



Badania siły przepychania pocisków ze spieków W-Cu-BN α o różnej zawartości fazy rozproszonej W-BN α

ADAM JACKOWSKI, KATARZYNA SARZYŃSKA

Wojskowa Akademia Techniczna, Wydział Mechatroniki i Lotnictwa,
Instytut Techniki Uzbrojenia, 00-908 Warszawa, ul. gen. S. Kaliskiego 2,
adam.jackowski@wat.edu.pl, katarzyna.sarzyńska@wat.edu.pl

Streszczenie. W pracy przedstawiono wyniki badań modelowych pocisków do nabojów 9×19 mm Parabellum wykonanych ze spiekanych kompozytów Cu-W-BN α . Badania polegały na przepychaniu pocisków przez stożek przejściowy oraz cylindryczny odcinek przewodu lufy pomiarowej kalibru 9 mm. Celem tych badań było określenie wpływu zawartości fazy rozproszonej w kompozytach Cu-W-BN α na wartość siły przepychania.

Słowa kluczowe: metalurgia proszków, kompozyty metaloceramiczne z osnową miedzianą, pociski bezołowiowe

1. Wstęp

Przedstawiona w pracach [1-5] koncepcja wykorzystania kompozytów metalicznych znalazła zastosowanie w istniejących rozwiązaniach konstrukcyjnych i technologicznych amunicji strzeleckiej.

Początkowo podstawowym założeniem koncepcji technologicznej i materiałowej był warunek opracowania nowych pocisków zastępujących istniejące, bez konieczności zmian konstrukcyjnych broni. To założenie wymuszało opracowanie materiału zastępczego o gęstości zbliżonej do ołowiu. Ten warunek był możliwy do spełnienia dzięki zastosowaniu metali ciężkich, przede wszystkim wolframu, bizmutu, miedzi itp. [27]. Jako spoiwo materiału najczęściej stosowano metale takie jak: cyna, cynk lub miedź [6]. Sposobami wytwarzania pocisków były najczęściej metody metalurgii proszków [7].

W miarę wzrostu zainteresowania pociskami bezołowiowymi wprowadzono do produkcji inne odmiany pocisków, np. ćwiczebne, fragmentujące itp. [8, 9] niewymagające materiałów o gęstości zbliżonej do ołowiu. Stosowano w nich kompozyty polimerowo-metaliczne z fazą rozproszoną w postaci wolframu, a także metaliczne kompozyty o różnej osnowie, np. miedź, cynę i cynk [10-15].

Zastosowanie w konstrukcji różnych odmian pocisków z kompozytów metalicznych zawierających wolfram może być powodem zwiększenia szybkości zużycia się przewodu lufy. W dostępnych źródłach literaturowych brakuje jednak wiarygodnej informacji dotyczącej tego problemu. Tylko w tym jednym przypadku producent amunicji z pociskiem AFR (firma Extreme Shock) zamieścił informację o zastosowaniu w materiale na pociski dodatkowego składnika nazwanego nitrilium, którego rola nie została bliżej opisana.

Mając na uwadze mechanizm zużycia się przewodu lufy, można stwierdzić, że decydującą rolę odgrywa termiczne i erozyjne oddziaływanie gazowych produktów spalania prochu na powierzchnię wewnętrzną lufy. Wyniki badań balistycznych oraz analizy teoretyczne [17-18] ten fakt potwierdzają [19-23], wskazując miejsce, gdzie ten efekt występuje najbardziej intensywnie, tzn. strefę stożka przejściowego pomiędzy komorą nabojową a przewodem lufy.

Zgodnie z danymi literaturowymi erozyjne zużycie się lufy jest wynikiem przepływu gorących gazów przez szczeliny pomiędzy pociskiem a powierzchnią lufy, trwającego od momentu oddzielenia się pocisku od naboju aż do chwili uszczelnienia się go w lufie, podczas jego ruchu wzdłuż stożka przejściowego [21, 24]. Opory ruchu pocisku w tej strefie są wynikiem plastycznego odkształcania się materiału pocisku oraz siły tarcia. Ich wartość zależy, między innymi, od właściwości materiału zastosowanego na pocisk.

Biorąc to pod uwagę, można przypuszczać, że zmniejszenie oporów uszczelniania pocisku wzdłuż stożka przejściowego spowoduje obniżenie ciśnienia forsowania. Konsekwencją takiego stanu rzeczy może być zmniejszenie intensywności erozyjnego oddziaływania gazów.

Zaprezentowana praca opiera się na założeniach: wykorzystanie dwustopniowego mechanizmu odkształcania się materiałów porowatych [24] oraz wprowadzenie do struktury składnika obniżającego współczynnik tarcia — azotku boru [26].

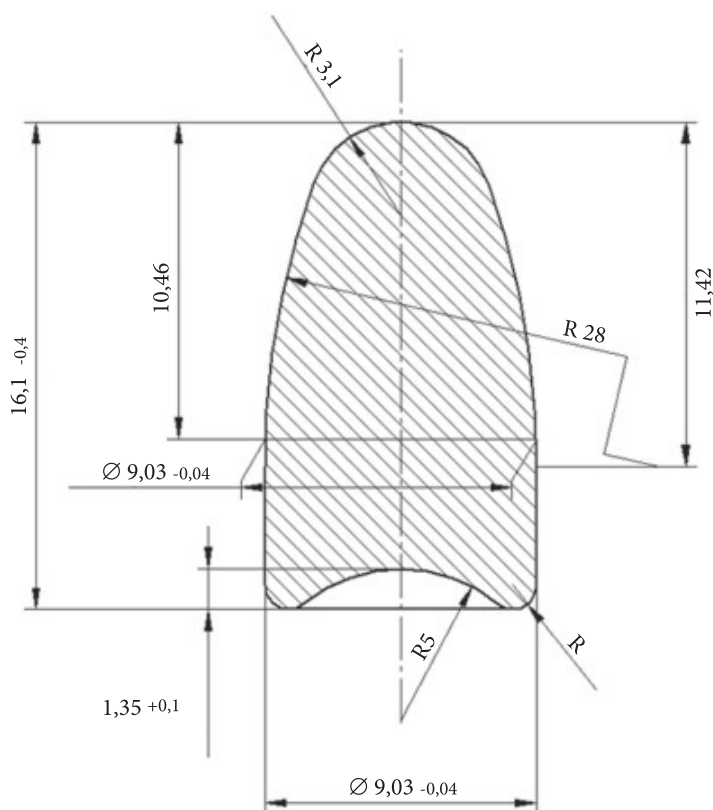
Celem badań było określenie wpływu zawartości azotku boru ($BN\alpha$) w spiekanych kompozytach $W-Cu-BN\alpha$ na wartość siły przepychania pocisków modelowych przez przewód lufy pomiarowej kalibru 9 mm. Uzyskane wyniki należy traktować jako wstępne i rozwojowe do dalszych prac.

2. Przebieg badań

2.1. Materiały stosowane do badań

Próbki do badań wykonano z mieszanek proszków W-Cu-BN α , stosując następujące parametry wyjściowe:

- proszek miedzi w gatunku — ECu1/0,040
rozkład granulometryczny: $D_{10} = 2,8 \mu\text{m}$, $D_{50} = 11 \mu\text{m}$, $D_{90} = 19,5 \mu\text{m}$,
- proszek wolframu
rozkład granulometryczny: $D_{10} = 1,5 \mu\text{m}$, $D_{50} = 4,8 \mu\text{m}$, $D_{90} = 8,5 \mu\text{m}$,
- proszek grafitopodobnego azotku boru BN α
rozkład granulometryczny: $D_{10} = 1,85 \mu\text{m}$, $D_{50} = 5,13 \mu\text{m}$, $D_{90} = 13,9 \mu\text{m}$.



Rys. 1. Kształt i wymiary modelowego pocisku

2.2. Wykonanie próbek

W badaniach zastosowano bezpłaszczowe pociski modelowe o kształcie części przedniej oraz średnicy części cylindrycznej odpowiadające wymiarom pocisków do nabojów 9×19 mm Parabellum. Przyjęto, że długość całkowita pocisku może nie spełniać wymagań konstrukcyjnych (z powodu pomijalnego wpływu na wartość maksymalnej siły przepychania). W badaniach zastosowano wersję pocisków o budowie bezpłaszczowej. Kształt i wymiary pocisków modelowych przedstawiono na rysunku 1.

Udział masowy poszczególnych składników w mieszance proszkowej W-Cu-BN α przedstawiono w tabeli 1. Z tabeli widać, że zmniejszanie zawartości miedzi, niezależnie od zawartości BN α , powoduje „dociążenie” mieszanki proszkowej poprzez dodatek wolframu. Im większa zawartość BN α , tym większy udział masowy proszku wolframowego.

TABELA 1

Udział masowy składników badanych mieszanek

Skład	BN α [%]	W [%]	Cu [%]
W-Cu-BN α	0,5	2,29	97,21
W-Cu-BN α	1,0	3,76	95,24
W-Cu-BN α	1,5	5,22	93,28
W-Cu-BN α	3,0	9,61	87,39
W-Cu-BN α	0,5	20,88	78,62
W-Cu-BN α	1,0	22,34	76,66
W-Cu-BN α	1,5	23,80	74,70
W-Cu-BN α	3,0	28,20	68,80

Mieszanki proszkowe przygotowano w młynku łopatkowym. Ze względu na elektryzowanie się cząstek azotku boru proces homogenizacji mieszanek proszkowych prowadzono „na mokro”. Ośrodkiem ciekłym był 0,5% roztwór płynu antyelektrostatycznego i alkoholu etylowego. Czas mieszania wynosił 0,5 godziny. Następnie mieszanekę proszkową poddawano suszeniu w temperaturze 60°C przez 6 godzin.

Wypraski modelowych pocisków o masie $6,9 \pm 0,1$ g i kształcie przedstawionym na rysunku 1 prasowano w stalowej matrycy.

Pociski modelowe do badań wykonano, stosując ciśnienie prasowania równe 300 MPa. Otrzymane wypraski poddano spiekaniu w atmosferze zdysocjowanego amoniaku. Przebieg i warunki spiekania były następujące:

- spiekanie wstępne w temperaturze 600°C w czasie 1 godziny,
- spiekanie końcowe w temperaturze 900°C w czasie 1 godziny.

Pociski po spiekaniu poddano kalibracji w celu uzyskania jednakowych wymiarów dla wszystkich pocisków, tj. średnicy 9,03-0,04 mm oraz długości 16,1 mm.

Na podstawie przeprowadzonych prób z zastosowaniem różnych wartości ciśnienia doprasowywania (kalibracji) ustalono, że dla wartości ciśnienia wynoszącej 200 MPa modelowe pociski po operacji kalibrowania spełniały przyjęte wymagania wymiarowe.

Po kalibracji wyznaczono gęstość spieków i ich wymiary. Wyniki zestawiono w tabeli 2.

TABELA 2
Wybrane właściwości modelowych pocisków wykonanych z kompozytów spiekanych

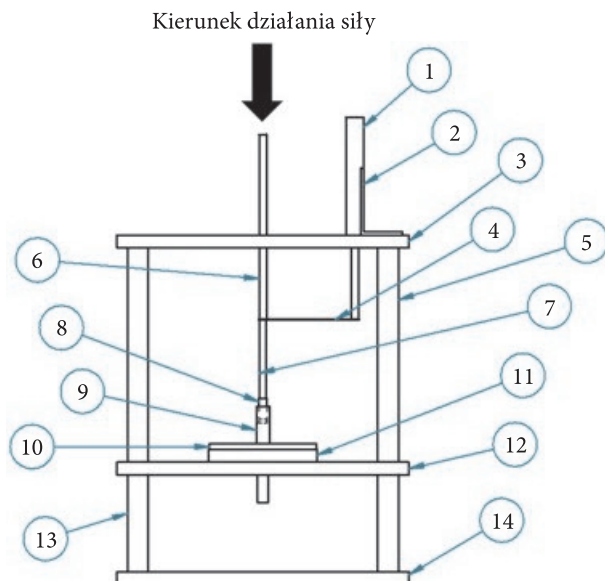
Lp.	Mieszanka	Zawartość wol-framu W [%]	Gęstość rzeczywista [g/cm ³]	Porowatość [%]	Twardość HB 1/2,5
1	W-Cu-0,5BNα	2,29	7,27	23,77	27
2		20,88	7,58	31,90	30
3	W-Cu-1,0BNα	3,76	7,02	28,16	29
4		22,34	8,11	23,27	31
5	W-Cu-1,5BNα	5,22	7,17	25,52	30
6		23,80	7,87	27,03	32
7	W-Cu-3,0BNα	9,61	7,17	25,50	32
8		28,20	7,53	22,87	35

2.3. Stanowisko do badania siły forsowania

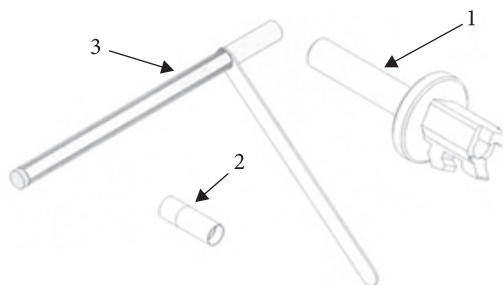
Do realizacji próby forsowania pocisków zaprojektowano i wykonano stanowisko badawcze przedstawione na schemacie (rys. 2). Podstawa (14) wraz z kolumnami statywu (5) i (13) służy do osadzenia stolika pomiarowego (12) oraz stolika górnego (3). Na stoliku pomiarowym umieszczony jest przesuwany pierścień ustalający (10), w którym, na czas próby, osadzana jest lufa pomiarowa (9). Dolna powierzchnia pierścienia (10) opiera się o ruchomą membranę czujnika siły (11). Na stoliku górnym (3) umieszczony jest czujnik przemieszczenia (1) przymocowany do wspornika osadczego (2). Centrowanie osiowe przepychacza zapewnia tuleja ustalająca współpracująca z przepychaczem (6 i 7).

Do dwukanałowego interfejsu pomiarowego podłączono: czujnik przemieszczenia (1) i czujnik tensometryczny do pomiaru siły (11). Interfejs pomiarowy, współpracując z komputerem, zapewniał pomiar siły forsowania i przemieszczenia oraz zapis zgromadzonych informacji na dowolnym nośniku.

Badania prowadzono, wykorzystując odpowiednio przygotowaną lufę pomiarową. Schemat lufy przedstawiono na rysunku 3.



Rys. 2. Schemat stanowiska do pomiaru i rejestracji siły forsowania badanych próbek: 1 — czujnik pomiaru przesunięcia; 2 — wspornik osadczy czujnika przesunięcia; 3 — stolik górny; 4 — wspornik systemu pomiaru przemieszczeń; 5 — kolumna górna statywu; 6 i 7 — przepychacz; 8 — próbka; 9 — lufa pomiarowa; 10 — pierścień ustalający; 11 — czujnik pomiaru siły; 12 — stolik pomiarowy; 13 — statyw; 14 — podstawa

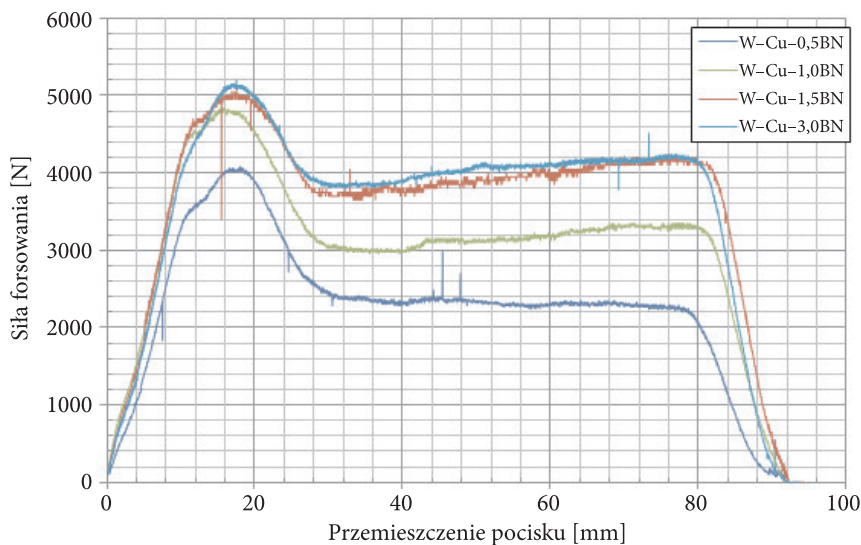


Rys. 3. Schemat lufy pomiarowej: 1 — lufa; 2 — wkładka centrująca; 3 — przepychacz

Właściwą pozycję pocisku w czasie przepychania przez przewód lufy zapewniała wkładka centrująca. Do dwukanałowego interfejsu pomiarowego podłączono czujniki: przemieszczenia (2) i pomiaru siły (11).

3. Wyniki badań

Do badań wykorzystano pociski o składzie chemicznym podanym w tabeli 1. Przykładowy przebieg zmian wartości siły przepychania podczas przepychania pocisków modelowych przez przewód lufy w przestrzeni pomiarowej przedstawiono na rysunku 4.



Rys. 4. Przebieg zmienności siły przepychania pocisków podczas ich przemieszczania się wzdłuż przewodu lufy

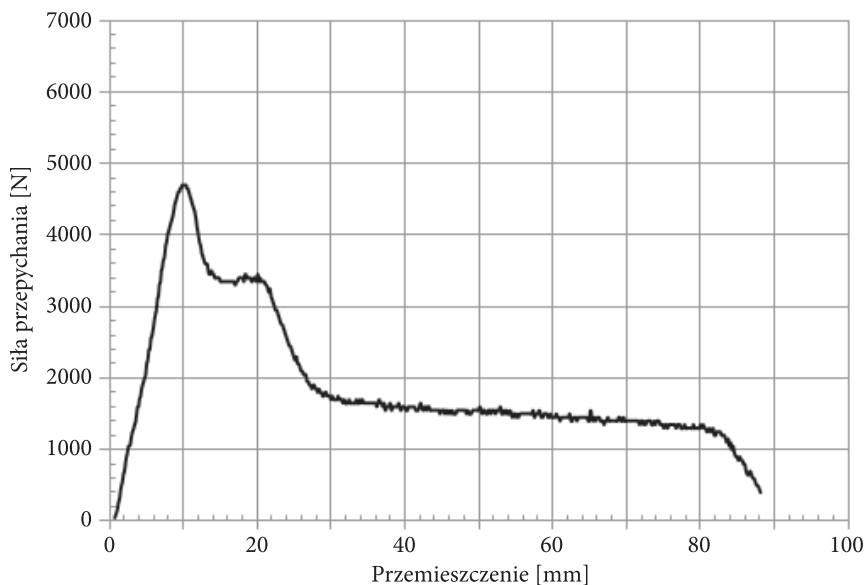
Jak widać z rysunku 4, przebiegi zmian siły przepychania w funkcji przemieszczenia pocisku wzdłuż przewodu lufy są jakościowo podobne. Na wszystkich wykresach można wyróżnić dwa charakterystyczne obszary zmian wartości siły przepychania, a mianowicie:

Pierwszy okres zmian obejmuje obszar stożka przejściowego stanowiącego przedłużenie komory nabojevej. W tej strefie następuje uszczelnienie przestrzeni za pociskiem na skutek jego odkształcenia sprężysto-plastycznego zachodzącego w stożkowej części wiodącej pocisku oraz kształtowanie bruzd zapewniających ruch obrotowy pocisku. Ze względu na to, że zjawiska te realizowane są w wyniku oddziaływania cylindrycznej części pocisku ze stożkową powierzchnią przewodu lufy siła forsowania stożka przejściowego ma charakter rosnący, osiągając swe maksimum w końcowej fazie początkowego ruchu pocisku (rys. 4). Maksimum siły forsowania osiągnięte jest na drodze pocisku równej ok. 17 mm. Odpowiada to, w przybliżeniu, sumie długości części wiodącej pocisku oraz stożka wiodącego powiększonej o długość wkładki ustalającej wstępnie położenie pocisku w komorze

nabojowej. Po przejściu całego pocisku przez stożek przejściowy siła przepychania ulega zmniejszeniu i osiąga wartość minimalną w całej próbie.

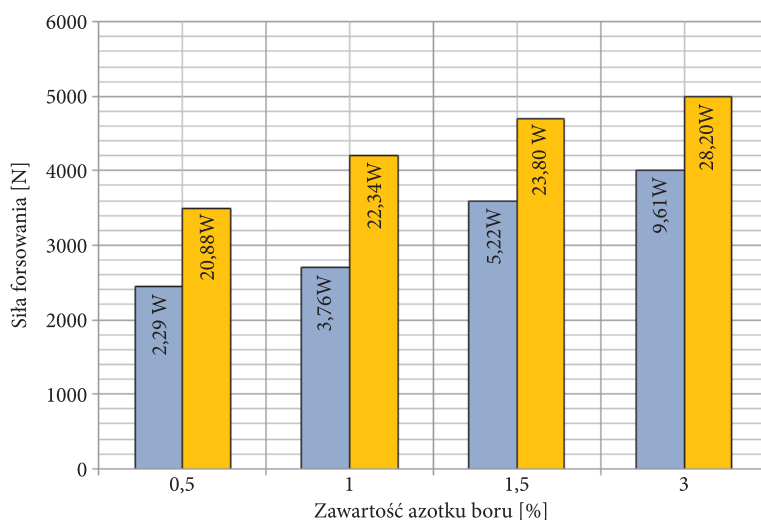
Drugi etap ruchu pocisku charakteryzuje się ponownym wzrostem siły przepychania, z wyjątkiem spieku W-Cu-0,5 BN. Na tym etapie badań trudno sformułować przyczyny tego zjawiska. Można przypuszczać, że obserwowany wzrost siły jest powodowany oporami ruchu obrotowego pocisku, tarciami występującym na powierzchniach bocznych bruzd na pocisku i pół gwintu lufy lub innymi zjawiskami tribologicznymi.

Na podstawie przedstawionego wykresu można także zauważyć inne zależności, masowy wzrost udziału azotku boru oraz wolframu znacząco zwiększa wartość siły przepychania. Uzyskane wyniki badań modelowych pocisków kompozytowych porównano z wynikami przepychania przez lufę pomiarową standardowych pocisków 9×19 mm Parabellum. Wyniki próby przedstawiono na wykresie (rys. 5).



Rys. 5. Przebieg zmian wartości siły przepychania standardowych pocisków 9×19 mm Parabellum (mosiężny płaszcz, rdzeń ołowiany)

Dla spieków zawierających wolfram, miedź i azotek boru na zależność maksymalnej siły forsowania od zawartości $\text{BN}\alpha$ wpływa dodatkowo obecność w kompozycie cząstek wolframu. Obecność rozproszonych w objętości kompozytu cząstek wolframu może z jednej strony wpływać na zwiększenie oporów odkształcenia plastycznego materiału pocisku podczas dopasowywania się go do zarysu powierzchni przewodu lufy, z drugiej strony prawdopodobny jest przeważający wpływ zawartości wolframu na wartość współczynnika tarcia pomiędzy pociskiem a lufą. Maksymalne wartości sił



Rys. 6. Wartości maksymalnych sił forsowania dla mieszanek W-Cu-BN α

forsowania poszczególnych zestawów próbek otrzymane podczas badań przedstawiono na rysunku 6. Największe wartości siły forsowania zanotowano dla pocisków ze spieków o podwyższonej zawartości wolframu, wyniosły one średnio 4250 N. Najmniejsze opory forsowania występowały podczas przepychania pocisków o najmniejszej zawartości BN α i W. Porównując wyniki wartości sił forsowania mieszanek W-Cu-BN α , widoczna jest powtarzalność zasady, iż wraz ze wzrostem zawartości składników: azotku boru i wolframu, znacznie wzrasta wartość sił forsowania poszczególnych mieszanek. Tendencja taka utrzymywała się dla wszystkich próbek przeznaczonych do badań. Zaobserwowana zależność wynika ze zmiany wartości współczynnika tarcia pomiędzy pociskiem a powierzchnią przewodu lufy. Wzrost zawartości azotku boru oraz wolframu powoduje wzrost wartości współczynnika tarcia.

Podsumowując, można stwierdzić, że wartość siły forsowania jest wprost proporcjonalna do zawartości wolframu i azotku boru. Zwiększanie zawartości azotku boru wpływa na jej spadek [27], natomiast w połączeniu z wolframem — znaczny wzrost.

4. Wnioski

Na podstawie wykonanych badań można sformułować następujące wnioski:

Zawartość wolframu w kompozycie W-Cu-BN α znacząco wpływa na wartość maksymalnej siły przepychania. Wzrost udziału masowego BN α i W w badanym zakresie zawartości jakościowo wpływa na wzrost oporów przemieszczania się modelowych pocisków (MP) przez przewód lufy pomiarowej.

Udział masowy fazy rozproszonej w osnowie kompozytów wpływa na ich porowatość. Wzrost zawartości BN α i W powoduje spadek porowatości. Taki stan rzeczy może mieć istotny dodatkowy wpływ na wzrost wartości siły przepychania MP.

Ocena ilościowa połączonego wpływu zawartości BN α i porowatości badanych kompozytów na opory przepychania MP wymaga dalszych badań.

Praca realizowana była w ramach projektu badawczego rozwojowego dofinansowanego nr PBR 15-104/2009 finansowanego przez NCBiR.

LITERATURA

- [1] R.R. DURKEE, D.W. DOUGLAS, *Development of lead-free 5.56 mm ammunition using a tungsten/nylon composite material*, Tungsten, Hard Metals and Refractory alloys 5, Metal Powder Industries Federation, Princeton, 2000, 9-12.
- [2] J.R. MIDDLETON, *Elimination of toxic/hazardous materials from small caliber ammunition*, Tungsten, Hard Metals and Refractory alloys 5, Metal Powder Industries Federation, Princeton, 2000, 3-8.
- [3] M.R. MARBY, *Lead-free 5.56 mm ammunition*, Joint Services Small Arms Symposium, Session VII — Ammunition and the Environment, August 2000.
- [4] N. VAUGHN, R. LOWDEN, *Powder metallurgy replacements for lead in small caliber bullets*, NDIA 1998 Small Arms Systems Section, Annual Conference, Culumbus, Georgia, 1998 (dostępne on-line: www.dtic.mil).
- [5] R. LOWDEN, *U.S. Military "Green Bullet"* (dostępne on-line: www.firearmsid.com).
- [6] L.S. MAGNESS, DEEPAK KAPOOR, *Tungsten composite materials with alternative matrices for ballistic applications*, Tungsten, Hard Metals, and Refractory alloys 5, Metal Powder Industries Federation, Princeton, 2000, 15-23.
- [7] R. LOWDEN et al., *Non-lead environmentally safe projectiles and method of making same*, United States Patent No 5, 760, 331.
- [8] J.L. JONES, *Frangible and non-toxic ammunition* (dostępne on-line: www.policeandsecuritynews).
- [9] R. KELLY, *Advantages in lead-free frangible bullets for training ammunition*, Joint Services Small Arms Symposium, Session VII — Ammunition, August 2001.
- [10] *Product Data Sheet & General Processing Conditions*, RTP Company Imagineering Plastics, USA.
- [11] A. DĘBSKI, J. JANISZEWSKI, R. PASZKOWSKI, *Pociski kompozytowe do ćwiczebnej amunicji strzeleckiej*, Kompozyty, 2, 2009, 192-196.
- [12] J. JANISZEWSKI, K. RUTYNA, Z. SURMA, W. FURMANEK, *Badania pocisków fragmentujących*, Biul. WAT, 56, 1(646), 2007, 9-28.
- [13] J. JANISZEWSKI, K. RUTYNA, *Impact behavior of Cu-Sn frangible bullets*, 8th Symposium on Weapon Systems, Brno, Czechy, 2007.
- [14] Patent US 2003/0164063A1, *Tungsten/powdered metal/Polymer high density nontoxic composites*.
- [15] Patent US 2003/0027005A1, *Composite material containing tungsten, tin and organic additive*.
- [16] B. LAWTON, *Thermo-chemical erosion in gun barrels*, Wear, 251, 2001, 827-838.
- [17] DONG-YOON CHUNGA, NAEHO SHIN, MYOUNGHO OH, SAM-HYEON YOO, SEOK-HYUN NAM, *Casestudy. Prediction of erosion from heat transfer measurements of 40 mm gun tubes*, Wear, 263, 2007, 246-250.

- [18] I.N. LAZOVIK, A.A. ASHURKOV, *Powder Gas Diffusion into the Surface Layer of the Aviation Quick-Firing Gun Barrel*, Russian Aeronautics, 50, 2, 2007.
- [19] P.J. COTE, M.E. TODARO, G. KENDALL, M. WITHERELL, *Gun bore erosion mechanisms revisited with laser pulse heating*, Surface and Coatings Technology, 163-164, 2003, 478-483.
- [20] S. SOPOKA, C. RICKARD, S. DUNN, *Thermal-chemical-mechanical gun bore erosion of an advanced artillery system, part one: Theories and Mechanism*, Wear, 258, 2005, 659-670.
- [21] S. SOPOKA, C. RICKARD, S. DUNN, *Thermal-chemical-mechanical gun bore erosion of an advanced artillery system, part two: Modeling and predictions*, Wear, 258, 2005, 671-683.
- [22] V.K. ZELENKO, YU.N. DROZDOV, V.M. KOROLEV, *Bore Wear Caused by Firing Steel Monoblock Bullets*, Journal of Machinery Manufacture and Reliability, 40, 1, 2011, 51-54.
- [23] P.J. COTE, CH. RICKARD, *Gas-metal reaction products in the erosion of chromium-plated gun bores*, Wear, 241, 2000, 17-25.
- [24] E. WŁODARCZYK, A. MOSZCZYŃSKI, A. JACKOWSKI, *Investigation of Barrel Bore Wearing Mechanism*, JTAM, 3, 33, 1995, 539-549.
- [25] R.M. GERMAN, *Powder Metallurgy Science*, Metal Powder Federation, USA, 1994.
- [26] B. WANG, E. ZANG, *On the compressive behaviour of sintered porous coppers with low-to-medium porosities, part 2: Preparation and microstructure*, I.J. Mec. Sci., 50, 2008, 550-558.
- [27] K. SARZYŃSKA, *Wpływ zawartości azotku boru na wybrane charakterystyki tribologiczne spieków Cu-BN α* , Problemy Mechatroniki, Uzbrojenie, Lotnictwo, Inżynieria Bezpieczeństwa, 4, 10, 2012.

A. JACKOWSKI, K. SARZYŃSKA

Research of pushing force of bullets made of W-Cu-BN α sinters with different content of dispersed W-BN α phase

Abstract. Results of examination of the model bullets of 9 × 19 mm Parabellum made of copper composites with dispersed phase of tungsten and boron nitride particles are presented in this paper (W-BN α). The study consisted in pushing the bullets through forcing cone and cylindrical section of the barrel of 9-mm caliber. The aim of this study was to determine the effect of W-BN α content on the force pushing value.

Keywords: powder metallurgy, metalloceramics composites with copper structure, lead-free bullets

