



WŁASNOŚCI TERMOFIZYCZNE WYBRANYCH STALI LUFOWYCH *THERMOPHYSICAL PROPERTIES OF SELECTED BARREL STEELS*

Piotr KONIORCZYK, piotr.koniorczyk@wat.edu.pl, ORCID: 0000-0003-3538-6778
Mateusz ZIELIŃSKI, mateusz.zielinski@wat.edu.pl, ORCID: 0000-0001-9078-4096
Wojskowa Akademia Techniczna, ul. Gen. Sylwestra Kaliskiego 2, 00-908 Warszawa 46
Military University of Technology, 2 Gen. Sylwestra Kaliskiego St., 00 – 908 Warsaw 46

DOI 10.5604/01.3001.0053.7229

Streszczenie: Artykuł poświęcono badaniom własności termofizycznych, tzn. dyfuzyjności cieplnej, przewodności cieplnej, rozszerzalności cieplnej oraz ciepła właściwego wybranych stali lufowych. W typowych stalach lufowych, np. 30HN2MFA występuje przemiana strukturalna w temp. około 730 °C, w której zachodzi skurcz materiału. Sposobem na podwyższenie trwałości luf jest zmiana rodzaju stali na taki, w którym ta przemiana nie zachodzi lub ma miejsce, ale w wyższych temperaturach. W pracy przedstawiono wyniki badań eksperymentalnych wszystkich wymienionych powyżej własności termofizycznych pięciu wybranych stali lufowych, tzn. 38HMJ, 30HN2MFA, DUPLEX 2205, WCL oraz MARAGING 350. Pomiary wykonano w zakresie temperatury od pokojowej do około 1100 °C. W ten sposób utworzono bazę danych własności termofizycznych tych stali jako dane wejściowe do wykonania obliczeń wymiany ciepła w lufach broni strzeleckiej i armat.

Słowa kluczowe: dyfuzyjność cieplna, przewodność cieplna, rozszerzalność cieplna, ciepło właściwe, stale lufowe

1. Wstęp

W klasycznych broniach lufowych zjawisko strzału trwa od kilku do kilkadziesiąt milisekund. Temperatura gazowych produktów spalania osiąga wartości kilku tysięcy stopni, zaś ciśnienie – kilkuset MPa

Abstract: This paper is devoted to the study of thermophysical properties, i.e. thermal diffusivity, thermal conductivity, thermal expansion and specific heat of selected barrel steels. In typical barrel steels, e.g. 30HN2MFA, a structural transformation occurs at about 730 °C, at which material shrinkage occurs. The way to increase the durability of the barrels is to change the steel grade to one in which this transformation does not occur or does occur, but at higher temperatures. The paper presents the results of experimental studies of all the above-mentioned thermophysical properties of five selected barrel steels, i.e. 38HMJ, 30HN2MFA, DUPLEX 2205, WCL and MARAGING 350. Measurements were made in the range from room temperature to about 1100 °C. In this way, a database of thermophysical properties of these steels was created as input data for the calculation of heat transfer in the barrels of small arms and cannons.

Keywords: thermal diffusivity, thermal conductivity, thermal expansion, specific heat, barrel steels

1. Introduction

In classical barrel weapons the shooting effect lasts from a few to a few dozen milliseconds. The temperature of gaseous combustion products reaches the values of a few thousand degrees, at pressure of a few

(Wrzesiński, 2018). W tak ekstremalnych warunkach elementem broni najbardziej narażonym na zużycie eksploatacyjne jest lufa, szczególnie jej powierzchnia wewnętrzna. Główną przyczyną zużycia luf jest zmęczenie cieplne stali podczas nagrzewania i oziębiania lufy (Almotairi, Farhat, Warkentin, 2019; Dębski, Surma, Koperski, 2009; Ebihara, Rorabaugh; Stiefel, 1988). W Fabryce Broni „ŁUCZNIK – RADOM” lufy broni strzeleckiej kalibru 5,56 mm i podobne są produkowane ze stopowych stali konstrukcyjnych, podobnych do krajowej stali 30HN2MFA. Po wstępnej obróbce mechanicznej lufy z tych stali są ulepszone cieplnie do twardości 25÷35 HRC, po czym są poddawane obróbce mechanicznej wykańczającej i elektrolitycznemu chromowaniu ich przewodu w celu zabezpieczenia przed korozją podczas składowania, a także w celu ochrony powierzchni wewnętrznej lufy przed niszczeniem od gazów prochowych. Zmęczenie cieplne luf jest związane z przemianami strukturalnymi stali, głównie z przemianą ferryt-austenit podczas cyklicznego nagrzewania i oziębiania lufy. Mimo tego, że powierzchnie wewnętrzne luf są chromowane, ulegają zniszczeniu przez cykliczne zmiany objętości podłoża stalowego, powodujące pęknięcie i wykruszanie leżącej na nim warstwy chromu. Zjawisko to powoduje stałe obniżanie prędkości wylotowej pocisków. Sposobem na podwyższenie trwałości luf jest zmiana rodzaju stali na taki, w którym nie zachodzi zmiana strukturalna ferryt-austenit, bądź temperatura przemiany strukturalnej jest wyższa, niż w stali 30HN2MFA (około 730 °C) (Dębski i in., 2009). W 2009 roku w Instytucie Techniki Uzbrojenia WML WAT przeprowadzono cykl badań trwałościowych broni strzeleckiej z lufami 5,56 mm wykonanymi w Fabryce Broni „ŁUCZNIK-RADOM” ze stali 30HN2MFA

hundred MPa (Wrzesiński, 2018). At such extreme conditions the barrel, and especially its internal surface, is a part of weapon exposed in greatest degree to wearing. Thermal fatigue of steel at heating and cooling the barrels is a main reason of barrels wearing (Almotairi, Farhat, Warkentin, 2019; Dębski, Surma, Koperski, 2009; Ebihara, Rorabaugh; Stiefel, 1988). In the Weapon Factory of „ŁUCZNIK – RADOM” the barrels of 5.56 mm small arms are manufactured from structural alloy steels similar to the domestic steel 30HN2MFA. After the initial mechanical processing, the barrels made of these steels are thermally hardened to 25÷35 HRC to undergo a mechanical finishing processing and electrolytic coating of the bore by chromium protecting against corrosion during the storing and against damage of the barrel internal surface by powder gases. The thermal fatigue of barrels is connected with structural transformations of steel, mainly with the transition ferrite-austenite, at barrel heating and cooling cycles. Despite plating the internal surfaces of barrels by chromium they are damaged due to cyclical volumetric changes of the steel background effecting the breaking and crumbling of its chromium layer. The effect causes a permanent reduction of the muzzle velocity of projectiles. The durability of barrels can be improved by changing into a steel grade without the structural ferrite-austenite transition, or with a higher temperature of the structural transition than for the steel 30HN2MFA (ca. 730 °C) (Dębski et al., 2009). In 2009, the Institute of Armament Technology of WML WAT (Military University of Technology) performed a series of durability tests over small arms 5.56 mm barrels made of 30HN2MFA steel in the Weapon Factory „ŁUCZNIK-

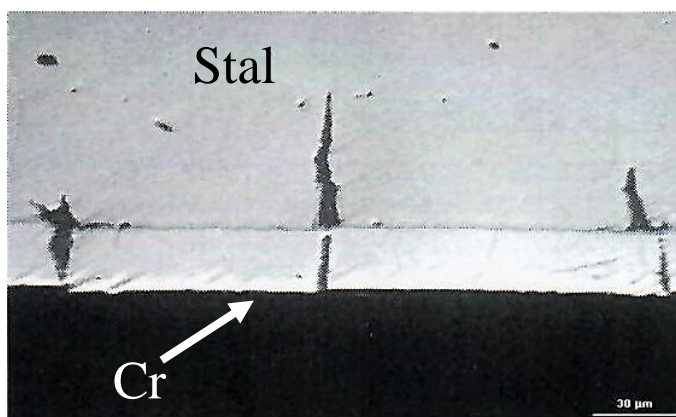
z przewodem umocnionym warstwą chromu galwanicznego (Dębski i in., 2009). W programie badań wykonano strzelania partią amunicji od 1000 szt. do 10000 szt. Szczegółowym obserwacjom poddano miejsca przewodów luf o największym nasileniu procesów zużycia: w komorze naboju w miejscu, w którym dochodzi do rozdzielenia pocisku z łuską oraz okolicy ujścia przewodu gazowego. Wyniki obserwacji przekrojów wewnętrznej powierzchni lufy na elektronowym mikroskopie skaningowym JEOL 5400 potwierdzają mechanizm niszczenia warstwy chromu. Nienaruszoną warstwę chromu można zauważyć w komorze naboju poniżej miejsca rozdzielenia pocisku z łuską; powyżej tego miejsca obserwuje się pęknięcia skurczowe w stali i w warstwie chromu – rys. 1. Pęknięcia są znacznie szersze w stali, niż w powłoce chromowej (Dębski i in., 2009). Zatem mechanizm niszczenia warstwy chromu zaczyna się od podłoża, gdzie najpierw pojawiają się pęknięcia inicjujące pęknięcie chromu. Wspomniane przemiany strukturalne stali 30HN2MFA mają związek z przejściem fazowym ferryt-austenit. Takie przejście podczas nagrzewania stali wiąże się ze skokową zmianą objętości. Następuje skurcz materiału, ponieważ sieć krystalograficzna austenitu A1 charakteryzuje się większym upakowaniem, niż sieć krystalograficzna ferrytu A2 (Dębski i in., 2009). Po każdym strzale lufa jest chłodzona, a austenit zamieniany jest z powrotem w ferryt. Ponadto, wysokie ciśnienie przesuwa przemianę ferrytu w austenit na niższą temperaturę. Połączone działanie temperatury i ciśnienia powoduje powstawanie głębszych pęknięć na wewnętrznej powierzchni lufy, co w konsekwencji prowadzi do zniszczenia powłoki chromowej.

Powyższe obserwacje i wnioski posłużyły jako przesłanka do podjęcia badań wła-

RADOM” with the bores strengthened by a galvanic chromium plating (Dębski and others, 2009). The program of tests consisted of shooting with the lots of ammunition between 1000 to 10000 rounds. The places of barrels bores with the highest intensity of wearing processes such as the cartridge chamber where the round separates from the case, and in the vicinity of the gaseous bore outlet, were inspected in details. The cross sections of barrel internal surface were investigated by the electron scanning microscope JEOL 5400 and the results confirmed the mechanism of destruction of the chromium plating. An undamaged layer of chromium can be noticed in the cartridge chamber below the place of separation between the round and the case, whereas the contraction cracks in the steel and in the layer of chromium can be observed above this place – Fig. 1. The cracks are significantly larger in the steel than in the chromium plating (Dębski et al., 2009). Therefore, the mechanism of damaging the chromium plating starts from the background where the first cracks initiating the breaking of chromium are present. The mentioned structural transitions of steel 30HN2MFA are connected with the ferrite-austenite phase transition. Such transition is connected with a sudden change of volume at steel heating. There is a contraction of material as a crystallographic net of austenite A1 is packed more densely than the net of ferrite A2 (Dębski et al., 2009). The barrel is cooled after each shot and the austenite is changed back into the ferrite. Moreover, the higher pressure shifts the transition of ferrite into austenite to a lower temperature. Combined action of temperature and pressure produces deeper cracks in the internal surface of barrel damaging in consequence the chromium plating.

sności termofizycznych wybranych stali lufowych w szerokim zakresie temperatury, tzn. od temperatury pokojowej (RT – *ang. room temperature*) do około 1100°C. Wytypowano stale podobne do stali 30HN2MFA, których charakterystyki termiczne własności termofizycznych powinny być podobne, ale przejście fazowe ferryt-austenit przesunięte w stronę wyższych temperatur oraz takie, w których przemiana ferryt-austenit nie zachodzi. Dodatkową przesłanką było opracowanie charakterystyk termicznych własności termofizycznych wybranych stali jako danych wejściowych do wykonania symulacji numerycznych wymiany ciepła w lufach broni strzeleckiej i armat.

The above observations and conclusions were used as reasons for testing the thermophysical characteristics of some barrel steels in the wide range of temperatures starting from the room temperature (RT) to ca. 1100°C. There were selected steels similar to 30HN2MFA with similar thermophysical characteristics but with the ferrite-austenite phase transition shifted to higher temperatures, and such ones without the ferrite-austenite transition. An additional reason was to prepare thermophysical characteristics of selected steel grades in the form of input data for execution of numerical simulations of heat exchange in the barrels of small arms and guns.



Rys. 1. Przekrój przez warstwę chromu w strefie rozdzielenia pocisku z łuską – widoczne pęknięcia stali pod warstwą chromu (Dębski i in., 2009)

Fig. 1. Cross-section through the chromium layer in the bullet shell separation zone – visible cracks in the steel under the chromium layer (Dębski et al., 2009)

2. Charakterystyka wybranych stali lufowych

Do badań wytypowano 5 stali, tzn.: 38HMJ (1.8509) o gęstości (w temperaturze pokojowej) 7,65 g/cm³, 30HN2MFA o gęstości 7,75 g/cm³, WCL (1.2343) o gęstości 7,8 g/cm³, DUPLEX 2205 (1.4462) o gęstości 7,72 g/cm³ oraz MARAGING 350 (1.6355) o gęstości 8,05 g/cm³. Skład chemiczny badanych stali przedstawiono w ta-

2. Characteristics of Selected Barrel Steel Grades

5 steel grades were taken for investigations: 38HMJ (1.8509) with density (at room temperature) 7.65 g/cm³, 30HN2MFA with density 7.75 g/cm³, WCL (1.2343) with density 7.8 g/cm³, DUPLEX 2205 (1.4462) with density 7.72 g/cm³, and MARAGING 350 (1.6355) with density 8.05 g/cm³. Chemical composition of investigated steel grades is

beli 1 (Koniorczyk i in., 2020; Koniorczyk, Zieliński, Sienkiewicz, Zmywaczyk, Dębski, 2023).

presented in table 1 (Koniorczyk et al., 2020; Koniorczyk, Zieliński, Sienkiewicz, Zmywaczyk, Dębski, 2023).

Tabela 1. Skład chemiczny wybranych stali lufowych
Table 1. Chemical composition of selected barrel steels

Gatunek stali <i>Steel grade</i>	Skład chemiczny (% wag.) / <i>Chemical composition (weight percentage)</i>											
	Fe	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	V	Al	P	Ti	Co
38HMJ	95,21	0,44	0,24	0,54	1,61	0,26	0,19	1,20	1,20	-		
30HN2MFA	96,42	0,29	0,26	0,36	0,65	0,24	2,21	0,23	-	-		
DUPLEX 2205	67,99	0,04	0,33	1,80	21,83	3,14	4,45	0,11	-	-		
WCL	90,71	0,39	0,84	0,36	5,52	1,30	0,40	0,45	-	0,012		
MARAGING 350	62,97	0,03	0,10	0,10	-	4,80	18,50	-	0,10	-	1,40	12,00

2.1. Stal 30HN2MFA

Stal stopowa używana do wyrobu sprzętu szczególnie mocno obciążonego, wywodząca się z grupy stali lufowych tradycyjnie stosowanych w technice wojskowej, przykładowo do produkcji luf działek małokalibrowych 23 mm. Przed negatywnym wpływem gazów prochowych jest tradycyjnie zabezpieczana przy użyciu chromu galwanicznego. Cechuje się wysokimi właściwościami mechanicznymi i bardzo wysoką udarnością. Podstawowymi obróbkami cieplnymi dla tej stali są hartowanie i odpuszczanie. Istnieje także możliwość zastosowania innych obróbek cieplno-chemicznych mających na celu podwyższenie odporności na zużycie przewodu lufy. Na dodatki stopowe dla tej stali składają się takie pierwiastki jak krzem (Si), mangan (Mn), chrom (Cr), molibden (Mo), nikiel (Ni) i wanad (V). Dominujące ilościowo dodatki stopowe to nikiel i chrom. Zawartość chromu jest niewystarczająca, aby stanowił on skuteczne zabezpieczenie przed korozją bez konieczności stosowania powłok galwanicznych

2.1. Steel 30HN2MFA

The alloy steel used for manufacture of equipment with special high loads originating from the family of barrel steels which are traditionally used in military technologies for instance at production of 23mm low calibre guns. It is traditionally protected against a negative impact of powder gases by the galvanic chromium. It is characterised by high mechanical performance and very high impact strength. Hardening and tempering are the main thermal treatments of the steel. Some other thermal-chemical treatments may be used to increase resistance against the wearing of the barrel bore. Alloying additions of the steel consist of such elements as silicon (Si), manganese (Mn), chromium (Cr), molybdenum (Mo), nickel (Ni), and vanadium (V). Nickel and chromium are dominating alloying additions. Content of chromium is insufficient to provide efficient protection against corrosion without employing the galvanic coatings (Blicharski, 2017; Dębski and others,

(Blicharski, 2017; Dębski i in., 2009).

2.2. Stal 38HMJ (1.8509)

Stal stopowa przeznaczona do azotowania o europejskim oznaczeniu 41CrAlMo7-10. Dzięki dodatkom stopowym (glin, chrom i molibden) materiał ten uzyskuje dużą twardość po procesie azotowania. Proces azotowania poza dużą twardością nadaje także odporność na ścieranie warstwy wierzchniej bez konieczności stosowania dalszych obróbek cieplnych. Zaletami tej stali jest niezmienną twardość naazotowanej warstwy wierzchniej podczas dłuższego wygrzewania oraz zbliżone własności mechaniczne, chemiczne i podatność na obróbkę cieplną w odniesieniu do stali 30HN2MFA. Ten gatunek stali znajduje zastosowanie w konstrukcji części silnie obciążonych w sposób mechaniczny i termiczny, np. tuleje cylindrów, wały korbowe, sworznie tłokowe oraz koła zębate przekładni redukcyjnych (Blicharski, 2017; Godzimirski, 2008).

2.3. Stal DUPLEX 2205 (1.4462)

Stal odporna na korozję, charakteryzująca się dwufazową strukturą ferrytyczno-austenityczną. Cechuje się bardzo dobrymi właściwościami mechanicznymi, odpornością na korozję, formowalnością i spawalnością. W stosunku do stali austenitycznych wykazuje dwukrotnie wyższą granicę plastyczności. Głównymi dodatkami stopowymi są chrom (ok. 22% Cr) oraz nikiel (ok. 5% Ni). Duża zawartość chromu jest wystarczająca, aby stanowił on skuteczne zabezpieczenie przed korozją bez konieczności stosowania powłok galwanicznych. Dodatkowo w celu utwardzenia powierzchni stal DUPLEX można poddać azotowaniu. Poza chromem i niklem stal DUPLEX posiada takie dodatki stopowe, jak molibden, mangan, krzem i wanad. Stal DUPLEX znalazła szerokie zastosowanie w przemyśle petrochemicznym i wydobywczym ze względu

2009).

2.2. Steel 38HMJ (1.8509)

The alloy steel designed for nitration having the European branding 41CrAlMo7-10. Due to alloying additions (aluminium, chromium, and molybdenum) the material represents a high hardness after the nitration treatment. Beside the high hardness, the nitration also provides the resistance to abrasion for the top layer without application of any further thermal processing. The unchanged hardness of the nitrated top layer during the long time heating is an advantage of the steel both with similar mechanical and chemical properties, and susceptibility to thermal processing, as the steel 30HN2MFA. This grade of steel is used in designs of parts which are subjected to high mechanical and thermal loads, e.g. cylinder barrels, crankshafts, piston rods, and toothed reduction gearings (Blicharski, 2017; Godzimirski, 2008).

2.3. Steel DUPLEX 2205 (1.4462)

The steel is corrosion resistant and is characterised by a double-phase ferrite-austenite structure. It represents very good mechanical performance, resistance against corrosion, and capacities for forming and welding. It has two times higher plasticity limit than the austenite steels. The main alloying additions are chromium (ca. 22% Cr) and nickel (ca. 5% Ni). The high content of chromium is sufficient to protect against corrosion effectively without any galvanic plating. Steel DUPLEX may be additionally nitrated to harden its surface. Apart of chromium and nickel steel DUPLEX has such alloying additions as molybdenum, manganese, silicon and vanadium. Steel DUPLEX is widely used in petrochemical and mining industries due to its high resistance against corrosion, and

na wysoką odporność na korozję oraz spawalność i wytrzymałość. Firma Flodman Guns Sweden (Szwecja) postanowiła wykorzystać ją przy wytwarzaniu luf broni myśliwskiej. Istotną wadą jest możliwość pojawienia się w strukturze wydzielen w podwyższonej temperaturze ze względu na dużą liczbę dodatków stopowych, które mogą pogorszyć niektóre z właściwości mechanicznych (Dębski i in., 2009; Nowacki, 2009).

2.4. Stal WCL (1.2343)

Stal stopowa z grupy stali narzędziowych przeznaczonych do pracy na gorąco. Cechuje się stabilną strukturą, wysoką wytrzymałością i twardością w wysokich temperaturach, odpornością na odkształcenia w wysokich temperaturach oraz obciążenia dynamiczne. W tej stali występuje mała skłonność do zmęczenia cieplnego i pęknięć ogniowych. Takie właściwości stal WCL zawdzięcza odpowiednio dobranym dodatkom stopowym. Chrom (Cr) i krzem (Si) przeciwdziałają pęknięciom ogniowym oraz podnoszą wytrzymałość zmęczeniową (Blicharski, 2017; Dębski i in., 2009). Występowanie wolframu (W), molibdenu (Mo) i wanadu (V) zapewnia odpowiednią wytrzymałość w wysokich temperaturach. Niewielka ilość dodatków stopowych zapewnia wysoką przewodność cieplną, co przekłada się na obniżenie skłonności do tworzenia pęknięć powodowanych zmęczeniem cieplnym. Na obróbki cieplne składają się: hartowanie ($850^{\circ}\text{C} \div 1150^{\circ}\text{C}$) oraz odpuszczanie ($400^{\circ}\text{C} \div 600^{\circ}\text{C}$). Ze względu na swoje właściwości stal ta znajduje zastosowanie przy budowie elementów silnie obciążonych mechanicznie i cieplnie, np. matryce pras kuźniczych oraz formy do odlewania pod ciśnieniem (Blicharski, 2017; Dębski i in., 2009).

2.5. Stal MARAGING 350 (1.6355)

Stal o dużej wytrzymałości umacniana

weldability and strength. The firm of Flodman Guns Sweden has decided to use it for manufacture of barrels to hunting guns. There is a certain drawback connected with possibility for appearance of some precipitations in the structure at higher temperatures worsening some mechanical properties due to a high level of alloying additions (Dębski et al., 2009; Nowacki, 2009).

2.4. Steel WCL (1.2343)

The alloy steel that is one of tool steels designed for operation at high temperatures. It is characterised by a stable structure, and high strength and hardness at high temperatures, and resistance to deformations at high temperatures, and to dynamical loads. The steel shows low tendency to thermal fatigue and flame cracks. Such performance of WCL steel is due to suitably matched alloying additions. Chromium (Cr) and silicon (Si) prevent the flame cracks and increase the fatigue resistance (Blicharski, 2017; Dębski and others, 2009). Presence of tungsten (W), molybdenum (Mo) and vanadium (V) provides the required strength at high temperatures. Low level of alloying additions provides a high thermal conductivity what is translated into a reduced tendency for creation of cracks effected by the thermal fatigue. Thermal treatment includes the hardening ($850^{\circ}\text{C} \div 1150^{\circ}\text{C}$) and tempering ($400^{\circ}\text{C} \div 600^{\circ}\text{C}$). Due to its performance the steel is used for construction of parts which are under heavy mechanical and thermal loads like the dies of forging presses and the moulds for pressure casting (Blicharski, 2017; Dębski and others, 2009).

2.5. Steel MARAGING 350 (1.6355)

The steel representing a high strength

fazami międzymetalicznymi w odróżnieniu od klasycznych stali, w których umocnienie następuje głównie węglkami i węglem. Nazwa pochodzi od angielskiego *martensite aging – maraging*. Efektem umocnienia wydzieleniowego jest wyższa odporność na pękanie, co jest nietypową własnością w stosunku do stali konwencjonalnych o takiej samej wytrzymałości. Kombinacja takich cech, jak duża wytrzymałość, dobra ciągliwość, odporność na pękanie oraz wytrzymałość zmęczeniowa sytuują stal MARAGING jako bardzo dobre tworzywo konstrukcyjne i narzędziowe. Zawartość węgla w stali MARAGING jest poniżej 0,03%, a jego podwyższona zawartość jest traktowana jako zanieczyszczenie ze względu na zmniejszanie wytrzymałości, ciągliwości i udarność. Stal MARAGING zawiera wiele dodatków stopowych kształtujących jej właściwości. Głównym dodatkiem stopowym jest nikiel (Ni), który wraz z molibdenem (Mo) i tytanem (Ti) tworzy fazy umacniające, takie jak Ni_3Mo i Ni_3Ti . Kobalt (Co) nie tworzy wydzieleni umacniających, ale za to promuje powstawanie uprzednio wymienionych. Stale MARAGING są stosowane w szerokim zakresie temperatury, tzn. od $-200^{\circ}C$ do $+600^{\circ}C$ w takich gałęziach techniki, jak lotnicza, raketowa i zbrojeniowa (Blicharski, 2017; Godzimirski, 2008).

3. Metody badań własności termofizycznych

Przeprowadzono badania eksperymentalne dyfuzyjności cieplnej a , ciepła właściwego c_p oraz rozszerzalności cieplnej ε wybranych stali w zakresie temperatury od RT do $1100^{\circ}C$. Dyfuzyjność cieplna a , przewodność cieplna k , ciepło właściwe c_p i gęstość ρ są powiązane wyrażeniem (Wiśniewski, 2017):

which is strengthened by the intermetallic phases in opposition to traditional steel grades which are strengthened mainly by carbides and carbon. The branding origins from English *martensite aging – maraging*. In effect of a precipitation hardening the higher resistance against breaking is received what is an untypical feature comparing to traditional steel grades with the same strength. Combination of such features as the high strength, good ductility, resistance against breaking and fatigue resistance position steel MARAGING as very good material for structures and tools. Content of carbon in MARAGING steel is below 0.03%, and its increased level is treated as a contamination diminishing the strength, ductility and the impact strength. Steel MARAGING contains many alloying additions defining its properties. Nickel (Ni) is a main alloying addition which together with molybdenum (Mo) and titanium (Ti) creates the strengthening phases such as Ni_3Mo and Ni_3Ti . Cobalt (Co) does not produce any hardening precipitations but instead it boosts the creation of the previously mentioned ones. The MARAGING steels are used in a wide range of temperatures from $-200^{\circ}C$ to $+600^{\circ}C$ in such branches of technology as aviation, missiles, and armament (Blicharski, 2017; Godzimirski, 2008).

3. Testing Methods of Thermophysical Characteristics

Experimental tests of thermal diffusivity a , specific heat c_p , and thermal expansion ε were carried out for selected steels on the range of temperatures between RT to $1100^{\circ}C$. Thermal diffusivity a , and thermal conductivity k , and specific heat c_p , and density ρ are linked by the expression (Wiśniewski, 2017):

$$a = \frac{k}{\rho \cdot c_p}. \quad (1)$$

Każdy z tych parametrów termofizycznych wyznaczono na oddzielnych stanowiskach pomiarowych, a przewodność cieplną obliczono z wyrażenia:

Each of these thermophysical parameters was identified on an individual measurement stand, and the thermal conductivity was calculated from the expression:

$$k = a \cdot \rho \cdot c_p. \quad (2)$$

Biorąc pod uwagę zależne od temperatury wartości ciepła właściwego $c_p(T)$, dyfuzyjności cieplnej $a(T)$ oraz gęstości $\rho(T)$ badanych próbek, przewodność cieplną $k(T)$ obliczono z równania (3):

Considering the values of specific heat depending on temperature $c_p(T)$, and thermal diffusivity $a(T)$, and density $\rho(T)$ for the investigated samples, the thermal conductivity $k(T)$ was calculated from the equation (3):

$$k = \frac{\rho_0}{[1 + \varepsilon(T)]^3} \cdot a(T) \cdot c_p(T) \quad (3)$$

gdzie: ρ_0 oznacza gęstość w temperaturze pokojowej (RT), natomiast $\varepsilon(T)$ jest względną zmianą długości próbki.

where: ρ_0 is density at room temperature (RT), and $\varepsilon(T)$ is the relative elongation of the sample.

Przy obliczeniach wymiany ciepła w lufach armat oraz broni strzeleckiej przyjmuje się własności termofizyczne stali lufowych, tzn. przewodność cieplną, ciepło właściwe oraz gęstość w funkcji temperatury w zakresie od RT do 1100 °C jako dane wejściowe do rozwiązania zagadnienia początkowo-brzegowego wymiany ciepła w lufach (Zieliński i in., 2022; Zieliński i in., 2023).

Considering the exchange of heat in the barrels of guns and small arms, thermophysical characteristics of barrel steels are accepted, i.e. thermal conductivity, specific heat, and density in function of temperature from RT to 1100 °C as the input data for solution of the initial boundary value problem of heat transfer in the barrels (Zieliński et al., 2022; Zieliński et al., 2023).

3.1. Pomiary dyfuzyjności cieplnej

Pomiary dyfuzyjności cieplnej $a(T)$ wybranych stali wykonano przy pomocy dyfuzometru wysokotemperaturowego LFA 427 firmy NETZSCH (Niemcy). Do obsługi wszystkich przyrządów pomiarowych firma NETZSCH wykorzystuje program Proteus. Technika pomiaru dyfuzyjności cieplnej była następująca: impuls lasera o czasie trwania od 100 do 1500 μ s generowany przez laser neodymowy (Nd:YAG) o długości fali emisyjnej

3.1. Measurements of thermal diffusivity

Thermal diffusivity $a(T)$ of selected steels was measured by a high temperature diffusivity meter LFA 427 of NETZSCH company (Germany). NETZSCH company uses program Proteus for handling all measurement instruments. Following technique was used to measure thermal diffusivity: a laser pulse of duration from 100 to 1500 μ s, generated by a neodymium laser (Nd:YAG) with emission wavelength 1054 nm, and maximal

1054 nm, maksymalnej energii impulsu 25 J był pochłaniany przez przednią powierzchnię badanej próbki w formie dysku o średnicy 12,6 mm i grubości 2 mm, zwiększając jej temperaturę. Powstała różnica temperatury powodowała dyfuzję ciepła w kierunku tylnej powierzchni próbki, a co za tym idzie jej temperatura wzrastała. Ponieważ czas trwania impulsu był wielokrotnie krótszy, niż czas pomiaru, sygnał z detektora podczerwieni (IR) odpowiadający przyrostowi temperatury na tylnej powierzchni miał charakterystyczne maksimum, co pozwalało na wyznaczenie czasu połowicznego $t_{0,5}$, który był podstawą do wyznaczenia dyfuzyjności cieplnej metodą Parkera (Parker, Jenkins, Butler, Abbott, 1961). W naszym przypadku czas trwania impulsu wynosił 400 μ s, a napięcie lampy 750 V. Parametry pomiaru związane z czasem trwania impulsu oraz wzmocnieniem sygnału ustawiono w programie Proteus v. 7.1 zgodnie z zaleceniami firmy NETZSCH. Czas trwania pomiaru i wzmocnienie sygnału zostały ustalone na początku metodą prób i błędów. Zastosowano model wymiany ciepła Cape-Lehman'a z korekcją impulsów (Cape, Lehman, 1963). Model ten uwzględnia straty ciepła przez promieniowanie z powierzchni badanej próbki. Eksperymenty prowadzono w atmosferze argonu (50 ml/min). Podczas pomiarów detektor podczerwieni chłodzono ciekłym azotem. Ze względu na możliwość utlenienia próbki w wysokich temperaturach oraz ochronę elementów wysokotemperaturowego pieca, przed rozpoczęciem pomiarów opróżniono z powietrza komorę pomiarową i wypełniono ją argonem.

3.2. Pomiar ciepła właściwego

Pomiary ciepła właściwego przeprowadzono za pomocą skaningowego kalorymetru różnicowego NETZSCH DSC 404 F1 Pegasus pracującego: w atmosferze helu o objęto-

pulse energy 25 J, was absorbed by frontal surface of a tested sample, having the form of a disc with diameter 12.6 mm and thickness 2.0 mm, to increase its temperature. The produced difference of temperatures effected the diffusion of heat towards the rear surface of the sample and in consequence the increase of its temperature. As the pulse duration was many times shorter than the measurement time, the signal from an infrared (IR) detector, corresponding to the increment of temperature on the rear surface, had a specific maximum what allowed for identification of a half-time $t_{0,5}$, which is a base for determination of the thermal diffusivity by Parker's method (Parker, Jenkins, Butler, Abbott, 1961). In our case the pulse duration was 400 μ s, and the voltage of lamp 750 V. Parameters of measurement relating to the pulse duration were set in program Proteus v. 7.1 according with the recommendations of company NETZSCH. Duration of measurement and amplification of signal were set at the beginning by the method of trials and errors. A model of Cape-Lehman's heat exchange with the correction of pulses was employed (Cape, Lehman, 1963). The model considers the losses of heat due to radiation from the tested sample surface. The experiments were performed in the atmosphere of argon (50 ml/min). During the measurements the infrared detector was cooled by liquid nitrogen. To avoid the oxidation of the sample at high temperatures and to protect the parts of the high temperature furnace, the air was removed from the measurement chamber and it was filled with argon.

3.2. Measurements of the specific heat

Measurements of the specific heat were carried out by a differential scanning calorimeter NETZSCH DSC 404 F1 Pegasus operating: in atmosphere of helium at volu-

ściowym natężeniu przepływu 20 ml/min – dla stali 38HMJ, 30HN2MFA oraz DUPLEX 2205; w atmosferze argonu o objętościowym natężeniu przepływu 20 ml/min – dla stali WCL oraz MARAGING 350. Aby zapewnić poprawność pomiarów, metoda DSC wymagała stabilnej i powtarzalnej linii bazowej. Osiągnięto to przez dwukrotne opróżnienie z powietrza komory pomiarowej i ustawienie 20-minutowego odcinka izotermicznego na początku programu temperaturowego. Ponadto przeprowadzono kalibrację temperatury i czułości mikrokalorymetru z użyciem pięciu materiałów odniesienia: indu, bizmutu, cyny, cynku i złota. Wymiary oraz masy próbek do badań DSC zestawiono w tabeli 2.

metric intensity of flow 20 ml/min – for steel 38HMJ, 30HN2MFA, and DUPLEX 2205; in atmosphere of argon at volumetric intensity of flow 20 ml/min – for steel WCL and MARAGING 350. The DSC method demanded a stable and repeatable base line to secure the correctness of measurements. It was achieved by a double removal of air from the measurement chamber and setting an isothermal cycle with duration of 20 minutes at the beginning of temperature program. Moreover, temperature and sensitivity of microcalorimeter were calibrated by five reference materials: indium, bismuth, tin, zinc, and gold. Dimensions and weights of samples for DSC tests are shown in table 2.

Tabela 2. Wymiary oraz masy próbek do badań DSC wybranych stali lufowych

Table 2. Dimensions and weights of samples for DSC testing of selected barrel steels

Gatunek stali Steel brand	38HMJ	30HN2MFA	DUPLEX 2205	WCL	MARAGING 350
Średnica, mm Diameter	6,1	6,1	6,1	6,0	6,0
Grubość, mm Thickness	1,6	1,6	1,8	1,0	1,0
Masa, mg Weight	347,30	335,41	383,39	219,13	236,25

Całkowita masa referencyjnego tygla platynowego z pokrywką wyniosła 273,81 mg (objętość tygla Pt: 85 μ l). Zarówno tygiel referencyjny, jak i pomiarowy nałożono na podkładkę Al_2O_3 w postaci krążka o średnicy 6,6 mm, grubości 0,5 mm i wadze 52,24 mg. Masa zestawu tygla platynowego + pokrywy platynowej + podkładki z Al_2O_3 wynosiła 326,05 mg. Program badań temperatury ustawiony w Proteus v.6.1 składał się z dwóch cykli ogrzewania/chłodzenia w następującej kolejności: izotermicznego termostatowania próbki w temp. w 20°C (RT) przez 5 min; nagrzewania do 1000°C z szybkością 10 K/min;

Total weight of referential platinum crucible with the lid was 273.81 mg (capacity of the crucible: 85 μ l). Both the referential and measurement crucibles were put onto an Al_2O_3 disc with diameter 6.6 mm, thickness 0.5 mm and weight 52.24 mg. The weight of the complex of platinum crucibles + platinum lid + Al_2O_3 disc was 326.05 mg. Program of temperature tests set in Proteus v.6.1 contained two cycles of heating/cooling in the following order: sample's isothermal thermostatic cycle at temperature 20°C (RT) within 5 min; heating to 1000°C at the rate 10 K/min; segment of isothermal

segmentu izotermicznego termostatowania przy 1000°C przez 5 min; chłodzenia do 25°C z szybkością 10 K/min; izotermicznego termostatowania w RT przez 15 min. Obliczenie pozornego ciepła właściwego oparto na metodzie trzech krzywych (linia sygnału pomiarowego bazy, linia sygnału pomiarowego szafiru i linia sygnału pomiarowego próbki).

3.3. Pomiary rozszerzalności cieplnej

Pomiary rozszerzalności cieplnej (DIL) wybranych stali przeprowadzono za pomocą wysokotemperaturowego dylatometru prętowego firmy NETZSCH DIL 402 C w zakresie temperatury od RT do 1050°C. Próbkę do badań wycięto w postaci walca o długości 25 mm i średnicy 6 mm. Próbkę umieszczono na szafirowych wspornikach we wgłębieniu rurowego trzymaka próbek ("Netzsch Proteus ver. 7.1 Software Manual"). Platynowa termopara w bezpośredniej bliskości próbki (około 1÷2 mm) zapewniała powtarzalne pomiary temperatury. Ponieważ podczas pomiaru rozszerzalności cieplnej metodą prętową zarówno trzymak próbek (z szafiru), jak i popychacz (z szafiru) zmieniają swoją długość, wykonano kalibrację z użyciem próbki wzorcowej z szafiru. Zastosowano szafirowy materiał odniesienia firmy NETZSCH w postaci walca (długość 25 mm, średnica 6 mm) z zachowaniem takiego samego programu temperaturowego, jak dla badanego materiału (termostatowanie przy 25°C – grzanie do 1100°C przy 2 K/min – termostatowanie w 1100°C przez 15 min – schładzanie do 25°C przy 2 K/min – termostatowanie w 25°C przez 15 min). Dla każdej próbki (materiału referencyjnego oraz badanej stali) przeprowadzono dwa cykle pomiarowe. W czasie pomiarów popychacz dociskał próbkę do ścianki nośnika próbki z siłą 30 cN. Jako gaz obojętny użyto argonu z objętościowym natężeniem przepływu wynoszącym 60

thermostatic cycle at 1000°C within 5 min; cooling to 25°C at the rate 10 K/min; isothermal thermostatic cycle at RT within 15 min. The apparent specific heat was calculated on the base of the three lines (line of base measurement signal, line of sapphire measurement signal, and line of sample measurement signal).

3.3. Measurements of thermal dilatations

Thermal dilatation (DIL) of selected steels was measured by a high temperature rod dilatometer DIL 402 C of NETZSCH company in the range of temperatures from RT to 1050°C. Testing samples were prepared in the form of cylinders with the length of 25 mm and diameter 6 mm. A sample was placed on sapphire supports inside a tubular catcher for samples ("Netzsch Proteus ver. 7.1 Software Manual"). Platinum thermocouple placed in the direct vicinity of the sample (ca. 1÷2 mm) provided repeatable measurements of temperature. The calibration was performed using a sapphire reference sample because during the measurements of thermal dilatation both the catcher (sapphire) and a pushing rod (sapphire) change their length. The sapphire reference material of NETZSCH company was used in the form of cylinder (length 25 mm, diameter 6 mm) at preservation of the same temperature schedule as for the tested material (thermostatic cycle at 25°C – heating to 1100°C at 2 K/min – thermostatic cycle at 1100°C for 15 min – cooling to 25°C at 2 K/min – thermostatic cycle at 25°C for 15 min). Two measurement cycles were carried out for each sample (referential material and investigated steel). During the measurements the pushing rod pressed the sample to the wall of sample bracket with the force of 30 cN. Argon was used as an inert gas with the volumetric intensity of flow equal to 60

ml/min. Liniowy współczynnik rozszerzalności cieplnej α^* (oznaczony na rys. 5 jako CLTE) wyrażono w postaci (4) ("Netzsch Proteus ver. 7.1 Software Manual"):

ml/min. The linear coefficient of thermal dilatation α^* (marked in Fig. 5 as CLTE) is expressed in the form (4) ("Netzsch Proteus ver. 7.1 Software Manual"):

$$\alpha^* = \frac{1}{L(T_0)} \cdot \frac{dL(T)}{dT} = \frac{1}{L_0} \cdot \frac{dL(T)}{dT} \quad (4)$$

Dodatkowo przez dL oznaczono wzrost długości próbki z korektą wynikającą z uwzględnienia rozszerzalności cieplnej popychacza i nośnika próbki (Akçay, Yükselen, 2014).

Additionally, an increase of sample's length with the correction resulting from regarding the thermal dilatation of the pushing rod and the sample's bracket was marked by dL (Akçay, Yükselen, 2014).

4. Wyniki badań własności termofizycznych wybranych stali lufowych

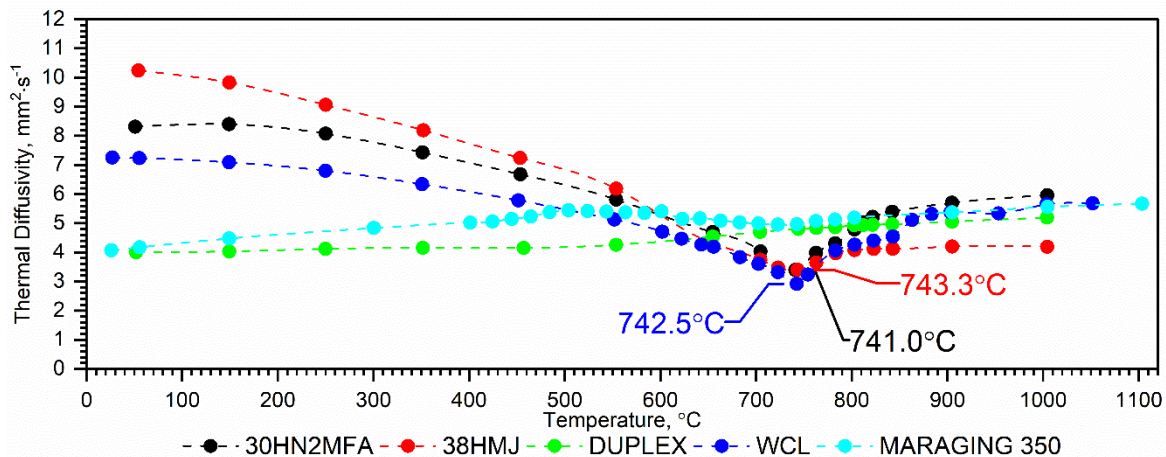
4. Results of Thermophysical Characteristic Tests for Selected Barrel Steels

Na rys. 2 pokazano wyniki pomiarów dyfuzyjności cieplnej a wybranych stali. Dla stali 38HMJ, 30HN2MFA oraz WCL dyfuzyjność cieplna obniża się wraz z temperaturą aż do temperatury przemiany fazowej ferryt-austenit i osiąga wartość minimalną w temp. około 741,0÷743,3°C. Zależności temperaturowe dyfuzyjności cieplnej dla tych stali powyżej 741°C wykazują tendencję wzrostową. Jednak wzrost dyfuzyjności cieplnej w funkcji temperatury $a(T)$ jest niewielki. Ten efekt nie występuje w stali DUPLEX 2205, ani w stali MARAGING 350. W przypadku tych stali dyfuzyjność cieplna wzrasta liniowo w całym zakresie temperatury. W zakresie temperatury od RT do 741°C dyfuzyjność cieplna stali 30HN2MFA spada trzykrotnie, a dla stali 38HMJ dwukrotnie, osiągając tę samą wartość 3,39 mm²·s⁻¹ przy 741°C. Dla stali DUPLEX 2205 w całym zakresie temperatury, tzn. od RT do około 1100°C dyfuzyjność cieplna wzrasta quasi-liniowo od 4 mm²·s⁻¹ do 5,2 mm²·s⁻¹. Jak widać z wyników przedstawionych na rys. 2, dyfuzyjność cieplna stali WCL systematycznie spada wraz z temperaturą poza przejściem fazowym ferryt-austenit

Results of measurements of thermal diffusivity a for selected steels are shown in Fig. 2. For steels 38HMJ, 30HN2MFA and WCL the thermal diffusivity falls down along with temperature until the ferrite-austenite phase transition temperature and gets the minimal value at ca.741.0÷743.3°C. Temperature dependencies of thermal diffusivity for these steels show an increasing tendency above 741°C. But the increment of thermal diffusivity along temperature $a(T)$ is small. This effect is not present in steel DUPLEX 2205, and in steel MARAGING 350. In the case of these steels the thermal diffusivity increases linearly in all temperature range. In temperatures from RT to 741°C the thermal diffusivity of steel 30HN2MFA decreases by three times, and for steel 38HMJ two times to reach the same value 3.39 mm²·s⁻¹ at 741°C. For steel DUPLEX 2205 the thermal diffusivity increases quasi-steady from 4.0 mm²·s⁻¹ to 5.2 mm²·s⁻¹ in all temperature range from RT to ca. 1100°C. Results presented in Fig. 2 show the thermal diffusivity of steel WCL falls systematically down with temperature be-

i osiąga minimalną wartość w temperaturze 742,5 °C. Powyżej temperatury przejścia fazowego dyfuzyjność cieplna w funkcji temperatury dla tej stali wykazuje tendencję wzrostową. Dla stali MARAGING 350 w całym zakresie temperatury dyfuzyjność cieplna wzrasta quasi-liniowo od wartości 4 mm²·s⁻¹ do 5,5 mm²·s⁻¹.

yond the ferrite-austenite phase transition to the minimal value at 742.5 °C. The thermal diffusivity of this steel increases above the temperature of phase transition. The thermal diffusivity of MARAGING 350 steel increases in the whole range of temperatures in quasi-linear way from 4.0 mm²·s⁻¹ to 5.5 mm²·s⁻¹.



Rys. 2. Charakterystyki temperaturowe dyfuzyjności cieplnej wybranych stali uzyskane za pomocą dyfuzometru LFA 427 (Koniorczyk i in., 2020; Koniorczyk i in., 2021; Koniorczyk i in., 2023)

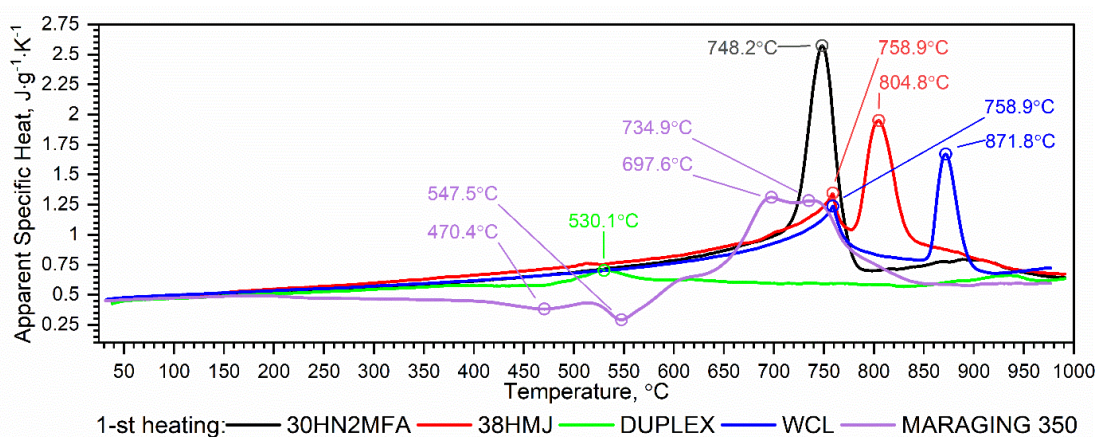
Fig. 2. Temperature characteristics of thermal diffusivity for the chosen steels obtained using LFA 427 apparatus (Koniorczyk et al., 2020; Koniorczyk et al., 2021; Koniorczyk et al., 2023)

Charakterystyki termiczne pozornego ciepła właściwego wybranych stali uzyskane za pomocą pomiarów na DSC zestawiono na rys. 3. Badania pozornego ciepła właściwego wybranych stali przy pomocy DSC wykazały istnienie przejścia fazowego ferryt-austenit w 30HN2MFA (w temp. 748,2°C), 38HMJ (w temp. 758,9°C) i w WCL (w temp. 758,9°C). To przejście nie zostało zaobserwowane w stali DUPLEX 2205 ani w stali MARAGING 350. Dla stali DUPLEX 2205 w całym zakresie temperatury, tzn. od RT do około 1000°C pozorne ciepło właściwe było prawie stałe, tj. na poziomie 550 J·kg⁻¹·K⁻¹. Należy w tym miejscu zauważyć, że o ile dyfuzyjność cieplna była wyznaczana w konkretnych tempera-

Thermal characteristics of the apparent specific heat for selected steels measured by DSC are shown in Fig. 3. Investigations of the apparent specific heat for selected steels by DSC indicated the presence of ferrite-austenite phase transition in 30HN2MFA (at temperature 748.2°C), and in 38HMJ (at 758.9°C), and in WCL (at 758.9°C). This transition was not observed in the steel DUPLEX 2205 and in the steel MARAGING 350. For the steel DUPLEX 2205 the apparent specific heat was almost constant in the whole range of temperatures from RT to ca. 1000°C, i.e. on the level of 550 J·kg⁻¹·K⁻¹. It has to be noted here that if the thermal diffusivity was identified at specific temperatures,

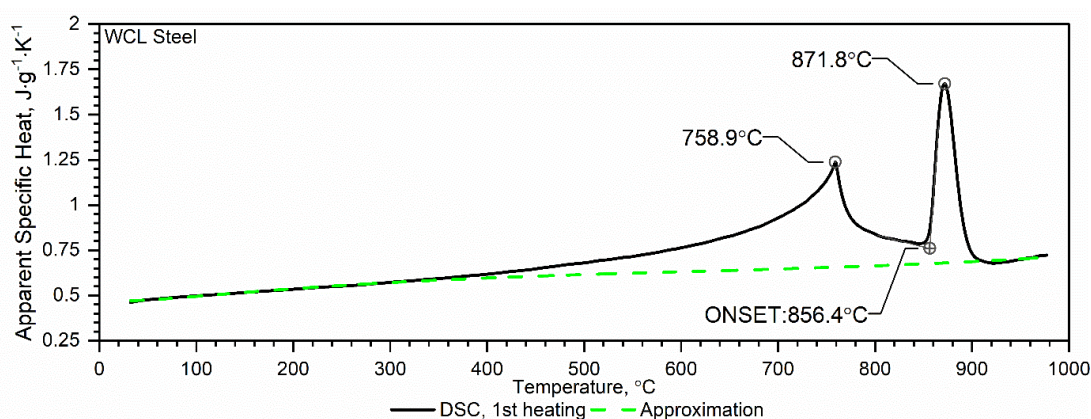
turach, to pozorne ciepło właściwe mierzono w sposób ciągły, stosując technikę trzech krzywych. Jako dane wejściowe do wykonania symulacji numerycznych wymiany ciepła w lufach broni strzeleckiej i armat używamy charakterystyk temperaturowych ciepła właściwego wybranych stali w formie aproksymacji charakterystyk temperaturowych pozornego ciepła właściwego tych stali.

the apparent specific heat was measured by continuous method using the technique of three lines. Temperature characteristics of the specific heat for selected steels in the form of approximations of temperature characteristics of the apparent specific heat for these steels are used as the input data for numerical simulation of heat exchange in the barrels of small arms and guns.



Rys. 3. Charakterystyki temperaturowe pozornego ciepła właściwego dla wybranych stali uzyskane podczas pierwszego grzania na DSC 404 F1 Pegasus (Koniarczyk i in., 2020; Koniarczyk i in., 2021; Koniarczyk i in., 2023)

Fig. 3. Temperature characteristics of apparent specific heat for the chosen steels obtained from the first heating runs on DSC 404 F1 Pegasus (Koniarczyk et al., 2020; Koniarczyk et al., 2021; Koniarczyk et al., 2023)



Rys. 4. Charakterystyka temperaturowa pozornego ciepła właściwego dla stali WCL (czarna linia) oraz aproksymacja (zielona linia przerywana) jako dane wejściowe do wykonania symulacji numerycznych wymiany ciepła w lufie armaty (Koniarczyk i in., 2023)

Fig. 4. Temperature characteristics of apparent specific heat for the WCL steel (black line) and approximation (dashed green line) as input data for numerical simulation of heat transfer in the gun barrel (Koniarczyk et al., 2023)

Przykładową charakterystykę temperaturową ciepła właściwego dla stali WCL pokazano na rys. 4.

Wielomian aproksymacyjny charakterystyki termicznej ciepła właściwego dla stali WCL przedstawiono w formie (Koniorczyk i in., 2023):

$$c_p(T[K]) = a_0 + a_1T + a_2T^2 + a_3T^3 + a_4T^{-\frac{1}{3}} \quad [\text{J} \cdot \text{g}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}] \quad (5)$$

Wartości współczynników a_i zestawiono w tabeli 3 (Koniorczyk i in., 2023).

An exemplary temperature characteristic of the specific heat for steel WCL is shown in Fig. 4.

The approximating polynomial of thermal characteristics of the specific heat for steel WCL is presented in the form (Koniorczyk et al., 2023):

Values of coefficients a_i are specified in table 3 (Koniorczyk et al., 2023)

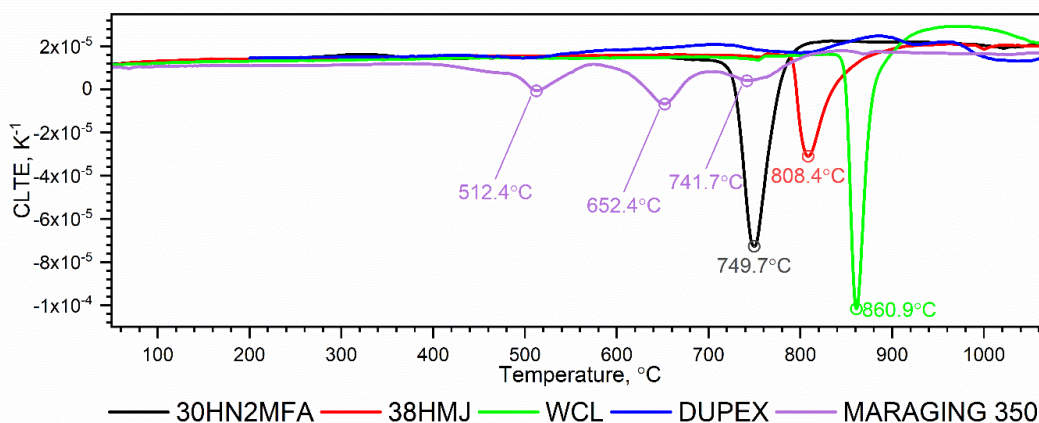
Tabela 3. Współczynniki do obliczeń ciepła właściwego stali WCL według równania (5)

Table 3. Coefficient for calculating specific heat of WCL samples on Equation (5)

Współczynnik Coefficient	Wartość Value	Współczynnik Coefficient	Wartość Value
a_0 [$\text{J} \cdot \text{g}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$]	$3,7942 \cdot 10^{-1}$	a_3 [$\text{J} \cdot \text{g}^{-1} \cdot \text{K}^{-4}$]	$5,2378 \cdot 10^{-10}$
a_1 [$\text{J} \cdot \text{g}^{-1} \cdot \text{K}^{-2}$]	$7,7825 \cdot 10^{-4}$	a_4 [$\text{J} \cdot \text{g}^{-1} \cdot \text{K}^{-\frac{4}{3}}$]	$2,1759 \cdot 10^{-1}$
a_2 [$\text{J} \cdot \text{g}^{-1} \cdot \text{K}^{-3}$]	$-9,8434 \cdot 10^{-7}$		

Wyniki pomiarów liniowego współczynnika rozszerzalności cieplnej w funkcji temperatury (CLTE) dla wybranych stali lufowych przedstawiono na rys. 5, natomiast zmiany gęstości w funkcji temperatury – na rys. 6. Pomiarzy rozszerzalności cieplnej ujawniły występowanie przemiany fazowej ferryt-austenit w próbkach stali 30HN2MFA, 38HMJ oraz WCL. Jednak dla stali 30HN2 MFA konwersja ferrytu w austenit zachodzi w temperaturze niższej o około 50°C w porównaniu ze stałą 38HMJ i o około 100°C w porównaniu ze stałą WCL. Badania dylatometryczne wykazały również występowanie skurczu w tych stalach, tzn. najpierw dla stali 30HN2MFA (749.7°C , ONSET – 712.2°C), następnie w stali 38HMJ (808.4°C , ONSET – 779.6°C) i na końcu w stali WCL (860.9°C , ONSET – 849.7°C). W przypadku stali DUPLEX 2205 oraz MARAGING 350 nie zaobserwowano efektu skurczu materiału – rys. 6.

Results of measurements of the linear coefficient of thermal dilatation versus temperature (CLTE) for chosen barrel steels are shown in Fig. 5, and the changes of density versus temperature – in Fig. 6. The measurements of thermal dilatation disclosed the existence of the ferrite-austenite phase transition in the samples of steel 30HN2MFA, 38HMJ, and WCL. But for the steel 30HN2 MFA the conversion of ferrite into austenite occurs at temperature which is lower by ca. 50°C than for steel 38HMJ and by ca. 100°C than for steel WCL. Moreover, dilatometric test indicated the presence of a shrinkage in these steels, i.e. first for steel 30HN2MFA (749.7°C , ONSET – 712.2°C), next for steel 38HMJ (808.4°C , ONSET – 779.6°C), and finally for steel WCL (860.9°C , ONSET – 849.7°C). The effect of material shrinking was not observed for steels DUPLEX 2205 and MARAGING 350 – Fig. 6.

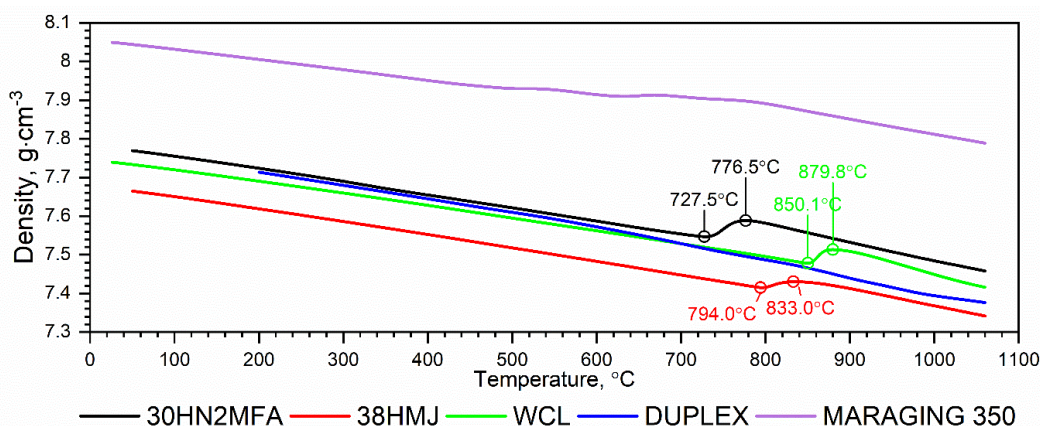


Rys. 5. CLTE w funkcji temperatury dla wybranych stali otrzymane podczas pierwszego grzania na DIL 402 C

(Koniarczyk i in., 2020; Koniarczyk i in., 2021; Koniarczyk i in., 2023)

Fig. 5. CLTE as a function of temperature for the chosen steels obtained from the first heating runs on DIL 402 C

(Koniarczyk et al., 2020; Koniarczyk et al., 2021; Koniarczyk et al., 2023)



Rys. 6. Gęstość w funkcji temperatury dla wybranych stali otrzymana podczas pierwszego grzania na DIL 402 C

(Koniarczyk i in., 2020; Koniarczyk i in., 2021; Koniarczyk i in., 2023)

Fig. 6. Density as a function of temperature for the chosen steels obtained from the first heating runs on DIL 402 C

(Koniarczyk et al., 2020; Koniarczyk et al., 2021; Koniarczyk et al., 2023)

Podczas przygotowania danych wejściowych do wykonania symulacji numerycznych wymiany ciepła w lufach broni strzeleckiej i armat w postaci charakterystyk termicznych przewodności cieplnej, ciepła właściwego oraz gęstości istotnym problemem jest poprawne obliczenie charakterystyk termicznych przewodności cieplnej wybranych stali. Dyfuzyjność cieplna a , przewodność cieplna

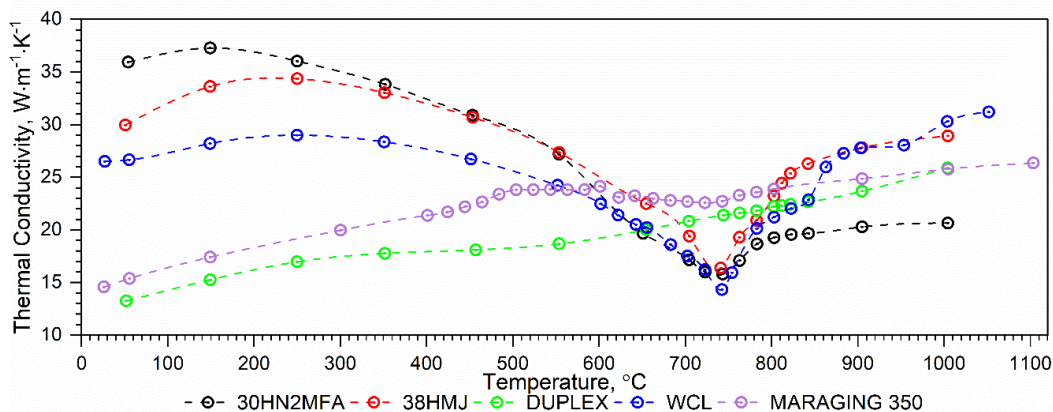
Proper calculations of temperature characteristics of thermal conductivity for selected steels is an essential question at preparation of input data in the form of temperature characteristics of thermal conductivity, and specific heat, and density for numerical simulations of heat transfer in the barrels of small arms and guns. Thermal diffusivity a , thermal conductivity k ,

k , ciepło właściwe c_p i gęstość ρ są powiązane wyrażeniem (2). Każdy z tych parametrów termofizycznych można wyznaczyć na oddzielnych stanowiskach pomiarowych.

Przemiana fazowa ferryt-austenit znajduje swoje odzwierciedlenie w charakterystyce termicznej każdego parametru termofizycznego. Zatem przy obliczaniu przewodności cieplnej k w obszarze przemian fazowych ze wzoru (5) efekt ten jest uwzględniany zarówno w dyfuzyjności cieplnej, jak i w ciepłe właściwym. Aby tego uniknąć do obliczeń wymiany ciepła przyjmujemy charakterystyki termiczne ciepła właściwego wybranych stali w formie wyrażen aproksymacyjnych, np. dla stali WCL w formie (5) (Koniorczyk i in., 2023). Przykładowe charakterystyki termiczne przewodności cieplnej wyznaczone według tej zasady dla stali WCL oraz pozostałych stali lufowych zilustrowano na rys. 7.

specific heat c_p , and density ρ are linked by expression (2). Each of these thermophysical parameters may be identified on independent measurement stands.

The ferrite-austenite phase transformation is reflected in temperature characteristics of each thermophysical parameter. Therefore, at calculation of thermal conductivity k in the area of phase transitions using the expression (5) the effect is regarded both in the thermal diffusivity and in the specific heat. In order to avoid it, the transfer of heat is calculated by taking temperature characteristics of the specific heat for chosen steels in the form of approximating expressions, e.g. for steel WCL in the form (5) (Koniorczyk et al., 2023). Exemplary temperature characteristics of thermal conductivity established along with this principle for the steel WCL and the remaining barrel steels are presented in Fig. 7.



Rys. 7. Przewodność cieplna w funkcji temperatury dla wybranych stali
(Koniorczyk i in., 2020; Koniorczyk i in., 2021; Koniorczyk i in., 2023)

Fig. 7. Thermal conductivity as a function of temperature for the chosen steels
(Koniorczyk et al., 2020; Koniorczyk et al., 2021; Koniorczyk et al., 2023)

5. Wnioski

Niska żywotność lufy jest wąskim gardłem, które ogranicza wydajność broni. Wieloletnie badania wykazały, że erozja we-

5. Conclusions

Low value of barrel's lifetime is a bottleneck limiting the efficiency of weapons. Long time investigations proved that the ero-

wewnętrznej powierzchni lufy jest bezpośrednią przyczyną, która wpływa na żywotność lufy. Jest ona spowodowana działaniem czynników fizycznych związanych z ciepłem, związkami chemicznymi gazów prochowych oraz obciążeniami mechanicznymi (Ahmad; Baracuti; Cote, Rickard, 2000; Ebihara, Rorabaugh, Sopok, Rickard, Dunn, 2005a, 2005b; Stiefel, 1988). Chociaż mechanizm zużycia lufy nie jest w pełni poznany, wiadomo, że zużycie lufy jest bardzo ściśle związane z maksymalną temperaturą przewodu lufy (Mishra, Hameed, Lawton, 2010). Zazwyczaj przy projektowaniu cyklu strzelań istotne jest utrzymanie temperatury lufy poniżej 800°C, ustalonej przez producenta przy badaniu żywotności lufy armaty jako temperatura maksymalna (Dębski i in., 2016; Mishra i in., 2010). Maksymalna temperatura graniczna przewodu lufy podczas pracy jest podyktowana właściwościami termofizycznymi gatunku stali lufy. W rozważanych w pracy gatunkach stali stopowych temperatura powyżej 800°C powoduje zmiany alotropowe związane z przebudową sieci krystalicznej stopów, co objawia się skurczem materiału (Koniorczyk i in., 2020; Koniorczyk i in., 2021). Jest to związane z przejściem fazowym ferryt–austenit w tych stalach. Porównanie własności termofizycznych przedstawionych w pracy stali lufowych polegało głównie na analizie efektu skurczu materiału występującego w trzech z nich. Ujawniono również inne efekty termiczne w tych stalach, które mogą wpływać na erozję wewnętrznej powierzchni lufy podczas serii strzałów.

Wyniki badań dyfuzyjności cieplnej w funkcji temperatury (LFA) podsumowano następująco:

- najwyższą dyfuzyjność cieplną i przewodność cieplną spośród 5 badanych stali lufowych ma stal 30HN2MFA, a najniższą DUPLEX 2205;

sion of the barrel internal surface is a direct reason affecting the barrel lifetime. It is caused by actions of physical factors connected with the heat, chemical compounds of powder gases and mechanical loads (Ahmad; Baracuti; Cote, Rickard, 2000; Ebihara, Rorabaugh, Sopok, Rickard, Dunn, 2005a, 2005b; Stiefel, 1988). Even if the mechanism of barrel wearing is not complete yet, it is known that the wearing of the barrel is strictly connected with the maximal temperature of barrel's bore (Mishra, Hameed, Lawton, 2010). At planning the cycles of shooting it is usually essential to keep the barrel's temperature below 800°C which was established by manufacturer as a maximal temperature for testing the life time of gun barrels (Dębski et al., 2016; Mishra et al., 2010). The maximal extreme temperature of the barrel bore operation is decided by thermophysical characteristics of the barrel steel grade. For the grades of alloy steel considered in the paper the temperature above 800°C cause the allotropic changes connected with the restructuring of crystalline net of the alloys what can be observed as the material shrinkage (Koniorczyk et al., 2020; Koniorczyk et al., 2021). It is connected with the ferrite-austenite phase transition in these steels. Comparison of thermophysical properties of barrel steels presented in the paper was mainly based on investigation of a material shrinking effect occurring for three of them. Moreover, other thermal effects were disclosed in the steels which can affect the erosion of internal barrel surface at series firing.

Results of tests of thermal diffusivity in the function of temperature (LFA) were summarised in following way:

- among 5 tested barrel steels, the highest thermal diffusivity and thermal conductivity has the steel 30HN2MFA, and the lowest DUPLEX 2205;

- w stalach WCL, 38HMJ i 30HN2MFA w temperaturze powyżej 740°C następuje przejście fazowe ferryt-austenit, co skutkuje skurczem materiału;

- charakter zmian dyfuzyjności cieplnej i przewodności cieplnej w funkcji temperatury dla stali MARAGING 350 i DUPLEX 2205 jest podobny, tzn. następuje wzrost w całym zakresie pomiaru temperatury.

Wyniki testów rozszerzalności cieplnej (DIL) podsumowano w następujący sposób:

- charakter zmian gęstości w funkcji temperatury w tych stalach jest podobny, z wyjątkiem efektu skurczu materiału, który nie występuje w stalach MARAGING 350 i DUPLEX 2205;

- efekt skurczu materiału występuje w tych trzech stalach w różnych temperaturach, najpierw w 30HN2MFA (749,7°C, ONSET – 712,2°C), następnie w stali 38HMJ (808,4°C, ONSET – 779,6°C), a na końcu w stali WCL (860,9°C, ONSET – 849,7°C);

- widoczne inne efekty termiczne w stalach MARAGING 350 i DUPLEX 2205, a szczególnie w przypadku MARAGING 350 nie wpływają znacząco na rozszerzalność cieplną tych stali.

Wyniki testów DSC podsumowano w następujący sposób:

- charakter pozornego ciepła właściwego jest podobny dla stali 30HN2MFA, 38HMJ i WCL, natomiast dla stali DUPLEX 2205 i MARAGING 350 jest zupełnie inny;

- pierwszy pik endotermiczny pojawia się przy 748,2°C dla stali 30HN2MFA, 758,9°C dla stali 38HMJ i 758,9°C dla stali WCL i odpowiada przemianie ferromagnetycznej w paramagnetyczną w punkcie Curie;

- drugi pik pojawia się przy 804,8°C dla stali 38HMJ, 871,8°C dla stali WCL jest związany z konwersją do γ -Fe (ferrytu do austenitu);

- in the steels WCL, 38HMJ and 30HN2MFA the ferrite-austenite phase transition takes place at temperatures above 740°C effecting the material shrinkage;

- character of changes of thermal diffusivity and conductivity in the function of temperature for steels MARAGING 350 and DUPLEX 2205 is similar, i.e. there is an increase for all temperature range.

Results of thermal dilatation tests (DIL) were summarised in following way:

- temperature character of density changes in these steels is similar apart of the effect of material shrinking which is not present in steels MARAGING 350 and DUPLEX 2205;

- the effect of material shrinking takes place in these three steels at different temperatures, first in 30HN2MFA (749.7°C, ONSET – 712.2°C), next in steel 38HMJ (808.4°C, ONSET – 779.6°C), and finally in steel WCL (860.9°C, ONSET – 849.7°C);

- the presence of other thermal effects in steels MARAGING 350 and DUPLEX 2205, and especially for MARAGING 350, has not affected significantly the temperature dilatation of these steels.

Results of DSC tests were summarised in the following way:

- character of the apparent specific heat is similar for steels 30HN2MFA, 38HMJ and WCL, whereas for DUPLEX 2205 and MARAGING 350 it is completely different;

- the first endothermic peak is at 748.2°C for steel 30HN2MFA, at 758.9°C for 38HMJ, and at 758.9°C for steel WCL and corresponds to ferromagnetic-paramagnetic transition at Curie point;

- the second peak appears at 804.8°C for steel 38HMJ, and at 871.8°C for WCL and is connected with conversion to γ -Fe (ferrite to austenite);

- in temperatures to 1000°C the second

- w zakresie temperatury do 1000°C brak drugiego pik dla stali 30HN2MFA;

- dla stali MARAGING 350 pik przy 470,4°C odpowiada odzyskowi martenzytu oraz powstawaniu węglików i stref koherentnych, natomiast drugi pik przy około 547,5°C związany jest z powstawaniem głównych wzmacniających wydzielen międzymetalicznych takich jak $Ni_3(Ti, Mo)$ faza;

- dla stali MARAGING 350 w zakresie wysokotemperaturowym pojawiają się dwa piki, tj. pierwszy przy 697,6°C, a drugi przy 734,9°C. Pierwszy jest spowodowany rewersją austenitu i powstawaniem austenitu szczątkowego. Drugi pik odpowiada przemianie martenzytu w austenit przez ścinanie oraz rozdzieleniu wydzielen lub rekrytalizacji;

- dla stali DUPLEX 2205 pik przy 530,1°C oznacza, że ferryt bogaty w chrom uległ rozpuszczeniu i dlatego pojawia się pierwszy pik zależności pozornego ciepła właściwego w funkcji temperatury.

Niniejsza praca związana jest z badaniami nad wdrożeniem do produkcji luf wykonanych z nowych gatunków stali o podwyższonej alotropowej temperaturze przejścia (Koniorczyk i in., 2020). Chodzi o przesunięcie efektu przemiany fazowej ferryt-austenit w kierunku wyższej temperatury lub stosowanie stali, w których to przejście nie zachodzi (Koniorczyk i in., 2021).

Najlepszym sposobem sprawdzenia odporności na zużycie przewodów luf są próby strzelaniem. Jak już wspomniano we wstępie, w 2009 roku w Instytucie Techniki Uzbrojenia WAT przeprowadzono badania zjawisk destrukcji przewodu luf broni strzeleckiej 5,56 mm wykonanych ze stali 30HN2MFA, 38HMJ, WCL oraz DUPLEX 2205 przy strzelaniu małymi partiami amunicji po 1000 sztuk (aż do 10000 sztuk) (Dębski i in., 2009). Najmniejsze zużycie

peak for steel 30HN2MFA is missing;

- for steel MARAGING 350 a peak at 470.4°C corresponds to the recovery of martensite and creation of carbides and coherent zones, whereas the second peak at ca. 547.5°C is connected with creation of the fundamental intermetallic hardening precipitations such as the phase $Ni_3(Ti, Mo)$;

- for steel MARAGING 350 at the high temperature range there are two peaks, the first at 697.6°C, and the second at 734.9°C. The first one is effected by the reversion of austenite and creation of the residual austenite. Second peak is for transition of martensite into austenite due to shearing, and for separation of precipitations or recrystallisation;

- for steel DUPLEX 2205 a peak at 530.1°C means that the chromium enriched ferrite was solved and that's why the first peak appears in the temperature line of the apparent specific heat.

The present paper is connected with the studies over implementation into production of the barrels made of new grades of steels with the increased temperature of allotropic transition (Koniorczyk et al., 2020). It refers to shifting the effect of ferrite-austenite phase transition to higher temperatures, or to application of steels without this effect (Koniorczyk et al., 2021).

The firing trials are the best way for examining the resistance against wearing for the barrel bores. As it was mentioned at the beginning, in 2009 in the Institute of Armament Technology at the Military University of Technology (MUT) the investigations were carried out on destructive effects of 5.56 mm small arms barrel bores made of steels 30HN2MFA, 38HMJ, WCL, and DUPLEX 2205 at firing with small lots of ammunition by 1000 items (to 10000 items) (Dębski et al., 2009). The lowest wearing

zaobserwowano na stali WCL oraz DUPLEX 2205. Szczególnie wyraźny wniosek nasuwa się z porównania zużycia przewodu luf ze stali 38HMJ z dotychczas stosowaną stalą lufową 30HN2MFA. Okazało się, że stal 38HMJ może być dobrym zamiennikiem stali 30HN2MFA. Najlepsza byłaby stal DUPLEX 2205, ale ponieważ jest trudno obrabialna mechanicznie oraz droga, rosną koszty wytwarzania takich luf.

was observed for steel WCL and DUPLEX 2205. Especially clear conclusion may be drawn from a comparison of wearing levels for barrel bores made of steel 38HMJ and of the barrel steel 30HN2MFA which was used by now. It proved that the steel 38HMJ may be a good replacement of 30HN2MFA. Steel DUPLEX 2205 would be the best one but as it is difficult for machining and expensive, and the costs of the barrels go up.

Literatura / Literature

- Ahmad, I. The Problem of Gun Barrel Erosion: An Overview, nr 109, s. 311–356.
- Akçay, M., Yükselen, M. A. (2014). Unsteady Thermal Studies Of Gun Barrels During The Interior Ballistic Cycle With Non-Homogenous Gun Barrel Material Thermal Characteristics. *Journal of Thermal Sciences and Technology*, (34). <http://tibtd.org.tr/wp-content/uploads/dergi/2014/2014-34-2-8.pdf?31181>.
- Almotairi, A., Farhat, Z., Warkentin, A. (2019). Thermal damage of conventional hard chromium coatings on 416 stainless steel. *Engineering Failure Analysis*, 105(1), 1118–1130. DOI: 10.1016/j.engfailanal.2019.07.007.
- Baracuti, A. J. Wear-Reduction Additives - Role of Propellant, nr 109, s. 377–412.
- Blicharski, M. (2017). *Inżynieria materiałowa: Stal* (Wydanie drugie zmienione i rozszerzone - 1 dodruk (PWN)). Warszawa: Wydawnictwo WNT.
- Cape, J. A., Lehman, G. W. (1963). Temperature and Finite Pulse-Time Effects in the Flash Method for Measuring Thermal Diffusivity. *Journal of Applied Physics*, 34(7), 1909–1913. DOI: 10.1063/1.1729711.
- Cote, P. J., Rickard, C. (2000). Gas-metal reaction products in the erosion of chromium-plated gun bores. *Wear*, 241(1), 17–25. DOI: 10.1016/S0043-1648(00)00311-2.
- Dębski, A., Surma, Z., Koperski, W. (2009). *Material and Technological Optimization Research in Terms of Increasing the Durability of Small Arms*. Warsaw, Poland.
- Dębski, A., Koniorczyk, P., Leciejewski, Z., Preiskorn, M., Surma, Z., Zmywaczyk, J. (2016). Analysis of Heat Transfer in a 35 mm Barrel of an Anti-Aircraft Cannon. *Problems of Mechatronics Armament Aviation Safety Engineering*, 7(3), 71–86. DOI: 10.5604/01.3001.0009.2983.
- Ebihara, W.T., Rorabaugh, D. T. Mechanisms of Gun-Tube Erosion and Wear, nr. 109, 357–376.
- Godzimirski, J. (2008). *Lotnicze materiały konstrukcyjne*. Warszawa: Wojskowa Akademia Techniczna.
- Koniorczyk, P., Zmywaczyk, J., Dębski, A., Zieliński, M., Preiskorn, M., Sienkiewicz, J. (2020). Investigation of Thermophysical Properties of Three Barrel Steels. *Metals*, 10(5), 573. DOI: 10.3390/met10050573.
- Koniorczyk, P., Sienkiewicz, J., Zmywaczyk, J., Dębski, A., Zieliński, M., Preiskorn, M. (2021). Effect of Microstructure on Thermophysical Properties of Heat-Treated Duplex Steel. *Materials*, 14(20), 6043. DOI: 10.3390/ma14206043.
- Koniorczyk, P., Zieliński, M., Sienkiewicz, J., Zmywaczyk, J., Dębski, A. (2023). Experimental Studies of Thermophysical Properties and Microstructure of X37CrMoV5-1 Hot-Work Tool Steel and

- Maraging 350 Steel. *Materials*, 16(3). DOI: 10.3390/ma16031206.
- Mishra, A., Hameed, A., Lawton, B. (2010). A Novel Scheme for Computing Gun Barrel Temperature History and Its Experimental Validation. *Journal of Pressure Vessel Technology*, 132(6), 444. DOI: 10.1115/1.4001740.
- Netzsch Proteus ver. 7.1 Software Manual. Pobrane z: <https://www.netzsch-thermal-analysis.com/en/products-solutions/software/proteus/>.
- Nowacki, J. (2009). *Stal duplex i jej spawalność*. Warszawa: Wydawnictwa Naukowo-Techniczne.
- Parker, W. J., Jenkins, R. J., Butler, C. P., Abbott, G. L. (1961). Flash Method of Determining Thermal Diffusivity, Heat Capacity, and Thermal Conductivity. *Journal of Applied Physics*, 32(9), 1679–1684. DOI: 10.1063/1.1728417.
- Sopok, S., Rickard, C., Dunn, S. (2005a). Thermal–chemical–mechanical gun bore erosion of an advanced artillery system part one: Theories and mechanisms. *Wear*, 258(1-4), 659–670. DOI: 10.1016/j.wear.2004.09.031.
- Sopok, S., Rickard, C., Dunn, S. (2005b). Thermal–chemical–mechanical gun bore erosion of an advanced artillery system part two: Modeling and predictions. *Wear*, 258(1-4), 671–683. DOI: 10.1016/j.wear.2004.09.030.
- Stiefel, L. (1988). *Gun propulsion technology*. Progress in astronautics and aeronautics: nr. 109. Washington: American Inst. of Aeronautics and Astronautics.
- Wiśniewski, S., Wydawnictwo Naukowe PWN. (2017). *Wymiana ciepła* (wyd. 61). Warszawa: Wydawnictwo Naukowe PWN.
- Wrześniński, Z. (2018). *Balistyka wewnętrzna klasycznych broni lufowych*. Warszawa: Oficyna Wydawnicza Politechniki Warszawskiej.
- Zieliński, M., Koniorczyk, P., Surma, Z., Zmywaczyk, J., Preiskorn, M. (2022). Numerical Study of Heat Transfer in a Gun Barrel Made of Selected Steels. *Energies*, 15(5), 1868. DOI: 10.3390/en15051868.
- Zieliński, M., Koniorczyk, P., Surma, Z. (2023). Studies on Influence of Chromium Layer on Inner Surface of Steel Tube on Heat Transfer. *Applied Sciences*, 13(9), 5523. DOI: 10.3390/app13095523.

Przedstawione w pracy metody i wyniki uzyskano dzięki dofinansowaniu z uczelnianego projektu badawczego UGB 821/2023 Wojskowej Akademii Technicznej, pt. „*Symulacje numeryczne wymiany ciepła w lufie armaty ze stali 30HN2MFA, której wewnętrzna powierzchnia została pokryta warstwą chromu o różnej grubości. Badania uzupełniające własności termofizycznych stali Maraging 350 oraz WCL*”.

The methods and results presented in the paper were obtained thanks to funding from the university research project UGB 821/2023 of the Military University of Technology, entitled “Numerical simulations of heat transfer in a cannon barrel made of 30HN2MFA steel, the inner surface of which was covered with a layer of chromium of various thicknesses. Complementary tests of thermophysical properties of Maraging 350 and WCL steels”.

