

ZESZYTY NAUKOWE
POLITECHNIKI RZESZOWSKIEJ

SCIENTIFIC LETTERS
OF RZESZOW UNIVERSITY OF TECHNOLOGY

NR 298
(e-ISSN 2300-5211)

MECHANIKA

Kwartalnik
tom XXXV
zeszyt 3/2018
lipiec-wrzesień



WYDZIAŁ
BUDOWY MASZYN
I LOTNICTWA
POLITECHNIKI RZESZOWSKIEJ

Wydano za zgodą Rektora

Redaktor naczelny
Wydawnictw Politechniki Rzeszowskiej
prof. dr hab. Grzegorz OSTASZ

Rada Naukowa ZN PRz Mechanika

Sergei ALEXANDROV (Rosja), Helmut BOEM (Austria), Józef GAWLIK (Polska),
Rudolf KAWALLA (Niemcy), Yaroslav KOVAČIK (Słowacja), Krzysztof KUBIAK (Polska),
Volodymyr KUSHCH (Ukraina), Hirpa G. LEMU (Norwegia), Thomas G. MATHIA (Francja),
Tadeusz MARKOWSKI (Polska), Pavlo MARUSCHAK (Ukraina), Paweł PAWLUS (Polska),
Andrea PICCOLROAZ (Włochy), Igor SEVOSTIANOV (USA)
Jarosław SĘP (Polska), László SIKOLYA (Węgry), Emil SPISÁK (Słowacja)
Feliks STACHOWICZ (Polska), Marian SZCZEREK (Polska),
Nicolae UNGUREANU (Rumunia), Elena VILCHEVSKAYA (Rosja)

Komitet Redakcyjny
(afiliacja: Polska)

redaktor naczelny
prof. dr hab. inż. Feliks STACHOWICZ
redaktorzy tematyczni (naukowi)
dr hab. inż. Andrzej BURGHARDT, prof. PRz
dr hab. inż. Tomasz ROGALSKI, prof. PRz
prof. dr hab. inż. Jarosław SĘP
redaktor statystyczny
prof. dr hab. inż. Paweł PAWLUS
sekretarz redakcji
dr hab. inż. Tomasz TRZEPIECIŃSKI, prof. PRz
członkowie
dr hab. inż. Tadeusz BALAWENDER, prof. PRz
dr hab. inż. Piotr STRZELCZYK, prof. PRz

Redakcja językowa
Marzena TARAŁA, Mateusz SZAL

Przygotowanie matryc
Mariusz TENDERA

e-ISSN 2300-5211
p-ISSN 0209-2689

Wersja drukowana Kwartalnika jest wersją pierwotną.

Redakcja czasopisma: Politechnika Rzeszowska, Wydział Budowy Maszyn i Lotnictwa
al. Powstańców Warszawy 8, 35-959 Rzeszów (e-mail: tomtrz@prz.edu.pl)
<http://oficyna.prz.edu.pl/pl/zeszyty-naukowe/mechanika>

Wydawca: Oficyna Wydawnicza Politechniki Rzeszowskiej
al. Powstańców Warszawy 12, 35-959 Rzeszów (e-mail: oficyna@prz.edu.pl)
<http://oficyna.prz.edu.pl>

Informacje dodatkowe i stopka – str. 395

SPIS TREŚCI

Leszek CHAŁKO, Paweł MACIĄG: Identyfikacja broni palnej na podstawie sygnałów akustycznych	261
Zbigniew DZIOPA, Krzysztof ZDEB: Metoda wyznaczania lotu pocisków wystrzelonych ogniem seryjnym z pistoletu maszynowego Glauberyt.....	275
Katarzyna GAWDZIŃSKA, Rafał ŁAPAWA, Paweł SZYMAŃSKI, Artur BEJGER, Krzysztof NOZDRZYKOWSKI: Characteristics of production methods of aluminium and magnesium matrix composite castings	285
Janusz GRABIAN, Wojciech ŚLĄCZKA, Wojciech PRZETAKIEWICZ: Wielofunkcyjne warstwowe materiały kompozytowe na kadłuby wybranych jednostek eksploatowanych w warunkach żeglugi śródlądowej	297
Piotr KORUBA, Tomasz BORATYŃSKI, Piotr JUREWICZ, Gustaw KOENIG, Michał SZAROLETA, Jacek REINER, Edward CHLEBUS, Adam DWORAK: Projektowanie i analiza zastosowań technologii napawania laserowego dla branży lotniczej	309
Zbigniew KORUBA, Daniel GAPIŃSKI, Piotr SZMIDT: Analiza możliwości sterowania samonaprowadzającą głowicą skanująco-śledzącą posadowioną na mobilnym zestawie artyleryjsko-rakietowym	323
Adam KURZAWA, Krzysztof NAPLOCHA, Jacek W. KACZMAR: Właściwości materiałów kompozytowych na osnowie stopu aluminium EN AW-2024 i miedzi	335
Wiesław MASŁOWSKI, Tadeusz OPARA, Michał BUREK: Ocena funkcjonowania układu równowagi kandydatów na pilotów wojskowych	345
Grzegorz MICHTA, Adam KRUK: Wpływ obróbki cieplnej na właściwości stali typu maraging	357
Renata MOŁA, Michał CIEŚLIK, Joanna BARTOS: Analiza struktury złącza PA38/AZ31 wytworzonego metodą zgrzewania dyfuzyjnego.....	367
Dawid MYSZKA, Mostafa AHMED, Leszek CYBUŁA: Ocena odporności dynamicznej żeliwa ADI z dodatkiem miedzi i molibdenu	377
Robert SMUSZ, Joanna WILK: Zastosowanie dwupłaszczowego wymiennika ciepła z warstwą PCM do odzysku ciepła odpadowego ...	385

Leszek CHAŁKO¹

Paweł MACIĄG²

IDENTYFIKACJA BRONI PALNEJ NA PODSTAWIE SYGNAŁÓW AKUSTYCZNYCH

W artykule przedstawiono wstępne wyniki analizy sygnałów akustycznych emitowanych przez wybrane typy broni. Przedstawiona w opracowaniu część wyników przeprowadzonych badań dotyczy fazy przygotowania broni do strzału. Pomiarów akustycznych zrealizowano z zastosowaniem analizatora dźwięku firmy Bruel&Kjaer 2260 Investigator wraz z dwumikrofonową sondą natężenia dźwięku B&K 3595 oraz szerokopasmowego analizatora cyfrowego DSO-2902.

Słowa kluczowe: emisja dźwięku, identyfikacja rodzaju broni palnej, pomiary sygnałów akustycznych

1. Wprowadzenie

Analiza sygnałów akustycznych w ostatnich latach zyskuje coraz większą popularność. Każdy z nas, kupując urządzenie mechaniczne, może zauważyć dane dotyczące poziomu emisji dźwięku emitowanego przez to urządzenie, co jest szczególnie eksponowane w urządzeniach o podwyższonym jego poziomie lub do pracy w warunkach wewnątrzlokalowych. Wiąże się to nie tylko z ochroną narządu słuchu organizmu ludzkiego (długotrwała ekspozycja na odpowiednio wysokie poziomy może prowadzić, i z reguły prowadzi, do trwałych uszkodzeń), ale również z poziomem komfortu mieszkalnego osób dokonujących zakupu urządzeń. Rozwój systemów pomiarowych pod koniec lat 90. umożliwił także skonstruowanie przenośnych analizatorów umożliwiających lokalizację głównych źródeł dźwięku z wykorzystaniem energetycznych metod pomiarowych, co w sposób znaczący pozwala inżynierom na ograniczenie emisji dźwięku przez zmiany konstrukcyjne czy też zastosowanie izolacji absorbujących fale akustyczne. Każde pracujące urządzenie charakteryzuje się niepowtarzalną barwą dźwięku o odpowiednim zakresie częstotliwości i natężeniu. Na podstawie fal

¹ Autor do korespondencji/corresponding author: Leszek Chałko, Uniwersytet Technologiczno-Humanistyczny w Radomiu, ul. Stasieckiego 54, 26-600 Radom, tel.: 48 3617676, e-mail: leszek.chalko@uthrad.pl

² Paweł Maciąg, Uniwersytet Technologiczno-Humanistyczny w Radomiu, e-mail: p.maciag@uthrad.pl

akustycznych rozpoznajemy pracujące maszyny, urządzenia, pojazdy czy nawet kroki znanych nam osób.

Autorzy artykułu postanowili zająć się tematyką analizy sygnałów akustycznych w celu identyfikacji rodzaju i typu broni palnej. Obecnie na świecie istnieją systemy montowane na pojazdach bojowych, wskazujące kierunek, z którego zostały oddane strzały. Nie jest jednak znany żaden system identyfikacji użytej broni. Mimo że w naszym kraju, jak wykazują statystyki, liczba przestępstw z użyciem broni palnej wykazuje tendencję spadkową [1], budowa takiego systemu byłaby niezwykle przydatnym elementem dla służb podległych MON. Oprócz coraz bardziej rozwiniętego systemu monitoringu wizyjnego dość istotnym elementem wydaje się rozwój monitoringu akustycznego. Każde zdarzenie dotyczące zagrożenia utraty zdrowia lub życia charakteryzuje się określoną emisją fal dźwiękowych, które po odpowiedniej obróbce stałyby się podstawą do określenia na przykład rodzaju i typu użytej broni. Systemy takie mogłyby stanowić nie tylko urządzenia stacjonarne, lecz także mobilne przeznaczone dla służb państwowych podległych MON.

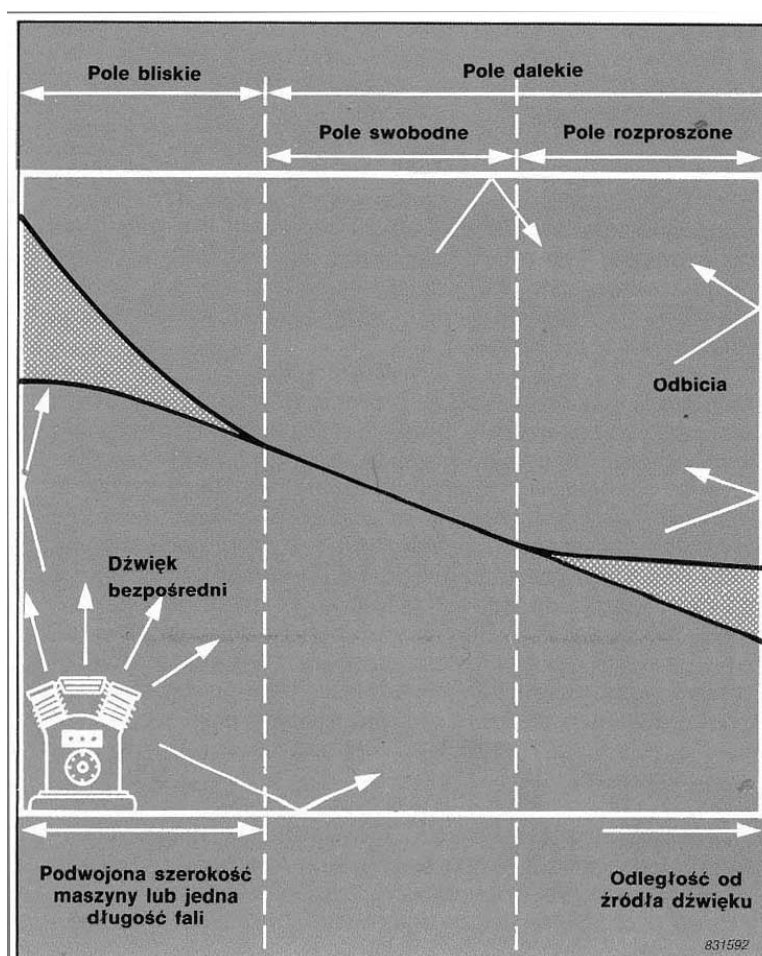
Autorzy niniejszego artykułu przedstawili wyniki wstępnych, bardzo szeroko zakrojonych badań dotyczących emisji dźwięku broni palnej, obejmujących pomiary sygnałów akustycznych emitowanych podczas przeładowania szkolnych egzemplarzy karabinka AKM, PPSz i pistoletu P-83. Po wstępnej analizie uzyskanych wyników nastąpią dalsze badania różnych typów i rodzajów broni w warunkach strzelnic zakładów produkcyjnych (Radomska Fabryka Broni), jak również w warunkach poligonowych. Pomiar emisji dźwięku był realizowany w laboratoriach UTH Radom za pomocą analizatora Brüel&Kjaer 2260 Investigator wyposażonego w dwumikrofonową sondę pomiaru natężenia dźwięku B&K 3595. Sygnały analogowe dźwięku rejestrowano także z zastosowaniem cyfrowego oscyloskopu DSO-2902 i kamery Heanworld HD2M256.

2. Pomiary dźwięku w polu akustycznym

Badania źródeł emisji dźwięku zależą od warunków fizycznych, w jakich są dokonywane. Do każdego z nich powinna zostać dobrana odpowiednia metoda pomiarowa. Badania akustyczne prowadzone w pomieszczeniach zamkniętych o dużej liczbie fal odbitych różnią się znacząco od badań prowadzonych na zewnątrz budynków. Dobór odpowiedniej metody rejestracji danych i konfiguracji wykorzystywanego sprzętu w stopniu znaczącym pozwala na uniknięcie błędów. Pomiary emisji dźwięku wykonane w pomieszczeniach zamkniętych wymagają prawidłowego określenia warunków akustycznych, dobrania do nich odpowiedniej metody, jak również samego sprzętu. Decyduje o tym wiele czynników, takich jak: wymiary fizyczne obiektu badań, wymiary pomieszczenia, w którym się znajduje źródło dźwięku, szum otoczenia, siła wiatru, wreszcie temperatura i wilgotność powietrza. Warunki panujące w pomieszczeniach rzeczywistych są odle-

głe od właściwości akustycznych panujących w komorach bezechowych czy pogłosowych. Komora bezechowa to pomieszczenie, którego wszystkie powierzchnie są wyłożone materiałem silnie dźwiękochłonnym, eliminującym odbicia. Komory pogłosowe zaś, w przeciwieństwie do poprzednio wspomnianych, mają powierzchnie maksymalnie odbijające i nierównoległe względem siebie, w wyniku czego cała energia dźwięku zostaje rozłożona, tworząc pole rozproszone [2].

Większość mierników emisji dźwięku jest wyposażona w mikrofony pola swobodnego i w tym właśnie zakresie powinno się dokonywać pomiarów poziomu ciśnienia dźwięku. Rysunek 1. pokazuje w sposób schematyczny warunki akustyczne pomieszczeń.



Rys. 1. Warunki akustyczne w pomieszczeniach zamkniętych

Fig. 1. Acoustic conditions in enclosed spaces

Umieszczenie miernika zbyt blisko maszyny będącej źródłem dźwięku powoduje, że nawet niewielkie zmiany jego pozycji prowadzą do znacznych różnic w wynikach pomiaru poziomu dźwięku. Zjawisko to ma miejsce wówczas, gdy odległość jest mniejsza od długości fali najniższej emitowanej częstotliwości, lub gdy jest mniejsza niż podwojony, największy wymiar źródła hałasu. Obszar ten jest nazywany polem bliskim [3]. Normalny zakres częstotliwości dźwięków odbieranych przez młodego, zdrowego człowieka zawiera się w przedziale, w przybliżeniu, od 20 Hz do 20 kHz. Z równania (1) można wyznaczyć długość fali jako funkcję częstotliwości [4]:

$$\lambda = \frac{c}{f} \quad (1)$$

gdzie: λ – długość fali,
 f – częstotliwość drgań,
 c – prędkość rozprzestrzeniania się drgań akustycznych.

Różnica między ciśnieniem wywołanym drganiami a ciśnieniem statycznym w danym punkcie środowiska jest nazywana ciśnieniem akustycznym. Obszary przestrzeni, w których występują drgania akustyczne powietrza, noszą nazwę pola akustycznego. Jednym z podstawowych parametrów określających stan akustyczny w danym punkcie pola akustycznego jest poziom ciśnienia akustycznego L_p , określany zależnością:

$$L_p = 10 \log \frac{p}{p_0} \quad (2)$$

gdzie: p – skuteczna wartość ciśnienia akustycznego,
 p_0 – skuteczna wartość ciśnienia akustycznego odniesienia równa $2 \cdot 10^{-5}$ N/m².

Pomiar poziomu ciśnienia dźwięku SPL (Sound Pressure Level), powszechnie uważanego za ilość hałasu wydzielanego przez maszynę, określa zmiany wartości ciśnień akustycznych zachodzących w polu swobodnym lub polu rozproszonym. Pole swobodne charakteryzuje się tym, że wartość poziomu ciśnienia dźwięku mierzonego przez mikrofon skierowany na źródło dźwięku spada o wartość 6 dB wraz z dwukrotnym zwiększeniem odległości od źródła hałasu [3]. Możliwe są także pomiary akustyczne w polu bliskim źródła dźwięku, wymagają one jednak zastosowania energetycznych odpowiedników poziomu ciśnienia dźwięku: jego natężenia i mocy. Natężenie dźwięku L_I definiuje się za pomocą następującego wzoru:

$$L_I = 10 \log \frac{I}{I_0} \quad (3)$$

gdzie: I – natężenie dźwięku w danym punkcie środowiska,
 I_0 – natężenie odniesienia; $I_0 = 1 \text{ pW/m}^2$.

Poziom mocy dźwięku danego źródła L_w można określić zależnością:

$$L_w = 10 \log \frac{W}{W_0} \quad (4)$$

gdzie: W – moc dźwięku danego źródła,
 W_0 – moc odniesienia; $W_0 = 1 \text{ pW}$.

Każda z przedstawionych wielkości opisujących stan akustyczny w danym punkcie opiera się na skali logarytmicznej. Jest to naturalne powiązanie z ludzkim odczuciem liniowego przyrostu głośności dźwięku ze wzrostem logarytmu ciśnienia lub intensywności dźwięku (prawo Webera-Fechnera) [5]. Jednym z niewielu urządzeń mogących mierzyć energetyczną postać ciśnienia dźwięku poza laboratorium w warunkach rzeczywistych jest Analizator 2260 Investigator z sondą natężenia typu 3595.

Pomieszczenie wewnętrzne laboratorium, w którym dokonywano pomiarów, nie spełniało ze względu na swoje wymiary wymogów pola swobodnego, czy też rozproszonego. Zdecydowano się zatem na zastosowanie pomiarów akustycznych analizatora firmy Brüel&Kjaer 2260 Investigator wyposażonego w dwumikrofonową sondę pomiaru natężenia dźwięku B&K 3595. Analizator oprócz standardowego oprogramowania dla sond jednomikrofonowych miał zainstalowaną aplikację BZ7205, umożliwiającą pomiar mocy dźwięku metodą natężeniową. Wykorzystany system pomiarowy posiada aktualne świadectwo wzorcowania wydane przez akredytowane laboratorium wzorcujące HAIK Sp. z o.o. nr świadectwa: 3290/2017 z 13 grudnia 2017 r. Pełne określenie mocy dźwięku emitowanej przez badane typy broni z tytułu bardzo krótkiego czasu trwania procesu przygotowania do wystrzału nie był możliwy. Autorzy zdecydowali się na pomiar fal akustycznych przez okres 2 s, przyjmując za podstawę powierzchnię pomiarową o wymiarach 0,5x0,5 m (0,25 m²). Wyniki badań zarejestrowano dla analizy widmowej fal dźwiękowych w pasmach 1/3 oktawy. Użyty 12 mm dystans oddzielający mikrofony pomiarowe umożliwił rejestrację fal o częstotliwości 25-10 000 Hz, a więc najlepiej odbieranych przez ucho ludzkie. Dodatkowo konfiguracja zastosowanego analizatora umożliwiała dwukanałowy pomiar ciśnienia dźwięku SPL (Sound Pressure Level), który także w celach porównawczych został zarejestrowany. Wszystkie cykle pomiarów wykonano trzykrotnie w celu minimalizacji błędów. Dzięki zastosowanej metodzie można dokonywać pomiarów w polu bliskim maszyny i określać kierunek przepływu energii [6, 7]. Przed każdą serią badań analizator był skalowany kalibratorem B&K 4231. Widok analizatora, sondy dwumikrofonowej i kalibratora przedstawia rys. 2. Rejestracja emisji dźwięku została dokonana z zastosowaniem cyfrowego oscyloskopu DSO-2902

z analogowego toru dźwiękowego kamery monitoringu wizyjnego Heanworld HD2M256. Zastosowanie kamery powszechnego użytku miało udowodnić, że postawione cele można zrealizować na ogólnie stosowanym sprzęcie.



Rys. 2. Widok analizatora 2260 firmy Brüel&Kjaer z mikrofonami pomiarowymi i kalibratorem

Fig. 2. View of the Brüel&Kjaer 2260 analyzer with measuring microphones and calibrator

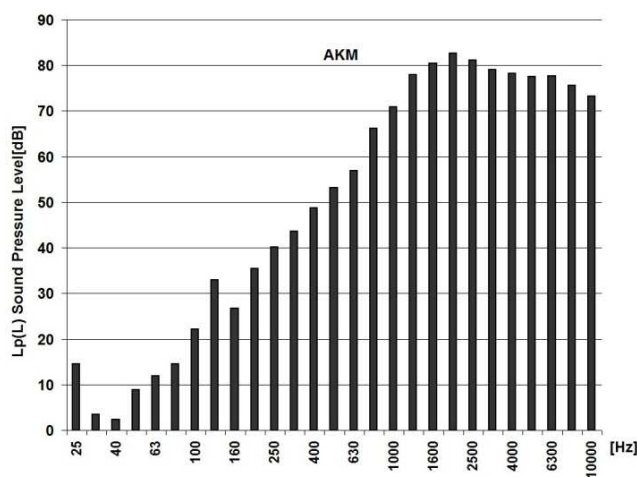
3. Wyniki pomiarów

Dane zarejestrowane podczas pomiarów emisji dźwięku z wykorzystaniem analizatora B&K 2260 Investigator i dwumikrofonowej sondy natężenia dźwięku B&K 3595 zostały przetworzone do postaci zarówno graficznej, jak i tabelarycznej w celu lepszej interpretacji wyników. Uzyskane zestawienia zostały zaprezentowane osobno dla obu urządzeń pomiarowych. Ze względu na wstępny, rozpoznawczy charakter badań pomiary akustyczne były wykonywane dla wszystkich użytych typów broni w odległości 1,5 m od emitera dźwięku. Zachowanie tych samych warunków pozwoliło na dość dokładne porównanie poziomów ciśnień emitowanego dźwięku L_p oraz cząstkowych mocy dźwięku L_w . Wyniki analizy spektralnej w pasmach 1/3 przedstawiają wielkości bez ingerencji wynikającej z korekcji krzywymi ważenia typu A – dopasowującymi poszczególne zakresy częstotliwości do percepcji ucha ludzkiego. Na rysunkach 3-5 zestawiono wyniki analizy widmowej dla pasm 1/3 oktawy zarejestrowanych ciśnień dźwięku $L_p(L)$ dla wszystkich trzech użytych typów broni: karabinków AKM i PPSz oraz pistoletu P-83. Tabela 1. zawiera zestawienie zarejestrowanych wyników całkowitych ciśnień dźwięku L_p zarówno dla korekcji krzywą ważenia typu A, jak również bez jej użycia Lin.

Tabela 1. Zarejestrowane ciśnienia dźwięku

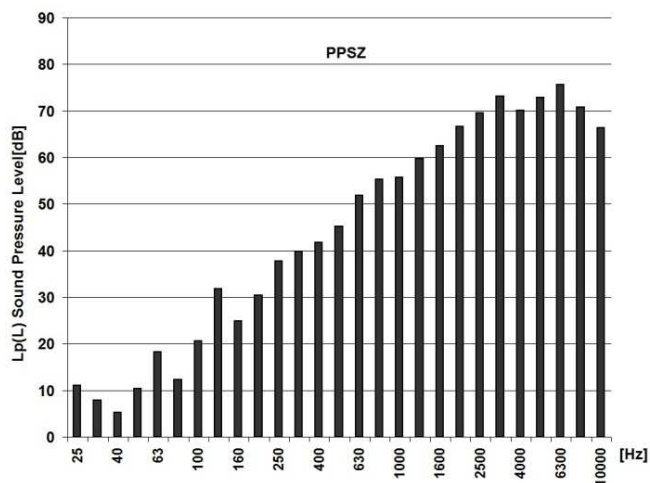
Table 1. Recorded sound pressure

Numer pomiaru	Numer mikrofonu pomiarowego	Korekcja A – z korekcją L – bez korekcji	AKM Lp dB	PPSz Lp dB	P-83 Lp dB
3	Chanel2	A-Total	88,2	77	76,3
		L-Total	87,3	76,5	75,9
	Chanel1	A-Total	88	77,2	76,7
		L-Total	87,2	76,7	76,2
2	Chanel2	A-Total	88,3	78,3	76,1
		L-Total	87,5	77,7	76,5
	Chanel1	A-Total	88,1	78,6	76,2
		L-Total	87,3	78	76,6
1	Chanel2	A-Total	88,9	77,7	76,1
		L-Total	88	77,3	76,1
	Chanel1	A-Total	88,6	77,1	76,5
		L-Total	87,8	76,7	76,4
	Wartość średnia	A-Total	88,35	77,65	76,31
	Wartość średnia	L-Total	87,51	77,15	76,28



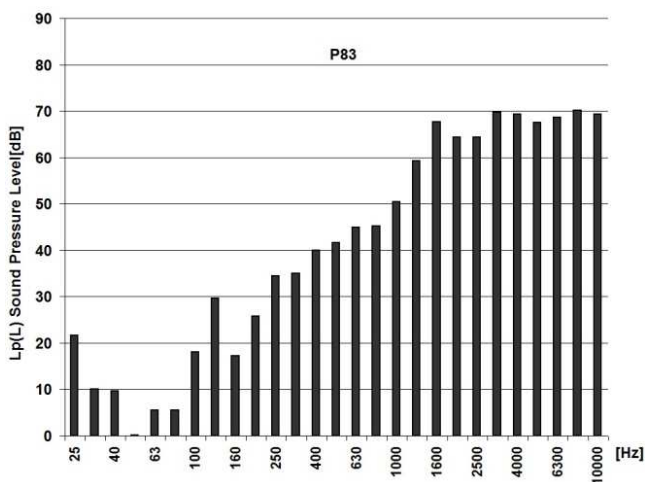
Rys. 3. Analiza widmowa w pasmach 1/3 oktawy ciśnienia dźwięku dla przeładowania karabinka AKM

Fig. 3. Spectral analysis in the 1/3 octave band of sound pressure for overloading the AKM fire-arm



Rys. 4. Analiza widmowa w pasmach 1/3 oktawy ciśnienia dźwięku dla przeładowania karabinka PPSz

Fig. 4. Spectral analysis in the 1/3 octave band of sound pressure for overloading the PPSz fire-arm

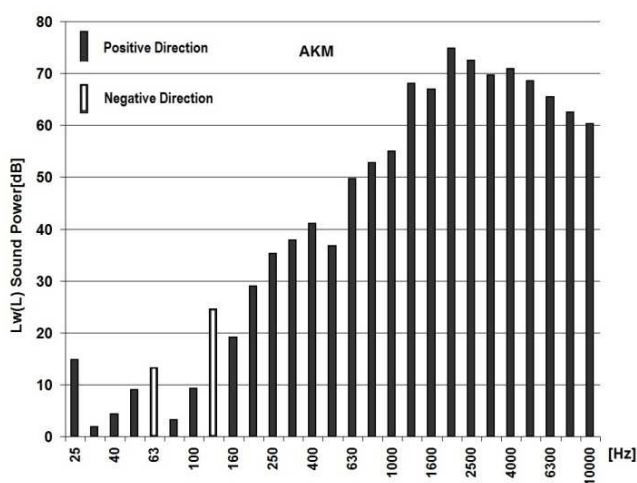


Rys. 5. Analiza widmowa w pasmach 1/3 oktawy ciśnienia dźwięku dla przeładowania pistoletu P-83

Fig. 5. Spectral analysis in the 1/3 octave band of sound pressure for overloading the P-83 fire-arm

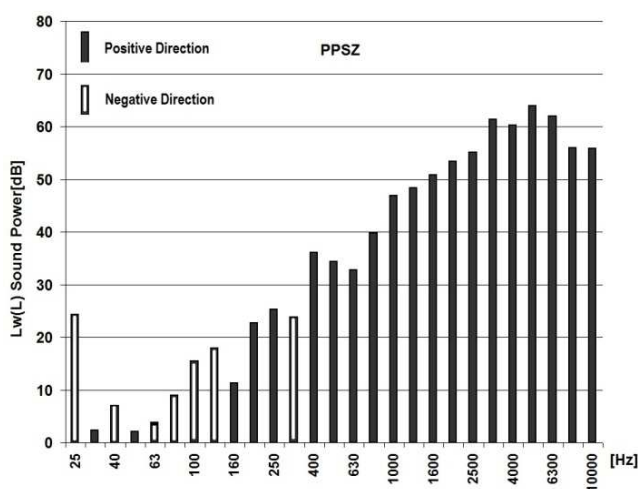
Tak jak wspomniano w części wstępnej, zastosowanie dwumikrofonowej sondy natężenia dźwięku umożliwiło pomiar częściowej mocy dźwięku emitowanej przez badane obiekty. Rysunki 6-8 przedstawiają zestawienie wyników ana-

lizej widmowej dla pasm 1/3 oktawy zarejestrowanych mocy dźwięku $L_w(L)$, a tab. 2. zawiera zarejestrowane wyniki mocy dźwięku L_w w całym analizowanym zakresie częstotliwości – zarówno dla korekcji krzywą ważenia typu A, jak również bez jej użycia Lin.



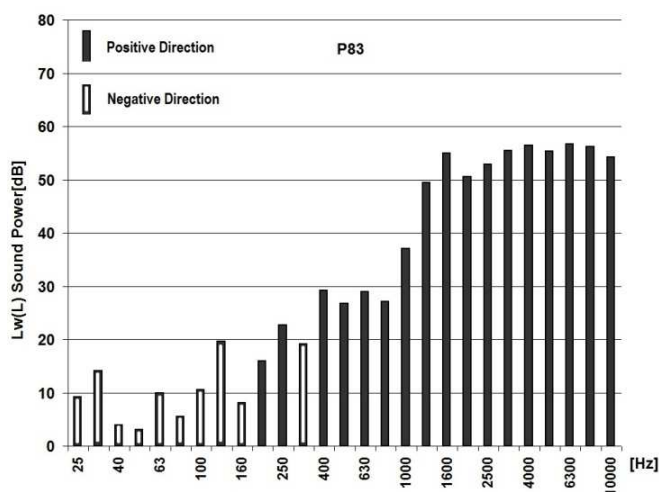
Rys. 6. Analiza widmowa w pasmach 1/3 oktawy mocy dźwięku dla przeładowania karabinka AKM

Fig. 6. Spectral analysis in the 1/3 octave band of sound power for overloading the AKM fire-arm



Rys. 7. Analiza widmowa w pasmach 1/3 oktawy mocy dźwięku dla przeładowania karabinka PPSz

Fig. 7. Spectral analysis in the 1/3 octave band of sound power for overloading the PPSz fire-arm



Rys. 8. Analiza widmowa w pasmach 1/3 oktawy mocy dźwięku dla przeładowania pistoletu P-83

Fig. 8. Spectral analysis in the 1/3 octave band of sound power for overloading the P-83 fire-arm

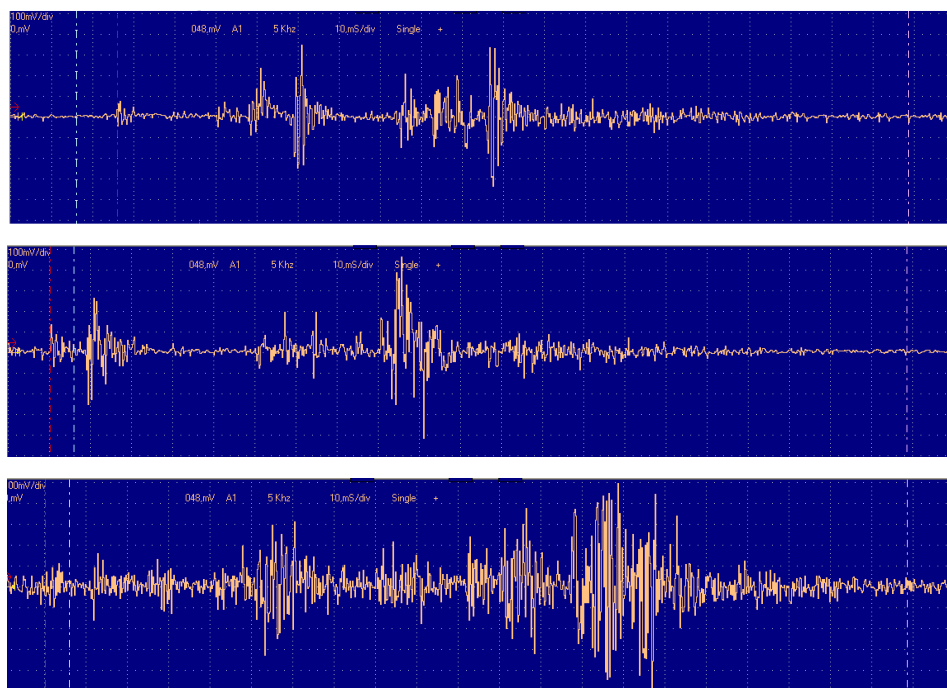
Tabela 2. Zarejestrowane moce dźwięku Lw

Table 2. Recorded sound powers Lw

Numer pomiaru	Korekcja A – z korekcją L – bez korekcji	AKM Lw dB	PPSz Lw dB	P-83 Lw dB
3	A-Total	79,3	67,8	66,3
	L-Total	78,3	67,3	66
2	A-Total	79	67,2	66,6
	L-Total	78	66,7	66
1	A-Total	79,5	66,7	63,2
	L-Total	78,5	66,1	62,9
Wartość średnia	A-Total	79,27	67,23	65,37
Wartość średnia	L-Total	78,27	66,7	64,97

Przedstawioną ideę rozpoznawania rodzaju i typu broni można porównać w dużym uproszczeniu z melodią piosenki. Poszczególne dźwięki o określonej częstotliwości i natężeniu są elementami charakterystycznymi dla każdej z nich. Zastosowanie pomiarów odpowiednio podzielonej na pasma analizy widmowej ciśnienia i mocy dźwięku pozwala dość precyzyjnie określić typ broni przez porównanie analizowanych sygnałów z danymi zarejestrowanymi uprzednio w bazie danych.

Konstruktor broni, projektując poszczególne elementy oraz dobierając odpowiednie materiały, wpływa na charakterystyczną dla każdej z nich emisję dźwięku. Projektując, ustala kolejność działania mechanizmów. Początek ruchu przeładowania rozłącza mechanizm spustowy, napina kurek, wyciąg wyrывa łuskę, wyrzutnik uderza w dno wystrzelonej łuski, która wyskakując spod pazura, hałasuje, zderzając się z elementami broni. Nowy nabój wyskakuje spod ślizgu zamka i ustawia się gwałtownie w pozycję dosyłania, czemu towarzyszy dodatkowo szum przemieszczającej się w magazynku amunicji. W mechanizmie spustowym zaskakują zaczepy, zamek uderza w tylny ogranicznik i ruch zmienia swój kierunek. Zamek zwalnia nacisk na kurek, kurek staje na zaczepie, zamek wprowadza nabój do komory, zwalnia spust samoczynny/załącza mechanizm spustowy i gwałtownie uderza w łuskę naboju, kończąc tym samym, kilkakrotną oscylacją, ruch do przodu. Jak wspomniano, zdarzeń wywołujących ciche i głośne dźwięki w trakcie pracy mechanizmów broni jest wiele i układają się one w powtarzalną dla danego typu sprzętu melodię, którą w sposób prosty można jednoznacznie zidentyfikować na podstawie analizy oscylogramów zarejestrowanej emisji dźwięku (rys. 9.).



Rys. 9. Oscylogram dźwięku przeładowania pistoletu P-83 (górny), pistoletu PPSz (w środku), karabinu AKM (na dole)

Fig. 9. Oscillogram of the P-83 pistol reload (upper), PMSz pistol (inside), AKM karabiner (bottom)

4. Podsumowanie

Analiza emisji dźwięku wskazuje znaczące różnice pomiędzy poszczególnymi rodzajami wybranych egzemplarzy broni. Podczas przeładowania, jak i strzału każdy element mechanizmu wydaje określony, charakterystyczny dźwięk o odpowiedniej mocy, w określonym zakresie częstotliwości, jak również kolejności i przedziale czasowym. Analiza rys. 5-10 wskazuje, że największym poziomem ciśnienia dźwięku $L_p(A) = 88,3$ dB oraz emitowaną mocą dźwięku $L_w(A) = 79,3$ dB charakteryzował się karabinek AKM. Dźwięk strzału odróżnia także indywidualne, niepowtarzalne brzmienie zależne od kalibru, rodzaju amunicji, długości i konstrukcji lufy oraz zastosowanych urządzeń wylotowych. Kolejne rodzaje broni: pistolet maszynowy PPSz i pistolet osobisty P-83 charakteryzowały się znacznie niższymi i bardzo zbliżonymi do siebie (pomimo znaczących różnic w wymiarach fizycznych) poziomami emisji dźwięku w okolicach $L_p(A) = 77,6$ dB i $L_w(A) = 67,23$ dB (wartości dla PPSz). Najniższą emisją dźwięku wykazał się pistolet P-83, stanowiąc odpowiednio $L_p(A) = 76,31$ dB i $L_w(A) = 65,37$ dB. Powodami tak znaczących różnic są m.in. długości ruchu mechanizmów i technologie wykonania. Pistolety P-83 i PPSz są wykonane z elementów o znacznie wyższej sztywności w porównaniu z AKM złożonym ze stosunkowo cienkich elementów łatwiej wpadających w drgania, a tym samym mocniej emitujących fale dźwiękowe. Zarejestrowane wyniki przedstawione na rysunkach i oscylogramach wykazują znaczące i istotne różnice emitowanego dźwięku, pozwalając na rozróżnienie i identyfikację rodzaju, typu, a nawet poszczególnych egzemplarzy broni, co potwierdzają wstępnie przeprowadzone pomiary.

Literatura

- [1] Przepięstwa przy użyciu broni, statystyka.policja.pl/st/wybrane-statystyki/bron/bron-przepięstwa/50844, Przepięstwa-przy-uzyciu-broni.html.
- [2] Longwic R., Maciąg P., Szydło K.: Metodyka pomiaru emisji hałasu w kabinach dźwigów osobowych, *Logistyka*, 6 (2014) 6809-6817.
- [3] Bruel&Kjaer: Pomiary dźwiaków. Bruel&Kjaer 2850, Naerum, Denmark 1988.
- [4] Cempel C.: *Wibroakustyka stosowana*, PWN, Warszawa 1989.
- [5] Sound Intensity – Brüel&Kjaer Revision, September 1993.
- [6] Lotko W., Maciąg P., Maciąg M.: Nowa metoda oceny hałasu maszyn i urządzeń, *Materiały Konferencji Naukowo-Technicznej „Pojazd a środowisko”*, Radom 1997.
- [7] Sound Intensity Software BZ7205 User Manual Bruel&Kjaer Sound and Vibration Measurement A/S, Naerum, Denmark 1998.

FIREARMS IDENTIFICATION BASED ON ACOUSTIC SIGNALS**Summary**

The article presents preliminary results of the analysis of acoustic signals emitted by selected types of weapons. The research result part presented in the paper applies to the phase of shotgun preparation. Acoustic measurements were carried out using the Bruel&Kjaer 2260 Investigator sound analyzer together with the B&K 3595 dual-microphone sound intensity probe and the DSO-2902 digital broadband analyzer.

Keywords: noise emission, firearms type identification, acoustic signals measurements

DOI: 10.7862/rm.2018.22

Przesłano do redakcji: 23.04.2018

Przyjęto do druku: 20.06.2018

Zbigniew DZIOPA¹
Krzysztof ZDEB²

METODA WYZNACZANIA LOTU POCISKÓW WYSTRZELONYCH OGNIEM SERYJNYM Z PISTOLETU MASZYNOWEGO GLAUBERYT

Na strzelnicy firmy EMJOT przeprowadzono rejestrację procesu wystrzelenia z pistoletu maszynowego Glauberyt ogniem seryjnym czterech pocisków. Do badań empirycznych użyto amunicji 9x19 mm FMJ Luger (Parabellum) produkcji czeskiej z 2017 r. Strzały zostały oddane przez antyterrorystę. Ich rejestrację przeprowadzono z zastosowaniem szybkiej kamery cyfrowej Phantom v.9.1 wraz z niezbędnym oprzyrządowaniem. Na podstawie zarejestrowanego obrazu określono początkowe kinematyczne parametry lotu każdego z pocisków. Korzystając z zasad mechaniki lotu, opracowano model balistyczny pocisku, a na jego podstawie zredagowano program symulacyjny. Zweryfikowano wyniki lotu uzyskane w przestrzeni wirtualnej, porównując je z wynikami badań doświadczalnych. Po dopracowaniu modelu teoretycznego przeprowadzono estymację lotu czterech pocisków wystrzelianych ogniem seryjnym z pistoletu maszynowego Glauberyt do tarczy znajdującej się w odległości 25 m. W artykule przedstawiono reprezentatywny przykład wystrzeliwania ogniem seryjnym czterech pocisków. W badaniach wykonano 50 takich strzelań.

Słowa kluczowe: mechanika lotu, analiza teoretyczna, badania doświadczalne, walidacja modelu

1. Wprowadzenie

W artykule został przedstawiony reprezentatywny przykład procesu wystrzelenia ogniem seryjnym czterech pocisków z pistoletu maszynowego Glauberyt. Celem pracy jest estymacja lotu każdego z pocisków wystrzelonych do tarczy znajdującej się w odległości 25 m. Rozważania obejmują badania doświadczalne przeprowadzone na zamkniętej strzelnicy, analizę teoretyczną w przestrzeni wirtualnej i walidację sformułowanego modelu. Docelowym zadaniem podjętych badań jest opracowanie wytycznych zmierzających do takiego kształtowania

¹ Autor do korespondencji/corresponding author: Zbigniew Dziopa, Politechnika Świętokrzyska, 25-314 Kielce, al. 1000-lecia PP 7, tel.: 41 3424775, e-mail: zdziopa@tu.kielce.pl

² Krzysztof Zdeb, Laboratorium Kryminalistyczne Komendy Wojewódzkiej w Krakowie, e-mail: krzysztofzdeb@gmail.com

właściwości dynamicznych pistoletu automatycznego Glauberyt, aby zmniejszyć rozrzut wystrzeliwanych ogniem seryjnym pocisków.

2. Badania doświadczalne

Badania procesu wystrzelenia ogniem seryjnym czterech pocisków z pistoletu maszynowego Glauberyt przeprowadzono na zamkniętej, certyfikowanej strzelnicy firmy EMJOT w Chorzowie. W eksperymencie zastosowano amunicję 9x19 mm FMJ Luger (Parabellum) produkcji czeskiej z 2017 r. Wykonano 50 strzelań do tarczy znajdującej się w odległości 25 m. W artykule przedstawiono reprezentatywny przykład procesu wystrzelenia. W celu zminimalizowania możliwości wypaczenia wyników przez niedoświadczonego strzelca w badaniach uczestniczył antyterrorysta [1]. Do rejestracji zachowania się układu strzelec–broń zastosowano szybką kamerę cyfrową Phantom v.9.1 wraz z niezbędnym oprzyrządowaniem i profesjonalnym oświetleniem [2]. Stanowisko badawcze pokazano na rys. 1.



Rys. 1. Stanowisko badawcze

Fig. 1. Research position

Na podstawie zarejestrowanego obrazu określono początkowe kinematyczne parametry lotu każdego z czterech pocisków. Prędkość liniowa i kątowa, z jaką pociski opuszczają lufę pistoletu maszynowego, są porównywalne. Zasadnicza różnica wynika z innego kąta pochylenia broni, a tym samym innego kąta rzutu.

3. Model teoretyczny

Model balistyczny pocisku opracowano, korzystając z twierdzenia o zmianie pędu i krętu [3, 4]. Zastosowano zasady mechaniki lotu i transformacje Bryanta przyjętych układów współrzędnych do wyprowadzenia niezbędnych zależności kinematycznych i aerodynamicznych [5-8]. Charakterystykę bezwładności pocisku wyznaczono, korzystając z mechaniki teoretycznej i pomiarów zastosowanej amunicji [9]. Opracowany model teoretyczny lotu pocisku uwzględnia trzy równania ruchu postępowego, trzy równania ruchu kulistego oraz dwanaście zależności kinematycznych [10, 11]. Niezbędne zależności analityczne przedstawiono w artykule [12]. Model matematyczny lotu pocisku zweryfikowano, porównując wyniki symulacji numerycznej w przestrzeni wirtualnej z wynikami otrzymanymi podczas badań empirycznych na strzelnicy [13]. Opracowując model fizyczny lotu pocisku wystrzelonego z pistoletu maszynowego Glauberyt, określono i zrealizowano następujące zagadnienia:

1. Elementy inercyjne: pocisk to osiowosymetryczna bryła sztywne.
2. Kartezjańskie ortogonalne prawoskrętne układy odniesienia
 - układ Galileusza,
 - nieinercyjne układy współrzędnych,
 - transformacje izometryczne układów współrzędnych.
3. Przestrzeń
 - trójwymiarowa przestrzeń Euklidesa,
 - jednorodne pole grawitacyjne,
 - atmosfera ziemskie.

Opracowany model fizyczny pocisku składa się z osiowosymetrycznej bryły sztywnej [14]. Przy formułowaniu jego modelu lotu uwzględniono zjawiska fizyczne wynikające z poruszania się w polu grawitacyjnym i w atmosferze ziemi. Między innymi zamodelowano zjawisko Magnusa oraz proces stabilizacji giro-skopowej [15, 16]. Sformułowany model ma sześć stopni swobody.

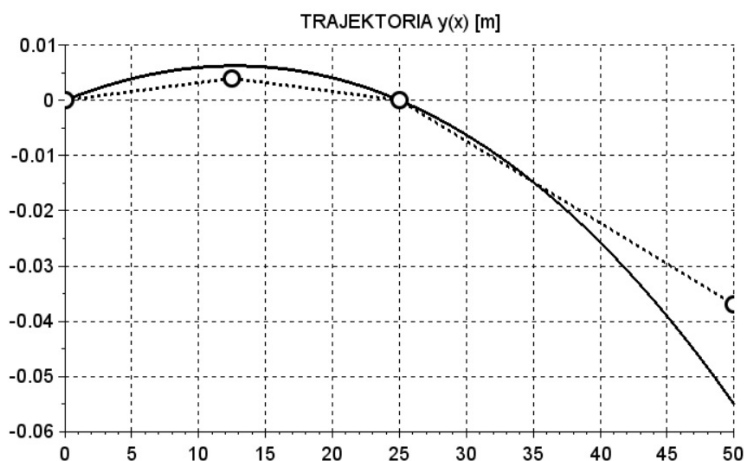
Program symulacyjny lotu czterech pocisków wystrzelonych ogniem seryjnym z pistoletu maszynowego Glauberyt napisano w systemie scilab. W tym celu wykorzystano opracowany model teoretyczny, który poddano walidacji. Dalej zostaną przedstawione przykładowe, reprezentatywne wyniki przeprowadzonej symulacji numerycznej dla przypadku wystrzelenia z pistoletu maszynowego Glauberyt ogniem seryjnym czterech pocisków [17, 18].

Na rysunku 2. przedstawiono trajektorię lotu pocisku (linia ciągła) wyznaczoną w przestrzeni wirtualnej jako rzut na płaszczyznę pionową oraz punkty odniesienia jako dane z tablic balistycznych (połączone liniami przerywanymi). Dokładność przeprowadzonej walidacji wynika z różnic wysokości oraz prędkości liniowej lotu pocisku w punktach odniesienia uzyskanej dla modelu i odczytanej z tablic balistycznych [19]. Różnice wysokości Δy wynoszą odpowiednio dla współrzędnej:

- $x = 0$ m $\Delta y = 0,0$ m
- $x = 12,5$ m $\Delta y = 0,0022$ m
- $x = 25$ m $\Delta y = 0,0$ m
- $x = 50$ m $\Delta y = 0,018$ m

Różnice prędkości Δv wynoszą odpowiednio dla współrzędnej:

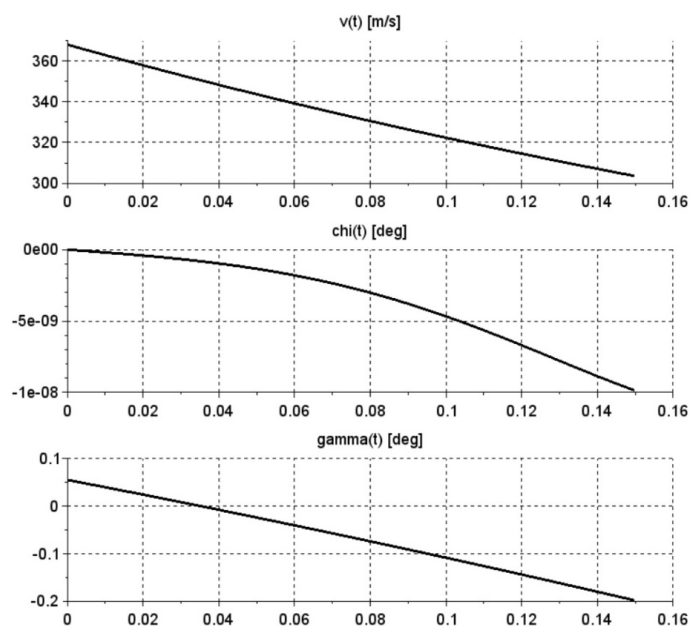
- $x = 25$ m $\Delta v = 4$ m/s
- $x = 50$ m $\Delta v = 2$ m/s



Rys. 2. Trajektoria lotu pocisku w płaszczyźnie pionowej

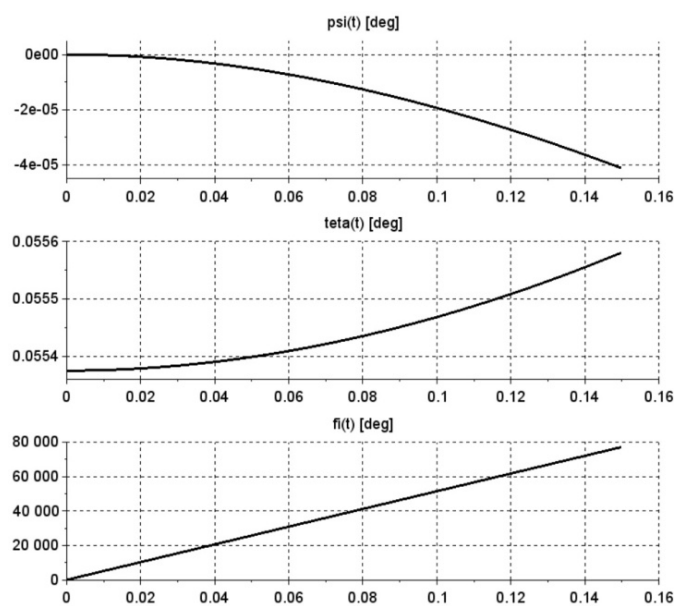
Fig. 2. Bullet flight trajectory in the vertical plane

Uzyskany stopień, w jakim model w przestrzeni wirtualnej odzwierciedla rzeczywisty lot pocisku 9x19 mm luger wystrzelonego z pistoletu maszynowego Glauberyt, jest zadowalający. W związku z tym z zadowalającą dokładnością można interpretować wyniki uzyskane z symulacji numerycznej opartej na opracowanym modelu teoretycznym lotu takiego pocisku. Na rysunku 3. są przedstawione przebiegi zmienności prędkości liniowej pocisku $v(t)$, kąta zwrotu toru $\chi(t)$ i kąta pochylenia toru $\gamma(t)$ w funkcji czasu. Na rysunku 4. zilustrowano przebiegi zmienności w funkcji czasu kąta odchylenia $\psi(t)$, kąta pochylenia $\vartheta(t)$ i kąta przechylenia $\varphi(t)$ pocisku. Są to kąty lotnicze, które służą do wyznaczenia położenia bryły pocisku w ruchu kulistym. Rysunek 5. ilustruje przebiegi zmienności w funkcji czasu składowych wektora prędkości kątowej pocisku w związanym układzie odniesienia. Na rysunku 6. przedstawiono przebiegi zmienności w funkcji czasu kąta ślizgu $\beta(t)$ i kąta natarcia $\alpha(t)$.



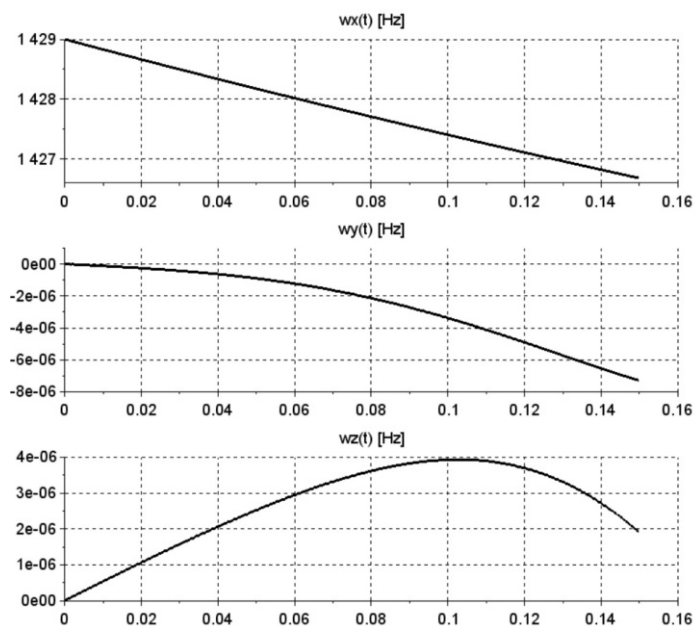
Rys. 3. Wektor prędkości liniowej pocisku

Fig. 3. Vector linear velocity of the bullet



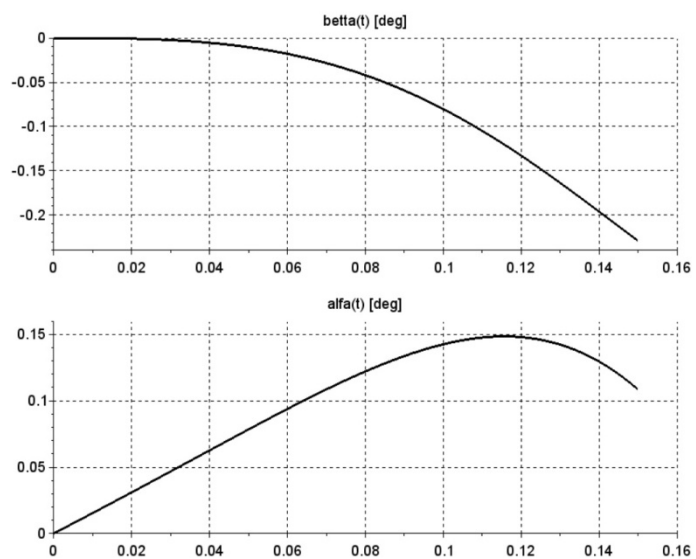
Rys. 4. Kąty lotnicze określające ruch kulisty pocisku

Fig. 4. Air angles defining the spherical movement of the bullet



Rys. 5. Składowe wektora prędkości kątownej pocisku

Fig. 5. Components of the angular velocity vector of the bullet

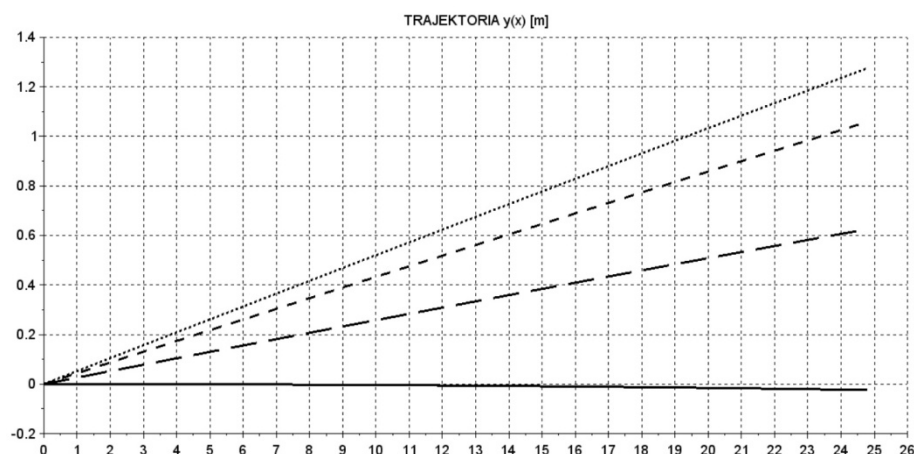


Rys. 6. Kąt ślizgu i kąt natarcia

Fig. 6. Slip angle and angle of attack

Na rysunku 7. przedstawiono trajektorie lotu każdego z czterech pocisków, wyznaczone w ziemskim topocentrycznym układzie odniesienia i pokazane jako rzuty na płaszczyznę pionową w postaci funkcji $y(x)$. Trajektoria lotu pocisku 1. jest oznaczona linią ciągłą, pocisku 2. – linią przerywaną długą, pocisku 3. – linią przerywaną krótką i pocisku 4. – linią kropkowaną. Kąt rzutu każdego z pocisków jest inny:

- dla pocisku 1. kąt rzutu wynosi 0,0 deg,
- dla pocisku 2. kąt rzutu wynosi 1,5 deg,
- dla pocisku 3. kąt rzutu wynosi 2,5 deg,
- dla pocisku 4. kąt rzutu wynosi 3,0 deg.



Rys. 7. Trajektoria lotu pocisku 1., 2., 3. i 4. w płaszczyźnie pionowej

Fig. 7. Trajectory of the bullet flight 1, 2, 3 and 4 in the vertical plane

Z analizy uzyskanych trajektorii wynika, że każdy z pocisków porusza się po innym torze i w efekcie trafia w inny punkt tarczy odległej o 25 m. Wystrzelenie każdego następnego pocisku powoduje podrzut broni [20]. Największy przyrost kąta rzutu występuje po wystrzeleniu pierwszego pocisku, a najmniejszy po wystrzeleniu trzeciego pocisku. Przebiegi zmienności wielkości kinematycznych charakteryzujących lot pocisku 9x19 mm luger wystrzelonego z pistoletu maszynowego Glauberyt na potrzeby walidacji opracowanego modelu teoretycznego są zbliżone dla każdego z czterech pocisków wystrzelonych ogniem seryjnym z pistoletu maszynowego Glauberyt do tarczy znajdującej się w odległości 25 m. Istotna różnica dotyczy wartości przyjmowanych przez kąt γ i kąt θ , ale jest to zrozumiałe i nie wymaga komentarza. Odchylenia tych kątów od ich wartości początkowych są niewielkie: dla kąta γ wynoszą ok. 0,3 deg, a dla

kąta teta ok. 0,0003 deg. W związku z tym na rys. 7. przedstawiono wyłącznie trajektorie lotu każdego z czterech pocisków wystrzelonych ogniem seryjnym.

4. Podsumowanie

W pracy przeprowadzono estymację lotu czterech pocisków 9x19 mm luger wystrzelonych ogniem seryjnym przez antyterrorystę z pistoletu maszynowego Glauberyt. W badaniach wykonano 50 takich strzelań do tarczy znajdującej się w odległości 25 m. Uzyskane wyniki pozwoliły na przedstawienie w opracowaniu reprezentatywnego przykładu. Z jego analizy wynika, że każdy z pocisków porusza się po innej trajektorii lotu i trafia w inny punkt na tarczy. Średnica okręgu obejmującego przestrzeliny na tarczy znajdującej się w odległości 25 m wynosi 1,3 m. Oznacza to, że wykonanie takiego strzelania w celu eliminacji napastnika może prowadzić do postrzelenia osób postronnych. Przyczyną dużego rozrzutu są niekorzystne warunki początkowe lotu pocisków. Warunki te są reprezentowane przez początkowe kinematyczne parametry lotu, które są uwarunkowane dynamiką układu człowiek–pistolet maszynowy [21]. Niekorzystny wpływ człowieka został zredukowany przez zaangażowanie do wykonania strzelań wyszkolonego antyterrorysty. W związku z tym czynnikiem decydującym o wynikach przeprowadzonego eksperymentu jest pistolet maszynowy Glauberyt. W opracowaniu przedstawiono jeden z etapów realizacji zadania docelowego zmierzającego do korekty właściwości dynamicznych zastosowanej broni [22].

Opracowany model teoretyczny lotu pocisków pozwala na przeprowadzenie analizy w przestrzeni wirtualnej. Dzięki temu po sformułowaniu modelu opisującego dynamikę układu człowiek–broń będzie można dokonać zmian parametrów broni i sprawdzić skuteczność ich wprowadzenia. Weryfikacja i walidacja opracowanych modeli pozwoli na dokonanie modyfikacji konstrukcji broni, a tym samym pozwoli na obniżenie kosztów docelowego wykonania prototypu i przeprowadzenia testów sprawdzających na strzelnicy.

Literatura

- [1] Ejsmont J.A.: Celność broni strzeleckiej, Praktyczny poradnik, WKŁ, Warszawa 2012.
- [2] Dziopa Z., Zdeb K.: Empirical research of human-weapon system, Technical Trans., 10 (2017) 131-139.
- [3] Niczyporuk J., Wiśniewski S.: Balistyka zewnętrzna. Część I: Podstawy formułowania opisu matematycznego ruchu pocisków, WAT 1549/85, Warszawa 1985.
- [4] Gantmacher F.R.: Lectures in analytical mechanics, Translated from the russian by G. Yankovsky, Mir Publishers, Moscow 1970.
- [5] Горбатенко С.А., Макашов Э.М., Полушкин Ю.Ф.: Механика полета, Машиностроение, Москва 1969.
- [6] Краснов Н.Ф.: Аэродинамика тел вращения, Машиностроение, Москва 1964.
- [7] Кузнецов В.А., Чуйко В.С.: Внешняя баллистика, Высшая школа, Москва 1958.

- [8] Dubiel S.: Dynamika lotu. Część I: Aerodynamika, Część II: Mechanika lotu, WAT, Warszawa 1984, 1985.
- [9] Engel Z., Giergiel J.: Mechanika ogólna. Część I: Statyka, Kinematyka, Część II: Dynamika, Skrypt nr 718 i 719, Wydawnictwo AGH, Kraków 1979, 1980.
- [10] Gacek J.: Balistyka zewnętrzna. Część I: Modelowanie zjawisk balistyki zewnętrznej i dynamiki lotu, Część II: Analiza dynamicznych właściwości obiektów w locie, WAT, Warszawa 1997, 1998.
- [11] Osiecki J., Koruba Z.: Elementy mechaniki zaawansowanej, Politechnika Świętokrzyska, Podręcznik akademicki, Kielce 2007.
- [12] Dziopa Z., Zdeb K.: Effect of the man-weapon system on the trajectory of a projectile fired from a machine pistol, Problems of Mechatronics, Armament, Aviation, Safety Engineering, Quarterly, 8 (2017) 101-114.
- [13] Giergiel J., Uhl T.: Identyfikacja układów mechanicznych, PWN, Warszawa 1991.
- [14] Gacek J., Maryniak J.: Modelowanie własności dynamicznych brył obrotowych miotanych z ruchomych obiektów, Biuletyn WAT, 10 (1987) 81-96.
- [15] Boiffier J.-L.: The dynamics of flight – the equations, John Wiley & Sons, Chichester–New York–Weinheim–Brisbane–Singapore–Toronto 1998.
- [16] Mitkowski W.: Stabilizacja systemów dynamicznych, Skrypt nr 909, Wydawnictwo AGH, Kraków 1984.
- [17] Suchocki C., Ewertowski J.: Modeling and numerical simulation of semi-automatic pistol Dynamics, J. Theor. Appl. Mech., 53 (2015) 81-91.
- [18] Sibilski K.: Modelowanie i symulacja dynamiki ruchu obiektów latających, Oficyna Wydawnicza MH, Warszawa 2004.
- [19] Szapiro J.: Balistyka zewnętrzna, Wydawnictwo MON, Warszawa 1956.
- [20] Ewertowski J.: Analiza siły oddziaływania broni ramiennej na strzelca w czasie strzału, Biuletyn WAT, 56 (2007) 207-221.
- [21] Dziopa Z., Zdeb K.: Model teoretyczny układu człowiek–broń, ZN Akademii Marynarki Wojennej, 57 (2016) 53-64.
- [22] Górecki H.: Optymalizacja systemów dynamicznych, PWN, Warszawa 1993.

FLIGHT ESTIMATION OF FOUR BULLETS OF SERIAL FIRING FROM THE GLAUBERYT SUBMACHINE GUN

S u m m a r y

At the EMJOT firing range, the process of firing the Glauberite machine gun was recorded with serial fire of four bullets. 9x19 mm FMJ Parabellum Luger Czech production from 2017 was used for empirical research. The shots were given by an anti-terrorist. Their registration was carried out using the high-speed Phantom v.9.1 digital camera, together with the necessary equipment. Based on the recorded image, the initial kinematic flight parameters of each of the missiles were determined. Using the principles of flight mechanics, a ballistic model of the projectile was developed, and on its basis a simulation program was prepared. Flight results obtained in the virtual space were verified by comparing them with the results of experimental tests. After fine-tuning the theoretical model, four flight bullets from the Glauberite machine pistol were estimated to be placed

at the distance of 30 m. The article presents a representative example of serial firing of four missiles. Fifty such shots were made in the tests.

Keywords: flight mechanics, theoretical analysis, experimental tests, model validation

DOI: 10.7862/rm.2018.23

Przesłano do redakcji: 24.04.2018

Przyjęto do druku: 4.07.2018

Katarzyna GAWDZIŃSKA¹

Rafał ŁAPAWA²

Paweł SZYMAŃSKI³

Artur BEJGER⁴

Krzysztof NOZDRZYKOWSKI⁵

CHARACTERISTICS OF PRODUCTION METHODS OF ALUMINIUM AND MAGNESIUM MATRIX COMPOSITE CASTINGS

Light metal (aluminium and magnesium) matrix composites in particular are being increasingly used in various kinds of transportation vehicles. The properties of final products are closely related to the employed production technology. This paper presents a brief review of the technologies used in aluminium and magnesium matrix composite casting, with a focus on the risks and benefits of each technology.

Keywords: metal composites, manufacturing technologies, aluminium, magnesium

1. Introduction

Metal composites, especially the reinforced composites, are not easily available or widely applied in various technical solutions. This is largely due to their high manufacturing costs. Studies carried out in different countries aim to simplify the methods of production of composites as well as to replace the expensive specific reinforcement fibres with less expensive and more readily available alternatives while maintaining the required mechanical and physical properties of the composites. The strive to replace homogeneous materials with composites results from studies on light metal matrix composite materials. For example, as it can be seen in Table 1, the mechanical properties of aluminium and magnesium alloys are characterised by significantly higher values when compared to the properties of Al or Mg matrix fibre composites [1-3].

¹ Autor do korespondencji/corresponding author: Katarzyna Gawdzińska, Maritime University of Szczecin, 2-4 Willowia St., 71-650 Szczecin, e-mail: k.gawdzinska@am.szczecin.pl

² Rafał Łapawa, Military University of Technology in Warsaw, e-mail: rafal.lapawa@wat.edu.pl

³ Paweł Szymanski, Institute of Materials Technology, Poznan, e-mail: pawel.szymanski@put.poznan.pl

⁴ Artur Bejger, Maritime University of Szczecin, e-mail: a.bejger@am.szczecin.pl

⁵ Krzysztof Nozdrzykowski, Maritime University of Szczecin, e-mail: k.nozdrzykowski@am.szczecin.pl

Table 1. Standard properties of light alloys and aluminium and magnesium matrix composites

Tabela 1. Standardowe właściwości stopów lekkich i kompozytów na osnowie aluminium i magnezu

Materials	Volume fraction of fibres [%]	Density ρ [g/cm ³]	R_m [MPa]	R_m/ρ [km]	E [GPa]	E/ρ [km]
Mg-B composite	75	2.4	1320	55.0	340	14200
Al-B composite	30	2.7	1010	37.5	180	6660
Al-SiC composite	22	3.1	700	22.6	230	7410
Mg-5.5 Zn-0.5 Zr alloy	–	1.8	290	16.0	45	2500
Al-5.6 Zn-2.5 Mg alloy	–	2.7	570	21.1	70	2590

For instance, comparing the magnesium alloy with the Mg-B composite, it can be concluded that the tensile strength of the composite exceeds the strength of the non-reinforced alloy almost fivefold and the modulus of elasticity (E) almost eightfold. Since the specific density of magnesium composites exceeds the specific density of the magnesium alloy only by less than 40%, profiles and ready-made elements manufactured from such composites can be applied in critical construction elements of the aircraft and automotive industries. In result, by reinforcing aluminium or its alloys with high-temperature boron fibres, we are able to obtain a construction material from which some engine parts can be manufactured [1-3]. The composite is characterised by nearly doubled tensile strength and almost three times higher modulus of elasticity in comparison to the non-reinforced matrix material. Such valuable properties of the fibrous Mg and Al matrix composites are due to their reinforcement by means of boron fibres, which are characterised by very high tensile strength. Because of their cost, however, they are used only in the cases where composites are required to possess high strength and high stiffness.

The Al-carbon fibre composites have very favourable specific tensile strength and stiffness parameters. They are currently used in the manufacture of aircraft, missiles and other military equipment. The basic technology for the production of these composites is continuous liquid metal infiltration, which aims to produce Al (or Al alloy)/carbon fibre 'wires' or tape, and their subsequent hot pressing or modified extrusion pressing. The result is good bonding between the fibres and the matrix. The tensile strength of such a composite is approx. 700 MPa and its Young's modulus equals approx. 150 GPa with the density of approx. 2.35-2.80 g/cm³, depending on the proportion of carbon fibres. Higher values are exhibited by Al-B composites (Tab. 1) obtained using a similar technology [4]. Aluminium matrix composites reinforced with ceramic Al₂O₃ fibres, containing 60% aluminium oxide, achieve $R_m = 655$ MPa and elastic modulus $E = 260$ GPa with a density of 3.45 g/cm³ [4]. The structure of an AlSi11 alloy matrix composite reinforced with Al₂O₃ fibre is shown in Fig. 1.

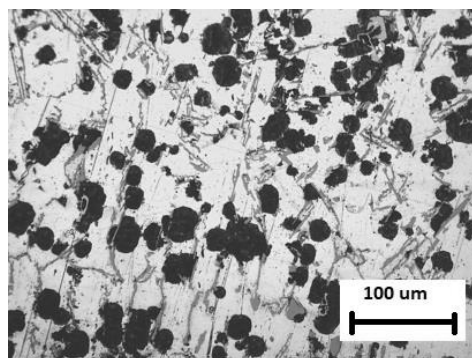


Fig. 1. Cross section of a ceramic fibre reinforced composite

Due to the fact that reinforcements in the form of continuous fibres (carbon or aluminium oxide fibres) are very expensive, they have been gradually replaced by steel fibre reinforcing elements. The density of the Al–steel fibre composite is about 3.98 g/cm^3 and its tensile strength is $R_m = 1230 \text{ MPa}$ at room temperature and above, which enables replacement of some titanium alloys used in aircraft and the automotive industry with this type of composite [5-6]. The properties of final products are closely related to the technology employed in their production. This paper presents a brief description of technologies used in aluminium and magnesium matrix composite casting with a focus on the risks and benefits of each technology.

2. Characteristics of production methods of aluminium and magnesium matrix composite castings

Composite material technologies, especially of metal composites, are considered to be very difficult to implement practically. This is due to the need to meet the requirements that lead to obtaining the new material by means of a combination of at least two chemically distinct materials in such a way that, while maintaining an appropriate and permanent bonding of the components, a clear boundary between them is maintained and that the distribution of the reinforcing components throughout the matrix is as uniform as possible. The characteristics of the material obtained in such a way are determined by the volume fraction of the components and their physical and mechanical parameters [7]. Creation of a strong bond between two distinct components requires the use of high temperatures or very high pressure forces, or the combination of these two factors at the same time. In such conditions, there is a risk of changes to the mechanical characteristics of the materials to be joined, occurrence of unwanted reaction products in the vicinity of the bond, or mechanical damage to the fragile reinforcement fibres due to large pressure forces during their permanent bonding to the

matrix [8-10]. In order to limit the possibility of the occurrence of these negative phenomena, the technology used for composite production should be selected on the basis of the type and form of the components to be joined. Listed below are the main methods for obtaining metal matrix composites [5-6]:

1. Continuous-reinforced Metal Matrix Composites (cMMCs)
 - casting methods,
 - thermal spraying,
 - powder cloth,
 - foil-fibre-foil method.
2. Dispersion-reinforced Metal Matrix Composites (dMMCs)
 - casting processes for the production of composite materials,
 - sand casting,
 - die-casting,
 - special methods
 - full mould methods (lost-foam, expandable pattern casting),
 - squeeze casting,
 - injection moulding,
 - pressure infiltration,
 - spontaneous infiltration.
 - powder metallurgy
 - solid/liquid pressing,
 - kinetic blending,
 - in situ processes.

The output products may take the forms of ingots, billets, granules, metal sheets, profiles, slabs or products of sizes close to the finished product. These products are then formed by means of melting, plastic processing (forging, extrusion), machining, joining (brazing, welding), often using non-traditional methods and modern technology.

Special attention should be paid to the processes of obtaining metal matrix composites, including the aluminium alloy matrix, by means of pressure infiltration. At the present stage of technological development, this process is probably the most cost-effective and versatile in the production of fibre and dispersion-reinforced composite materials. The advantages of this method are: relatively low cost of the matrix, limited risk of mechanical degradation of the reinforcement, production speed, simplicity of equipment (as in regular casting), as well as the possibility of precise reproduction of shapes and surfaces which significantly reduces the required machining and finishing. Other advantages arising from the preservation of limits in the chemical nature of the matrix/reinforcement structure are: shortened contact times, i.e. reduced interaction between the reinforcement and matrix thanks to the quicker infiltration achieved by means of the applied pressure, increased intensity of the heat exchange processes and limited outflow

since the infiltration occurs at the temperature below the matrix melting or liquidus point. In the case of pressure infiltration, the potential appearance of unfiltered (unsaturated) parts is significantly reduced as the liquid matrix metal reinforces the porous areas under pressure by means of a properly adjusted temperature field, which results in a highly fragmented microstructure. The main shortcomings of pressure infiltration that were identified are higher requirements in terms of tooling and the equipment generating the external pressure. Problems also arise in the case of large or locally reinforced castings.

The main process parameters to be carefully monitored include [3-6]: initial temperature of the preform, form and metal, volume fraction of reinforcement, the applied pressure and infiltration rate (these are not independent). Physical circumstances, such as continuity and conservation of heat and mass, are important factors considered in the determination of boundary conditions. Designing mathematical models of various infiltration processes leads to complicated solutions, which is due to the complexity of the interaction between the processes of matrix solidification, liquid metal flows, heat exchange, etc. Despite this, it is possible to obtain a satisfactory agreement between the calculations and experimental data.

The practical consequences of the physics of the process result from the fact that preformed infiltration is an irreversible process somehow independent of the rate of pressure rise. Low temperatures of preform and form, combined with high pressure values at cycle end, result in reduction of unwanted interactions within the reinforcement-matrix system. High pressures should only be applied when the whole preform (process, state?) is already pre-saturated – this helps to avoid preform deformation. The preform temperature must be higher than the matrix liquidus temperature and the preform should be chemically inert which reduces the segregation of structural components of the matrix. Infiltration rate is largely dependent on the initial temperature of the preform (if it is below the matrix liquidus temperature), volume fraction of reinforcement and overheat temperature of the metal. The conditions of external cooling (heat removal intensity) and the methods of pressure application determine the maximum infiltration distance.

There are also more practical aspects to the process. The production of preforms, as a rule, is complex and expensive. It involves pressing or suction of a specially prepared suspension of fibres in a solution, drying, burning, sometimes arranging the continuous fibres in the form and joining them using a binder or complex spatial structures. The resulting volume fraction of fibres depends on the type of reinforcement and the selected method of production. The achievable maximum is 50-60% of volume for oriented fibres, approx. 50% for equiaxial particles of similar size and below 40% for non-oriented fibres and whiskers. The finished preforms are then arranged in the form, often together with appropriate fillers or cores. The location of the preforms is determined directly by the requirements established for the local reinforcement of the final product. The gas accu-

mulated in the preform on the infiltration front, as a rule, is removed by means of ventilation channels in the form. In the case of pressure-vacuum gas infiltration, what prevents the flow of liquid metal into the vacuum system are the porous ceramic fittings (of high ceramic content and small channels) [6].

The infiltration pressure can be applied mechanically by means of an injection plunger (as is the case of *squeeze casting*, where the plunger is a part of the form, or injection moulding, where the plunger injects the metal into the mould cavity) or using gas. The injection plunger diameter and the dimensions of the gating for pressure casting of composites are typically higher than in a monolithic casting. Hence, the mould locking forces, as well as the wall thickness of the pressure forms should be higher. The forms are made of tool steel and are designed for hot working temperatures. Their working temperature is maintained in the range of 200-300°C, which prevents the adhesion of molten metal to the form and provides quicker solidification. In the case of high pressures, the gas is not as effective or as fast as its mechanical equivalent. However, in the case of gas infiltration, hot melt ceramic materials can also be applied.

Shrinkage porosity is usually eliminated by directional solidification combined with pressure application that provides better support for casting zones, which are the deepest within the structure or last to solidify. Solidification can be uneven if the casting includes both reinforced and monolithic zones. In this case, the conductivity, heat capacity and latent heat of solidification of the composite are different than in the case of the matrix. Thus, the mechanisms of solidification in various zones of a locally reinforced casting may differ substantially. In the case of mechanical pressure actuators, the application of a porous insulating coating on the inner walls of the mould allows for better management of the process of heat release through the form walls. The coating works as an insulator prior to the infiltration and provides faster heat dissipation after the process.

There is a possibility to adapt the basic processes of moulding to obtain continuous-reinforced composite castings. For example, using techniques similar to the above-mentioned methods of preventing the penetration of metal into the vacuum system, in the case of the gas actuator, and fibrous preform infiltration can be performed.

Centrifugal casting is another process which enables the application of pressure (in this case resulting from the centrifugal effect) for the infiltration of preforms. It involves the application of a device that uses alternating magnetic field inducing eddy currents in the liquid metal, which in turn leads to the Lorentz force acting directly on the infiltration front in the preform. The ALCOA Company also applies pressure casting for obtaining shaped castings using DURALCAN ingots (15 to 20% SiC), as well as materials containing 55-60% SiC. This method is less expensive than classical pressure casting and provides better properties of the obtained composite. The obtained castings require virtually no machining [6].

Gas infiltration processes were also examined in Japan. The preforms used in the studies contained woven or film-laminated structures, largely made of stiff, large diameter fibres oriented in such a way as to achieve the desired combination of properties. The applied pressure helped to achieve better contact between the metal and the reinforcement and eliminated the problems of wetting that occur in other processes.

Casting under high hydrostatic pressure (squeeze casting) involves placing the heated preform inside a mould cavity into which the metal is poured and then the pressure is applied by means of an injection plunger. High pressures used in this method help to produce castings with enhanced properties and to eliminate any structural defects. This method provides high economic efficiency and an opportunity for full automation, which is particularly useful in large scale production.

The obtained pressure values are usually in the range of 50-150 MPa, but the devices and tooling are quite expensive. The mathematical modelling of heat transfer and metal flow in the process of squeeze casting enabled to determine the factors that affect the optimum values of the threshold pressure, its increment rate and infiltration depth. These include: volume fraction and size of fibres, preform, form, and metal temperature, infiltration rate, the method of external pressure application, the exothermic effects occurring after preform heat treatment, and others. The threshold pressure reaches only a few atmospheres, while the pressure required to eliminate gas and shrinkage porosity should be several times higher. Another distinguishing feature of this process is its declared isothermal, partial re-melting of the composite that contributes to a quicker change in the shape of the original matrix dendrites towards their spheroidisation and a significant reduction in the resistance of the suspension against deformation [6].

The processes associated with further processing of the semi-finished composites require less complex machines, devices and tooling. In order to produce composites on a large scale, complete and precise control of the process is required. The main variables in the process include: overheating temperature of fibres and metal, the type of alloying elements, metal quality, temperature of the shaping device, time between filling the form, closing it, and the applied pressure, pressure rate and time, and speed of injection plunger [8, 9, 11, 12]. The remaining factors of the process that can be determined include: time of direct contact of liquid metal with the form (minimised), infiltration rate (in combination with minimised segregation), spatial structure of the preform providing minimum saturation and deformation resistance of the orientation of the fibres in high pressure and high temperature conditions. The design of the preform should also take into account minimisation of the volume fraction of fibres (yet still providing the reinforcement effect), which contributes to a drastic reduction in the cost of its manufacture. Degassing of the ceramic suspension of the preform material immediately following mixing contributes to a significant increase (of about 26%) in the composite's resistance to cracking.

In the case of particulate composites, centrifugal casting involves pouring the mixture of particles in the molten metal into a mould rotating at speeds of several thousand revolutions per minute. The size of the centrifugal force is controlled by the rotational speed. For example, an aluminium suspension initially containing 10% SiC (Fig. 2) can be cast with an outer layer containing 30% SiC (Fig. 3). By changing the particle size and selecting the kind of reinforcement/matrix composition, it is possible to adjust the type and shape of the final composite; the heavier particles will gather on the outer surface of the cast cylinder, while the lighter particles will accumulate on the inner surface. Some of the most important process parameters are: difference in density between the particles and the matrix liquid metal, size of the centrifugal form, and the pouring temperature [6, 8, 9, 11, 12].

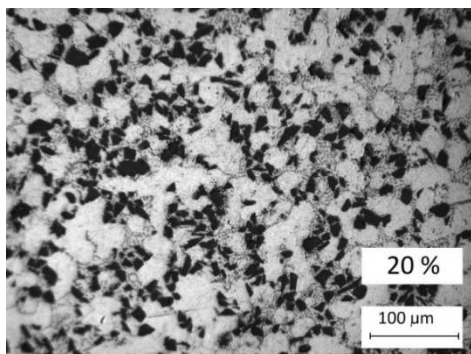


Fig. 2. Structure of the DURALCAN F3S.20S composite

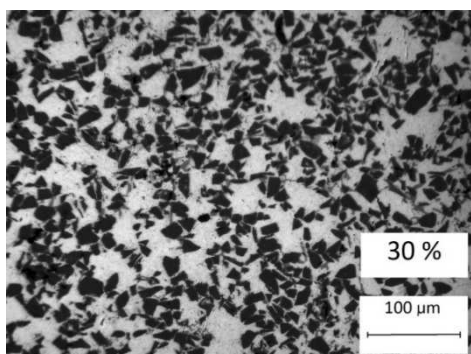


Fig. 3. Surface layer structure of the F3S.20S composite cast centrifugally

In the case of the manufacturing method of magnesium matrix composites, it is necessary to take into consideration the physical state of the matter, also called the thixotropic state, in which the liquid and the solid exist alongside each other and which is characterised by low suspension viscosity. This state can be achieved by applying shear stress to the alloy heated slightly below the liquidus tempe-

perature. The pre-conditioned ceramic fittings (barrels) containing reinforcing particles of SiC, Al₂O₃, B₄C or AZ91D magnesium alloy granules in a semi-solid state are mixed using a shear bolt heated to a high temperature which leads to the formation of a semi-solid suspension, which is then injected into the mould cavity at high speed (20-50 μsec/injection) under the pressure of 40 MPa. The form is filled completely with the injection front in a semi-solid state, which provides much lower shrinkage porosity in the final product compared to the pressure casting of the standard liquid metal. Also, the distribution of particles seems satisfactory. Because of the elimination of the additional melting operation, the cost of the process is considerably decreased. In addition, a lower metal temperature (below liquidus) contributes to extending the service life of the mould and the resulting productivity growth. The obtained products can be processed thermally, as their porosity is substantially reduced [9, 10, 13-18].

Moreover, there is another method of quasi-gravitational infiltration known as Primex. The molten aluminium alloy is placed in contact with the ceramic preform which is typically made of SiC or Al₂O₃ particles. This process is distinguished by two characteristic features: the matrix metal contains 3-10% Mg mass and is performed in a protective atmosphere (nitrogen) at an elevated temperature. In these conditions, spontaneous preform infiltration occurs. The volume fraction of the reinforcement can be substantial and can reach 50% or more. This method has found applications in the production of fittings, temperature control systems and electronic microcircuit units [3-4, 6, 10].

3. Summary

The required operational properties combined with low specific weight are extremely beneficial and desirable in the design of almost every system and element of a modern vehicle. Therefore, it is widely understood that transport is the area where composites may find increasingly wider application [6, 7, 13-17]. Table 2 presents existing or potential areas of use of composite materials in the widely understood transportation industry. Composite materials, although relatively slowly, are steadily entering the modern automotive industry and their number is growing every year. The most commonly used composite materials in the automotive industry are silicon carbide and aluminium oxide fibre-reinforced aluminium alloys. In accordance with global trends, the primary area of application of Al and Mg alloy matrix composites in cars are parts of the driving mechanism including the engine and braking, steering and suspension systems. One of the products of high quality made of composites (especially aluminum-ceramic composites [18]) may be foams. Composite foams produced at the Maritime University of Szczecin are subjects of research in the area of fire insulation and fillings in ship bulkheads. An example of manufactured foams is shown in Fig. 4.

Table 2. Scope of application of metal composite materials in the transportation industry and the resulting advantages [3, 4, 6, 7, 10-17]

Tabela 2. Obszar zastosowań metalowych materiałów kompozytowych w przemyśle środków transportu oraz wynikające z tego korzyści [3, 4, 6, 7, 10-17]

Existing or potential uses	Advantages								
	Weight reduction	Wear resistance, appropriate sliding properties	Stiffness	Appropriate heat conductivity	Possibility of operation at elevated temperatures	Appropriate thermal expansion	Resistance to corrosion	Resistance to UV radiation	High tensile strength
Gear parts	*	*					*		
Turbine parts	*	*			*				*
Aerospace segment	*		*	*				*	
Bearings	*	*					*		*
Boat masts	*		*						*
Connecting elements (bolts and nuts) working in chemically aggressive environments	*						*		*
Aircraft landing gear	*		*						*
Land vehicles	*								*
Marine vehicles	*		*				*		
Aircraft covering	*								*
Worm drives	*	*							*
Engine cylinder liners	*	*	*			*			*
Brake discs	*	*							
Pistons	*	*		*	*	*			*

* benefits arising from the uniqueness of the material used



Fig. 4. Foams produced at the Maritime University of Szczecin (AlSi9/SiC composite)

References

- [1] Suchy J.S.: Kompozyty odlewane, CIAFT, 1995.
- [2] Sobczak J., Wojciechowski A.: Zastosowanie materiałów kompozytowych na bazie aluminium w przemyśle środków transportu, Forum Techniczne Instytutu Transportu Samochodowego, Warszawa 1996.
- [3] Łapawa R.: Kompozyty z osnową aluminiową jako perspektywiczne tworzywo dla przemysłu motoryzacyjnego – studium wsparte eksperymentem, Praca magisterska, Wojskowa Akademia Techniczna, Warszawa 2004.
- [4] Ciszewski B., Przetakiewicz W.: Nowoczesne materiały stosowane w technice, WAT, Warszawa 1989.
- [5] Sobczak J., Wojciechowski A.: Zastosowanie materiałów kompozytowych na bazie aluminium w przemyśle środków transportu, Forum Techniczne Instytutu Transportu Samochodowego, Warszawa 1996.
- [6] Sobczak J., Metalowe materiały kompozytowe. Stan aktualny i perspektywy rozwoju w świetle polityki naukowej, technologii i praktyki przemysłowej Stanów Zjednoczonych, Instytut Odlewnictwa, Kraków 1996.
- [7] Zapłata J., Pajor M.: The influence of presumed border conditions on FEM thermal analysis results based on the example of an LNG tank support saddle, *Advances in Mechanics, Theoretical, Computational and Interdisciplinary Issues*, Kleiber M. et al. edit., CRC Press/Balkema, London 2016, pp. 601-604.
- [8] Dyzia M., Dolata A.J., Ślężiona J.: Preliminary analysis of aluminium matrix compositions for composites reinforcement with carbon fibres, *Steel Research Int.*, 83 (2012) 981-987.
- [9] Gawdzińska K., Bryll K., Nagolska D.: Influence of heat treatment on abrasive wear resistance of silumin matrix composite castings, *Arch. Metall. Mater.*, 61 (2016) 177-182.
- [10] Koniuszewska A., Naplocha K.: Microwave assisted self-propagating high-temperature synthesis of Ti₂AlC max phase, *Compos. Theory Pract.*, 16 (2016) 109-112.
- [11] Wu S., Liu X., Yeung K.W.K., Liu C., Yang X.: Biomimetic porous scaffolds for bone tissue engineering, *Mater. Sci. Eng.*, 80 (2014) 1-36.
- [12] Dolata A.: Centrifugal castings locally reinforced with porous Al₂O₃ preform, *Arch. Metall., Mater.*, 59 (2014) 345-348.
- [13] Chybowski L.: A New approach to reliability importance analysis of complex technical systems, *J. Polish CIMAC*, 6 (2011) 65-72.
- [14] Chybowski L.: Application of external events vectors for defining reliability structure of fishing vessels power, Propulsion and technological plants. *Polish J. Environ. Studies*, 18 (2009) 45-50.
- [15] Gawdzińska K., Chybowski L., Przetakiewicz W.: Proper matrix-reinforcement bonding in cast metal matrix composites as a factor of their good quality, *Arch. Civil Mech. Eng.*, 16 (2016) 553-563.
- [16] Gawdzińska K., Chybowski L., Bejger A., Krile S.: Determination of technological parameters of saturated composites based on sic by means of a model liquid, *Metallurgija*, 55 (2016) 659-662.

- [17] Chybowski L.: A note on modifications to the methodology for components in the complex technical systems reliability structure importance evaluation, J. Polish CIMAC, 6 (2011) 59-64.
- [18] Gawdzińska K., Grabian J., Gucma M., Kwiecińska B.: Deformation mechanisms in metal composite foams, Metalurgija, 55 (2016) 37-40.

Acknowledgments

The research presented in this article was carried out in the Maritime University of Szczecin under the Grant 1/S/IESO/17: „Increasing operational effectiveness of complex technical systems by systematic development and implementation of innovations using novel materials and modifying the object’s structure”. Examination was conducted using research apparatus purchased under the project „Establishment of the Intercollegiate Scientific and Research Laboratory in Stalowa Wola”, under the Operational Development Program of Eastern Poland 2007-2013, Priority Axis and Modern Economy, Action 1.3 Supporting Innovation in accordance with agreement No. POPW.01.03.00-18-016/12-00.

CHARAKTERYSTYKA METOD WYTWARZANIA ALUMINIOWYCH I MAGNEZOWYCH ODLEWÓW KOMPOZYTOWYCH

Streszczenie

Kompozyty metalowe, a w szczególności o osnowie z metali lekkich (jak aluminium i magnez), są obecnie coraz częściej stosowane w różnego typu środkach transportu. Właściwości gotowych wyrobów są ściśle powiązane z ich technologią wytwarzania. W niniejszej pracy przedstawiono krótki opis technologii odlewów kompozytowych o osnowie aluminiowej i magnezowej, koncentrując się na wadach i zaletach poszczególnych technologii.

Słowa kluczowe: kompozyty metalowe, technologie wytwarzania, aluminium, magnez

DOI: 10.7862/rm.2018.24

Przesłano do redakcji: 24.04.2018

Przyjęto do druku: 22.06.2018

Janusz GRABIAN¹
Wojciech ŚLĄCZKA²
Wojciech PRZETAKIEWICZ³

WIELOFUNKCYJNE WARSTWOWE MATERIAŁY KOMPOZYTOWE NA KADŁUBY WYBRANYCH JEDNOSTEK EKSPLOATOWANYCH W WARUNKACH ŻEGLUGI ŚRÓDLĄDOWEJ

Artykuł przedstawia badania wstępne dotyczące wielowarstwowego materiału kompozytowego spełniającego postawione wymagania dotyczące budowy kadłubów wybranych jednostek pływających, przeznaczonych do żeglugi śródlądowej. Dokonano analizy i opisano warunki eksploatacyjne jednostek pływających śródlądowych, ze szczególnym naciskiem na bezpieczeństwo i koszty obsługi eksploatacyjnej jednostek. Zaproponowano sposób zwiększenia bezpieczeństwa użytkowania jednostki przez wprowadzenie wielowarstwowego materiału ograniczającego możliwość rozszczelnienia kadłuba w przypadku uderzenia o obiekty znajdujące się pod wodą. W celu badań porównawczych określono warunki przyjętej technologicznej próby zginania oraz wymagania dotyczące wielowarstwowych płyt próbnych. Wytworzono trój- i czterowarstwowe płyty próbne o grubości 14-30 mm, wykorzystując: kompozyty zawiesinowe na bazie żywicy epoksydowej zbrojone cząstkami ceramicznymi, kompozyty na bazie żywicy poliestrowej zbrojone uporządkowanym włóknem szklanym oraz piany metalowe na bazie aluminium oraz kompozytu aluminiowo-ceramicznego. Przedstawiono wyniki wstępnych badań dotyczących odporności płyt próbnych na zginanie w warunkach przyjętej próby technologicznej, a także odporności na ścieranie. Odniesiono się do możliwości wytwarzania tak skomponowanych materiałów warstwowych w warunkach znanej, szeroko stosowanej technologii formowania elementów kształtowych z kompozytów polimerowo-szklanych w formach negatywowych. Doprecyzowano typ śródlądowych obiektów pływających, wykazując zalety i celowość stosowania tych materiałów.

Słowa kluczowe: żegluga śródlądowa, kadłub, materiały wielofunkcyjne, materiały wielowarstwowe, kompozyt polimerowo-szklany, piana aluminiowa

¹ Autor do korespondencji/corresponding author: Janusz Grabian, Akademia Morska, 70-500 Szczecin, Wały Chrobrego 1-2, tel.: 91 4809930, e-mail: j.grabian@am.szczecin.pl

² Wojciech Ślączka, Akademia Morska, Szczecin, e-mail: w.slaczka@am.szczecin.pl

³ Wojciech Przetakiewicz, Akademia Morska, Szczecin, e-mail: w.przetakiewicz@am.szczecin.pl

1. Wprowadzenie

Obok klasycznych materiałów konstrukcyjnych stosowanych w budowie śródlądowych jednostek pływających, pierwotnie drewna, a następnie stali konstrukcyjnych niskowęglowych, w XX w. pojawiły się jednostki budowane z użyciem stopów aluminium oraz kompozytów poliestrowo-szklanych. Obecnie w zależności od przeznaczenia jednostki, tzn. transport towarowy lub pasażerski (jednostki turystyczne, sportowe, inspekcyjne, rybackie, badawcze itp.), można zauważyć w tych ostatnich tendencję do szerszego wprowadzania materiałów spoza grupy stopów żelaza. Również materiały bardziej zaawansowane, takie jak materiały komórkowe, materiały kompozytowe, także hybrydowe, materiały warstwowe mogą być, w pewnych uzasadnionych warunkach, zastosowane w budowie wybranych śródlądowych jednostek pływających. Jednostki budowane z kompozytów o osnowie polimerowej i zbrojeniu z włókien szklanych mogą osiągać długość przekraczającą 100 m. Materiały te wykazują się takimi zaletami, jak: łatwość formowania złożonych kształtów, nadawanie trwałego koloru wyrobom, niemagnetyczność, stosunkowo duża trwałość eksploatacyjna, mały zakres czynności konserwacyjnych. W porównaniu z jednostkami budowanymi ze stali kompozyty polimerowo-szklane pozwalają budować jednostki o mniejszej masie i złożonych kształtach. Cechą charakterystyczną i różnicującą te materiały jest reakcja na obciążenia, np. zginające. W przypadku konstrukcyjnej stali niskowęglowej w szerokim zakresie występują odkształcenia plastyczne, a w przypadku kompozytów polimerowo-szklanych – odkształcenia właściwe dla materiałów sprężystych. Jednostki śródlądowe pływające na ograniczonych akwenach, o małej głębokości, często przy dużej intensywności ruchu, są narażane na uszkodzenia kadłuba. W przypadku kolizji może dojść do przekroczenia wartości granicznych naprężeń (dopuszczalnych), czego efektem jest pęknięcie i rozszczelnienie kadłuba – co pokazano na rys. 1. [1].



Rys. 1. Przykładowe uszkodzenie kadłuba łodzi turystycznej wykonanej z kompozytu poliestrowo-szklanego [1]

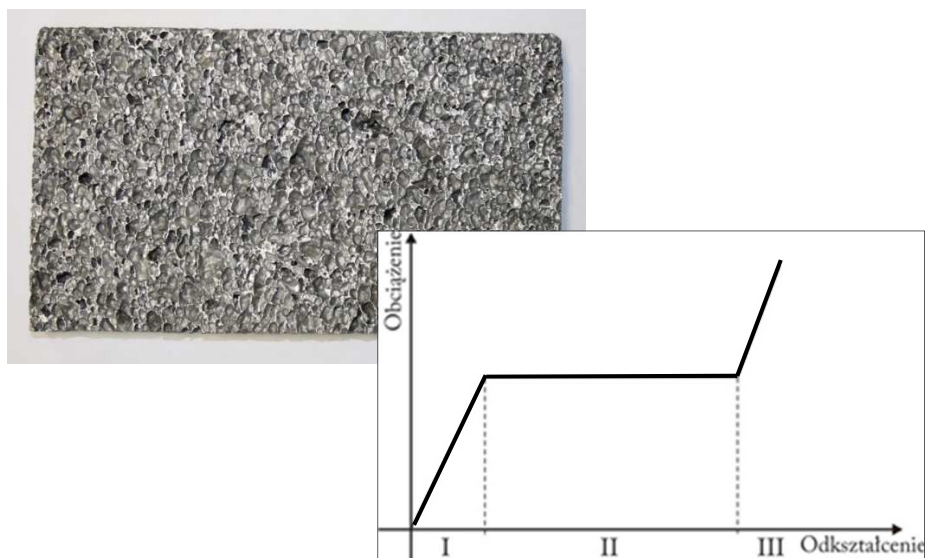
Fig. 1. Example of damage to the hull of a leisure boat made of polyester-glass composite [1]

Podjęmowane są liczne próby wprowadzania nowych materiałów konstrukcyjnych, ograniczających wady materiałów dotychczas stosowanych. Pozwalałyby one na efektywniejsze spełnianie potrzeb i warunków eksploatacji występujących w żegludze śródlądowej. Przykładowo, zastosowanie lekkich, wytrzymałych materiałów, przez zmniejszenie masy jednostki pływającej, pozwoliłoby na zredukowanie głębokości zanurzenia. Przeprowadzono próby zastosowania na kadłuby śródlądowych jednostek pływających, nowych w budowie jednostek pływających, warstwowych materiałów z wykorzystaniem przekładki z piany poliuretanowej wprowadzanej pomiędzy „okładki” z cienkiej blachy stalowej lub polimerów, a także warstwowych materiałów o konstrukcji „sandwich” [2-4]. Przy wyborze materiałów ważne są również takie aspekty, jak bezpieczeństwo żeglugi śródlądowej i zmniejszenie wrażliwości konstrukcji jednostki pływającej na uszkodzenia w wyniku kolizji, ograniczenie czynności konserwacyjnych, czy przykładowo ograniczenie zjawiska osmozy powodującego degradację materiału, jakim jest kompozyt poliestrowo-szkłany.

2. Materiał badawczy

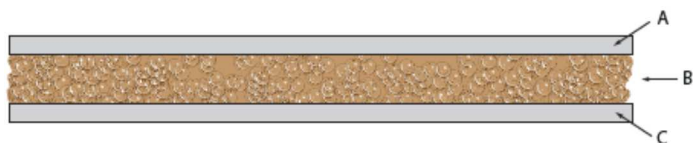
Uzasadniona jest koncepcja wprowadzenia przekładki o szczególnych właściwościach pomiędzy dwie warstwy kompozytu polimerowo-szkłanego, mającej pracować w warunkach naprężeń ściskających jako efekt nacisku lokalnego, wynikającego także ze stanu zginania, co może mieć miejsce w warunkach eksploatacji jednostki pływającej i ewentualnych kolizji. Innowacyjnym materiałem mogącym znaleźć zastosowanie jest w tym przypadku piana aluminiowa o ciężarze właściwym 0,3-0,5 g/cm³, wytwarzana z aluminium spienianego przy użyciu czynnika pianotwórczego [5-8]. Pianę można wytwarzać również z kompozytu aluminiowo-ceramicznego przez wdmuchiwanie gazu do ciekłego metalu, a jej budową wewnętrzną w pewnym zakresie można sterować [9]. Piany takie, zarówno aluminiowe, jak i kompozytowe, charakteryzują się specyficzną odpornością na ściskanie, co pokazano na rys. 2.

Piana poddana obciążeniom ściskającym zachowuje się w pierwszej fazie jak materiał sprężysty, a następnie przechodzi w drugą fazę wyboczeń, odkształceń plastycznych oraz pęknięcia cienkich ścianek por gazowych wypełniających gabaryt. Faza ta jest związana z absorpcją energii przez deformowaną pianę i determinowana jej budową strukturalną, określoną udziałami i wielkością por gazowych. Do budowy kadłuba może być zastosowany, jako zamiennik monolitycznego kompozytu polimerowo-szkłanego, wielowarstwowy materiał składający się z: warstwy kompozytu polimerowo-szkłanego, warstwy piany aluminiowej i warstwy kompozytu polimerowo-szkłanego, co przedstawiono na rys. 3. Materiał trójwarstwowy może być uzupełniony o kolejną warstwę zewnętrzną, będącą w kontakcie z wodą, pełniącą rolę bariery przeciwośmoticznej oraz odporną na ścieranie. Układ taki tworzy czterowarstwowy materiał wielofunkcyjny, co przedstawia rys. 4.



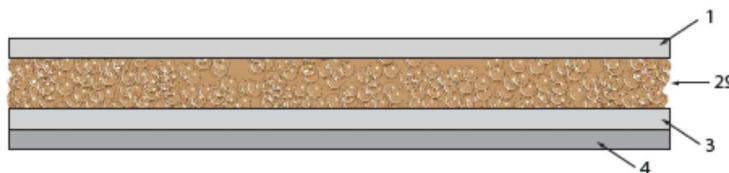
Rys. 2. Piana aluminiowa jako materiał na przekładkę i jej charakterystyka wytrzymałościowa

Fig. 2. Aluminium foam and its longitudinal compression strength



Rys. 3. Proponowany materiał trójwarstwowy przeznaczony do badań wstępnych; A – kompozyt poliestrowo-szkłany, B – piana aluminiowa, C – kompozyt epoksydowo-szkłany

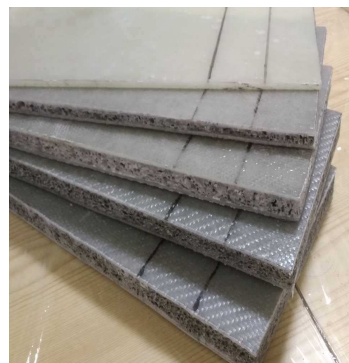
Fig. 3. The proposed system of layered material; A – fiberglass and polyester resin composite, B – aluminium foam, C – fiberglass and epoxy resin composite



Rys. 4. Proponowany materiał warstwowy wielofunkcyjny; 1 – kompozyt poliestrowo-szkłany, 2 – piana aluminiowa, 3 – kompozyt poliestrowo-szkłany, 4 – warstwa odporna na ścieranie i zjawiska osmotyczne

Fig. 4. The proposed system of multifunctional layered material; 1 – fiberglass and polyester resin composite, 2 – aluminium foam, 3 – fiberglass and epoxy resin composite, 4 – a layer resistant to abrasion and the phenomenon of osmosis

Wstępna ocena przydatności proponowanego materiału może być oparta na technologicznej próbie zginania trójpunktowego [10]. W celach badawczych związanych z technologiczną próbą trójpunktowego zginania przygotowano płyty próbne o wymiarach 430×200 mm, co przedstawiono na rys. 5. Wykonano płytę z kompozytu polimerowo-szklanego z użyciem żywicy epoksydowej Epidian 53 oraz dwunastu warstw tkaniny z włókna szklanego o gramaturze 350 g/m^2 . Płyty wielowarstwowe wykonano z użyciem warstw piany aluminiowej o grubości 10, 15, 20, 25 i 30 mm, ułożonych pomiędzy dwoma warstwami kompozytu z żywicy Epidian 53 z sześcioma warstwami tkaniny szklanej. Po upływie 48 godzin z płyt próbnych wycięto próbki o wymiarach 200×60 mm oraz 320×60 mm. Do utwardzenia żywicy użyto utwardzacza Z-1.



Rys. 5. Płyty próbne o wymiarach 430×200 mm

Fig. 5. Test plate with dimensions 430×200 mm



Rys. 6. Próbki walcowe do technologicznej próby ścierania

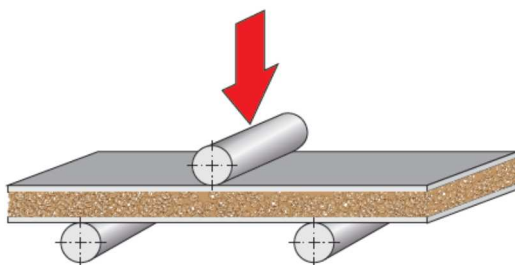
Fig. 6. Cylindrical samples for technological abrasive tests

W celu określenia możliwości zastosowania warstwy nr 4 z rys. 4., a jednocześnie spełniania przez nią funkcji bariery przeciwko zjawisku osmozy, na warstwę odporną na ścieranie wybrano materiały kompozytowe na bazie żywicy epoksydowej z udziałem włókna szklanego oraz ceramiki w postaci cząstek węgla krzemowego. Aby przeprowadzić technologiczną próbę odporności na ścieranie, wykonano walcowe próbki o średnicy 29 mm i wysokości 30 mm, co przedstawiono na rys. 6. Próbki wykonano z żywicy Epidian 53, kompozytu Epidian 53 z tkaniną z włókna szklanego, kompozytu Epidian 53 z cząstkami węgla krzemowego o rozmiarze $25 \mu\text{m}$ (udział objętościowy 50%), kompozytu Epidian 53 z cząstkami węgla krzemowego o rozmiarze 2,5 mm, kompozytu Epidian 53 z cząstkami węgla krzemowego o rozmiarach $25 \mu\text{m}$ oraz 2,5 mm w proporcji 50/50.

3. Cel i warunki przeprowadzenia badań

Celem prowadzonych badań wstępnych było określenie ewentualnej przydatności wielowarstwowego materiału przedstawionego w pkt 2. do budowy kadłubów jednostek śródłądowych jako zamiennika szeroko stosowanego kompozytu polimerowo-szklanego. Jako podstawowe kryterium przyjęto zadowalające wyniki technologicznej próby zginania trójpunktowego, opartej na standardowych, ujętych normami próbach zginania metali, polimerów, sklejk itp., które określają wymiary próbek oraz geometrię układu podpór i elementu obciążającego. Jako drugie kryterium przyjęto dostateczną odporność na ścieranie [11] warstwy zewnętrznej kompozycji wielowarstwowej. Przeprowadzone zostały badania:

- **Wytrzymałości na zginanie.** Do określenia zachowania się materiału warstwowego pod obciążeniem skutkującym deformacją i jego zniszczeniem przyjęto schemat obciążenia przedstawiony na rys. 7. i realizowany z użyciem maszyny wytrzymałościowej za pomocą przyrządu znajdującego się na jej wyposażeniu.



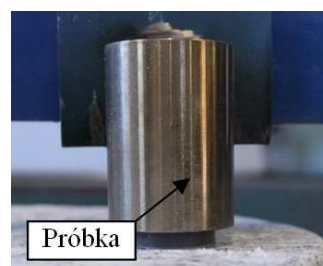
Rys. 7. Schemat stanowiska do przyjętej technologicznej próby zginania trójpunktowego

Fig. 7. Scheme of a stand for technological three-point bending tests

- **Odporności na ścieranie** – technologiczna próba odporności na ścieranie jest symulacją tarcia zewnętrznej powierzchni kadłuba o trwałe, stabilne, kamienne lub betonowe przeszkody nawodne lub podwodne. Wykonane stanowisko tribologiczne typu trzpień–tarcza pozwala na realizację badania przez symulację ruchu posuwistego walcowej próbki badanego materiału względem przeciwpróbki w postaci granitowego lub betonowego krążka o średnicy 300 mm, obracającego się ze stałą prędkością. Próbka w postaci walca o średnicy 29 mm i wysokości do 30 mm jest dociskana do powierzchni obracającej się przeciwpróbki z siłą, której wartość jest regulowana stosownym obciążeniem uchwytu próbki (rys. 8.). Urządzenie pozwala na przeprowadzenie próby na sucho oraz na mokro. Odporność na zużycie ścierne w warunkach realizowanej próby technologicznej, przy nacisku 150 kN i prędkości liniowej 22 km/godz. wyrażono przez ubytek masy w czasie.

Rys. 8. Stanowisko do technologicznej próby odporności na ścieranie

Fig. 8. The abrasion resistance test bed stand



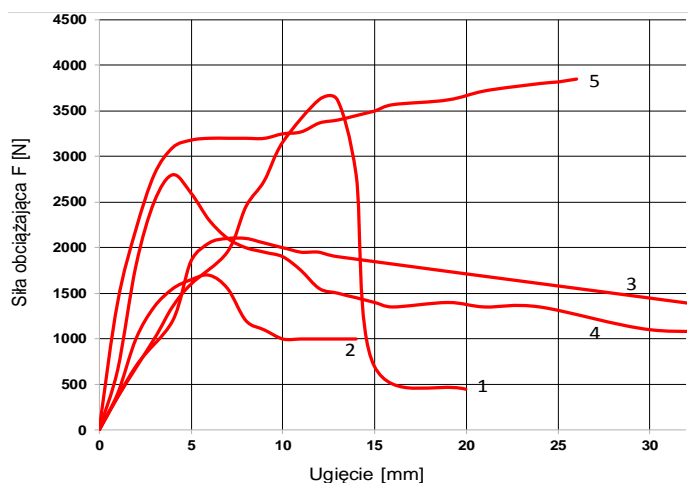
4. Wyniki badań

Przeprowadzono technologiczną próbę trójpunktowego zginania z użyciem maszyny wytrzymałościowej z właściwym oprzyrządowaniem, badając próbki wycięte z płyt próbnych wykonanych z: monolitycznego kompozytu włókno szklane – żywica epoksydowa jako poziomu odniesienia do klasycznego materiału oraz nowych materiałów wielowarstwowych z użyciem kompozytu włókno szklane – żywica epoksydowa oraz piany aluminiowej. Na rysunku 9. przedstawiono wygląd próbek po przeprowadzonej próbie zginania. Zaobserwować można zróżnicowane mechanizmy destrukcji materiałów wielowarstwowych, takie jak odspojenie warstwy zewnętrznej, pęknięcie przebiegające w osi symetrii, a także zgniecenie pianowej przekładki w obszarze działania siły odkształcającej. Wyniki próby technologicznej przeprowadzonej dla próbek o wymiarach 200×60 mm, ułożonych na rolkach podporowych w odległości 150 mm (dla wszystkich próbek), przedstawiono na rys. 10. Krzywe obrazujące intensywność zużycia wybranych materiałów kompozytowych przez ścieranie w kontakcie z granitową przeciwpóbką przedstawiono na rys. 11.

Rys. 9. Widok zniszczonych próbek

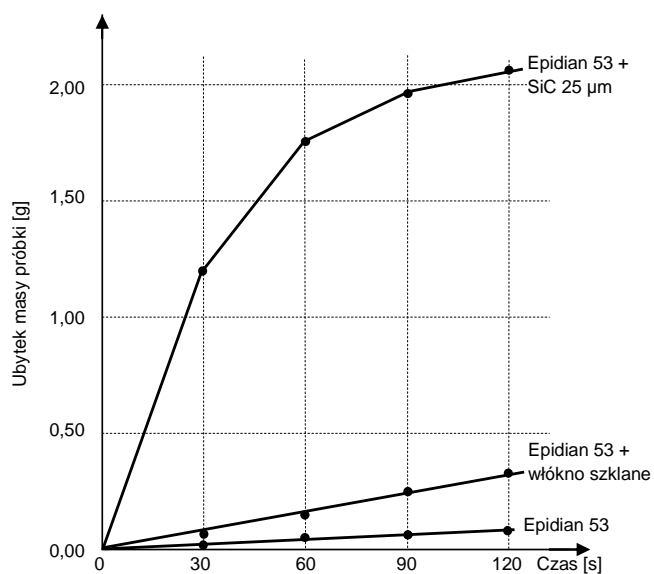
Fig. 9. A view of damaged specimens





Rys. 10. Zestawienie krzywych zginania trójpunktowego próbek wyciętych z różnych płyt próbných; 1 – monolityczny kompozyt Epidian 53 + włókno szklane, 2 – materiał wielowarstwowy z pianą aluminiową 10 mm, 3 – 15 mm, 4 – 20 mm, 5 – 25 mm

Fig. 10. The curve of three-point bending of a specimen cut out of the test plate; 1 – monolithic composite Epidian 53 + glass fiber, 2 – multilayer material with aluminum foam 10 mm, 3 – 15 mm, 4 – 20 mm, 5 – 25 mm



Rys. 11. Wyniki badania odporności na ścieranie

Fig. 11. The results of abrasive resistance tests

Technologiczną próbę ścierania przeprowadzono, obciążając próbki siłą 15 kG i dokonując pomiaru ubytku masy co 30 s.

5. Wnioski

Przeprowadzone próby technologiczne zginania mają jedynie charakter orientacyjny, ponieważ próbki o przyjętym arbitralnie wymiarze są niejako „wycięte” z całości konstrukcji i ich krawędzie podczas obciążania są swobodne. Ponadto wraz ze zmianą grubości próbek nie zmieniano rozstawu podpór, utrzymując go w wymiarze 150 mm. Tym niemniej, zaprezentowane w pkt 4. wyniki badań wstępnych pozwalają na stwierdzenie, że możliwe i celowe jest utworzenie złożonego, wielowarstwowego materiału z kompozytów zarówno poliestrowych, jak i spienionego aluminium jako warstwy wewnętrznej o zaproponowanej charakterystyce reakcji na obciążenia zginające. Wykazała to próbka nr 5 wykonana z wielowarstwowego materiału o grubości piany równej 25 mm. Materiał taki, w początkowej fazie obciążenia, zachowuje się jak materiał sprężysty. Po przekroczeniu określonej granicy sprężystości wchodzi on w zakres odkształceń plastycznych, które są finalizowane zgnieceniem wewnętrznej przekładki z piany aluminiowej. Analizując kształt krzywych przedstawionych na rys. 11., można zaobserwować, jak ich przebieg zbliża się, wraz ze wzrostem grubości piany aluminiowej, od charakterystycznego dla monolitycznego kompozytu polimerowo-szklanego do przebiegu właściwego dla piany aluminiowej przedstawionego na rys. 2. Najlepszą odporność na ścieranie wykazuje, dla przyjętych warunków próby technologicznej, próbka utworzona z Epidianu 53. Warstwa odporna na ścieranie powinna być ułożona na zewnątrz panelu, w części dennej kadłuba i w zależności od potrzeb na burtach lub w obszarze przejścia burty w pokład.

Należy podkreślić, że technologia kadłuba z proponowanych wielowarstwowych materiałów może wykorzystywać formy negatywowe zewnętrzne znane z dobrze opanowanej technologii wyrobów kształtowych z kompozytu poliestrowo-szklanego.

Korzystny jest, z przyczyn technologicznych, kształt kadłuba o powierzchniach rozwijalnych, co w płaskodennych rzecznych jednostkach pływających na płytkich akwenach z prędkościami rzędu kilkunastu kilometrów na godzinę jest często stosowane. W przypadku powierzchni nierozwijalnych właściwe będzie zastosowanie przekładkowych elementów z piany aluminiowej o kształcie na przykład trójkąta o wymiarach dostosowanych do lokalnej krzywizny kadłuba.

Zestawienie wyników wstępnych badań porównawczych pozwala umiejscowić proponowany kompozytowy materiał warstwowy w korzystnej relacji wobec tradycyjnych materiałów stosowanych w budowie śródładowych jednostek pływających. Wskazane jest dopracowanie warunków prób technologicznych oraz przeprowadzenie dalszych badań, mających na celu utworzenie charakterystyk właściwości użytkowych warstwowych materiałów wykorzystujących obok pian

aluminiowych także kompozytowe piany aluminiowe, przeprowadzenie optymalizacji ich budowy, m.in. pod kątem zmniejszenia ciężaru, oraz opracowanie metodyki badań symulacyjnych konstrukcji przestrzennych (kadłubów) z wykorzystaniem metody elementów skończonych. Działania takie byłyby, w przypadku pozytywnych wyników badań, podstawą do uruchomienia procedur certyfikujących oraz wdrożeniowych.

6. Ocena możliwości zastosowania warstwowych materiałów kompozytowych w budowie wybranych jednostek pływających śródlądowych

Analiza wyników przeprowadzonych badań wstępnych wybranych właściwości proponowanych materiałów warstwowych oraz warunków eksploatacji w żegludze śródlądowej pozwala wysnuć wniosek, że materiały te mogą być zastosowane zwłaszcza do budowy kadłubów jednostek:

- płytko zanurzonych, lekkich, operujących na wodach śródlądowych,
- intensywnie eksploatowanych na akwenach portowych, zalewowych i śródlądowych o dużym natężeniu ruchu,
- często narażanych podczas eksploatacji na uszkodzenia – uderzenia dziobem, burtami o inne jednostki oraz elementy infrastruktury portowej, przeprawowej i brzegowej, otarcia dnem o mielizny, przeszkody podwodne itp.,
- o kadłubach wytwarzanych z kompozytów poliestrowo-szklanych z użyciem form negatywnych jako elementu modyfikacji dotychczas stosowanej technologii.

Materiałami spełniającymi tak sformułowane warunki mogą być przedstawione w niniejszym opracowaniu złożone, przestrzenne struktury kompozytowe z udziałem spienionych metali, polimerów i ceramiki [7, 9, 12]. Jako obiekty pływające, do których budowy mogłyby znaleźć zastosowanie tak skomponowane materiały wielowarstwowe, można wytypować:

- **Barki i łodzie turystyczne, tramwaje wodne.** Coraz liczniej pojawiają się na polskich wodach śródlądowych jednostki do pływania turystycznego, takie jak barki. Należy zauważyć, że do użytkowania i sterowania nimi może być wymagane, zgodnie z aktualnie obowiązującymi przepisami, jedynie drogowe prawo jazdy kat. B, co potencjalnie zwiększa liczbę ich użytkowników. Armatorzy tych jednostek będą oczekiwać obiektów pływających trwałych, bezpiecznych, o niewielkim zanurzeniu, odpornych na zróżnicowane uszkodzenia mechaniczne i wymagających minimum konserwacji, zwłaszcza że mogą być one eksploatowane również przez osoby o niewielkich umiejętnościach i doświadczeniu.
- **Tankowce rzeczne.** Przeznaczone do transportu i dystrybucji paliw, najczęściej lekkich, a także niebezpiecznych chemikaliów. Specjalistyczne

jednostki o kadłubach wykonanych ze stali, w przypadku rozszczelnienia zbiorników powstałego w wyniku kolizji, stwarzają ryzyko zapalenia się paliwa wywołanego iskrzeniem. Celowe byłoby także rozważenie możliwości budowy nowych, specjalistycznych jednostek do transportu i dystrybucji skroplonego gazu LNG z wykorzystaniem proponowanych materiałów.

- **Jednostki rozwijające duże prędkości, np. poduszkowce, łodzie inspekcyjne.** Biorąc pod uwagę jednostki poruszające się z dużymi prędkościami, a tym samym mając do czynienia z innym wymiarem skutków kolizji, można rozważyć sensowność wprowadzenia, analogicznie do pojazdów lądowych, stref zgniotu pochłaniających energię uderzenia. Można je zbudować, stosując w określonych, wyznaczonych w wyniku symulacji metodą elementów skończonych, strefach kadłuba przekładkowej warstwy piany aluminiowej o stosownej grubości.

Literatura

- [1] <https://www.gettyimages.at>.
- [2] Ignalewski W.: Wpływ nowoczesnych technologii na rozwój statków śródlądowych w Europie, Wrocław 2017.
- [3] Gawdzińska K., Chybowski L., Bejger A., Krile S.: Determination of technological parameters of saturated composites based on sic by means of a model liquid, *Metallurgija*, 55 (2016) 659-662.
- [4] INCONATRANS. Projekt NCBiR E! 3065. Nowa generacja przyjaznych środowiskowo statków śródlądowych i przybrzeżnych dla polskiego systemu dróg wodnych relacji wschód–zachód.
- [5] Ashby F., Evans A., Flech A.: *Metal Foams a Design Guide*, Butterworth–Heinemann, Woburn 2000.
- [6] Fiebig C., Steffen M.E., Caba S., Koch M.: Hybrid Composites of Plastic and Aluminium Foam, *Euro Hybrid Materials and Structures* 2016, pp. 170-176.
- [7] Gawdzińska K., Chybowski L., Przetakiewicz W.: Study of thermal properties of cast metal-ceramic composite foams, *Arch. Foundry Eng.*, 17 (2017) 47-50.
- [8] Gawdzińska K., Gucma M.: Two-criteria analysis of casting technologies of metal and composite foams, *Arch. Metall. Mater.*, 60 (2015) 305-308.
- [9] Grabian J.: *Kompozytowe piany metalowe w przemyśle okrętowym*, Wydawnictwo FOTOBIT, Kraków 2012.
- [10] PN-EN ISO 7438:2006. Metale – Próba zginania. Statyczna próba zginania technologicznego.
- [11] Gawdzińska K., Bryll K., Nagolska D.: Influence of heat treatment on abrasive wear resistance of silumin matrix composite castings, *Arch. Metall. Mater.*, 61 (2016) 177-182.
- [12] Grabian J., Ślącza W., Pawłowska P., Kostrzewa W.: The role of innovative composite materials in the safe and efficient operation of floating marine structures, *Sci. J. Maritime University Szczecin*, 52 (2017) 23-29.

MULTIFUNCTIONAL LAMINATED COMPOSITE MATERIALS OF HULLS OF SELECTED VESSELS OPERATED IN INLAND SHIPPING CONDITIONS

Summary

The article presents the preliminary tests of a multi layer composite material that meets design requirements for hulls of some vessels intended for inland navigation. In the analysis and description of operating conditions of inland vessels a particular focus was put on the safety and operational costs of the vessels. The solution proposed to increase operational safety consists in introducing a multi layer material that limits the loss of hull integrity in the case a vessel hits an underwater object. For comparative studies, the conditions of the adopted technological bending test were defined along with requirements for multi layer test plates. Plates produced for the tests were three- and four-layered 14-30 mm thick plates made of three materials: epoxy resin-based suspension composites reinforced with ceramic particles, polyester resin-based composites reinforced with ordered fiberglass and metal foams based on aluminium and aluminium-ceramic epoxy. The preliminary research results include the resistance of test plates to bending in the adopted technological test conditions and abrasive resistance. Particular reference was made to the manufacturing of so composed layered materials applying a known and widely used process of forming profiled elements of polymer-glass composites in negative moulds. The type of inland vessel was more precisely indicated, along with advantages and purpose of using the materials under consideration.

Keywords: inland shipping, hull, multifunctional materials, multilayer materials, composite polymer-glass, aluminum foam

DOI: 10.7862/rm.2018.25

Przesłano do redakcji: 24.04.2018

Przyjęto do druku: 26.06.2018

Piotr KORUBA¹
Tomasz BORATYŃSKI²
Piotr JUREWICZ³
Gustaw KOENIG⁴
Michał SZAROLETA⁵
Jacek REINER⁶
Edward CHLEBUS⁷
Adam DWORAK⁸

PROJEKTOWANIE I ANALIZA ZASTOSOWAŃ TECHNOLOGII NAPAWANIA LASEROWEGO DLA BRANŻY LOTNICZEJ

Technologia napawania laserowego polega na wykorzystaniu wiązki laserowej celem precyzyjnego nałożenia warstwy materiału o podwyższonych właściwościach na podłoże. Szczególne zainteresowanie budzi ona w branży lotniczej. Odpowiednie przygotowanie procesu wiąże się z wykonaniem testów symulacyjnych z wykorzystaniem modeli przepływu dwufazowego oraz interakcji wiązki laserowej z materiałem. Następnie zostają wyznaczone ścieżki ruchu głowicy przy użyciu dedykowanych narzędzi CAD/CAM. W ramach analizy technologii napawania laserowego dla zastosowań branży lotniczej przedstawiono nakładanie powłok funkcjonalnych, będących alternatywą dla chromu elektrolitycznego. Przeanalizowano również metodę regeneracji wierzchołka łopatki turbiny silnika odrzutowego. Zaprezentowano też możliwości obróbki hybrydowej w wytwarzaniu przyrostowym tytanowych komponentów lotniczych oraz metodę monitorowania temperatury celem jakościowej kontroli procesu.

Słowa kluczowe: komputerowe wspomaganie procesu, symulacje multifizyczne, powłoki funkcjonalne, regeneracja łopatek, napawanie hybrydowe

¹ Autor do korespondencji/corresponding author: Piotr Koruba, Politechnika Wrocławska, ul. Łukasiewicza 5, 50-371 Wrocław, tel.: 71 3204635, e-mail: piotr.koruba@pwr.edu.pl

² Tomasz Boratyński, Politechnika Wrocławska, e-mail: tomasz.boratynski@pwr.edu.pl

³ Piotr Jurewicz, Politechnika Wrocławska, e-mail: piotr.jurewicz@pwr.edu.pl

⁴ Gustaw Koenig, Politechnika Wrocławska, e-mail: gustaw.koenig@pwr.edu.pl

⁵ Michał Szaroleta, Politechnika Wrocławska, e-mail: michał.szaroleta@pwr.edu.pl

⁶ Jacek Reiner, Politechnika Wrocławska, e-mail: jacek.reiner@pwr.edu.pl

⁷ Edward Chlebus, Politechnika Wrocławska, e-mail: edward.chlebus@pwr.edu.pl

⁸ Adam Dworak, PZL Mielec, e-mail: adam.dworak@lmco.com

1. Wprowadzenie

Technologia napawania laserowego stanowi wciąż rozwijający się obszar laserowej obróbki powierzchniowej oraz objętościowej. W procesie tym wiązka laserowa przetapia cząstki metalowego proszku lub drut oraz cienką warstwę materiału rodzimego w celu nałożenia i związania warstwy materiału napawanego [1]. Tym sposobem naniesione mogą zostać różnorodne materiały metalowe, węgliki, kompozyty i ceramiki [2, 3]. Ze względu na niewielkie wtopienie w materiał podłoża możliwe jest otrzymanie znacznie wyższych właściwości warstwy napawanej niż technologiami konwencjonalnymi [1, 3, 4].

Ze względu na aplikację procesu napawania laserowego wyróżnia się nakładanie powłok funkcjonalnych, naprawę i regenerację zużytych części maszyn oraz wytwarzanie przyrostowe na podstawie cyfrowego modelu CAD [1, 3]. Wszystkie z wymienionych form zastosowania technologii są wykorzystywane w branży lotniczej, gdzie kluczowym aspektem jest uzyskanie wysokich właściwości mechanicznych przy minimalizacji ciężaru komponentu. Przyrostowy charakter technologii napawania laserowego jest wykorzystywany głównie do addytywnego wytwarzania części. Ze względu na specyfikę procesu najbardziej opłacalne jest jego wykorzystanie w produkcji jednostkowej lub małoseryjnej, takiej jaka występuje w branży lotniczej. Szczególne zainteresowanie wzbudzają dwa podejścia: połączenie procesu napawania oraz obróbki skrawaniem w ramach obróbki hybrydowej oraz zastosowanie monitorowania sygnałów resztkowych z procesu, celem sterowania parametrami procesu, takimi jak moc lasera [3]. Oba podejścia umożliwiają zapewnienie jakości otrzymanych komponentów czy to przez cykliczne wyrównanie powierzchni z użyciem frezu, czy przez adaptacyjne sterowanie parametrami procesu podczas jego realizacji.

Interdyscyplinarność technologii napawania laserowego przejawia się w liczbie i różnorodności zmiennych wejściowych do procesu [4, 5]. Dotyczą one zarówno parametrów źródła laserowego, metody podawania materiału dodatkowego, układu manipulacji, jak i właściwości podłoża oraz materiału dodatkowego [6]. Taka liczba zmiennych procesów pociąga za sobą potrzebę minimalizacji prób eksperymentalnych, w czym pomocne jest opracowanie symulacyjnych modeli procesu [5]. Obliczenia symulacyjne stanowią zatem wstępne oszacowanie parametrów procesu, wykorzystywanych w dalszym etapie badań. W przypadku opracowania technologii napawania laserowego niezbędne jest również zastosowanie oprogramowania do generowania ścieżek narzędzia, którym jest głowica laserowa (w przypadku obróbki hybrydowej są to narzędzia skrawające).

W ramach analizy technologii napawania laserowego do zastosowań branży lotniczej przedstawiono przykładowe realizacje procesu dla każdej z wymienionych aplikacji, ze szczególnym uwzględnieniem etapów projektowania technologii. Zaprezentowano również niezbędne przy wytworzeniu wysokiej jakości elementów czynności przygotowawcze, takie jak symulacje oraz generowanie ścieżek głowicy laserowej, a także metody jakościowej kontroli procesu.

2. Komputerowe wspomaganie projektowania technologii

Napawanie laserowe jest procesem multifizycznym, którego parametry są wielkościami związanymi z zastosowanym laserem, materiałami podstawowym oraz dodatkowym oraz operacjami pomocniczymi, takimi jak obróbka cieplna [4]. Podczas procesu zachodzą zjawiska fizyczne związane z wymianą ciepła, przepływem gazów, interakcją wiązki laserowej z materiałem, mikrometalurgią proszków oraz spawalnością [4, 5].

Duża liczba parametrów wpływających na proces czyni kosztownym opracowanie technologii jedynie na podstawie dużej liczby prób eksperymentalnych. Istotną częścią prac badawczych związanych z technologią napawania laserowego jest zatem opracowanie modelu procesu na podstawie eksperymentu (tzw. model empiryczno-statystyczny) oraz symulacji zjawisk fizycznych (tzw. model fizyczny) [5]. Modele eksperymentalne (np. modele regresyjne, metoda odpowiedzi powierzchni) przedstawiają korelacje między wytypowanymi parametrami wejściowymi procesu oraz wybranymi wielkościami wyjściowymi, tj. najczęściej właściwościami napawanych struktur, przy czym wymagają ponownego opracowania przy jakichkolwiek zmianach wyposażenia stanowiska lub otoczenia.

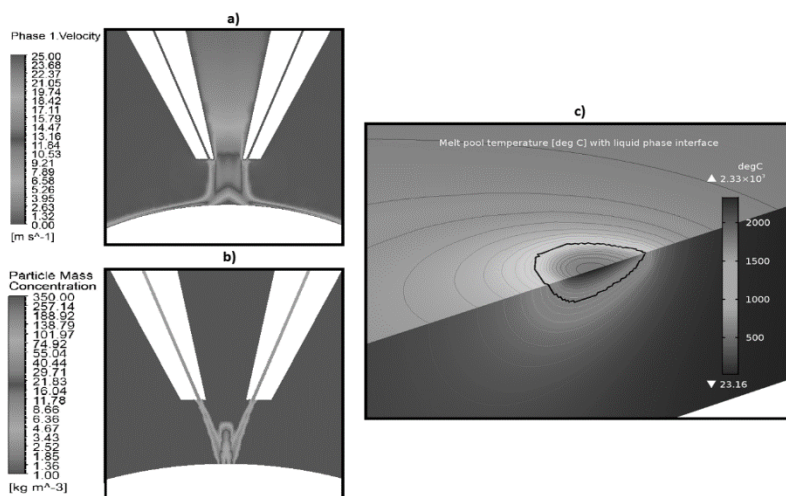
Drugie z rozwiązań umożliwia zarówno kompleksową, jak i szczegółową budowę modelu fragmentu procesu, co pozwala na dokładniejsze zrozumienie zjawisk w nim występujących. Jako przykłady można podać model dwufazowy dyszy do napawania oraz symulację interakcji wiązki laserowej z materiałem podłoża z uwzględnieniem przemian fazowych (rys. 1.).

Zastosowanie wspomnianych modeli znacznie skraca czas opracowania technologii napawania laserowego przez możliwość wstępnego doboru parametrów procesu na podstawie badań symulacyjnych. Dodatkowo możliwa jest predykcja właściwości napawanej struktury oraz głębsze zrozumienie zjawisk zachodzących w procesie.

W przypadku technologii napawania laserowego mogą być również stosowane programy wspomagające projektowanie geometrii przedmiotów i przebiegu obróbki, tj. zintegrowane oprogramowanie CAD/CAM. Przy wytwarzaniu generatywnym udział komputera na etapie planowania procesu staje się już niezbędny, aby przeliczyć wczytany model geometryczny na zestaw cienkich i płaskich warstw, które wynikowo mają stanowić gotowy komponent. Przy odpowiednio dobranej strategii model obiektu zostanie podzielony na zestaw płaskich torów związanych z plamką lasera, które zostaną kolejno nadbudowane pojedynczo od dołu do góry [6].

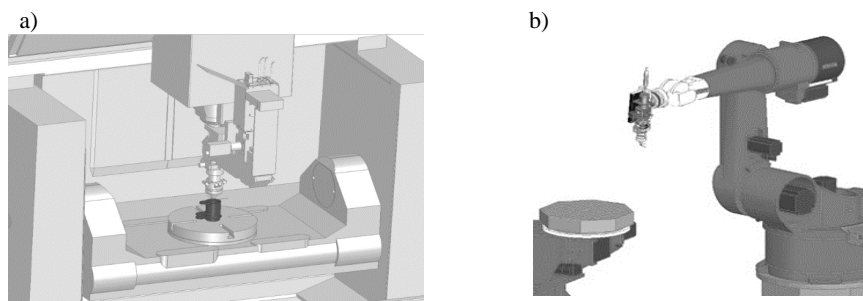
Oprogramowanie DCAM pozwala na generowanie ścieżek w 5 osiach frezarki oraz w 8 osiach dla robota (rys. 2.). Możliwa jest symulacja uwzględniająca kinematykę maszyny oraz oprzyrządowanie. Po zaimportowaniu modelu 3D napawanego elementu należy zdefiniować parametry technologiczne dla ścieżki składającej się z wypełnienia oraz przejść konturowych. Specjalnie przygotowany postprocesor pozwala na generowanie programów sterujących ruchami frezarki

lub robota oraz obsługą urządzeń automatyki przemysłowej. Włączanie i wyłączenie wiązki lasera, podajnika proszku, gazów technologicznych jest realizowane bezpośrednio z programu NC. Środowisko DCAM generuje ścieżki ruchu głowicy laserowej dla elementów objętościowych oraz powłok, przy czym możliwe jest napawanie powierzchni swobodnych, spiralnych oraz radialnych.



Rys. 1. Symulacje zjawisk w procesie napawania laserowego: a) prędkości gazu osłonowego, b) koncentracji proszku, c) interakcji wiązki laserowej z podłożem i utworzenia jeziorka (czarna linia)

Fig. 1. Simulations of laser cladding phenomena: a) shielding gas velocity, b) powder concentration, c) laser beam interaction with substrate and melt pool formation (black line)



Rys. 2. Modele cyfrowe stanowisk do napawania laserowego: a) frezarka CNC Hermle C20U, b) robot przemysłowy Reis RV60-40

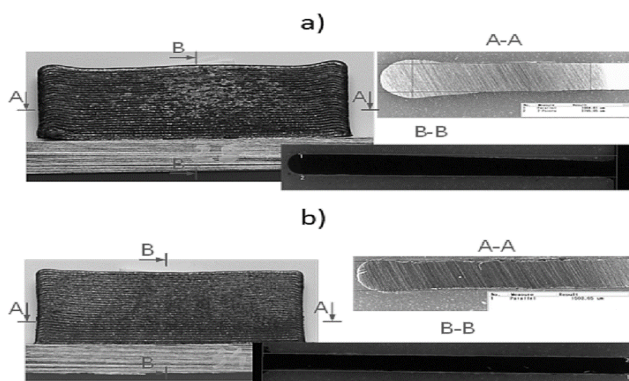
Fig. 2. Digital models of laser cladding stations: a) CNC milling machine Hermle C20U, b) robot Reis RV60-40

3. Kontrola procesu

Na przebieg procesu napawania laserowego i geometrię otrzymywanych struktur wpływa wiele czynników, związanych głównie z parametrami procesu oraz materiału podstawowego. Czynniki te mogą się zmieniać w trakcie procesu, prowadząc do niepożądanych zmian w jego przebiegu i w efekcie do niezgodności geometrycznych.

Wspomniane problemy są szczególnie widoczne przy napawaniu elementów cienkościennych. Taki proces realizuje się przez naprzemienny ruch głowicy laserowej w dwóch kierunkach wzdłuż jednej osi, z odsuwaniem głowicy od materiału w punktach jej nawrotu. Zastosowanie stałych parametrów procesu prowadzi do niezgodności geometrycznych w postaci pogrubienia struktury w tych miejscach. Jednocześnie przy stałych parametrach nakładanie kolejnych warstw struktury powoduje kumulację ciepła, co skutkuje rozrostem jeziora ciekłego metalu i w efekcie poszerzaniem struktury wraz ze wzrostem wysokości (rys. 3a).

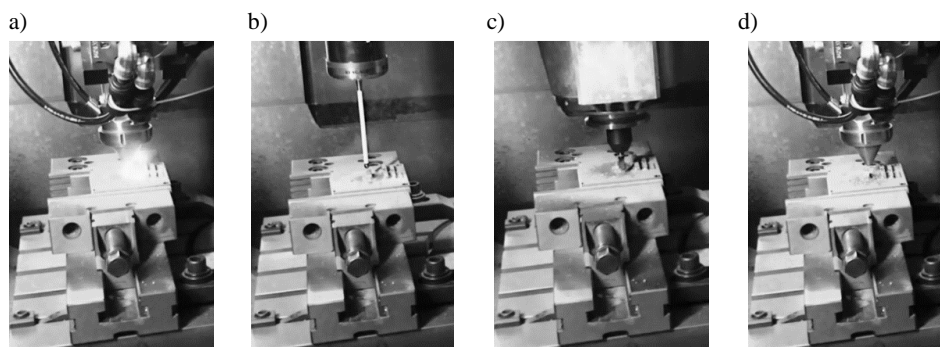
Jednym ze sposobów kompensacji opisanych zjawisk jest rejestracja promieniowania podczerwonego [7], niosącego informację o temperaturze procesu, lub rejestracja promieniowania widzialnego [8], niosącego informację o geometrii jeziora płynnego metalu. Na podstawie jednego lub obu wspomnianych sygnałów steruje się mocą lasera, tak aby zapewnić jego stały przebieg. Na podstawie badań potwierdzono, że zastosowanie takiego sterowania umożliwia znaczne ograniczenie niezgodności geometrycznych (rys. 3b).



Rys. 3. Struktury cienkościenne uzyskane w procesie napawania laserowego: w pętli otwartej – bez sterowania (a), w pętli zamkniętej – ze sterowaniem (b)

Fig. 3. Thin-walled structures obtained in the laser deposition process: in open loop – without control (a), in closed loop – with control (b)

Opracowane na Politechnice Wrocławskiej metody akwizycji sygnałów resztkowych oraz algorytmy ich przetwarzania zostały wyczerpująco przedstawione w monografii [3]. Inną kontrolę procesu można natomiast zastosować w przypadku wytwarzania hybrydowego (rys. 4.).



Rys. 4. Kontrola procesu przy wytwarzaniu hybrydowym – napawanie laserowe (a), kontrola przyrostu warstw (b), wyrównanie przyrostu warstw (c), korekta o $\pm 0,2$ mm aktualnej bazy

Fig. 4. Process control in the hybrid technology – laser cladding (a), layer increment control (b), equalization of layer increments (c), correction by ± 0.2 mm of the current base

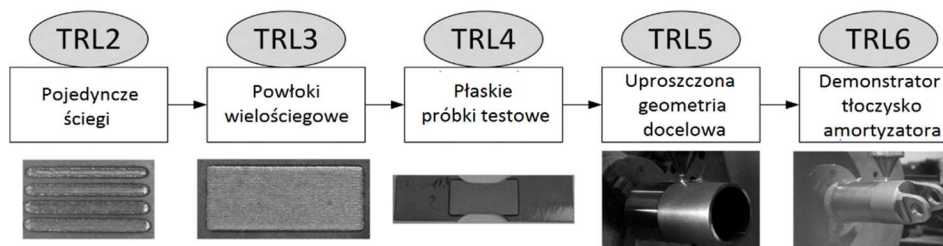
4. Napawanie powłok funkcjonalnych

Jednym z zastosowań technologii napawania laserowego jest nakładanie warstw funkcjonalnych na powierzchnię części maszyn. Umożliwia to wytworzenie powłoki o właściwościach lepszych niż materiału podłoża. Stosuje się to głównie celem poprawienia odporności na zużycie ścierne i korozję powierzchni [6, 9]. W związku z wejściem w życie dyrektywy REACH odnośnie do stosowania związków chromu VI (rozporządzenie 301/2014) poszukiwane są rozwiązania mogące go zastąpić [10, 11]. Obecnie powłoki z twardego chromu (EHC) są stosowane na powierzchniach o wysokich wymaganiach dotyczących odporności na zużycie ścierne i korozję. Wymaga się od nich również dobrej szczelności i niewielkiego wpływu na materiał podłoża.

Teoretycznie wszystkie te wymagania jest w stanie zapewnić powłoka nakładana za pomocą technologii napawania laserowego. Dzięki zastosowaniu wysoce skoncentrowanego źródła ciepła w postaci wiązki laserowej możliwe jest uzyskanie drobnoziarnistej struktury nakładanych warstw, co zapewnia wysoką twardość i w efekcie wysoką odporność na ścieranie. Zastosowanie wiązki laserowej umożliwia również uzyskanie wąskiej strefy wpływu ciepła. Technologia ta umożliwia również nakładanie stopów takich materiałów, jak: stal, nikiel, kobalt, chrom, tytan, aluminium czy miedź, w tym stopów o wysokiej odporności na korozję [6].

Celem opracowania procesu napawania laserowego oferującego powłokę mogącą zastąpić powłokę z twardego chromu przeprowadzono szeroko zakrojone

badania składające się z kilku etapów, które zostały przedstawione na schemacie (rys. 5.).



Rys. 5. Etapy pracy podczas opracowania powłoki napawanej laserowo jako alternatywy dla twardego chromu

Fig. 5. Workflow during development of laser deposited coating as an alternative for EHC

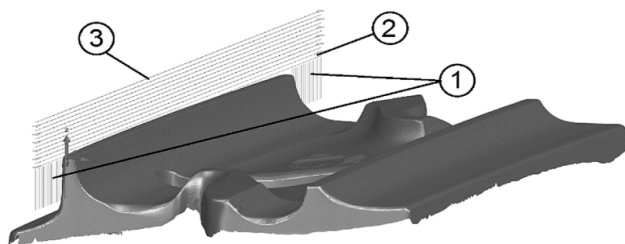
Głównymi zadaniami pierwszych dwóch etapów było wytypowanie materiału nakładanego oraz dobranie wstępnych parametrów procesu, umożliwiającą uzyskanie powłoki wolnej od pęknięć, o niewielkim wpływie na materiał rodzimy i wysokiej twardości. W trzecim etapie, na podstawie tak dobranych parametrów, wykonano wiele próbek testowych, mających potwierdzić spełnienie przez powłokę postawionych wymagań co do odporności na korozję oraz zużycie ściernie, a także niewielki wpływ na podłoże. Na przygotowanych elementach zostały przeprowadzone m.in. takie próby, jak: statyczna próba rozciągania, odporność na zużycie ściernie luźnym ścierniwem czy odporność na korozję elektrolityczną. Wymienione próby potwierdziły spełnienie przez powłokę postawionych wymagań i niewielki wpływ na materiał podłoża. Kolejny, czwarty etap badań dotyczył dostosowania technologii do docelowej geometrii. Zaprojektowana została ścieżka narzędzia umożliwiająca nałożenie powłoki na powierzchni cylindrycznej. Została ona wykorzystana do wykonania demonstratora technologii, na którym będą wykonane testy eksploatacyjne, mające ostatecznie potwierdzić spełnienie przez powłokę postawionych wymagań.

5. Regeneracja łopatk silnika odrzutowego

Kolejnym powszechnym zastosowaniem technologii napawania laserowego jest naprawa drogich i skomplikowanych w wytwarzaniu części maszyn, wymagających uzyskania ponadprzeciętnych właściwości mechanicznych i wysokiej jakości metalurgicznej. Niewielki obszar oddziaływania źródła ciepła powoduje również, że napawanie laserowe jest użyteczne w naprawie elementów silnika odrzutowego, polegającej na nakładaniu na podłoże warstw z superstopów wrażliwych na nadmierne oddziaływanie wysokiej temperatury [11].

Jako przykład opisany został proces technologiczny naprawy wierzchołka łopatkki turbiny z odlewniczego stopu niklu i kobaltu ŻS6U. Jako dodatkowy materiał proszkowy został użyty utwardzany wydzieleniowo nadstop niklu René 80. Wymagania geometryczne regenerowanej struktury wynikały z wymiarów nadbudowywanej ścianki, tj. wysokość ponad 2 mm, szerokość 1 mm, długość 25 mm (rys. 6.). Stop ŻS6U, wykorzystany w przypadku łopatkki turbiny silnika, stanowi materiał trudno spawalny. Wynika to z podwyższonej zawartości Ti i Al zarówno w materiale podłoża, jak i dodatkowym, co skutkuje powstawaniem pęknięć starzeniowo-odkształceniowych. Defekty takie stanowią karby, które znacząco obniżają wytrzymałość zmęczeniową łopatkki. Przy regeneracji łopatkki turbiny silnika odrzutowego zastosowano dwie metody ograniczenia pęknięć: podgrzanie wstępne podłoża przy użyciu induktora oraz wykonanie warstw buforowych. Wykorzystanie dodatkowego źródła ciepła w postaci induktora ograniczyło liczbę występujących pęknięć, nie pozwoliło jednak na ich całkowitą eliminację.

Aby uzyskać symetryczne pokrycie podłoża, nałożono dwie warstwy buforowe ze stopu Inconel 718. Pozwoliło to na niemal całkowitą eliminację pęknięć, przy czym pojedyncze obserwowane defekty znajdowały się poza długością ścianki wierzchołka łopatkki, tj. na strukturach podtrzymujących. Średnia uzyskana redukcja liczby pęknięć z zastosowaniem tej metody wynosiła ok. 96% w stosunku do liczby pęknięć przy napawaniu ścianki bez warstw przejściowych [12].



Rys. 6. Schemat kolejności napawania podczas naprawy końcówki łopatkki turbiny (DCAM)

Fig. 6. Scheme of cladding sequence during turbine blade tip repair (DCAM)

Rekonstrukcja wierzchołka łopatkki silnika odrzutowego została podzielona na 3 operacje (rys. 6.) zaprojektowane w środowisku SKM DCAM:

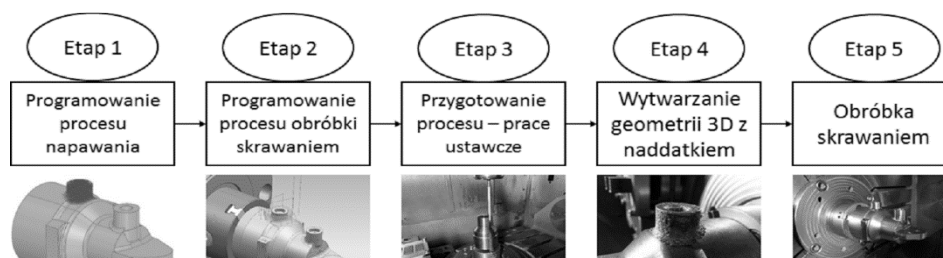
- budowa krótkich struktur podtrzymujących – 1,
- nałożenie 2 warstw buforowych ze stopu Inconel 718 – 2,
- napawanie 10 warstw z materiału Rene 80 – 3.

6. Obróbka hybrydowa

Części metalowe wytwarzane w procesach addytywnych charakteryzują się wysoką chropowatością i względnie niską dokładnością wymiarowo-kształtową. Przykładowo parametr chropowatości R_z może wynosić od ok. 20 do 70 μm [13, 14]. Niespełnienie wymagań stawianych gotowym wyrobom stosowanym w przemyśle lotniczym oznacza, że w większości przypadków należy traktować te elementy jako półfabrykat wymagający dalszej obróbki. Wymusza to konieczność opracowania procesu produkcyjnego obejmującego co najmniej dwie operacje na odrębnych stanowiskach roboczych. Rozwiązanie takie jest jednak z wielu względów niekorzystne.

Obróbka hybrydowa oznacza połączenie dwóch procesów wytwórczych w jeden proces, w którym dzięki synergii uzyskuje się znaczne korzyści [15, 16]. Mając na uwadze podaną definicję, opracowano rozwiązanie konstrukcyjne maszyny do obróbki hybrydowej. Rozwiązanie to, opisane w normie ASTM F3187-16, integruje wytwarzanie przyrostowe przez napawanie laserowe oraz obróbkę skrawaniem w jednej operacji podzielonej na wiele zabiegów.

Na Politechnice Wrocławskiej opracowano urządzenie składające się z 5-osioowego centrum frezarskiego Hermle C20U wyposażonego w głowicę laserową do napawania COAX 9. Maszyna ta została dodatkowo wyposażona w autorski układ automatycznego mocowania głowicy laserowej. Rozwiązanie to jest obecnie przedmiotem zgłoszenia patentowego. Z wykorzystaniem opisanego stanowiska są prowadzone prace badawczo-rozwojowe, których celem jest poprawa ekonomiczności procesu produkcji dzięki zastosowaniu innowacyjnej technologii wytwarzania. Wykorzystanie do tego celu obrabiarki wieloosiowej umożliwia redukcję czasu trwania procesu technologicznego, przy obróbce wielostronnej i eliminacji czynności ustawczych (rys. 7.). Podczas wytwarzania komponentu samolotu przez napawanie proszku stopu tytanu Ti6Al4V osiągnięto objętościową wydajność wynoszącą ok. 45 mm^3/min z zastosowaniem włóknowego źródła laserowego o mocy nominalnej 200 W i dyszy do napawania precyzyjnego.



Rys. 7. Adaptacja technologii hybrydowej w wytwarzaniu części lotniczej

Fig. 7. Adaptation of hybrid technology in the fabrication of the aircraft part

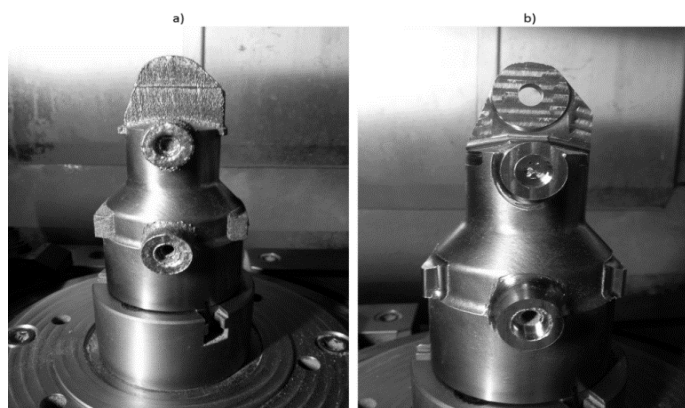
Ze względów technologicznych można wyróżnić podstawowe typy wytwarzanych geometrii, dla których strategia i parametry obróbki muszą być indywidualnie dostosowane (tab. 1.). Elementy pryzmatyczne to grupa elementów charakteryzujących się stałym przekrojem cech geometrycznych, pozbawionych zbieżności. Proces ich wytwarzania jest zbliżony do typowego procesu wytwarzania warstwowego, w którym są wymagane ruchy robocze w płaszczyźnie i ruch ustawczy w kierunku prostopadłym do tej płaszczyzny, związany ze zmianą wytwarzanej obecnie warstwy obiektu. Generowanie ścieżek narzędzia dla tych części jest łatwe, a parametry budowy są względnie stałe, co jest spowodowane stabilnością termiczną procesu. Części cienkościenne mają skłonność do kumulowania ciepła, co pogarsza stabilność termiczną procesu. Może się to przyczynić do powstawania porów i pogorszenia jakości powierzchni. Ponadto małe przekroje zwiększają podatność na odkształcenia spowodowane naprężeniami. Wymusza to zmniejszenie ilości dostarczanego ciepła, a w konsekwencji wydajności procesu.

Tabela 1. Podstawowe typy geometrii wytwarzanych podczas obróbki hybrydowej

Table 1. Basic types of geometries fabricated by hybrid processing

Typ części	Pryzmatyczne	Cienkościenne	Wieloosiowe
Kształt powierzchni napawanej	planarne	planarne	planarne/ osiowosymetryczne/ swobodne
Trudności w procesie napawania	przy znacznej zmianie przekrojów	kumulacja ciepła	utrzymanie stałej normalnej
Stopnie swobody podczas procesu	2,5D	2,5D	3D/4D/5D+
Generowanie ścieżek	proste	proste	trudne

Części wieloosiowe to grupa, której wytwarzanie wymaga dodatkowych stopni swobody i realizacji na obrabiarkach o 4 osiach sterowanych lub większej ich liczbie. Do grupy tej należy zaliczyć części osiowosymetryczne, w których występują dodatkowe cechy geometryczne na powierzchni walcowej, części wielostronne wymagające obróbki indeksowanej, a także części o powierzchniach swobodnych. W tym wypadku jest wymagana realizacja procesu napawania z utrzymaniem stałej normalnej osi główicy do powierzchni. Generowanie ścieżek narzędzia dla tego typu geometrii jest bardziej złożone i wymaga zastosowania specjalistycznego oprogramowania. Wykonywany komponent lotniczy należy do grupy części osiowosymetrycznych, a głównym wyzwaniem było wykonanie drobnych cech geometrycznych na powierzchniach obrotowych uprzednio przygotowanego półfabrykatu bazowego, a także większej geometrii na powierzchni czołowej (rys. 8.).



Rys. 8. Komponent lotniczy z cechami wykonanymi w technologii napawania laserowego (a) oraz po przeprowadzonej obróbce (b)

Fig. 8. Aviation component with features made in laser cladding technology (a) and after machining (b)

7. Podsumowanie

Napawanie laserowe to wciąż rozwojowy proces wytwarzania przyrostowego. Liczba zmiennych w tych procesach i optymalny dobór parametrów wymuszają konieczność stosowania narzędzi symulacyjnych, programów do monitorowania zjawisk termicznych, kontrolę przepływu gazów, interakcję mocy wiązki laserowej z ilością materiału, stosowanie systemów CAD/CAM zarówno dla wytwarzania przyrostowego, jak i obróbki ubytkowej oraz kontroli online aktualnego przyrostu warstw podczas procesu i ewentualne jego korygowanie. Wszystko to musi odpowiadać oczekiwanej geometrii wymiarowo-kształtowej. Sądzi się, że raz dobrane wszystkie parametry zapewnią dużą powtarzalność, tak aby można było wielokrotnie odtwarzać ten proces. Możliwości pokazują jednak ogromny potencjał tych technologii w zakresie tworzenia nowych kształtów (części) pod kątem nie tylko przemysłu lotniczego, ale również innych dziedzin wytwarzania.

Podziękowania

Badania zostały zrealizowane w ramach projektu sektorowego INNOLOT „Badania technologii przyrostowych procesów hybrydyzacji obróbki dla potrzeb rozwoju innowacyjnej produkcji lotniczej”, współfinansowanego ze środków Narodowego Centrum Badań i Rozwoju oraz Unii Europejskiej w ramach Europejskiego Funduszu Rozwoju Regionalnego w zakresie Programu Operacyjnego Innowacyjna Gospodarka Priorytet I.

Literatura

- [1] Birger E.M., Moskvitin G.V., Polyakov A.N. et al.: Industrial laser cladding: Current state and future, *Welding Int.*, 25 (2011) 234-243.
- [2] Sexton L., Lavin S., Byrne G. et al.: Laser cladding of aerospace materials, *J. Mater. Proc. Technol.*, 122 (2002) 63-68.
- [3] Jurewicz P., Rafajłowicz W., Reiner J.: Sterowanie procesem napawania laserowego bazujące na przetwarzaniu obrazów, AOW EXIT, Warszawa 2017.
- [4] Baraniecki T., Chlebus E., Dziatkiewicz M. et al.: System for laser microsurfacing of metal powder, *Welding Int.*, 30 (2016) 98-102.
- [5] Pinkerton A.J.: Advances in the modeling of laser direct metal deposition, *J. Laser Appl.*, 27 (2015) S15001.
- [6] Toyserkani E., Khajepour A., Corbin S.: *Laser Cladding*, CRC Press 2005.
- [7] Bi G., Gasser A., Wissenbach K. et al.: Characterization of the process control for the direct laser metallic powder deposition, *Surface Coatings Technol.*, 201 (2006) 2676-2683.
- [8] Ocylok S., Alexeev E., Mann S. et al.: Correlations of melt pool geometry and process parameters during laser metal deposition by coaxial process monitoring, *Physics Procedia*, 56 (2014) 228-238.
- [9] Singh R., Kumar D., Mishra S.K. et al.: Laser cladding for Stellite 6 on stainless steel to enhance solid particle erosion and cavitation resistance, *Surface Coatings Technol.*, 251 (2014) 87-97.
- [10] Koruba P., Jurewicz P., Reiner J. i in.: Technologia ultraszybkiego napawania laserowego do nakładania powłok funkcjonalnych Stellite 6 w branży lotniczej, *Przegląd Spawalnictwa*, 89 (2017) 15-19.
- [11] Kathuria Y.P.: Some aspects of laser surface cladding in the turbine industry, *Surface Coatings Technol.*, 132 (2000) 262-269.
- [12] Koruba P., Wiercioch M., Reiner J.: Zastosowanie napawania laserowego do regeneracji łopatki turbiny silnika odrzutowego ze stopu ŻS6U, *Młodzi Naukowcy Nauki techniczne i inżynieryjne*, 6 (2016) 41-47.
- [13] Kranz J., Herzog D., Emmelmann C.: Design guidelines for laser additive manufacturing of lightweight structures in TiAl6V4, *J. Laser Applications*, 27 (2015) S14001.
- [14] Jahn S., Straube Ch., Gemse F., et al.: Influencing factors on quality of titanium components manufactured by laser melting, *Conf. Proc. Fraunhofer Direct Digital Manufacturing*, Berlin 2018.
- [15] Zhu Z., Dhokia V.G., Nassehi A.: A review of hybrid manufactured processes – state of the art and future perspectives, *Int. J. Comput. Integr. Manuf.*, 26 (2013) 596-615.
- [16] Yamazaki T.: Development of a hybrid multi-tasking machine tool : integration of additive manufacturing technology with CNC machining, *Procedia CIRP ISEM XVIII*, 42 (2016) 81-86.

DESIGN AND APPLICATIONS ANALYSIS OF LASER CLADDING TECHNOLOGY FOR AVIATION INDUSTRY

Summary

The laser cladding technology consists of the use of laser beam for precise deposition of a material layer with enhanced properties to the substrate. Therefore it finds special interest in the aviation industry. Appropriate preparation of the process involves performing simulation tests using two-phase flow models and laser beam interaction with material. Subsequently, the laser head movement paths are determined using dedicated CAD/CAM software. In the analysis of laser cladding technology applications for the aviation industry, the deposition of functional coatings, being an alternative to electrolytic chromium, was presented. Secondly, the repair of turbine blade tip was also analyzed. Moreover the capabilities of hybrid laser cladding technology with machining for the additive manufacturing aviation components made of titanium alloys were presented, as well as the method of temperature monitoring for the purpose of qualitative process control implementation.

Keywords: computer aided process development, multiphysics simulation, functional coating, repair of turbine blades, hybrid laser cladding

DOI: 10.7862/rm.2018.26

Przesłano do redakcji: 24.04.2018

Przyjęto do druku: 28.06.2018

Zbigniew KORUBA¹
Daniel GAPIŃSKI²
Piotr SZMIDT³

ANALIZA MOŻLIWOŚCI STEROWANIA SAMONAPROWADZAJĄCĄ GŁOWICĄ SKANUJĄCO-ŚLEDZĄCĄ POSADOWIONĄ NA MOBILNYM ZESTAWIE ARTYLERYJSKO-RAKJETOWYM

Na współczesnym polu walki istnieje potrzeba ustawicznego zwiększania zdolności bojowych, w tym prędkości działania, zasięgu wykrywania celów, możliwości identyfikacji celów i skuteczności prowadzenia ognia przez zestawy artyleryjsko-rakietowe krótkiego zasięgu. Dużym wyzwaniem jest możliwość skutecznego prowadzenia ognia przez tego typu zestawy w warunkach oddziaływania zakłóceń nie tylko od strony namierzanych środków napadu powietrznego, lecz także ze strony poruszającej się platformy, na której jest posadowiony zestaw artyleryjsko-rakietowy wraz z samonaprowadzającymi się pociskami rakietowymi. W pracy przedstawiono analizę możliwości sterowania innowacyjną głowicą skanująco-śledzącą wchodzącą w skład pocisków rakietowcy i przeznaczoną do wykrywania oraz śledzenia wymienionych obiektów. Niektóre wyniki badań symulacji numerycznych przedstawiono w postaci graficznej.

Słowa kluczowe: głowica IR, sterowanie, wykrywanie i śledzenie celów powietrznych, układ giroskopowy, samonaprowadzanie

1. Wprowadzenie

Tematyka artykułu nawiązuje do szerszych badań prowadzonych nad zaprojektowaną optyczną głowicą skanująco-śledzącą przeznaczoną do przeciwlotniczych pocisków rakietowych bliskiego zasięgu [1-4]. Proces przeszukiwania przestrzeni powietrznej przez głowicę odbywa się automatycznie tzw. metodą pasywną, dzięki czemu cel nie jest w stanie wykryć faktu jego namierzania. Ze względu na nieustannie rosnące wymagania stawiane środkom napadu powietrznego [5, 6] rosną również wymagania dotyczące samonaprowadzających się

¹ Autor do korespondencji/corresponding author: Zbigniew Koruba, Politechnika Świętokrzyska w Kielcach, al. 1000-lecia PP 7, 25-314 Kielce, tel.: 41 3424433, e-mail: ksmzko@tu.kielce.pl

² Daniel Gapiński, Politechnika Świętokrzyska w Kielcach, e-mail: tu_daniel_kielce@wp.pl

³ Piotr Szmidt, Politechnika Świętokrzyska w Kielcach, e-mail: pschmidt@tu.kielce.pl

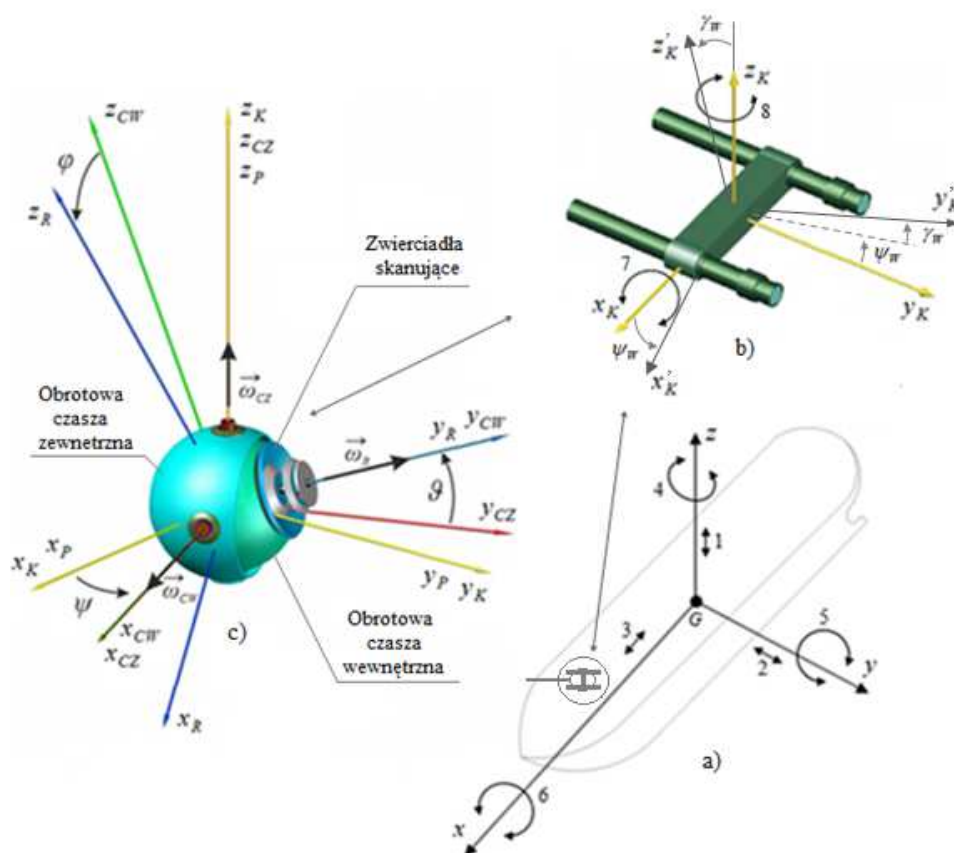
pocisków raketowych bliskiego zasięgu, wśród których można wymienić zwiększenie prędkości lotu, poprawę manewrowości czy uniwersalność zastosowania, automatycznie zwiększają się też wymagania dotyczące głowic wykrywająco-śledzących. Wraz ze zmianą wymienionych parametrów pocisków raketowych wzrastają przeciążenia, jakim jest poddawana głowica samonaprowadzająca. Jeszcze przed startem pocisku raketowego, w fazie tzw. przeszukiwania przestrzeni powietrznej przez głowicę, mogą występować niekorzystne warunki wynikające z przemieszczeń kątowych samej wyrzutni raketowej, która w analizowanym przypadku jest zlokalizowana na zmodyfikowanym zestawie artyleryjsko-raketowym posadowionym na pokładzie kołyszącego się na morzu okrętu Marynarki Wojennej [7, 8]. Celem prezentowanych w artykule badań naukowych było zbadanie możliwości sterowania głowicą podczas oddziaływania na nią niekorzystnych zakłóceń pochodzących od ruchu okrętu na fali morskiej przy jednoczesnym ruchu samego zestawu artyleryjskiego.

2. Model matematyczny

Wizualizację 3D zaprojektowanej, optoelektronicznej głowicy skanująco-śledzącej wraz z przyjętymi do celów jej analizy układami współrzędnych przedstawiono na rys. 1. Do przeprowadzenia analizy mającej na celu zbadanie, jaki wpływ na proces sterowania osią głowicy będą miały zakłócenia pochodzące od ruchu okrętu na fali, przyjęto według pracy [9] model tego zjawiska, klasyfikując ruchy okrętu zgodnie z sześcioma stopniami swobody. Na rysunku 1a przedstawiono główne składowe ruchy oscylacyjnego okrętu na powierzchni morza, a na rys. 1b pokazano podwójną wyrzutnię przeciwlotniczych pocisków raketowych krótkiego zasięgu, która jest zamontowana na zestawie artyleryjsko-raketowym posadowionym na okręcie. Rysunek 1c przedstawia schemat zaprojektowanej głowicy wraz z przyjętymi układami współrzędnych oraz oznaczeniami poszczególnych kątów obrotu odpowiednich układów względem siebie. Przy rozpatrywaniu ruchów okrętu na powierzchni morza przyjęto początek układu współrzędnych $x y z$ związanego ze statkiem w środku jego ciężkości G . Ze względu na analizowane zagadnienie związane z wykrywaniem oraz śledzeniem celów powietrznych, oś z tego układu skierowano ku górze, oś x – w stronę dziobu, natomiast oś y – w stronę lewej burty.

Oznaczone na rys. 1a ruchy okrętu na fali określa się następująco: 1 – nurzanie, 2 – oscylacje poprzeczne, 3 – oscylacje wzdłużne, 4 – myszkowanie, 5 – kiwanie, 6 – kołysanie. Kąt przechyłu boczno-okrętu spowodowany jego kołysaniem został oznaczony jako ϕ_x , kąt przechyłu wzdłużnego okrętu spowodowany myszkowaniem oznaczono jako ϕ_z , natomiast przegłębienie okrętu, będące wynikiem kiwania, oznaczono symbolem ϕ_y . Założono, że wyrzutnia raketowa jest sprzężona na stałe z ruchomym członem zestawu artyleryjsko-raketowego i wykonuje dodatkowe ruchy kątowe w płaszczyźnie poziomej (azymucie), oznaczone na rys. 1b numerem 7 oraz w płaszczyźnie pionowej (elewacji) – oznaczone

numerem 8. Przyjęto oznaczenie kąta obrotu wyrzutni w azymucie jako ψ_w oraz w elewacji jako γ_w .



Rys. 1. Model 3D zaprojektowanej głowicy skanująco-śledzącej wraz z przyjętymi układami współrzędnych: a) okręt z posadowionym zestawem artyleryjsko-rakietowym, b) wyrzutnia raketowa, c) głowica samonaprowadzająca

Fig. 1. The 3D model of the designed scanning and tracking head with the adopted coordinate systems: a) a ship with a set of artillery-rocket, b) a rocket launcher, c) a self-guiding warhead

Prawo skanowania przestrzeni powietrznej przez układ optoelektroniczny głowicy przedstawiono w pracy [10]. Zapisuje się je w następujący sposób:

$$\beta_x(t) = a \tan(\tan(\beta(t)) \cdot \cos(a \sin(z_{zp}(t) / \sqrt{x_{zp}(t)^2 + z_{zp}(t)^2})) \tag{1}$$

$$\beta_z(t) = a \tan(\tan(\beta(t)) \cdot \sin(a \sin(z_{zp}(t) / \sqrt{x_{zp}(t)^2 + z_{zp}(t)^2})) \tag{2}$$

gdzie: $\beta_x(t)$, $\beta_z(t)$ – współrzędne kątowne wykrytego celu względem osi głowicy skanującej,
 $\beta(t)$ – kąt odgięcia promienia świetlnego od osi optycznej głowicy,
 x_{zp} , z_{zp} – składowe położenia promienia świetlnego na płaszczyźnie zwierciadła pierwotnego.

Oś optyczna głowicy jest wprawiana w zadany ruch pod wpływem momentów sił zewnętrznych M_Z i M_W , generowanych przez silniki sterujące znajdujące się w poszczególnych czaszach sterujących. Wartości zadanych momentów sterujących muszą uwzględniać kompensację zarówno wymienionych zakłóceń, jak i kompensację momentów wywołanych siłami bezwładności pochodzącymi od przeciążeń, jakich doznaje pocisk raketowy podczas fazy startu oraz fazy lotu. Analizę możliwości kompensacji tych ostatnich przeprowadzono w pracach [11-13].

Wymienione wymuszenia tworzą wypadkowe ruchy kątowne korpusu pocisku, w którym jest zamontowana głowica i są traktowane jak zakłócenia zewnętrzne określone za pomocą prędkości kątowych: ω_{x_p} , ω_{y_p} , ω_{z_p} , powodujących obrót korpusu wokół poszczególnych osi układu x_p , y_p , z_p o odpowiednie kąty α_x , α_y , α_z .

Wprowadzono następujące układy współrzędnych (rys. 2.):

x y z – układ współrzędnych związany z okrętem,
 x_K y_K z_K – układ współrzędnych związany z wyrzutnią raketową, określający w przestrzeni kierunek odniesienia dla głowicy,
 x_R y_R z_R – ruchomy układ współrzędnych związany z rotorem głowicy,
 x_{CW} y_{CW} z_{CW} – ruchomy układ współrzędnych związany z czaszą wewnętrzną,
 x_{CZ} y_{CZ} z_{CZ} – ruchomy układ współrzędnych związany z czaszą zewnętrzną,
 x_P y_P z_P – ruchomy układ współrzędnych związany z pociskiem.

Przyjęto następujące oznaczenia kątów obrotu:

ϕ_x – kąt przechyłu bocznego okrętu spowodowany jego kołysaniem,
 ϕ_y – kąt przegłębienia okrętu, będący wynikiem jego ruchów kiwania,
 ϕ_z – kąt przechyłu wzdłużnego okrętu spowodowany myszkowaniem,
 ψ_w , γ_w – kąty obrotu wyrzutni raketowej odpowiednio w azymucie i elewacji,
 ψ – kąt obrotu x_{CZ} y_{CZ} z_{CZ} względem x_K y_K z_K dookoła osi z_{CZ} ,
 ϑ – kąt obrotu x_{CW} y_{CW} z_{CW} względem x_K y_K z_K dookoła osi x_{CW} ,
 φ – kąt obrotu x_R y_R z_R względem x_K y_K z_K dookoła osi y_R ,
 α_x – kąt obrotu x_P y_P z_P względem x_K y_K z_K dookoła osi x_P ,
 α_y – kąt obrotu x_P y_P z_P względem x_K y_K z_K dookoła osi y_P ,
 α_z – kąt obrotu x_P y_P z_P względem x_K y_K z_K dookoła osi z_P .

Położenie osi głowicy względem układu x_K y_K z_K jest więc określone za pomocą trzech kątów: ψ , ϑ , φ . Kąty ψ , ϑ są mierzone czujnikami światłowodo-

wymi, natomiast kąt φ – czujnikiem położenia rotora [14]. Jako wielkości dane przyjęto:

- 1) $J_{x_{CZ}}, J_{y_{CZ}}, J_{z_{CZ}}$ – obliczone momenty bezwładności kompletnej czaszy zewnętrznej,
- 2) $J_{x_{CW}}, J_{y_{CW}}, J_{z_{CW}}$ – obliczone momenty bezwładności kompletnej czaszy wewnętrznej,
- 3) $J_{x_R}, J_{y_R}, J_{z_R}$ – obliczone momenty bezwładności wirnika,
- 4) $\vec{\omega}_P(\omega_{x_P}, \omega_{y_P}, \omega_{z_P})$ – prędkość kątową korpusu pocisku,
- 5) \vec{M}_Z – moment sił oddziaływania silnika sterującego na czaszę zewnętrzną,
- 6) \vec{M}_W – moment sił oddziaływania silnika sterującego na czaszę wewnętrzną,
- 7) $\vec{M}_{TW}, \vec{M}_{TZ}$ – momenty sił tarcia w łożyskach odpowiednio czaszy wewnętrznej i zewnętrznej, przy czym $\vec{M}_{TW} = c_w \dot{\vartheta}$, $\vec{M}_{TZ} = c_z \dot{\psi}$, gdzie c_w, c_z są to współczynniki tarcia w łożyskach odpowiednio czaszy wewnętrznej i zewnętrznej.

Dzięki doborowi odpowiednich materiałów konstrukcyjnych, z których zostaną wykonane poszczególne elementy składowe głowicy i wykonaniu ich modeli 3D uzyskano przedstawione dalej parametry fizyczne urządzenia.

Momenta bezwładności rotora względem osi x_R, y_R, z_R :

$$J_{x_R} = 0,00158446 \text{ kg} \cdot \text{m}^2, \quad J_{y_R} = 0,0011405 \text{ kg} \cdot \text{m}^2,$$

$$J_{z_R} = 0,00158124 \text{ kg} \cdot \text{m}^2.$$

Momenta bezwładności kompletnej czaszy wewnętrznej względem osi x_{CW}, y_{CW}, z_{CW} :

$$J_{x_{CW}} = 0,00044593 \text{ kg} \cdot \text{m}^2, \quad J_{y_{CW}} = 0,00064376 \text{ kg} \cdot \text{m}^2,$$

$$J_{z_{CW}} = 0,00047213 \text{ kg} \cdot \text{m}^2.$$

Momenta bezwładności kompletnej czaszy zewnętrznej względem osi x_{CZ}, y_{CZ}, z_{CZ} :

$$J_{x_{CZ}} = 0,00020254 \text{ kg} \cdot \text{m}^2, \quad J_{y_{CZ}} = 0,00032367 \text{ kg} \cdot \text{m}^2,$$

$$J_{z_{CZ}} = 0,00022394 \text{ kg} \cdot \text{m}^2.$$

Masa głowicy $m_g = 2,25 \text{ kg}$, współczynnik tarcia w łożysku czaszy wewnętrznej oraz zewnętrznej $c_w = c_z = 0,05 \text{ N} \cdot \text{ms}$, założony maksymalny moment sterujący dla poszczególnych czasz głowicy $M = 1,5 \text{ N} \cdot \text{m}$, prędkość obrotowa rotora: $n = 1050 \text{ rad/s}$ ($\sim 10\,000 \text{ obr./min}$).

Na podstawie opracowanego modelu fizycznego głowicy, wykorzystując równania Lagrange'a II rodzaju, wyprowadzono równania ruchu osi głowicy [15-19]:

$$\begin{aligned}
 M_Z = & M_{TZ} + J_{zCZ} \frac{d}{dt} \omega_{zCZ} + J_{yCW} \frac{d}{dt} (\omega_{yCW} \sin \vartheta) + \\
 & + J_{zCW} \frac{d}{dt} (\omega_{zCW} \cos \vartheta) + J_{yR} \frac{d}{dt} (\omega_{yR} \sin \vartheta) + \\
 & + J_{zR} \frac{d}{dt} (\omega_{zR} \cos \vartheta) - (J_{xCZ} - J_{yCZ}) \omega_{xCZ} \omega_{yCZ} + \\
 & - (J_{xCW} + J_{xR}) \omega_{xCW} \omega_{yCZ} + J_{yCW} \omega_{yCW} \omega_{xCZ} \cos \vartheta + \\
 & - (J_{zCW} + J_{zR}) \omega_{zCW} \omega_{xCZ} \sin \vartheta + J_{yR} \omega_{yR} \omega_{xCZ} \cos \vartheta
 \end{aligned} \quad (3)$$

$$\begin{aligned}
 M_W = & M_{TW} + J_{xCW} \frac{d}{dt} \omega_{xCW} + J_{xR} \frac{d}{dt} \omega_{xR} + \\
 & + (J_{yCW} - J_{zCW} - J_{zR}) \omega_{yCW} \omega_{zCW} - J_{yR} \omega_{yR} \omega_{zCW}
 \end{aligned} \quad (4)$$

gdzie:

- prędkość kątowna rotora głowicy $\omega_{yR} = n$,
- prędkości kątowne czaszy zewnętrznej
 $\omega_{xCZ} = \omega_{xP} \cos \psi + \omega_{yP} \sin \psi$, $\omega_{yCZ} = -\omega_{xP} \sin \psi + \omega_{yP} \cos \psi$,
 $\omega_{zCZ} = \dot{\psi} + \omega_{zP}$,
- prędkości kątowne czaszy wewnętrznej
 $\omega_{xCW} = \omega_{xCZ} + \vartheta$, $\omega_{yCW} = -\omega_{yCZ} \cos \vartheta + \omega_{zCZ} \sin \vartheta$,
 $\omega_{zCW} = -\omega_{yCZ} \sin \vartheta + \omega_{zCZ} \cos \vartheta$.

3. Wyniki badań

Ruchy okrętu na fali są zjawiskiem złożonym, wywołanym między innymi oscylacją swobodnej powierzchni morza, wiatrem, wypornością jednostki pływającej, jej prędkością czy kierunkiem nabiegu fali [20]. Okresy przechyłów swobodnych kadłuba zależą również od przewyższenia środka masy okrętu nad środkiem jego wyporu oraz od wymiarów samego kadłuba. Okresy te maleją wraz z wypornością okrętu, natomiast na wartości kątów przechyłu wpływa również długość i wysokość fali morskiej. Ważne jest zatem określenie zarówno parametrów okrętu, na którym jest zainstalowany zestaw artyleryjsko-rakietowy, jak i stanu morza, przy jakim mogą być prowadzone działania ogniowe. Ze względu

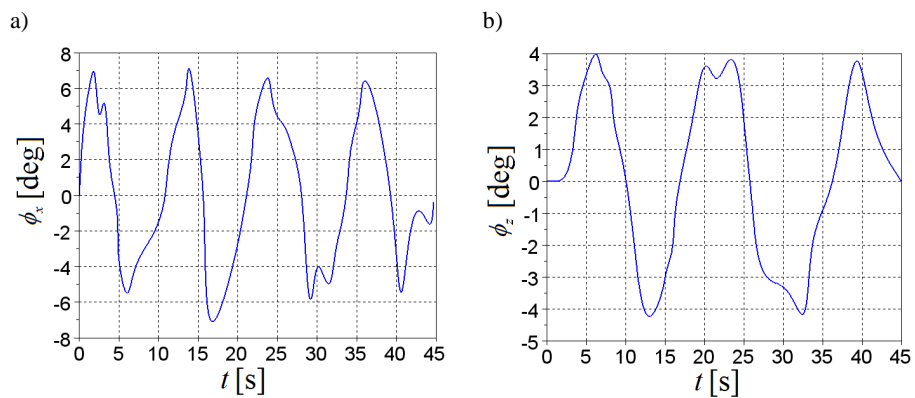
na krytyczne parametry wymuszeń mających wpływ na stabilną pracę głowicy [21] założono, że głowica pracuje na jednostce o niewielkiej wyporności, rzędu 200 t (np. trałowiec proj. 207 M) [22] oraz wykonywanie zadań bojowych odbywa się przy stanie morza do 4 w skali Beauforta. Dla takich założeń określono maksymalne amplitudy przechyłów kadłuba na poziomie $A = 26^\circ$ oraz częstotliwość ich zachodzenia w zakresie $f = 0,125-0,500$ Hz. Przedstawione oscylacyjne ruchy okrętu na fali mają charakter zmienny w czasie, a same ruchy powierzchni swobodnej morza są zjawiskami niestałymi, zachodzącymi nieregularnie i losowo. Przyjmowanie regularnego modelu przechyłów okrętu (np. przez funkcję sinusoidalną) dla takich warunków nie ma większego sensu. Nieregularne modele oscylacji okrętów są opracowywane głównie z wykorzystaniem charakterystyk rozkładu zmiennych losowych, uwzględniających zależności pomiędzy wartościami przechyłów wzdłużnych i burtowych, ich prędkościami oraz przyśpieszeniami w rozpatrywanym przedziale czasowym [23-26]. Wypadkowe zaburzenie w dowolnym punkcie obszaru, do którego docierają różne fale tego samego rodzaju, jest sumą algebraiczną zaburzeń wywołanych w tym punkcie przez każdą falę z osobna, co jest podstawowym założeniem tzw. superpozycji fal. Według przeprowadzonej analizy ustalone zostały maksymalne amplitudy oraz zakresy ich częstotliwości dla oscylacji danego typu okrętu przy założonym stanie morza. Uwzględniając fakt, że wykrycie i śledzenie celu powietrznego przez głowice jest procesem stosunkowo krótkim oraz biorąc pod uwagę losowość oscylacji okrętu na fali, przeprowadzono symulacje komputerowe modelujące wymienione zakłócenia. Wszystkie symulacje zostały wykonane z zastosowaniem własnego oprogramowania napisanego w języku programowania C++. Przykładowe symulacje przedstawiono na rys. 2-4.

Na rysunku 5. zamieszczono przykładowe symulacje przemieszczeń kątowych zestawu artyleryjskiego posadowionego na omawianym okręcie. Dla zamodelowanych wymuszeń zażądano, aby oś głowicy skanująco-śledzącej utrzymywała zadany, programowy ruch po powierzchni stożka kołowego o kącie rozwarcia wynoszącym około 4° .

Sterowanie w układzie zamkniętym wymaga pomiaru „skutków sterowania”, czyli rzeczywistych wartości kątów obrotu poszczególnych czasz OGSS w danej chwili czasu. W zaprojektowanej głowicy pomiar ten jest realizowany za pomocą światłowodowych czujników [14]. Różnice pomiędzy pomierzonym (rzeczywistym) i żądanym, kątowym położeniem poszczególnych czasz będą stanowiły tzw. uchyby cząstkowe:

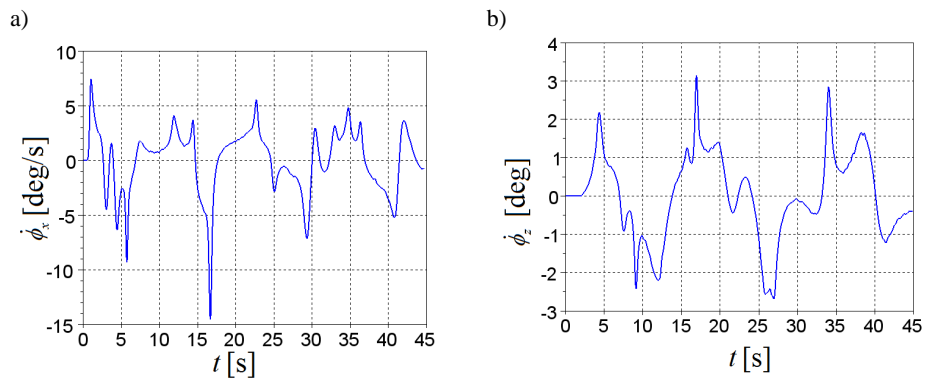
$$\varepsilon_w = \vartheta - \vartheta_z \quad (5)$$

$$\varepsilon_z = \psi - \psi_z \quad (6)$$



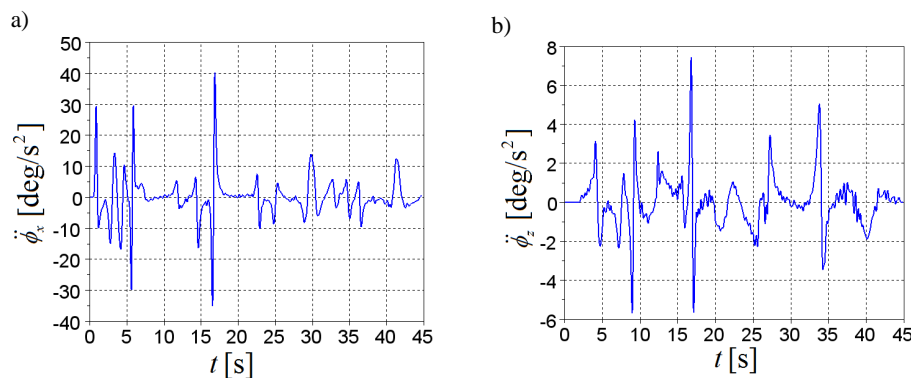
Rys. 2. Kąt przechyłu bocznego okrętu spowodowany jego kołysaniem (a) oraz myszkowaniem (b) dla stanu morza 3B

Fig. 2. The angle of the ship's lateral heel caused by rocking (a) and by yaw (b) for the state of the sea in 3B



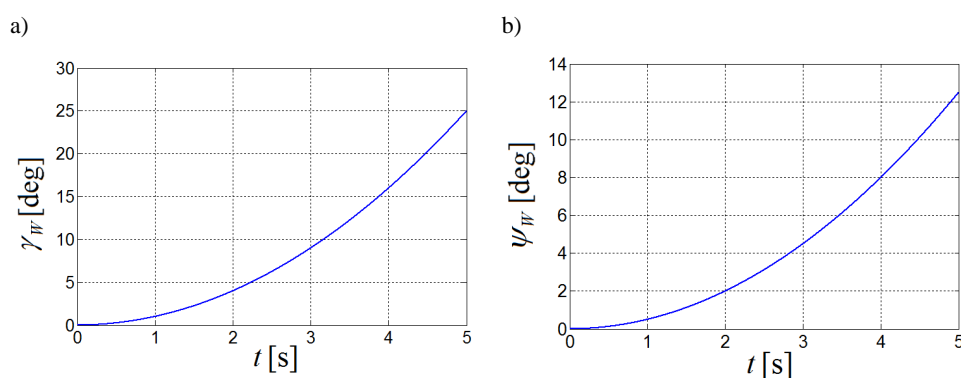
Rys. 3. Prędkość kątowna przechyłu bocznego (a) oraz wzdłużnego (b) okrętu dla przypadku przedstawionego na rys. 2.

Fig. 3. The angular velocity of the lateral (a) and longitudinal (b) angle of the ship for the case shown in Fig. 2



Rys. 4. Przyspieszenie kątowe przechyłu bocznego (a) oraz wzdłużnego (b) okrętu dla przypadku przedstawionego na rys. 2.

Fig. 4. Angular acceleration of the lateral (a) and longitudinal (b) tilt of the ship for the case shown in Fig. 2



Rys. 5. Przesunięcie kątowe zestawu artyleryjsko-rakietowego w elewacji (a) oraz w azymucie (b)

Fig. 5. Angular displacement of the artillery-rocket set in the facade (a) and in the azimuth (b)

Różnica pomiędzy rzeczywistym i żądanym kątowym położeniem osi głowicy w przestrzeni powietrznej będzie zatem stanowić tzw. uchyb całkowity:

$$\varepsilon_C = \sqrt{(\vartheta - \vartheta_z)^2 + (\psi - \psi_z)^2} \tag{7}$$

W opisanym równaniami (3) i (4) ogólnym prawie sterowania osią głowicy momenty sterujące dla poszczególnych czasz głowicy w fazie sterowania programowego zostaną wyznaczone z zależności [15]:

$$M_w = -k_w(\vartheta - \vartheta_z) + k_z(\psi - \psi_z) - h_z(\dot{\vartheta} - \dot{\vartheta}_z) \tag{8}$$

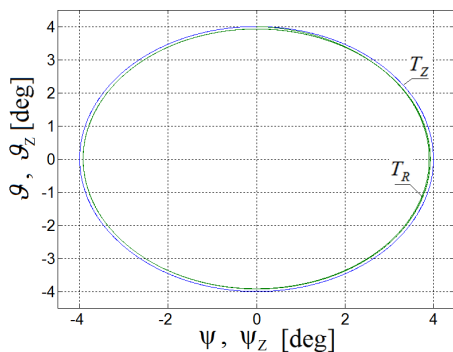
$$M_z = -k_z(\vartheta - \vartheta_z) - k_w(\psi - \psi_z) - h_z(\dot{\psi} - \dot{\psi}_z) \quad (9)$$

gdzie: k_w, k_z, h_z – dobrane współczynniki regulatora [15-17].

Współczynniki regulatora zostały dobrane według prac [15-17] i przyjmowały następujące wartości:

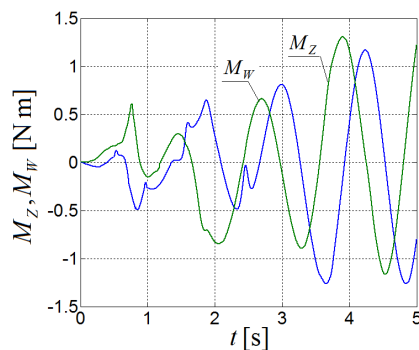
$$k_w = 100, k_z = 1/2 \cdot \sqrt{2 + 4 \cdot k_w}, h_z = \sqrt{2 + 4 \cdot k_w} \quad (10)$$

Symulację komputerową ruchu zadanego oraz realizowanego przez oś głowicy zaprezentowano na rys. 6. Momenty sterujące dla poszczególnych czasz głowicy przedstawiono na rys. 7.



Rys. 6. Trajektoria zadana i realizowana przez oś optyczną głowicy

Fig. 6. Trajectories specified and implemented by the optical axis of the head



Rys. 7. Momenty sterujące

Fig. 7. Control moments

4. Podsumowanie

Przeprowadzona analiza wpływu zakłóceń pochodzących od ruchomego zestawu artyleryjsko-rakietowego umiejscowionego na okręcie poruszającym się na fali dowodzi, że zaprojektowana optyczna głowica skanująco-śledząca będzie w stanie skutecznie wyszukiwać oraz śledzić wykryte cele powietrzne na pokładzie okrętu o niedużej wyporności, rzędu 200 t (np. trałowiec proj. 207 M), przy stanie morza do 3 w skali Beauforta i założeniu maksymalnych prędkości kątowych ruchu poszczególnych członów zestawu artyleryjsko-rakietowego wynoszących 60 deg/s.

Literatura

- [1] Gapiński D., Koruba Z., Krzysztofik I.: The model of dynamics and control of modified optical scanning seeker in anti-aircraft rocket missile, *Mech. System Signal Proces.*, 45 (2014) 433-447.
- [2] Gapiński D., Krzysztofik I., Koruba Z.: Multi-channel, passive, short-range anti-aircraft defence system, *Mech. System Signal Proces.*, 98 (2018) 802-815.
- [3] Gapiński D., Krzysztofik I., Koruba Z.: Analysis of the dynamics and control of the modified optical target seeker used in anti-aircraft rocket missiles, *J. Theor. Applied Mech.*, 52 (2014) 629-639.
- [4] Gapiński D., Szmids P.: The control process of a scanning and tracking IR seeker using inverse dynamics, *23rd Int. Conf. Engineering Mechanics*, 2017, pp. 326-329.
- [5] Adamski M.: Obrona samolotów i śmigłowców przed atakiem z ziemi i powietrza, [w:] *Systemy przeciwlotnicze i obrony powietrznej*, Ośrodek Badawczo-Rozwojowy Sprzętu Mechanicznego, Tarnów 2009.
- [6] Kowaleczko G., Wachłaczko M.: Aircraft dynamics during flight in icing conditions, *J. Theor. Applied Mech.*, 50 (2012) 269-284.
- [7] Milewski S., Kobierski J., Chmieliński M.: Trenażery morskich zestawów rakietowo-artyleryjskich, *ZN Akademii Marynarki Wojennej*, 57 (2012) 33-53.
- [8] Żak A.: Ship's hydroacoustics signatures classification, *Arch. Acoustics*, 33 (2008) 85-90.
- [9] Wełnicki W.: *Mechanika ruchu okrętu*, Wydawnictwo Politechniki Gdańskiej, Gdańsk 1989.
- [10] Gapiński D.: Analiza układu optoelektronicznego zmodyfikowanego koordynatora celu, XIV *Konf. Automatyzacji i Eksploatacji Systemów Sterowania i Łączności „ASMOR”*. Jastrzębia Góra 2013, s. 79-87.
- [11] Gapiński D.: Wpływ zakłóceń pochodzących od startu pocisku raketowego na dokładność śledzenia celu powietrznego przez zaprojektowaną optoelektroniczną głowicę skanująco-śledzącą, *Obrona Przeciwpowietrzna Przegląd Osiągnięć*, Wydawnictwo Akademickie AMW, Gdynia 2017, s. 177-191.
- [12] Gapiński D.: Analysis of the impact of disruptions from the launch of missile on the stability of a scanning and tracking IR seeker operation, *Problemy Mechatroniki*, 8 (2017) 71-84.
- [13] Gapiński D.: Determination of dynamic reactions in the rotor bearings of a new design of a seeker head, *Problemy Mechatroniki*, 8 (2017) 73-86.
- [14] Gapiński D.: *Optyczny koordynator skanujący*, Patent PL 199721 B1.
- [15] Koruba Z.: *Dynamika i sterowanie giroskopem na pokładzie obiektu latającego*, Monografie, Studia, Rozprawy 25, Politechnika Świętokrzyska, Kielce 2001.
- [16] Koruba Z., Osiecki J.W.: *Budowa, dynamika i nawigacja pocisków rakietowych bliskiego zasięgu*, cz. 1, skrypt nr 348 Politechniki Świętokrzyskiej, Kielce 1999.
- [17] Koruba Z.: *Elementy teorii i zastosowań giroskopu sterowanego*, Monografie, Studia, Rozprawy M7, Politechnika Świętokrzyska, Kielce 2008.
- [18] Krzysztofik I., Osiecki J.W.: *Wykrywanie i śledzenie celów*, skrypt nr 430 Politechniki Świętokrzyskiej, Kielce 2015.

- [19] Koruba Z., Krzysztofik I., Dziopa Z.: An analysis of the gyroscope dynamics of an anti-aircraft missile launched from a mobile platform, Bull. Polish Academy Sci. – Technical Sci., 58 (2010) 651-656.
- [20] Koskinen K.: Numerical simulation of ship motion due to waves and manoeuvring, Degree project in Naval Architecture second cycle, KTH Engineering Sciences, Stockholm, Sweden 2012.
- [21] Gapiński D., Krzysztofik I., Koruba Z.: Stabilność zaprojektowanego koordynatora skanującego w przeciwnolotnym pocisku raketowym, Problemy Mechatroniki, 6 (2015) 56-70.
- [22] Milewski S., Kobierski J.W., Chmielewski M.: Treningi morskich zestawów raketowo-artyleryjskich, ZN Akademii Marynarki Wojennej, 53 (2012) 87-100.
- [23] Ibrahim R.A., Grace M.I.: Modeling of ship roll dynamics and its coupling with heave and pitch, Math. Problems Eng., vol. 2010, Article ID 934714, 32 pages.
- [24] Das S.N., Das S.K.: Determination of coupled sway, roll, and yaw motions of a floating body in regular waves, Int. J. Math. Math. Sci., 41 (2004) 2181-2197.
- [25] Kornev N.: Ship Dynamics in Waves, Universität Rostock, Rostock 2011.
- [26] Spyrou K.J.: The nonlinear dynamics of ships in broaching, Marie Curie Fellowships Annals, 1 (2000) 1-7.

CONTROL OF A SELF-GUIDED SCANNING AND TRACKING IR SEEKER MOUNTED ON A MOBILE ARTILLERY-ROCKET SET

Summary

On the modern battlefield, there is a need to continually increase combat capabilities, including speed, target detection, target identification and fire-fighting performance of short-range artillery-rocket sets. A big challenge is the ability to effectively fire through such sets of conditions of interference, not only from the direction of targeted air strike, but also from the moving platform on which the artillery-rocket set with self-guided rocket missiles is located. The paper presents the analysis of the possibilities of controlling an innovative scanning and tracking IR seeker that is a part of missile launchers and is designed to detect and track the above-mentioned objects. Some results of numerical simulation tests are presented in a graphical form.

Keywords: IR seeker, control, detection and tracking of air targets, gyro system, homing

DOI: 10.7862/rm.2018.27

Otrzymano/received: 21.04.2018

Zaakceptowano/accepted: 12.07.2018

Adam KURZAWA¹
Krzysztof NAPLOCHA²
Jacek W. KACZMAR³

WŁAŚCIWOŚCI MATERIAŁÓW KOMPOZYTOWYCH NA OSNOWIE STOPU ALUMINIUM EN AW-2024 I MIEDZI

W pracy zostały przedstawione wyniki badań wpływu umocnienia stopu EN AW-2024 cząstkami ceramicznymi α -Al₂O₃ oraz miedzi włóknami Saffil na wybrane właściwości mechaniczne. Materiały kompozytowe zostały wytworzone odlewniczą metodą infiltracji pod ciśnieniem preform ceramicznych charakteryzujących się porowatością otwartą. Stabilność termiczną oraz odporność na deformacje preform w trakcie procesu infiltracji zapewniono przez zastosowanie do ich budowy spoiwa krzemionkowego i odpowiedniej obróbki termicznej. W pracy, opierając się na badaniach struktury i analizie powierzchni przelomów badanych po wytrzymałościowych próbach technologicznych, wykazano wpływ umocnienia na mechanikę tworzenia złomu. Przeprowadzone badania wytworzonych materiałów potwierdziły ponadto ich bardzo dobre właściwości mechaniczne oraz eksploatacyjne, takie jak twardość i odporność na ścieranie, co tworzy zakres ich potencjalnych zastosowań w budowie środków transportu naziemnego.

Słowa kluczowe: materiały kompozytowe, właściwości mechaniczne, infiltracja pod ciśnieniem

1. Wprowadzenie

Materiały kompozytowe wytwarzane metodą prasowania ze stanu ciekłego (ang. *squeeze casting*) charakteryzują się jednorodną drobnoziarnistą strukturą zapewniającą dobre właściwości mechaniczne i użytkowe [1-2]. Ważnym elementem w procesie wytwarzania tych materiałów jest stabilna preforma ceramiczna, charakteryzująca się porowatością otwartą z włókien i cząstek ceramicznych, której technologię wytwarzania opracowano na Politechnice Wrocławskiej [3-4]. Warunki cieplne w czasie krzepnięcia metalu w obrębie porowatej preformy powodują tworzenie drobnoziarnistej struktury, natomiast polepszenie właściwości mechanicznych wybranych stopów Al można uzyskać przez odpowiednią

¹ Autor do korespondencji/corresponding author: Adam Kurzawa, Politechnika Wroclawska, Smoluchowskiego 25, 50-372 Wrocław, tel.: 71 3204235, e-mail: adam.kurzawa@pwr.edu.pl

² Krzysztof Naplocha, Politechnika Wroclawska, e-mail: krzysztof.naplocha@pwr.edu.pl

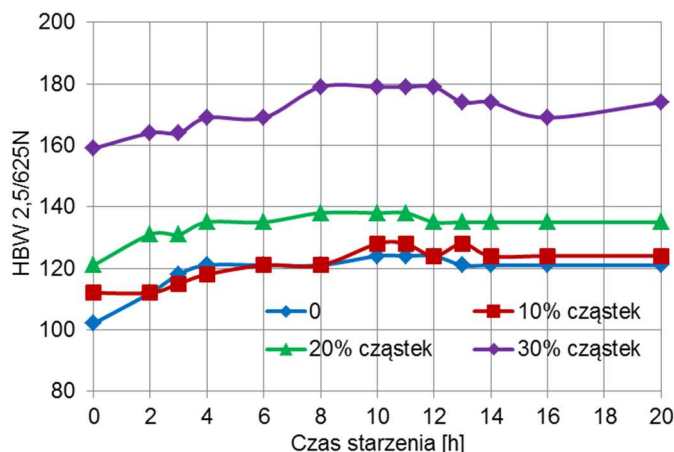
³ Jacek W. Kaczmar, Politechnika Wroclawska, e-mail: jacek.kaczmar@pwr.edu.pl

obróbkę cieplną. Wytworzony w ten sposób materiał kompozytowy może, ze względu na obecność ceramicznego umocnienia, zachowywać się inaczej podczas obróbki cieplnej w porównaniu ze stopami Al niezawierającymi ceramicznego umocnienia. W związku z tym w niniejszej pracy opisano wpływ obróbki cieplnej na twardość oraz wytrzymałość na rozciąganie materiałów kompozytowych na osnowie powszechnie stosowanego w wytwarzaniu konstrukcji lekkich stopu EN AW-2024, umocnionego cząstkami ceramicznymi Al_2O_3 . Zastosowane parametry obróbki T6 znacząco wpływają na kształtowanie właściwości zarówno czystej osnowy [5], jak i materiałów umocnionych cząstkami, a przeprowadzone badania potwierdziły duży wzrost twardości i wytrzymałości na rozciąganie po zastosowanej obróbce cieplnej T6.

W pracy przedstawiono ponadto wpływ umocnienia włóknami Saffil czystej miedzi ETP na wytrzymałość na rozciąganie i ściskanie. Badane materiały kompozytowe na osnowie miedzi charakteryzują się jednorodną strukturą, z dobrym połączeniem na powierzchniach międzyfazowych osnowy z włóknami Al_2O_3 . Zastosowane umocnienie włóknami i cząstkami ceramicznymi poprawia właściwości wytrzymałościowe w szerokim zakresie temperatur przy zachowaniu dobrego przewodnictwa cieplnego i elektrycznego [6-11].

2. Materiały kompozytowe na osnowie stopów Al

Materiały kompozytowe na osnowie stopu EN AW-2024 wytworzono, opierając się na technice „squeeze casting”, stosując prasowanie ze stanu ciekłego z ciśnieniem infiltracji 100 MPa oraz preformy ceramiczne o porowatościach 90, 80 i 70%. Podgrzewanie preform do temperatury ok. 700°C, tuż przed zalewaniem, pozwoliło zmniejszyć obciążenie próbki i uniknąć pęknięcia włókien pod działaniem wysokiego ciśnienia. Przesycanie przeprowadzono w temperaturze 493°C, a próbki chłodzono w wodzie o temperaturze 20°C. Przeprowadzono badania wpływu czasu starzenia na twardość HBW. Badaniom zostały poddane próbki materiałów kompozytowych zawierających odpowiednio: 10, 20, 30% obj. cząstek umacniających. W celach porównawczych badania zostały wykonane również na materiałach ze stopu referencyjnego niezawierającego umocnienia. Badania twardości przeprowadzono na twardościomierzu Brinella, stosując kulkę stalową o średnicy 2,5 mm oraz nacisk $P = 625$ N. Parametry starzenia powodujące maksymalny wzrost twardości ustalono na podstawie wystąpienia piku twardości (rys. 1.). Ostatecznie starzenie próbek przeprowadzono w temperaturze 120°C w czasie 10 h. Nieumocniony stop EN AW-2024 po obróbce T6 charakteryzował się twardością rzędu 120 HBW. Wprowadzenie do stopu cząstek umacniających spowodowało zwiększenie twardości. Materiały z zawartością 20% obj. cząstek charakteryzowały się twardością 140 HBW, a materiały z zawartością 30% obj. cząstek miały twardość ok. 180 HBW, co oznacza ok. 50% wzrost twardości w stosunku do nieumocnionej osnowy.

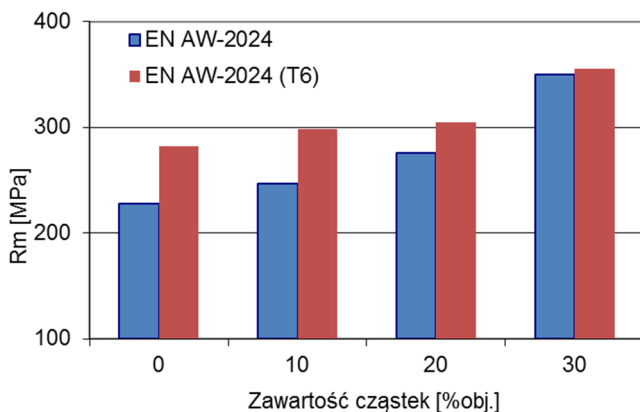


Rys. 1. Wpływ czasu starzenia na twardość HBW materiałów kompozytowych na osnowie stopów EN AW-2024 umocnionych cząstkami Al_2O_3

Fig. 1. The effect of ageing time on the HBW hardness of composite materials on the EN AW-2024 matrix strengthened with Al_2O_3 particles

Próbie rozciągania przeprowadzono, opierając się na normie PN-EN 10002-1:2004, na maszynie wytrzymałościowej firmy INSTRON 1126. Do badań użyto próbek o średnicy nominalnej $d = 6,0$ mm i długości części pomiarowej $l_0 = 30,0$ mm. W miarę zwiększania ilości fazy umacniającej obserwuje się stopniowy wzrost wytrzymałości zarówno próbek przed, jak i po obróbce cieplnej T6 (rys. 2.). Materiały kompozytowe nieobrobione cieplnie, zawierające 10% obj. cząstek ceramicznych charakteryzują się wytrzymałością R_m wynoszącą ok. 160-170 MPa. Zwiększenie objętości cząstek do 30% obj. powoduje maksymalny wzrost wytrzymałości do wartości równej 350 MPa. Zastosowanie obróbki T6 powoduje wyraźny wzrost wytrzymałości na rozciąganie z 228 do 283 MPa dla nieumocnionego stopu EN AW-2024. W materiałach kompozytowych z zawartością 10% obj. cząstek silny efekt umocnienia wydzieleniowego obróbki T6 osnowy przekłada się na wzrost wytrzymałości w stosunku podobnym jak w materiale nieumocnionym. Najniższy przyrost wytrzymałości po przeprowadzonej obróbce cieplnej, wynoszący zaledwie 3-6 MPa, stwierdzono w materiałach umocnionych 30% obj. cząstek Al_2O_3 .

Obserwacje powierzchni przełomów próbek materiałów nieumocnionych uzyskanych w próbie rozciągania wykazały propagację pęknięć głównie po granicach ziaren i ramionach dendrytów fazy α , które ze względu na przetopienie stopów i odlanie do formy wykazują znaczne rozmiary w porównaniu z materiałem kształtowanym plastycznie. W obszarach międzydendrytycznych obserwacje potwierdziły występowanie nieznacznej porowatości.

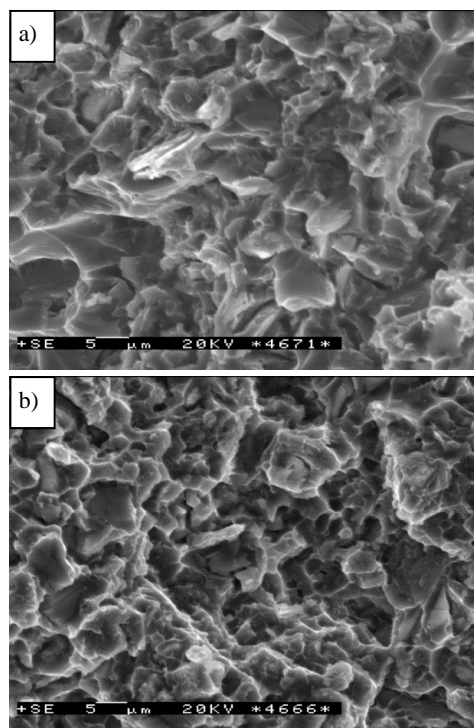


Rys. 2. Wytrzymałość na rozciąganie materiałów kompozytowych umocnionych cząstkami Al_2O_3 na osnowie stopów EN AW-2024 w stanie wytworzenia i po obróbce T6

Fig. 2. Tensile strength of composite materials strengthened with Al_2O_3 particles on the EN AW-2024 matrix after squeeze casting and the T6 heat treatment

W materiałach kompozytowych preforma składająca się ze sztywno połączonych spoiwem cząstek blokuje rozrost dendrytów fazy α , w wyniku czego struktura jest bardziej drobnoziarnista. Na rysunku 3a pokazano SEM przełomu materiału kompozytowego AW-2024 – 10% obj. cząstek Al_2O_3 . Ze względu na obecność twardych cząstek przełomy materiałów kompozytowych mają zasadniczo charakter kruchy. Przy relatywnie małym udziale umocnienia w osnowie (np. 10% obj.) podczas rozciągania dochodzi do wyciągania niewielkich fragmentów osnowy z widocznymi nieznaczными odkształceniami plastycznymi w kierunku działania siły rozciągającej. Cząstki umacniające skutecznie blokują odkształcanie plastyczne osnowy. Przeniesienie naprężeń z osnowy do cząstek ceramicznych w dużym stopniu zależy od jakości połączenia osnowy z umocnieniem na granicy międzyfazowej. W obserwowanych przełomach zauważa się odspajanie cząstek od osnowy, szczególnie w miejscach o słabym połączeniu osnowy z powierzchniami cząstek ceramicznych. W materiałach o większej objętości cząstek (rys. 3b) badania wykazały liczniejsze odspojenia.

W materiałach kompozytowych zawierających duże zawartości cząstek ceramicznych (30% obj.) w wybranych miejscach obserwuje się lokalną porowatość szczątkową, będącą skutkiem niepełnej infiltracji. Dodatkowo pomiędzy aglomeratami cząstek stwierdzono zwiększoną zawartość SiO_2 wykorzystywanego jako spoiwo do budowy preform. Istnienie obszarów o takiej strukturze zasadniczo ogranicza możliwości osnowy do przenoszenia naprężeń, co w konsekwencji powoduje osłabienie materiału.



Rys. 3. Przełom materiału kompozytowego z osnową EN AW-2024: a) 10% obj. cząstek Al_2O_3 , b) 30% obj. cząstek Al_2O_3

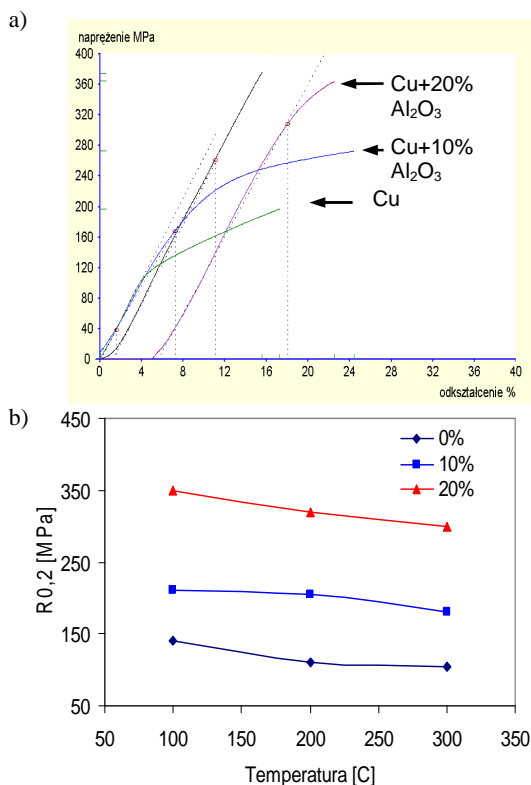
Fig. 3. Fracture of composite materials based on the EN AW-2024 matrix: a) 10% vol. of Al_2O_3 particles, b) 30% vol. of Al_2O_3 particles

3. Materiały kompozytowe na osnowie Cu

Dla materiałów kompozytowych i czystej miedzi wyznaczono umowną granicę plastyczności $R_{0,2}$ na podstawie krzywych ściskania (rys. 4.). Niektóre próbki materiałów kompozytowych umocnionych 20% obj. włókien pękały z typową płaszczyzną poślizgu pod kątem 45° . Jednak nawet w tym przypadku, po chwilowej utracie ciągłości, następowało szepianie połówek pękniętej próbki i dalsze przenoszenie obciążenia. Umocnienie Cu włóknami Al_2O_3 powoduje znaczący wzrost umownej granicy plastyczności w całym badanym zakresie temperatur. Już 10% obj. włókien ceramicznych powoduje wzrost granicy o 50-80%. Jednak materiały kompozytowe zawierające 20% tych włókien charakteryzowały się 2-3 razy większą wytrzymałością na ściskanie w porównaniu z nieumocnionymi próbkami z Cu.

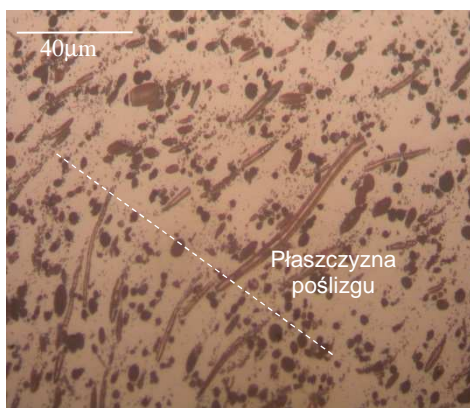
Zaobserwowano deformację mikrostruktury nieumocnionej Cu pod działaniem naprężeń ściskających wraz ze zniekształceniem ramion dendrytów. W kierunku prostopadłym do działania obciążenia i do osi próbki cylindrycznej ramiona dendrytów przemieszczały się, a rozmieszczona pomiędzy nimi eutektyka tlenkowa (w formie drobnych kulistych wydzieleń) również się przemieszczała i odkształcała. Umocnienie miedzi włóknami ceramicznymi powoduje rozdrobnienia zarówno struktury dendrytycznej, jak i eutektyki tlenkowej rozmieszczonej na

granicach ziaren. Obciążone próbki przyjmowały kształt beczkowy, a powstające płaszczyzny poślizgu były trudne do zlokalizowania (rys. 5.). W ich obszarze dochodziło do znacznego pęknięcia włókien i przemieszczania ich fragmentów pod kątem 45° do osi próbki.



Rys. 4. Krzywe naprężenie–odkształcenie podczas ściskania w temperaturze 100°C (a) oraz umowna granica plastyczności $R_{0,2}$ nieumocnionej Cu i materiałów kompozytowych umocnionych 10 i 20% obj. włókien w zakresie $100\text{--}300^\circ\text{C}$ (b)

Fig. 4. Compression stress vs strain at 100°C (a) and the yield strength $R_{0,2}$ of unreinforced Cu and composite materials reinforced with 10 and 20% vol. of fibers in the range of $100\text{--}300^\circ\text{C}$ (b)



Rys. 5. Mikrostruktura materiału kompozytowego Cu – 20% obj. włókien Al₂O₃ po ściskaniu w 100°C – zarys płaszczyzny poślizgu z zakrzywionymi i spękanymi włóknami

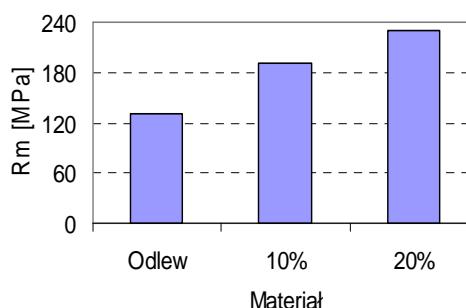
Fig. 5. Microstructure of the composite material Cu – 20% vol. of Al₂O₃ fibers after compression at 100°C – outline of the slip plane with deformed and cracked fibers

W całej objętości materiału włókna zostały poddane dużym naprężeniom i w zniekształconej osnowie pękają w zależności od kierunku ułożenia. W niższej temperaturze i przy mniejszej zawartości włókien ceramicznych (10% obj.) można zauważyć ich segmentację, jeżeli są ustawione prostopadłe do kierunku obciążenia, w bezpośrednim sąsiedztwie płaszczyzny poślizgu. Ułożone zgodnie z tym kierunkiem mogą pękać w sąsiedztwie charakterystycznej płaszczyzny poślizgu. Przy większej zawartości włókien takie zjawisko występuje tylko w wyższej temperaturze – 300°C. Większa liczba włókien efektywniej przenosi obciążenie, odkształcenie plastyczne osnowy jest mniejsze, ściskanie materiału kończy się zwykle powstaniem płaszczyzny poślizgu.

W stosunku do nieumocnionego odlewu charakteryzującego się wytrzymałością ok. 140 MPa, wytrzymałość materiałów kompozytowych zwiększa się do ok. 190 i 230 MPa odpowiednio dla 10 i 20% obj. włókien (rys. 6.). Powoduje to ok. 50-80% wzrost wytrzymałości w stosunku do nieumocnionej Cu.

Rys. 6. Wytrzymałość na rozciąganie R_m nieumocnionej miedzi oraz materiałów kompozytowych na osnowie umocnionych 10 i 20% obj. włókien ceramicznych

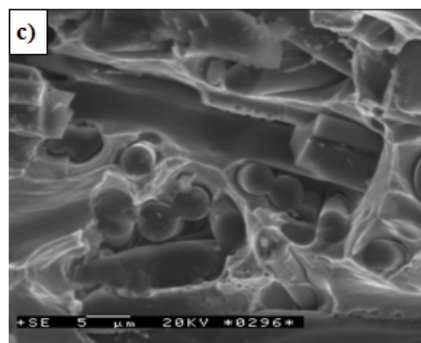
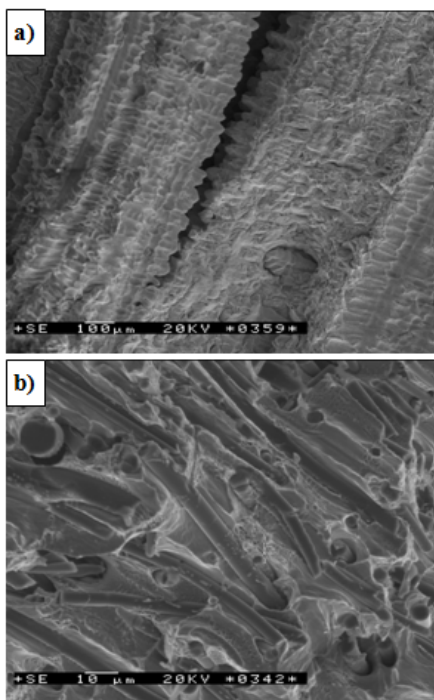
Fig. 6. Ultimate tensile strength UTS of unreinforced copper and of composite materials on copper matrix, reinforced with 10 and 20% vol. of ceramic fibers



Włókna ceramiczne wiążą osnowę i zapobiegają jej pękaniu, natomiast pęknięcia w osnowie przebiegają głównie w obszarach międzydendrytycznych (rys. 7a). Występują tam kuliste tlenki CuO, powstające przypuszczalnie podczas topienia i infiltracji prowadzonej bez osłony gazowej. O rozwoju przełomu kompozytu decyduje ukierunkowanie włókien i ich połączenie z osnową. Widoczne na przełomie ślady po wyłamanych włóknach czy też przytwierdzone fragmenty świadczą o dobrym połączeniu z osnową (rys. 7b). Nie zaobserwowano nadmiernego wyciągania włókien „pull-out” i charakterystycznych dla tego zjawiska cylindrycznych zagłębień. Mniejsza (10% obj.) zawartość włókien ceramicznych w osnowie nie pozwala na ograniczenie odkształceń sprężysto-plastycznych, co w efekcie prowadzi do pęknięcia włókien na mniejsze segmenty i rozwoju przełomu. Z tego powodu w sąsiedztwie przełomu (rys. 8a) większość włókien była zniszczona. Obserwowano prostopadłe pęknięcia do osi włókien, szczególnie we włóknach ułożonych zgodnie z kierunkiem rozciągania.

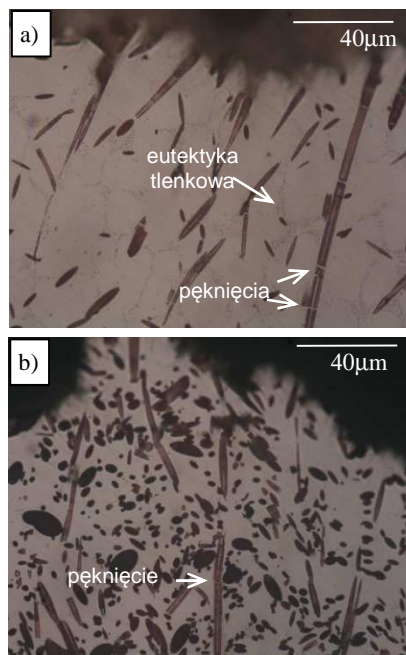
Przy większej, 20% obj., zawartości włókien ceramicznych w obszarach oddalonych od powierzchni przełomu nie obserwowano tak intensywnej fragmentacji włókien (rys. 8b). Jedynie tuż pod powierzchnią przełomu, na głębokości kilku mikrometrów, pęknięcia były wyraźne, choć również nie obserwowano wyciąga-

nia ich fragmentów. Można stwierdzić, że kruchy przełom następował w miejscu występowania wad strukturalnych, np. przy porowatości czy pękach włókien.



Rys. 7. Przełom próbki Cu nieumocnionej z widocznym pęknięciem rozdzielającym dendryty (a), przełom materiału kompozytowego Cu – 10% obj. włókien Al₂O₃ (b) i 20% obj. włókien Al₂O₃ (c)

Fig. 7. Fracture of unreinforced copper with visible crack separating dendrites (a), fracture of the composite material Cu – 10% of Al₂O₃ fibers (b) and 20% obj. of Al₂O₃ fibers (c)



Rys. 8. Mikrostruktura materiału kompozytowego po próbie rozciągania w temperaturze 20°C przy powierzchni przełomu, Cu – 10% obj. włókien Al₂O₃ (a) oraz 20% obj. włókien Al₂O₃ (b)

Fig. 8. Microstructure of the composite material after a tensile test at 20°C near the fracture surface, Cu – 10% vol. of Al₂O₃ fibers (a) and 20% vol. of Al₂O₃ fibers (b)

4. Wnioski

1. Opierając się na metodzie prasowania ze stanu ciekłego przez infiltrację stopem EN AW-2024 porowatych preform ceramicznych wykonanych z proszku tlenku glinu Al_2O_3 charakteryzujących się porowatością otwartą, można wytwarzać materiały kompozytowe z równomiernym rozkładem cząstek ceramicznych w osnowie.
2. Obróbka cieplna T6 stosowana do utwardzania wydzieleniowego osnowy stopu EN AW-2024 materiałów kompozytowych umocnionych cząstkami powoduje znaczący wzrost twardości materiałów kompozytowych zawierających 10% obj. i 20% obj. cząstek umacniających. Zastosowanie obróbki T6 materiałów kompozytowych zawierających 30% obj. cząstek nie spowodowało wyraźnego wzrostu twardości.
3. Umacnianie Cu włóknami ceramicznymi Al_2O_3 zwiększa znacząco właściwości wytrzymałościowe w szerokim zakresie temperatur. Wytrzymałość na ściskanie materiału kompozytowego zawierającego 20% obj. włókien SAFFIL w temperaturze $300^\circ C$ wynosi 305 MPa. Obserwuje się ponadto zwiększenie wytrzymałości na rozciąganie. Kompozyt na osnowie miedzi umacniany 20% obj. włókien ceramicznych charakteryzuje się wytrzymałością na rozciąganie wynoszącą 220 MPa.
4. Analiza właściwości mechanicznych wytworzonych materiałów kompozytowych wskazuje na możliwość zastosowania materiałów kompozytowych na osnowie stopu EN AW-2024 na lekkie elementy w konstrukcjach naziemnych środków transportu, natomiast materiały kompozytowe na osnowie miedzi mogą być stosowane na wysokowytrzymałe elementy przewodzące prąd elektryczny oraz charakteryzujące się dobrym przewodnictwem cieplnym.

The results presented in this paper have been obtained within the project „KomCerMet” (contract no. POIG.01.03.01-00-013/08 with the Polish Ministry of Science and Higher Education, Warsaw) in the framework of the Innovative Economy Operational Programme (POIG) 2007-2014.

Literatura

- [1] Hajjari E., Divandari M.: An investigation on the microstructure and tensile properties of direct squeeze cast and gravity die cast 2024 wrought Al alloy, *Mater. Design*, 29 (2008) 1685-1689.
- [2] Fan C.H., Chen Z.H., He W.Q., Chen J.H., Chen D.: Effects of the casting temperature on microstructure and mechanical properties of the squeeze-cast Al-Zn-Mg-Cu alloy, *J. Alloys Compounds*, 504 (2010) 42-45.
- [3] Kaczmar J.W., Kurzawa A.: Structure and properties of porous ceramic preforms made of α -alumina particles, *Arch. Foundry Eng.*, 10 (2010) 157-162.
- [4] Kaczmar J.W.: Wytwarzanie, własności i zastosowanie elementów z materiałów kompozytowych, Oficyna PWR, Wrocław 2013.

- [5] Regula T., Fajkiel A., Dudek P., Saja K.: Casting of wrought alloys under external pressure, *Trans. Foundry Research Institute*, 54 (2014) 3-11.
- [6] Chen G.Q., Xiu Z.Y., Meng S.H., Wu G.H., Zhu D.Z.: Thermal expansion and mechanical properties of high reinforcement content SiCp/Cu composites fabricated by squeeze casting technology, *Trans. Nonferrous Metals Soc. China*, 19 (2009) 600-604.
- [7] Mahesh Kumar V., Venkatesh C.V.: Effect of ceramic reinforcement on mechanical properties of aluminum matrix composites produced by stir casting process, *Mater. Today: Proceedings*, 5 (2018) 2466-2473.
- [8] Tian W.S., Zhao Q.L., Zhang Q.Q., Qiu F., Jiang Q.C.: Simultaneously increasing the high-temperature tensile strength and ductility of nano-sized TiC_p reinforced Al-Cu matrix composites, *Mater. Sci. Eng., A* 717 (2018) 105111.
- [9] Illgen A., Weidner A., Biermann H.: Influence of particle and short-fibre reinforcement on the very high cycle fatigue behaviour of aluminium matrix composites, *International, J. Fatigue*, 113 (2018) 299-310.
- [10] Bai G., Li N., Wang X., Wang J., Kim M.J., Zhang H.: High thermal conductivity of Cu-B/diamond composites prepared by gas pressure infiltration, *J. Alloys Compounds*, 735 (2018) 1648-1653.
- [11] Wang W., Du A., Fan Y., Zhao X., Wang X., Ma R., Li Q.: Microstructure and tribological properties of SiC matrix composites infiltrated with an aluminium alloy, *Tribology Int.*, 120 (2018) 369-375.

THE PROPERTIES OF THE EN AW-2024 ALUMINIUM ALLOY AND COPPER MATRIX COMPOSITE MATERIALS

Summary

In this paper investigations of the strengthening effect of α -Al₂O₃ particles and Saffil alumina fibres on the EN AW-2024 aluminium alloy matrix as well as Cu based composites on selected mechanical properties were presented. The examined composite materials were produced by pressure infiltration of open porosity preforms. Thermal stability and resistance to deformation of the preforms during the infiltration were provided by using a silica binder for reinforcing their structure and appropriate heat treatment. On the basis of microstructure and surface analysis of fractures obtained during strength investigations the effect of reinforcement and crack development were demonstrated. Performed tests of manufactured materials have also confirmed their superior mechanical and service properties, such as hardness and abrasion resistance, which widens the scope of their potential application.

Keywords: composite materials, mechanical properties, pressure infiltration

DOI: 10.7862/rm.2018.28

Otrzymano/received: 21.04.2018

Zaakceptowano/accepted: 18.06.2018

Wiesław MASŁOWSKI¹
Tadeusz OPARA²
Michał BUREK³

OCENA FUNKCJONOWANIA UKŁADU RÓWNOWAGI KANDYDATÓW NA PILOTÓW WOJSKOWYCH

Jednym z wielu elementów określających predyspozycje kandydatów na pilotów wojskowych statków powietrznych jest ocena poprawności funkcjonowania ich systemu utrzymania równowagi, odpowiedzialnego (między innymi) za orientację przestrzenną w trakcie lotu. Podstawową wielkością kontrolowaną przez ten układ jest położenie środka masy ciała. W próbie quasi-statycznej punkt ten oscyluje wokół położenia równowagi. Ilościową informacją o tych oscylacjach jest trajektoria rzutu środka masy na płaszczyznę podparcia, którą można zarejestrować w badaniach posturograficznych, poprzedzonych wyznaczeniem położenia środka masy osoby badanej metodą dźwigni jednostronnej. Przebadano 58 kandydatów na pilotów samolotów odrzutowych, samolotów transportowych i śmigłowców (6 kobiet i 52 mężczyzn). Badane osoby to studenci Wyższej Szkoły Oficerskiej Sił Powietrznych w Dęblinie. Opierając się na przeprowadzonych pomiarach, dokonano oceny poprawności funkcjonowania ich układu równowagi, przez analizę średniej długości radialnej pozycji wektora określającego położenie rzutu środka masy na płaszczyznę platformy posturograficznej. Tangens kąta odchylenia środka masy, rozumiany jako stosunek średniej długości radialnej pozycji wektora do wysokości położenia środka masy, jednoznacznie różnicuje wyniki uzyskane przez poszczególnych badanych. Wskaźnik selektywności metody, zdefiniowany jako iloraz wzrostu wyników pomiaru do ich wartości średniej, dla omawianych danych ma wysoką wartość, wynoszącą 0,92. W testach brali udział podchorążowie, którzy uzyskali najwyższą kategorię zdrowia, a mimo to zaznaczyły się wyraźne różnice w predyspozycji do utrzymania stabilnej postawy ciała. Informacje zgromadzone w utworzonej bazie danych pozwalają na wskazanie osób o najwyższej zdolności do utrzymania równowagi statycznej.

Słowa kluczowe: posturografia, środek masy ciała, układ równowagi, platforma stabilograficzna

¹ Autor do korespondencji: Wiesław Masłowski, Wyższa Szkoła Oficerska Sił Powietrznych, 08-521 Dęblin, ul. Dywizjonu 303 nr 35, tel.: 606266276, e-mail: w.maslowski@wsosp.pl.

² Tadeusz Opara, Uniwersytet Technologiczno-Humanistyczny, Radom, e-mail: t.opara@uthrad.pl

³ Michał Burek, Wyższa Szkoła Oficerska Sił Powietrznych, Dęblin, e-mail: m.burek@wsosp.pl

1. Wprowadzenie

Kandydaci na pilotów wojskowych przechodzą wiele testów kwalifikacyjnych. Jednym z wielu badań jest próba statyczna, pozwalająca na ocenę poprawności funkcjonowania ich systemu utrzymania równowagi. Układ ten jest odpowiedzialny między innymi za orientację przestrzenną w trakcie lotu. Jego działanie opiera się na informacjach uzyskiwanych z trzech torów czuciowych, którymi są: narząd wzroku, błędnik umożliwiający określenie położenia ciała w przestrzeni oraz proprioreceptory informujące o pozycji ciała [1, 2]. Układ równowagi umożliwia utrzymanie pionowej postawy ciała. Do podstawowych funkcji tego narządu należą [1-3]:

- odbieranie i integracja czucia ruchu i siły grawitacji,
- integracja odruchów związanych z położeniem środka masy ciała,
- utrzymanie obrazu na siatkówce oka podczas obserwacji obiektu będącego w ruchu.

Zdolność do utrzymania równowagi i orientacji w przestrzeni jest cechą osobniczą. Możliwość jej poprawy przez trening istnieje, ale jest ograniczona do kilkunastu procent. Ocenę tych predyspozycji umożliwia system testów sprawdzających. Zachowanie pionowej pozycji ciała polega na stałej kontroli wychwiał, sprowadzającej się do wykonywania ruchów korygujących. Istota utrzymania stabilnej postawy przez człowieka polega na ciągłym pobudzaniu i rozluźnianiu mięśni. Utrzymanie pionowej i wyprostowanej pozycji wymaga więc ciągłego wykonywania pracy izometrycznej [4-6].

Żyroskopami układu utrzymania równowagi w dowolnej postawie są błędniki. Czujnikami realizującymi komunikację z otoczeniem są oczy oraz proprioreceptory, potocznie określane jako receptory grawitacyjne. Utrzymanie pionowej postawy i nieruchomej sylwetki wymaga zatem ciągłej pracy układu sterowania, w którym małe wychwiania są stale korygowane przez układ mięśniowy. Istotę tego zagadnienia opisał profesor Władysław Kopaliński w książce pt. „Opowieści o rzeczach powszednich” [7]: „(...) *podczas gdy maszyna wykonuje pracę wtedy tylko, kiedy porusza nią jakaś siła, to mięśnie ludzkie wydatkują energię, gdy są w napięciu, nawet nieruchome. Jest to tzw. praca izometryczna. Człowiek stoi spokojnie (nieruchomo) przy pomocy skomplikowanego systemu ściskanych kości i napiętych mięśni. Dlatego samo stanie pochłania energię*”.

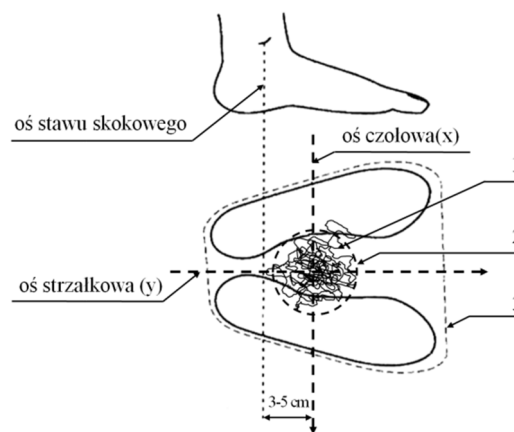
2. Istota posturografii

Zachowanie stabilnej sylwetki pionowej jest rezultatem ciągłego działania układu utrzymywania równowagi. Ilościowa ocena tego procesu jest realizowana w badaniach posturograficznych [3-6, 8-10]. Polegają one na rejestracji niewielkich ruchów środka masy ciała badanego. Bezpośredni pomiar tej wielkości jest złożonym zadaniem metrologicznym. Z tego powodu w badaniach stabilności postawy stojącej stosuje się miarę zastępczą. Jest nią położenie rzutu środka masy

na płaszczyźnie podparcia, określane jako środek nacisku stóp na płaszczyznę platformy posturograficznej [11]. Środek nacisku stóp na płaszczyznę podczas stania znajduje się wewnątrz obrysu stóp. Z punktu widzenia biomechaniki ruchu człowieka umiejętność stabilizacji pionowej pozycji polega na minimalizowaniu wychyłań ciała (odchylenie „przód–tył” oraz „lewo–prawo”), tak aby rzut środka masy nie przemieszczał się poza granicę stabilności, wyznaczoną przez obwiednię powierzchni podparcia stóp (rys. 1.) [3, 8].

Rys. 1. Typowa trajektoria rzutu środka ciężkości człowieka (zdrowego) na płaszczyznę układu pomiarowego; 1 – trajektoria rzutu środka masy podczas swobodnego stania, 2 – obrys toru rzutu środka masy, 3 – powierzchnia podparcia

Fig. 1. Typical trajectory of a person's center of gravity projection in vertical position on the measurement system plane; 1 – trajectory of the center of mass projection when standing freely, 2 – outline of the center of mass projection line, 3 – envelope of the feet support area



Idea określenia położenia rzutu środka nacisku stóp polega na pomiarze sygnału od sił reakcji w punktach podparcia sztywnej płaszczyzny poziomej. Na platformie stoi człowiek, który usiłuje pozostać w całkowitym bezruchu, a jego stopy są ustawione w określonym miejscu (rys. 2.). W pierwszych wersjach posturografu stosowano mechaniczne ograniczniki położenia stóp [4-6]. Obecnie takich ograniczników już się nie stosuje.

Rys. 2. Określenie chwilowego położenia rzutu środka masy metodą posturograficzną

Fig. 2. Determination of the temporary position of the center of mass projection with the posturographic



Przetworniki siły są usytuowane w wierzchołkach dowolnej, symetrycznej figury geometrycznej. Zwykle jest to wielokąt foremny. Rzut środka masy przemieszcza się po powierzchni platformy. Kolejne położenia tego punktu są opisywane współrzędnymi x i y . W prostokątnym układzie współrzędnych:

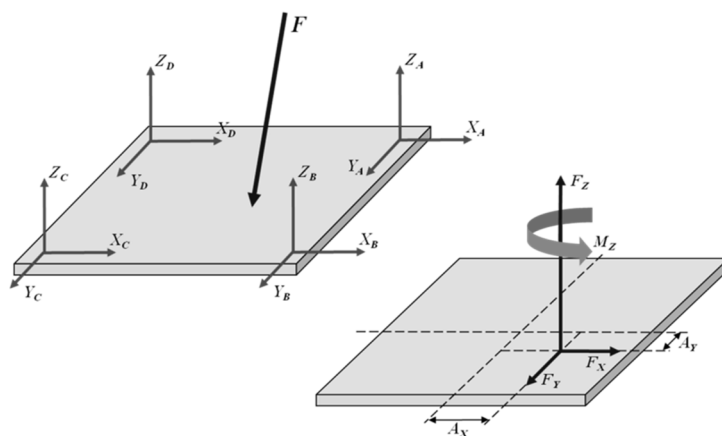
- kierunek x wyznacza oś poprzeczną (odchylenie „lewo–prawo”),
- kierunek y wyznacza oś strzałkową (odchylenie „przód–tył”).

Analiza współrzędnych rzutu środka masy ciała badanego człowieka pozwala:

- ocenić wpływ czynników powodujących zaburzenia równowagi (w raporcie międzynarodowego zespołu roboczego Kellogg z 1987 r. skatalogowano ponad sto przyczyn utraty równowagi. Wśród nich znaczną część stanowią czynniki o podłożu neurologicznym, powodujące zaburzenia biomechaniki ciała [1]),
- ocenić skuteczność układu utrzymania równowagi w różnych warunkach otoczenia,
- kontrolować proces zmian zdolności do utrzymania równowagi zachodzący w następstwie terapii lub treningu.

Ocenę funkcjonowania układu równowagi prowadzono przy użyciu platformy stabilograficznej AMTI AccuSway, natomiast do przetwarzania zarejestrowanych danych zastosowano program Balance Clinic.

Posturograf AccuSway umożliwia pomiar sił i momentów reakcji w czterech punktach podparcia. W każdym z czterech wierzchołków są umieszczone po trzy przetworniki Halla (rys. 3.). Sygnały z tych przetworników są rejestrowane, a następnie przetwarzane na wartości sił i momentów sił, które pozwalają na obliczenie składowych siły $F(x,y)$ działającej w środku nacisku stóp na płaszczyznę posturografu [12].



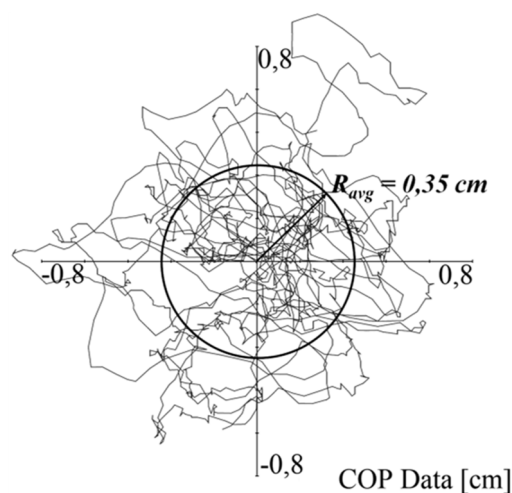
Rys. 3. Pomiar sił i momentów reakcji przez czujniki posturografu AccuSway

Fig. 3. Measurement of forces and moments of reaction by AccuSway posturograph sensors

Zastosowanie platformy stabilograficznej wraz z systemem rejestracji danych i oprogramowaniem do ich przetwarzania umożliwia obiektywną ocenę poprawności działania układu równowagi. Prowadzona analiza opiera się na danych z czujników, które pozwalają na określenie przemieszczenia środka nacisku stóp na powierzchnię podparcia. Przemieszczenie jest opisywane składowymi x i y . Do analizowanych parametrów przemieszczenia środka nacisku stóp na platformę należą między innymi [3, 9, 13]:

- minimalne i maksymalne przemieszczenie x i y od centroidu danych,
- długość drogi przebytej przez środek nacisku stóp,
- długość średniej radialnej pozycji wektora przemieszczenia,
- odchylenie standardowe,
- pole koła zawierającego 100% zbioru punktów danych,
- pole efektywne zawierające 66% zbioru punktów danych.

Przykładowy zapis z pomiarów stabilograficznych przedstawiono na rys. 4. Pokazuje on tor ruchu środka nacisku stóp na platformę. Badanie trwało 30 s, z częstotliwością próbkowania 50 sygnałów na sekundę. Oznacza to, że zarejestrowano 1500 punktów tworzących trajektorię przemieszczania się rzutu środka masy. Otrzymany zbiór punktów umożliwia wyznaczenie centroidu danych, który jest definiowany jako wartość średnia z położenia wszystkich zapisanych punktów. Przemieszczenia względem centroidu stanowią podstawę do obliczenia podstawowych parametrów zdefiniowanych zależnościami (1)-(4). Przybliżonym modelem układu równowagi człowieka może być wahadło odwrócone. Długość ramienia tego wahadła jest równa wysokości środka masy.



Rys. 4. Trajektoria rzutu środka nacisku stóp osoby badanej na powierzchnię platformy

Fig. 4. Trajectory of the center of pressure (COP) projection of the examined person's feet on the platform surface

W dalszej części pracy prowadzono analizę, opierając się na długości średniej radialnej pozycji wektora przemieszczenia R_{avg} . Jest ona wyznaczana na podstawie następujących zależności [3, 13]:

$$R_{avg} = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n d_i \quad (1)$$

$$d_i = \sqrt{(x_i - x_{avg})^2 + (y_i - y_{avg})^2} \quad (2)$$

$$x_{avg} = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n x_i \quad (3)$$

$$y_{avg} = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n y_i \quad (4)$$

gdzie: x_i, y_i – chwilowe położenie środka nacisku stóp na platformę,
 n – liczba pomiarów w trakcie badania.

3. Ocena funkcjonowania układu utrzymania równowagi

Testom utrzymania równowagi na platformie stabilograficznej poddano 58 kandydatów na pilotów samolotów odrzutowych, samolotów transportowych i śmigłowców (6 kobiet i 52 mężczyzn) – studentów Wyższej Szkoły Oficerskiej Sił Powietrznych w Dęblinie. Wiek badanych to 20-28 lat. Badania posturograficzne były poprzedzone wyznaczeniem położenia środka masy ciała, prowadzonym metodą dźwigni jednostronnej (du Bois-Reymonda) [3, 9]. Wyniki tych pomiarów zestawiono w tab. 1. (kolumny D, E i F). Wysokość względna środka masy ciała h osoby badanej, przyjęta jako iloraz wysokości środka masy do jej wzrostu, dla całej badanej populacji waha się od 54,1 do 58,3% wzrostu.

Opierając się na przeprowadzonych pomiarach zmian położenia środka masy ciała w czasie, dokonano oceny funkcjonowania układu równowagi. Trajektorię utworzoną przez 1500 punktów pomiarowych zastąpiono okręgiem o średnicy R_{avg} , który umieszczony na wysokości środka masy h jest podstawą odwróconego stożka o wierzchołku znajdującym się w centroidzie danych na powierzchni platformy. Kąt tworzący tego stożka α jest miarą pozwalającą ocenić zdolność badanego do utrzymania quasi-stałej postawy pionowej. Im wartość tego kąta jest mniejsza, tym wyższa jest zdolność badanego do utrzymania postawy pionowej. Średnie odchylenie kątowe α wyznaczono na podstawie zależności:

$$\alpha = \arctg \frac{R_{avg}}{h} \quad (5)$$

gdzie: R_{avg} – średnia radialnej pozycji wektora położenia rzutu środka masy na płaszczyznę podparcia,

h – wysokość środka masy ciała badanej osoby.

Tabela 1. Dane antropometryczne i wyniki pomiarów stabilograficznych kandydatów na pilotów

Table 1. Anthropometric data and results of stabilographic measurements of pilots candidates

A	B	C	D	E	F	G	H	A	B	C	D	E	F	G	H
301	PST	M	178,5	75,5	101,5	0,67	0,0066	408	PŚ	M	188,0	105,0	109,6	0,98	0,0089
302	PST	M	179,0	84,5	101,4	0,68	0,0067	409	PŚ	M	167,5	71,7	97,1	0,50	0,0051
303	PST	M	177,0	78,5	99,9	0,48	0,0048	410	PŚ	M	188,5	94,0	107,1	0,58	0,0054
304	PST	M	191,5	90,9	108,6	2,05	0,0188	411	PŚ	M	172,5	74,8	97,1	0,48	0,0049
305	PŚ	M	179,5	88,8	101,3	0,78	0,0077	503	PS	M	184,0	87,80	104,5	0,76	0,0072
306	PŚ	M	179,5	75,7	101,4	0,35	0,0035	504	PS	M	181,0	87,00	102,7	0,49	0,0047
307	PŚ	M	180,0	88,3	102,3	0,46	0,0045	505	PST	K	161,5	63,25	88,7	0,75	0,0085
309	PŚ	M	176,5	69,8	98,3	1,23	0,0125	506	PS	M	170,0	72,40	97,5	0,86	0,0088
310	PŚ	M	173,5	66,4	100,3	0,34	0,0034	507	PST	M	182,0	89,50	104,7	0,89	0,0085
311	PŚ	M	182,0	73,4	101,9	0,86	0,0085	508	PS	M	178,5	75,60	100,8	0,76	0,0076
312	PS	M	185,5	85,2	105,9	0,60	0,0057	509	PS	M	183,5	81,55	103,9	0,80	0,0077
313	PS	K	162,5	58,6	89,9	0,67	0,0075	510	PST	M	184,0	88,60	106,9	0,75	0,0070
314	PŚ	M	168,0	62,9	94,1	0,54	0,0057	511	PS	M	175,0	72,40	101,2	0,59	0,0059
315	PŚ	M	174,5	66,4	99,1	0,42	0,0042	512	PST	M	180,0	79,85	104,7	0,55	0,0053
316	PŚ	M	177,0	67,3	100,4	0,75	0,0075	811	PS	M	175,0	71,90	99,3	0,53	0,0054
318	PS	M	171,5	76,9	96,7	0,46	0,0047	812	PS	M	182,0	77,50	105,0	0,49	0,0047
319	PŚ	K	161,0	52,9	89,7	0,52	0,0058	813	PS	M	175,0	81,25	100,0	0,76	0,0076
320	PŚ	M	184,0	110,0	104,9	0,77	0,0073	814	PS	M	180,5	77,40	103,7	0,54	0,0052
321	PŚ	M	188,5	72,9	105,0	0,75	0,0071	815	PS	M	172,5	65,90	99,7	0,48	0,0048
322	PŚ	M	175,5	66,0	101,8	0,51	0,0050	816	PS	M	181,0	82,05	104,0	0,67	0,0065
323	PŚ	K	158,0	59,4	85,9	0,42	0,0049	817	PS	M	185,0	89,05	104,9	0,69	0,0066
324	PŚ	M	181,5	77,1	103,0	0,58	0,0056	818	PS	M	185,0	92,75	105,6	0,54	0,0051
401	PŚ	M	186,0	95,8	107,2	0,71	0,0066	819	PS	K	166,5	56,66	95,9	0,73	0,0076
402	PŚ	M	174,0	72,6	97,9	0,42	0,0043	820	PS	M	172,0	70,15	98,2	0,60	0,0061
403	PŚ	M	181,5	76,8	104,0	0,50	0,0048	821	PS	M	177,0	77,30	100,8	0,55	0,0054
404	PŚ	M	177,5	72,7	102,8	0,65	0,0063	822	PS	M	176,0	84,25	100,3	0,65	0,0065
405	PŚ	K	166,5	56,4	90,0	0,70	0,0077	823	PS	M	168,0	64,70	97,1	0,52	0,0053
406	PŚ	M	180,0	81,9	103,2	0,75	0,0072	824	PS	M	172,0	69,00	99,3	0,57	0,0057
407	PŚ	M	179,0	82,7	102,6	0,45	0,0044	825	PS	M	181,0	72,70	105,2	0,56	0,0053

A – numer badanego w bazie, B – specjalność (PST – pilot samolotu transportowego, PS – pilot samolotu, PŚ – pilot śmigłowca), C – płeć kandydata na pilota (K – kobieta, M – mężczyzna), D – wzrost kandydata na pilota [cm], E – masa ciała badanego [kg], F – wysokość środka masy [cm], G – średni promień R_{avg} [cm], H – kąt stożka średniego odchylenia $\alpha = R_{avg}/h$ [rad]

Dla bardzo małych wartości kąta α (a mamy do czynienia z kątami, których średnia wartość jest mniejsza niż pół stopnia) można przyjąć przybliżenie:

$$\alpha = \arctg \frac{R_{avg}}{h} \approx \frac{R_{avg}}{h} \quad (6)$$

Wyniki obliczeń średniego kąta odchylenia środka masy α od centroidu danych zestawiono w tab. 1. (kolumna H). Analiza średniej długości radialnej położenia rzutu środka masy odniesionej do jego wysokości nad powierzchnią podparcia pokazała, że kąt odchylenia α różni się w sposób wyraźny dla poszczególnych badanych. W tabeli 2. przedstawiono wyniki osób, dla których kąt ten osiągnął najmniejsze i największe wartości.

Tabela 2. Wykaz osób o małym i dużym kącie odchylenia sylwetki od pionu

Table 2. List of people with a small and large angle of deviation from the vertical

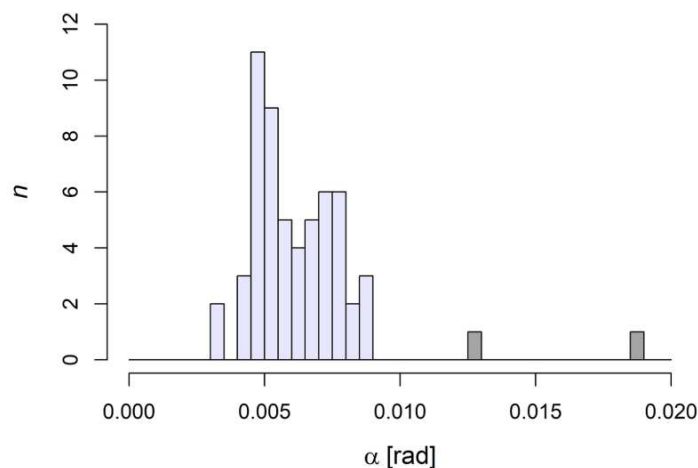
Mały kąt odchylenia			Duży kąt odchylenia		
numer badanego	specjalność	średni kąt odchylenia [rad]	numer badanego	specjalność	średni kąt odchylenia [rad]
310	PŚ	0,00337	305	PŚ	0,00769
306	PŚ	0,00349	509	PS	0,00769
315	PŚ	0,00419	405	PŚ	0,00774
402	PŚ	0,00430	505	PST	0,00847
407	PŚ	0,00439	311	PŚ	0,00847
307	PŚ	0,00451	507	PST	0,00852
824	PS	0,00460	506	PS	0,00881
812	PS	0,00471	408	PŚ	0,00893
318	PS	0,00472	309	PŚ	0,01254
504	PS	0,00474	304	PST	0,01883

Najwyższą zdolność do utrzymania stabilnej postawy ($\alpha_{\min} = 0,00337$ rad) wykazał badany o numerze 310 (tab. 2.). Dla kolejnych osób kąt nachylenia α jest coraz większy, co oznacza spadek tej zdolności – wychwiania są większe. Największą wartość tego kąta ($\alpha_{\max} = 0,01883$ rad) uzyskała osoba, której przypisano numer 304 w bazie danych. Maksymalny kąt odchylenia jest ponadpięciokrotnie większy od kąta minimalnego. Ze względu na dużą różnicę wychwian badanego o numerze 304 od wartości średniej dla całej grupy test został przeprowadzony ponownie. Powtórne badanie potwierdziło jednak wcześniejsze obserwacje.

Kąty odchylenia środka masy osoby badanej od położenia neutralnego są małe, jednak ich wartości, określone dla uczestników testu utrzymania równowagi statycznej, różnią się znacznie, co w sposób ilościowy pokazuje wskaźnik selektywności metody S , określony jako iloraz rozstępu wyników pomiaru do ich wartości średniej:

$$S = \frac{\alpha_{\max} - \alpha_{\min}}{\frac{1}{n} \sum_{i=1}^n \alpha_i} \quad (7)$$

W badanej grupie można wskazać osoby o dużym, średnim i małym kącie odchylenia sylwetki od pionu. Są to podchorążowie, którzy uzyskali najwyższą kategorię zdrowia. Mimo to są widoczne wyraźne różnice w ich predyspozycji do utrzymania stabilnej postawy ciała, a wskaźnik selektywności jest wysoki, gdyż $S = 0,92$ (w obliczeniach pominięto wyniki o wartościach odstających, uzyskane przez badanych o numerach 309 i 304). Na rysunku 5. przedstawiono rozkład statystyczny wartości kąta α dla 58 kandydatów na pilotów wojskowych. Większość pomiarów jest skoncentrowana w przedziale 0,00337-0,00893 rad.



Rys. 5. Rozkład statystyczny wartości kąta α dla 58 kandydatów na pilotów wojskowych

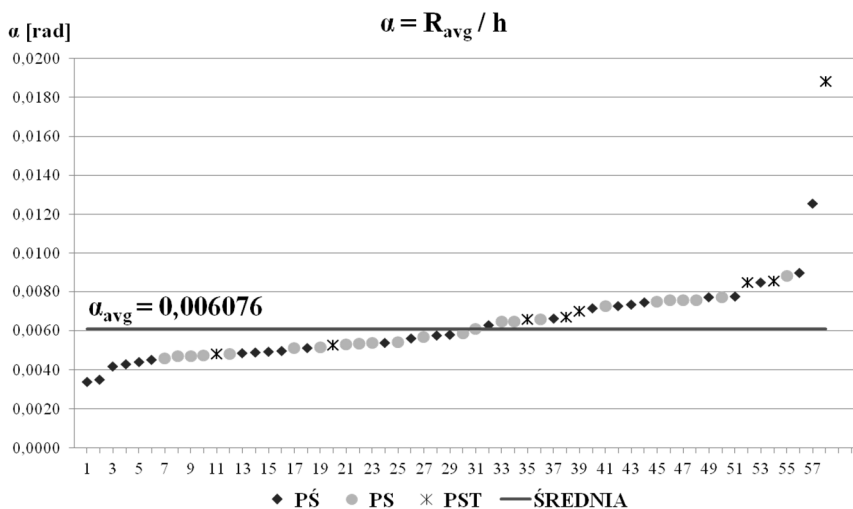
Fig. 5. Statistical distribution of α values for 58 candidates for military pilots

Dwa wyniki mające znacznie większą wartość (0,01254 i 0,01883 rad) zostały uznane za obserwacje odstające i pominięte przy obliczaniu parametrów tego rozkładu. Średnia arytmetyczna z 56 punktów wynosi $\alpha_{avg} = 0,00607$ rad, natomiast mediana $\alpha_{med} = 0,00576$ rad. W rozkładzie tym pojawiły się dwa lokalne ekstrema: $\alpha_{mod1} = 0,00475$ i $\alpha_{mod2} = 0,00750$, przy czym pierwsze z nich (11 wyników) ma charakter dominujący.

4. Podsumowanie

Wsparciem w procesie wyboru kandydatów do szkolenia w zakresie pilotażu samolotów odrzutowych mogą być badania posturograficzne, które pozwalają na ilościową ocenę indywidualnych predyspozycji do zachowania równowagi w warunkach quasi-statycznych. Jest to cecha osobnicza, którą można poprawić tylko w ograniczonym zakresie, przez odpowiedni trening i późniejsze doświadczenie lotnicze. Na rysunku 6. przedstawiono wartości kąta α wyznaczone dla 58

kandydatów na pilotów: 26 zakwalifikowanych do szkolenia na śmigłowcach (PŚ), 24 – do szkolenia na samolotach wysokomanewrowych (PS) i 8 – do szkolenia na samolotach transportowych (PST). Z tej grupy można wyodrębnić 31 osób (15 PŚ, 14 PS i 2 PST), które mają najwyższą zdolność do utrzymania równowagi statycznej, gdyż ich kąty wychyłań α_i są mniejsze od wartości średniej $\alpha_{avg} = 0,006$. Badania posturograficzne mają charakter komplementarny wobec obecnie stosowanych metod. Należy także podkreślić, że opisany test sprawdzający jest relatywnie tani i realizowany w ciągu kilku minut. Może być traktowany jako dodatkowe kryterium (o charakterze ilościowym) w złożonym procesie wyboru kandydatów do szkolenia z zakresu najtrudniejszego rodzaju pilotażu, jakim jest lotnictwo myśliwskie i szturmowe.



Rys. 6. Porównanie średniego kąta odchylenia dla badanej grupy kandydatów na pilotów

Fig. 6. Comparison of the average deviation angle for the examined group

Literatura

- [1] Błaszczak J.: Biomechanika kliniczna, Wydawnictwo Lekarskie PZWL, Warszawa 2004.
- [2] Bober T., Zawadzki J.: Biomechanika układu ruchu człowieka, Wydawnictwo BK, Wrocław 2001.
- [3] Masłowski W., Opara T., Burek M.: Posturographic tests of candidates for military pilots, Trans. Institute Aviation, 247 (2017) 45-56.
- [4] Opara T., Preibisch P.: Stabilografia komputerowa jako narzędzie diagnostyczne dla wybranych przypadków schorzeń kręgosłupa. IV Konf. Komputerowe Systemy Wspomagania Nauki, Przemysłu i Transportu TRANSCOMP, Zakopane 2000, s. 673-680.

- [5] Opara T., Preibisch P.: Computerized stabilography as diagnostic tool for selected cases of curvature of the backbone, VIth Int. Conf. CADSM 2001, Publishing House of Lviv Polytechnic National University, 2001, pp. 265-268.
- [6] Opara T., Preibisch P.: Określenie parametrów charakteryzujących statokinetyczną równowagę człowieka, V Szkoła – Konf. Metrologia Wspomagana Komputerowo MWK'2001, sekcja VI – Inne Zastosowania Metrologii, t. 2, s. 335-342.
- [7] Kopaliński W.: Opowieści o rzeczach powszednich, Oficyna Wydawnicza Rytm, Warszawa 2016.
- [8] Golema M.: Charakterystyka procesu utrzymania równowagi ciała człowieka w obrazie stabilograficznym, Wydawnictwo AWF, Wrocław 2002.
- [9] Masłowski W., Opara T., Burek M.: Posturographic examination of candidates for military pilots, I Kongres Lotniczy i Kosmonautyczny, Rzeszów 2016, s. 73-75.
- [10] Opara T., Preibisch P., Iwanejko L.: Determination of synthetic parameters characterizing the human balance in static conditions, TCSET'2002 Proceedings, Publishing House of Lviv Polytechnic, p. 315-319.
- [11] Winter D.A.: Human balance and posture control during standing and walking, Gait Posture, 3 (1995) 193-214.
- [12] AccuSway^{Plus}. User's manual and Install Guide, AMTI, Watertown 2005.
- [13] Balance Clinic Manual, AMTI, Watertown 2014.

ASSESSMENT OF THE FUNCTIONING OF BALANCE SYSTEMS OF CANDIDATES FOR MILITARY PILOTS

Summary

One of many elements determining the predispositions of candidates for military pilots is the assessment of correct functioning of their balance system, which is responsible (among other things) for spatial orientation during the flight. The basic parameter controlled by this system is the location of the body mass center. In a quasi-static test, this point oscillates around the equilibrium position. Quantitative information about these oscillations is the trajectory of the projection of the mass center on the support plane, which can be recorded in posturographic studies. Fifty-eight candidates for military pilots (6 women and 52 men) were examined. The people who took part in the study are students of the Air Force Academy in Dęblin. Based on the measurements carried out, the correctness of the functioning of their balance system was evaluated by analyzing the average length of the radial position of the vector defining the position of the projection of the center of mass on the plane of the posturographic platform. The tangent of the center of mass angle deflection, understood as the ratio of the average length of the radial position of the vector to the height of the mass center, uniquely differentiates the results obtained by the individual subjects.

The tests were taken by cadets who obtained the highest category of health, and yet there are clear differences in the predisposition to maintain a stable posture. The information gathered in the created database allows to indicate people with the highest ability to maintain static balance.

Keywords: posturography, center of body mass, balance system, stabilographic platform

DOI: 10.7862/rm.2018.29

Przesłano do redakcji: 23.04.2018

Przyjęto do druku: 20.05.2018

Grzegorz MICHTA¹

Adam KRUK²

WPŁYW OBRÓBKİ CIEPLNEJ NA WŁAŚCIWOŚCI STALI TYPU MARAGING

Celem przeprowadzonych badań było określenie wpływu obróbki cieplnej na właściwości stali maraging o oznaczeniu N18K9M5TPr. Porównano wyniki badań właściwości mechanicznych, fraktograficznych, twardości oraz mikrostruktury materiału w stanie dostawy, po przesycaniu oraz przesycaniu i starzeniu. Wykazano, że obróbką cieplną można sterować parametrami wytrzymałościowymi oraz plastycznymi przez dobór temperatury i czasu poszczególnych etapów przesycania i starzenia.

Słowa kluczowe: stal maraging, obróbka cieplna, właściwości mechaniczne, twardość, mikrostruktura

1. Wprowadzenie

Stale typu maraging ze względu na swoje właściwości mają zastosowanie jako materiał konstrukcyjny w energetyce i lotnictwie, w przemyśle kolejowym i motoryzacyjnym, a także w technologiach wojskowych, m.in. na elementy luf czy poszycia zbiorników paliwowych rakiet. Mimo wysokiej ceny stale te znalazły swoje miejsce w grupie chętnie wybieranych materiałów konstrukcyjnych do zastosowań specjalnych. Mechanizmy wpływające na właściwości stali typu maraging nie są jeszcze do końca wyjaśnione, a dobór parametrów obróbki cieplnej i mechanicznej definiuje wiele zmiennych.

Stosowaną obróbką cieplną (OC) stali typu maraging jest przesycanie i starzenie (hartowanie i odpuszczanie). Dobór czasu trwania poszczególnych procesów OC wpływa istotnie na mikrostrukturę i właściwości mechaniczne tej grupy stali. Przesycanie przeprowadza się w zakresie temperatur $820 \pm 10^\circ\text{C}$, chłodzenie przeważnie odbywa się na powietrzu. Wyraźne umocnienie następuje w wyniku wydzielania się faz międzymetalicznych w trakcie procesu starzenia, a zminimalizowanie udziału azotu, węgla, siarki i fosforu przyczynia się do podwyższenia właściwości plastycznych [1-4]. Proces starzenia, podczas którego wydzielają się

¹ Autor do korespondencji/corresponding author: Grzegorz Michta, Akademia Górniczo-Hutnicza, al. Mickiewicza 30, 30-059 Kraków, tel.: 12 6172566, e-mail: gmichta@agh.edu.pl

² Adam Kruk, prof. AGH, Akademia Górniczo-Hutnicza, e-mail: kruczek@agh.edu.pl

cząstki faz międzymetalicznych, powoduje znaczne utwardzenie i spadek właściwości plastycznych. Końcowy stopień umocnienia jest uzależniony od sumy procesów zwiększających i obniżających umocnienie [2, 4-6]. Odpowiednio przeprowadzona obróbka cieplna stali maraging zapewnia uzyskanie bardzo wysokiej wytrzymałości na rozciąganie R_m , powyżej 2500 MPa, wraz z zachowaniem właściwości plastycznych (tj. wydłużenie A w zakresie 7-10%).

2. Materiał użyty do badań i obróbka cieplna

Badaniom zostały poddane próbki wykonane ze stali typu maraging o oznaczeniu N18K9M5TPr (X2NiCoMoTiAl 18-9-5). Ich skład chemiczny zamieszczono w tab. 1. Obróbkę cieplną wykonano na próbkach wyciętych z materiału podstawowego, których kształt był zgodny z normą dotyczącą statycznej próby rozciągania metali PN-EN ISO 6892-1:2016-09. Obróbka cieplna składała się z dwóch etapów, tj. przesycania i starzenia, przy czym badaniom poddano materiał w trzech wariantach:

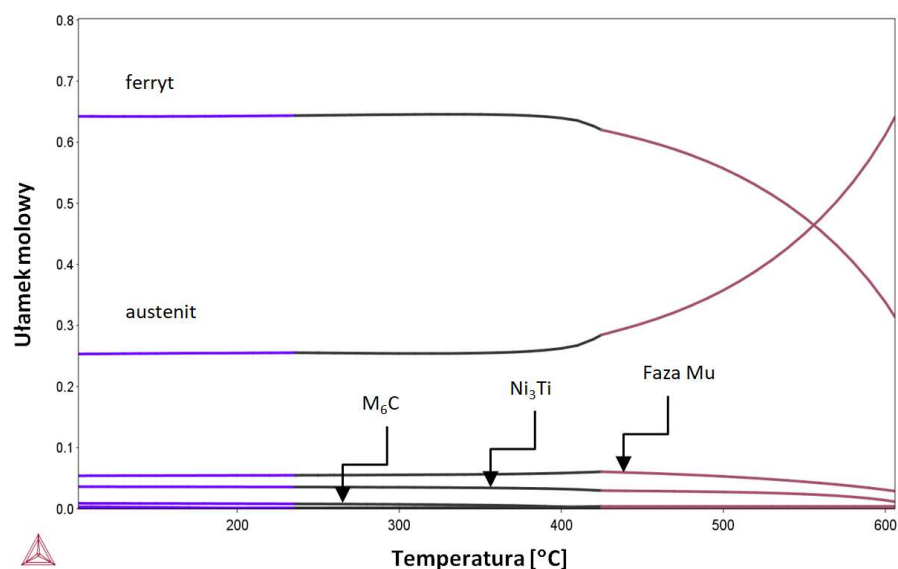
- próbki nr 1 nie zostały poddane obróbce cieplnej, zostały pozostawione w stanie dostawy,
- próbki nr 2 zostały poddane przesycaniu,
- próbki nr 3 zostały poddane przesycaniu, a następnie starzeniu.

Tabela 1. Skład chemiczny stali N18K9M5TPr

Table 1. Chemical composition of N18K9M5TPr steel

Oznaczenie stali	Skład chemiczny w % wag. (reszta Fe)										
	C	Ni	Mo	Co	Ti	Al	Mn	Si	S	P	N ₂
N18K9M5TPr	0,03	17,5-18,5	4,6-5,0	8,8-9,5	0,5-0,8	0,05-0,18	0,1	0,1	0,01	0,01	0,01
Zawartość: P ≤ 0,01%; S ≤ 0,01%; O ≤ 0,01%; N ≤ 0,01%; Mn ≤ 0,1%; Si ≤ 0,1%; Cu ≤ 0,1%											

Przesycanie wykonano z temperatury 810°C, a starzenie przeprowadzono przy temperaturze 460°C. Czas obróbki cieplnej obejmował czas wygrzewania, czyli osiągnięcia założonej temperatury austenitowania czy starzenia, liczony od momentu jej stabilizacji i został tak dobrany, aby uzyskać optymalne mikrostruktury próbek przy danych temperaturach. Na rysunku 1. pokazano obliczony w programie Thermo-Calc równowagowy układ fazowy badanego stopu, na podstawie którego należy przypuszczać, że w temperaturze starzenia badanego stopu, wynoszącej 460°C, w warunkach równowagowych będą się znajdować następujące fazy: ferryt, austenit, fazy międzymetaliczne Mu i Ni₃Ti oraz niewielka ilość węglików typu M₆C.



Rys. 1. Obliczony w programie Thermo-Calc równowagowy udział faz w stali maraging N18K9M5TPr występujących przy różnych temperaturach

Fig. 1. The equilibrium phase composition diagram for N18K9M5TPr maraging steel, calculated for different temperatures using the Thermo-Calc program

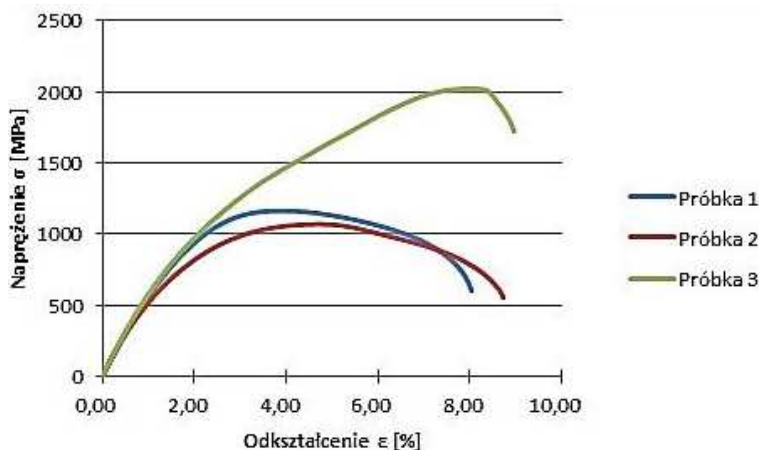
3. Wyniki badań

Statyczna próba rozciągania została wykonana zgodnie z obowiązującą normą PN-EN ISO 6892-1:2016-09 przy użyciu maszyny wytrzymałościowej MTS 810. Wyniki badań zamieszczone w tab. 2. są średnią z trzech pomiarów. Krzywe rozciągania z poszczególnych wariantów badanych próbek przedstawiono na rys. 2.

Tabela 2. Wyniki badań właściwości mechanicznych

Table 2. Results of mechanical properties tests

Nr próbki	Rp _{0,2} [MPa]	Rm [MPa]	A [%]	Z [%]
1	1050	1162	6,8	43,1
2	850	1068	7,6	49,0
3	1800	2021	5,2	22,7

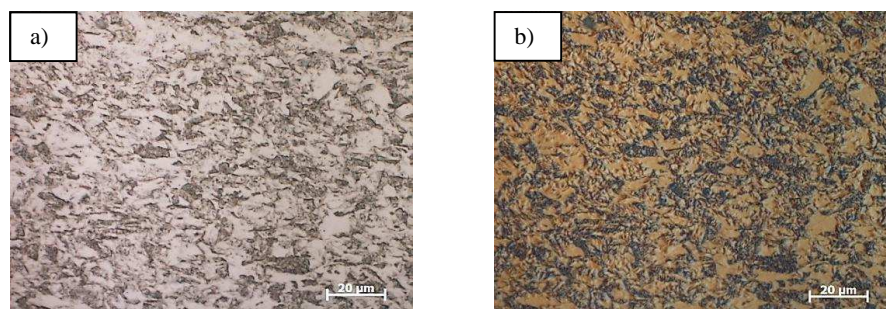


Rys. 2. Przykładowe krzywe rozciągania dla próbek po różnych obróbkach cieplnych

Fig. 2. Examples of stress-strain curves for samples after different heat treatments

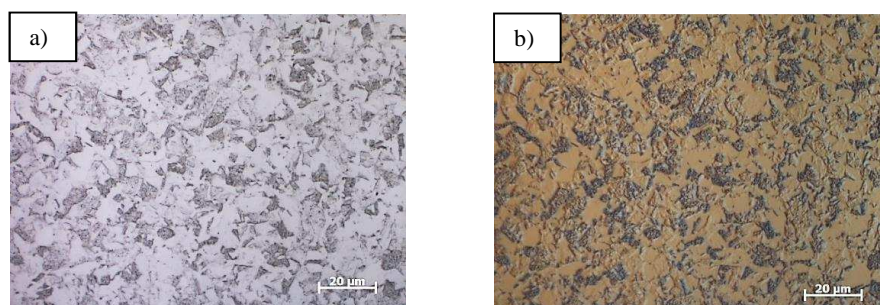
Badania twardości przeprowadzono metodą Rockwella według normy PN-EN ISO 6508-1:2016-10. Wycięte próbki poddano szlifowaniu, które usunęło skutki obróbki cieplnej w postaci utlenionej powierzchni. Po wykonaniu trzech pomiarów dla każdej próbki wartość twardości uśredniono i zaokrąglono. Twardość materiału wyjściowego wyniosła 38 HRC, materiału po przesycaniu 32 HRC, po przesycaniu i starzeniu 56 HRC.

Z każdej próbki po różnych wariantach obróbki cieplnej oraz w stanie dostawy wycięto fragmenty, na których przeprowadzono badania mikrostrukturalne na mikroskopie świetlnym Axio Imager M1m firmy ZEISS oraz skaningowym mikroskopie elektronowym Merlin Gemini II firmy ZEISS. Próbki te zatopiono w żywicy przewodzącej i wykonano zgłady metalograficzne. W przypadku obserwacji prowadzonych przy użyciu mikroskopu świetlnego zastosowano obserwacje zarówno w jasnym polu widzenia, jak i w kontraście Nomarskiego. Zgłady metalograficzne były trawione odczynnikami Kallinga. Mikrostruktury pokazane na rys. 3. charakteryzują się strukturą jednorodną o wydłużonym ziarnie, powstałym podczas przeróbki plastycznej przeprowadzonej w procesie produkcyjnym. Oznacza to, że dostarczony materiał był w stanie odkształconym. Mikrostruktury pokazane na rys. 4. charakteryzują się strukturą jednorodną o drobnym, równomiernym kształcie ziarna. Jest to spowodowane procesem obróbki cieplnej, tj. austenitowaniem przy temperaturze 810°C. Obróbka cieplna spowodowała usunięcie skutków odkształcenia obserwowanego w materiale w stanie dostawy. Mikrostruktury przedstawione na rys. 5. charakteryzują się strukturą jednorodną o drobnym, równomiernym kształcie ziarna, które powstało podczas austenitowania. Na rysunkach 6-8 pokazano mikrostruktury wykonane przy użyciu SEM.



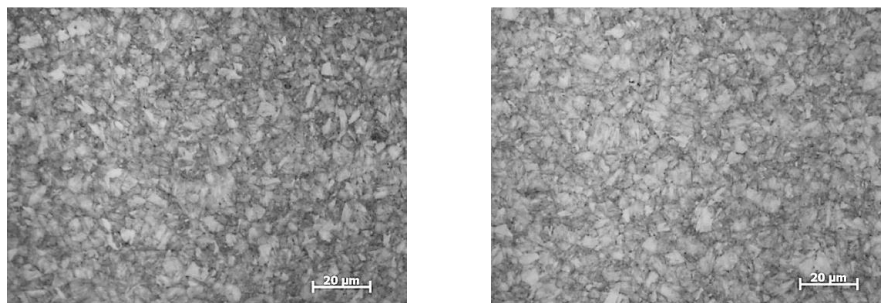
Rys. 3. Przykładowe mikrostruktury stali maraging N18K9M5TPr w stanie dostawy, mikroskop świetlny: a) jasne pole widzenia, b) kontrast Nomarskiego C-DIC

Fig. 3. Examples of N18K9M5TPr maraging steel microstructures in the delivery condition, light microscope: a) bright field of view, b) Nomarski contrast C-DIC



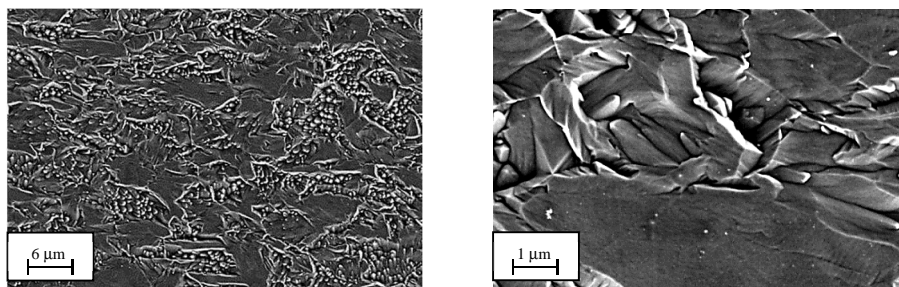
Rys. 4. Przykładowe mikrostruktury stali maraging N18K9M5TPr w stanie przesyconym, mikroskop świetlny: a) jasne pole widzenia, b) kontrast Nomarskiego C-DIC

Fig. 4. Examples of N18K9M5TPr maraging steel microstructures in the delivery condition, light microscope: a) bright field of view, b) Nomarski contrast C-DIC



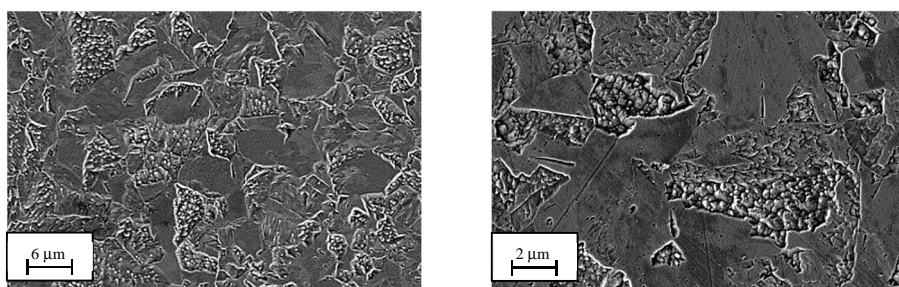
Rys. 5. Przykładowe mikrostruktury stali maraging N18K9M5TPr w stanie przesyconym i starzonym, mikroskop świetlny, jasne pole widzenia

Fig. 5. The exemplary microstructure of N18K9M5TPr maraging steel in quenched and aged state, light microscope, bright field of view



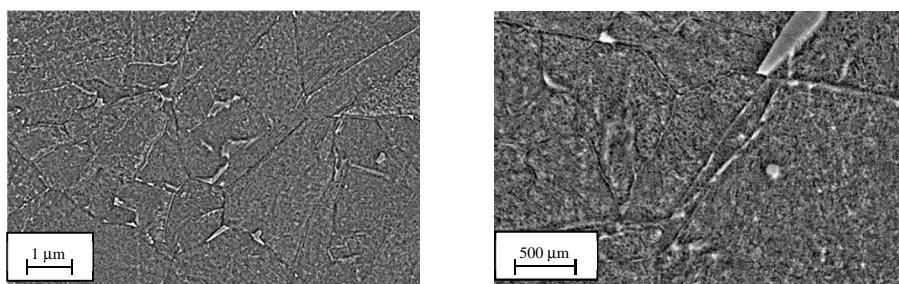
Rys. 6. Przykładowe mikrostruktury stali maraging N18K9M5TPr wykonane przy użyciu skaningowego mikroskopu elektronowego SEM, stan dostawy

Fig. 6. Exemplary microstructures of N18K9M5TPr maraging steel made using a SEM scanning electron microscope, delivery state



Rys. 7. Przykładowe mikrostruktury stali maraging N18K9M5TPr wykonane przy użyciu skaningowego mikroskopu elektronowego SEM, stan po przesycaniu

Fig. 7. Exemplary microstructures of N18K9M5TPr maraging steel made using a SEM scanning electron microscope, state after quenching



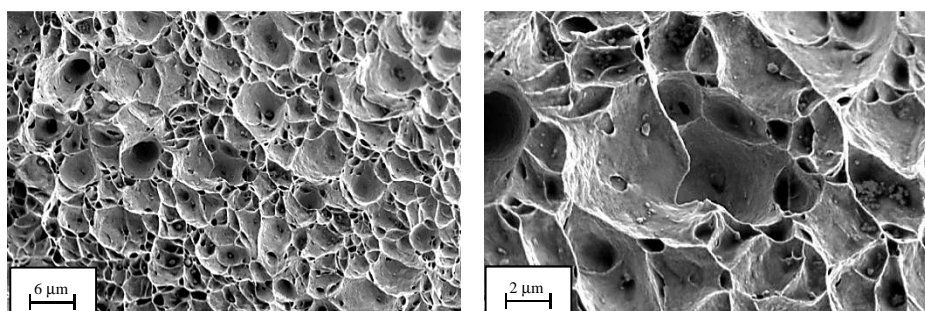
Rys. 8. Przykładowe mikrostruktury wykonane przy użyciu skaningowego mikroskopu elektronowego SEM, stan po przesycaniu i starzeniu

Fig. 8. Exemplary microstructures of N18K9M5TPr maraging steel performed using a SEM scanning electron microscope, state after quenching and aging

Badania wykonane z zastosowaniem skaningowego mikroskopu elektronowego potwierdziły badania wykonane przy użyciu mikroskopu świetlnego.

Materiał w stanie dostawy wykazał wydłużone ziarno (rys. 6.), a po wykonaniu przesylenia ziarno miało bardziej regularny kształt, na co wpłynęły temperatura i czas austenitowania (rys. 7.). Materiał poddany przesyleniu i starzeniu charakteryzował się dużą ilością bardzo drobnych wydzielen powstałych w całej objętości obrobionej cieplnie stali (rys. 8.). Zaobserwować można także większe wydzielenia na granicach ziaren byłego austenitu. Biorąc pod uwagę wykres fazowy w stanie równowagowym (rys. 1.), można przypuszczać, że wydzielenia obserwowane po granicach ziaren byłego austenitu to węgliki typu M_6C , a bardzo drobne wydzielenia obserwowane w objętości materiału to najprawdopodobniej fazy międzymetaliczne μ oraz Ni_3Ti . W celu rzeczywistego określenia składu fazowego powstałych wydzielen należy wykonać kolejne badania, np. przy użyciu transmisyjnego mikroskopu elektronowego TEM, co nie było celem niniejszej pracy.

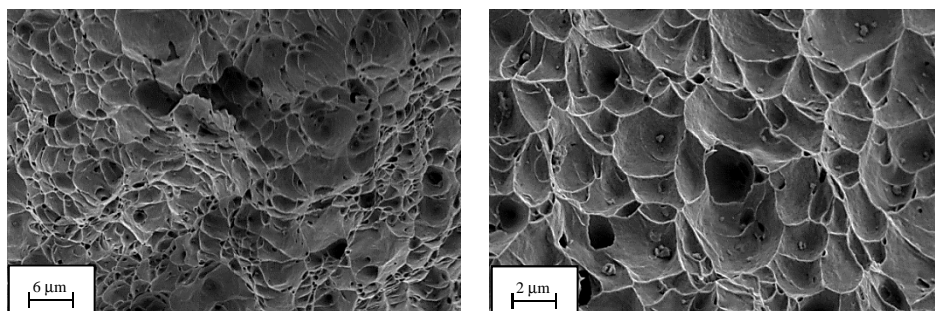
Po wykonaniu statycznej próby rozciągania powstałe przełomy poddano obserwacji przy użyciu skaningowego mikroskopu elektronowego. Na rysunku 9. pokazano przełom, jaki powstał po przeprowadzeniu statycznej próby rozciągania w próbce w stanie dostawy. Obserwowane przewężenie świadczy o znacznej plastyczności tego typu stali przy zachowaniu wysokich właściwości wytrzymałościowych, co jest cechą dość rzadką, gdyż zazwyczaj przy wysokich właściwościach wytrzymałościowych właściwości plastyczne są niewielkie. Przełom cechuje się charakterystycznymi dołeczkami (czasami) występującymi w przełomach plastycznych.



Rys. 9. Przełom stali maraging N18K9M5TPr w stanie dostawy, skaningowy mikroskop elektronowy SEM

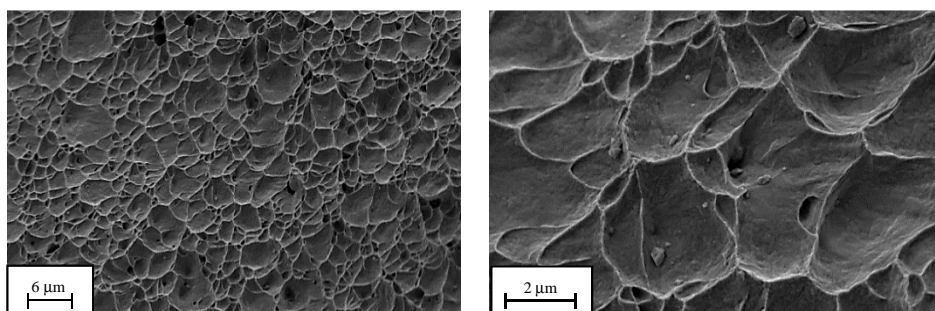
Fig. 9. Fracture in N18K9M5TPr maraging steel in delivery condition, scanning electron microscope, SEM

Na rysunku 10. pokazano przełom, jaki powstał w próbce w stanie przesyconym po wykonaniu badań właściwości mechanicznych. Występujące przewężenie świadczy o znacznej plastyczności, co jest cechą charakterystyczną materiałów po przesyleniu. Przełom podobnie jak w stali w stanie dostarczonej cechuje się charakterystycznymi dołeczkami, co świadczy o przełomie plastycznym.



Rys. 10. Przełom stali maraging N18K9M5TPr w stanie przesyconym, skaningowy mikroskop elektronowy SEM

Fig. 10. Fracture in N18K9M5TPr maraging steel after quenching condition, scanning electron microscope, SEM



Rys. 11. Przełom stali maraging N18K9M5TPr w stanie po przesycaeniu i starzeniu, skaningowy mikroskop elektronowy SEM

Fig. 11. Fracture in N18K9M5TPr maraging steel after quenching and aging condition, scanning electron microscope, SEM

Próbka poddana przesycaeniu i starzeniu (rys. 11.) także pękła plastycznie. Powstałe cząstki są jednak płytsze, a ich brzegi znacznie mniej wyciągnięte w kierunku rozciągania. Zaobserwować można także regularne kształty i podobne wymiary cząstek. Może to wskazywać na powstanie podczas starzenia dużej ilości bardzo drobnych wydzielań, jednorodnie rozmieszczonych w objętości stali.

4. Wnioski

Dzięki przeprowadzonej obróbce cieplnej stali N18K9M5TPr i analizie wyników badań wyciągnięto następujące wnioski:

1. Zgodnie z przewidywaniami, dzięki poszczególnym stopniom obróbki cieplnej właściwości plastyczne stali typu maraging uległy zmianie. Próbki poddane przesycaeniu i starzeniu wykazały wzrost właściwości wytrzymałościowych w porównaniu z materiałem przesyconym.

2. Obróbka cieplna wpływa znacząco na twardość stali typu maraging. Najmniejszą twardość miała próbka nr 2, co jest charakterystyczne dla stali w stanie przesyconym. Z kolei największą twardość wykazała próbka nr 3, poddana przesycaaniu i starzeniu, co potwierdziło założenia związane z obróbką cieplną tego stopu, czyli powstanie dużej ilości bardzo drobnych wydzieleni fazy międzymetalicznych umacniających badaną stal.
3. Stal N18K9M5TPr w stanie przesyconym i starzonym, mimo bardzo dużej twardości (56 HRC) charakteryzuje się dość wysoką ciągliwością (odkształcenie ok. 5,2%).
4. Obserwacja przełomów pozwala stwierdzić, że w materiale w każdym stanie obróbki cieplnej występują charakterystyczne dołeczki, co świadczy o powstaniu przełomów plastycznych.
5. Obróbką cieplną można zmieniać właściwości stali maraging w dużym zakresie wartości. W zależności od oczekiwań można sterować właściwościami wytrzymałościowymi oraz plastycznymi przez dobór temperatur oraz czasów poszczególnych etapów przesycaania i starzenia.

Literatura

- [1] Chodorowski J., Cieszewski A., Radomski T.: Stale martenzytyczne utwardzane wydzieleniowo (maraging), Hutnik, 6 (1974) 25-28.
- [2] Stępień J.: Technologiczne i użytkowe charakterystyki stali przeznaczonych na korpusy silników raketowych, Instytut Metalurgii Żelaza, Gliwice 2013.
- [3] Jeleńkowski J.: Sposób wytwarzania wysoko wytrzymałościowej stali stopowej i stal stopowa, Politechnika Warszawska, Warszawa 1999.
- [4] Blicharski M.: Inżynieria materiałowa. Stal, WNT, Warszawa 2010.
- [5] Staub F., Adamczyk J., Cieślakowa Ł., Gubała J., Maciejny A.: Metaloznawstwo, Śląskie Wydawnictwo Techniczne, Katowice 1994.
- [6] Wójtowicz W., Stępień J., Marcisz J.: Zastosowanie w zakładach metalowych MESKO nowoczesnych stali w wyrobach spełniających standardy NATO, Prace Instytutu Metalurgii Żelaza, Gliwice 2010.

Podziękowania

Praca realizowana w ramach prac statutowych AGH nr 11.11.110. 299 i wykonana dzięki wsparciu badawczemu Międzynarodowego Centrum Mikroskopii Elektronowej dla Inżynierii Materiałowej IC-EM, Akademia Górniczo-Hutnicza im. Stanisława Staszica w Krakowie.

THE INFLUENCE OF HEAT TREATMENT ON MARAGING STEEL PROPERTIES

Summary

As expected, samples of maraging steel subjected to quenching and aging showed the highest increase in strength properties in comparison to the material supplied after hardening. Heat treatment significantly influences hardness of the maraging steel. The highest hardness was demonstrated in

sample 3, subjected to quenching and aging, which confirmed the assumptions related to the heat treatment of this alloy, i.e. the creation of a large number of very fine precipitates of intermetallic phases reinforcing the tested steel. The N18K9M5TPr steel, in a quenched and aged condition, despite very high hardness (56 HRC), is characterized by quite high toughness (deformation about 5.2%). Observation of the fractures of samples after a tensile test allows to observe that for materials with different variants of heat treatment, characteristic dimples are observed in the fractures which indicates plasticity of the fracture.

Keywords: maraging steel, mechanical properties, quenching, aging

DOI: 10.7862/rm.2018.30

Przesłano do redakcji: 23.04.2018

Przyjęto do druku: 20.06.2018

Renata MOLA¹
Michał CIEŚLIK²
Joanna BARTOS³

ANALIZA STRUKTURY ZŁĄCZA PA38/AZ31 WYTWORZONEGO METODĄ ZGRZEWANIA DYFUZYJNEGO

W artykule przedstawiono analizę struktury złącza stop aluminium (PA38)–stop magnezu (AZ31) wytworzonego metodą zgrzewania dyfuzyjnego. Za pomocą mikroskopu optycznego i elektronowego mikroskopu skaningowego przeprowadzono szczegółowe badania metalograficzne. Skład chemiczny strefy złącza określono metodą mikroanalizy rentgenowskiej (EDS). Wykonano również pomiary mikrotwardości metodą Vickersa łączonych materiałów i strefy złącza. W wyniku procesu zgrzewania uzyskano trwałe połączenie. Strefa złącza, o grubości ok. 50 μm , miała budowę dwuwarstwową. Od strony stopu PA38 w złączu zidentyfikowano grubszą warstwę (ok. 40 μm) fazy międzymetalicznej Al_3Mg_2 , od strony stopu AZ31 cieńszą warstwę (ok. 10 μm) fazy międzymetalicznej $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$. W mikrostrukturze strefy złącza od strony stopu PA38 na tle osnowy fazy Al_3Mg_2 stwierdzono obecność drobnych cząstek fazy Mg_2Si . Od strony stopu AZ31, na tle fazy $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$, obserwowano lokalnie iglaste cząstki fazy Al-Mn-Si. Na podstawie pomiarów mikrotwardości stwierdzono, że strefa złącza zbudowana głównie z faz międzymetalicznych Mg-Al charakteryzuje się kilkukrotnie wyższą mikrotwardością w porównaniu z łączonymi stopami.

Słowa kluczowe: stop magnezu, stop aluminium, strefa złącza, fazy międzymetaliczne, struktura, mikrotwardość

1. Wprowadzenie

Stopy metali lekkich, aluminium i magnezu są szeroko wykorzystywane w przemyśle motoryzacyjnym, maszynowym, zbrojeniowym, lotniczym i technice kosmicznej. Zastosowanie tych materiałów umożliwia obniżenie masy konstrukcji, a w konsekwencji zmniejszenie zużycia energii i paliw oraz ograniczenie poziomu emisji gazów cieplarnianych.

¹ Autor do korespondencji/corresponding author: Renata Mola, Politechnika Świętokrzyska, al. Tysiąclecia PP 7, 25-314 Kielce, tel.: 41 3424373, e-mail: rmola@tu.kielce.pl

² Michał Cieślik, Politechnika Świętokrzyska, e-mail: mcieslik@tu.kielce.pl

³ Joanna Bartos, Politechnika Świętokrzyska, e-mail: joanna_st_ce@o2.pl

Stopy magnezu charakteryzują się niższą gęstością (1,4-1,9 Mg/m³) w stosunku do stopów aluminium (ok. 2,7 Mg/m³), wyższą wytrzymałością względną (R_m/ρ), znacznie lepszą skrawalnością oraz większą zdolnością tłumienia drgań. Niektóre właściwości stopów magnezu są jednak wyraźnie gorsze w porównaniu z właściwościami stopów aluminium: mała wytrzymałość na rozciąganie w podwyższonej temperaturze i mała odporność na pełzanie oraz ograniczona podatność na odkształcenia plastyczne w temperaturze pokojowej. Stopy magnezu charakteryzują się także małą udurowalnością. Ponadto stopy te mają znacznie niższą odporność na korozję i ścieranie w porównaniu ze stopami aluminium [1-3].

W ostatnich latach obserwuje się zwiększone zainteresowanie tematyką wytwarzania bimetalowych wyrobów na bazie stopów magnezu i stopów aluminium. Dzięki unikatowym właściwościom, wynikającym z połączenia obu materiałów w jeden element konstrukcyjny, wyroby takie mogą stanowić atrakcyjny materiał do zastosowania w gałęziach przemysłu, gdzie duży nacisk kładzie się na redukcję masy konstrukcji. Do łączenia stopów magnezu ze stopami aluminium stosuje się następujące techniki: spawanie [4-6], lutowanie [7], zgrzewanie tarciove [8-10], zgrzewanie wybuchowe [11], zgrzewanie dyfuzyjne [12-18], przeróbkę plastyczną [19-22] oraz metodę odlewniczą [23-25].

Technika zgrzewania dyfuzyjnego od lat jest stosowana do łączenia różnych metali i stopów [26-28]. Zgrzewanie dyfuzyjne opiera się na zjawisku wzajemnej dyfuzji materiałów łączonych (przy ich minimalnym plastycznym odkształceniu), nagranych do temperatury poniżej linii solidusu i znajdujących się w stanie ścisłego przylegania. Najczęściej proces jest realizowany w próżni lub w atmosferze gazów ochronnych. Podstawowymi parametrami zgrzewania dyfuzyjnego jest docisk, niezbędny do dobrego przylegania powierzchni łączonych materiałów, temperatura, w której intensywność procesów dyfuzyjnych jest dostatecznie duża, oraz czas trwania procesu konieczny do utworzenia złącza [29]. Z uwagi na specyfikę tej metody możliwe jest wytwarzanie złączy z materiałów, których nie można połączyć tradycyjnymi metodami. Z przeglądu literatury wynika, że prowadzone są badania nad zastosowaniem zgrzewania dyfuzyjnego do wytwarzania bimetalowych elementów na bazie metali lekkich: magnezu i aluminium [12-18]. Z prac badawczych dotyczących łączenia tą metodą czystych metali magnezu i aluminium wynika, że strefa złącza jest zbudowana z faz międzymetalicznych Mg-Al: ciągła warstwa fazy Mg₁₇Al₁₂ od strony Mg, ciągła warstwa fazy Al₃Mg₂ od strony Al [11,12,14]. Podczas łączenia tą metodą stopów magnezu ze stopami aluminium składniki stopowe zawarte w łączonych materiałach mogą prowadzić do zasadniczych zmian w strukturze strefy złącza.

W prezentowanej pracy przedstawiono analizę struktury strefy złącza w bimetalowej próbce stop aluminium (PA38)–stop magnezu (AZ31), wytworzonej metodą zgrzewania dyfuzyjnego. W ramach eksperymentu przeprowadzono obserwacje struktury złącza na mikroskopie optycznym i elektronowym mikroskopie skaningowym oraz wykonano badania składu chemicznego metodą EDS. Dokonano również pomiarów mikrotwardości łączonych materiałów i strefy złącza.

2. Metodyka badań

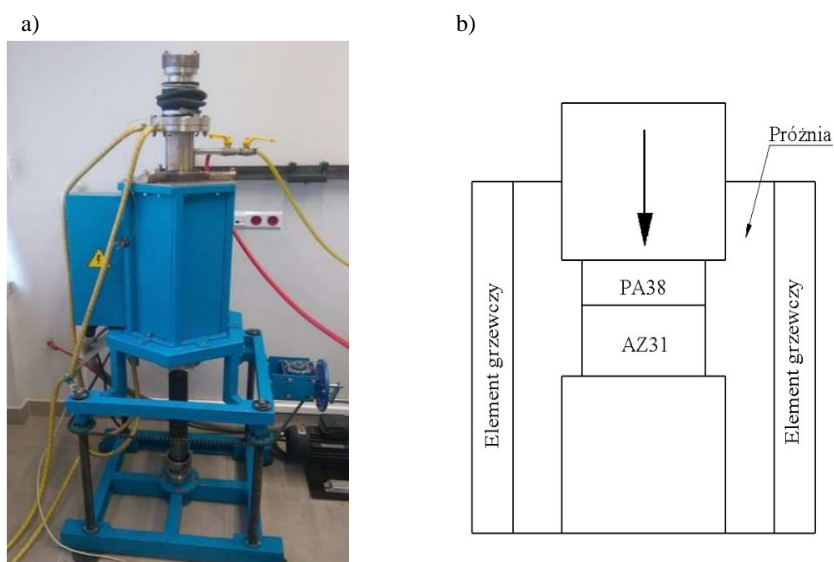
Bimetalowe złącza stop aluminium (PA38)–stop magnezu (AZ31) wytworzono metodą zgrzewania dyfuzyjnego. Skład chemiczny łączonych stopów przedstawiono w tab. 1. Oba stopy należą do grupy stopów do przeróbki plastycznej. Przygotowanie materiałów do badań przebiegało w opisany dalej sposób. Z płaskownika ze stopu PA38 o grubości 8 mm wycięto próbki o wymiarze 60x25 mm, natomiast z wlewka stopu AZ31 wykonano próbki prostopadłościennie 60x25x12 mm. Powierzchnie styku próbek przeszlifowano na papierach ściernych SiC do gradacji 800, następnie odtłuszczono w alkoholu etylowym i wysuszono. Proces zgrzewania prowadzono w piecu próżniowym firmy Czylok. Maksymalna temperatura pracy pieca wynosi 1200°C. Piec jest wyposażony w tłocznisko, które ma wywierać nacisk na próbkę w trakcie procesu zgrzewania. Stanowisko do zgrzewania dyfuzyjnego i schemat procesu przedstawia rys. 1. Próbki PA38–AZ31 umieszczono w piecu i nagrzano do temperatury 420°C w czasie 20 min, następnie wygrzewano w tej temperaturze przez 20 min. Po procesie wygrzewania złącze było chłodzone z piecem do temperatury otoczenia. Podczas nagrzewania, wygrzewania i chłodzenia na próbkę PA38–AZ31 był wywierany nacisk 5 MPa.

Tabela 1. Skład chemiczny stopów

Table 1. Chemical composition of alloys

Stop	Pierwiastek stopowy, %									
	Al	Mg	Si	Fe	Zn	Mn	Cu	Cr	Ti	Ca
PA38	reszta	0,4	0,5	0,2	0,15	0,1	0,1	0,05	0,1	-
AZ31	3,1	reszta	-	0,005	0,8	0,7	0,05	-	-	0,04

Przeprowadzono badania metalograficzne wytworzonych złączy. Bimetalowe próbki PA38–AZ31 przecinano w płaszczyźnie prostopadłej do powierzchni styku stop aluminium – stop magnezu. Obserwacje struktury strefy złącza utworzonej na granicy pomiędzy stopami zostały przeprowadzone na mikroskopie optycznym Nikon ECLIPSE MA200 i elektronowym mikroskopie skaningowym JEOL JSM-5400. Badania składu chemicznego strefy złącza przeprowadzono na mikroanalizatorze rentgenowskim EDS Link ISIS serii 300 Oxford Instruments sprzężonym z mikroskopem skaningowym. Mikrotwardość mierzono metodą Vickersa przy użyciu mikrotwardościomierza MATSUZAWA MMT. Zastosowano obciążenie 100 g.

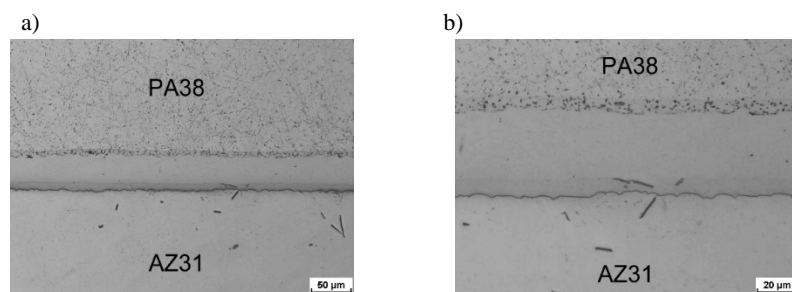


Rys. 1. Piec próżniowy firmy Czylok wyposażony w system docisku próbki (a), schemat procesu zgrzewania (b)

Fig. 1. Vacuum heat treatment furnace with an integrated pressing unit (a), schematic diagram of the diffusion bonding process (b)

3. Wyniki badań

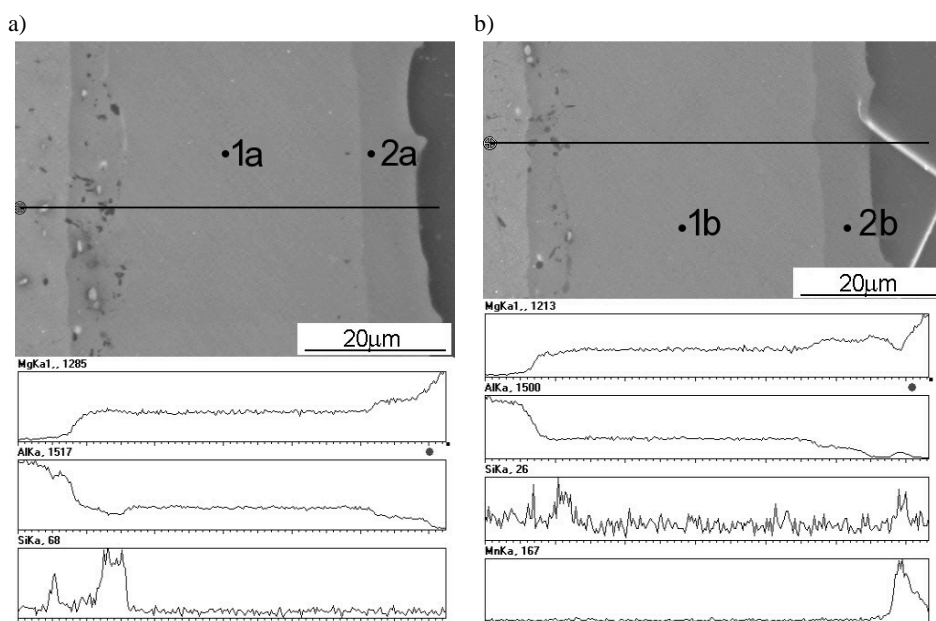
Obraz struktury strefy złącza na granicy stop aluminium (PA38)–stop manganu (AZ31), utworzonego w wyniku zgrzewania dyfuzyjnego, przedstawia rys. 2. W wyniku procesu wzajemnej dyfuzji pomiędzy stopami doszło do ich trwałego połączenia. Utworzona strefa złącza ma grubość ok. 50 μm .



Rys. 2. Struktura strefy złącza w bimetalowej próbce PA38/AZ31 wytworzonej metodą zgrzewania dyfuzyjnego: (a) mniejsze powiększenie, (b) większe powiększenie (mikroskop optyczny)

Fig. 2. Structure of the bonding zone in the PA38/AZ31 bimetal specimen fabricated by diffusion bonding: (a) lower magnification, (b) higher magnification (optical microscope)

Przeprowadzono szczegółową analizę struktury strefy złącza na mikroskopie skaningowym. Na rysunku 3. przedstawiono strukturę tej strefy w wybranych obszarach bimetalowej próbki wraz z analizą liniową. Produkty reakcji tworzą dwie warstwy. W strefie złącza od strony stopu PA38 można zaobserwować jaśniejszą, grubszą warstwę (ok. 40 μm), natomiast od strony stopu AZ31 – ciemniejszą, cieńszą warstwę o grubości ok. 10 μm . Analizując rozkład Mg i Al w wytworzonym złączu wzdłuż zaznaczonej linii, można zauważyć, że warstwa od strony stopu PA38 zawiera mniej Mg w porównaniu z warstwą obserwowaną od strony stopu AZ31. Wykonano analizy ilościowe w strefie złącza, a wyniki analiz punktowych zamieszczono w tab. 2. Stosunek ilości Mg:Al w procentach atomowych w grubszej warstwie od strony stopu PA38 (analiza ilościowa w punktach 1a i 1b – rys. 3.), zgodnie z układem równowagi fazowej Al-Mg [30], odpowiada składowi fazy międzymetalicznej Al_3Mg_2 . W cieńszej warstwie od strony stopu AZ31 (analiza ilościowa w punktach 2a i 2b – rys. 3.) wyniki analiz sugerują występowanie fazy międzymetalicznej $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$. Analiza ilościowa wskazuje na obecność cynku w tej fazie. Z danych literaturowych wynika, że część atomów aluminium w fazie $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ może być zastąpiona przez atomy cynku, dlatego faza ta jest często zapisywana jako $\text{Mg}_{17}(\text{Al,Zn})_{12}$ [31].



Rys. 3. Mikrostruktura złącza PA38/AZ31 wytworzonego metodą zgrzewania dyfuzyjnego wraz z analizą liniową pokazującą koncentrację Mg, Al, Si i Mn wzdłuż zaznaczonej linii

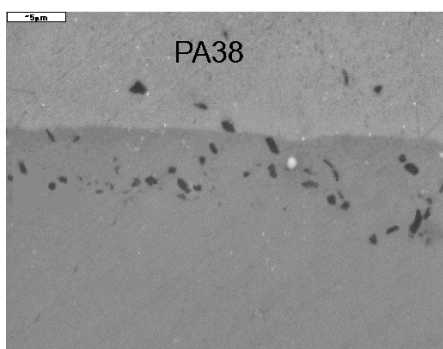
Fig. 3. Microstructure of the PA38/AZ31 joint fabricated by the diffusion bonding with concentration profiles of Mg, Al, Si and Mg along the marked line

Tabela 2. Wyniki analizy ilościowej wykonanej metodą EDS w punktach oznaczonych na rys. 3.

Table 2. Results of the quantitative EDS analysis corresponding to the points marked in Fig. 3.

Punkt	Mg		Al		Zn	
	% wag.	% at.	% wag.	% at.	% wag.	% at.
1a	37,99	40,47	62,01	59,53	-	-
1b	37,26	39,72	62,74	60,28	-	-
2a	58,43	60,94	40,39	38,60	1,18	0,46
2b	59,19	59,72	41,69	39,84	1,12	0,44

Analizując rozkład pierwiastków w strefie złącza (rys. 3.), można zaobserwować, że w warstwie fazy Al_3Mg_2 w sąsiedztwie stopu PA38 występują szare cząstki bogate w krzem. Na rysunku 4. przedstawiono szczegóły mikrostruktury tej warstwy obserwowane przy dużym powiększeniu na mikroskopie skaningowym. Wykonano analizy ilościowe dla kilku cząstek. Przykładowy skład chemiczny w % atomowych był następujący: 60,48% Mg, 38,64% Si, 0,88% Al. Stosunek Mg:Si bliski 2:1 wskazuje, że są to cząstki fazy Mg_2Si . Cząstki tej fazy występują także w stopie PA38, ale znacznie więcej jest ich w strefie złącza w pobliżu stopu PA38 (rys. 3. i 4.). W stopie PA38 oraz w strefie złącza w jego pobliżu można także zaobserwować jasne, drobne cząstki. Skład chemiczny tych cząstek (przykładowy wynik analizy ilościowej w % at.: 75,92 Al, 20,02 Fe, 4,06 Si) wskazuje, że są to cząstki fazy bogatej w aluminium, żelazo i krzem. Na rysunku 3b w strukturze stopu PA38 można zaobserwować białe, iglaste fazy. Rozkład liniowy pierwiastków świadczy o tym, że faza ta jest bogata w Al, Mn i Si. Lokalnie cząstki tej fazy można zauważyć także w strefie złącza od strony stopu PA31 (rys. 2b).



Rys. 4. Szczegóły mikrostruktury strefy złącza od strony stopu PA38

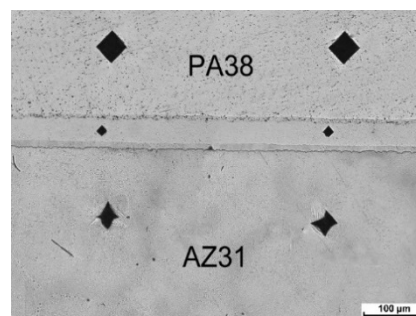
Fig. 4. Details of the microstructure of the bonding zone on the PA38 alloy side

Wykonano pomiar mikrotwardości bimetalowych próbek wytworzonych metodą zgrzewania dyfuzyjnego. Na rysunku 5. są widoczne ślady wglębienia Vickersa w stopie PA38, strefie złącza i stopie AZ31. Wartości mikrotwardości uzyskane dla stopu aluminium PA38 mieściły się w granicach 32-33,9 HV0,1.

Mikrotwardość stopu magnezu AZ31 była następująca: 45,5-47,7 HV_{0,1}. W strefie złącza zbudowanej głównie z faz międzymetalicznych Mg-Al uzyskano najwyższe wartości mikrotwardości: 245-260,5 HV_{0,1}. Jak zaznaczono wcześniej, strefa złącza ma budowę dwuwarstwową. Na rysunku 5. można zaobserwować, że odciski węgelnika Vickersa znajdują się w grubszej warstwie fazy Al₃Mg₂ od strony stopu PA38. Warstwa fazy Mg₁₇Al₁₂ od strony stopu AZ31 była zbyt cienka, aby udało się zmierzyć jej mikrotwardość.

Rys. 5. Ślady odcisków węgelnika Vickersa po pomiarach mikrotwardości w stopie PA38, strefie złącza i stopie AZ31

Fig. 5. Indentations left in the PA38 alloy, in the bonding zone and the AZ31 alloy after the Vickers microhardness test



4. Podsumowanie

W wyniku procesu zgrzewania dyfuzyjnego prowadzonego w następujących warunkach: temperatura 420°C, czas 20 min, docisk 5 MPa, uzyskano trwałe połączenie pomiędzy stopem aluminium PA38 a stopem magnezu AZ31. Strefa złącza miała grubość ok. 50 μm. Szczegółowe badania tej strefy przeprowadzone na elektronowym mikroskopie skaningowym wykazały jej warstwową budowę. Od strony stopu PA38 zidentyfikowano warstwę fazy Al₃Mg₂, a od strony stopu AZ31 – warstwę fazy Mg₁₇Al₁₂. W mikrostrukturze strefy złącza od strony stopu PA38 na tle osnowy fazy Al₃Mg₂ stwierdzono obecność drobnych cząstek fazy Mg₂Si. W strefie złącza od strony stopu AZ31, na tle osnowy fazy Mg₁₇Al₁₂, obserwowano lokalnie iglaste cząstki fazy Al-Mn-Si. Na podstawie pomiarów mikrotwardości stwierdzono, że strefa złącza charakteryzuje się kilkukrotnie wyższą mikrotwardością w porównaniu z łączonymi stopami. Mikrotwardość stopu aluminium PA38 zawierała się w przedziale 32-33,9 HV_{0,1}. Dla stopu magnezu AZ31 uzyskano wartości mikrotwardości 45,5-47,7 HV_{0,1}. Strefa złącza zbudowana głównie z faz międzymetalicznych Mg-Al posiadała mikrotwardość 245-260 HV_{0,1}.

Literatura

- [1] Dziadoń A.: Magnez i jego stopy, Wydawnictwo Politechniki Świętokrzyskiej, Kielce 2012.
- [2] Dziadoń A., Mola R.: Magnez – kierunki kształtowania własności mechanicznych, Obróbka Plastyczna, 24 (2013) 253-277.

- [3] Musfirah A.H., Jaharah A.G.: Magnesium and aluminum alloys in automotive industry, *J. Applied Sci. Research*, 8 (2012) 4865-4875.
- [4] Borrisutthekul R., Miyashita Y., Mutoh Y.: Dissimilar material laser welding between magnesium alloy AZ31B and aluminum alloy A5052-O, *Sci. Technol. Advanced Mater.*, 6 (2005) 199-204.
- [5] Zhang H.T., Song J.Q.: Microstructure evolution of aluminum/magnesium lap joints welded using MIG process with zinc foil as interlayer, *Materials Letters*, 65 (2011) 3292-3294.
- [6] Hayat F.: The effects of the welding current on heat input, nugget geometry, and the mechanical and fractural properties of resistance spot welding on Mg/Al dissimilar materials, *Materials and Design*, 32 (2011) 2476-2484.
- [7] Liu L.M., Tan J.H., Zhao L.M., Liu X.J.: The relationship between microstructure and properties of Mg/Al brazed joints using Zn filler metal, *Materials Characterization*, 59 (2008) 479-483.
- [8] Morishige T., Kawaguchi A., Tsujikawa M., Hino M., Hirata T., Higashi K.: Dissimilar welding of Al and Mg alloys by FSW, *Materials Trans.*, 49 (2008) 1129-1131.
- [9] Sato Y.S., Park S.H.C., Michiuchi M., Kokawa H.: Constitutional liquation during dissimilar friction stir welding of Al and Mg alloys, *Scripta Materialia*, 50 (2004) 1233-1236.
- [10] Kwon Y.J., Shigematsu I., Saito N.: Dissimilar friction stir welding between magnesium and aluminium alloys, *Materials Letter*, 62 (2008) 3827-3829.
- [11] Mróz S., Stradomski G., Dyja H., Galka A.: Using the explosive cladding method for production of Mg-Al bimetallic bars, *Arch. Civil Mech. Eng.*, 15 (2015) 317-323.
- [12] Liu P., Li Y., Geng H., Wang J.: A study of phase constitution near the interface of Mg/Al vacuum diffusion bonding, *Materials Letters*, 59 (2005) 2001-2005.
- [13] Li Y., Liu P., Wang J., Ma H.: XRD and SEM analysis near the diffusion bonding interface of Mg/Al dissimilar materials, *Vacuum*, 82 (2008) 15-19.
- [14] Mahendran G., Balasubramanian V., Senthilvelan T.: Developing diffusion bonding windows for joining AZ31B magnesium-AA2024 aluminium alloys, *Materials Design*, 30 (2009) 1240-1244.
- [15] Dziadoń A., Mola R., Błaż L.: Formation of layered Mg-eutectic composite using diffusional process at the Mg-Al interface, *Arch. Metall. Mater.*, 56 (2011) 677-684.
- [16] Zhu B., Liang W., Li X.: Interfacial microstructure, bonding strength and fracture of magnesium-aluminum laminated composite plates fabricated by direct hot pressing, *Mater. Sci. Eng. A*, 528 (2011) 6584-6588.
- [17] Dietrich D., Nickel D., Krause M., Lampke T., Coleman M.P., Randle V.: Formation of intermetallic phases in diffusion-welded joints of aluminium and magnesium alloys, *J. Mater. Sci.*, 46 (2011) 357-364.
- [18] Mola R.: Microstructure of AlSi17/Mg joints fabricated by diffusion bonding at different temperatures, 26th Int. Conf. Metallurgy and Materials, METAL 2017.
- [19] Liu X.B., Chen R.S., Han E.H.: Preliminary investigation on the Mg-Al-Zn/Al laminated composite fabricated by equal channel angular extrusion, *J. Mater. Proc. Technol.*, 209 (2009) 4675-4681.

- [20] Zhang X.P., Yang T.H., Castagne S., Wang J.T.: Microstructure; bonding strength and thickness ratio of Al/Mg/Al alloy laminated composites prepared by hot rolling, *Mate. Sci. Eng. A*, 528 (2011) 1954-1960.
- [21] Binotsch C., Nickel D., Feuerhack A., Awiszus B.: Forging of Al-Mg compounds and characterization of interface, *Procedia Eng.*, 81 (2014) 540-545.
- [22] Wierzba A., Mróz S., Szota P., Stefanik A., Mola R.: The influence of the asymmetric ARB process on the properties of Al-Mg-Al multi-layer sheets, *Arch. Metall. Mater.*, 60 (2015) 2821-2825.
- [23] Bae J.H., Prasada Rao A.K., Kim K.H., Kim N.J.: Cladding of Mg alloy with Al by twin-roll casting, *Scripta Materialia*, 64 (2011) 836-839.
- [24] Hajjari E., Divandari M., Razavi S.H., Emami S.M., Homma T., Kamado S.: Dissimilar joining of Al/Mg light metals by compound casting process, *J. Mater. Sci.*, 46 (2011) 6491-6499.
- [25] Mola R., Bucki T., Dziadoń A.: Microstructure of the bonding zone between AZ91 and AlSi17 formed by compound casting, *Arch. Foundry Eng.*, 17 (2017) 202-206.
- [26] Włosiński W., Jakubowski J., Krajewski A., Woźniczka M.: Zgrzewanie dyfuzyjne stopów na bazie NiAl i Ni₃Al ze stalą St3S, *Przegląd Spawalnictwa*, 77 (2005) 2-6.
- [27] Ossowski M., Hudycz M., Wierzchoń T.: Struktura i właściwości kompozytów warstwowych: stop tytanu – fazy międzymetaliczne z układu Ti-Al. *Przegląd Spawalnictwa*, 79 (2007) 13-16.
- [28] Szwed B., Konieczny M.: Influence of diffusion bonding parameters on the structure and properties of titanium and stainless steel joints with copper interlayer, *J. Archiv. Mater. Manuf. Eng.*, 67 (2014) 21-25.
- [29] Poradnik spawalniczy, WNT, Warszawa 1967.
- [30] Okamoto H.: Al-Mg (Aluminum-Magnesium), *J. Phase Equilibria*, 19 (1998) 598.
- [31] Braszczyńska-Malik K.: Precipitates of gamma-Mg₁₇Al₁₂ phase in Mg-Al alloys, Magnesium alloys – design, Processing and Properties, Frank Czerwiński (ed.), InTech, 2011, pp. 95-112.

STRUCTURAL ANALYSIS OF THE PA38/AZ31 JOINT FABRICATED BY DIFFUSION BONDING

Summary

This paper presents the results of the microstructure investigation of the aluminium alloy (PA38) – magnesium alloy (AZ31) joint fabricated by diffusion bonding. The structure of the bonding zone was examined using optical microscopy and scanning electron microscopy. The chemical composition of the bonding zone was determined by energy dispersive X-ray microanalysis. The microhardness measurements of the alloys and the bonding zone was also conducted. As a result of the diffusion bonding process the alloys were joined together. The bonding zone with a thickness of about 50 µm had two-layer structure. In the bonding zone the thicker layer (about 40 µm) of Al₃Mg₂ intermetallic phase was observed on the PA38 alloy side. The thinner layer (about 10 µm) of Mg₁₇Al₁₂ intermetallic phase was observed on the AZ31 alloy side. In the area of the bonding zone close to the PA38 alloy fine particles of Mg₂Si phase were found in the matrix of Al₃Mg₂. In the bonding zone close to the AZ31 alloy locally a needle-shaped particles of the Al-Mn-Si phase were observed over the Mg₁₇Al₁₂ phase matrix. The results of microhardness measurement revealed that

the bonding zone composed mainly of Mg-Al intermetallic phases layers had much higher microhardness than the joined alloys.

Keywords: magnesium alloy, aluminium alloy, bonding zone, intermetallic phases, structure, microhardness

DOI: 10.7862/rm.2018.31

Przesłano do redakcji: 23.04.2018

Przyjęto do druku: 29.06.2018

Dawid MYSZKA¹
Mostafa AHMED²
Leszek CYBULA³

OCENA ODPORNOŚCI DYNAMICZNEJ ŻELIWA ADI Z DODATKIEM MIEDZI I MOLIBDENU

Materiały inżynierskie wykorzystywane w licznych zastosowaniach, w szczególności w motoryzacyjnych i wojskowych, muszą sprostać nowym wymaganiom, z których jednym z najważniejszych jest odporność na obciążenia dynamiczne. Ponieważ zjawiska związane z takimi interakcjami są dość złożone, stosuje się niestandardne typy testów do oceny i porównania różnych potencjalnych materiałów. W pracy tej dwa rodzaje żeliwa ADI wytworzono w różnych warunkach austenitowania i hartowania, otrzymując różną morfologię ausferyty. Próbki z obu materiałów były poddawane różnym dynamicznym szybkościom odkształcania. Oceniono odporność na martenzytyczną przemianę odkształceniową w zależności od mikrostruktury i szybkości odkształcania. Badania XRD i LM były wykorzystane do oceny właściwości oraz wpływu dużych szybkości odkształcania na strukturę materiału.

Słowa kluczowe: żeliwo sferoidalne ausferytyczne, test Taylora, odporność na obciążenia dynamiczne, przemiana odkształceniowa

1. Wprowadzenie

Żeliwo sferoidalne ausferytyczne (ang. Austempered Ductile Iron – ADI) jest materiałem konstrukcyjnym, który ciągle wzbudza ciekawość naukowców oraz zainteresowanie praktyków, konstruktorów i użytkowników. Może właśnie dlatego wciąż pojawiają się nowe pomysły i badania naukowe zmierzające do uszlachetniania jego właściwości [1, 2]. Jest to szczególnie ważne w aspekcie wdrożeń i zastosowania ADI.

Żeliwo sferoidalne ausferytyczne jest materiałem sklasyfikowanym według normy europejskiej i amerykańskiej [3, 4]. Charakterystyczną cechą tego materiału jest połączenie dobrych właściwości plastycznych i wytrzymałościowych, porównywalne do wielu gatunków stali [4, 5]. Właściwości najlepiej poznane to: zdolność do tłumienia drgań, o 10% mniejsza gęstość w porównaniu ze stalą,

¹ Autor do korespondencji/corresponding author: Dawid Myszka Politechnika Warszawska, ul. Narbutta 85, 02-524 Warszawa, tel.: 22 8499797, mail: d.myszka@wip.pw.edu.pl

² Mostafa Ahmed, Central Metallurgical Research and Development Institute, Cairo, Egypt, e-mail: Mostafa.Aothman@hotmail.com

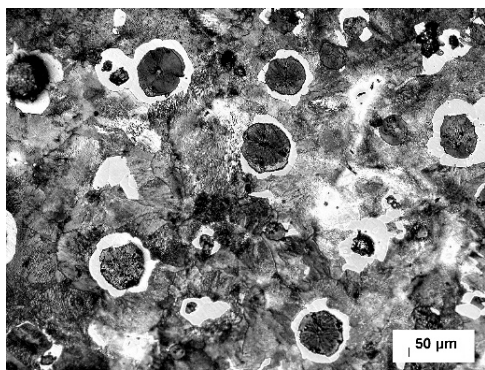
³ Leszek Cybula, Politechnika Warszawska, e-mail: l.cybula@wip.pw.edu.pl

dobra skrawalność przed obróbką cieplną, zdolność do umacniania powierzchni odlewów podczas walcowania lub kulowania itp. Ta ostatnia cecha wiąże się z obecnością w strukturze ADI austenitu niestabilnego mechanicznie, który ma zdolność do transformacji w twarde martenzyt podczas odkształcania. Analiza takiego austenitu jest jednym z najciekawszych aspektów analizowanych obecnie w literaturze, ponieważ właśnie w jej obecności w strukturze doszukuje się bardzo dobrej odporności na obciążenia dynamiczne żeliwa sferoidalnego poddanego obróbce cieplnej.

Statyczne warunki odkształcenia pozwalają na scharakteryzowanie mechanizmów przemiany austenitu niestabilnego mechanicznie. Bliższe rzeczywistym warunkom przemiany odkształceniowej austenitu w martenzyt są jednak oddziaływania dynamiczne. Podjęto zatem badania nad wpływem różnej szybkości odkształcenia żeliwa sferoidalnego ausferrytycznego na przemiany jego mikrostruktury za pomocą metody Taylora.

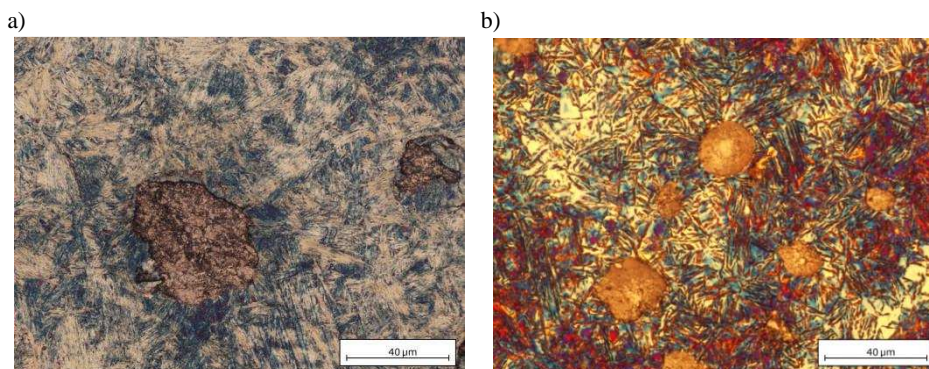
2. Metodyka badań

Materiał użyty w badaniach uzyskano w eksperymentalnej odlewni Centralnego Instytutu Metalurgii Badań i Rozwoju (CMRDI) w Egipcie, wykorzystując piec indukcyjny o średniej częstotliwości, pojemności 100 kg. Skład chemiczny żeliwa sferoidalnego był następujący: 3,84% C, 2,63% Si, 0,02% S, 0,015% P, 0,04% Mg, 0,2% Mn, 0,6% Cu, 0,25% Mo, reszta – Fe. Materiał został pierwotnie odlany w postaci bloków Y o grubości podstawy 25 mm. Na próbkach wyciętych z odlewów przeprowadzono obróbkę cieplną, w której próbki austenitzowano w 900°C przez 45 min, a następnie hartowano izotermicznie w kąpeli solnej w 275 i 375°C przez 45 min (ADI-275 oraz ADI-375). Mikrostrukturę próbek z żeliwa sferoidalnego przed i po obróbce cieplnej przedstawiono na zdjęciach (rys. 1. i 2.).



Rys. 1. Mikrostruktura postodlewnicza żeliwa sferoidalnego poddanego badaniom

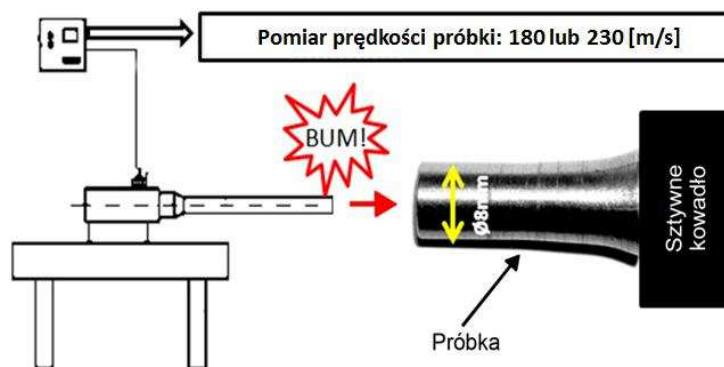
Fig. 1. As-cast microstructure of the investigated ductile iron



Rys. 2. Mikrostruktura żeliwa sferoidalnego po obróbce cieplnej: a) ADI-275, b) ADI-375

Fig. 2. Microstructure of heat treated ductile iron: a) ADI-275, b) ADI-375

Na przygotowanych próbkach wykonano serię badań właściwości mechanicznych w statycznej próbie rozciągania, pomiarów twardości oraz ocenę składu fazowego XRD (tab. 1.). Przeprowadzono także test Taylora dla dwóch prędkości odkształcenia: 180 oraz 230 m/s. Test ten zakłada dynamiczną deformację cylindrycznej próbki, która uderza z założoną prędkością w nieodkształcalną przegrodę (rys. 3.). Parametry uderzenia oraz stopień deformacji próbki, który jest możliwy do określenia za pomocą geometrycznych pomiarów, są miarą dynamicznych właściwości badanego materiału. Zastosowanie wyznaczonych w teście parametrów uderzenia oraz stopnia deformacji próbki do zależności wyprowadzonej przez Taylora pozwala na wyznaczenie tzw. dynamicznej granicy plastyczności [5, 6]. Właściwość ta umożliwia porównanie różnych materiałów w warunkach dynamicznych obciążeń przez ocenę możliwości odkształcenia części czołowej próbki (grzybkowania) lub jej fragmentacji.



Rys. 3. Schemat dynamicznego odkształcenia próbki w metodzie Taylora

Fig. 3. Schematic representation of the dynamic deformation of sample in a Taylor test

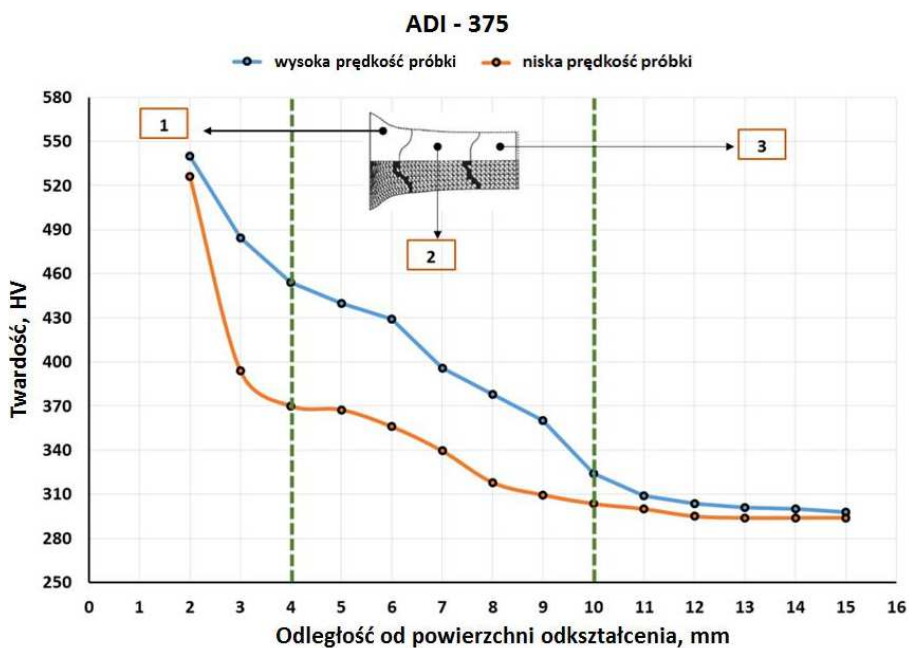
Tabela 1. Właściwości statyczne żeliwa sferoidalnego poddanego badaniom

Table 1. Static properties of the tested austempered ductile iron

Materiał	Udział austenitu [%]	Twardość [HV]	Granica plastyczności, $R_{p0,2}$ [MPa]	Udarność (bez karbu) K [J]
ADI-375	41,8	300	871	60
ADI-275	16,3	428	1341	45

3. Wyniki i dyskusja

Z punktu widzenia odkształceniowej przemiany martenzytycznej podczas testu Taylora zachodzą równocześnie dwa zjawiska oddziaływania na mikrostrukturę, tj. przez falę sprężystą i plastyczną. Jeśli zatem przemiana będzie zachodzić, to uwzględniając dużą szybkość odkształceń, będzie można ją również zaobserwować na przekroju próbki. Skutki przemiany odkształceniowej powinny być widoczne w materiale od czoła próbki aż do zaniku uruchamiających ją naprężeń ściskających. Doświadczenia przeprowadzone na wybranych próbkach z żeliwa sferoidalnego ausferrytycznego [6] dokumentują, że martenzyt pojawia się w strefie oddziaływania fali plastycznej. Całkowita przemiana austenitu niestabilnego mechanicznie zachodzi jednak jedynie w strefie najsilniejszego zgniotu, tzn. do głębokości ok. 3 mm od powierzchni uderzenia (rys. 4.). Ocena morfologii grafitu



Rys. 4. Mikrotwardość na przekroju próbek ADI-375 dla niskiej i wysokiej prędkości uderzenia

Fig. 4. Microhardness profiles of ADI-375 at low and high velocity impact

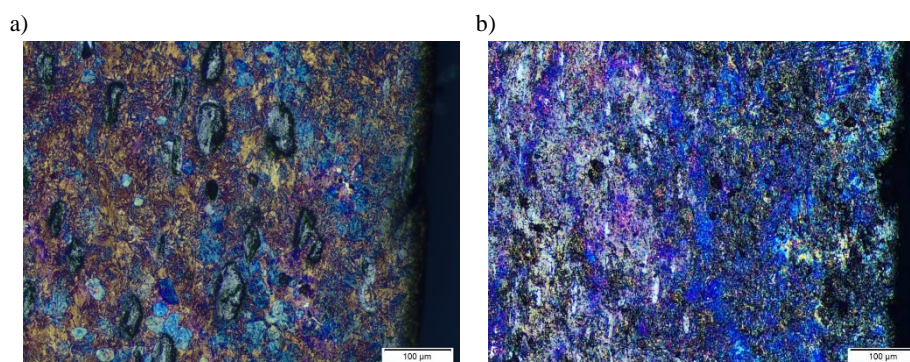
umożliwia stwierdzenie, że strefa ta była odkształcona do wartości powyżej 50%. Martenzyt pojawia się przede wszystkim w warstwie wierzchniej (rys. 4.), ale również w głębszych strefach próbek, gdzie przemiana zachodzi tylko częściowo. Zbyt duże odkształcenia próbek uderzających w kowadło z prędkością większą niż 200 m/s mogą powodować naruszenie spójności w obszarach objętych adiabaticznymi pasmami ścinania, co jest widoczne dla próbki ADI-275 (tab. 2.).

Tabela 2. Właściwości dynamiczne żeliwa sferoidalnego poddanego badaniom

Table 2. Dynamic properties of the tested austempered ductile iron

Materiał	Dynamiczna granica plastyczności R _d [MPa]		R _d /R _{p0,2}	Dynamiczna granica plastyczności R _d [MPa]		R _d /R _{p0,2}
	niska prędkość uderzenia ≈ 180 m/s			wysoka prędkość uderzenia ≈ 230 m/s		
ADI-375	1352,5	grzybkowanie	1,6	1201,6	grzybkowanie	1,4
ADI-275	2182,3	grzybkowanie	1,6	-	fragmentacja	-

Aby potwierdzić zależność tworzenia się martenzytu od przemiany odkształceniowej, udziały austenitu oraz martenzytu w mikrostrukturze próbek ADI-275 i ADI 375 po teście Taylora zostały określone przez pomiary XRD. Dodatkowo wykonano profil mikrotwardości wzdłuż osi próbki i obserwacje mikrostruktury trawionej na gorąco, umożliwiającej kolorową identyfikację martenzytu (błękitna faza na rys. 5.).



Rys. 5. Mikrostruktura w warstwie odkształconej na przekroju próbek ADI-375 dla (a) niskiej i (b) wysokiej prędkości uderzenia – strefa 1: a) 18,4% martenzytu, b) 27,2% martenzytu; trawienie nitalem na gorąco według zastrzeżonej procedury

Fig. 5. Microstructure in the deformed surface layer on profiles of ADI-375 at (a) low and (b) high velocity impact – zone 1: a) 18,4% of martensite, b) 27,2% of martensite; hot nital etching according to the proprietary procedure

Mikrostruktura, profil mikrotwardości i badania rentgenowskie XRD próbki ADI-375 (rys. 4. i 5.) wskazują na zwiększający się udział martenzytu w strefie grzybkowania – strefa 1. Dyfraktogramy XRD pokazują, że próbka ADI-375 posiada w strefie 3. (rys. 4.) ok. 1,2% martenzytu i ok. 41,8% austenitu w pierwotnej strukturze ausferytu przed uderzeniem. Po silnym zdeformowaniu, w strefie 1. udział martenzytu w próbce ADI-375 znacznie wzrasta wraz ze wzrostem prędkości uderzenia i ostatecznie osiąga odpowiednio 18,4 i 27,2% przy niskiej i wysokiej prędkości uderzenia. W próbce ADI-275 w nieodkształconej strefie 3. znajduje się 8,3% zawartości martenzytu, natomiast cały austenit w strukturze strefy 1. (ok. 17%) został poddany odkształceniowej przemianie martenzytycznej, aby osiągnąć całkowity poziom 24% martenzytu. Jest to poziom zbliżony do udziału martenzytu ujawnionego w próbce ADI-375 w tej samej strefie.

4. Wnioski

Wyniki przedstawione w artykule potwierdzają silny wpływ przemiany odkształceniowej na właściwości badanych próbek ADI-275 i ADI-375, a tym samym żeliwa sferoidalnego charakteryzującego się różnym udziałem austenitu niestabilnego mechanicznie w strukturze osnowy. Stwierdzono również wysoką odporność żeliwa sferoidalnego ausferytycznego na obciążenia dynamiczne i jego przydatność w wysoko obciążonych konstrukcjach maszyn i urządzeń.

Literatura

- [1] Nofal A.: Advances in the metallurgy and applications of ADI, *J. Metall. Eng.*, 2 (2013) 1-18.
- [2] Guzik E.: Procesy uszlachetniania żeliwa – wybrane zagadnienia, *Archiwum Odlewnictwa PAN*, monografia nr 1, Katowice 2001.
- [3] PN-EN 1564/2012 – *Odlewnictwo – Żeliwo sferoidalne ausferytyczne*.
- [4] Hayrynen K.L., Keough J.R., Pioszak G.L.: *AFS Proceedings*, IL USA 2010.
- [5] Wiczorek A.N.: Comparative studies on the wear of ADI alloy cast irons as well as selected steels and surface-hardened alloy cast steels in the presence of abrasive, *Arch. Metall. Mater.*, 62 (2017) 119-128.
- [6] Myszka D., Cybula L., Wiczorek A.: Influence of heat treatment conditions on microstructure and mechanical properties of austempered ductile iron after dynamic deformation test, *Arch. Metall. Mater.*, 59 (2014) 1181-1189.

EVALUATION OF DYNAMIC RESISTANCE OF ADI WITH ADDITION OF COPPER AND MOLYBDENIUM

Summary

Engineering materials used in numerous applications, in particular in automotive and military applications, have to meet new requirements, one of the most important being resistance to dynamic loads. Because the phenomena associated with such interactions are quite complex, non-static test

types are used to evaluate and compare different potential materials. In this work, two types of ADI cast iron were made in different austenitizing and quenching conditions to obtain different ausferrite morphology. Samples from both materials were subjected to different dynamic deformation rates. The resistance to martensitic strain transformation was evaluated depending on the microstructure and rate of deformation. XRD and LM were used to assess the properties and impact of high strain rates on the material structure.

Keywords: austempered ductile iron, Taylor test, impact resistance, strain transformation

DOI: 10.7862/rm.2018.32

Przesłano do redakcji: 23.04.2018

Przyjęto do druku: 28.06.2018

Robert SMUSZ¹

Joanna WILK²

ZASTOSOWANIE DWUPLASZCZOWEGO WYMIENNIKA CIEPŁA Z WARSTWĄ PCM DO ODZYSKU CIEPŁA ODPADOWEGO

W pracy zaprezentowano koncepcję wykorzystania materiału zmiennofazowego PCM (phase change material) w układzie do odzysku ciepła odpadowego. W proponowanym rozwiązaniu zbiornik akumulacyjny jest dwupłaszczowy. Utworzona między płaszczami szczelina cylindryczna jest wypełniona organicznym materiałem zmiennofazowym, który podczas nagrzewania wody w zbiorniku zmienia stan skupienia, akumulując energię cieplną oraz zwiększając pojemność cieplną zbiornika. Omówiono możliwości odzysku ciepła odpadowego, potencjalne zastosowania materiałów PCM w układach mobilnych oraz stacjonarnych, dokonano także charakterystyki przemian fazowych w aspekcie wykorzystania materiału zmiennofazowego do akumulacji ciepła. Przedstawiono główne założenia konstrukcyjne, przeanalizowano możliwości zastosowań wybranych materiałów PCM oraz omówiono korzyści proponowanego rozwiązania.

Słowa kluczowe: materiał zmiennofazowy, ciepło odpadowe, akumulacja ciepła

1. Wprowadzenie

Wykorzystanie ciepła odpadowego jest obecnie coraz bardziej powszechne, ze względu na wiele czynników warunkujących taką metodę pozyskiwania energii. Są to zarówno czynniki techniczne, ekonomiczne, jak i ekologiczne. Rozwinięte nowoczesne technologie stosowane w urządzeniach energetycznych umożliwiają odzyskiwanie energii z ciepła odpadowego produkowanego podczas przemian energetycznych zachodzących w tych urządzeniach. Z drugiej strony, względy ekonomiczne przyczyniają się do wzmożonego zainteresowania ciepłem odpadowym, którego wykorzystanie może spowodować duże oszczędności. Ciepło odpadowe może być wykorzystywane nie tylko do generowania energii elektrycznej, ale także do chłodzenia pomieszczeń, zamrażania produktów, suszenia, skraplania gazów itp. Na trzeci aspekt odzysku ciepła odpadowego składają się czynniki ekologiczne. W warunkach środowiska naturalnego wykorzystanie

¹ Autor do korespondencji/corresponding author: Robert Smusz, Politechnika Rzeszowska, 35-959 Rzeszów, al. Powstańców Warszawy 12, tel.: 17 8651242, e-mail: robsmusz@prz.edu.pl

² Joanna Wilk, Politechnika Rzeszowska, e-mail: joanwilk@prz.edu.pl

ciepła odpadowego przez przetworzenie go w inną formę energii stanowi jeden ze sposobów poprawy stanu i ochrony środowiska, m.in. dzięki zmniejszeniu niekorzystnych efektów spalania paliw będących głównym źródłem energii. Odzysk ciepła odpadowego może się odbywać na dużą skalę. W tym przypadku do jednostek generujących ciepło odpadowe można zaliczyć różne zakłady przemysłowe (fabryki szkła, spalarnie), a także elektrownie konwencjonalne oraz elektrownie opierające się na odnawialnych źródłach energii. Na mniejszą skalę ciepło odpadowe może być odzyskiwane z urządzeń chłodniczych lub klimatyzacyjnych.

Analizowany w pracy dwupłaszczowy wymiennik ciepła stanowi przykład rozwiązania wykorzystującego ciepło odpadowe z wymienionych wcześniej urządzeń. W wymienniku są zainstalowane trzy węzownice grzewcze: górna, dolna oraz węzownica układu odzysku ciepła odpadowego. Przez górną i dolną węzownicę przepływa wysokotemperaturowy czynnik grzewczy (woda). Węzownica układu odzysku ciepła odpadowego jest wykorzystywana do odbierania ciepła od czynnika chłodniczego z instalacji klimatyzacyjnej. Utworzona między płaszczami zbiornika (wymiennika) szczelina cylindryczna jest wypełniona organicznym materiałem zmiennofazowym, który podczas nagrzewania wody w zbiorniku zmienia stan skupienia, akumulując energię cieplną. Główną zaletą takiego rozwiązania jest trwałe odseparowanie materiału PCM od wody użytkowej wypełniającej zbiornik. Ponadto w szczelinie mogą być umieszczone wióry metaliczne, które stanowią metalowy szkielet z przestrzeniami wypełnionymi materiałem PCM. Zastosowanie dodatkowego wypełnienia metalicznego zwiększa właściwości przewodzące materiału zmiennofazowego, a tym samym intensyfikuje procesy wymiany ciepła.

Głównym celem pracy było określenie kryteriów dotyczących możliwości zastosowania materiału PCM w proponowanym wymienniku. Jednym z nich jest dobór odpowiedniej geometrii zbiornika zawierającego PCM, co można wyrazić przez współczynnik kształtu. Porównano stosowane formy zbiornika ze względu na współczynnik kształtu. Omówiono również wpływ geometrii pojemnika zawierającego materiał zmiennofazowy na czas jego nagrzewania. Opisano rozpatrywany wymiennik, przedstawiono główne założenia konstrukcyjne, przeanalizowano możliwości zastosowań wybranych materiałów PCM oraz omówiono korzyści proponowanego rozwiązania.

2. Materiały zmiennofazowe w układach odzysku ciepła odpadowego

Wykorzystanie ciepła odpadowego z dużych zakładów przemysłowych wiąże się z zastosowaniem tzw. mobilnych akumulatorów ciepła z materiałami zmiennofazowymi PCM (phase change material). Technologia ta polega na ładowaniu ciepłem odpadowym specjalnych zbiorników wypełnionych materiałem PCM oraz przetransportowywaniu ich za pomocą samochodów ciężarowych do

potencjalnych odbiorców. Końcowymi użytkownikami zakumulowanego za pomocą PCM ciepła odpadowego mogą być przedsiębiorstwa wykorzystujące to ciepło do niskotemperaturowych procesów technologicznych, jak też osoby prywatne do zapewnienia pokrycia zapotrzebowania na ciepło do ogrzewania budynku mieszkalnego. Ważnym wymogiem wykorzystania mobilnego akumulatora ciepła z materiałem PCM jest stosunkowo bliska odległość pomiędzy źródłem ciepła odpadowego a odbiorcą. Transport ciepła przy użyciu akumulatorów nie zawsze może być korzystny, ze względu na uzyskiwane mniejsze moce cieplne. Dzieje się tak w przypadku wykorzystania ciepła odpadowego ze źródeł, takich jak urządzenia chłodnicze lub klimatyzacyjne. W związku z tym istnieje potrzeba akumulacji ciepła oraz jego odzysk bezpośrednio na miejscu. Jedną z podstawowych metod akumulacji ciepła jest zastosowanie zbiorników akumulacyjnych na ciepłą wodę użytkową. W takich przypadkach są stosowane rozwiązania konstrukcyjne zbiorników z umieszczonymi dodatkowymi elementami zawierającymi materiały PCM.

Szczegółowy opis materiałów zmiennofazowych, ich właściwości, aplikacji, toksyczności, metod i technologii akumulacji oraz praktycznych aspektów wykorzystania systemów akumulacji energii zawierają m.in. prace [1-6]. Pierwsze badania nad materiałami zmiennofazowymi zostały zapoczątkowane pod koniec lat 40. [7], ale fundamentalne prace nad wykorzystaniem PCM w systemach akumulacji energii podjęto ponownie podczas kryzysu energetycznego w latach 70. Wyniki tych prac można znaleźć m.in. w publikacjach [8, 9]. Badania prowadzone w latach 70. i 80. koncentrowały się głównie na wydajności, określeniu zasad projektowania układów magazynowania energii, charakterze procesów zachodzących w stanie nieustalonym oraz poszukiwaniu i badaniach nowych materiałów zmiennofazowych.

Materiały zmiennofazowe wykorzystywane w układach akumulacji energii powinny się charakteryzować ściśle określonymi właściwościami, zapewniającymi optymalne warunki magazynowania energii termicznej. W pracach [10, 11] przedstawiono wymagania, jakie powinny spełniać materiały zmiennofazowe. Wyniki badań wybranych materiałów PCM w aspekcie ich zastosowań w układach do odzysku ciepła odpadowego zawarto w pracy [12]. Materiały PCM powinny posiadać przede wszystkim dużą wartość utajonego ciepła przemiany fazowej na jednostkę objętości (masy) oraz jak największą wartość ciepła właściwego, tak aby umożliwić zmniejszenie wymiarów zasobników zawierających PCM. Dodatkowo materiały zmiennofazowe powinny wykazywać się niskim stopniem przechłodzenia podczas przemiany fazowej, niewielką zmianą objętości i stabilną oraz stałą wartością temperatury przemiany fazowej, dużą prędkością krystalizacji oraz stabilnością i powtarzalnością procesu krzepnięcia. Kolejną wymaganą właściwością jest wysoka przewodność, która pozwoli na intensyfikację transportu ciepła. Poza tym materiały PCM powinny się charakteryzować niskimi wartościami ciśnienia fazy lotnej, tak aby zminimalizować ryzyko rozszczelnienia pojemników, w których się znajdują oraz zredukować koszty ich

produkcji. Materiały PCM muszą być stabilne chemicznie, nietoksyczne, niepalne oraz wykazywać niską korozyjność.

3. Przemiany fazowe jako podstawa wykorzystania materiału PCM do akumulacji ciepła

Przemianą fazową określa się przejście jednej fazy układu znajdującego się w równowadze w inną fazę. W trakcie przemiany fazowej substancja przyjmuje nowy typ struktury lub też nabywa pewne nowe cechy charakterystyczne dla nowej fazy, niewystępujące przed przemianą. Przemiany fazowe są procesami występującymi powszechnie w otaczającej rzeczywistości. Wynikiem przemiany fazowej jest zawsze skokowa zmiana pewnych właściwości fizycznych ciała. Rozróżnia się przemiany fazowe I oraz II rodzaju. Przemiany fazowe I rodzaju to te, podczas których następuje zmiana stanu skupienia, czyli przejście gazu w ciecz oraz cieczy w ciało stałe. Przemiany te charakteryzuje skokowa zmiana gęstości, a zatem i objętości, oraz skokowa zmiana funkcji termodynamicznych: energii wewnętrznej, energii swobodnej, entalpii i entropii. Takie przemiany są zawsze związane z wydzielaniem lub pochłanianiem pewnej ilości energii w postaci ciepła stanowiącego ciepło utajone przemiany fazowej. W przemianach fazowych drugiego rodzaju gęstość oraz wymienione wcześniej funkcje termodynamiczne zmieniają się w sposób ciągły. Z kolei skokowym zmianom mogą ulegać: pojemność cieplna, współczynnik rozszerzalności temperaturowej, współczynnik ściśliwości itp. Ciepło przemian fazowych drugiego rodzaju jest równe zero, nie są więc one interesujące z punktu widzenia akumulacji energii. Przemiany fazowe I rodzaju są związane ze zmianą stanu skupienia ciał chemicznie jednorodnych, których zmiana stanu zachodzi przy ustalonym ciśnieniu w ściśle określonej i stałej temperaturze.

Topnienie jest przemianą polegającą na przejściu ciała ze stanu stałego w stan ciekły pod wpływem dostarczonego ciepła. Podczas ogrzewania ciała o budowie krystalicznej następuje początkowo liniowy wzrost jego temperatury. Po osiągnięciu temperatury przemiany fazowej T_f dalsze dostarczanie ciepła nie powoduje wzrostu temperatury. W tym czasie dostarczone ciepło jest zużywane na rozrywanie i rozluźnianie wiązań w sieci krystalicznej ciała stałego. Współistnieją jednocześnie dwie fazy – stała i ciekła. Po całkowitym stopnieniu dalsze dostarczanie ciepła powoduje wzrost temperatury fazy ciekłej. Jeżeli topnienie odbywa się pod stałym ciśnieniem, to powyżej temperatury T_f istnieje tylko faza ciekła, a poniżej tej temperatury – faza stała. Temperatura topnienia ciał krystalicznych zależy od ciśnienia zewnętrznego. Jeżeli ciała, krzepnąc, zwiększają swoją objętość, to ze wzrostem ciśnienia zewnętrznego obniża się temperatura topnienia. W przypadku ciał, które krzepnąc, zmniejszają swoją objętość, wzrost ciśnienia powoduje wzrost temperatury topnienia. W zagadnieniach przemian fazowych I rodzaju definiuje się pojęcie ciepła topnienia (entalpia topnienia, ciepło

utajone). Jest to ilość ciepła, jaką należy dostarczyć masie 1 kg danego ciała znajdującego się w temperaturze topnienia, aby przeszło ono ze stanu stałego w stan ciekły o tej samej temperaturze. Zależność pomiędzy temperaturą topnienia T_t , ciśnieniem p , przy którym zachodzi proces, oraz ciepłem topnienia r wyraża formuła Clausiusa-Clapeyrona:

$$\frac{dp}{dT} = \frac{r}{T_t(v''-v')} \quad (1)$$

gdzie: v'' – objętość właściwa cieczy, v' – objętość właściwa ciała stałego.

Stosowane materiały PCM charakteryzują się dużymi wartościami ciepła utajonego. Materiały te mogą absorbować, akumulować oraz uwalniać duże ilości energii w zakresie temperatur przemiany fazowej. W czasie trwania przemiany fazowej materiały PCM pochłaniają i akumulują duże ilości ciepła od otoczenia.

4. Koncepcja akumulacyjnego zbiornika ciepłej wody użytkowej z wykorzystaniem materiału PCM

W rozdziale tym zostanie przedstawiona koncepcja dwupłaszczkowego zbiornika ciepłej wody użytkowej z dodatkową węzownicą służącą do odzysku ciepła odpadowego. Utworzona szczelina cylindryczna jest wypełniona organicznym materiałem zmiennofazowym, który podczas nagrzewania wody w zbiorniku zmienia stan skupienia, akumulując energię cieplną. Ponieważ w wyniku zmiany fazy może nastąpić zmiana gęstości, a zatem i objętości materiału PCM, szczelina nie jest całkowicie wypełniona. Pozostała wolna przestrzeń zapewnia kompensację zmian objętości PCM. Zaletą rozwiązania jest trwałe odseparowanie PCM od wody użytkowej. Ze względów technologicznych oba płaszcze zbiornika są wykonane z tego samego materiału. Jest nim stal – dobry przewodnik ciepła, umożliwiający intensywną wymianę ciepła pomiędzy wodą w zbiorniku a materiałem PCM zawartym w szczelinie. W celu minimalizacji strat ciepła do otoczenia płaszczy zewnętrzny zbiornika pokrywa dodatkowo materiał izolacyjny. W szczelinie mogą być umieszczone wióry metaliczne, pianka metaliczna lub ceramiczna o otwartych porach, które ze względu na swą budowę stanowią metalowy szkielet z przestrzeniami wypełnionymi materiałem PCM, pozwalający na intensyfikację transportu ciepła. Taka konstrukcja zwiększa właściwości przewodzące materiału zmiennofazowego oraz przyczynia się do skrócenia czasu ładowania/rozładowania akumulatora. Pianki metaliczne i ceramiczne charakteryzują się dużymi wartościami przewodności oraz dyfuzyjności cieplnej w porównaniu z parafinami stosowanymi jako PCM. Wybrane dane materiałowe zestawiono w tab. 1.

Tabela 1. Porównanie właściwości termicznych parafiny z metalicznymi i ceramicznymi materiałami spienionymi

Table 1. Comparison of thermal properties of paraffin with metal and ceramic foam materials

Materiał	Gęstość [kg/m ³]	Współczynnik przewodzenia ciepła [W/(m·K)]	Pojemność cieplna [J/(kg·K)]	Dyfuzyjność cieplna [mm ² /s]
Parafina (wosk plastyczny)	909	0,29	2884	0,11
Al ₂ O ₃	3490	25	703	10,19
Aluminium	2707	204	896	84,11
Miedź	8933	388	385	112,82

Jak można zauważyć, dyfuzyjność i przewodność cieplna Al₂O₃ jest prawie 100 razy większa niż parafiny. W przypadku pianek metalicznych są to wielkości ok. 1000-krotnie większe, wobec tego zastosowanie ceramicznego lub metalicznego szkieletu wydatnie przyczynia się do poprawy wymiany ciepła podczas akumulacji energii w zasobniku wypełnionym materiałem zmiennofazowym. Kolejnym czynnikiem mającym wpływ na warunki wymiany ciepła jest forma geometryczna pojemnika zawierającego materiał zmiennofazowy (tab. 2.). Podstawowym kryterium jest iloraz powierzchni wymiany ciepła do objętości – tzw. współczynnik kształtu. Zwiększenie współczynnika kształtu intensyfikuje procesy wymiany ciepła przez zwiększenie powierzchni w stosunku do zachowanej stałej objętości. Jak widać w tab. 2., przy zachowaniu jednakowej objętości trzech różnych form pojemnika prostopadłościannych o założonych wymiarach boków charakteryzują się współczynnikiem kształtu prawie dwukrotnie wyższym niż w przypadku kuli.

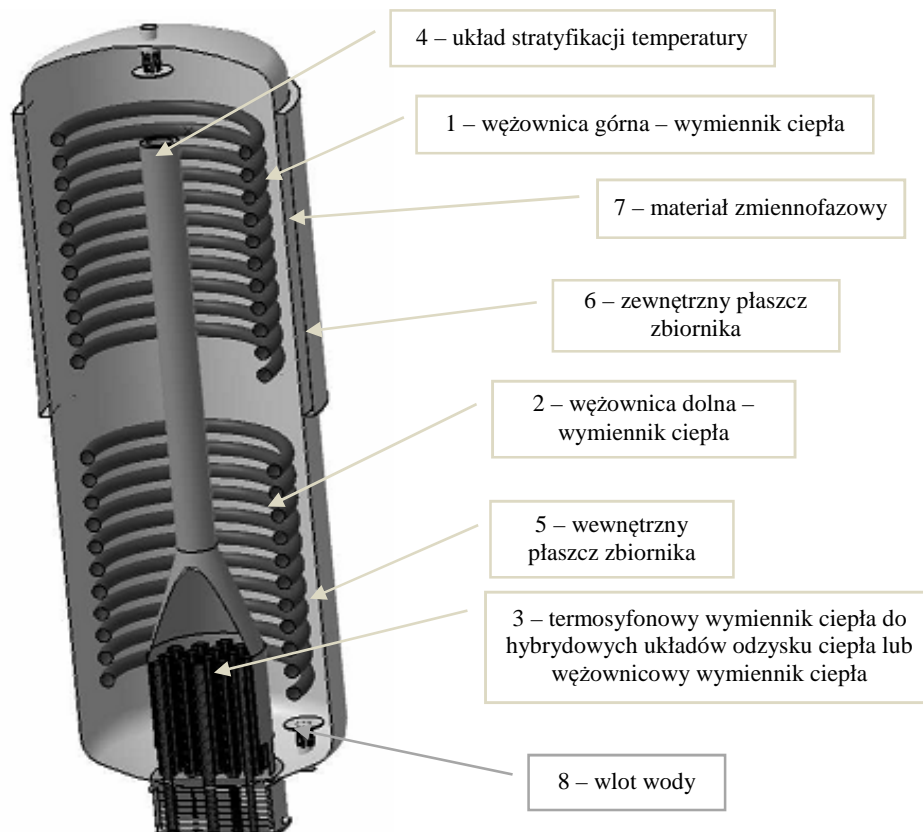
Tabela 2. Porównanie form geometrycznych pojemników na materiały zmiennofazowe

Table 2. Comparison of geometrical forms of the containers for PCM materials

Rodzaj pojemnika	Obj. V [dm ³]	Wysokość [cm]	Szerokość [cm]	Grubość [cm]	Promień [cm]	Powierzchnia wymiany ciepła, A [cm ²]	Współczynnik kształtu A/V [cm ⁻¹]
Kulisty	1	-	-	-	6,20	483,6	0,48
Cylindryczny	1	30	-	-	3,26	614	0,60
Prostopadłościenny	1	30	15	2,22	-	900	0,90

W badanych rozwiązaniach zasobników ciepła/chłodu materiały zmiennofazowe umieszcza się wewnątrz zbiorników w postaci kulistych, owalnych lub cylindrycznych pojemników [13-16]. Takie rozwiązania, w przypadku zastosowania ich do systemów przygotowania ciepłej wody użytkowej, mają podstawową wadę

wynikającą z potencjalnej możliwości zaburzenia stratyfikacji temperatury w zbiorniku oraz rozszczelnienia pojemników wypełnionych materiałem zmienno-fazowym, a tym samym zanieczyszczenia wody.



Rys. 1. Schemat zasobnika ciepła z warstwą PCM

Fig. 1. Scheme of a heat accumulator with the PCM cover

Analizowany zbiornik akumulacyjny jest przewidziany do wykorzystania w systemach przygotowania ciepłej wody użytkowej. W zbiorniku wewnętrznym (rys. 1.) są zainstalowane trzy wymienniki ciepła. Wymienniki 1. i 2. są wykonane w formie spiralnej węzownicy. Wymiennik 3. może być wykonany jako wymiennik termosyfonowy lub też w postaci spiralnej węzownicy. Jest on wykorzystywany do odzysku ciepła odpadowego z urządzeń chłodniczych i klimatyzacyjnych [17]. W celu zapewnienia odpowiedniego rozkładu temperatury wody w zbiorniku akumulacyjnym zastosowano układ stratyfikacji 4 [18], wykonany w postaci cylindrycznej rury ze szczelinami rozmieszczonymi na pobocznicy, na różnych wysokościach oraz otworem centralnym w górnej części stratyfikatora. Przestrzeń

między płaszczem wewnętrznym zbiornika 5 a zewnętrznym 6 jest wypełniona materiałem zmiennofazowym 7, który podczas nagrzewania wody w zbiorniku zmienia stan skupienia ze stałego na ciekły, akumulując energię cieplną oraz zwiększając pojemność cieplną zbiornika. Zasadniczą zaletą przedstawionego rozwiązania jest trwałe odseparowanie materiału zmiennofazowego od wody użytkowej. Pozwala to na zastosowanie dowolnego materiału PCM. Ponadto niewielka grubość przestrzeni, którą wypełnia materiał zmiennofazowy, oraz duża powierzchnia wymiany ciepła pozwalają na szybką penetrację cieplną materiału, w którym zachodzi przemiana fazowa. Ma to istotne znaczenie podczas ładowania/rozładowania zasobnika ciepła – zasadniczo skraca się czas akumulacji ciepła. W trakcie ładowania zasobnika materiał zmiennofazowy jest w fazie stałej, co powoduje, że transport ciepła w głąb materiału odbywa się na drodze przewodzenia. Kluczowym parametrem jest zatem bezwymiarowa liczba Fuoriera Fo , będąca stosunkiem strumienia ciepła transportowanego na drodze przewodzenia do ilości energii termicznej zakumulowanej w materiale. Liczba Fo jest wyrażona w postaci:

$$Fo = \frac{a \cdot t}{l^2} \quad (2)$$

gdzie: a – dyfuzyjność cieplna, l – wymiar charakterystyczny, t – czas.

Definiując wymiar charakterystyczny jako stosunek objętości materiału zmiennofazowego V do powierzchni wymiany ciepła A :

$$l = V/A \quad (3)$$

otrzymuje się: dla kuli $l_k = \frac{R_k}{3}$, gdzie R_k jest promieniem kuli, a dla cylindrycznego pierścienia $l_c = \delta$, gdzie δ stanowi grubość szczeliny pierścieniowej. Zakładając jednakową objętość kuli i pierścienia cylindrycznego, uzyskuje się zależność wymiaru charakterystycznego dla kuli w funkcji parametrów geometrycznych pierścienia:

$$l_k = \sqrt[3]{\frac{D \cdot H \cdot l_c}{36}} \quad (4)$$

gdzie: D, H – odpowiednio średnica zewnętrzna i wysokość rozpatrywanego pierścienia cylindrycznego.

Przyjmując przykładowo pojemnik w kształcie pierścienia cylindrycznego o wymiarach: $D = 430$ mm, $H = 500$ mm, $\delta = 20$ mm, otrzymuje się $l_k \cong 49$ mm. Jak widać, w tym przypadku wymiar charakterystyczny dla kuli jest ponaddwukrotnie większy od wymiaru charakterystycznego dla pierścienia. Biorąc pod uwagę określone wymiary charakterystyczne, można na podstawie zależności (2)

określić czas osiągnięcia tej samej temperatury w przypadku kuli t_k oraz pierścienia cylindrycznego t_c :

$$t_k = \left(\frac{l_k}{l_c}\right)^2 \cdot t_c \quad (5)$$

Materiał zmiennofazowy uformowany w kształcie pierścienia cylindrycznego będzie znacznie szybciej się nagrzewał niż materiał kulisty. Czas ładowania i rozładowania zasobnika będzie zatem krótszy.

5. Podsumowanie

W pracy jest analizowany dwupłaszczyznowy zbiornik ciepłej wody użytkowej z dodatkową węzownicą służącą do odzysku ciepła odpadowego. Przestrzeń między płaszczyznami jest wypełniona materiałem PCM. Zastosowany materiał zmiennofazowy powinien być uformowany w kształcie cylindrycznego pierścienia z dodatkami pianki metalicznej. Rozwiązanie to, ze względu na przyjętą formę geometryczną pojemnika oraz właściwości termofizyczne materiału PCM, charakteryzuje się stosunkowo krótkim czasem nagrzewania. Jego zastosowanie wiąże się więc ze skróceniem czasu ładowania i rozładowania zasobnika, a tym samym z poprawą parametrów energetycznych analizowanego wymiennika.

Literatura

- [1] Aneke M., Wang M.: Energy storage technologies and real life applications – A state of the art review, *Applied Energy*, 179 (2016) 350-377.
- [2] Chandel S.S., Agarwal T.: Review of current state of research on energy storage, toxicity, health hazards and commercialization of phase changing materials, *Renewable Sustainable Energy Rev.*, 67 (2017) 581-596.
- [3] Farid M.M., Khudhair A.M., Razack S.A.K., Al-Hallaj S.: A review on phase change energy storage: materials and applications, *Energy Conversion Management*, 45 (2004) 1597-1615.
- [4] Agyenim F., Hewitt N., Eames P., Smyth M.: A review of materials, heat transfer and phase change problem formulation for latent heat thermal energy storage systems (LHTESS), *Renewable Sustainable Energy Rev.*, 14 (2010) 615-628.
- [5] Kenisarin M., Mahkamov K.: Solar energy storage using phase change materials, *Renewable Sustainable Energy Rev.*, 11 (2007) 1913-1965.
- [6] Sharma A., Tyagi V.V., Chen C.R., Buddhi D.: Review on thermal energy storage with phase change materials and applications, *Renewable Sustainable Energy Rev.*, 13 (2009) 318-345.
- [7] Telkes M., Raymond E.: Storing solar heat in chemicals – a report on the Dover house, *Heat Vent*, 46 (1949) 80-86.
- [8] Schaetzle W.J.: Thermal energy storage in aquifers: design and applications, Pergamon, New York 1980.

- [9] Schmidt F.W.: Thermal energy storage and regeneration, McGraw-Hill, New York 1981.
- [10] Schröder J., Gawron K.: Latent heat storage, *Energy Res.*, 5 (1981) 103-109.
- [11] Abhat A., Low temperature latent heat thermal energy storage: heat storage materials, *Solar Energy*, 30 (1983) 313-332.
- [12] Smusz R., Wilk J., Gil P., Tychanicz-Kwiecień M., Bałon P.: Badania termofizyczne materiałów zmiennofazowych w aspekcie ich zastosowań w układach do odzysku ciepła odpadowego, *ZN PRz Mechanika*, 35 (2018) 67-75.
- [13] Mazmana M., Cabeza M.L., Mehling H., Noguesb M., Hunay Evliya, Paksoy H.Ö.: Utilization of phase change materials in solar domestic hot water systems, *Renewable Energy*, 34 (2009) 1639-1643.
- [14] Khot S.A., Sane N.K., Gawali B.S.: Thermal energy storage using PCM for solar domestic hot water systems: A review, *J. Inst. Eng. India Ser. C*, 93 (2012) 171-176.
- [15] Castell A., Solé C., Medrano M., Nogués M., Cabeza L.F.: Comparison of stratification in a water tank and a PCM-water tank, *J. Solar Energy Eng.*, 131 (2009) 024501-024501-5.
- [16] Cabeza L.F., Ibanez M., Sole C., Roca J., Nogues M.: Experimentation with a water tank including a PCM module, *Solar Energy Mater. Solar Cells*, 90 (2006) 1273-1282.
- [17] Wilk J., Smusz R.: Initial investigations of coil heat exchanger utilizing waste heat from air conditioning system, *ZN PRz Mechanika*, 34 1(2017) 131-138.
- [18] Smusz R.: Numerical study of thermal stratification in hot water storage tank, *Progress Computational Fluid Dynamics*, 17 (2017) 368-375.

APPLICATION OF THE DOUBLE-WALLED HEAT EXCHANGER WITH PCM COATING IN A WASTE HEAT UTILIZING SYSTEM

S u m m a r y

The paper presents the concept of the application of phase change material PCM in the waste heat recovery system. In the proposed system a double-walled storage tank has been applied. The cylindrical gap between the inner and outer shells is filled with the PCM material. PCM changes the physical state during the process of water heating, so thermal energy is stored. The separation of PCM from domestic hot water ensures elimination of possible water pollutants. Moreover, metal chips are filled in the gap. They create a metal skeleton with spaces filled with PCM. The design improves conduction properties of the phase change material. In the paper the considered system has been described. The main design assumptions were presented. The possibilities of the application of PCM and the benefits of the proposed system have been discussed.

Keywords: phase change material, waste heat, heat accumulation

DOI: 10.7862/rm.2018.33

Przesłano do redakcji: 7.06.2018

Przyjęto do druku: 12.07.2018

Informacje dodatkowe

1. Lista recenzentów współpracujących będzie opublikowana w czwartym numerze *Zeszytów Naukowych Politechniki Rzeszowskiej, Mechanika*, z. 4/2018 oraz zamieszczona na stronie internetowej:
<http://oficyna.prz.edu.pl/pl/zeszyty-naukowe/mechanika/>
2. Zasady recenzowania są udostępnione na stronie internetowej:
<http://oficyna.prz.edu.pl/zasady-recenzowania/>
3. Informacje dla autorów artykułów są udostępnione na stronie internetowej:
<http://oficyna.prz.edu.pl/informacje-dla-autorow/>
4. Formularz recenzji jest udostępniony na stronie internetowej:
<http://oficyna.prz.edu.pl/pl/zeszyty-naukowe/mechanika/>
5. Instrukcja dla autorów omawiająca szczegółowo strukturę artykułu, jego układ, sposób przygotowywania materiału ilustracyjnego i piśmiennictwa jest zamieszczona na stronach internetowych:
<http://oficyna.prz.edu.pl/pl/instrukcja-dla-autorow/>
oraz
<http://oficyna.prz.edu.pl/pl/zeszyty-naukowe/mechanika/>
w zakładce „Instrukcja dla autorów”.
6. Dane kontaktowe do redakcji czasopisma, adresy pocztowe i e-mail do przesłania artykułów oraz dane kontaktowe do wydawcy są podane na stronie internetowej (Komitet Redakcyjny):
<http://oficyna.prz.edu.pl/pl/zeszyty-naukowe/mechanika/>

Zasady recenzowania, informacje dla autorów, formularz recenzji, instrukcja dla autorów i dane kontaktowe do redakcji czasopisma i wydawcy będą opublikowane w czwartym numerze *Zeszytów Naukowych Politechniki Rzeszowskiej, Mechanika*, z. 4/2018.