@IMIR.AGH.EDU.PL

#### Summary

The elaboration presents the three-dimensional modeling of cemented endoprostheses of hip joint. Different geometrical constructions of components: heads, stems, and multilayer cups from various biomaterials were taken to consideration. The endoprostheses were virtually placed in bone structures which were reconstructed on the basis of diagnostic investigation using computer tomography. Few variants of construction of endoprostheses were applied to the periarticular osseous system of an individual patient. In geometrical and material modeled testing objects the nodal contact was introduced. It was put on the boundary: bone tissue and bone cement, cement and external surface of cup, cement and stem surface and between layer of cups. The contact with movement possibility was set in the cooperation head and cup zone. When the constraints and loads had been applied, the numerical calculations using finite element method were carried out. These numerical simulations included determination of maps of reduced stresses pattern and resultant displacements in the tested objects. The outcome obtained in simulations allowed to estimate the character of interaction of artificial hip joint and the method of its seating on the surrounding bone tissues. What is more, it was enabled to calculate eventual overload zones of tissues or deficient of compression. Such preclinical simulations let to achieve optimal selection of endoprostheses construction for anatomical conditions of an individual patient.

**Keywords:** hip joint, alloplastic, cemented endoprostheses, biomaterials, modeling, numerical symulation

[Engineering of Biomaterials, 95, (2010), 22-32]

#### Introduction

The alloplasty of hip joint is based on the introduction of foreign elements which create artificial equivalents of the damaged joint into the human body. The aim of it is to restore all the lost activities to anatomical structures. Unfortunately, the elements of the artificial joint undergo abrasion and/or slack which, in the course of time, leads to the repeated failure [1-3].

Ewolucja kolejnych generacji rodzajów i kształtów endoprotez oraz nowoczesne rozwiązania konstrukcyjnomateriałowe zdecydowanie zmniejszyły ilość powikłań alloplastyk stawu biodrowego. Prawidłowa współpraca głowy i panewki implantu zależy w istotny sposób od rozkładu naprężeń i przemieszczeń zarówno w strefie tribologicznej współpracy elementów biołożyska, jak i strukturach dalszych. Strukturami tymi są trzpień endoprotezy, który może ulec złamaniu lub obluzowaniu oraz strefa zakotwiczenia panewki, w której może dojść do zużycia lub obluzowania. Zużycie i obluzowanie panewki są najpoważniejszymi problemami w rokowaniach odległych [4,5].

Endoprotezy cementowe stosowane są przede wszystkim u ludzi starszych oraz u pacjentów ze zniszczonymi chorobowo strukturami chrzęstno-kostnymi, u których moga wystąpić problemy z osteointegracja wszczepianych elementów. W skład endoprotezy cementowej wchodza następujące elementy: panewka, metalowy trzpień oraz metalowa lub ceramiczna głowa. Panewka może być w całości wykonana z polietylenu wysokocząsteczkowego lub składać się z dwóch warstw: wewnątrz polietylenowej panewki zamocowana jest metalowa lub ceramiczna panewka właściwa bezpośrednio wchodząca w kontakt z głowa. Spotyka się również panewki w całości metalowe. Panewki osadzane są na cemencie kostnym w przygotowanym łożu kości miednicznej. Trzpień endoprotez cementowych wykonany jest ze stopów metali najczęściej CoNiCrMo i zamocowany z użyciem cementu kostnego wewnątrz kanału szpikowego kości udowej. Głowa endoprotezy nakładana jest z wciskiem na stożkowo zakończonej szyjce trzpienia. Może ona być wykonana ze stopów metali lub z ceramiki.

#### Materiał i metody

W endoprotezie, podobnie jak w stawie prawidłowym, przenoszone są złożone obciążenia i realizowany jest ruch - wynikający z czynności lokomocyjnych. Prawidłowa współpraca głowy implantu oraz panewki jest szczególnie ważna z uwagi na generowane w tych elementach naciski oraz stan naprężeń, odkształceń i przemieszczeń, który oddziaływuje na strefę tribologicznej współpracy, na konstrukcję implantu oraz na otaczające struktury kostne. Należy zaznaczyć, że w przypadku stawu naturalnego mogą zachodzić procesy regeneracji i przystosowania żywych struktur tkankowych. Po przeprowadzeniu zabiegu alloplastyki stawu jego czynność jest pogarszana a biomateriały zastosowane w konstrukcji endoprotezy mogą tylko obniżać swoje parametry biomechaniczne, ze względu na procesy zużycia, tarcia, oddziaływania środowiska płynów ustrojowych oraz narastający proces obecności produktów zużycia w strefie ruchowej oraz w tkankach otaczających.

Celem opracowania była ocena różnych rozwiązań konstrukcyjnych endoprotez stawu biodrowego osadzanych w strukturach kostnych z użyciem cementu. Ocenę przeprowadzano na podstawie symulacji numerycznych, w których wyznaczano rozkłady naprężeń zredukowanych i przemieszczeń wypadkowych w kompleksowych modelach badawczych obejmujących endoproteze oraz struktury przyległe. Kryterium do tej oceny były maksymalne wartości naprężeń zredukowanych, które mogą decydować o stanie wytężenia biomateriału, z którego wykonane są elementy konstrukcyjne endoprotezy oraz wartości naprężeń przekraczające fizjologiczną wydolność tkanek. Oceniano również wartości naprężeń zredukowanych i przemieszczenia, które moga powodować strefy stress-shelding i nie stymulować procesów fizjologicznych w tkankach kostnych bliższego końca kości udowej i panewkowej części kości miednicznej.

The evolution of the following generations of shapes and types of endoprostheses as well as modern material-structure solutions definitely reduced the quantity of complications of alloplasty of hip joint. The proper cooperation of head and cup of implant depends, in essential way, on stress and displacements distribution both in tribological cooperation zone of biobearing and in distal structures. These structures are stem of endoprosthesis, which may be broken or slack, and fixing zone of cup, in which wear and slack may occur. The wear and slack of stem are the gravest problems in distant prognosis [4,5].

The cemened endoprostheses are applied first of all to older people and to patients with pathologically destroyed chondro-osseous structures where the problems concerned with osteointegrations of implanted elements may occur. The cemented endoprosthesis consists of cup, metallic stem and metallic or ceramic head. The cup may be completely made from ultrahigh polyethylene or consist of two layers: inside polyethylene cup there is metallic or ceramic specific cup which contacts directly with head. There are also cups completely made from metal. The cups are set on the cemented bone in previously prepared bed of pelvis bone. The stem of cemented endoprostheses is made from metal alloy, most frequently CoNiCrMo, and it is fixed inside the marrow canal of femoral bone using bone cement. The head of endoprosthesis is overlapped with interference on conically prepared neck of stem. It may be made from metal alloy or from ceramic.

#### Material and methods

In endoprosthesis, like in proper hip joint, compound loads are transferred and the motion which results from locomotive activity is realised. The proper cooperation of head of implant and cup is especially important from the point of generated, in these elements, pressures and state of stress, deformations and displacements, which influence tribological cooperation zone, construction of implant and the surrounding bone structures. It is necessary to say that in the case of the natural hip joint regeneration processes and adaptation of living tissue structures may occur. The biological functions of hip joint become worse after alloplasty operation and using biomaterials in construction of endoprosthesis may only reduce biomechanical parameters. The reasons are wear processes, friction processes and influence of the environment of systemic fluids and increasing process of presence of wear products in motion zone and in the surrounding tissues.

The aim of elaboration was estimation of different construction solutions of endoprostheses of hip joint set in bone structures using cement. The estimation was carried out on the basis of numerical simulations in which reduced stresses distributions and resultant displacement distributions in complex testing models were determined. The models included endoprosthesis and contiguous structures. Criterion to this estimation was the maximal values of reduced stresses which may decide on the state of effort of the biomaterials from which the elements of endoprostheses were made. The next criterion was the values of stresses exceeding physiological efficiency of tissues. The value of reduced stresses and displacements which may cause stress-shielding zones and may not stimulate physiological processes in bone tissues of near end of femoral bone and acetabular part of pelvis bone was estimated as well.

Badania i analizy endoprotez stawu biodrowego prowadzone są w wielu ośrodkach krajowych i zagranicznych. Prace dotycza badania biomateriałów i konstrukcji endoprotez, modelowania kontaktu trzpienia z kością udową, modelowania kontaktu głowy i panewki oraz panewki i kości miednicznej. Autorzy opracowania uważają, że tylko kompleksowe ujęcie obiektu, uwzględniające odwzorowanie tomograficzne struktur kostnych, przestrzenne modelowanie konstrukcji endoprotez, wirtualna aplikacja i pozycjonowanie w strukturach anatomicznych pozwala na opracowanie wiarygodnego modelu numerycznego, na podstawie którego można przedklinicznie ocenić konstrukcję endoprotezy w warunkach indywidualnego pacjenta.

Materiałem do modelowania i do badań symulacyjnych

byly cementowe endoprotezy stawu biodrowego dostępne do zamówienia i aplikacji pacjentom. Wytypowane do analiz endoprotezy (RYS. 1) konfigurowane były z elementów wykonanych z następujących materiałów:

 trzpienie wykonane ze stopu CoNiCrMo krótkie zakrzywione lub długie proste,

głowy ze stopu Co28Cr6Mo lub ceramiki korundowej,

· panewki jednowarstwowe z polietylenu wysokoczasteczkowego,

· panewki dwuwarstwowe: panewka właściwa ze stopu

Co28Cr6Mo oraz panewka zewnętrzna z polietylenu wysokoczasteczkowego.

Metoda modelowania i analizy z wykorzystaniem metody elementów skończonych obejmowała:

 modelowanie przestrzenne endoprotez cementowych dla różnych rozwiązań konstrukcyjnych i materiałowych,

 odwzorowanie przestrzenne geometrii anatomicznego układu kostno stawowego pacjenta z uwzględnieniem lędźwiowego odcinka kręgosłupa, obręczy miednicy, stawów biodrowych oraz bliższych części kości udowych na podstawie tomografii komputerowej (CT) oraz programów do analizy obrazów i przestrzennej rekonstrukcji 3D (RYS. 2), kość miedniczną zamodelowano na podstawie CT jako

strukturę dwuwarstwową, składającą się z kości korowej oraz kości gąbczastej (RYS. 3),

· kość udową zamodelowano na podstawie CT jako strukturę warstwową składającą się z kości korowej, gąbczastej i kanału szpikowego (RYS. 4),

· osadzenie wirtualne zamodelowanej endoprotezy w strukturach kostnych pacjenta usytuowanej zgodnie z warunkami anatomicznymi (RYS. 5) - obiekt badawczy,

· wyznaczenie złożonego stanu obciążeń, któremu poddawane są struktury kostne w strefie osadzenia endoprotezy oraz w dalszych strukturach okołostawowych,

· zastosowanie metody elementów skończonych do biomechanicznej analizy bryłowego modelu badawczego z wykorzystaniem programu FEMAP/NE Nastran v.8.3.

W analizach numerycznych uwzględniono parametry wytrzymałościowe rozważanych struktur (TABELA 1).

The research and analyses of hip joint have been carried out in many national and international centres. The elaborations concern the research of biomaterials and constructions of endoprostheses, modeling of contact stems and femoral bone, modeling of the contact of head and cup and the contact of cup with pelvis bone. The authors assume that only the complex depiction of an object including the tomography imaging of bone structures, three-dimensional modeling of the construction of endoprostheses as well as the virtual application and positioning in anatomic bone structures make the description of the numerical model reliable. On that basis, the preclinical estimation of the construction of endoprosthesis can be achieved in the individual patient condition.

The material to

short curved

single-layer cups

made from ultra-

high polyethylene,

ramics.

tests and simulatrzpień krótki lub długi / głowa / head panewka / cup tions were cementpolietylen / short stem or long stem ed endoprostheses polyethylene Co28Cr6Mo of hip joint which PE-UHMWP are available to order and applica-028 tion of patients. The Co28Cr6Mo endoprostheses selected to tests polietylen / (FIG. 1) were conpolyethylene figured from ele-PE-UHMWP ments which were made from follow-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 6 28 ing materials: polietylen / polyethylene CoNiCrMo PE-UHMWP or long straight stems made from CoNiCrMo alloy, heads made from 8 22 Co28Cr6Mo alloy or corundum ce-

RYS. 1. Endoprotezy cementowe wytypowane do badań. FIG. 1. The cemented endoprostheses selected to tests.

> two-layer cups: specific cup made from Co28Cr6Mo alloy and external cup made from ultrahigh polyethylene.

> The method of modeling and analysis using finite element methods included:

> · three-dimensional modeling of cemented endoprosthesis for different constructions and material solutions,

> · three-dimensional reconstruction of geometry of anatomical osteoarticular system of a patient taking into consideration the lumbar part of vertebral column, pelvis gargle, hip joints and near end of femoral bones on the basis of computer tomography and programs for the analysis of the pictures and 3D reconstruction (FIG. 2),

> · the pelvis bone was modeled on the basis of CT as twolayer structure consisting of cortical bone and spongy bone (FIG. 3),

> • the femoral bone was modeled on the basis of CT as twolayer structure consisting of cortical bone, spongy bone and marrow canal (FIG. 4),

> · the virtual setting of modeled endoprostheses in bone structures of a patient situated according to the anatomical conditions (FIG. 5) - testing object,

> · assignation of complex state of loads, which bone structures are subjected to in fixing zone of endoprosthesis and in distal periarticular structures,

> • the application of finite element method to biomechanical analysis of solid testing model using FEMAP/NE Nastran v. 8.3 program.

> In the numerical analyses resistance parameters of testing structures (TABLE 1) were taken into consideration.



RYS. 2. Przestrzenny model rzeczywistych struktur kostnych indywidualnego pacjenta (m. l. 45) uzyskany na podstawie diagnostyki CT i rekonstrukcji 3D.

FIG. 2. The virtual model of real bone structures of an individual patient (m. age 45) received on the basis of computer tomography and 3D reconstruction.



RYS. 3. Zamodelowana struktura kości miednicznej z podziałem na istotę zbitą i gąbczastą i oznaczeniem przekroju w strefie implantacji. FIG. 3. The modeled structure of pelvis bone with the division on cortical bone and spongy bone and designation of intersection in implantation zone.



RYS. 4. Przekroje przez kanał szpikowy kości udowej. FIG. 4. The intersection through marrow canal of femoral bone. RYS. 5. Zamodelowane endoprotezy stawu biodrowego i osadzone wirtualnie na cemencie w tkance kostnej końca bliższego kości udowej i w kości miednicznej ze wskazaniem ilości elementów tetrahedralnych w endoprotezie, cemencie oraz strukturach kostnych: a) endoproteza z trzpieniem krótkim, b) endoproteza z trzpieniem długim.

FIG. 5. The modeled endoprostheses of hip joint and virtually fixed ones using cement in the bone structure of proximal apex of femoral bone and in pelvis bone with designation of amount of tetrahedral elements in endoprosthesis, cement and bone structures: a) endoprosthesis with short stem, b) endoprostheses with long stem.

25

# TABELA 1. Wytrzymałościowe parametry struktur kostnych i biomateraiałów [3,6,12,13].TABLE 1. Resistance parameters of bone structures and biomaerials [3,6,12,13].

Parametry materiałowe / Materiał/ Material parameters Material	Moduł Young'a / Modulus of elasticity E [GPa]	Współczynnik Poisson'a / Poisson's ratio	
Kość korowa / Cortical bone	5 – 22*	0.2 - 0.4*	
Kosć gąbczasta / Spongy bone	0.1 - 5**	0.2 - 0.46**	
Polietylen wysokocząsteczkowy / Ultra-high-molecular-weight polyethylene <i>Sulene®-PE, ISO 5834-1/2, ASTM F 648</i>	1.2	0.4	
Stop kobaltowo-chromowo-molibdenowy / cobalt-chromium-molybdenum alloy Co28Cr6Mo <i>Protasul</i> <sup>®</sup> -21WF, ISO 5832-4	210	0.3	
Stop kobaltowo-chromowo-niklowo-molibdenowy / cobalt-chromium-nickel-molybdenum alloy CoNiCrMo <i>Protasul®- 10, ISO 5832-6, ASTM F 562</i>	215	0.3	
Ceramika korundowa \ Corundum ceramics $AI_2O_3$ Biolox $A_2O_3$ -Keramik, ISO 6474	410	0.21 – 0.27	
Cement kostny / Bone cement ISO 5833	22	0.28	
* w obliczeniach numerycznych przyjęto dla kości korowej E = 16,8 GPa, v = 0,29 * in numerical solutions for cortical bone, the following factors were assumed: E = 16.8 GPa, v = 0.29			

\*\* w obliczeniach numerycznych przyjęto dla kości gąbczastej E = 3.1 GPa, v = 0.46

\*\* in numerical solutions for spongy bone, the following factors were assumed: E = 3.1 GPa, v = 0.46



ATERIALS

ш

Następnym krokiem w opracowanej metodzie jest aplikacja stworzonych modeli numerycznych do programów wykorzystujących metodę elementów skończonych, podział na elementy tetrahedralne i wykonanie analiz numerycznych.

Warunki brzegowe dla wszystkich wariantów endoprotez ustalono w następujący sposób:

utwierdzenia zadano na strukturę kostną kości miednicznej w spojeniu łonowym i stawie krzyżowo-biodorowym (RYS. 6), odbierając węzłom wszystkie stopnie swobody,
w strefach osadzenia endoprotezy na cemencie i integracji cementu z tkanką kostną zadano kontakt węzłowy,

• na strefę implantacji endoprotezy zadano przestrzennie złożone quasi-statyczne obciążenie. Wartości sił generowanych w mięśniach oddziaływujących poprzez więzadła i przyczepy na staw biodrowy a sterowane przez ośrodkowy układ nerwowy (OUN) wyznaczono przy uwzględnieniu ciężaru ciała (do analizy przyjęto ciężar ciała diagnozowanego pacjenta, który wynosił P = 860 N). W modelu obciążenia przyjęto wariant stania pacjenta na dwóch kończynach i dla takiego przypadku określono reakcję podłoża R<sub>u</sub> = 0,42% P, oddziaływanie mięśni odwodzicieli M<sub>a</sub> = 36% P, oddziaływanie pasma biodrowo piszczelowego M, T = 0,16 P oraz moment rotujący kość udową R<sub>u</sub> = 16 Nm (RYS. 6) [6-8].

• w strefie tribologicznej współpracy panewki i głowy zamodelowano kontakt z możliwością ruchu głowy względem panewki. Współczynniki tarcia [9,11,12]: Co28Cr6Mo – Co28Cr6Mo, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> – PE, wyznaczono w badaniach testowych i przyjęto dla pary Co28Cr6Mo – Co28Cr6Mo: współczynnik tarcia statycznego  $\mu_{s2}$  = 0,5 i kinematycznego  $\mu_{2}$  = 0,1, a dla pary Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> – PE współczynnik tarcia statycznego  $\mu_{s1}$  = 0,3 i kinematycznego  $\mu_{1}$  = 0,05 [10],

 założono izotropowe własności tkanki kostnej budującej kość udową i kość miedniczną.

Parametry wytrzymałościowe rozważanych struktur kostnych i materiałowych przyjęto na podstawie piśmiennictwa oraz z norm dopuszczających stosowanie biomateriałów w kontakcie z tkankami człowieka (TABELA 1).

#### Wyniki i dyskusja

Po dokonaniu dyskretyzacji obiektów badań, zadaniu utwierdzeń i obciążeń, przeprowadzono obliczenia numeryczne dla różnych rozwiązań konstrukcyjno-materiałowych endoprotez wirtualnie aplikowanych do tego samego układu anatomicznego struktur kostnych pacjenta. Wyznaczono rozkłady naprężeń zredukowanych wg hipotezy Hubera-Misesa-Hencky'ego (HMH) i przemieszczeń wypadkowych. Rozwiązania symulacyjne obejmowały: konstrukcję endoprotezy, warstwy cementu oraz struktury kostne kości miedniczej i kości udowej, w których osadzano endoprotezy przy użyciu cementu. Wizualizacja wyników badań mogła mieć różne formy. Mogła obejmować pełne modele, dowolnie wykonane przekroje, lub struktury wyizolowane z modelu przestrzennego. Program pozwala również na zmianę podziałki i zwiększenie dokładności odczytu przemieszczeń lub napreżeń.

W prezentacji wyników przedstawiono mapy rozkładu naprężeń zredukowanych dla endoprotez cementowych w różnych konfiguracjach materiałowych, z trzpieniem krótkim zakrzywionym (RYS. 7) oraz trzpieniem długim prostym (RYS. 8). Dla wszystkich trzech przypadków (RYS. 7) największe wartości naprężeń były częściowo w głowach endoprotez, w szyjkach i górnej części trzpieni. Maksymalne naprężenia w szyjkach trzpieni wynosiły 81 MPa. W strefie kontaktu głów Ø28 mm (RYS. 7a,b) i Ø32 mm (RYS. 7c) z panewkami Ø28 mm i Ø32 mm we wszystkich przypadkach następował spadek naprężeń, ale był on uzależniony od wielkości i materiału panewki. The next step in the elaborated method is the application of created numerical models to the programs using finite element method, then the division into finite tetrahedral elements and the execution of numerical analyses.

The boundary conditions for all variants of endoprostheses were established in the following way:

• the fixing was put on the bone structure of pelvis bone in pubic symphysis and in sacroiliac joint (FIG. 6), the nodes had all degrees of freedom taken away,

• the node contact was put in the zones: fixing of endoprosthesis using cement and in integration of cement with bone structure,

• on the implantation zone of artificial hip joint, spatially composed, quasi-static load was put. The values of forces generated in the muscles and controlled by the central nervous system (CNS) affect the hip joint by ligaments and insertions. They were determined using the body weight (the body weigh of the diagnosed patient was admitted: P = 860 N). The variant of standing on two legs was adopted as a model of load. In such case, the following values were assumed: the reaction of the base  $R_u = 42\%$  P, interaction of abductor muscles  $M_a = 36\%$  P, interaction of tensor of fascia lata M, T = 0.16% P and rotating moment of femoral bone  $R_u = 16$  Nm (FIG. 6) [6-8].

• in the tribological zone of cooperation of cup and head, the contact with the possibility of movement of head towards cup was modeled. The coefficients of friction [9,10]: Co28Cr6Mo – Co28Cr6Mo, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> – PE were determined in tests [9,11,12] and the factors were taken into consideration: for pair Co28Cr6Mo – Co28Cr6Mo: coefficient of static friction  $\mu_{s2}$  = 0.5 and coefficient of cinematic friction  $\mu_{s1}$  = 0.1 and for pair: Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> – PE coefficient of static friction:  $\mu_{s1}$  = 0.3 and coefficient of cinematic friction:  $\mu_{s1}$  = 0.3

• the isotropic properties of bone tissue for femoral bone and pelvis bone were established.

The strength parameters of considered bone and material structures were received on the basis of literature and the norm allowing for using biomaterials in the contact with human tissue (TABLE 1).

#### The results of the tests and discussion

The numerical solutions for different construction-material solutions of endoprostheses were made after digitalization of testing objects and setting loads and constraints. The endoprostheses were applied to the same anatomical bone system of a patient. The reduced stress distributions and resultant displacements were determined on the basis of Huber-Misses-Hockey hypothesis. The simulation solutions included: construction of endoprosthesis, cement layer and bone structures of pelvis bone and femoral bone, in which endoprostheses were fixed using cement. The visualization of the results could have had different forms. It could include full models, freely made sections or insular structures from the three-dimensional model. The program allows for the change of scale and increase of accuracy of readout stresses and displacements as well.

The maps of reduced stress distribution for cemented endoprostheses in diffrent material configuration, with short curved stem (FIG. 7) and long straight stem (FIG. 8), are presented in the presentation of the results. The greatest values of stresses were partly in heads of endoprostheses, in the necks and upper part of stems for all three samples (FIG. 7). The maximal stresses in the neck of stems valued 81 MPa. In all three cases the decrease of stresses followed in the contact zone of head Ø28 mm (FIG. 7a,b) and Ø32 mm (FIG. 7c) with cups Ø28 mm and Ø32 mm, but it was depended on the value and material of cup.



RYS. 7. Mapy rozkładu naprężeń zredukowanych dla endoprotez cementowych z trzpieniem krótkim zakrzywionym CoNiCrMo, osadzonych w strukturach kostnych: a) głowa z Co28Cr6Mo o średnicy Ø28 mm - panewka dwuwarstwowa Co28Cr6Mo-PE, b) głowa z Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> o średnicy Ø28 mm - panewka jednowarstwowa PE, c) głowa z Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> o średnicy Ø32 mm – panewka jednowarstwowa PE. FIG. 7. The maps of reduced stresses for cemented endoprostheses with short curved stem CoNiCrMo fixed in bone structures: a) head from Co28Cr6Mo-PE, b) head from Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> of Ø28 mm diameter – single-layer cup PE, c) head from Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> of Ø32 mm diameter – single-layer cup PE.

Dla panewek dwuwarstwowych z Co28Cr6Mo-PE o średnicy Ø28 mm (RYS. 7a) maksymalne naprężenia przechodziły przez warstwę Co28Cr6Mo, ale ulegały obniżeniu w warstwie polietylenu do wartości 2,5 MPa. W warstwie cementu ulegały dalszemu obniżeniu do wartości 2 MPa. W przypadku panewki jednowarstwowej wykonanej z PE o średnicy Ø28 mm (RYS. 7b) naprężenia maksymalne koncentrowały się w polietylenie i wynosiły 2,5 MPa. W warstwie cementu ulegały dalszemu obniżeniu do 2 MPa. Struktury kostne w bezpośrednim otoczeniu cementu pozostawały prawie zupełnie odciążone, naprężenia były bliskie zeru. W strefie kontaktu tribologicznego zarówno dla panewek dwuwarstwowych (RYS. 7a) jak i jednowarstwowych (RYS. 7b) w panewkach występowały porównywalne naprężenia ok. 5 MPa. Można jednak przewidywać, że w trakcie eksploatacji panewek modułowych z warstwą ślizgową ze stopu Co28Cr6Mo, będą one znacznie bardziej odporne na zużycie tribologiczne niż panewki jednowarstwowe wykonane z PE. W przypadku panewki wykonanej z polietylenu o średnicy Ø32 mm (RYS. 7c) naprężenia maksymalne o wartości 2,5 MPa mają mniejszy zasięg niż dla panewek o średnicach Ø28 mm. Zmniejszenie zasięgu naprężeń maksymalnych jest korzystne, ale powiększony obszar kontaktu głowy Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> z panewką PE może skutkować większą ilością ścieru polietylenowego generowanego ze strefy współpracy. A zatem przy wyborze rozmiaru panewki i głowy endoprotezy będzie wybór alternatywny. Zwiększenie średnicy panewki i głowy do wymiaru Ø32 mm skutkuje obniżeniem naprężeń wynikających z przenoszonego obciążenia ale występuje większy obszar kontaktu głowy i panewki wewnętrznej. Dodatkowo zwiększenie średnicy panewki może powodować jeszcze inne niekorzystne skutki. Większa średnica w kontakcie ruchowym powoduje zwiększenie gabarytów zewnętrznych panewki, a tym samym konieczność głębszego frezowania łoża kostnego (zmniejszenie grubości kości zbitej). Taka sytuacja może również uniemożliwiać pełne przekrycie zewnętrznej powierzchni panewki z łożem kostnym.



RYS. 8. Mapy rozkładu naprężeń zredukowanych dla endoprotez cementowych z trzpieniem długim prostym CoNiCrMo, osadzonych w strukturach kostnych: a) głowa z Co28Cr6Mo o średnicy Ø28 mm - panewka dwuwarstwowa Co28Cr6Mo-PE, b) głowa z Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> o średnicy Ø28 mm - panewka jednowarstwowa PE, c) głowa z Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> o średnicy Ø32 mm – panewka jednowarstwowa PE. FIG. 8. The maps of reduced stresses for cemented endoprostheses with long straight CoNiCrMo stem fixed in bone structures: a) head from Co28Cr6Mo-PE, b) head from Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> of Ø28 mm diameter – single-layer cup PE, c) head from Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> of Ø 32 mm diameter – single-layer cup PE.

In the case of two-layer cups from Co28Cr6Mo-PE of Ø28 mm diameter (FIG. 7a) maximal stresses transferred through Co28Cr6Mo layer, but underwent decrease in polyethylene layer to 2.5 MPa. The maximal stresses, in the case of two-layer cups from Co28Cr6Mo-PE of Ø28 mm (FIG. 7a), transferred through Co28Cr6Mo layer, but submitted decrease in polyethylene layer to 2.5 MPa. The stresses, in the cement layer, submitted further decrease to 2 MPa. The maximal stresses, in the case of single-layer cups made from PE of Ø28 mm diameter (FIG. 7b), concentrated in the polyethylene and valued 2.5 MPa. In the cement layer the stresses submitted further decrease to 2 MPa. The bone structures in the direct surrounding of cement were almost completely relieved. The stresses were near zero. In the tribological zone the stresses occurred comparably both for single-layer cups (FIG. 7b) and two-layer cups (FIG. 7a) and valued about 5 MPa. It is possible to predict that in the course of exploitation of modular cups with sliding layer from Co28Cr6Mo alloy they will be more resistant to tribological wear than single-layer cup made from PE. The maximal stresses of about 2.5 MPa, in the case of cup made from polyethylene about Ø32 mm, have smaller range than the cups about diameter Ø28 mm. The reduction of range of maximal stresses is profitable, but extended range of contact head Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> with cup PE may cause higher amount of polyethylene pulp which is generated in cooperation zone. Thus, selection of a type of cup and head of endoprostheses will be alternative. The increase of diameter of cup and head to diameter Ø32 mm will cause reduction of stresses resulting from the transferred load but greater area of contact zone of head and cup occurs. Additionally, increase of diameter of cup may cause other disadvantageous effects. The larger diameter in the movement contact causes the increase of dimensions of outer cup and the necessity of deeper milling of bone bed (decrease of the thickness of trabecular bone). Such a situation may also make it impossible to achieve the full cover of outer surface of cup by bone bed.

BI MATERING OF

28

W przypadku trzpienia krótkiego zakrzywionego osadzonego na cemencie, naprężenia maksymalne o wartości powyżej 8 MPa koncentrowały się w jego górnej części (RYS. 7). W środkowej jego części następował spadek naprężeń do wartości 2 MPa, a w końcowej części wzrost do 4 MPa. Naprężenia występujące w trzpieniu w całej jego objętości ulegały bardzo mocnemu osłabieniu po przejściu przez warstwę cementu, tak że w strukturach kostnych otaczających strefę zamocowania trzpienia wynosiły odpowiednio 0,25 MPa w części górnej oraz 0,5 MPa w części środkowej i dolnej. Koncentracja naprężeń w trzpieniu i cemencie tworzyła barierę uniemożliwiającą przechodzenie ich do kości. Taki rozkład naprężeń może powodować lokalny zanik i osłabienie kości udowej. Równocześnie można zauważyć znaczny gradient naprężeń pomiędzy wartościami w górnej części trzpienia około 8 MPa, a wartościami naprężeń w bliższym końcu kości udowej 0 ÷ 0,5 MPa. Taka różnica napreżeń może tworzyć warunki mikro przemieszczeń pomiędzy trzpieniem a stosunkowo twardym i kruchym cementem lub rzadziej pomiędzy cementem a strukturą kostną. Trzpień może ulec obluzowaniu, najczęściej względem otaczającego cementu i będzie przemieszczał się osiowo w kanale kości udowej. Koncentracja naprężeń w trzpieniu wykonanym z CoNiCrMo spowodowana jest znacznym zróżnicowaniem parametrów wytrzymałościowych zastosowanego stopu (E = 210 MPa, v = 0,3) oraz parametrów wytrzymałościowych kości (E = 16,8 MPa, v = 0,29).

W konfiguracji drugiej (RYS. 8) rozpatrzono następujące skojarzenia: głowa z Co28Cr6Mo o średnicy Ø28 mm zamocowana na trzpieniu z CoNiCrMo – długim prostym, panewka dwuwarstwowa Co28Cr6Mo- PE o średnicy wewnętrznej Ø28 mm (RYS. 8a); głowa z Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> o średnicy zamocowana na trzpieniu z CoNiCrMo – długim prostym, panewka jednowarstwowa PE o średnicy wewnętrznej Ø28 mm (RYS. 8b); głowa z Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> o średnicy Ø32 mm zamocowana na trzpieniu z CoNiCrMo – długim prostym, panewka jednowarstwowa PE o średnicy wewnętrznej Ø32 mm (RYS. 8c).

W przypadku zastosowania trzpienia długiego prostego rozkłady naprężeń wewnątrz struktur panewkowych, w kontakcie panewki z kością miedniczną oraz w miejscu kontaktu głowy z panewką były niemal identyczne (RYS. 7 i RYS. 8). Zdecydowaną różnicę zaobserwowano w trzpieniach. W przypadku zastosowania długiego prostego trzpienia naprężenia maksymalne o wartości 6,5 MPa występowały w jego dłuższej dolnej części. Podobnie jak dla trzpienia zakrzywionego tworzyła się bariera uniemożliwiająca przejście naprężeń z trzpieni przez cement do struktur kostnych. Przy trzpieniach długich prostych występowała asymetria rozkładu napreżeń w kości udowej na odcinku mocowania trzpieni. Przyśrodkowo występowały strefy odciażenia, zewnetrznie - strefy zwiększonych naprężeń, które szczególnie wzrastały do 3,5 MPa w strefie końcowej mocowania trzpienia oraz w zewnętrznych warstwach kości udowej. Zastosowanie trzpieni (krótkich zakrzywionych i długich prostych) z CoNiCrMo w endoprotezach cementowych powoduje znaczny wzrost naprężeń w ich strukturze. Związane jest to z odbiegającymi własnościami mechanicznymi trzpieni z CoNiCrMo i struktur kostnych. Tworzy się bariera na granicy trzpień-cement uniemożliwiająca wnikanie naprężeń w struktury kości udowej. W obszarze przejścia pomiędzy warstwą cementu a kanałem kości udowej, występuje strefa odciążenia, która może pogarszać remodeling struktur kostnych i w konsekwencji stanowić potencjalną przyczynę obluzowań trzpienia.

In the case of short curved stem fixed using cement the maximal stresses bellow 8 MPa were concentrated in upper part (FIG. 7). There followed decrease of stresses to value 2 MPa in its centre part, but in the final part increase to 4 MPa. The stresses appearing in the whole volume of stem underwent considerable reduction after transfer through the cement layer so in the bone structure surrounding the fixing zone of stem amounted correspondingly 0.25 MPa in upper part and 0.5 MPa in centre and lower part. The concentration of stresses in stem and cement created the barrier preventing from transferring the stresses to bone structures. Such distribution of stresses may cause local obliteration and impairment of femoral bone. At the same time, it is possible to notice considerable gradient of stresses between values in upper part of stem 8 MPa and values of stresses in near end of pelvis bone 0 ÷ 0.5 MPa. Such difference of stresses may create micro displacements conditions between stem and relatively hard and fragile cement or rarely between cement and bone structure. The stem may undergo loosing, most often between the surrounding cement and will be relocate axially in the femoral bone canal. The stresses concentration in stem made from CoNiCrMo is caused by the considerable diversity of strength parameters using alloy (E = 210 MPa, v = 0.3) and strength parameters of bone (E = 16.8 MPa, v = 0.29).

In the second configuration (FIG. 8) the following associations were considered: head from Co28Cr6Mo of diameter Ø28 mm fixed on stem from CoNiCrMo – long, straight, twolayer cup Co28Cr6Mo-PE of internal diameter Ø28 mm (FIG. 8a); head from Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> of diameter Ø28 mm fixed on stem from CoNiCrMo – long straight, single-layer cup PE of diameter Ø28 mm (FIG. 8b); head from Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> of diameter Ø32 mm fixed on stem from CoNiCrMo – long straight, single-layer cup PE of internal diameter Ø32 mm (FIG. 8c).

In the case of using long straight stem the stresses distribution inside the cup structures in the contact with pelvis bone and in the point of contact of head with cup were almost identical (FIG. 7 and FIG. 8). The considerable difference was observed in stems. In the case of using long straight stem, the maximal MPa stresses 6.5 occurred in the upper longer part of stem. Similarly to the short curved stem, the barrier preventing transfer of stresses from stem through cement to bone structures occurred. The asymmetry of stress distribution in femoral bone on the part of fixing stem takes place in the case of long straight stems. The relief zones happened in the middle part of stem, outside - increased stresses zone, which increased especially to 3.5 MPa in the final part of fixing of stem and in the outer layer of femoral bone. The application of stems (short curved and long straight) from CoNiCrMo in cemented endopostheses causes significant increase of stresses in its structure. It is concerned with different mechanical properties of stems from CoNiCrMo and bone structures. On the boundary stem-cement the barrier forms and prevents penetration of stresses in the femoral bone structures. The relief zone occurs in the area of transfer between cement layer and femoral bone canal which may make remodeling of bone structures worse and in the consequence determine potential reason of loosing the stem.



RYS. 9. Mapy rozkładu przemieszczeń wypadkowych dla endoprotez cementowych z trzpieniem krótkim zakrzywionym CoNiCrMo, zamocowanych w strukturach kostnych: a) głowa z Co28Cr6Mo o średnicy Ø28 mm - panewka dwuwarstwowa Co28Cr6Mo-PE, b) głowa z Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> o średnicy Ø28 mm - panewka PE, c) głowa z Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> o średnicy Ø32 mm - panewka PE.

FIG. 9. The maps of resultant displacements for cemented endoprostheses with short curved stem, fixed in bone structures: a) head from Co28Cr6Mo of Ø28 mm diameter - two-layer cup Co28Cr6Mo-PE, b) head from  $Al_2O_3$  of Ø28 mm diameter - single-layer cup PE, c) head from  $Al_2O_3$  of Ø32 mm diameter - single-layer cup PE.

Na podstawie analizy rozkładu przemieszczeń wypadkowych (RYS. 9) w endoprotezach cementowych można stwierdzić, że zarówno w przypadku trzpieni krótkich zakrzywionych i trzpieni długich prostych - przemieszczenia w badanych strukturach przyjmują wartości w przedziale 0,1 mm do 0,03 mm i mają podobny charakter. W endoprotezach z panewką dwuwarstwową Co28Cr6Mo-PE (RYS. 9a) przemieszczenia maksymalne koncentrują się w kości udowej i części trzpienia osadzonej w kanale. W endoprotezach z panewkami z PE o średnicach wewnętrznych Ø28 mm i Ø32 mm zasięg przemieszczeń maksymalnych (RYS. 9b,c) jest większy i obejmuje szyjkę trzpienia. Nieco mniejszy zasięg przemieszczeń maksymalnych jest charakterystyczny dla panewki z PE o średnicy wewnętrznej Ø32 mm. W przypadku panewek z PE występuje gradient przemieszczeń w strefie kontaktu (RYS. 9b,c), który w przypadku panewki o średnicy wewnętrznej Ø28 mm jest większy niż w przypadku panewki o średnicy wewnetrznej Ø32 mm. RYS. 10 przedstawia rozkłady przemieszczeń w warstwowych panewkach endoprotez cementowych typu Weber, które współpracowały z głowami różniącymi się materiałami i wymiarami geometrycznymi.

Na RYS. 11 przedstawiono formy zużycia polietylenowych panewek w endoprotezach cementowych usuniętych pacjentom podczas zabiegów rewizyjnych. W strefie ruchowej endoprotez cementowych rozkład przemieszczeń nie zależy od długości trzpienia natomiast zależy od materiału konstrukcyjnego panewki. Dla tych samych warunków obciążeń, największy zasięg przemieszczeń maksymalnych, owalizujący panewkę był charakterystyczny dla endoprotez z panewkami z PE (RYS. 10). Owalizacja panewek widoczna jest również na materiale endoprotez cementowych (RYS. 11), które zostały usunięte z powodu wytrzymałościowego zniszczenia i/lub obluzowania. Przemieszczenia maksymalne w panewkach Co28Cr6Mo (RYS. 10a) są mniejsze a ich rozkład bardziej regularny, zbliżony do okręgu.



RYS. 10. Widok na rozkłady przemieszczeń wypadkowych w panewkach endoprotez cementowych osadzonych w strukturach kostnych (trzpień krótki zakrzywiony): a) głowa z Co28Cr6Mo o średnicy Ø28 mm - panewka dwuwarstwowa Co28Cr6Mo-PE, b) głowa z Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> o średnicy Ø28 mm - panewka PE, c) głowa z Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> o średnicy Ø28 mm - panewka PE, c) głowa z Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> o średnicy Ø32 mm - panewka PE. FIG. 10. The view on resultant displacements distributions in cups of cemented endoprostheses fixed in bone structures (short curved stem): a) head from Co28Cr6Mo of Ø28 mm diameter – two-layer cup Co28Cr6Mo-PE, b) head from Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> of Ø28 mm diameter – cup PE, c) head from Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> of Ø32 mm diameter – cup PE.

On the basis of analyses of resultant displacements distribution (FIG. 9) it is possible to say that in cemented endoprostheses, both in the case of short curved stems and long straight stems, the displacements in tested structures assume values in the range from 0.1 mm to 0.03 mm and have similar character. In the endoprostheses with twolayer cup Co28Cr6Mo-PE (FIG. 9a) maximal displacements concentrate in femoral bone and the part of stem fixed in the femoral canal. In the endoprstheses with polyethylene cups of internal diameter Ø28 mm and Ø32 mm the range of resultant displacements (FIG. 9b,c) is greater and includes the neck of stem. Slightly lower range of resultant displacements is characteristic to polyethylene cup of internal diameter Ø32 mm. In the case of polyethylene cups there occurs the gradient of displacements in contact zone (FIG. 9b,c), which in the case of cup of internal diameter Ø28 mm is bigger than in the case of cup of internal diameter Ø32 mm. The FIG. 10 shows the distribution of displacements in multilayer cups of cemented endoprostheses of type Weber. These cups cooperated with heads of different materials and geometrical dimensions.

The FIG. 11 presents the forms of wear of polyethylene cups in cemented endoprostheses which were removed from patients during revision operations. In the movement zone of the cemented endoprostheses the distribution of stresses does not depend on the length of the stem but on the construction material of the cup. For similar conditions of loads, the greatest range of resultant displacements ovalizing the cup was characteristic to endoprostheses with cups made from polyethylene (FIG. 10). The ovalization of cups is visible also on the material of cemented endoprostheses (FIG. 11), which were removed because of the strength destruction and/or loosing. The maximal displacements in cups Co28Cr6Mo (FIG. 10a) are smaller and its distribution more regular, similar to circle. The analyses of simulation of cemented endoprostheses with cups from PE (FIG. 11) and endoprostheses removed from patients point to the mechanism of loosing of cups, which is caused by gradients of displacements in contact zone and in boundary zone of cup-cement and cement-bone. The character of destruction of cups shows the biomechanical base.

BI MATERIALS



RYS. 11. Endoprotezy cementowe typu Weller usunięte z powodu powikłań po zabiegu alloplastyki: a) panewka Sulene®-PE w widoku od strony skojarzenia z głową, b) panewka Sulene®-PE w widoku od strony kontaktu z cementem, c) trzpień jednolity Protasul®-10 spajany z głową Protasul®-21 WF. Materiał pozyskany dzięki uprzejmości dr n. med. Janusza Cwanka.

FIG. 11. The cemented endoprostheses of Weller type removed by reason of complications after alloplasty operation: a) Sulene®-PE cup in the view from the site of cooperation with head, b) Sulene®-PE cup in the view from the site of contact with bone cement, c) uniform stem Protasul®-10 connected with head Protasul®-21 WF. The material obtained by courtesy of M.D. Janusz Cwanek.

Analizy symulacji endoprotez cementowych z panewkami z PE (RYS. 10) oraz endoprotez usuniętych pacjentom (RYS. 11) wskazują na mechanizm obluzowania panewek, który spowodowany jest gradientami przemieszczeń w strefie kontaktu i w strefie granicy panewka – cement oraz cement – kość. Charakter zniszczenia panewek świadczy o podłożu biomechanicznym. Widoczna jest owalizacja panewek od strony kontaktu z głową oraz pęknięcia o charakterze zmęczeniowym szczególnie zaznaczające się w dachu panewki. Zmęczenie materiału i pęknięcia widoczne są również na zewnętrznej stronie panewki, która kontaktowała się z cementem kostnym.

W przeprowadzonych kompleksowych symulacjach numerycznych dokonano oceny zbieżności otrzymanych rozwiązań w zależności od liczy elementów podziałowych oraz zagęszczeń siatki. W zastosowanej procedurze badawczej potwierdzono możliwość jej wykorzystania zapewniającą właściwy poziom niepewności do oceny konstrukcyjnomateriałowej cementowych endoprotez stawu biodrowego.

#### Wnioski

Analiza stanu biomechanicznego w stawie biodrowym po całkowitej alloplastyce umożliwia porównanie i ocenę rozwiązań konstrukcyjnych endoprotez, pozwala ocenić charakter oddziaływania sztucznego stawu na otaczające tkanki kostne i wyznaczyć strefy przeciążenia lub braku kompresji. Może stanowić nowoczesne narzędzie doboru endoprotezy w warunkach anatomicznych pacjenta.

W warunkach obciążeń fizjologicznych dla wszystkich analizowanych endoprotez cementowych zamocowanych wirtualnie w strukturach kostnych rozważanego pacjenta, nie stwierdzono obszarów maksymalnych naprężeń i przemieszczeń wypadkowych, które zagrażały wytężeniem konstrukcji endoprotezy oraz przekroczeniem progu fizjologicznej wydolności tkanek kostnych.

Rozkłady naprężeń wewnątrz komponenty panewkowej w analizowanych endoprotezach były bardzo podobne niezależnie od rodzaju zastosowanego trzpienia (długi prosty, krótki zakrzywiony). Różnice występowały w rozkładach naprężeń wewnątrz trzpieni oraz strukturach kości udowej. The ovalization of cups is visible from the side of the contact with head and cracks of fatigue character especially emphasizing in roof of the cup. The fatigue of material and cracks are visible also on the external side of cup, which contacted with bone cement.

In the achieved comprehensive numerical simulations, the estimation of convergence of obtained solutions was made taking into account the number of finite elements and concentration of mesh. In the applied research procedure, the possibility of using it was confirmed and that assures the proper level of uncertainty to prepare the constructionmaterial estimation of cemented endoprostheses of hip joint.

#### Conclusions

The analysis of biomechanical state in the hip joint after total alloplasty enables the comparison and estimation of construction solutions of endoprostheses. The analysis allows to estimate the character of influence of artificial hip joint on the surrounding bone tissues and to determine the overload zone or lack of compression. It may also become the modern tool of selection of endoprostheses in anatomical conditions of a patient.

In the conditions of physiological loads for all analysed cemented endoprostheses fixed virtually in bone structures of the considered patient, the areas of the maximal stresses and resultant displacements that threatened the effort of construction of endoprostheses and crossing the physiological threshold of efficiency of bone tissues were not confirmed.

The stresses distributions inside the cup component in the analyzed endoprostheses were very similar regardless of the type of used stem (long straight, short curved). The differences occurred in stresses distribution inside the stem and femoral bone structures.

The application of stems made form CoNiCrMo alloys of mechanical properties considerably different from mechanical properties of bone and cement causes the concentration of stresses in stem and creation of barrier on the boundary of stem-cement-bone. Such a barrier makes the penetration of stresses impossible in bone structure. Such a situation may cause lack of remodeling of bone and loosing of implant. 31

Zastosowanie trzpieni wykonanych ze stopów CoNiCrMo o własnościach mechanicznych znacznie różniących się od własności kości oraz cementu powoduje koncentracje naprężeń w trzpieniu i tworzenie bariery na granicy trzpień cement kość, która uniemożliwia wnikanie naprężeń w struktury kostne. Może to w konsekwencji skutkować brakiem remodelingu kości i obluzowaniem implantu.

Zastosowanie panewek z polietylenu o średnicy Ø32 mm w porównaniu do panewek Ø28 mm powodowało obniżenie nacisków kontaktowych, co skutkowało obniżeniem naprężeń w strefie ruchowej endoprotezy. Takie rozwiązanie wiązało się z powiększeniem łoża panewki oraz mogło powodować większą emisję produktów zużycia.

Z analizy rozkładów naprężeń i przemieszczeń wynika, że zastosowanie panewek warstwowych z twardą panewką właściwą powoduje mniejsze naprężenia wewnątrz struktur kości miednicznej niż w przypadku panewek wykonanych z polietylenu. Dodatkowo panewki z twardą panewką właściwą są znacznie bardziej odporne na odkształcenie i zużycie mechaniczne.

#### Podziękowania

Autorzy pragną podziękować Panu doktorowi Rajmundowi Rajewskiemu za współpracę w analizie przypadków wytypowanych do zabiegu alloplastyki stawu biodrowego oraz Panu doktorowi Januszowi Cwankowi za udostępnienie endoprotez usuniętych pacjentom w zabiegach rewizyjnych.

#### Piśmiennictwo

 Ryniewicz A. M.: Analiza mechanizmu smarowania stawu biodrowego człowieka. Monografia nr 111, ISSN 0867-6631 UWND AGH Kraków 2002.

[2] Czerwiński E.: Problemy realopllastyki rewizyjnej stawu biodrowego w Polsce i na świecie. XXXIII Scientific Congress of Polish Orthopedic and Traumattology Society, Kraków, Skinder s.c. 2000, s. 35.

[3] Ryniewicz A. M.: Analiza geometrii strefy współpracy biołożysk w aspekcie tribologii i choroby zwyrodnieniowej stawów oraz opracowanie teoretycznych podstaw do konstrukcji endoprotez. Projekt badawczy nr 5T07B 00124 KBN 2006.

[4] Cwanek J.: The amplitude parameters of pivot and cement surfaces Weller endoprosthesis, Problems of Tribology, Nr 1, 2005, s. 149.

[5] Krzesiński G.: Wytrzymałościowe aspekty projektowania i analizy inżynierskiej układów implant-kość. Tom 5 Biocybernetyka i inżynieria rehabilitacyjna. red. tomu Będziński R. Akademicka Oficyna Wydawnicza Exit, Warszawa 2004.

[6] Bergman G., Deuretzbaher G., Heller M., Graichen F., Rohlmann A., Strauss J., Duda G. N.: Hip contact forces and gait patterns from routine activities. Journal of Biomechanics 34 (2001), 859-871.

The application of cups from polyethylene of Ø32 mm diameter in comparison with cups Ø28 mm causes reduction of contact pressure, which ended with the reduction of stresses in movement zone. Such a solution was connected with increase of cup bed and could determine lower emission of products of wear.

From the analysis of stresses and displacements distribution, the following conclusions arise: the application of multilayer cups with hard specific cup causes smaller stresses inside the pelvis bone than in the case of cups made from polyethylene. Additionally, the cups with hard specific cup are more resistant to deformation and mechanical wear.

#### Acknowledgements

The authors thank dr Rajmund Rajewski for cooperation in the analysis of cases selected to alloplastic of hip joint and dr Janusz Cwanek for making accessible of endoprostheses removed patients in revision operations.

#### References

[7] Będziński R., Ścigała K.: Biomechanika stawu biodrowego i kolanowego. Tom 5 Biocybernetyka i inżynieria rehabilitacyjna. red. tomu Będziński R. Akademicka Oficyna Wydawnicza Exit, Warszawa 2004.

[8] Będziński R.: Biomechanika inżynierska Zagadnienia wybrane. Oficyna wydawnicza Politechniki Wrocławskiej, Wrocław 1997.

[9] Ryniewicz A.M., Madej T.: Komputerowe modelowanie współpracy w endoprotezie stawu biodrowego, Przegląd Lekarski nr 61, 2004, ISSN 1731-1381.

[10] Madej T., Ryniewicz A.M: Symulacja mechaniki kontaktu przy złożonym stanie obciążenia w endoprotezie stawu biodrowego. Przegląd Lekarski ; ISSN 0033-2240. - 2007 t. 64 wyd. spec.: Inżynieria medyczna s. 104-108.

[11] Ryniewicz A.M., Madej T., Ryniewicz W.: Analiza biomechaniczna endoprotez stawu biodrowego z wykorzystaniem metody elementów skończonych. Symulacja 2010. 25-26 marzec 2010.

[12] Ryniewicz A.M., Madej T.: Analiza stanu biomechanicznego w stawie biodrowym po całkowitej alloplastyce z różnymi wariantami endoprotez bezcementowych – Tribologia 2/2010, s. 137-152.

. . . . . . . . . . . . . .

#### OTRZYMYWANIE I OCENA WŁAŚCIWOŚCI MECHANICZNYCH KOMPOZYTÓW Z POLIURETANU I WŁÓKIEN WĘGLOWYCH JAKO POTENCJALNYCH MATERIAŁÓW KONSTRUKCYJNYCH DLA MEDYCYNY

MICHAŁ DWORAK, STANISŁAW BŁAŻEWICZ

Akademia Górniczo-Hutnicza, Wydział Inżynierii Materiałowej i Ceramiki, Katedra Biomateriałów, Al. Mickiewicza 30, 30-059 Kraków

#### Streszczenie

Praca przedstawia wstępne wyniki badań dotyczące otrzymywania materiałów kompozytowych o osnowie poliuretanowej ze wzmocnieniem w postaci włókien węglowych (TPU/włókna węglowe) oraz oceny ich właściwości mechanicznych. Celem tych badań jest opracowanie nowych, niemetalicznych kompozycji przeznaczonych na implanty. Kompozyty wytworzono wykorzystując prepregi złożone z tkaniny z włókien weglowych (2D) przesyconej termoplastycznym poliuretanem (TPU). W pracy analizowano wpływ różnego sposobu ułożenia tkaniny 2D (warstwy prepregu [0/90]6, [0/90/±454/0/90]) na właściwości mechaniczne otrzymanych kompozytów. Wykorzystując metodę ultradźwiekowa określono siłe wiezi utworzonej pomiedzy warstwami kompozytu. W zależności od ułożenia warstw i temperatury formowania otrzymano zróżnicowane właściwości mechaniczne kompozytów. Temperatura prasowania wykazuje silny wpływ na siłę wiązania pomiędzy warstwami kompozytu. Najwyższą wartość wytrzymałości na zginanie uzyskano dla próbek kompozytów wykazujących jednakowe ułożenie warstw laminatu w kompozycie. W zależności od warunków formowania moduł sprężystości kompozytów zawiera się w przedziale od 20 GPa do 37 GPa. Kompozyty takie mogą być wykorzystane jako implanty konstrukcyjne dla zastosowań w medycynie oraz do wytwarzania wyrobów medycznych przeświecalnych dla promieniowania rentgenowskiego.

Słowa kluczowe: kompozyt polimerowy, poliuretan, włókna węglowe, właściwości mechaniczne

[Inżynieria Biomateriałów, 95, (2010), 33-39]

#### Wprowadzenie

Obecnie wiele materiałów wykorzystywanych jest do wytwarzania różnych urządzeń i implantów do zastosowań medycznych. Materiały metaliczne, takie jak stal nierdzewna i stopy tytanu, są tradycyjnie wykorzystywane do wytwarzania narzędzi i instrumentariów chirurgicznych, w różnorakich urządzeniach diagnostycznych, konstrukcjach medycznych, jak również implantów konstrukcyjnych [1-4]. W tych zastosowaniach prezentują one odpowiednie właściwości wytrzymałościowe, fizyczne oraz chemiczne, jak również łatwo je sterylizować. Niemniej jednak posiadają one także liczne niekorzystne cechy w wymienionych zastosowaniach. MICHAŁ DWORAK, STANISŁAW BŁAŻEWICZ

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

#### Abstract

The work presents preliminary results dealing with manufacture of a composite material consisting of a polyurethane matrix and carbon fibres (TPU/carbon fibres) as well as assessment of its mechanical properties. Such a material is intended to be used in development of new, non-metallic implants. The composites were made using carbon fibre fabric (2D) and thermoplastic polyurethane (TPU) in the form of prepregs. The effect of different superposition of 2D layers (prepreg layers, [0/90]6, [0/90/±454/0/90]) on mechanical properties of the resulting composites was analyzed. By means of the ultrasonic inspection the interface bonding between layers in the composite was measured. It was shown that depending the stacking layers and temperature of compression molding the composites differed in the mechanical properties. Temperature of compression moulding has strong influence on interfacial bonding between the plies of the composites. The higher flexural strength was obtained for the composite samples exhibiting similar arrangement of laminate layers in the composite. Depending on compression molding parameters the flexural modulus of the composites ranged from 20 to 37 GPa. Such composites may be considered as materials providing suitable mechanical characteristic for use in medicine for structural implants and other radiolucent devices.

*Keywords:* composite, polyurethane, carbon fibres, mechanical properties

[Engineering of Biomaterials, 95, (2010), 33-39]

#### Introduction

Nowadays there is a number of materials available for use in technology of various medical implants and devices. Traditionally, metallic materials as stainless steel and titanium – based alloys have been used for various medical constructions. They are dominating as structural base materials used for fabrication of surgical intra- operative guides and instrumentations, screening equipment accessories, support construction in diagnostic systems as well as different load bearing implants [1-4]. Generally, they display suitable mechanical, physical and chemical properties, and moreover are easily to be sterilized. They possess, however numerous disadvantages in such applications. Często ulegają korozji, której wynikiem są toksyczne produkty mogące wywoływać reakcje alergiczne lub kancerogenne. Sztywność metali jest znacząco wyższa od sztywności kości, co często prowadzi do uszkodzenia kości w trakcie leczenia. Wysoki moduł Younga metalowych implantów wykorzystywanych w leczeniu chorób kości może hamować mechanizmy naprawcze kości. Metale są nieprzeświecalne dla promieniowania, a ich obecność w organizmie człowieka może być przyczyną obniżenia jakości obrazowania tkanek i narządów, co jest związane z tworzeniem artefaktów w obrazach uzyskanych technikami konwencjonalnymi, takimi jak tradycyjna metoda rentgenowska, tomografia komputerowa (CT) czy rezonans magnetyczny (MRI). W niektórych przypadkach implanty metaliczne mogą zniekształcać obrazy MRI zarówno bezpośrednio diagnozowanego obszaru, jak również sąsiednich tkanek. Z tych względów czynione są próby opracowania niemetalicznych materiałów do konstruowania urządzeń medycznych oraz implantów, które miałyby odpowiednie, stabilne właściwości mechaniczne w zastosowaniach medycznych, jak również byłyby pozbawione wad implantów wykonanych z metalu. Poprzez dobór biozgodnej i biostabilnej osnowy oraz włókien wzmacniających można uzyskać kompozyty włókniste wykazujące jednocześnie niewielki moduł sztywności, wysoką wytrzymałość, jak również prawie całkowitą przeświecalność dla promieniowania jonizującego. Kompozyty polimerowe są w pełni kompatybilne z nowoczesnym sprzętem diagnostycznym, włączając techniki CT oraz MRI [5,6].

Wysokowytrzymałe, biostabilne poliuretany wydają się być dobrymi kandydatami do zastosowań biomedycznych jako osnowy kompozytów wzmacnianych włóknami węglowymi. Są one wykorzystywane w wielu dziedzinach techniki i medycyny [7]. Elastomery poliuretanowe cechują się hemozgodnością, co sprawia że są dzisiaj szeroko wykorzystywane w kardiochirurgii. Wykazują również bardzo korzystne właściwości mechaniczne dla tego zastosowania [8-9]. Takie połaczenie składników kompozytu (poliuretanowa osnowa, włókna węglowe) jest odporne na korozję w środowisku biologicznym, jak również może być zaprojektowane i wytworzone tak, aby mieć wysoką wytrzymałość i sztywność dopasowaną do tkanki kostnej. Mała masa atomów osnowy polimerowej i włókien wzmocnienia, ich właściwości diamagnetyczne czyni te kompozycie przeświecalne dla promieni rentgenowskich, a ich obecność w organizmie nie wywołuje artefaktów w obrazowaniu przy pomocy MRI i CT [10].

Wiele prac doświadczalnych związanych z poliuretanami dotyczy jednak ich zastosowań medycznych w formie czystych polimerów, natomiast w zdecydowanie mniejszym zakresie prowadzone sa badania nad ich wykorzystaniem jako osnów kompozytowych, szczególnie ze wzmocnieniem w postaci włókien węglowych. Same termoplasty poliuretanowe charakteryzują się znacząco mniejszą sztywnością i wytrzymałością w porównaniu do metali, zatem nie mogą wprost zastąpić metalowych implantów i urządzeń. Kluczowym zagadnieniem związanym z kompozytem wytworzonym z termoplastycznego poliuretanu i włókien węglowych jest jego mechaniczna charakterystyka i trwałość w środowisku biologicznym. Badania przedstawione w niniejszej pracy dotyczą wstępnych doświadczeń, których celem było opracowanie warunków formowania kompozycji z gotowych pregregów TPU/CF oraz określenie ich podstawowych charakterystyk mechanicznych.

They are often subject to corrosion resulting in toxic products, which may cause allergic or carcinogenic reactions. Metals stiffness is significantly higher than that of bone, which may lead to bone damage during its healing. The high modulus of metal implants used in the treatment of bone disease may inhibit healing bone mechanisms. They are not radio transparent and give a low radiographic quality of the inspection sites due to creating artifacts when using conventional imaging techniques such as X-ray, CT or MRI. In some cases, metals- based implants may distort the MRI scan in the diagnosed zone and also over the adjacent tissue. For these reasons attempts are made to develop non-metallic constructional medical devices and implants made of fibrous composites. By selecting a biocompatible and biostable polymer matrix, reinforcement fibers the fibrous composite materials may show simultaneously low elastic modulus, high strength and can be radiolucent. Polymer composite materials are fully compatible with the modern diagnostic tools including CT and MRI techniques [5,6].

Thus, there is a great need to develop new and improved mechanically stable composites for medicine which would be free from disadvantages of metallic implants and devices. High-performance, biostable polyurethanes seem to be good candidates as a suitable matrix for structural composites reinforced with carbon fibres for biomedical engineering. They are commonly used in numerous technical and medical applications [7]. Pure polyurethane elastomers are known to be haemocompatible and for this reason they are widely used in cardiosurgery. In this application they also exhibit very advantagenous mechanical properties [8-9]. Such a combination of the composite constituents (polyurethane matrix, carbon fibres) is resistant to corrosion in biological environment and can be designed and manufactured to have a high strength and elasticity matched to bone tissue. Moreover, an additional advantage of such composites for medical use is that they combine a low atomic weight and non- magnetic properties, which means that they are transparent to X-rays and do not generate blocking artifacts in MRI or CT techniques [10].

However, many experimental works so far deal with medical application of pure polyurethanes, while their composites with the use of carbon fibrous reinforcement are not still widely studied. Unreinforced thermoplastic polyurethane has distinctly lower rigidity and strength than metals and therefore they cannot directly replace metal implants and devices. A key question inherent to the composites made of thermoplastic polyurethane and inert carbon fibres is their mechanical characteristic and stability under a biological environment. Hence, the aim of this work was to develop a suitable method for manufacturing of CF/TPU composites as well as assessing their fundamental mechanical characteristics.

#### Materials and methods

The composites were made of polyurethane and HTS carbon fibres. The 2D prepregs (plies) consisted of 2D carbon fabric and polyurethane (3106-P29) received from Porcher Industries (France) were used to prepare the composite samples. The prepregs had the following characteristics:

- dry fabric area weight [g/m<sup>2</sup>] 280
- polymer content in weight [%] 42
- polymer content in volume [%] 50
- prepreg area weight [g/m<sup>2</sup>] 472
- thickness of single 2D ply [mm] 0.6

#### Materiały i metody

Kompozyty wytworzono wykorzystując termoplastyczny poliuretan oraz wysokowytrzymałe włókna węglowe w postaci prepregów (warstw) składających się z tkaniny węglowej 2D przesyconej termoplastycznym poliuretanem, o oznaczeniu katalogowym 3106-P29, dostarczonych przez firmę Porcher Industries (Francja). Prepreg ten charakteryzuje się następującymi parametrami:

- jednostkowa masa suchej tkaniny [g/m<sup>2</sup>] 280
- wagowa zawartość polimeru [%] 42
- objętościowa zawartość polimeru [%] 50
- jednostkowa masa prepregu [g/m<sup>2</sup>] 472
- grubość prepregu [mm] 0,6

Kompozyty wytworzono metodą prasowania na gorąco. Warunki formowania (czas, temperatura, ciśnienie) ustalono eksperymentalnie. W celu określenia zakresu dopuszczalnej temperatury procesu, (aby uniknąć ewentualnej degradacji polimeru) doświadczenia poprzedzono analizą termiczną prepregów (DTA). Na tej podstawie przyjęto zakres doświadczalny temperatury formowania próbek od 220°C do 260°C.

Próbki formowano poprzez układanie prepregów w metalowej formie, którą następnie ogrzewano do określonej temperatury. Każda próbka wykonana była z sześciu warstw prepregu. Wypełnioną formę poddawano procesowi prasowania przy ustalonym wstępnie ciśnieniu wynoszącym 1,5 MPa, stosując różne wartości temperatury dla kolejnych serii próbek. Przyjęto następującą symbolikę oznaczania próbek:

- seria 1 próbki formowane w temperaturze 220°C,
- seria 2 próbki formowane w temperaturze 240°C,
- seria 3 próbki otrzymane w temperaturze 260°C.

Typowy przebieg zmian parametrów procesu formowania w funkcji czasie przedstawiono schematycznie na RYS. 1. Przygotowano dwa typy kompozytów różniące się sekwencją wzajemnego ułożenia poszczególnych warstw. Pierwszy typ to kompozyt typu [0/90]<sub>6</sub> składający się z sześciu warstw ułożonych w identyczny sposób, natomiast drugi to kompozyt typu [0/90/±45₄/0/90]. Schemat budowy obu typów kompozytów przedstawiono na RYS. 2.

W dalszej części tekstu, dla rozróżnienia sposobu ułożenia warstw w kompozycie, wprowadzono indeksy a oraz b, które oznaczają odpowiednio; "a"- kompozyt typu  $[0/90]_6$ oraz "b" oznacza kompozyt typu  $[0/90/\pm 45_4/0/90]$ .



RYS. 2. Schemat budowy kompozytu typu  $[0/90]_6$ (a) oraz kompozytu typu  $[0/90/\pm 45_4/0/90]$  (b). FIG. 2. Scheme of composite arrangement of the type  $[0/90]_6$  (a) and  $[0/90/\pm 45_4/0/90]$  (b). To manufacture the composite sample a compression molding method was used. The conditions of samples preparation (time, temperature, pressure) were experimentally determined. To avoid possible degradation of the polymer matrix the experiments were preceded by the DTG analysis of the composite prepregs to determine a range of processing temperature. The changes of processing variables as a function of time during fabrication of the composites are schematically shown in FIG. 1.



#### RYS. 1. Warunki formowania ciśnieniowego kompozytów.

FIG. 1. Parameters of compression moulding of composites.

The samples were formed by placing the prepregs in a metallic mould followed by its slowly heating to the desired temperature. Six lies of prepregs were used for one sample. Filled mould was exposed to compression under the constant pressure of 1.5 MPa at various temperatures for consecutive samples. The composite samples were denoted, as follows: samples of series 1 were compressed at 220°C, samples of series 2 were compressed at 240°C, and samples of series 3 at 260°C.

There were prepared two types of the composites differing in the plies orientation. The first type of composite corresponding to conventional notation  $[0/90]_6$  consisted of six plies stacked in one way, whereas the second one was created by the ply orientation  $[0/90]\pm454/0/90]$ . The schemes of the composites design are shown in FIG. 2.

To distinguish two types of the composite ply arrangement the indexes a and b for each series have been introduced, i.e., composite of the type  $[0/90]_6$  has "a" index, whereas the  $[0/90/\pm 45_4/0/90]$  composite was specified with "b" index.

Pressure and temperature were maintained for the determined time followed by cooling the mould to 150°C before releasing the pressure and removing the composite sample from the mould. Then the samples of suitable size and shape for mechanical tests were cut of the prepared composite in the form of bars with use of diamond saw.

The mechanical tests were conducted by three-point flexural mode on Zwick -1435 testing machine with PC controlled by TestXpert (v.8.1) software. The tests were made with a span to thickness ratio of the samples of 16:1 (the span between the supports was 70 mm), at a crosshead rate of 2 mm/min. For each type of the composite samples five measurements were made and the flexural strength and flexural modulus were determined as means +/- standard deviations (SD). The composites were also analyzed by nondestructive ultrasonic method using MT-541 type ultrasonic Tester, with heads frequency of 1 MHz. Measurements of ultrasonic wave propagation velocities along the composites plies (XY plane) and perpendicularly (Z direction) were made, according to the scheme shown in FIG. 2.

BIOMATERIALS

Po określonym czasie utrzymywania stałego ciśnienia formę schładzano do temperatury poniżej 150°C i próbkę wyjmowano z formy. Następnie z wytworzonego kompozytu wycinano próbki w formie beleczek o odpowiedniej wielkości do badań mechanicznych. Właściwości mechaniczne otrzymanych kompozytów wyznaczano w teście trójpunktowego zginania przy pomocy maszyny wytrzymałościowej Zwick – 1435 sterowanej komputerowo poprzez program TestXpert v.8.1. Testy prowadzono przy stosunku rozstawu podpór do grubości próbki wynoszącym 16:1 (rozstaw podpór wynosił 70 mm), przy prędkości przesuwu trawersy wynoszącej 2 mm/min. Wytrzymałość na zginanie i moduł sprężystości dla każdego typu kompozytu wyznaczano z pięciu pomiarów, wyliczając średnią i odchylenie standardowe wraz z opracowaniem statystycznym wyników. Kompozyty badano również nieniszczącą metodą ultradźwiękową wykorzystując tester ultradźwiękowy MT-541 i głowice o częstotliwości 1 MHz. Wykonano pomiary prędkości propagacji fali ultradźwiękowej dla próbek kompozytów wzdłuż warstw laminatów (płaszczyzna XY) i prostopadle do warstw (kierunek Z), zgodnie ze schematem na RYS. 2.

#### Wyniki i dyskusja

RYS. 3 przedstawia wartości wytrzymałości na zginanie, wyznaczone dla kompozytów formowanych w różnych temperaturach. Najniższe wartości wytrzymałości uzyskano dla kompozytów formowanych w temperaturze 220°C. Dla tej temperatury nie zanotowano różnic wytrzymałości między kompozytami z różnym ułożeniem warstw prepregów względem siebie (a,b). Kompozyty prasowane w temperaturze 240°C oraz 260°C wykazują statystycznie istotne różnice w uzyskanych wartościach wytrzymałości na zginanie i modułu sprężystości w zależności od ułożenia warstw laminatu. Wyraźnie lepsze właściwości mechaniczne uzyskano dla kompozytów typu [0/90]<sub>6</sub>.



RYS. 3. Wytrzymałość na zginanie wyznaczona dla próbek kompozytów formowanych w różnych temperaturach; 1 - 220°C, 2 - 240°C, 3 - 260°C. FIG. 3. Flexural strength of composites formed at various temperatures.

Na RYS. 4 zebrano wartości modułu sprężystości badanych kompozytów. Największy moduł wykazują próbki 2a, a temperatura formowania, optymalna z punktu uzyskanych wartości modułu sprężystości nie odpowiada optymalnej wytrzymałości. Zarówno wyznaczone wartości wytrzymałości na zginanie, jak i modułu sprężystości wskazują, że temperatura z przedziału 240°C do 260°C jest najbardziej odpowiednia do wytwarzania kompozytu, natomiast jej obniżenie do wartości 220°C powoduje drastyczny spadek wytrzymałości i modułu sprężystości kompozytu.

#### Results and discussion

The effect of temperature of compression moulding on flexural strength of the composites is shown in FIG. 3. The lowest values of strength were obtained for the composites formed at the lowest temperature. Moreover, for this temperature both types of composites do not show any differences in strength caused by various orientation of the carbon fabric layer, although they differ in arrangement of the layers (a,b). On the contrary, the composite samples pressed at 240°C and 260°C exhibit statistically significant differences in flexural strength and modulus depending on arrangement the layers in a laminate. Distinctly better mechanical properties were obtained for the composites  $[0/90]_6$ .

The values of the flexural modulus for tested composites are gathered in FIG. 4. The greatest values of modules were obtained for the sample 2a. It worth to note that the optimal temperature of the samples fabrication for the flexural modulus does not correspond to the optimum of strength.

Both flexural strength and modulus determined for chosen samples indicate that the temperature ranging from 240°C to 260°C is optimal for the composite manufacture. Decreasing the compression temperature to 220°C causes a drastic decrease of the flexural strength and modulus of the composites.



RYS. 4. Moduł przy zginaniu kompozytów otrzymanych w różnych temperaturach; 1 - 220°C, 2 - 240°C, 3 - 260°C. FIG. 4. Flexural modulus of composites obtained at various temperatures.

The representative force-deflection curves of the composite samples are shown in FIGs. 5 and 6. FIG. 5 shows the flexural force-deflection curves of the 6-ply composite having the same ply stacking sequence, and FIG. 6 represents the set of curves of the composite with the diversified stacking sequence of the plies. The slope of the linear part of these functions clearly demonstrates a strong influence of the temperature on the flexural modulus of the [0/90]<sub>6</sub> composite.

Results show that a stronger influence of the temperature on the flexural force (strength) is observed for the  $[0/90]_6$ composites. On the contrary, the  $[0/90/(\pm 45)_4/0/90]$  composites display a distinctly higher toughness representing by strain to fracture and higher values of maximum strain (deflection). The determined work-to-fracture (at maximum strain) for the  $[0/90/(\pm 45)_4/0/90]$  composites is about 15% higher as compared to the  $[0/90]_6$  composites.



RYS. 5. Krzywe funkcji siła-ugięcie dla kompozytów [0/90]<sub>6</sub> formowanych w różnych temperaturach.

FIG. 5. Curves of force-deflection functions of  $[0/90]_6$  composites obtained at various temperatures.



RYS. 7. Zmiany prędkości rozchodzenia się fali ultradźwiękowej w zależności od typu i warunków formowania kompozytów mierzone równolegle do płaszczyzny próbki. (1 - 220°C, 2 - 240°C, 3 - 260°C). FIG. 7. Changes of ultrasonic waves propagation expressed as function of type and processing variables of the composites, measured parallel to sample surface.

Przykładowe przebiegi funkcji siła-ugięcie dla próbek kompozytowych są przedstawione na RYS. 5 i 6. RYS. 5 przedstawia krzywe siła-ugięcie dla kompozytu złożonego z 6-ciu warstw złożonych w jednakowej sekwencji względem siebie, a RYS. 6 przedstawia podobne funkcje dla kompozytu złożonego z różnie złożonych warstw. Nachylenie prostoliniowej części tych krzywych wskazuje jednoznacznie na silny wpływ temperatury na moduł zginania dla kompozytu typu  $[0/90]_{6}$ .

Wyniki wskazują, że silniejszy wpływ temperatury na siłę zginającą (wytrzymałość) kompozytów obserwuje się dla próbek o jednakowym ułożeniu warstw względem siebie, tzn.  $[0/90]_{6}$ . Natomiast kompozyty typu  $[0/90/(\pm 45)_{4}/0/90]$  mają wyraźnie wyższą podatność na deformacje, co wyraża się wyższym odkształceniem do zniszczenia i wyższą wartością maksymalnego odkształcenia (ugięcia). Wyznaczona średnia wartość pracy zniszczenia w przypadku kompozytu  $[0/90/(\pm 45)_{4}/0/90]$  wynosi 47 Nm i jest około 15% wyższa w porównaniu do kompozytów o jednakowym ułożeniu warstw.



RYS. 6. Krzywe funkcji siła-ugięcie dla kompozytów  $[0/90/(\pm 45)_4/0/90]$  formowanych w różnych temperaturach.

FIG. 6. Curves of force-deflection functions of  $[0/90/(\pm 45)_4/0/90]$  composites obtained at various temperatures.



RYS. 8. Zmiany prędkości rozchodzenia się fali ultradźwiękowej w zależności od typu i warunków formowania kompozytu mierzonych prostopadle do płaszczyzny próbki.

FIG. 8. Changes of ultrasonic waves propagation expressed as function of type and processing variables of the composites, measured perpendicularly to sample surface.

Velocities of the ultrasonic wave propagation the composites measured parallel to the sample (XY plane, FIG. 2) and perpendicular to the sample surface (Z direction, FIG. 2) are shown in FIGs. 7 and 8.

As it results from FIG. 5 the differences in velocities of ultrasonic wave propagation between the composites are not statistically significant. Slightly lower values of velocities were noted for the composites with two differently oriented layers. Taking into consideration the method of measurement (along X axis) and arrangement of the composite layers the lower velocities result from direction (under 45°) of wave propagation referred to the fibre axis. For the  $[0/90]_6$  plies superposition of the composites the wave propagates directly along the fibre axis, therefore due to its high Young's modulus the corresponding values of velocities are higher. The conditions of compression moulding have no any influence on the measured parameter. The main role play elasticity of carbon fibres and their orientation related to the propagated ultrasonic wave.

37

Na RYS. 7 i 8 zestawiono diagramy wartości prędkości rozchodzenia się fali ultradźwiękowej w kompozytach przy pomiarze równoległym (płaszczyzna XY, RYS. 2) i prostopadłym do płaszczyzny próbki (kierunek Z).

Różnice w prędkości rozchodzenia się fal ultradźwiękowych w badanych kompozytach, przedstawione na RYS. 7 nie są statystycznie znaczące. Nieco niższe wartości prędkości zarejestrowano dla kompozytów z dwiema różnie zorientowanymi warstwami. Biorąc pod uwagę sposób pomiaru (w płaszczyźnie XY) oraz ułożenie warstw kompozytu, niższe wartości prędkości wynikają z różnicy kierunku rozchodzenia się fali ultradźwiękowej w stosunku do osi włókien. W przypadku kompozytów typu [0/90]<sub>6</sub> fala ultradźwiękowa propaguje wzdłuż osi włókien, które mają wyższy moduł Younga, wobec czego wyznaczone prędkości są wyższe. Warunki formowania kompozytu nie mają tutaj istotnego wpływu na badany parametr, a główną rolę odgrywa sprężystość samych włókien węglowych i ich orientacja względem kierunku rozchodzenia się fali ultradźwiękowej.

Odmienne wyniki otrzymano w przypadku pomiarów ultradźwiękowych wykonanych przy prostopadłym ułożeniu głowic pomiarowych względem powierzchni próbki (wzdłuż osi z, RYS. 2). Jak pokazuje RYS. 8 obserwuje się tutaj silny wpływ temperatury formowania na prędkość fali ultradźwiękowej. W tym przypadku fala rozchodzi się prostopadle do granicy między warstwami prepregów, co sprawia, że integracja tego połączenia ma decydujący wpływ na prędkość fali. Zaobserwowano znacząco wyższe wartości prędkości rozchodzenia się fali ultradźwiękowej dla próbek formowanych w temperaturze 260°C w porównaniu do próbek formowanych w niższych temperaturach. Rozrzut wartości prędkości fal ultradźwiękowych obserwowane dla próbek formowanych w niższych temperaturach są większe (około 4% średniej wartości) wskazując na niejednorodność w strefie międzywarstwowej kompozytów. Wyniki te są spójne z wyznaczonymi wartościami wytrzymałości na zginanie (por. RYS. 3). Największą wytrzymałość na zginanie uzyskano dla kompozytów formowanych w temperaturze 260°C.

#### Podsumowanie

Przeprowadzono wstępne badania materiału kompozytowego wykonanego z włókien węglowych w postaci tkaniny oraz termoplastycznego poliuretanu TPU. Wykazano, że zależnie od ułożenia tkaniny węglowej w polimerowej osnowie można kształtować właściwości mechaniczne kompozytu. Korzystne parametry mechaniczne uzyskano formując jednakowo ułożone prepregi włókien węglowych z polimerem w temperaturze 260°C. W zależności od orientacji tkaniny węglowej w polimerowej osnowie oraz temperatury formowania istnieje możliwość kształtowania sprężystości kompozytu w przedziale od 20 do 37 GPa. Kompozyty otrzymane w optymalnych warunkach charakteryzują się wytrzymałością mechaniczną i sztywnością, które wskazują na możliwość wykorzystania takiego materiału do opracowania implantów przeznaczonych do integracji odłamów kostnych. Odpowiednia sztywność takiego kompozytu pozwoli na przenoszenie optymalnych obciążeń przez kość podczas procesu leczenia. Dalsze badania będą miały na celu ocenę trwałości mechanicznej takich kompozytów w warunkach obciążeń statycznych i dynamicznych, jak również określenie stabilności chemicznej w warunkach in vitro i z wykorzystaniem różnych technik sterylizacji. W szczególności badana jest długoterminowa trwałość połączenia międzywarstwowego kompozytu w symulowanym środowisku biologicznym.

On the contrary, significantly different results were obtained for ultrasonic measurements of the composites made perpendicularly to the samples surface (along Z axis, FIG. 2). A strong influence of the temperature of compression moulding on the ultrasonic wave velocities was observed (FIG. 8). The wave propagates across the interlayer zone and its quality (mechanical bonding) influences the velocities values. There is observed a significant difference in the velocity wave propagation for the samples formed at 260°C and for those formed at a lower temperature. The obtained values of the longitudinal wave propagation are distinctly lower for the composites formed at the lower temperature. Moreover, in these measurements the observed variations of longitudinal wave velocities were higher (about 4% of the mean value) indicating a possible inhomogeneity within the interlayer zone of the composites.

These results are in a good agreement with assessment of flexural strength and modulus (FIG. 3) of the composites, namely the highest flexural strength was obtained for the composites formed at 260°C.

#### Conclusions

Composites made from carbon fibres in the form of fabric and TPU polymer were studied. It was shown that the mechanical properties can be shaped depending on arrangement of the carbon fabric in the matrix. Optimum properties were obtained by compression molding of carbon fibre/polymer prepregs at 260°C. Depending on the fabrics orientation in the polymer matrix and temperature of compression moulding it is possible to design the flexural stiffness of composite ranging from 20 to 37 GPa. The composites obtained under optimum manufacture condition demonstrate the mechanical strength and stiffness ensuring suitable properties of an implant for efficient integration of bone fragments. Low stiffness of composite will allow the bone to bear optimum loads during healing process. Further study will be developed in order to determine long-term stability of composites under static and dynamic loads as well as chemical stability after sterilization using various sterilization techniques. Particularly, there is studied the long-term stability of the interlayer integrity of the composite in simulated body fluid.

#### Podziękowania

Praca została wykonana w ramach działalności statutowej Katedry Biomateriałów, WIMiC, AGH, nr umowy 11.11.160.669.

Autorzy dziękują firmie Porcher z Francji za dostarczenie próbek prepregów kompozytowych TPU/tkanina węglowa.

#### Acknowledgements

Financial support for this research was provided by AGH University of Science and Technology, Faculty of Materials Engineering and Ceramics, Department of Biomaterials, Krakow, project No. 11.11.160.669

The authors thank the Porcher company from France for delivery of the composite TPU/carbon fabric prepregs.

#### Piśmiennictwo

[1] Takahara A., Okkena A.Z., Wabers H., Cooper S.L.: J. Biomed. Mater. Res. 25 (1991) 1095.

[2] Takahara A., Coury A.J., Hergenrother R.W., Cooper S.L.: J. Biomed. Mater. Res. 25 (1991) 341.

[3] Brandwood A., Mejis G.F., Gunatillake P.A., Noble K.R., Schindhelm K., Rizzardo E.: J. Biomater. Sci. Polymer Edn. 6 (1994) 41.
[4] Anderheiden D., Brenner O., Klee D., Kaufmann R., Richter H.A., Mittermayer Ch., Hocker H.: Angew. Makrom. Chem., 185/186 (1991) 109.

[5] Siston R.A., Giori N.J. Goodman S.B., Delp S.L., Surgical navigation for total knee arthroplasty: A perspective . Journal of Biomechanics 40, 2007, 728-735.

. . . . . .

. . .

#### References

[6] Routt Jr ML, Nork SE, Mills WJ. Percutaneous fixation of pelvic ring disruption. Cnin Orthop Relat Res, 2000, 375,15-29.

[7] Medical Innovations, Center for the Polyurethanes Industry of the American Chemistry Council (2008).

[8] Wright J.I.: Using Polyurethanes in Medical Applications. Medical Device & Diagnostic Industry (2006).

[9] Rudnik E., Resiak I., Wojciechowski C.: Thermoanalytical investigations of polyurethanes for medical purposes. Thermochimica Acta 320 (1998) 285-289.

[10] Ramakrishna S., Huang Z-M, Kumra G.V, Batchelor A.W., Mayer J., An introduction to Biocomposites, vol.1 1st ed. Imperial College Pres, London, 2004.

# STUDIA PODYPLOMOWE

# **Biomateriały – Materiały dla Medycyny**

M	Organizator:	Adres:
	Akademia Górniczo-Hutnicza Wydział Inżynierii Materiałowej i Ceramiki Katedra Biomateriałów	30-059 Kraków, Al. Mickiewicza 30 Pawilon A3, p. 108 lub 107 tel. 12 617 44 48, 12 617 34 41; fax. 12 617 33 71
<b>W</b> ''' <i>W</i>	Kierownik:	email: epamula@agh.edu.pl
AGH	Dr hab. inż. Elżbieta Pamuła	http://www.agh.edu.pl/pl/studia-w-agh/ studia-podyplomowe/biomaterialy- materialy-dla-medycyny.html

#### Charakterystyka:

Tematyka prezentowana w trakcie zajęć obejmuje przegląd wszystkich grup materiałów dla zastosowań medycznych: metalicznych, ceramicznych, polimerowych, węglowych i kompozytowych. Studenci zapoznają się z metodami projektowania i wytwarzania biomateriałów a następnie możliwościami analizy ich właściwości mechanicznych, właściwości fizykochemicznych (laboratoria z metod badań: elektronowa mikroskopia skaningowa, mikroskopia sił atomowych, spektroskopia w podczerwieni, badania energii powierzchniowej i zwilżalności) i właściwości biologicznych (badania: in vitro i in vivo). Omawiane są regulacje prawne i aspekty etyczne związane z badaniami na zwierzętach i badaniami klinicznymi (norma EU ISO 10993). Studenci zapoznają się z najnowszymi osiągnięciami medycyny regeneracyjnej i inżynierii tkankowej.

#### Sylwetka absolwenta:

Studia adresowane są do absolwentów uczelni technicznych (inżynieria materiałowa, technologia chemiczna), przyrodniczych (chemia, biologia, biotechnologia) a także medycznych, stomatologicznych, farmaceutycznych i weterynaryjnych, pragnących zdobyć, poszerzyć i ugruntować wiedzę z zakresu inżynierii biomateriałów i nowoczesnych materiałów dla medycyny.

Słuchacze zdobywają i/lub pogłębiają wiedzę z zakresu inżynierii biomateriałów. Po zakończeniu studiów wykazują się znajomością budowy, właściwości i sposobu otrzymywania materiałów przeznaczonych dla medycyny. Potrafią analizować wyniki badań i przekładać je na zachowanie się biomateriału w warunkach żywego organizmu. Ponadto słuchacze wprowadzani są w zagadnienia dotyczące wymagań normowych, etycznych i prawnych niezbędnych do wprowadzenia nowego materiału na rynek. Ukończenie studiów pozwala na nabycie umiejetności przygotowywania wniosków do Komisji Etycznych i doboru metod badawczych w zakresie analizy biozgodności materiałów.

#### Zasady naboru:

Termin zgłoszeń: od 1 X 2010 r. do 15 I 2011 r. (liczba miejsc ograniczona - decyduje kolejność zgłoszeń). Wymagane dokumenty: dyplom ukończenia szkoły wyższej. Miejsce zgłoszeń: Kraków, Al. Mickiewicza 30, Pawilon A3, p. 108 lub 107. Osoby przyjmujące zgłoszenia: Dr hab. inz. Elzbieta Pamuła (tel. 12 617 44 48, e-mail: epamula@agh.edu.pl) Dr inz. Ewa Stodolak (tel. 12 617 34 41, e-mail: stodolak@agh.edu.pl)

Czas trwania: 1 semestr od II 2011 r. do VI 2011 r.	Opłaty: 2 000 zł
Informacia dodatkowa:	

#### informacje dodatkowe:

Zajęcia: 7 zjazdów (soboty-niedziele) co 2 tygodnie. Przewidywana liczba godzin: 120. Przewidywana data rozpoczęcia: 26 II 2011.