

Adrian MRÓZ*, **Dariusz GARBIEC***, **Tomasz WIŚNIEWSKI***,
Monika GIERZYŃSKA-DOLNA*, **Janusz MAGDA***

**WPLYW TEMPERATURY SPIEKANIA
NA ZUŻYCIE TRIBOLOGICZNE SPIEKÓW 316L
I 316L-HAp OTRZYMANYCH METODĄ
ISKROWEGO SPIEKANIA PLAZMOWEGO**

**EFFECT OF THE SINTERING TEMPERATURE
ON TRIBOLOGICAL WEAR OF 316L AND 316L-HAp
OBTAINED WITH THE USE OF SPARK
PLASMA SINTERING**

Słowa kluczowe:

iskrowe spiekanie plazmowe (SPS), austenityczna stal nierdzewna 316, badania tarciovo-zużyciowe

Key words:

spark plasma sintering (SPS), 316L stainless steel, friction and wear tests

* Instytut Obróbki Plastycznej w Poznaniu, ul. Jana Pawła II 14, 61-139 Poznań, Polska,
tel.: +48 61 657 05 55, e-mail: adrian.mroz@inop.poznan.pl.

Streszczenie

Stosowanie bezniklowej stali austenitycznej 316L na implanty układu kostno-stawowego wiąże się z wieloma problemami eksploatacyjnymi. Jednym ze sposobów radzenia sobie z tymi ograniczeniami może być opracowanie nowych materiałów, w tym kompozytów, z zastosowaniem metalurgii proszków. W artykule przedstawiono wyniki badań tribologicznych spieków 316L i 316L-HAp (hydroksyapatyt, HAp) otrzymanych metodą iskrowego spiekania plazmowego z zastosowaniem różnej temperatury spiekania. Dla stali 316L zwiększenie temperatury spiekania z 1000 do 1100°C skutkowało pogorszeniem odporności na zużycie. Niemniej w porównaniu z litą stalą 316L odporność na zużycie tych materiałów była znacząco większa. Dla kompozytów 316L-HAp zwiększenie temperatury spiekania skutkowało polepszeniem odporności na zużycie. Zużycie kompozytu spiekane w niższej temperaturze było porównywalne ze zużyciem materiału referencyjnego.

WPROWADZENIE

Istotną grupę biomateriałów metalowych stanowią stopy żelaza, a przykładem takiego materiału jest stal austenityczna 316L. Materiał ten w aplikacjach biomedycznych stosowany jest od blisko pięćdziesięciu lat. W atmosferze tlenu na powierzchni tego stopu tworzy się cienka warstwa pasywacyjna złożona głównie z tlenków chromu i molibdenu [L. 1, 2]. Niewątpliwą wadą stali 316L jest stosunkowo wysoka podatność na korozję wżerową. Właściwości mechaniczne tego stopu są w szerokim zakresie kontrolowane. Stal 316L charakteryzuje się dużą plastycznością ($A = 40\%$). Jej zaletami są także stosunkowo niska cena i dostępność [L. 2, 3].

Biorąc pod uwagę problemy związane z eksploatacją implantów wytworzonych ze stali austenitycznej 316L [L. 4] uzasadnione jest podjęcie działań mających na celu modyfikację warstwy wierzchniej, np. poprzez zastosowanie szczelnych, biogodnych, wytrzymałych i odpornych na zużycie tribologiczne powłok ochronnych [L. 5]. Alternatywnym, bardziej perspektywistycznym kierunkiem rozwoju jest opracowanie nowych kompozytów [L. 6] z zastosowaniem metalurgii proszków. Fazę wzmacniającą biofunkcjonalnych kompozytów na osnowie metalowej mogą stanowić m.in. HAp (hydroksyapatyt), Al_2O_3 , ZrO_2 czy Ni_3Al [L. 7]. Zastosowanie ceramiki jako fazy wzmacniającej może przyczynić się do poprawy biogodności, polepszenia odporności korozyjnej [L. 6, 8], a nawet może skutkować polepszeniem właściwości tribologicznych [L. 5]. Younesi i Bahroloom [L. 9] zajmowali się badaniem właściwości tribologicznych kompozytów otrzymanych metodą mechanicznej syntezy, w których materiał osnowy stanowił HAp, zaś fazę wzmacniającą bezniklowa stal nierdzewna

(Fe-18Cr-8Mn). Ich badania wykazały, że odporność na zużycie tribologiczne kompozytów zwiększała się wraz ze zwiększeniem udziału fazy Fe-18Cr-8Mn (40–70% wag.). Przedstawione wyniki badań porównane były z czystym HAp, nie porównywano ich ze stałą austenityczną, czyli materiałem, z którego może potencjalnie być wykonana powierzchnia artykulacji implantu [L. 10].

Wysoka temperatura topnienia oraz powinowactwo chemiczne niektórych pierwiastków stopowych stali 316L może powodować pewne problemy podczas tradycyjnego spiekania tego materiału. Obecnie obserwuje się dynamiczny rozwój nowoczesnych technik metalurgii proszków, jedną z nich jest metoda iskrowego spiekania plazmowego (*Spark Plasma Sintering*, SPS) [L. 11]. Celem badań, których wyniki są prezentowane w niniejszym artykule, było określenie wpływu temperatury spiekania na właściwości tribologiczne spieków 316L i 316L-HAp wytwarzanych metodą SPS.

MATERIAŁ I METODY BADAŃ

Do badań wykorzystano proszek austenitycznej stali nierdzewnej 316L o średniej wielkości cząstek wynoszącej 44 μm i czystości 99,9% (dane producenta) oraz hydroksyapatytu o średniej wielkości cząstek wynoszącej 5 μm i czystości 95% (dane producenta). Proszek stali 316L oraz mieszaninę proszkową stali 316L (80% wag.) i HAp (20% wag.) spiekano z użyciem urządzenia do iskrowego spiekania plazmowego (SPS) HP D 25-3 (FCT Systeme GmbH, Niemcy). Proces spiekania został przeprowadzony w próżni w temperaturze 1000 i 1100°C przy ciśnieniu prasowania wynoszącym 50 MPa. Szybkość nagrzewania wynosiła 100°C/min, a czas spiekania 2,5 min. Z wytworzonych spieków o wymiarach $\text{Ø}40 \times 10$ mm za pomocą urządzenia do obróbki elektroerozyjnej (WEDM) wycięto próbki do badań.

Pomiary twardości wytworzonych spieków przeprowadzono metodą Vickersa ($\text{HV}_{0,01}$) z zastosowaniem twardościomierza FM-800 (Future-Tech, Japonia) zgodnie z normą ISO 6507-1. Jako wynik podano średnią arytmetyczną z pięciu pomiarów. Gęstość pozorną określono za pomocą ważenia hydrostatycznego w wodzie destylowanej, zgodnie z normą ISO 2738:2001. W tym celu użyto wagi analitycznej WA 33 typ PRL T A13 (ZMP, Polska) wraz z niezbędnym oprzyrządowaniem. Jako wynik ostateczny podano średnią arytmetyczną z trzech pomiarów.

Testy tarciovo-zużyciowe przeprowadzono zgodnie ze standardem ASTM G77, z użyciem testera tribologicznego T-05 (Instytut Technologii Eksploatacji – Państwowy Instytut Badawczy, Polska). Skojarzenie badawcze stanowił nieruchomy blok, wytworzony z materiału spiekane go, dociskany siłą ($F = 120$ N, 220 N i 320 N) do pierścienia wykonanego ze stali łożyskowej 100Cr6 (twardość 60 HRC, chropowatość R_a poniżej 0,05 μm) – styk skoncentrowany, obracającego się ze stałą prędkością 0,36 m/s na dystansie 1000 m. Testy realizo-

wano w temperaturze otoczenia (23°C) bez udziału środka smarnego. Wilgotność powietrza w laboratorium zmieniała się w zakresie 50–60%. Wynik badań stanowiło porównanie przebiegu zmian wartości współczynnika tarcia w funkcji drogi tarcia oraz porównanie zużycia masowego i objętościowego (obliczono z ilorazu zużycia masowego przez gęstość pozorną spieku). Oszacowano także 95% przedziały ufności dla średnich wartości współczynnika tarcia ($P.U.(\mu) = 95\%$). Jako materiał odniesienia zastosowano stal AISI 316L.

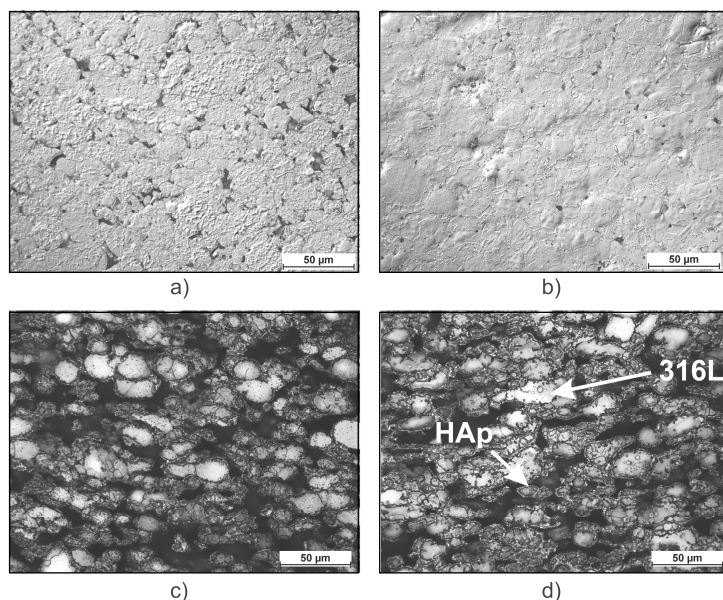
Bezpośrednio przed, jak i po zakończeniu testów próbki myto dwukrotnie w acetonie z użyciem myjki ultradźwiękowej (dwa razy po 15 min), a następnie suszono, wykorzystując system suszenia próżniowego (ciśnienie poniżej 66 kPa) w czasie 60 min. Po upływie 90 min od zakończenia procesu suszenia próbki ważono z użyciem wagi laboratoryjnej R200D (Sartorius, Niemcy). Pomiarzy chropowatości przeprowadzono z wykorzystaniem profilometru Hommel Etamic T8000RC (Jenoptik AG, Niemcy). Analizę mechanizmu zużycia badanych materiałów dokonano na podstawie obserwacji SEM powierzchni trących. Obserwacje przeprowadzono z wykorzystaniem skaningowego mikroskopu elektronowego Inspect S (FEI, Holandia). Analizę składu chemicznego produktów zużycia przeprowadzono metodą energorozdzielczej spektroskopii promieniowania rentgenowskiego za pomocą przystawki EDS (EDAX).

WYNIKI BADAŃ

Na **Rys. 1** przedstawiono mikrostruktury spieków ze stali 316L i kompozytów 316L-HAp spiekanych w temperaturze 1000 i 1100°C. Zwiększenie temperatury spiekania z 1000°C do 1100°C nie spowodowało istotnych zmian w wielkości cząstek stali 316L. W obu przypadkach otrzymano materiał o gęstości zbliżonej do materiału litego, co potwierdzają dane zamieszczone w **Tabeli 1**. Na **Rys. 1c i d** żółte pola reprezentują cząstki stali 316L, natomiast pola białe – cząstki HAp. Widoczne czarne obszary przedstawiają pory. Obserwacje mikrostrukturalne wykazały równomierne rozmieszczenie cząstek fazy wzmacniającej na granicach cząstek osnowy. Nie zaobserwowano rozrostu cząstek stali 316L, w szczególności przy ich granicach, w których strefa wpływu ciepła podczas spiekania metodą SPS jest największa.

Na **Rys. 2** przedstawiono wykresy ilustrujące zmiany współczynnika tarcia w funkcji drogi tarcia przy obciążeniu skojarzenia badawczego siłą 320 N dla spieków 316L (**Rys. 2a**) i 316L-HAp (**Rys. 2b**) oraz materiału referencyjnego.

Współczynnik tarcia dla par trących z udziałem spieków ze stali 316L, podobnie jak w przypadku materiału referencyjnego miał stabilny przebieg i zmieniał się w przedziale wartości od 0,30 do 0,50. W przypadku spieków



Rys. 1. Mikrostruktura stali 316L spiekanej w temperaturze 1000°C (a) i 1100°C (b) oraz kompozytów 316L-HAp spiekanych w temperaturze 1000°C (c) i 1100°C (d), mikroskopia świetlna

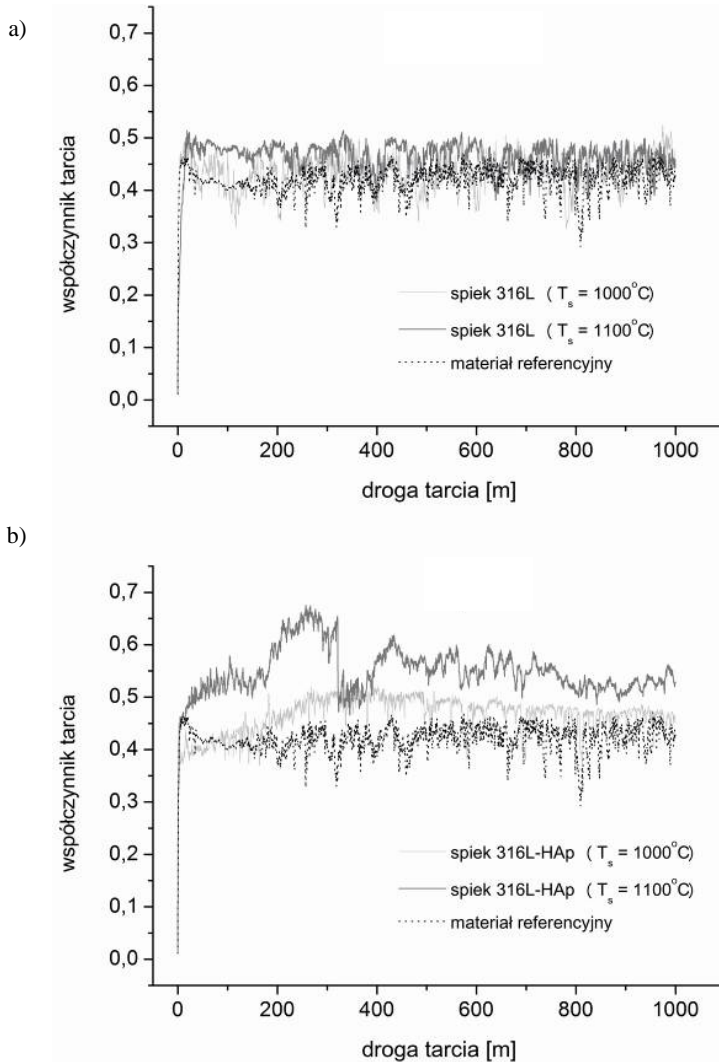
Fig. 1. Microstructure of 316L stainless steel sinters sintered at temperature of 1000°C (a) and 1100°C (b) as well as 316L-HAp composites sintered at temperature of 1000°C (c) and 1100°C (d), light microscopy

Tabela 1. Wyniki pomiarów gęstości twardości

Table 1. Results of density and hardness measurements

Materiał	Temperatura spiekania [°C]	Gęstość pozorna [g/cm ³]	Gęstość względna [%]	Twardość HV _{0,01}
316L	1000	7,72 ± 0,06	96,50	183 ± 2
	1100	7,82 ± 0,07	97,75	192 ± 2
316L-HAp	1000	5,88 ± 0,08	80,24	228 ± 14
	1100	6,01 ± 0,11	82,83	176 ± 8
referencyjny	-	8,03 ± 0,02	100,00	188 ± 8

kompozytowych 316L-HAp wartość tego parametru w porównaniu z 316L była większa i zawierała się w przedziale od 0,50 do 0,60. Przeprowadzone przez autorów obliczenia statystyczne pozwalają stwierdzić, z ufnością 95%, że wartość średnia współczynnika tarcia z populacji generalnej mieści się w przedziale ufności. Przykładowo dla próbki 316L spiekanej w temperaturze 1000°C, którą podczas testu tribologicznego obciążono siłą 120 N średnia wartość współczynnika tarcia wynosiła 0,51, a P.U.(μ) = (0,40; 0,61).



Rys. 2. Porównanie współczynnika tarcia w funkcji drogi tarcia dla spieków 316L (a), 316L-HAp (b) do materiał referencyjnego, badania przy obciążeniu 320 N

Fig. 2. Comparison of the coefficient of friction against sliding distance for 316L (a), 316L-HAp (b) sinters to the reference material, tests under load of 320 N

Badane materiały charakteryzowały się różną odpornością na zużycie tribologiczne. W **Tabeli 2** przedstawiono wyniki pomiarów zużycia masowego i obliczeń zużycia objętościowego.

Tabela 2. Wpływ temperatury spiekania na zużycie tribologiczne i chropowatość dla spieków 316L i 316L-HAp po zakończeniu testów

Table 2. Effect of sintering temperature on wear and roughness of 316L and 316L-HAp sinters after the tests

Material	Obciążenie węzła tarcia [N]	Temp. spiekania [°C]	Zużycie tribologiczne próbki	Chropowatość próbki [μm]
316L	120	1000	0,0034 g (0,440 mm ³)	R _a = 2,21 ± 0,07 R _t = 21,88 ± 0,64 R _z = 15,25 ± 0,66
		1100	0,0038 g (0,486 mm ³)	R _a = 0,61 ± 0,03 R _t = 6,44 ± 0,64 R _z = 4,69 ± 0,25
	220	1000	0,0040 g (0,518 mm ³)	R _a = 3,13 ± 0,10 R _t = 25,15 ± 1,54 R _z = 17,68 ± 0,61
		1100	0,0063 g (0,806 mm ³)	R _a = 0,74 ± 0,08 R _t = 12,38 ± 2,35 R _z = 7,56 ± 0,61
	320	1000	0,0054 g (0,699 mm ³)	R _a = 4,07 ± 0,36 R _t = 35,18 ± 2,67 R _z = 25,94 ± 1,84
		1100	0,0086 g (1,100 mm ³)	R _a = 1,49 ± 0,15 R _t = 17,26 ± 2,92 R _z = 11,14 ± 0,80
316L-HAp	120	1000	0,0665 g (11,310 mm ³)	R _a = 1,13 ± 0,01 R _t = 10,08 ± 0,65 R _z = 7,97 ± 0,29
		1100	0,0456 g (8,587 mm ³)	R _a = 1,46 ± 0,17 R _t = 15,21 ± 3,16 R _z = 8,42 ± 0,09
	220	1000	0,2064 g (35,102 mm ³)	R _a = 2,79 ± 0,10 R _t = 15,70 ± 0,08 R _z = 13,74 ± 5,24
		1100	0,1432 g (23,827 mm ³)	R _a = 2,33 ± 0,08 R _t = 15,07 ± 0,78 R _z = 12,69 ± 0,21
	320	1000	0,3256 g (55,374 mm ³)	R _a = 1,91 ± 0,25 R _t = 15,62 ± 1,34 R _z = 11,20 ± 1,85
		1100	0,2622 g (43,627 mm ³)	R _a = 2,12 ± 0,02 R _t = 17,39 ± 0,53 R _z = 12,27 ± 0,07
referencyjny	120	-	0,0541 g (6,737 mm ³)	R _a = 2,66 ± 0,23 R _t = 19,25 ± 1,05 R _z = 15,45 ± 0,75
	220	-	0,1743 g (21,706 mm ³)	R _a = 2,78 ± 0,26 R _t = 22,25 ± 0,94 R _z = 16,22 ± 0,82
	320	-	0,3446 g (42,914 mm ³)	R _a = 2,88 ± 0,34 R _t = 24,01 ± 1,09 R _z = 18,96 ± 0,81

Na podstawie zgromadzonych danych można stwierdzić, że temperatura spiekania ma wpływ na zużycie tribologiczne spieków 316L i 316L-HAp. W przypadku stali 316L podwyższenie temperatury spiekania z 1000°C do 1100°C spowodowało zwiększenie zużycia. Dla kompozytów 316L-HAp obserwowano odwrotną zależność. Porównując wartości zużycia badanych spieków ze zużyciem próbek referencyjnych, można stwierdzić, że zastosowanie metody SPS spowodowało istotne polepszenie odporności na zużycie stali 316L. Odporność na zużycie tribologiczne kompozytu 316L-HAp spiekanego w temperaturze 1100°C było porównywalne z materiałem referencyjnym.

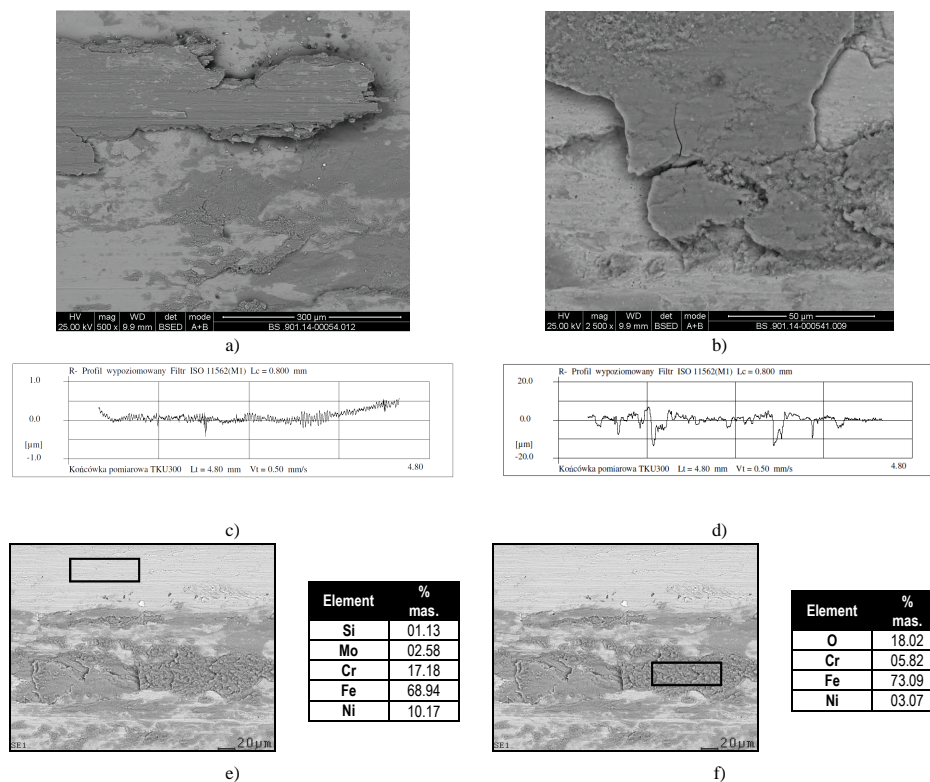
Średnia chropowatość R_a powierzchni trących próbek wytworzonych ze stali 316L przed rozpoczęciem testów tribologicznych wynosiła odpowiednio 0,11 i 0,13 μm . Dla materiałów kompozytowych było to odpowiednio 0,26 μm i 0,16 μm . W wyniku przeprowadzonych testów chropowatość powierzchni trących uległa zwiększeniu (**Tabela 2**), wartość parametru R_a była tym większa, im większe było obciążenie węzła tarcia. Największą chropowatością spośród badanych materiałów charakteryzowały się powierzchnie trące spieku 316L spiekanego w temperaturze 1000°C. Najmniejszą chropowatością odznaczają się powierzchnie trące spieku 316L spiekanego w temperaturze 1100°C.

Na **Rys. 3a, 3b** przedstawiono obrazy SEM powierzchni trących po zakończeniu testów tribologicznych dla spieków 316L.

Przeprowadzone obserwacje wykazały, że zużycie badanych powierzchni trących spieków 316L miało charakter ścierny. Zastosowana temperatura spiekania nie wpłynęła na zmianę mechanizmu zużycia. Niszczenie warstwy wierzchniej następowało wskutek mikroskrabającego, mikrobruzdującego oddziaływania produktów zużycia znajdujących się w węźle tarcia (**Rys. 3a–3d**). Produkty zużycia wskutek odkształcenia plastycznego wykazywały tendencję do tworzenia ciągłego filmu oddzielającego powierzchnie trące próbki i przeciwpróbki. Po osiągnięciu krytycznej grubości w wyniku wielokrotnego odkształcenia film tracił swoją ciągliwość (**Rys. 3b**), stąd obecność luźnych cząstek w węźle tarcia.

Rezultaty obserwacji SEM powierzchni trących kompozytów 316L-HAp przedstawiono na **Rys. 4**.

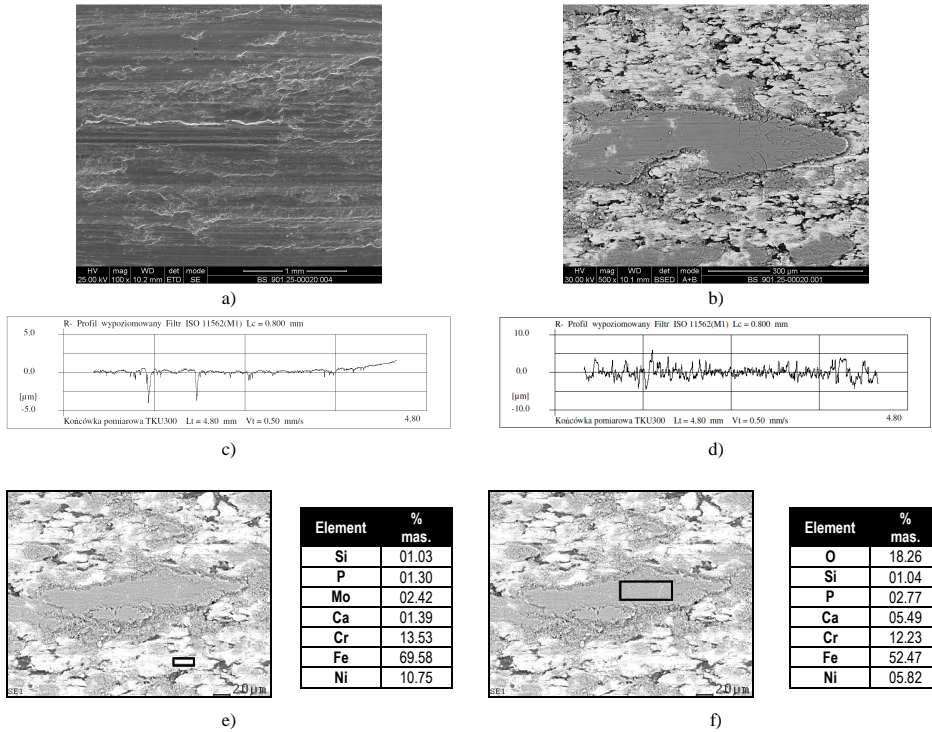
Obserwacje SEM powierzchni trących kompozytów 316L-HAp wykazały, że obecność fazy HAp nie przyczyniła się do zmiany mechanizmu zużycia w porównaniu ze spiekami ze stali 316L (**Rys. 4a**). Produkty zużycia stanowiące mieszaninę cząstek stali 316L oraz cząstek HAp, jak wynika z analizy EDS



Rys. 3. Obrazy SEM powierzchni trących spieków 316L spiekanych w temperaturze 1000°C (a, b), profile chropowatości: przed testem (c) i po teście (d) oraz analiza składu chemicznego EDS (e, f)

Fig. 3. SEM images of the bearing surfaces of 316L sintered at temperature of 1000°C (a, b), the roughness profiles: before (c) and after the tests (d) as well as the EDS chemical composition analysis (e, f)

(Rys. 4e, 4f), wykazywały tendencję do „rozsmarowywania” się na powierzchni trącej próbki (Rys. 4b). Również na powierzchni trącej pierścienia (przeciwpróbki) można było zaobserwować nalepione produkty zużycia, które brały bezpośredni udział w rysowaniu i brzdowaniu powierzchni próbek. Zmianę struktury geometrycznej powierzchni przedstawiono na Rys. 4c, 4d.



Rys. 4. Obrazy SEM powierzchni trących spieków 316L-HAP spiekanych w temperaturze 1000°C (a, b), profile chropowatości: przed testem (c) i po teście (d) oraz analiza składu chemicznego EDS (e, f)

Fig. 4. SEM images of the bearing surfaces of 316L-HAP sintered at temperature of 1000°C (a, b), the roughness profiles: before (c) and after the tests (d) as well as the EDS chemical composition analysis (e, f)

WNIOSKI

Przeprowadzone przez autorów testy miały charakter porównawczy, a ich celem badań było określenie wybranych parametrów procesu spiekania SPS na właściwości tribologiczne badanych spieków. Uzyskane wyniki badań pozwalają na sformułowanie następujących wniosków:

1. Właściwości tribologiczne spieków 316L i 316L-HAP zależą od temperatury spiekania. W przypadku stali 316L podwyższenie temperatury spiekania z 1000 do 1100°C spowodowało zwiększenie zużycia. Dla kompozytów 316L-HAP obserwowano odwrotną zależność.
2. Zarówno w przypadku spieków stali 316L i kompozytów 316L-HAP zaobserwowano, że próbki charakteryzujące się wyższą twardością były bardziej podatne na zużycie tribologiczne.

3. Para trąca z udziałem kompozytu 316L-HAp charakteryzowała się wyższym współczynnikiem tarcia (0,50–0,60) w porównaniu z litą stalą 316L (0,30–0,50) przy porównywalnym zużyciu objętościowym. Wartość współczynnika tarcia dla pary trącej z udziałem spieków stali 316L zawierała się w przedziale 0,30–0,50.
4. Zużycie objętościowe spieków stali 316L w porównaniu z materiałem referencyjnym (lity materiał) było mniejsze. Zużycie kompozytów 316L-HAp było zbliżone do materiału referencyjnego.
5. W przypadku spieków 316L dominującym rodzajem zużycia było zużycie ściernie. Obecność fazy HAp nie przyczyniła się do zmiany mechanizmu zużycia badanych kompozytów w porównaniu ze spiekami ze stali 316L – dla obu grup materiałów obserwowano ślady mikroskrawania, mikrobruzdowania, obecność których potwierdzają otrzymane profile chropowatości.
6. Chropowatość powierzchni trących po zakończeniu testów tribologicznych była tym większa, im większe było obciążenie węzła tarcia.

Wybrane spieki charakteryzujące się dobrymi właściwościami tribologicznymi przebadane zostaną z wykorzystaniem innego testera w skojarzeniu biomateriał-biomateriał z zastosowaniem roztworu surowicy bydlęcej jako medium smarującego. Zaprezentowane w niniejszym artykule wyniki badań świadczą o potencjale technologii SPS w zakresie konsolidacji materiałów proszkowych. Badania wykazały wpływ parametrów spiekania na właściwości tribologiczne spieków wytworzonych w wyżej wymienionej technologii. Zdecydowana poprawa właściwości tribologicznych spieków 316L w porównaniu z materiałem referencyjnym może sprawić, że technologia SPS znajdzie w przyszłości zastosowanie w produkcji elementów trących implantów układu kostno-stawowego.

PODZIĘKOWANIA

Badania zostały zrealizowane w ramach pracy statutowej Instytutu Obróbki Plastycznej w Poznaniu BS 901 25 pt. „Wytwarzanie biozgodnych materiałów kompozytowych do zastosowań medycznych metodą iskrowego spiekania plazmowego (SPS)”.

LITERATURA

1. Gurappa I., Characterization of different materials for corrosion resistance under simulated body fluid conditions, *Materials Characterization*, 2002, 49, 73–79.
2. Gierzyńska-Dolna M., *Biotribologia*, Wydawnictwo Politechniki Częstochowskiej, Częstochowa, 2002.
3. Hallab N., Link H.D., McAfee P.C., *Biomaterial Optimization in Total Disc Arthroplasty, Spine*, 2003, 20, 28, 139–152.

4. Kumar A.M., Rajendran N., Electrochemical aspects and in vitro biocompatibility of polypyrrole/TiO₂ ceramic nanocomposite coatings on 316L SS for orthopedic implants, *Ceramics International*, 2013, 39, 5639–5650.
5. Yuyong C., Xiaopeng W.X., Lijuan X., Zhiguang L., Woo K.D., Tribological behavior study on Ti–Nb–Sn/hydroxyapatite composites in simulated body fluid solution, *Journal of Mechanical Behavior of Biomedical Materials*, 2012, 10, 97–107.
6. Niespodziana K., Jurczyk K., Jakubowicz J., Jurczyk M., Fabrication and properties of titanium–hydroxyapatite nanocomposites, *Materials Chemistry and Physics*, 2010, 123, 160–165.
7. Khor K.A., Dong Z.L., Quek C.H., Cheang P., Microstructure investigation of plasma sprayed HA: Ti6Al4V composites by TEM, *Materials Science and Engineering A*, 2000, 281, 221–228.
8. Anawati, Tanigawa H., Asoh H., Ohno T., Kubota M., Ono S., Electrochemical corrosion and bioactivity of titanium–hydroxyapatite composites prepared by spark plasma sintering, *Corrosion Science*, 2013, 70, 212–220.
9. Younesi M., Bahrololoom M.E., Optimizations of wear resistance and toughness of hydroxyapatite nickel free stainless steel new bio-composites for using in total joint replacement, *Materials and Design* 31 (2010) 234–243.
10. Amini R., Salahinejad E., Askari Bajestani E., Hadianfard M.J., On the general outline of physical properties of amorphous-nanocrystalline Fe–Cr–Mn–N alloy powders prepared by mechanical alloying under nitrogen, *Journal of Alloys and Compounds*, 2011, 509, 7, 17, 3252–3256.
11. Garbiec D., Rybak T., Hejduk F., Janczak M., Nowoczesne urządzenie do iskrowego spiekania plazmowego proszków SPS HP D 25 w Instytucie Obróbki Plastycznej, *Obróbka Plastyczna Metali*, 2011, 22, 3, 221–225.

Summary

The use of 316L stainless steel in osteoarticular system implants is associated with many operational problems. One of the methods that deal with these restrictions may be the development of new materials, including composites, using powder metallurgy. This paper presents the results obtained during tribological tests of 316L and 316L-HAp sintered materials produced with the use of the spark plasma sintering method applying various sintering temperature. The increase of the sintering temperature from 1000 to 1100°C resulted in the deterioration of the wear resistance of 316L. However, compared to solid 316L, the wear resistance of these materials was several dozen times higher. The increase of the sintering temperature resulted in the improvement of the wear resistance of 316L-HAp. The wear resistance of the composites that had been sintered at lower temperatures was comparable to the reference material.