

**WOJSKOWA AKADEMIA TECHNICZNA**  
*im. Jarosława Dąbrowskiego*

---

**ROZPRAWA DOKTORSKA**



*mgr inż. Mateusz ZIELIŃSKI*

**BADANIA WŁASNOŚCI TERMOFIZYCZNYCH STALI  
LUFOWYCH ORAZ SYMULACJE NUMERYCZNE  
WYMIANY CIEPŁA W LUFIE ARMATY  
WYKONANEJ Z TYCH STALI**

Promotor:

*prof. dr hab. inż. Piotr KONIORCZYK*

---

WARSZAWA 2023

## SPIS TREŚCI

|                                                                                                                                        |           |
|----------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|-----------|
| <b>Oznaczenia.....</b>                                                                                                                 | <b>4</b>  |
| <b>1. Wstęp.....</b>                                                                                                                   | <b>7</b>  |
| 1.1. Przesłanki podjęcia tematu .....                                                                                                  | 8         |
| 1.2. Wybrane stale lufowe .....                                                                                                        | 11        |
| 1.3. Cel i układ pracy .....                                                                                                           | 13        |
| <b>2. Stanowiska laboratoryjne do wyznaczania własności termofizycznych .....</b>                                                      | <b>16</b> |
| 2.1. Dyfuzometr LFA467 <i>HyperFlash</i> oraz dyfuzometr LFA427.....                                                                   | 16        |
| 2.2. Dylatometr DIL402Su oraz dylatometr DIL402C.....                                                                                  | 18        |
| 2.3. Różnicowy kalorymetr skaningowy DSC404F1 Pegasus .....                                                                            | 20        |
| 2.4. Podsumowanie .....                                                                                                                | 21        |
| <b>3. Badania własności termofizycznych i struktur metalograficznych wybranych stali lufowych.....</b>                                 | <b>22</b> |
| 3.1. Badania własności termofizycznych stali 30HN2MFA, 38HMJ oraz DUPLEX 2205 .....                                                    | 22        |
| 3.2. Badania własności termofizycznych oraz struktury metalograficznej stali DUPLEX 2205 o różnej proporcji ferrytu do austenitu ..... | 34        |
| 3.3. Badania własności termofizycznych stali WCL oraz MARAGING 350 .....                                                               | 52        |
| 3.4. Podsumowanie badań własności termofizycznych wybranych stali .....                                                                | 65        |
| <b>4. Symulacje numeryczne wymiany ciepła w lufie armaty.....</b>                                                                      | <b>70</b> |
| 4.1. Określenie współczynnika przejmowania ciepła oraz temperatury gazów prochowych ..                                                 | 74        |
| 4.2. Własności termofizyczne wybranych stali lufowych jako dane wejściowe do symulacji numerycznych.....                               | 80        |
| 4.3. Problem początkowo – brzegowy wymiany ciepła w lufie armaty .....                                                                 | 83        |
| 4.3.1. Model jednowarstwowy .....                                                                                                      | 84        |
| 4.3.2. Model dwuwarstwowy .....                                                                                                        | 85        |
| 4.3.3. Podsumowanie .....                                                                                                              | 88        |
| 4.4. Symulacje numeryczne wymiany ciepła w lufie armaty .....                                                                          | 89        |
| 4.4.1. Model jednowarstwowy z podziałem lufy na 6 stref .....                                                                          | 89        |

|                                                                                                                           |            |
|---------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|------------|
| 4.4.2. Wybrane aspekty symulacji numerycznych wymiany ciepła w lufie armaty z podziałem lufy na 6 stref.....              | 98         |
| 4.4.3. Model dwuwarstwowy z podziałem lufy na trzydzieści stref.....                                                      | 103        |
| 4.4.3. Analiza wyników symulacji .....                                                                                    | 115        |
| 4.5. Podsumowanie analizy wymiany ciepła w lufie armaty kalibru 35 mm .....                                               | 121        |
| 4.5.1. Podsumowanie symulacji numerycznych wymiany ciepła w lufie armaty przy podziale na 6 stref .....                   | 121        |
| 4.5.2. Wybrane aspekty symulacji numerycznych wymiany ciepła w lufie armaty przy podziale na 6 stref - podsumowanie ..... | 122        |
| 4.5.3. Podsumowanie symulacji numerycznych wymiany ciepła w lufie armaty przy podziale na 30 stref .....                  | 123        |
| <b>5. Podsumowanie.....</b>                                                                                               | <b>125</b> |
| <b>6. Bibliografia .....</b>                                                                                              | <b>129</b> |
| <b>Spis tabel.....</b>                                                                                                    | <b>137</b> |
| <b>Spis rysunków i wykresów .....</b>                                                                                     | <b>138</b> |

## Oznaczenia

### Oznaczenia literami łacińskimi

|            |                                  |                                                                                               |
|------------|----------------------------------|-----------------------------------------------------------------------------------------------|
| $a$        | $[mm^2 \cdot s^{-1}]$            | – dyfuzyjność cieplna                                                                         |
| $a_i$      | $[-]$                            | – oznaczenie współczynnika dla wzorów korelacyjnych ciepła właściwego                         |
| $c_p$      | $[J \cdot g^{-1} \cdot K^{-1}]$  | – izobaryczne ciepło właściwe                                                                 |
| $c_s$      | $[J \cdot g^{-1} \cdot K^{-1}]$  | – izobaryczne ciepło właściwe stali                                                           |
| $c_v$      | $[J \cdot g^{-1} \cdot K^{-1}]$  | – izochoryczne ciepło właściwe                                                                |
| $d$        | $[m]$                            | – średnica próbki                                                                             |
| $D$        | $[m]$                            | – średnica przewodu lufy                                                                      |
| $f$        | $[J \cdot kg^{-1}]$              | – „siła prochu”                                                                               |
| $g$        | $[m]$                            | – grubość próbki                                                                              |
| $h$        | $[W \cdot m^{-2} \cdot K^{-1}]$  | – współczynnik przejmowania ciepła                                                            |
| $h_i(t)$   | $[W \cdot m^{-2} \cdot K^{-1}]$  | – współczynnika przejmowania ciepła dla i-tej strefy lufy                                     |
| $H$        | $[J]$                            | – entalpia gazów prochowych wypływających z przewodu lufy                                     |
| $k$        | $[W \cdot m^{-1} \cdot K^{-1}]$  | – współczynnik przewodzenia ciepła                                                            |
| $k_s$      | $[W \cdot m^{-1} \cdot K^{-1}]$  | – współczynnik przewodzenia ciepła stali                                                      |
| $k_p$      | $[W \cdot m^{-1} \cdot K^{-1}]$  | – współczynnik przewodzenia ciepła gazów prochowych                                           |
| $K$        | $[-]$                            | – doświadczalny współczynnik do obliczeń wartości współczynnika prac drugorzędowych $\varphi$ |
| $l$        | $[m]$                            | – aktualne położenie pocisku w lufie                                                          |
| $l_m$      | $[m]$                            | – maksymalna droga pocisku w lufie                                                            |
| $m$        | $[kg]$                           | – masa pocisku                                                                                |
| $m_p$      | $[kg]$                           | – masa prochu                                                                                 |
| $p$        | $[Pa]$                           | – ciśnienie gazów prochowych                                                                  |
| $p_0$      | $[Pa]$                           | – ciśnienie forsowania                                                                        |
| $Q$        | $[J]$                            | – ciepło spalania prochu                                                                      |
| $Q_{imp}$  | $[V]$                            | – wskaźnik energii impulsu w pomiarach dyfuzyjności                                           |
| $r_1$      | $[m \cdot Pa^{-1} \cdot s^{-1}]$ | – współczynnik liniowego prawa spalania prochu                                                |
| $R$        | $[J \cdot kg^{-1} \cdot K^{-1}]$ | – indywidualna stała gazowa gazów prochowych                                                  |
| $s$        | $[m^2]$                          | – pole powierzchni przekroju lufy                                                             |
| $S_1$      | $[m^2]$                          | – początkowa powierzchnia ziaren prochu                                                       |
| $t$        | $[s]$                            | – czas                                                                                        |
| $T$        | $[K]$                            | – temperatura                                                                                 |
| $T_g$      | $[K]$                            | – temperatura gazów prochowych                                                                |
| $T_1$      | $[K]$                            | – izochoryczna temperatura spalania gazów prochowych                                          |
| $T_\infty$ | $[V]$                            | – skorygowany sygnał napięcia detektora uwzględniający straty ciepła                          |



|       |                    |                                                                |
|-------|--------------------|----------------------------------------------------------------|
| $U$   | $[J]$              | – energia wewnętrzna gazów prochowych w przewodzie lufy        |
| $v$   | $[m \cdot s^{-1}]$ | – prędkość pocisku                                             |
| $V_0$ | $[m^3]$            | – objętość pustej komory nabojoyej                             |
| $V$   | $[-]$              | – współczynnik wzmocnienia sygnału przy pomiarach dyfuzyjności |
| $w$   | $[m \cdot s^{-1}]$ | – prędkość przepływu gazów prochowych w wybranym przekroju     |
| $W$   | $[J]$              | – suma prac gazów prochowych                                   |
| $z$   | $[m]$              | – współrzędna wzdłuż osi $z$                                   |
| $z_p$ | $[-]$              | – udział masowy spalonego prochu                               |

#### Oznaczenia literami greckimi

|                       |                     |                                                                                                    |
|-----------------------|---------------------|----------------------------------------------------------------------------------------------------|
| $\alpha$              | $[-]$               | – faza ferrytyczna                                                                                 |
| $\alpha'$             | $[-]$               | – krucha faza ferrytyczna bogata w chrom                                                           |
| $\alpha^*$            | $[K^{-1}]$          | – współczynnik liniowej rozszerzalności cieplnej odniesiony do długości w temperaturze początkowej |
| $\gamma$              | $[-]$               | – faza austenityczna                                                                               |
| $\delta$              | $[-]$               | – faza sigma                                                                                       |
| $\varepsilon$         | $[-]$               | – wydłużenie względne                                                                              |
| $\zeta$               | $[-]$               | – udział masowy prochu, który opuścił przewód lufy                                                 |
| $\eta$                | $[m^3 \cdot Pa]$    | – kowolumen gazów prochowych                                                                       |
| $\kappa$              | $[-]$               | – wykładnik izentropy gazów prochowych                                                             |
| $\kappa_1, \lambda_1$ | $[-]$               | – współczynniki kształtu ziaren prochu                                                             |
| $\Lambda_1$           | $[m^3]$             | – początkowa objętość ziaren prochu                                                                |
| $\mu$                 | $[Pa \cdot s]$      | – lepkość dynamiczna gazów prochowych                                                              |
| $\rho$                | $[kg \cdot m^{-3}]$ | – gęstość                                                                                          |
| $\rho_s$              | $[kg \cdot m^{-3}]$ | – gęstość stali                                                                                    |
| $\rho_p$              | $[kg \cdot m^{-3}]$ | – gęstość gazów prochowych                                                                         |
| $\sigma$              | $[-]$               | – faza sigma                                                                                       |
| $\varphi$             | $[-]$               | – współczynnik prac drugorzędowych                                                                 |
| $\chi$                | $[-]$               | – faza ksi                                                                                         |
| $\omega$              | $[-]$               | – faza omega                                                                                       |

#### Indeksy i akronimy

|     |       |                                                                                                                                                           |
|-----|-------|-----------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|
| DIL | $[-]$ | – skrót odnoszący się do dylatometrów firmy NETZSCH                                                                                                       |
| DSC | $[-]$ | – „ <i>differential scanning calorimetry</i> ” – mikrokalorymetria skaningowa, skrót odnoszący się do urządzeń firmy NETZSCH do pomiaru ciepła właściwego |
| LFA | $[-]$ | – skrót odnoszący się do dyfuzometrów firmy NETZSCH                                                                                                       |

wykorzystujących metody impulsowe do pomiaru dyfuzyjności cieplnej

|               |         |                                                                           |
|---------------|---------|---------------------------------------------------------------------------|
| <i>ref</i>    | [–]     | – indeks odnoszący się do próbki materiału referencyjnego                 |
| RT            | [°C, K] | – temperatura pokojowa ( <i>ang. Room Temperature</i> )                   |
| <i>Orfice</i> | [–]     | – indeks odnoszący się do obszaru odczytu detektora                       |
| <i>XRD</i>    | [–]     | – „ <i>X-ray diffraction</i> ” – dyfrakcja promieniowania rentgenowskiego |
| CTP           | [–]     | – wykres czas-temperatura-przemiana                                       |
| CTPc          | [–]     | – wykres czas-temperatura-przemiana przy chłodzeniu                       |

#### Liczby podobieństwa

|           |     |                                 |
|-----------|-----|---------------------------------|
| <i>Nu</i> | [–] | – liczba podobieństwa Nusselta  |
| <i>Re</i> | [–] | – liczba podobieństwa Reynoldsa |
| <i>Pr</i> | [–] | – liczba podobieństwa Prandtla  |

## 1. Wstęp

W klasycznych broniach lufowych zjawisko strzału trwa od kilku do kilkudziesięciu milisekund, temperatura gazowych produktów spalania osiąga wartości kilku tysięcy stopni, zaś ciśnienie – kilkaset MPa. W czasie strzału prędkość pocisku w lufie jest rzędu kilkuset metrów na sekundę, a jego przyspieszenia mogą dochodzić nawet do stu tysięcy wartości przyspieszenia ziemskiego [1]. W tak ekstremalnych warunkach elementem broni najbardziej narażonym na zużycie eksploatacyjne jest lufa, szczególnie jej powierzchnia wewnętrzna. Na styku powierzchni wewnętrznej lufy z przemieszczającym się pociskiem występują tak duże siły promieniowe, że wartość powstających naprężeń może chwilowo przekraczać wytrzymałość doraźną materiału powierzchni gwintowanej, co prowadzi do inicjacji pęknięć [2]. Główną przyczyną zużycia luf jest jednak zmęczenie cieplne stali podczas nagrzewania i oziębiania lufy [3-6].

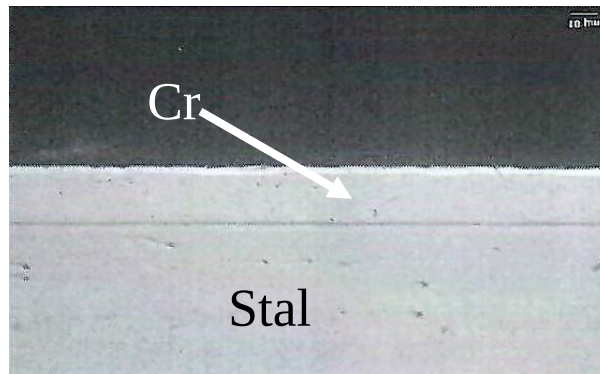
W Fabryce Broni „Łucznik – Radom” lufy broni strzeleckiej kalibru 5.56 mm i podobne są produkowane ze stopowych stali konstrukcyjnych, podobnych do krajowej stali 30HN2MFA. Po wstępnej obróbce mechanicznej lufy z tych stali są ulepszone cieplnie do twardości 25-35 HRC, po czym są poddawane obróbce mechanicznej wykańczającej i elektrolitycznemu chromowaniu ich przewodu w celu zabezpieczenia ich 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 podczas cyklicznego nagrzewania i oziębiania lufy, zwłaszcza przy równoczesnym działaniu ciśnienia w fazie nagrzewania (podczas spalania wybuchowego). Przemiana strukturalna w stali 30HN2MFA występuje już w temp. około 730°C, to jest poniżej temperatury, do jakiej nagrzewa się powierzchnia wewnętrzna lufy [3]. Mimo tego, że powierzchnie wewnętrzne luf są chromowane, ulegają zniszczeniu głównie przez cykliczne zmiany objętości podłoża stalowego, powodujące pękanie i wykruszanie leżącej na nim warstwy chromu [3-6]. Zjawisko to powoduje stałe obniżanie prędkości wylotowej pocisków.

Sposobem na podwyższenie trwałości luf jest zmiana rodzaju stali wykorzystywanej w produkcji na taką, w której nie zachodzi zmiana strukturalna, bądź temperatura przemiany strukturalnej jest wyższa, niż w stali 30HN2MFA. Wprowadzenie stali o podwyższonej temperaturze przemiany ferryt-austenit lub o strukturze mieszanej zmniejszy skutki przemian strukturalnych.

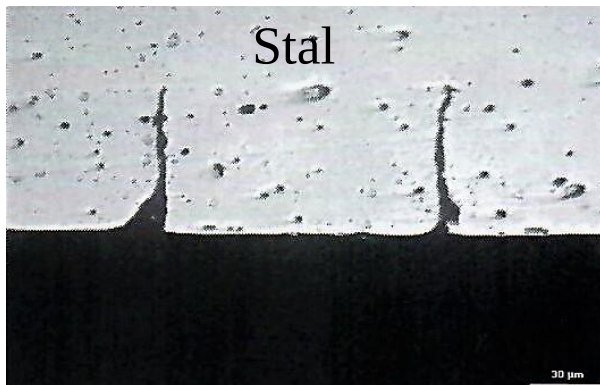
Od 2012 roku w konsorcjum naukowo-przemysłowym: AMW w Gdyni, WAT w Warszawie, PIT-RADWAR S.A w Warszawie, ZM „Tarnów” w Tarnowie trwają prace nad opracowaniem dla Marynarki Wojennej RP nowego polskiego morskiego autonomicznego systemu rozpoznawczo-ogniowego zdolnego do zwalczania celów powietrznych, nawodnych i brzegowych. Polski 35 mm Okrętowy System Uzbrojenia jest od 2016 roku testowany na korwecie ORP Kaszub. Jest to system modułowy, którego głównymi elementami są: zespół 35 mm automatycznej armaty morskiej, zintegrowana głowica śledząca oraz stanowisko kierowania ogniem. Zbadanie własności termofizycznych wybranych stali lufowych, z których może być wykonana armata oraz przeprowadzenie symulacji numerycznych wymiany ciepła w lufie armaty pozwoli ustalić optymalne warunki jej eksploatacji.

### **1.1. Przesłanki podjęcia tematu**

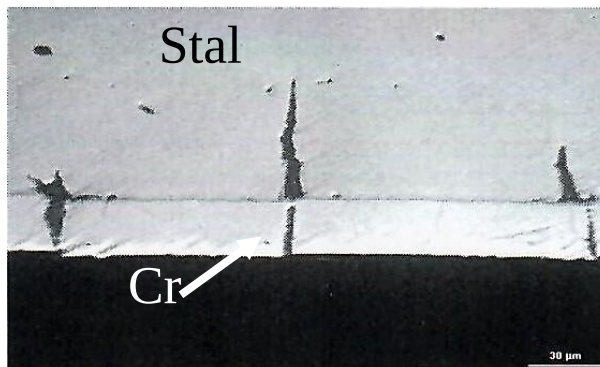
W 2009 roku dr inż. Andrzej Dębski z WAT wraz z zespołem przeprowadził cykl badań trwałościowych broni strzeleckiej z lufami 5,56 mm, wykonanych w Fabryce Broni „ŁUCZNIK-RADOM” ze stali 30HN2MFA z przewodem umocnionym warstwą chromu galwanicznego [3]. W programie badań wykonano strzelania partią amunicji od 1000 szt. do 10000 szt. W czasie prób wykonano badania zużycia luf po różnym ostrzale. Szczegółowym obserwacjom poddano miejsca przewodów luf o największym nasileniu procesów zużycia: w komorze nabojoyej w miejscu, w którym dochodzi do rozdzielenia pocisku z łuską oraz okolicy ujścia przewodu gazowego. Obserwacje śladów zużycia prowadzono przy strzelaniu małymi partiami amunicji po 1000 szt. Wyniki obserwacji przekrojów wewnętrznej powierzchni lufy na elektronowym mikroskopie skaningowym JEOL 5400 potwierdziły mechanizm niszczenia warstwy chromu. Nienaruszona warstwa chromu można zaobserwować w komorze nabojoyej poniżej miejsca rozdzielenia pocisku z łuską; powyżej tego miejsca obserwujemy pęknięcia skurczowe w stali i w warstwie chromu. W niektórych miejscach dochodzi do odpadania powłoki chromowej – rys. 1.1÷1.4.



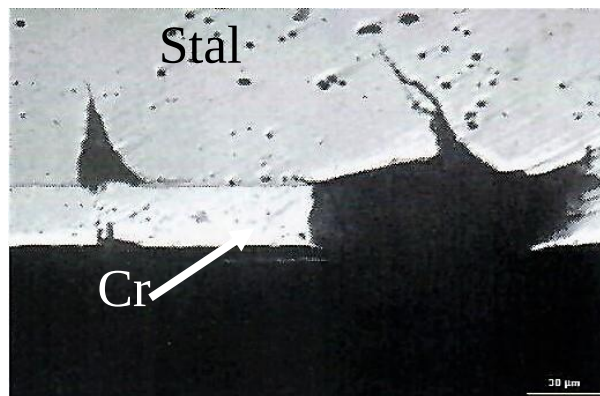
Rys. 1.1. Przekrój przez warstwę chromu w komorze naboju – brak ubytków i pęknięć warstwy chromu [3].



Rys. 1.2. Przekrój przez warstwę stali w strefie rozdzielania pocisku z łuską – widoczne pęknięcia i brak warstwy chromu [3].



Rys. 1.3. Przekrój przez warstwę chromu w strefie rozdzielania pocisku z łuską – widoczne pęknięcia stali pod warstwą chromu oraz zwichrowanie powłoki chromowej [3].



Rys. 1.4. Przekrój przez warstwę chromu w strefie rozdzielania pocisku z łuską – widoczne pęknięcia stali pod warstwą chromu oraz ubytki powłoki chromowej [3].

Z obserwacji wewnętrznej powierzchni lufy wynika, że pod wpływem wysokiej temperatury dochodzi do przemian strukturalnych w stali stanowiącej podłoże warstwy chromu. Pęknięcia są znacznie szersze w stali niż w powłoce chromowej. Obserwujemy pęknięcia skurczowe w stali i w wyniku tego procesu – w warstwie chromu [3]. Zatem mechanizm niszczenia warstwy chromu zaczyna się od podłoża, gdzie najpierw pojawiają się pęknięcia inicjujące pękanie 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 [3]. Po każdym strzale lufa jest chłodzona, a austenit zamieniany jest z powrotem w ferryt. Ponadto wysokie ciśnienie przesuwaa przemianę austenitu z ferrytem na niższą temperaturę. W sumie, połączone działanie temperatury i ciśnienia powoduje powstawanie głębszych pęknięć na wewnętrznej powierzchni lufy, a w konsekwencji prowadzi do zniszczenia powłoki chromowej. Nowe gatunki stali przeznaczone do produkcji powinny mieć strukturę, w której podczas nagrzewania lufy nie zachodzą przemiany typu skurczowego ferryt-austenit, bądź takie, które charakteryzują się podwyższoną temperaturą przemiany ferryt-austenit.

Powyższe obserwacje i wnioski z badań dr. inż. A. Dębskiego posłużyły jako przesłanka do podjęcia badań własności termofizycznych wybranych stali lufowych w szerokim zakresie temperatury. Wytypowano stale podobne do stali 30HN2MFA, których charakterystyki termiczne własności termofizycznych okazały się być podobne oraz takie, których własności termofizyczne ujawniły nowe zjawiska związane z przemianami strukturalnymi. Dodatkową przesłanką podjęcia tematu było opracowanie charakterystyk termicznych własności termofizycznych wybranych stali jako danych wejściowych do wykonania obliczeń wymiany ciepła w lufie armaty kalibru 35 mm. Opracowano model matematyczny wymiany ciepła w lufie armaty. Wykonano symulacje numeryczne wymiany ciepła w ścianie lufy bez warstwy chromu oraz pokrytej warstwą chromu podczas seryjnych strzałów, które pozwoliły powiązać sekwencje strzałów z przekroczeniem dopuszczalnej temperatury użytkowania armaty związanej z przemianami strukturalnymi stali.

## 1.2. Wybrane stale lufowe

Do badań własności termofizycznych wytypowano następujące stale:

### 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 uderzalnością. 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 [3, 7].

### Stal 38HMJ (1.8509)

Stal stopowa przeznaczona do azotowania o europejskim oznaczeniu En-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 właściwości 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 [7, 8].

### 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 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 [3, 9].

#### Stal WCL (1.2342)

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. Dla 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 [3, 7]. 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 [3, 7].

#### Stal MARAGING 350 (1.6355)

Stal o dużej wytrzymałości umacniana 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 uduchności. 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  $\text{Ni}_3\text{Mo}$  i  $\text{Ni}_3\text{Ti}$ . Kobalt (Co) nie tworzy wydzieleni umacniających, ale za to promuje powstawanie uprzednio wymienionych. Stale MARAGING są stosowane w szerokim zakresie temperatury, tzn. od  $-200^\circ\text{C}$  do  $+600^\circ\text{C}$  w takich gałęziach techniki, jak lotnicza, raketowa i zbrojeniowa [7, 8].

### 1.3. Cel i układ pracy

Przedmiotem dysertacji są zagadnienia związane z pomiarami własności termofizycznych wybranych stali lufowych: 30HN2MFA, 38HMJ, DUPLEX 2205, WCL, MARAGING 350 oraz wykonanie symulacji numerycznych wymiany ciepła w ścianie lufy armaty kalibru 35 mm.

Wykonano pomiary dyfuzyjności cieplnej, ciepła właściwego oraz rozszerzalności cieplnej wybranych stali lufowych w szerokim zakresie temperatury, tzn. od około  $(- )50^\circ\text{C}$  do około  $1100^\circ\text{C}$ . Dla wybranych stali wykonano badania metalograficzne. W oparciu o wyniki pomiarów własności termofizycznych opracowano charakterystyki temperaturowe przewodności cieplnej, ciepła właściwego oraz gęstości wybranych stali lufowych w zakresie temperatury od RT (*ang. room temperature*) do około  $1100^\circ\text{C}$ . Charakterystyki temperaturowe własności termofizycznych posłużyły jako dane wejściowe do wykonania symulacji numerycznych wymiany ciepła w ścianie lufy armaty kalibru 35 mm o długości 3150 mm po oddaniu kilkudziesięciu strzałów. Obliczenia wymiany ciepła wykonano dla lufy bez powłoki ochronnej z chromu na wewnętrznej powierzchni lufy oraz z powłoką ochronną z chromu o różnej grubości.

Dodatkowo stal DUPLEX 2205 poddano obróbce cieplnej i zbadano wpływ zmian mikrostruktury tej stali na własności termofizyczne. Zastosowano trzy rodzaje obróbki cieplnej. W pierwszej obróbce cieplnej pręt ze stali DUPLEX był wyżarzany w piecu w atmosferze powietrza przez godzinę w temperaturze  $1200^\circ\text{C}$ , a następnie szybko schładzany w wodzie ( $1200^\circ\text{C} + \text{woda}$ ). Druga obróbka cieplna była taka sama jak pierwsza, ale później pręt był wyżarzany w piecu w atmosferze powietrza przez 4 godziny w temperaturze  $800^\circ\text{C}$ , a następnie powoli schładzany w piecu do temperatury pokojowej ( $1200^\circ\text{C} + \text{woda} + 800^\circ\text{C}$ ). W trzeciej obróbce cieplnej pręt ze stali DUPLEX był wyżarzany w piecu w atmosferze powietrza przez godzinę w  $900^\circ\text{C}$ , a następnie powoli chłodzony w piecu do temperatury pokojowej ( $900^\circ\text{C}$ ). W rezultacie udziały wagowe ferrytu i austenitu w próbkach osiągnęły następujące proporcje: 75:25 ( $1200^\circ\text{C} + \text{woda}$ ), 65:35 ( $1200^\circ\text{C} + \text{woda} + 800^\circ\text{C}$ ) i 44:56 ( $900^\circ\text{C}$ ). W celu określenia zmian mikrostruktury trzy próbki oraz próbkę surową ze stali DUPLEX poddano badaniom

mikroskopem świetlnym, mikroskopem skaningowym oraz twardościomierzem Vickersa. Wykonano również pomiary własności termofizycznych, w tym dyfuzyjności cieplnej  $a$ , przewodności cieplnej  $k$ , rozszerzalności cieplnej (wydłużenia względnego  $\Delta L/L_0$  oraz współczynnika liniowej rozszerzalności cieplnej  $\alpha^*$ ) i ciepła właściwego  $c_p$  w szerokim zakresie temperatury. Stale DUPLEX stały się popularne już w latach 80-tych, a pojawiły się w ofercie handlowej stosunkowo niedawno. Obróbka cieplna tego typu stali jest jeszcze słabo rozpoznana. Nieliczne wzmianki w literaturze wskazują na możliwość regulowania w strukturze proporcji austenitu do ferrytu poprzez odpowiednie zabiegi cieplne.

**Celem dysertacji było:**

- a) wyznaczenie parametrów termofizycznych  $k$ ,  $a$ ,  $\alpha^*$ ,  $\varepsilon = \Delta L/L_0$  oraz  $c_p$  wybranych stali, tzn. 30HN2MFA, 38HMJ, DUPLEX 2205, WCL, MARAGING 350 w zakresie temperatury od RT do około 1100°C;**
- b) analiza wybranych stali pod względem przemiany ferryt-austenit;**
- c) obróbka cieplna oraz badania metalograficzne stali DUPLEX 2205 pod kątem regulowania proporcji ferrytu do austenitu;**
- d) wykonanie symulacji numerycznych wymiany ciepła w lufie armaty kalibru 35 mm o długości 3150 mm, której wewnętrzną powierzchnię lufy pokryto warstwą chromu oraz porównanie wyników dla przypadku, gdy lufa nie była pokryta warstwą chromu.**

Wymagana kolejność rozwiązywania przedstawionych zagadnień określa układ prezentowanej pracy.

**Rozdział 2** dotyczy opisu aparatury pomiarowej wykorzystanej do pomiaru własności termofizycznych wybranych stali. W rozdziale scharakteryzowano urządzenia do pomiaru dyfuzyjności cieplnej, przewodności cieplnej, rozszerzalności cieplnej oraz ciepła właściwego. Wszystkie urządzenia wykorzystane w pomiarach wyprodukowała firma NETZSCH-Gerätebau GmbH (Niemcy), która oferuje światowej klasy przyrządy do analizy termicznej i pomiarów własności termofizycznych. Wszystkie przyrządy przeszły kalibrację z wykorzystaniem materiałów wzorcowych według zaleceń firmy NETZSCH.

**Rozdział 3** poświęcono opisowi badań własności termofizycznych wybranych stali tzn. 30HN2MFA, 38HMJ, DUPLEX 2205, WCL i MARAGING 350. W rozdziale przedstawiono procedury pomiarów oraz wyniki pomiarów dyfuzyjności cieplnej, ciepła właściwego, rozszerzalności cieplnej oraz przewodności cieplnej. Rozdział dzieli się na 4 części zgodnie z chronologią wykonywanych badań. W pierwszej części rozdziału omówiono badania stali: 30HN2MFA, 38HMJ, DUPLEX 2205. Druga część poświęcona jest badaniom własności

termofizycznych stali DUPLEX 2205 po obróbkach termicznych wpływających na zawartość ferrytu i austenitu w strukturze krystalograficznej. Trzecia część rozdziału omawia badania stali WCL i MARAGING 350. W ostatniej części rozdziału, będącego podsumowaniem, zestawiono i omówiono wyniki wszystkich przeprowadzonych badań własności termofizycznych. Na bazie pomiarów ciepła właściwego zaproponowano wzory korelacyjne na potrzeby symulacji numerycznych wymiany ciepła w lufie armaty kalibru 35 mm. W rozdziale tym omówiono badania metalograficzne w zakresie koniecznym do interpretacji wyników badań własności termofizycznych.

**W rozdziale 4** wyznaczono rozkłady temperatury dla dwóch modeli lufy armaty przeciwlotniczej 35 mm. Symulacje numeryczne przeprowadzono dla lufy wykonanej ze stali 30HN2MFA, 38HMJ i DUPLEX 2205. Pierwszy model przyjmował podział lufy na 6 stref. Dla każdej ze stref wyliczono zależny od czasu współczynnik przejmowania ciepła poprzez rozwiązanie problemu głównego balistyki wewnętrznej (PGBW). Model 6 - strefowy nie uwzględniał występowania warstwy ochronnej wykonanej z chromu na powierzchni przewodu lufy. Drugi model dzielił lufę na 30 stref i uwzględniał występowanie warstwy ochronnej o różnej grubości na wewnętrznej powierzchni lufy. Współczynniki przejmowania ciepła dla modelu 30 strefowego wyliczono tą samą metodą, jak dla modelu sześciostrefowego. Dla modelu lufy z podziałem na 30 stref ze względu na długi czas obliczeń (8 godzin dla 60 strzałów) symulacje wymiany ciepła w lufie przeprowadzono tylko dla stali 30HN2MFA. Dla obydwu modeli przeprowadzono symulacje dla pojedynczego strzału, serii siedmiu strzałów oraz serii sześćdziesięciu strzałów. Dodatkowo wyniki obliczeń dla 60 strzałów przedstawiono w postaci obiedni, przedstawiając tylko maksymalne wartości temperatury podczas strzałów (maksymalne temperatury pików) oraz minimalne wartości temperatury (minimalne temperatury podstawy pików) osiągane po każdym strzale. W końcowych podrozdziałach przeanalizowano i podsumowano wyniki symulacji numerycznych wymiany ciepła w ścianie lufy armaty kalibru 35 mm.

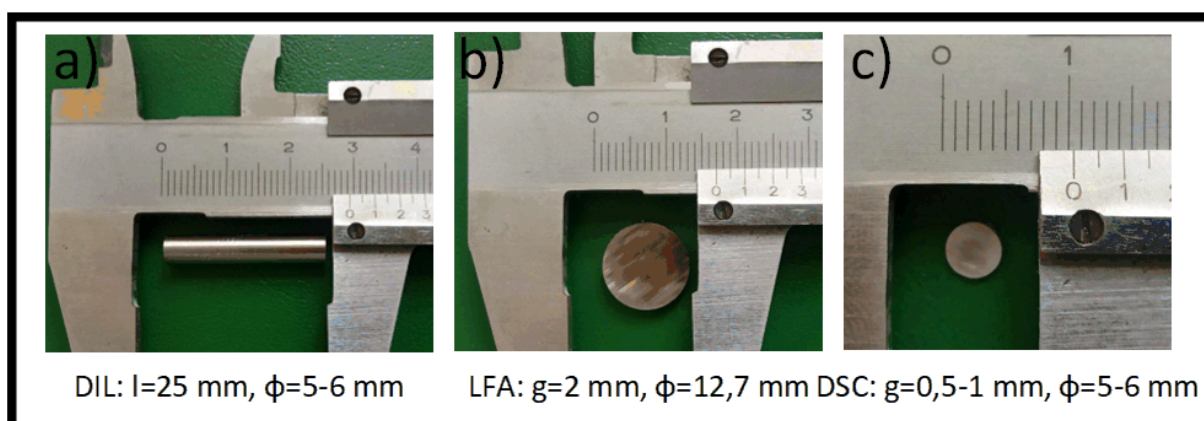
**Rozdział 5** zawiera podsumowanie pracy. Przedstawiono przesłanki podjęcia badań, pomiary własności termofizycznych wybranych stali lufowych, tzn. 30HN2MFA, 38HMJ, DUPLEX 2205, WCL i MARAGING 350 w szerokim zakresie temperatury, symulacje numeryczne wymiany ciepła w ścianie lufy armaty kalibru 35 mm. Na podkreślenie zasługuje uwzględnienie w symulacjach numerycznych na wewnętrznej powierzchni lufy warstwy chromu o różnej grubości. Na zakończenie autor przedstawił ocenę własnego dorobku przedstawionego w dysertacji.

## 2. Stanowiska laboratoryjne do wyznaczania własności termofizycznych

Do badań własności termofizycznych, tzn. dyfuzyjności cieplnej  $a$ , przewodności cieplnej  $k$ , rozszerzalności cieplnej  $\alpha^*$ ,  $\varepsilon = \Delta L/L_0$  i ciepła właściwego  $c_p$  w szerokim zakresie temperatury wybranych stali lufowych wykorzystano następujące stanowiska badawcze:

- dyfuzometr LFA467 HyperFlash oraz dyfuzometr LFA427;
- dylatometr DIL402Su oraz dylatometr DIL402C;
- różnicowy kalorymetr skaningowy DSC404F1 Pegasus.

Na rys. 2.1. przedstawiono wygląd i kształt próbek wykorzystywanych podczas badań własności termofizycznych.



Rys. 2.1. Widok próbek do pomiarów rozszerzalności cieplnej (a), dyfuzyjności cieplnej (b) oraz ciepła właściwego (c).

### 2.1. Dyfuzometr LFA467 *HyperFlash* oraz dyfuzometr LFA427

Pomiar dyfuzyjności cieplnej  $a$  przeprowadzono z wykorzystaniem metody impulsowej przy pomocy aparatów firmy NETZSCH (Niemcy): LFA467 *HyperFlash* (HF) i LFA427.

#### Dyfuzometr LFA467 HF

Stanowisko pomiarowe LFA 467 HF to dyfuzometr wyposażony w piec niskotemperaturowy oraz układ chłodzenia ciekłym azotem CC300. Takie wyposażenie pozwala na pomiary w zakresie od  $-100^{\circ}\text{C}$  do  $500^{\circ}\text{C}$ . Źródłem wymuszenia cieplnego na dolnej powierzchni próbki jest lampa ksenonowa generująca krótki impuls świetlny. Dane na temat zmiany temperatury górnej powierzchni próbki w czasie są zbierane przez detektor podczerwieni typu HgCdTe chłodzony ciekłym azotem z częstotliwością akwizycji danych do 2 MHz. Urządzenie cechuje duża liczba przystawek pomiarowych (*ang. holder*) oraz automatyzacja pomiaru. Te dwie cechy umożliwiają pomiar dyfuzyjności cieplnej nawet

16 próbek w jednej serii pomiarowej. Dyfuzometr LFA 467 *HF* ma także możliwość określenia ciepła właściwego  $c_p$  i przewodności cieplnej  $k$  badanego materiału pod warunkiem wykorzystania w serii pomiarowej materiału referencyjnego o znanych własnościach termofizycznych. Dyfuzometr LFA 467 *HF* ma możliwość pomiaru parametrów termofizycznych badanego materiału w zakresach [10]:

- od  $0,01 \text{ mm}^2 \cdot \text{s}^{-1}$  do  $1000 \text{ mm}^2 \cdot \text{s}^{-1}$  dla dyfuzyjności cieplnej  $a$ ;
- od  $0,01 \text{ J} \cdot \text{g}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$  do  $5 \text{ J} \cdot \text{g}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$  dla ciepła właściwego  $c_p$ ;
- od  $0,01 \text{ W} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$  do  $2000 \text{ W} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$  dla przewodności cieplnej  $k$ .

Na rys. 2.2. przedstawiono dyfuzometr LFA 467 *HF*.



Rys. 2.2. Widok dyfuzometru LFA 467 HyperFlash (a) oraz zbiornika na ciekły azot z zintegrowanym kontrolerem CC300 (b).

Pomiar odbywa się a atmosferze gazów obojętnych, tzn. helu albo argonu.

### Dyfuzometr LFA 427

Stanowisko pomiarowe LFA 427 to dyfuzometr wyposażony w piec wysokotemperaturowy umożliwiający pomiary w zakresie od temperatury pokojowej (RT) do  $2200^\circ\text{C}$  (w obecnej konfiguracji instalacji gazu obojętnego do około  $1500^\circ\text{C}$ ). Źródło wymuszenia cieplnego stanowi laser neodymowy (Nd:YAG) o energii impulsu do 25 J i długości fali 1054 nm. Akwizycje danych pomiarowych dotyczących zmian temperatury w czasie na górnej powierzchni próbki realizuje detektor podczerwieni chłodzony ciekłym azotem. W przeciwieństwie do LFA 467 *HP* dyfuzometr LFA 427 ma możliwość pomiaru tylko jednej próbki w serii pomiarowej. Pomiar próbki odbywa się w atmosferze ochronnej gazów obojętnych takich jak argon lub hel. Na rys. 2.3. przedstawiono wygląd aparatury pomiarowej LFA 427 [11].



Rys. 2.3. Widok dyfuzometru LFA 427 z piecem wysokotemperaturowym. 1 – laser; 2 – dyfuzometr; 3 – blok zasilania dyfuzometru; 4 – układy sterujące pracą dyfuzometru i lasera; 5 – komputer.

Pomiary dyfuzyjności cieplnej  $a$  oraz obróbkę danych z dyfuzometrów LFA467 *HyperFlash* (HF) i LFA427 zapewnia pakiet oprogramowania NETZSCH Proteus.

## 2.2. Dylatometr DIL402Su oraz dylatometr DIL402C

Pomiar rozszerzalności cieplnej, tzn. współczynnika liniowej rozszerzalności cieplnej  $\alpha^*$  i wydłużenia względnego  $\varepsilon = \Delta L / L_0$  przeprowadzono z wykorzystaniem stanowisk pomiarowych firmy NETZSCH: DIL402Su i DIL402C.

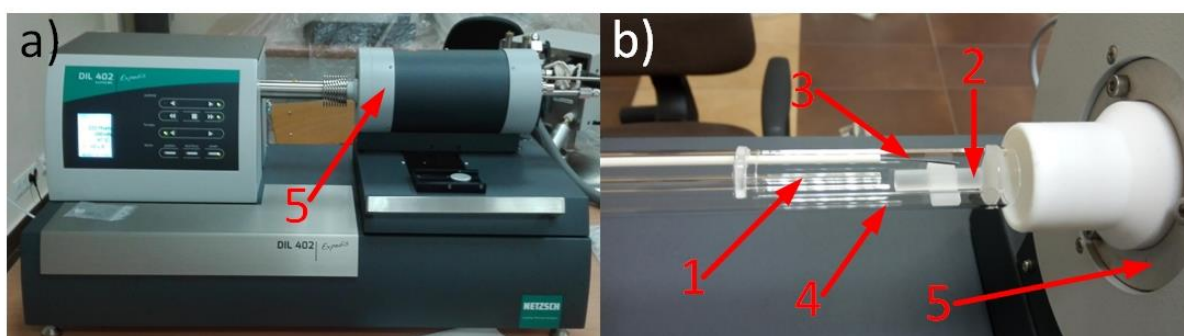
### Dylatometr DIL402Su

Stanowisko pomiarowe do pomiarów rozszerzalności cieplnej DIL402Su to dylatometr wyposażony w niskotemperaturowy piec umożliwiający pomiary w zakresie od  $-180^\circ\text{C}$  do  $500^\circ\text{C}$ . Dylatometr DIL402Su umożliwia pomiar próbek do długości 52 mm i średnicy od 3 do 12 mm. Zakres pomiarowy wynosi  $\pm 25000 \mu\text{m}$ . Próbkę pomiarową umieszczamy na wsporniku z topionego kwarcu (*ang. fused silica*) w formie rury, na końcu której znajdują się podpory na próbkę pomiarową. Ponieważ zarówno trzymak próbki, jak i pręt – popychacz (zmiany długości badanej próbki przekazywane są za pomocą popychacza) są wykonane z topionego kwarcu, do kalibracji dylatometru wykorzystujemy próbkę wzorcową również z topionego kwarcu. Pręt – popychacz dociska z jednej strony próbkę do ścianki trzymaka. Pręt – popychacz jest połączony z układem pomiarowym rejestrującym zmiany jego położenia. Zestaw „próbka – pręt popychacz – trzymak” znajdują się w piecu, którego temperatura zmienia się w funkcji czasu w badanym zakresie. Parametry dylatometru DIL402Su są następujące [12]:



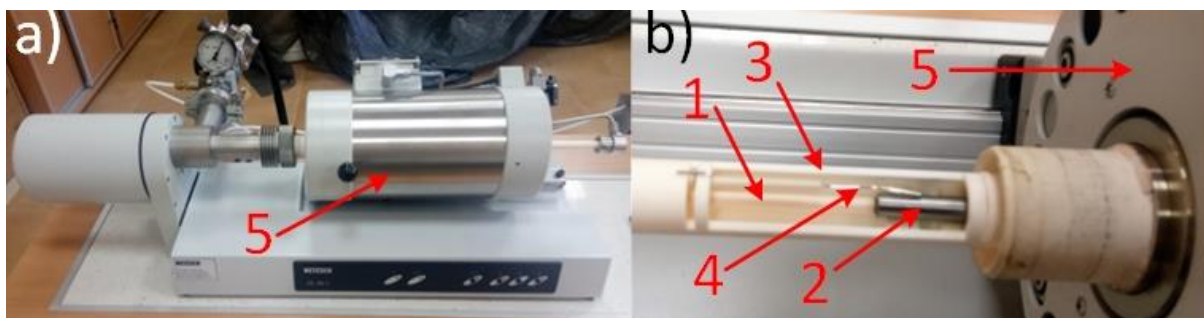
- szybkość chłodzenia:  $0,001 \div 50 \text{ K/min}$ ;
- rozdzielczość w całym zakresie pomiarowym:  $0,1 \text{ nm}$ ;
- dokładność pomiaru temperatury:  $1 \text{ K}$ ;
- precyzja pomiaru temperatury:  $0,1 \text{ K}$ ;
- zakres siły docisku pręta do próbki:  $10 \text{ mN} \div 3 \text{ N}$ .

Podczas pomiaru w ujemnym zakresie temperatury kontrolę zapewnia układ CC300 zintegrowany ze zbiornikiem na ciekły azot. Na rys. 2.4. przedstawiono wygląd dylatometru DIL402Su. Pomiary odbywały się w atmosferze gazu obojętnego, tzn. helu.



Rys. 2.4. Widok dylatometru DIL402Su: 1 – pręt-popychacz; 2 – próbka; 3 – termopara; 4 – trzymak; 5 – piec.  
Dylatometr DIL402C

Stanowisko pomiarowe do pomiarów rozszerzalności cieplnej DIL402C to dylatometr prętowy wyposażony w wysokotemperaturowy piec umożliwiający pomiary w zakresie od RT do  $1600^{\circ}\text{C}$ . Dylatometr DIL402C umożliwia pomiar próbek do długości  $25 \text{ mm}$  i średnicy do  $12 \text{ mm}$ . Zakres pomiarowy wynosi  $\pm 500 \mu\text{m}$ . Zasada pomiaru jest taka sama, jak w dylatometrze DIL 402Su. Pomiar odbywa się w przystawce pomiarowej wykonanej ze tlenku glinu (*ang. aluminum oxide*), gdzie pręt pomiarowy dociska z jednej strony próbkę do ścianki przystawki z siłą  $30 \text{ cN}$ . Tak jak w przypadku DIL402Su pręt pomiarowy jest połączony z układem pomiarowym rejestrującym zmiany jego położenia. Przed pomiarem próbki badanego materiału należy wykonać takie same badanie dla próbki materiału referencyjnego (materiał trzymaka i pręta - popychacza) w celu eliminacji wpływu rozszerzalności elementów układu pomiarowego na wyniki. Maksymalna szybkość zmian temperatury próbki nie przekracza  $5 \text{ K}\cdot\text{min}^{-1}$ . Pomiar może odbywać się w powietrzu, atmosferze gazów obojętnych, ale także w próżni. Szczelność próżniowa jest na poziomie do  $10 \text{ Pa}$  [13]. Na rys. 2.5. przedstawiono widok dylatometru DIL402C [12].

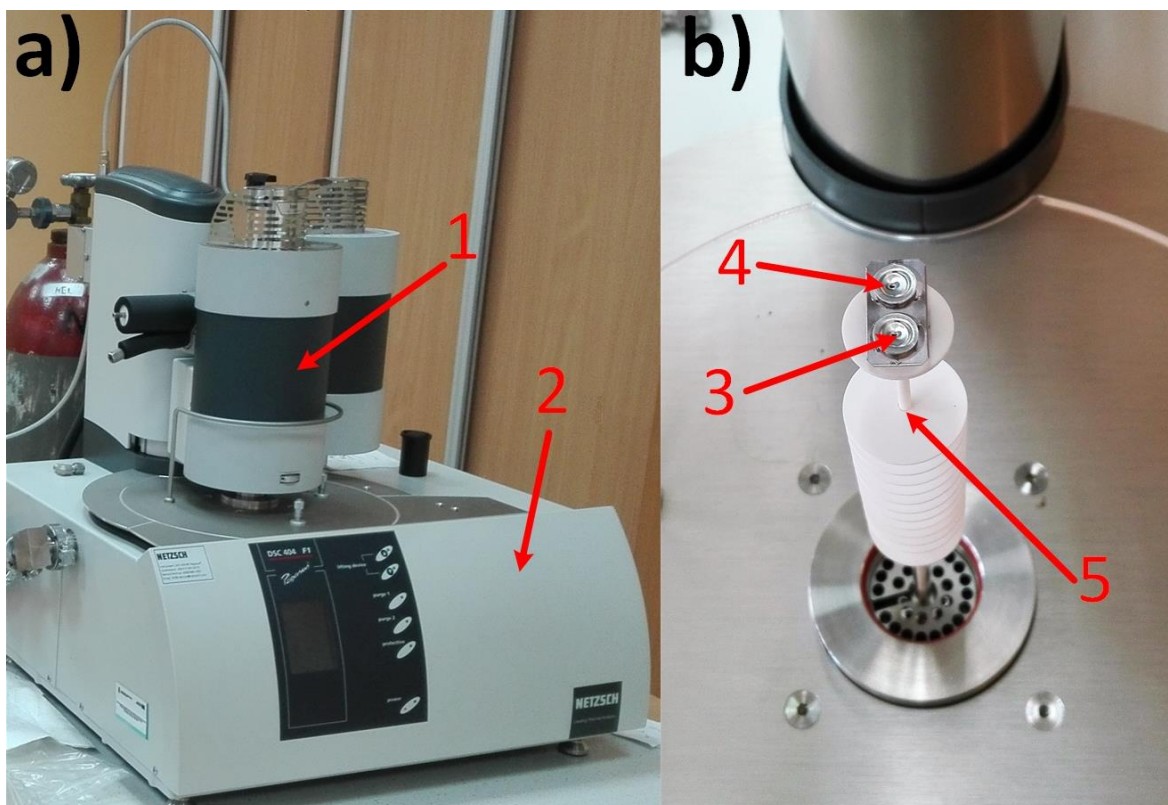


Rys. 2.5. Widok dylatometru DIL402C: 1 – pręt-popychacz; 2 – próbka; 3 – trzymak; 4 – termopara; 5 – piec. Sterowanie dylatometrami DIL402Su i DIL402C oraz obróbkę danych pomiarowych zapewnia pakiet oprogramowania NETZSCH Proteus.

### 2.3. Różnicowy kalorymetr skaningowy DSC404F1 Pegasus

Pomiary ciepła właściwego  $c_p$  przeprowadzono z wykorzystaniem urządzenia firmy NETZSCH DSC404F1 Pegasus. Stanowisko pomiarowe DSC404F1 to różnicowy kalorymetr skaningowy wyposażony w piec z grzejnikiem wykonanym z platyny, który umożliwia pomiary ciepła właściwego w zakresie od RT do 1500°C. To urządzenie może być również wykorzystywane w konfiguracji z piecem przystosowanym do pomiarów w ujemnych temperaturach. DSC404F1 należy do grupy kalorymetrów działających w oparciu o zasadę „przepływ ciepła” (w odróżnieniu od kalorymetrów działających w oparciu o zasadę kompensacji mocy). Pomiar odbywa się na specjalnej przystawce, na której umieszcza się dwa tygle (naczynka) z czego tylko w jednym umieszczamy badaną próbkę. Drugi tygiel jest pustym tygłem referencyjnym. Aby był możliwy pomiar ciepła właściwego, należy dokonać pomiarów dla materiału referencyjnego. Materiałem referencyjnym jest szafir, zakres pomiarowy oraz program badań jest taki sam, jak dla badanego materiału. Szybkość chłodzenia i grzania próbki mieści się w zakresie od 0,001 K·min<sup>-1</sup> do 50 K·min<sup>-1</sup>, zakres pomiarowy ciepła właściwego sięga 5 J·g<sup>-1</sup>·K<sup>-1</sup>. Pomiary odbywają się w atmosferze gazów obojętnych, tzn. argonu oraz helu. Tygle wykorzystywane w pomiarach są wykonywane z różnych materiałów oraz dobierane ze względu na badany materiał i zakres temperatury badań. W przeprowadzonych badaniach wykorzystano tygle z platyny. Na rys. 2.6. przedstawiono widok różnicowego kalorymetru skaningowego DSC404F1 [13].





Rys. 2.6. Widok różnicowego kalorymetru skaningowego DSC404F1 *Pegasus*: 1 – piec; 2 – podstawa; 3 – naczynko na próbkę; 4 – puste naczynko referencyjne; 5 – przystawka na próbki.

Sterowanie oraz obróbkę danych z różnicowego kalorymetru skaningowego DSC404F1 *Pegasus* zapewnia pakiet oprogramowania NETZSCH Proteus.

## 2.4. Podsumowanie

Do badań własności termofizycznych, tzn. dyfuzyjności cieplnej  $a$ , przewodności cieplnej  $k$ , ciepła właściwego  $c_p$  oraz rozszerzalności cieplnej  $\alpha^*$  i o  $\varepsilon = \Delta L/L_0$  wybranych stali lufowych wykorzystano przyrządy firmy NETZSCH-Gerätebau GmbH, która oferuje światowej klasy precyzyjne przyrządy do analizy termicznej i pomiaru własności termofizycznych. Do kalibracji przyrządów zastosowano materiały wzorcowe dostarczone również przez tą firmę. Wszystkie pomiary własności termofizycznych wykonano w atmosferze gazów obojętnych zalecanych przez firmę NETZSCH. Do schładzania detektorów podczerwieni oraz pomiarów w niskich temperaturach wykorzystano ciekły azot. Wszystkie próbki spełniały wymiary zalecane przez firmę NETZSCH. Można zatem wnioskować, że wyniki pomiarów własności termofizycznych w funkcji temperatury wybranych stali lufowych są w pełni wiarygodne.

### 3. Badania własności termofizycznych i struktur metalograficznych wybranych stali lufowych

Badania własności termofizycznych stali lufowych autor niniejszej dysertacji rozpoczął od wykonania badań dla stali 30HN2MFA, 38HMJ oraz DUPLEX 2205 [14]. Badania ograniczono jedynie do pomiarów parametrów termofizycznych, pomijając analizę struktury metalograficznej tych stali. W przypadku stali DUPLEX 2205 analiza literatura wskazała, że istnieje możliwość regulowania w strukturze tej stali proporcji austenitu do ferrytu [15, 16]. Dlatego próbki stali DUPLEX 2205 poddano obróbce cieplnej, na drodze badań metalograficznych określono proporcje ferrytu do austenitu i wykonano badania własności termofizycznych w szerokim zakresie temperatury [17]. W następnej kolejności przeprowadzono badania parametrów termofizycznych dwóch kolejnych stali, tzn. WCL oraz MARAGING 350 z uwzględnieniem badań struktury sieci krystalograficznej [18].

#### 3.1. Badania własności termofizycznych stali 30HN2MFA, 38HMJ oraz DUPLEX 2205

Przeprowadzono badania eksperymentalne dyfuzyjności cieplnej, ciepła właściwego oraz rozszerzalności cieplnej wybranych stali w zakresie temperatury od RT do 1100°C. W pomiarach dyfuzyjności cieplnej wykorzystano materiał odniesienia Inconel 600 [19]. Umożliwiło to wyznaczenie przewodności cieplnej  $k$  i ciepła właściwego  $c_p$  w funkcji temperatury wybranych stali.

##### Materiały i metody

Przedmiotem badań były 3 rodzaje stali lufowych: DUPLEX 2205 (1.4462) o gęstości 7,72 g/cm<sup>3</sup> w temperaturze pokojowej (RT), 38HMJ (1.8509) o gęstości 7,65 g/cm<sup>3</sup> w temperaturze pokojowej oraz 30HN2MFA o gęstości 7,75 g/cm<sup>3</sup> w temperaturze pokojowej. Skład chemiczny tych stali, oznaczony za pomocą spektrometru Foundry Master 01D0058 (Optic 01D0059, HITACHI, Japonia) podano w tabeli 3.1 [20].

Tabela 3.1. Skład chemiczny badanych stali [20].

| Gatunek stali | Skład chemiczny (% wag.) |      |      |      |       |      |      |      |      |
|---------------|--------------------------|------|------|------|-------|------|------|------|------|
|               | Fe                       | C    | Si   | Mn   | Cr    | Mo   | Ni   | Al   | V    |
| Duplex        | 67,99                    | 0,04 | 0,33 | 1,80 | 21,83 | 3,14 | 4,45 | -    | 0,11 |
| 38HMJ         | 95,21                    | 0,44 | 0,24 | 0,54 | 1,61  | 0,26 | 0,19 | 1,20 | -    |
| 30HN2MFA      | 96,42                    | 0,29 | 0,26 | 0,36 | 0,65  | 0,24 | 2,21 | -    | 0,23 |

Pomiary dyfuzyjności cieplnej wybranych stali wykonano za pomocą dyfuzometru niskotemperaturowego NETZSCH LFA 467 w zakresie temperatury od RT do 500°C. Jako materiał odniesienia wraz z badanymi próbkami stali lufowej zastosowano Inconel 600 o gęstości 8,34 g/cm<sup>3</sup> w temperaturze pokojowej. Technika pomiaru dyfuzyjności cieplnej była następująca: impuls o czasie trwania od 25 μs do 1200 μs generowany przez lampę ksenonową o napięciu ograniczonym do 600 V był pochłaniany przez przednią powierzchnię badanej próbki, 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 IR (CdHgTe) 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 [21]. W naszym przypadku czas trwania impulsu wynosił 600 μs, a napięcie lampy 250 V. Parametry te zostały ustawione 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. W eksperymencie zastosowano argon o przepływie 20 ml/min. Zastosowano model wymiany ciepła Cape-Lehman'a z korekcją impulsów [22]. Model ten uwzględnia straty ciepła przez promieniowanie z powierzchni badanej próbki. W celu umożliwienia obliczenia ciepła właściwego i przewodności cieplnej badanych próbek zastosowano materiał odniesienia Inconel 600. Do obliczenia ciepła właściwego wykorzystano zależność (3.1) [19]:

$$c_p^s(T) = \frac{T_\infty^{ref}}{T_\infty^s} \cdot \frac{\rho^{ref}(T)}{\rho^s(T)} \cdot \frac{d^{ref}}{d^s} \cdot \frac{Q_{imp}^s}{Q_{imp}^{ref}} \cdot \frac{V^s}{V^{ref}} \cdot \frac{d_{Orifice}^{2,s}}{d_{Orifice}^{2,ref}} \cdot c_p^{ref}(T) \quad (3.1)$$

gdzie  $d$  to średnica,  $V$  to wzmocnienie amplitudy sygnału,  $T_\infty$  to skorygowany sygnał napięcia detektora uwzględniający straty ciepła, który jest proporcjonalny do adiabatycznego wzrostu temperatury,  $\rho$  to gęstość,  $Q_{imp}$  to energia impulsu, a  $c_p$  to ciepło właściwe przy stałym ciśnieniu. Indeks górny  $s$  oznacza materiał badanej próbki, a  $ref$  to materiał odniesienia, indeks dolny  $Orifice$  odnosi się do średnica obszaru pomiarowego detektora IR. Dla wszystkich trzech stali dokonano obliczenia ciepła właściwego, korzystając z zależności (3.1). Dla celów porównawczych otrzymane wyniki zestawiono z danymi literaturowymi: dla stali 30HN2MFA z [23], dla stali 38HMJ z [23], a dla stali DUPLEX 2205 z [24]. Następnie, biorąc pod uwagę wartości ciepła właściwego  $c_p^s(T)$  i dyfuzyjności cieplnej badanych próbek  $a(T)$ , przewodność cieplną  $k_s(T)$  obliczono z równania (3.2):

$$k_s(T) = \frac{\rho_0}{[1 + \varepsilon(T)]^3} \cdot a(T) \cdot c_p^s(T) \quad (3.2)$$

gdzie  $\varepsilon(T)$  jest względną zmianą długości próbek [19, 25]. Na etapie pomiarów dyfuzyjności cieplnej  $a(T)$  na urządzeniach LFA 467 i LFA 427 nie jest wymagane uwzględnienie zmian gęstości materiału próbki. Jednak wraz ze wzrostem temperatury materiału grubość próbki do dyfuzyjności cieplnej będzie zmieniała się, co należy uwzględnić w dalszych obliczeniach. Wzór na dyfuzyjność cieplną z metody Parkera ( $a = 0,1388 \cdot L^2/t_{0,5}$ ) pokazuje, że dyfuzyjność jest proporcjonalna do kwadratu grubości próbki ( $a \sim L^2$ ). Biorąc pod uwagę  $L(T) = L_0 \cdot (1 + \varepsilon(T))$ , uwzględnienie poprawki na rozszerzalność cieplną we wzorze Parkera prowadzi do zależności  $a(T) = a_0(T) \cdot (1 + \varepsilon(T))^2$ . Dlatego wzór (3.2) można zapisać w postaci  $k_s = \rho_0 \cdot (1 + \varepsilon(T))^{-1} \cdot a_0(T) \cdot c_p^s(T)$ . Należy nadmienić, że dla materiałów o niskiej rozszerzalności cieplnej, np. dla stali, poprawka na rozszerzalność próbki nie wpływa na wyniki dyfuzyjności cieplnej więcej niż 2%.

Pomiar dyfuzyjności cieplnej za pomocą LFA 467 uwzględniał wpływ rozszerzalności cieplnej próbek na wyniki badań. Pomiaru wydłużenia względnego  $\varepsilon(T)$  wykonano przy użyciu dylatometru prętowego DIL402C (zakres wysokotemperaturowy) i DIL 402 SU (zakres niskotemperaturowy). Metodę pomiaru opisano w dalszej części rozdziału 3.

Kolejne pomiary dyfuzyjności cieplnej (LFA) wybranych stali wykonano przy pomocy dyfuzometru wysokotemperaturowego LFA 427 w zakresie temperatury od 50°C do 1050°C. Technika pomiaru dyfuzyjności cieplnej była następująca: impuls lasera o czasie trwania od 100 do 1500  $\mu$ s generowany przez laser Nd o długości fali emisyjnej 1054 nm, maksymalnej energii impulsu 25 J był pochłaniany przez przednią powierzchnię badanej próbki, zwiększając jej temperaturę. Metoda wyznaczania dyfuzyjności cieplnej w dyfuzometrze LFA 427 była taka sama, jak w przypadku dyfuzometru LFA 467. Zastosowano model wymiany ciepła Cape-Lehman'a z korekcją impulsów. Eksperymenty prowadzono w atmosferze argonu (50 ml/min). 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.

Pomiary ciepła właściwego (DSC – różnicowy kalorymetr skaningowy) przeprowadzono za pomocą stanowiska pomiarowego NETZSCH DSC 404 F1 Pegasus pracującego:

1. w atmosferze helu o objętościowym natężeniu przepływu 20 ml/min – dla stali 38HMI i 30HN2MFA oraz DUPLEX 2205 (podrozdział 3.1);
2. w atmosferze argonu o objętościowym natężeniu przepływu 20 ml/min – dla stali DUPLEX 2205 o różnej proporcji ferrytu do austenitu (podrozdział 3.2);

3. w atmosferze argonu o objętościowym natężeniu przepływu 20 ml/min – dla stali WCL oraz MARAGING 350 (podrozdział 3.3).

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. Próbkę do pomiarów ciepła właściwego miały kształt dysków o średnicy 6,1 mm i grubości 1,6 mm dla stali 38HMJ i 30HN2MFA, natomiast dla stali DUPLEX 2205 grubość wynosiła 1,8 mm. Masy próbek wynosiły 347,30 mg (38HMJ), 335,41 mg (30HN2MFA) i 383,39 mg (DUPLEX 2205). Całkowita masa tygla platynowego z pokrywką wyniosła 273,81 mg (objętość tygla Pt: 85  $\mu$ l). Tygla 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 + zestawu wkładek  $Al_2O_3$  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; 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).

Pomiary rozszerzalności cieplnej (DIL) wybranych stali przeprowadzono za pomocą wysokotemperaturowego dylatometru prętowego firmy NETZSCH DIL 402 C w zakresie temperatury od 50°C 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 [19]. 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/ szybkość 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

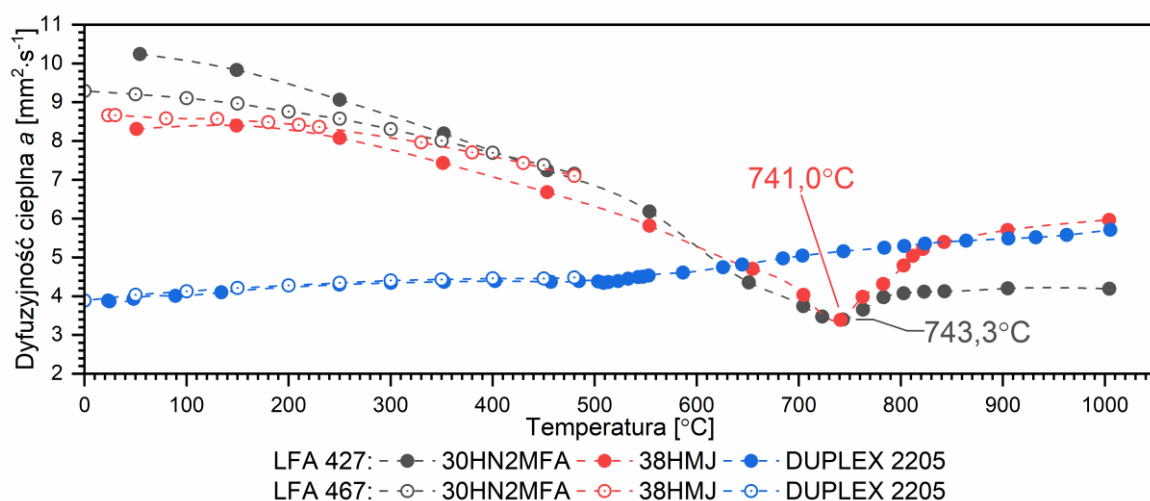
badanej stali) przeprowadzono dwa cykle pomiarowe. W czasie pomiarów popychacz dociskał próbkę do ścianki nośnika próbki z siłą 30 cN. Jako gaz obojętny użyto argonu z objętościowym natężeniem przepływu wynoszącym 60 ml/min. Liniowy współczynnik rozszerzalności cieplnej  $\alpha^*$  wyrażono się w postaci (3.3) [19]:

$$\alpha^* = \frac{1}{L(T_0)} \cdot \frac{dL(T)}{dT} = \frac{1}{L_0} \cdot \frac{dL(T)}{dT} \quad (3.3)$$

Dodatkowo przez  $dL$  oznaczono wzrost długości próbki z korektą wynikającą z uwzględnienia rozszerzalności cieplnej popychacza i nośnika próbki [26].

### Wyniki badań dyfuzyjności cieplnej

Na rys. 3.1 pokazano wyniki pomiarów dyfuzyjności cieplnej  $a$  wybranych stali. Dla stali 38HMJ i 30HN2MFA 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 obu rodzajów 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. W przypadku tej 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 mm<sup>2</sup>/s przy 741°C. Dla stali DUPLEX 2205 w całym zakresie temperatury dyfuzyjność cieplna wzrasta quasi-liniowo od 4 mm<sup>2</sup>/s do 5,2 mm<sup>2</sup>/s. Wyniki dyfuzyjności cieplnej badanych stali uzyskane przy użyciu dyfuzometru NETZSCH LFA 467 (w zakresie temperatury od RT do 500°C) są wyższe niż wyniki uzyskane przy użyciu dyfuzometru LFA 427 w tym samym zakresie temperatury. Różnice są największe w okolicach 500°C i wynoszą około 10% w porównaniu z wartościami uzyskanymi z LFA 427. Dyfuzyjność cieplna w funkcji temperatury stali DUPLEX (1.4462) porównano z danymi literaturowymi dla podobnej stali DUPLEX (1.4362) w zakresie do około 500°C [26]. Wyniki dyfuzyjności cieplnej dla stali DUPLEX (1.4362) są około 10% wyższe, niż dla stali DUPLEX (1.4462). Prawdopodobnie różnica jest spowodowana inną zawartością Cr, Mo i Ni [26].



Rys. 3.1. Porównanie dyfuzyjności cieplnej  $a(T)$  stali lufowych otrzymane przy użyciu dyfuzometrów LFA 467 oraz LFA 427.

Zestawienie wyników pomiarów dyfuzyjności cieplnej trzech rodzajów stali lufowych zobrazowano również w tabeli 3.2.

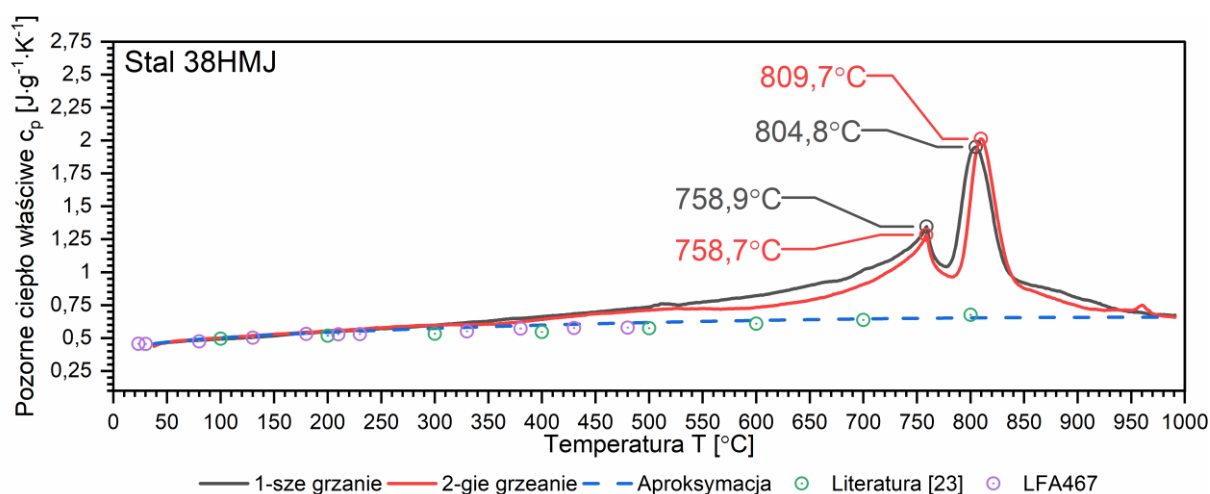
Tabela 3.2. Wyniki pomiarów dyfuzyjności cieplnej trzech rodzajów stali lufowych.

| 30HN2MFA                              |                                                         | 38HMJ                                 |                                                         | DUPLEX                                |                                                      |
|---------------------------------------|---------------------------------------------------------|---------------------------------------|---------------------------------------------------------|---------------------------------------|------------------------------------------------------|
| temperatura<br>$T [^{\circ}\text{C}]$ | dyfuzyjność<br>cieplna, $a$<br>$[\text{mm}^2/\text{s}]$ | temperatura<br>$T [^{\circ}\text{C}]$ | dyfuzyjność<br>cieplna, $a$<br>$[\text{mm}^2/\text{s}]$ | temperatura<br>$T [^{\circ}\text{C}]$ | dyfuzyjność<br>cieplna, $a$ $[\text{mm}^2/\text{s}]$ |
| 54,2                                  | 10,243                                                  | 50,9                                  | 8,301                                                   | 52,0                                  | 4,000                                                |
| 149,1                                 | 9,829                                                   | 149,0                                 | 8,398                                                   | 149,1                                 | 4,029                                                |
| 250,0                                 | 9,065                                                   | 250,0                                 | 8,076                                                   | 249,8                                 | 4,119                                                |
| 352,0                                 | 8,192                                                   | 351,3                                 | 7,432                                                   | 351,7                                 | 4,156                                                |
| 453,3                                 | 7,242                                                   | 453,4                                 | 6,680                                                   | 457,0                                 | 4,154                                                |
| 553,6                                 | 6,183                                                   | 553,6                                 | 5,816                                                   | 553,6                                 | 4,258                                                |
| 651,1                                 | 4,355                                                   | 654,7                                 | 4,702                                                   | 654,7                                 | 4,542                                                |
| 704,4                                 | 3,746                                                   | 704,5                                 | 4,032                                                   | 704,2                                 | 4,706                                                |
| 723,0                                 | 3,474                                                   | 741,0                                 | 3,390                                                   | 744,2                                 | 4,807                                                |
| 743,3                                 | 3,397                                                   | 762,6                                 | 3,984                                                   | 762,9                                 | 4,837                                                |
| 763,0                                 | 3,652                                                   | 782,7                                 | 4,313                                                   | 782,6                                 | 4,866                                                |
| 783,1                                 | 3,970                                                   | 802,8                                 | 4,789                                                   | 802,5                                 | 4,932                                                |
| 802,8                                 | 4,075                                                   | 811,9                                 | 5,037                                                   | 811,7                                 | 4,937                                                |
| 822,9                                 | 4,117                                                   | 821,8                                 | 5,217                                                   | 821,7                                 | 4,949                                                |
| 842,8                                 | 4,123                                                   | 842,3                                 | 5,396                                                   | 842,3                                 | 4,967                                                |
| 904,9                                 | 4,199                                                   | 904,7                                 | 5,704                                                   | 904,7                                 | 5,056                                                |
| 1004,3                                | 4,191                                                   | 1004,2                                | 5,966                                                   | 1004,1                                | 5,197                                                |

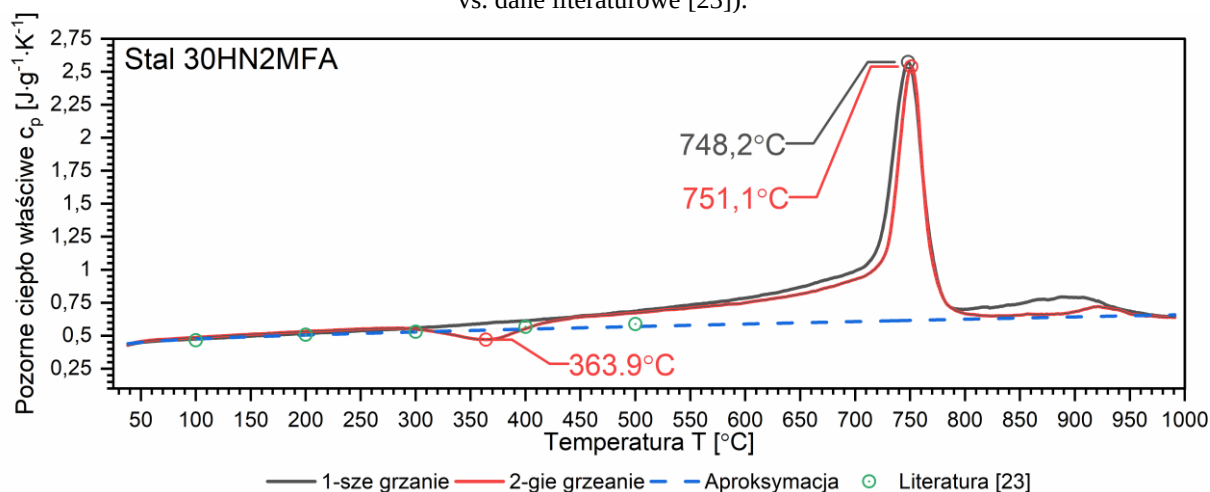
### Wyniki badań ciepła właściwego

Charakterystyki temperaturowe pozornego ciepła właściwego wybranych stali uzyskane za pomocą pomiarów na DSC i obliczenia  $c_p(T)$  z pomiarów na LFA 467 (3.1) zestawiono na rys. 3.2÷3.4. Badania pozornego ciepła właściwego wybranych stali przy pomocy DSC

wykazały istnienie przejścia fazowego ferryt-austenit tylko w 30HN2MFA i 38HMJ w temperaturze 728°C i 792,2°C (drugie nagrzewanie). To przejście nie zostało zaobserwowane w stali DUPLEX 2205 (rys. 3.4). Dla stali DUPLEX w całym zakresie temperatury pozorne ciepło właściwe było prawie stałe, tj.  $550 \text{ J} \cdot \text{kg}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$ . W stali 30HN2MFA drugi pik pojawił się również przy około 809,7 °C. Należy w tym miejscu zauważyć, że o ile dyfuzyjność cieplna była wyznaczana w konkretnych temperaturach, to pozorne ciepło właściwe mierzono w sposób ciągły, stosując technikę trzech krzywych. Widoczny pik stali 30HN2MFA w temperaturze około 363,9°C wystąpił tylko podczas drugiego nagrzewania – rys. 3.3.

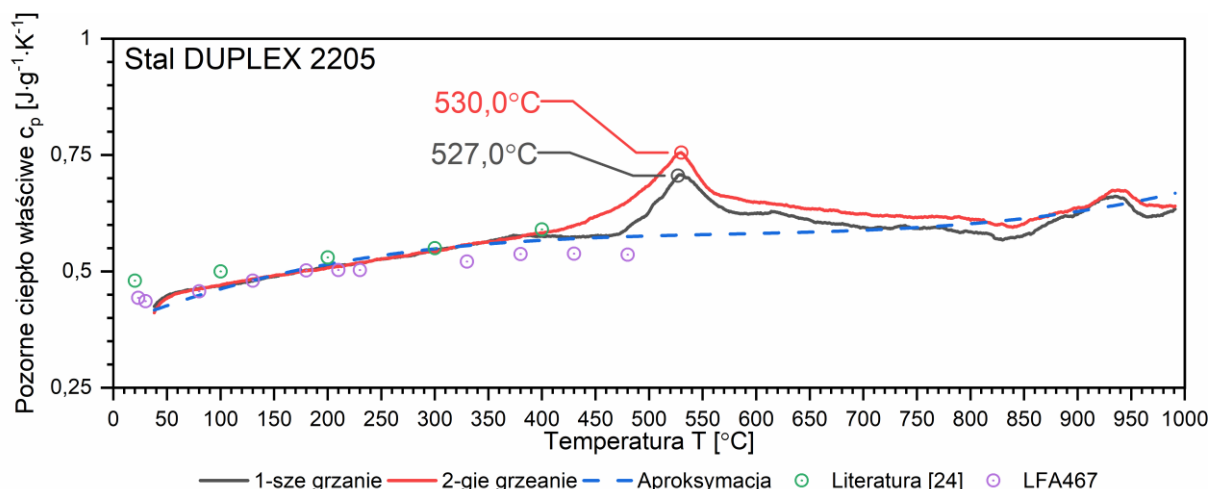


Rys. 3.2. Charakterystyki temperaturowe pozornego ciepła właściwego dla stali 38HMJ (wyniki badań własnych vs. dane literaturowe [23]).



Rys. 3.3. Charakterystyki temperaturowe pozornego ciepła właściwego dla stali 30HN2MFA (wyniki badań własnych vs. dane literaturowe [23]).





Rys. 3.4. Charakterystyki temperaturowe pozornego ciepła właściwego dla stali DUPLEX 2205 (wyniki badań własnych vs. dane literaturowe [24]).

Bardzo ważne jest prawidłowe wprowadzenie właściwości termofizycznych nowych gatunków stali jako danych wejściowych do wykonania symulacji numerycznych wymiany ciepła w lufie. Powyższy problem został szeroko omówiony w rozdziale 4 niniejszej dysertacji. Przemiana fazowa jest widoczna w każdym parametrze termofizycznym. Zmianę fazy rozważamy tylko w odniesieniu do przewodności cieplnej. Dlatego dla wszystkich wybranych stali przedstawiono wzory korelacyjne ciepła właściwego w formie wielomianów. Dla stali 38HMJ proponowana formuła ma następującą postać:

$$c_p(T[K]) = a_0 + a_1T + a_2T^2 + a_3T^{-\frac{1}{3}} \text{ [J} \cdot \text{g}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}] \quad (3.4)$$

Wartości współczynników  $a_i$  podano w tabeli 3.3, a krzywą dopasowania przedstawiono na rys. 3.2 linią przerywaną.

Tabela 3.3. Współczynniki do obliczania ciepła właściwego stali 38HMJ na podstawie równania (3.4).

| współczynnik                                              | wartość              | Współczynnik                                                | wartość               |
|-----------------------------------------------------------|----------------------|-------------------------------------------------------------|-----------------------|
| $a_0, [\text{J} \cdot \text{g}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}]$ | $5,39 \cdot 10^{-1}$ | $a_2, [\text{J} \cdot \text{g}^{-1} \cdot \text{K}^{-3}]$   | $-1,74 \cdot 10^{-7}$ |
| $a_1, [\text{J} \cdot \text{g}^{-1} \cdot \text{K}^{-2}]$ | $3,25 \cdot 10^{-4}$ | $a_3, [\text{J} \cdot \text{g}^{-1} \cdot \text{K}^{-4/3}]$ | $-0,31 \cdot 10^{-9}$ |

W przypadku stali 30HN2MFA funkcję korelacji dla ciepła właściwego wyrażono w postaci:

$$c_p(T[K]) = a_0 + a_1T + a_2T^2 + a_3T^{-\frac{1}{2}} \text{ [J} \cdot \text{g}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}] \quad (3.5)$$

Wartości współczynników  $a_i$  podano w tabeli 3.4, a krzywą dopasowania przedstawiono na rys. 3.3 linią przerywaną.

Tabela 3.4. Współczynniki do obliczania ciepła właściwego stali 30HN2MFAJ na podstawie równania (3.5).

| współczynnik                                              | wartość              | współczynnik                                                | wartość               |
|-----------------------------------------------------------|----------------------|-------------------------------------------------------------|-----------------------|
| $a_0, [\text{J} \cdot \text{g}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}]$ | $4,94 \cdot 10^{-1}$ | $a_2, [\text{J} \cdot \text{g}^{-1} \cdot \text{K}^{-3}]$   | $-1,46 \cdot 10^{-8}$ |
| $a_1, [\text{J} \cdot \text{g}^{-1} \cdot \text{K}^{-2}]$ | $1,92 \cdot 10^{-4}$ | $a_3, [\text{J} \cdot \text{g}^{-1} \cdot \text{K}^{-3/2}]$ | $-0,38 \cdot 10^{-9}$ |

Dla stali DUPLEX 2205 funkcję korelacji dla ciepła właściwego zaproponowano w postaci:

$$c_p(T[K]) = a_0 + a_1T + a_2T^2 + a_3T^3 [\text{J} \cdot \text{g}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}] \quad (3.6)$$

Wartości współczynników  $a_i$  podano w tabeli 3.5, a krzywą dopasowania zilustrowano na rys. 3.4 linią przerywaną.

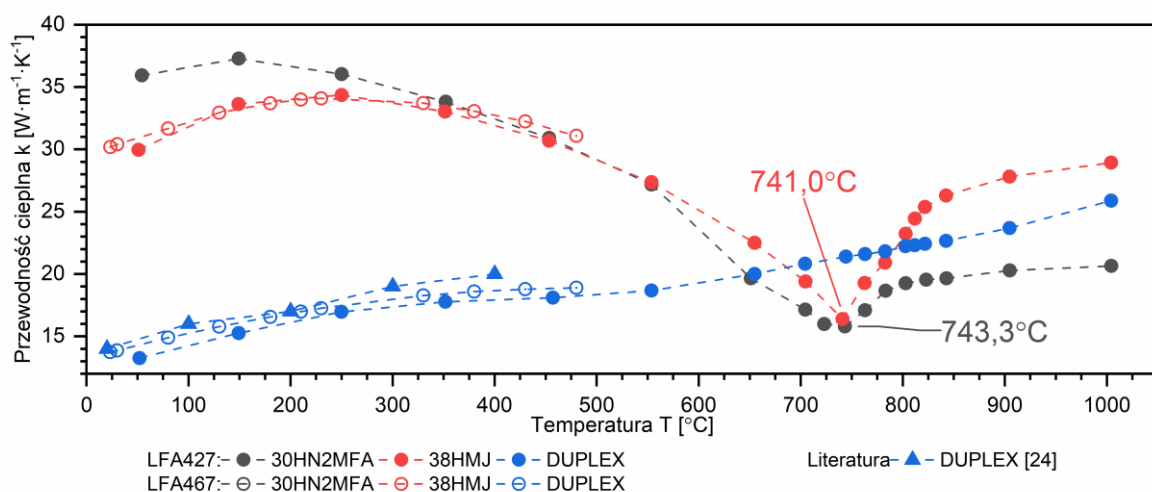
Tabela 3.5. Współczynniki do obliczania ciepła właściwego stali duplex na podstawie równania (3.6).

| współczynnik                                              | wartość              | współczynnik                                                | wartość               |
|-----------------------------------------------------------|----------------------|-------------------------------------------------------------|-----------------------|
| $a_0, [\text{J} \cdot \text{g}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}]$ | $3,84 \cdot 10^{-1}$ | $a_2, [\text{J} \cdot \text{g}^{-1} \cdot \text{K}^{-3}]$   | $-1,54 \cdot 10^{-6}$ |
| $a_1, [\text{J} \cdot \text{g}^{-1} \cdot \text{K}^{-2}]$ | $9,31 \cdot 10^{-4}$ | $a_3, [\text{J} \cdot \text{g}^{-1} \cdot \text{K}^{-3/2}]$ | $9,01 \cdot 10^{-10}$ |

Charakterystyki parametrów termofizycznych są wykorzystywane jako dane wejściowe w symulacjach numerycznych wymiany ciepła w lufach. W przypadku ciepła właściwego jako dane wejściowe nie uwzględnia się efektów cieplnych związanych z przejściami fazowymi. Do obliczeń przyjmujemy wielomiany (3.4÷3.6).

### Wyniki badań przewodności cieplnej

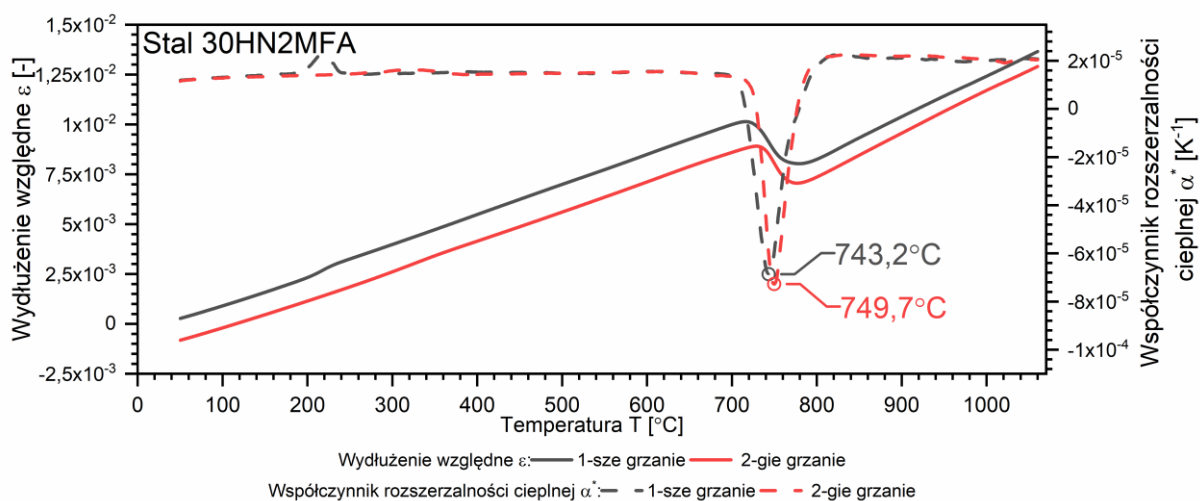
Rysunek 3.5 przedstawia przewodność cieplną w funkcji temperatury  $k(T)$  trzech stali lufowych obliczoną na podstawie pomiarów dyfuzyjności cieplnej, ciepła właściwego i gęstości (3.2). W zakresie temperatury od RT do około 300°C przewodność cieplna stali 38HMJ i 30HM2MFA jest stała. Wartości wynoszą około  $36 \text{ W} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$  dla stali 30HM2MFA i  $34 \text{ W} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$  dla stali 38HMJ. Nieznaczny wzrost, a następnie spadek przewodności cieplnej obu stali w tym zakresie spowodowany jest niską dokładnością wyznaczenia ciepła właściwego. Podobnie jak dyfuzyjność cieplna, przewodność cieplna stali 38HMJ i 30HM2MFA obniża się wraz z temperaturą poza obszarem przejścia fazowego ferryt-austenit i osiąga wartość minimalną równą około 741°C. Zależność temperaturowa dyfuzyjności cieplnej obu stali powyżej 741°C wykazuje tendencję wzrostową. Dla stali DUPLEX 2205 w całym zakresie temperatury przewodność cieplna wzrasta quasi-liniowo od  $13 \text{ W} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$  do  $26 \text{ W} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$ .



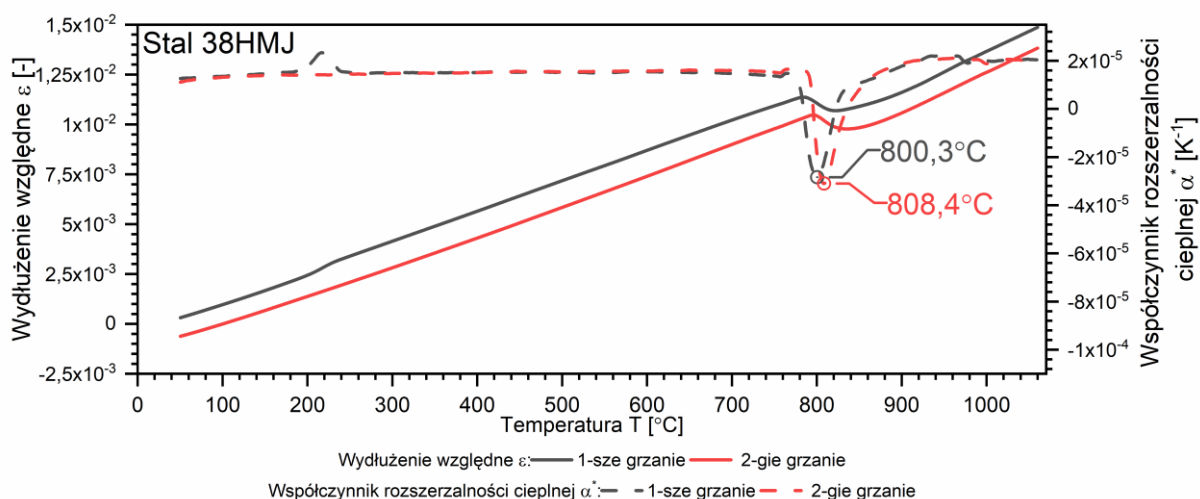
Rys. 3.5. Przewodność cieplna trzech rodzajów stali lufowej (wyniki badań własnych vs. dane literaturowe [24]).

### Wyniki badań rozszerzalności cieplnej

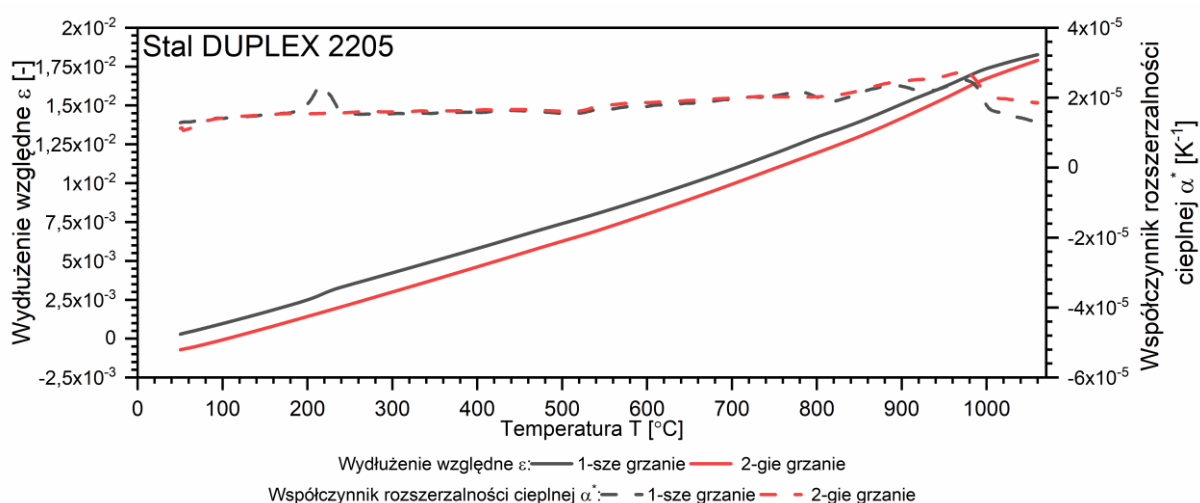
Pomiary rozszerzalności cieplnej ujawniły występowanie przemiany fazowej ferryt-austenit w obu próbkach stali, tj. 30HN2MFA i 38HMJ. Jednak dla stali 30HN2MFA konwersja ferrytu w austenit zachodzi w temperaturze niższej o około  $50^{\circ}\text{C}$  w porównaniu ze stałą 38HMJ. Badania dylatometryczne wykazały również występowanie skurczu w obu typach stali, tzn. w temperaturze  $743^{\circ}\text{C}$  dla stali 30HN2MFA oraz w temperaturze  $800,3^{\circ}\text{C}$  dla stali 38HMJ. W przypadku stali DUPLEX 2205 nie zaobserwowano efektu skurczu materiału. Widoczne na rys. 3.6÷3.8 piki przy temperaturze około  $217^{\circ}\text{C}$  występują tylko podczas pierwszego grzania i są wynikiem błędu pomiaru bazy z szafiru.



Rys. 3.6. Wydłużenie względne  $\varepsilon$  oraz liniowy współczynnik rozszerzalności cieplnej  $\alpha^*$  stali lufowej 30HN2MFA.



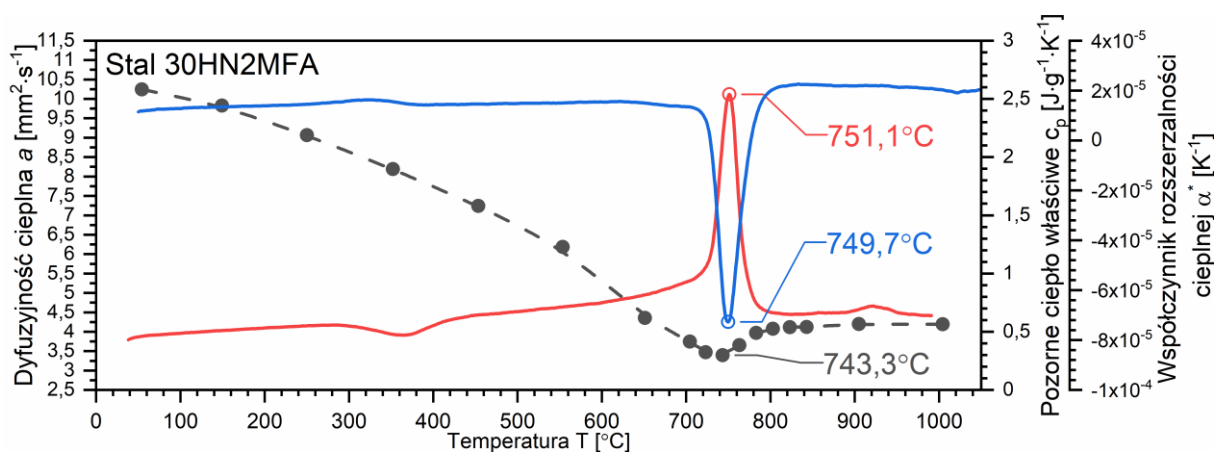
Rys. 3.7. Wydłużenie względne  $\varepsilon$  oraz liniowy współczynnik rozszerzalności cieplnej  $\alpha^*$  stali lufowej 38H MJ.



Rys. 3.8. Wydłużenie względne  $\varepsilon$  oraz liniowy współczynnik rozszerzalności cieplnej  $\alpha^*$  stali lufowej DUPLEX 2205.

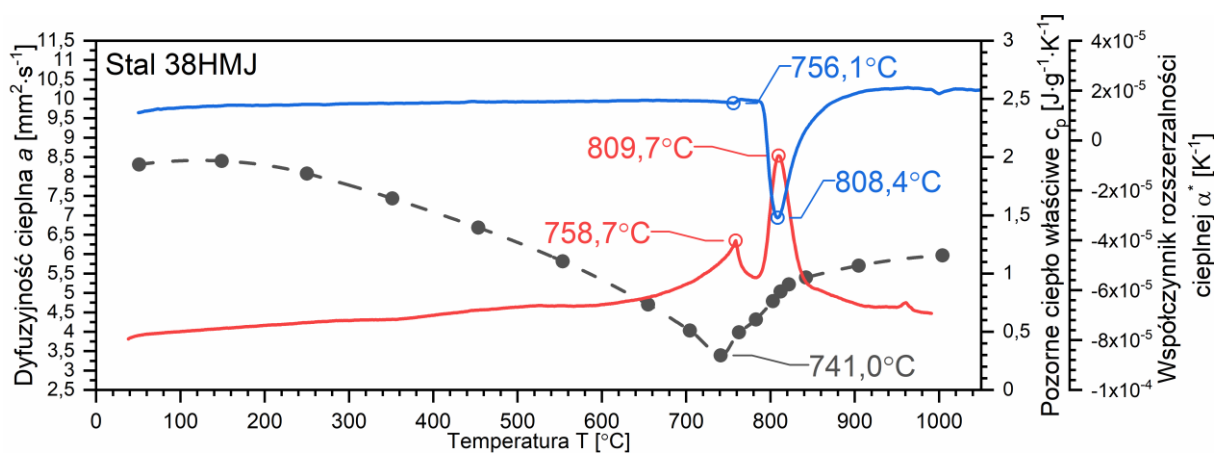
### Podsumowanie

Na rys. 3.9 i 3.10 zestawiono wszystkie zmierzone parametry termofizyczne stali 38H MJ oraz 30HN2MFA ze względu na podobieństwo charakteru zmian tych parametrów. Pominięto wyniki pomiarów dyfuzyjności cieplnej w dyfuzometrze niskotemperaturowym LFA 467. W przypadku stali lufowej 30HN2MFA pomiary dyfuzyjności cieplnej, rozszerzalności cieplnej oraz ciepła właściwego wykazały występowanie przemiany fazowej ferryt-austenit w temperaturze ok. 743÷751°C. Pomimo różnych szybkości nagrzewania, tj. 2 K/min dla testów dylatometrycznych i 10 K/min dla testów DSC, piki związane z przemianami fazowymi pojawiają się praktycznie w tej samej temperaturze (około 750°C). Badania dyfuzyjności cieplnej również wykazały pik w zbliżonej temperaturze, tj. 743,3°C, pomimo pomiarów przeprowadzonych w dyskretnych punktach temperatury.



Dyfuzyjność cieplna  $a$ :—●—      Pozorne ciepło właściwe  $c_p$ :—      Współczynnik rozszerzalności cieplnej  $\alpha^*$ :—

Rys. 3.9. Dyfuzyjność cieplna, pozorne ciepło właściwe oraz liniowy współczynnik rozszerzalności cieplnej stali lufowej 30HN2MFA.



Dyfuzyjność cieplna  $a$ :—●—      Pozorne ciepło właściwe  $c_p$ :—      Współczynnik rozszerzalności cieplnej  $\alpha^*$ :—

Rys. 3.10. Dyfuzyjność cieplna, pozorne ciepło właściwe oraz liniowy współczynnik rozszerzalności cieplnej stali lufowej 38HMJ.

W przypadku stali lufowej 38HMJ, badania pozornego ciepła właściwego ujawniły dwa piki, tzn. przy 758,7°C i 809°C. Biorąc pod uwagę testy dylatometryczne i DSC, pik pojawił się praktycznie przy 809°C. Badania dyfuzyjności cieplnej wykazały pik tylko przy 741°C, tj. blisko pierwszego pik w testach DSC. Należy zauważyć, że pierwszy pik pozornego ciepła właściwego stali 38HMJ przy 758,7°C koreluje z pikiem liniowego współczynnika rozszerzalności cieplnej przy 756,1°C. Wyjaśnienie charakteru przemiany w tej temperaturze wymagałoby dodatkowych testów z wykorzystaniem badań XRD (*X-ray diffraction* - dyfrakcja promieniowania rentgenowskiego). Wydaje się prawdopodobne, że to przejście fazowe jest związane z punktem Curie.

### **3.2. Badania własności termofizycznych oraz struktury metalograficznej stali DUPLEX 2205 o różnej proporcji ferrytu do austenitu**

Przeprowadzono obróbkę cieplną stali DUPLEX 2205 według procedury zaproponowanej przez dr inż. A. Dębskiego z Zakładu Technologii i Eksploatacji Uzbrojenia Instytutu Techniki Uzbrojenia WML WAT. Wybór zakresu temperatury i metody obróbki cieplnej stali DUPLEX 2205 był podyktowany perspektywą wprowadzenia tego materiału do produkcji luf broni automatycznej. Badanie zmian strukturalnych w tych warunkach ma na celu poznanie procesów zachodzących podczas eksploatacji luf, w szczególności wpływu szybkości chłodzenia na frakcje fazy austenitu i ferrytu oraz właściwości cieplne materiału. Obróbkę cieplną wykonano w trzech wariantach:

- a) w pierwszej obróbce cieplnej pręt ze stali DUPLEX był wyżarzany w piecu z atmosferze powietrza przez 1 godzinę w temperaturze 1200°C, a następnie szybko schładzany w wodzie (1200°C + woda);
- b) druga obróbka cieplna była taka sama jak pierwsza, ale później pręt był wyżarzany w piecu w atmosferze powietrza przez 4 godziny w temperaturze 800°C, a następnie powoli schładzany w piecu do temperatury pokojowej (1200 °C + woda + 800°C);
- c) w trzeciej obróbce cieplnej pręt ze stali DUPLEX 2205 był wyżarzany w piecu w atmosferze powietrza przez godzinę w temperaturze 900°C, a następnie powoli schładzany w piecu do temperatury pokojowej (900°C).

W rezultacie udziały wagowe ferrytu i austenitu w próbkach osiągnęły następujące proporcje: 75:25 (1200°C + woda), 65:35 (1200 °C + woda + 800°C) i 44:56 (900°C). Do badań zakwalifikowano również próbkę ze stali DUPLEX 2205 w stanie dostawy, dla której badania metalograficzne wykazały proporcje ferrytu do austenitu w przybliżeniu 50:50. Badania metalograficzne w zakresie ustalenia proporcji ferrytu do austenitu autor dysertacji wykonał samodzielnie. Niemniej jednak, by lepiej scharakteryzować badane próbki stali DUPLEX o różnej proporcji ferrytu do austenitu, w Zakładzie Technologii i Eksploatacji Uzbrojenia wykonano szersze badania metalograficzne. Badania wykonała dr inż. J. Sienkiewicz. W niniejszej dysertacji zamieszczono jedynie wnioski z tych badań. Następnie dla próbek ze stali DUPLEX 2205 o różnej proporcji ferrytu do austenitu przeprowadzono badania eksperymentalne dyfuzyjności cieplnej  $a$ , ciepła właściwego  $c_p$  oraz rozszerzalności cieplnej  $\alpha^*$  oraz  $\varepsilon$  w zakresie temperatury od RT do 1100°C. Podobnie jak w przypadku stali 38HMJ, 30HN2MFA, w pomiarach dyfuzyjności cieplnej wykorzystano materiał odniesienia Inconel 600.

### Dodatkowe informacje o stali DUPLEX

Stale nierdzewne typu DUPLEX są szeroko stosowane w przemyśle naftowym, gazowym i petrochemicznym w instalacjach pracujących na morzu. Wykorzystuje się je również do budowy chemikaliowców, zakładów odsalania, linii procesów chemicznych i petrochemicznych, rurociągów oraz separatorów ropy i gazu. Stale te mają przewagę nad konwencjonalnymi austenitycznymi stalami nierdzewnymi ze względu na ich wysoką odporność na pękanie korozyjne naprężeniowe wywołane przez chlorki. Są również odporne na korozję wżerową i szczelinową i są w przybliżeniu dwa razy mocniejsze, niż zwykłe stale austenityczne. Termin „stal DUPLEX” oznacza gatunek stali, którego struktura wyżarzona składa się w przybliżeniu z równych części austenitu i ferrytu. Stale DUPLEX zawierają od 22 do 27% chromu, od 3 do 7% niklu i do 4,5% molibdenu [9]. Tak dobre właściwości fizyczne i mechaniczne stali nierdzewnych typu DUPLEX występują tylko w zakresie temperatury od - 50°C do 300°C. Podsumowując, stale DUPLEX krzepną jako ferryt „ $\delta$ ”, a następnie przekształcają się częściowo w reakcji w stanie stałym w temperaturach między 1200÷1400°C w austenit na granicach ziaren. Powszechnie wiadomo, że na wytrzymałość stali DUPLEX nie wpływa znacząco stosunek faz ferryt/austenit, ale raczej obecność dość kruchych faz międzymetalicznych [9]. Ze względu na wysoką zawartość dodatków stopowych w stali DUPLEX procesy wytrącania są bardzo złożone [27-35]. Warto również zauważyć, że wytrącenia te występują tylko w fazie ferrytycznej, gdyż szybkości dyfuzji dodatków stopowych w ferrycie są około 100 razy większe, a ich rozpuszczalność 100 razy mniejsza niż w austenicie [28]. Kinetyka procesów wytrącania może być kontrolowana przez rozpuszczalność i dyfuzję dodatków stopowych w stali DUPLEX. Fazy zależne od rozpuszczalności dodatków stopowych, takie jak austenit, węgliki i azotki, nie mogą być rozpuszczane w technicznie wykonalnych procesach chłodzenia; fazy  $\chi$  i  $\sigma$ , których powstawanie zależy od dyfuzji, mogą zostać uwolnione przez szybkie chłodzenie. Ogólnie rzecz biorąc, wytrącanie wielu różnych faz wtórnych w stali DUPLEX występuje w zakresie temperatury 300÷1000°C. Zakres ten można podzielić na dwa oddzielne przedziały temperatury: (a) od 600°C do 1000°C, gdzie rozwijają się azotki, węgliki oraz fazy  $\chi$  i  $\sigma$ ; (b) poniżej 600°C, gdzie obserwuje się „kruchość 475°C” związaną z rozkładem ferrytu  $\delta$  na bogate w Cr fazy  $\alpha'$  i bogate w Fe  $\alpha$ -fazy [28].

Wpływ wytrącania międzymetalicznego na właściwości mechaniczne stali DUPLEX był intensywnie badany przez różnych autorów w ciągu ostatnich dwóch dekad [27-32]. Topolska i in. [32] badali wpływ mikrostruktury na udurowienie stali nierdzewnych typu DUPLEX i super DUPLEX. Doszli do wniosku, że ilość ferrytu jest wyższa po starzeniu w temperaturze 900°C,

niż w 800°C ze względu na bezpośrednią przemianę ferrytu w fazę  $\sigma$  w wyższych temperaturach. Przeprowadzone badania wykazały negatywny wpływ wydzielen, głównie fazy  $\sigma$ , na plastyczność 1,4462 DSS. Wytrzymałość stali DUPLEX znacznie się zmniejszyła, gdy w mikrostrukturze stali pojawiła się pewna ilość fazy  $\sigma$ .

O ile wpływ mikrostruktury na właściwości mechaniczne stali DUPLEX w stanie dostawy jest stosunkowo dobrze znany i opisany w literaturze, właściwości termofizyczne są nadal przedmiotem badań. Lecomte-Beckers i in. badali właściwości cieplne dyfuzyjności cieplnej, przewodności cieplnej, ciepła właściwego i rozszerzalności cieplnej niewalcowanych płyt ze stali DUPLEX Uranus 76N w kierunku wzdłużnym i poprzecznym [36]. Charakterystyki temperaturowe ciepła właściwego ujawniły odwrotne przemiany austenityczne zachodzące przy 516°C i 1000°C. Klančnik i in. porównali dane eksperymentalne DSC dla stali austenitycznej DUPLEX 2205 i AISI 304 LN z wynikami obliczeń termodynamicznych metodą CALPHAD (CALculation of PHase Diagrams) [15]. W odniesieniu do obliczonych wykresów pojemności cieplnej dla obu stali uzyskano stosunkowo dobrą zgodność obliczeń termodynamicznych z wynikami eksperymentalnymi. Riad Harwill i in. zbadali jedenaście różnych stali DUPLEX w celu zbadania wpływu mikrostruktury na wartości dyfuzyjności cieplnej i pojemności cieplnej [37]. Wyniki wykazały, że zawartość ferrytu w stali DUPLEX wzrastała wraz z temperaturą w stanie równowagi i nie było znaczącego wpływu zawartości ferrytu w stali DUPLEX na wartość dyfuzyjności cieplnej do 500°C.

### Materiały i metody

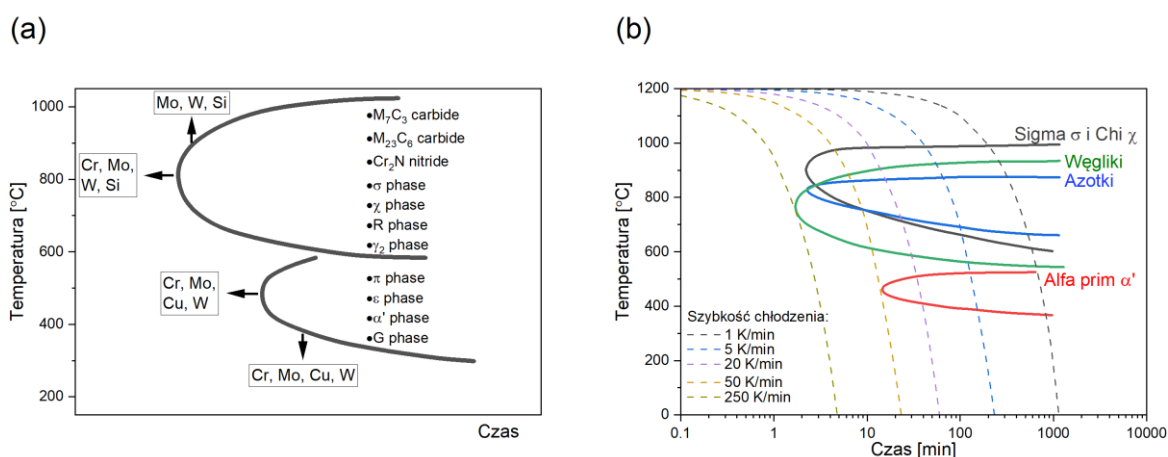
Materiał miał postać prętów o średnicy 20 mm i długości 200 mm. Skład nominalny (% wag.) stali DUPLEX 2205 (1.4462, X2CrNiMoN22-5-3) przedstawiono w tabeli 3.6. DUPLEX 2205 jest stalą dwufazową o strukturze austenityczno-ferrytycznej. Podczas obróbki cieplnej stal DUPLEX 2205 jest podatna na zmiany mikrostruktury i wytrącanie faz międzymetalicznych. Wydzielenia te są bardzo szkodliwe dla właściwości mechanicznych i odporności na korozję tej stali. Otrzymana w procesie produkcji struktura stali DUPLEX 2205 została uzyskana przez walcowanie i utworzyła drobną wydłużoną strukturę (płytkową) lamelarną austenitu i ferrytu. W literaturze zawartość ferrytu w stali DUPLEX 2205 szacuje się na 44÷47% [32].

Tabela 3.6. Skład chemiczny stopu DUPLEX 2205 (1.4462) [38].

| dodatek stopowy    | C     | Mn    | Cr    | Ni   | Mo   | N    | Cu   | Si   | Ti    | P     | S     | Fe     |
|--------------------|-------|-------|-------|------|------|------|------|------|-------|-------|-------|--------|
| zawartość [% wag.] | 0,023 | 1,605 | 22,31 | 4,75 | 3,14 | 0,17 | 0,14 | 0,36 | 0,017 | 0,025 | 0,001 | Reszta |



Stal DUPLEX 2205 należy do grupy stali DUPLEX, w której wiele różnych reakcji w stanie stałym może zachodzić w temperaturach wyższych niż 300°C. Reakcje te prowadzą do powstawania różnych wydzielen i procesów rozpuszczania, które mogą powodować zmiany właściwości termofizycznych materiału. Niewątpliwie część z tych wydzielen ma negatywny wpływ na właściwości mechaniczne otrzymanej stali, tj. wytrzymałość i twardość czy odporność na korozję [32]. Gdy stal DUPLEX osiąga temperatury powyżej 300°C, jednym z pierwszych efektów jest tak zwana „kruchosc 475°C”. W zakresie temperatur 500°C÷900°C w stali DUPLEX zmianie ulega mikrostruktura i następuje wytrącanie faz międzymetalicznych. Przy planowaniu obróbki cieplnej stali DUPLEX należy uwzględnić krótki czas wytrącania tych osadów [32]. Schematyczny wykres czas-temperatura-wydzielenie (TTP) pokazano na rys. 3.11. Wykres ten przedstawia przybliżone zakresy temperatury wytrącania faz wtórnych, z których najważniejsze to węgliki, azotki, fazy  $\sigma$ ,  $\chi$ , R i  $\gamma_2$  oraz wpływ różnej zawartości dodatków stopowych na kinetykę wytrącania (rys. 3.11). Wyższe zawartości stopowe Cr, Mo, W i Si powodują rozszerzenie zakresu powstawania wydzielen [32].



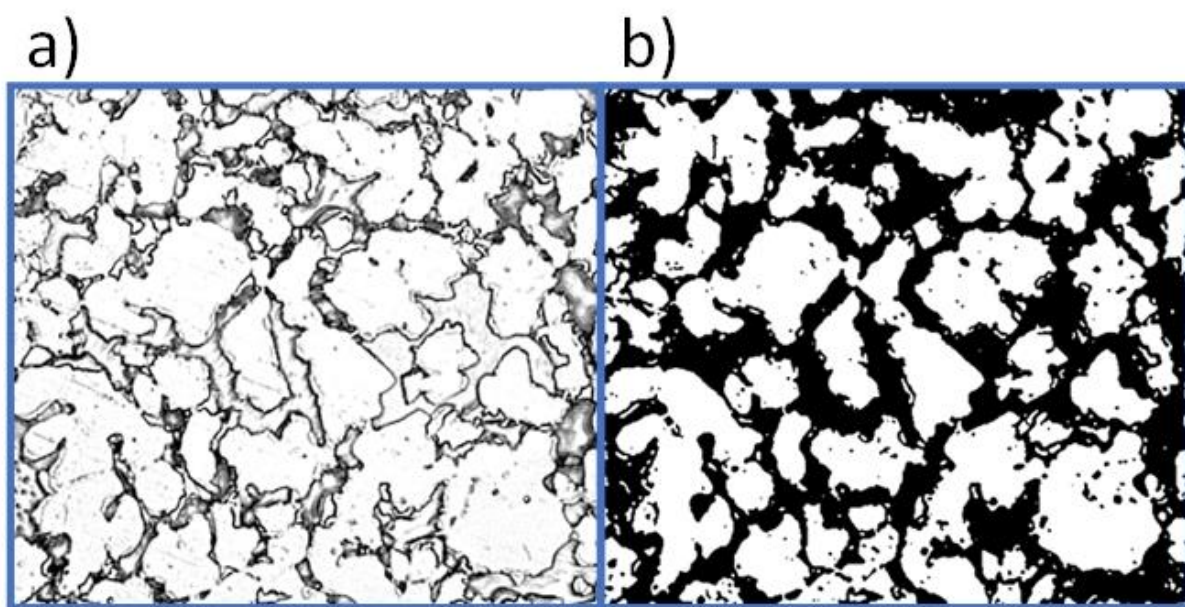
Rys. 3.11. (a) Schematyczny diagram CTP dla faz wtórnych w stali DUPLEX; (b) Izotermiczny diagram wydzielen dla stali DUPLEX, wyżarzanych w temperaturze 1050°C [39].

Wszystkie główne fazy wtórne powstają w temperaturach powyżej 500°C. W temperaturach powyżej 500°C ferryt bogaty w chrom, czyli faza  $\alpha'$ , rozpuszcza się w fazie  $\gamma$ . Początek rozkładu fazy  $\alpha'$  w temperaturze 500°C ogranicza górną temperaturę eksploatacji. Poniżej 500°C tworzenie się wydzielen jest stosunkowo powolne i ma niewielkie znaczenie dla kruchosci [39]. Izotermiczny wykres wydzielen dla stali DUPLEX pokazano na rys. 3.11 b. Wytrącanie węglików i azotków rozpoczyna się w stosunkowo krótkim czasie 1÷2 min w temperaturze 800°C. Wynika to z wysokiej rozpuszczalności węgla i azotu w fazie austenitu o niskiej zawartości niklu oraz opóźniającego działania azotu na wytrącanie węglików. Wytrącanie sigma i chi występuje w wyższych temperaturach [32, 39]. Z wykresów CTP

wynika, że największy wpływ na kinetykę rozdziału faz, zwłaszcza fazy sigma, mają procesy powolnego chłodzenia.

#### Przygotowanie próbek do badań

Mikrostrukturę próbek ze stali DUPLEX 2205 o różnej proporcji faz ferrytu do austenitu zbadano po wytrawieniu chemicznym przy użyciu odczynników Murakami’ego, Picral i Oxalic. Do określenia ilości różnych faz stopu został wykorzystany program ImageJ [40]. W rezultacie uzyskano proporcje ferrytu do austenitu odpowiednio: 75:25, 65:35 i 44:56. Dla próbki surowej nie było możliwe określenie udziału ferrytu do austenitu, ponieważ w procesie walcowania uzyskano ziarna podłużne o małej szerokości, trudne do identyfikacji. Przykładową metodę analizy proporcji ferrytu do austenitu pokazano na rys. 3.12. Powierzchnię próbki stali DUPLEX 2205 pod mikroskopem pokazano na rys. 3.12a). Następnie w procesie binaryzacji obrazu programem ImageJ wyodrębniono fazę ferrytyczną - rys. 3.12b) (kolor czarny) oraz fazę austenityczną - rys. 3.12 b) (kolor biały). Program zliczał procentowy udział pól z kilku miejsc w próbce.



Rys. 3.12. Przykład obróbki zdjęcia struktury stali DUPLEX: (a) – z mikroskopu Keyence VHX-6000, b) – binaryzacja zdjęcia struktury programem ImageJ.

Próbki do badania dyfuzyjności cieplnej w postaci walca o średnicy  $d=12,70$  mm i grubości  $l=1,99$  mm wycięto za pomocą tarczy tnącej chłodzonej wodą. W celu zapewnienia wysokiej absorpcji impulsu generowanego przez ksenonową lampę błyskową lub laser neodymowy, powierzchnie próbek pokryto cienką warstwą ( $2\div 3$   $\mu\text{m}$ ) grafitu (GRAPHIT 33 Kontakt Chemie, Iffezheim, Niemcy). Gęstość próbek stali DUPLEX 2205 zmierzono w temperaturze pokojowej na wadze analitycznej SARTORIUS MSA125P-1CE-DA (dokładność - 0,01 mg) wyniosła  $7,77\text{ g}\cdot\text{cm}^{-3}$ . Próbki do badań ciepła właściwego (DSC) w kształcie kształt walca o średnicy

$d=5,0$  mm zostały umieszczone w tyglu z  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , który z kolei znajdował się wewnątrz tygla platynowego z pokrywą platynową (objętość tygla Pt:  $85\text{ }\mu\text{l}$ ). Masy próbek stali DUPLEX 2205 wynosiły:  $136,80\text{ mg}$  - dla proporcji ferrytu do austenitu wynoszącej  $75:25$  ( $\alpha:\gamma$ ),  $77,41\text{ mg}$  - dla proporcji  $65:35$  ( $\alpha:\gamma$ ) i  $127,86\text{ mg}$  - dla proporcji  $44:56$  ( $\alpha:\gamma$ ). Próbkę do badań rozszerzalności cieplnej (DIL) miały kształt walca o długości  $26\text{ mm}$  i średnicy  $5\text{ mm}$ .

Przygotowanie próbek do badań metalograficznych polegało na wycięciu próbek z wykorzystaniem tarczy tnącej chłodzonej wodą i osadzeniu próbek w termoutwardzalnej żywicy bakelitowej, a następnie: szlifowaniu papierem 320 SiC, polerowaniu pastami diamentowymi  $6, 3, 1\text{ }\mu\text{m}$  i końcowym polerowaniu przy użyciu krzemionki  $0,25\text{ }\mu\text{m}$ . Mikrostruktury analizowano za pomocą optycznego mikroskopu cyfrowego Keyence VHX-6000, skaningowego mikroskopu elektronowego Phenom Pro-X (Thermo Fisher Scientific, Waltham, MA, USA) o napięciu przyspieszenia  $15\text{ kV}$ , wyposażonego w spektroskop dyspersji energii (EDS) do analizy składu chemicznego. Próbkę stali DUPLEX 2205 wytrawiano kwasem szczawiowym ( $\text{C}_2\text{H}_2\text{O}_4$ ), odczynnikiem trawiącym Picral (kwas pikrynowy i etanol) oraz odczynnikiem Murakamiego ( $100\text{ ml}$  wody +  $10\text{ g NaOH}$  +  $10\text{ g K}_3\text{Fe}(\text{CN})_6$ ). Odczynnik Murakamiego posłużył do barwienia ferrytu na kolor brązowy, węglików i związków międzymetalicznych (np. sigma) na kolor czerni, a austenitu na kolor biały. Rozróżnienie pomiędzy różnymi fazami oparto na różnicach odcieni szarości spowodowanych selektywnym trawieniem. Nie można było dokonać rozróżnienia między nietrawionymi fazami, takimi jak  $\sigma$  i  $\chi$ . Rozróżnienia między tymi fazami dokonano za pomocą mikroskopu elektronowego (SEM) na podstawie ich kontrastu w obrazie elektronów wstecznie rozproszonych (BSE) (faza  $\chi$  ma wyższy współczynnik rozpraszania wstecznego niż  $\sigma$  ze względu na wyższą zawartość Molibdenu) oraz ich składu zgodnie z analizą EDS. Pomiary własności mechanicznych materiału stali DUPLEX 2205, tzn. mikrotwardości przeprowadzono metodą Vickersa przy obciążeniu  $1000\text{ g}$  i czasie obciążenia  $10\text{ s}$  dla każdego pojedynczego wgłębienia przy użyciu mikrotestera twardości Qness Q10 A+ (ATM Qness GmbH, część Verder Scientific, Maastricht, Holandia). Średnia wartość mikrotwardości została obliczona z co najmniej dziesięciu pomiarów dla każdej próbki. Wyniki pomiarów mikrotwardości oraz badań struktur metalograficznych opublikowano w pracy [17].

#### Pomiary własności termofizycznych stali DUPLEX 2205 o różnej proporcji ferrytu do austenitu

Niskotemperaturowe pomiary dyfuzyjności cieplnej stali DUPLEX 2205 o różnej proporcji ferrytu do austenitu wykonano za pomocą dyfuzometru niskotemperaturowego NETZSCH LFA 467 w zakresie temperatury od  $-50^\circ\text{C}$  do  $500^\circ\text{C}$ . Jako materiał odniesienia zastosowano Inconel 600 o gęstości  $8,34\text{ g/cm}^3$  w temperaturze pokojowej. Technika pomiaru dyfuzyjności

cieplnej opisano w podrozdziale 3.1. Ciepło właściwego obliczono z zależności (3.1). Przewodność cieplną wyliczono z zależności (3.2). Wysokotemperaturowe pomiary dyfuzyjności cieplnej stali DUPLEX 2205 o różnej proporcji ferrytu do austenitu wykonano za pomocą dyfuzometru LFA 427 w zakresie temperatury od RT do 1100°C. Metoda wyznaczania dyfuzyjności cieplnej w dyfuzometrze LFA 427 była taka sama, jak w przypadku dyfuzometru LFA 467.

Pomiary rozszerzalności cieplnej wykonano przy użyciu dylatometru prętowego DIL402C (zakres wysokotemperaturowy) i DIL 402 SU (zakres niskotemperaturowy). Metodę pomiaru opisano w podrozdziale 3.1. Dla każdej próbki (materiału referencyjnego oraz badanej stali) przeprowadzono jeden cykl pomiarowy, tzn. nagrzewanie i chłodzenie. Liniowy współczynnik rozszerzalności cieplnej  $\alpha^*$  obliczano na podstawie wyrażenia (3.3).

Pomiary ciepła właściwego (DSC) przeprowadzono za pomocą stanowiska pomiarowego NETZSCH DSC 404 F1 Pegasus pracującego w atmosferze argonu o objętościowym natężeniu przepływu 20 ml/min. Metodę pomiaru opisano w podrozdziale 3.1. Szybkość ogrzewania/chłodzenia (HR/CR) wynosiła 10°C·min<sup>-1</sup>.

Pomiary własności termofizycznych przeprowadzono przy jednym cyklu grzania w celu identyfikacji kinetyki procesów wytrącania wydzielen, sekwencji powstawania i rozpuszczania wydzielen.

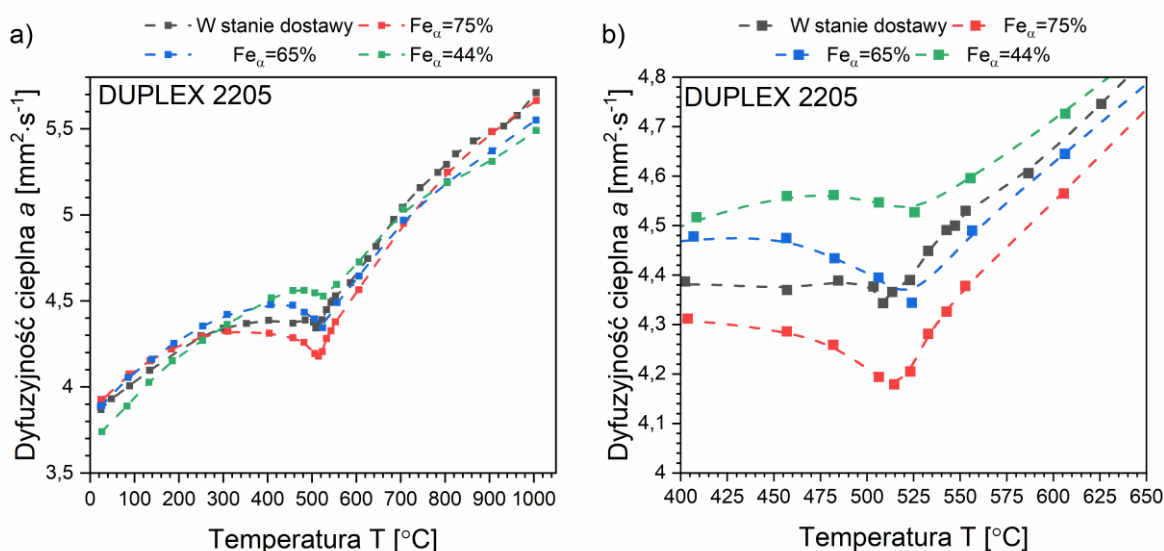
#### Analiza mikrostruktury

Analizy metalograficzne mikrostruktur stali DUPLEX 2205 o różnej proporcji ferryt/austenit wykonano w Zakładzie Technologii i Eksploatacji Uzbrojenia WAT. Posłużyły one do identyfikacji faz wtórnych stali DUPLEX zgodnie z rys. 3.11 oraz do interpretacji charakterystyk termicznych własności termofizycznych przedstawionych w niniejszej dysertacji. Badania metalograficzne wykonała dr. inż. J. Sienkiewicz. Autor niniejszej dysertacji określił jedynie proporcje ferrytu do austenitu, korzystając z programu ImageJ. Niemniej jednak identyfikacja faz wtórnych w stali DUPLEX miała istotne znaczenie przy identyfikacji zjawisk związanych z przemianami fazowymi w tej stali. Metodologię oraz wyniki badań metalograficznych stali DUPLEX 2205 o różnej proporcji ferryt/austenit szczegółowo opisano w pracy [17].

#### Wyniki pomiarów własności termofizycznych stali DUPLEX 2205 o różnej proporcji ferrytu do austenitu

Pomiary dyfuzyjności cieplnej podzielono na dwa etapy. Najpierw pomiary wykonano w zakresie temperatury RT÷1000°C za pomocą urządzenia LFA 427. Charakterystykę temperaturową dyfuzyjności cieplnej zbadano podczas nagrzewania badanych próbek.

Charakterystyki temperaturowe dyfuzyjności cieplnej dla próbek stali DUPLEX 2205 o proporcjach ferrytu do austenitu 75:25, 65:35, 44:56 oraz dla próbki w stanie dostawy przedstawiono na rys. 3.13. W temperaturze około 500°C ferryt bogaty w chrom, tj. faza  $\alpha'$ , uległ rozpuszczeniu, co spowodowało lokalne minimum dyfuzyjności cieplnej dla wszystkich próbek. Efekt był znikomy, największy dla próbki o stosunku ferryt/austenit 75:25. Dodatkowo wraz ze spadkiem zawartości ferrytu lokalne minimum przesunęło się w kierunku wyższej temperatury - tabela 3.7. W austenitycznych stalach nierdzewnych, np. A310, charakterystyka dyfuzyjności cieplnej jest podobna, tzn. dyfuzyjność cieplna wzrasta w tym zakresie temperatury od ok. 4 mm<sup>2</sup>/s do ok. 6 mm<sup>2</sup>/s, ale efekt ten nie występuje [41].

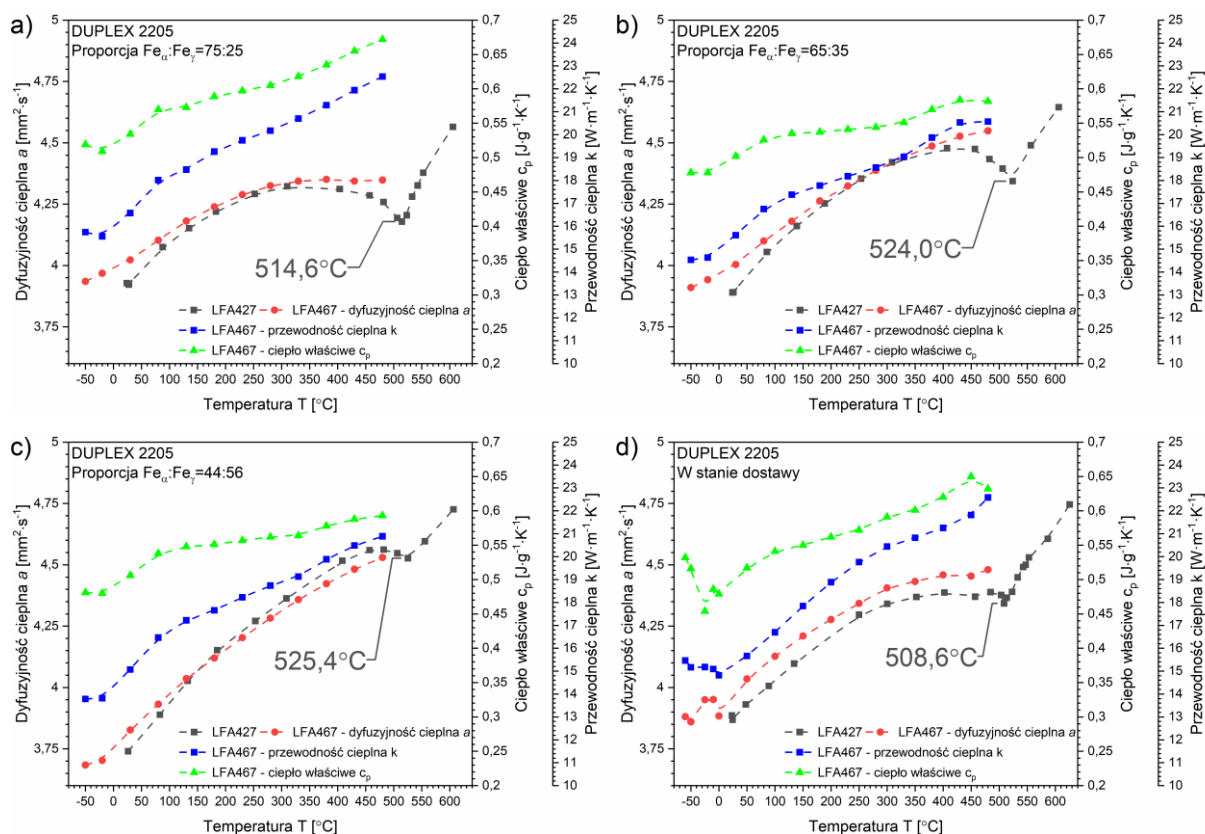


Rys. 3.13. Dyfuzyjność cieplna w funkcji temperatury dla stali DUPLEX 2205 o stosunkach ferryt/austenit 75:25, 65:35, 44:56 i dla próbki surowej (pierwsze grzanie): (a) w zakresie temperatury RT÷1000°C; (b) w zakresie temperatury 400÷650°C.

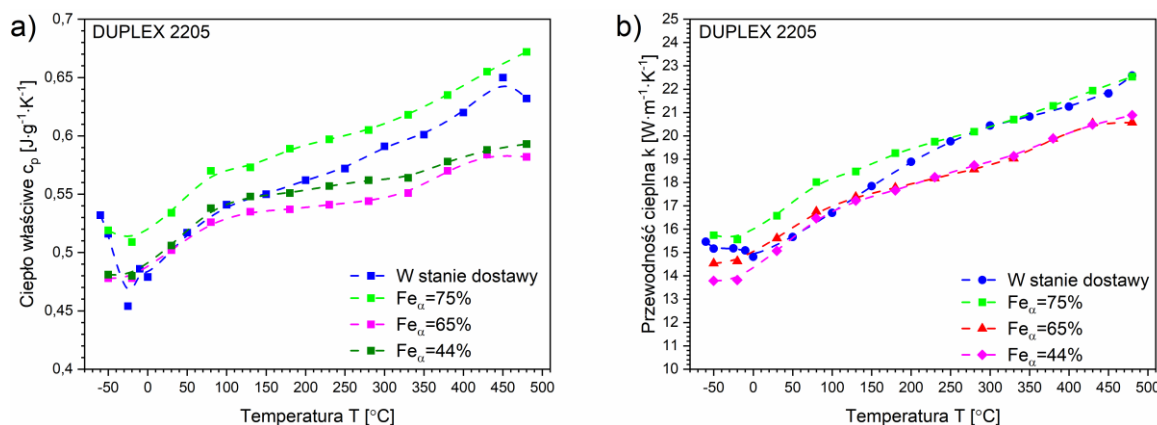
Tabela 3.7. Lokalne minima dyfuzyjności cieplnej w funkcji temperatury dla stali DUPLEX 2205 o stosunkach ferryt/austenit 75:25, 65:35 i 44:56.

| ferryt/austenit | w stanie dostawy | 75:25 | 65:35 | 44:56 |
|-----------------|------------------|-------|-------|-------|
| minimum [°C]    | 508.6            | 514.6 | 524.0 | 525.4 |

W drugim etapie mierzono dyfuzyjność cieplną w zakresie temperatury -50°C÷480°C za pomocą urządzenia LFA 467. Tak jak poprzednio przeprowadzono badania dyfuzyjności cieplnej jedynie podczas nagrzewania próbek pomiarowych. Charakterystykę temperaturową dyfuzyjności cieplnej dla próbek ze stali DUPLEX 2205 o stosunkach ferryt/austenit 75:25, 65:35, 44:56 oraz dla próbki w stanie dostawy, uzyskaną przy użyciu LFA 467 i LFA 427 przedstawiono na rys. 3.14, natomiast charakterystyki przewodności cieplnej oraz ciepła właściwego – na rys. 3.15.



Rys. 3.14. Dyfuzyjność cieplna, przewodność cieplna i ciepło właściwe w funkcji temperatury dla stali DUPLEX 2205 o stosunkach ferryt/austenit 75:25, 65:35, 44:56 oraz próbki surowej, otrzymanej z pierwszych cykli nagrzewania na LFA 467: (a) 75:25; (b) 65:35; (c) 44:56 i (d) w stanie dostawy.



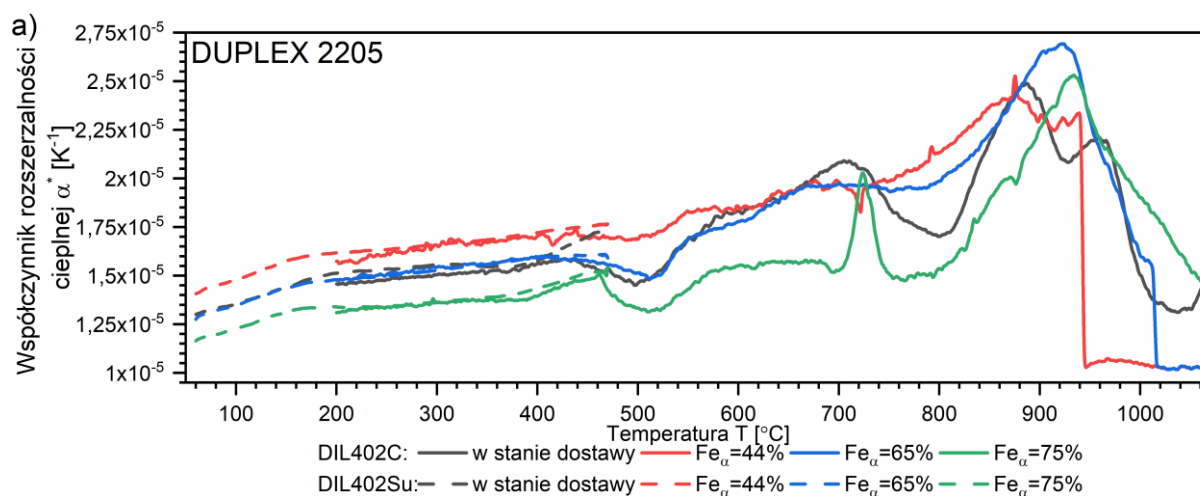
Rys. 3.15. Porównanie ciepła właściwego i przewodności cieplnej dla stali DUPLEX 2205 o stosunkach ferryt/austenit 75:25, 65:35, 44:56 oraz próbki surowej otrzymanej za pomocą LFA 467 metodą porównawczą: (a) ciepło właściwe; b) przewodność cieplna.

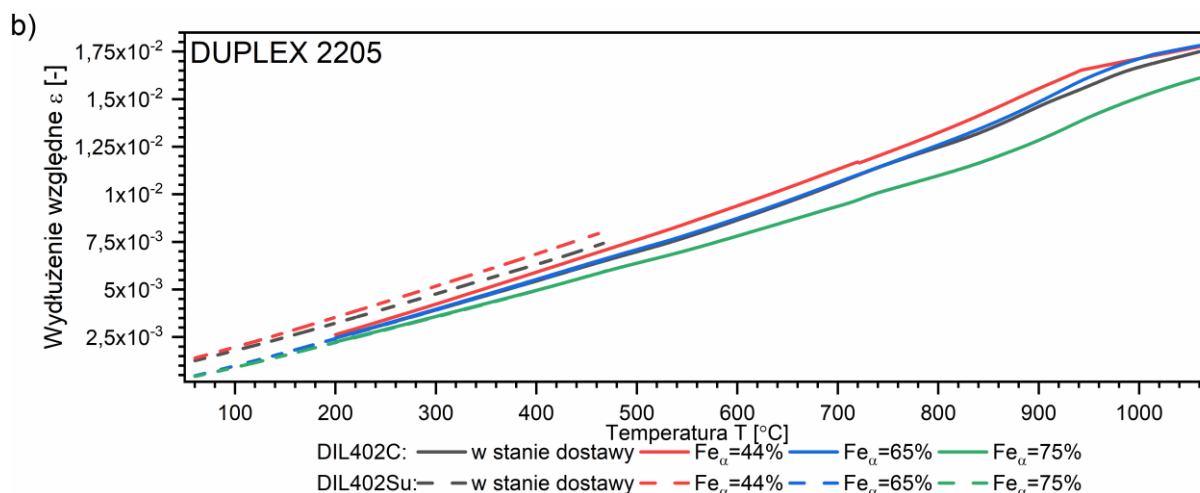
Istnieje dobra zgodność między charakterystykami dyfuzyjności cieplnej uzyskanymi za pomocą LFA 427 i LFA 467. Rys. 3.15b) podsumowuje wszystkie zależności przewodności cieplnej w funkcji temperatury dla próbek ze stali DUPLEX 2205 o stosunkach ferryt/austenit 75:25, 65:35, 44: 56 oraz dla próbki w stanie dostawy otrzymanej za pomocą LFA 467, a na rys. 3.15 a) przedstawiono zależności ciepła właściwego w funkcji temperatury dla tych próbek. W zakresie temperatury  $-50^{\circ}\text{C} \div 480^{\circ}\text{C}$  przewodność cieplna próbek ze stali DUPLEX



2205 wzrasta liniowo wraz z temperaturą, osiągając najwyższy poziom dla proporcji ferryt/austenit równej 75:25 i dla próbki w stanie dostawy, a najniższy dla proporcji ferryt/austenit równej 65:35 i 44:56. Maksymalne względne rozbieżności między nimi nie przekraczały 20% (rys. 3.15 b). W przypadku ciepła właściwego sytuacja jest podobna, tzn. względne rozbieżności również wynoszą około 20% (rys. 3.15 a). Ciepło właściwe i przewodność cieplna w funkcji temperatury dla stali DUPLEX 2205 o stosunkach ferryt/austenit 75:25, 65:35, 44:56 oraz dla próbki w stanie dostawy wyznaczono metodą porównawczą. Różnice w przewodności cieplnej i ciepłe właściwym na rys. 3.15 wynikały ze stosunkowo niskiej czułości metody porównawczej dyfuzometru LFA. Przewodność cieplną  $k$  obliczono jako iloczyn gęstości, dyfuzyjności cieplnej i ciepła właściwego w celu uzyskania danych niezbędnych do rozwiązywania problemów wymiany ciepła.

Pomiary rozszerzalności cieplnej podzielono na dwa etapy. Najpierw pomiary wykonano w zakresie temperatury  $200\div 1000^{\circ}\text{C}$  za pomocą urządzenia DIL 402C. Charakterystykę temperaturową rozszerzalności cieplnej zbadano podczas nagrzewania badanych próbek. Charakterystyki temperaturowe rozszerzalności cieplnej dla próbek ze stali DUPLEX 2205 o stosunkach ferryt/austenit 75:25, 65:35, 44:56 oraz dla próbki w stanie dostawy przedstawiono na rys. 3.16. W zakresie temperatury od  $200^{\circ}\text{C}$  do około  $450^{\circ}\text{C}$  zaobserwowano niewielki liniowy wzrost wartości liniowego współczynnika rozszerzalności cieplnej ( $\alpha^*$ ), ale wraz ze wzrostem zawartości austenitu wartości  $\alpha^*$  stawały się coraz wyższe (rys. 3.16). Najwyższa wartość była dla stosunku ferryt/austenit 44:56. W austenitycznych stalach nierdzewnych, np. w stali A304, w tym zakresie temperatury wartości  $\alpha^*$  wynoszą około  $2,00 \cdot 10^{-5} \text{ K}^{-1}$  [41].

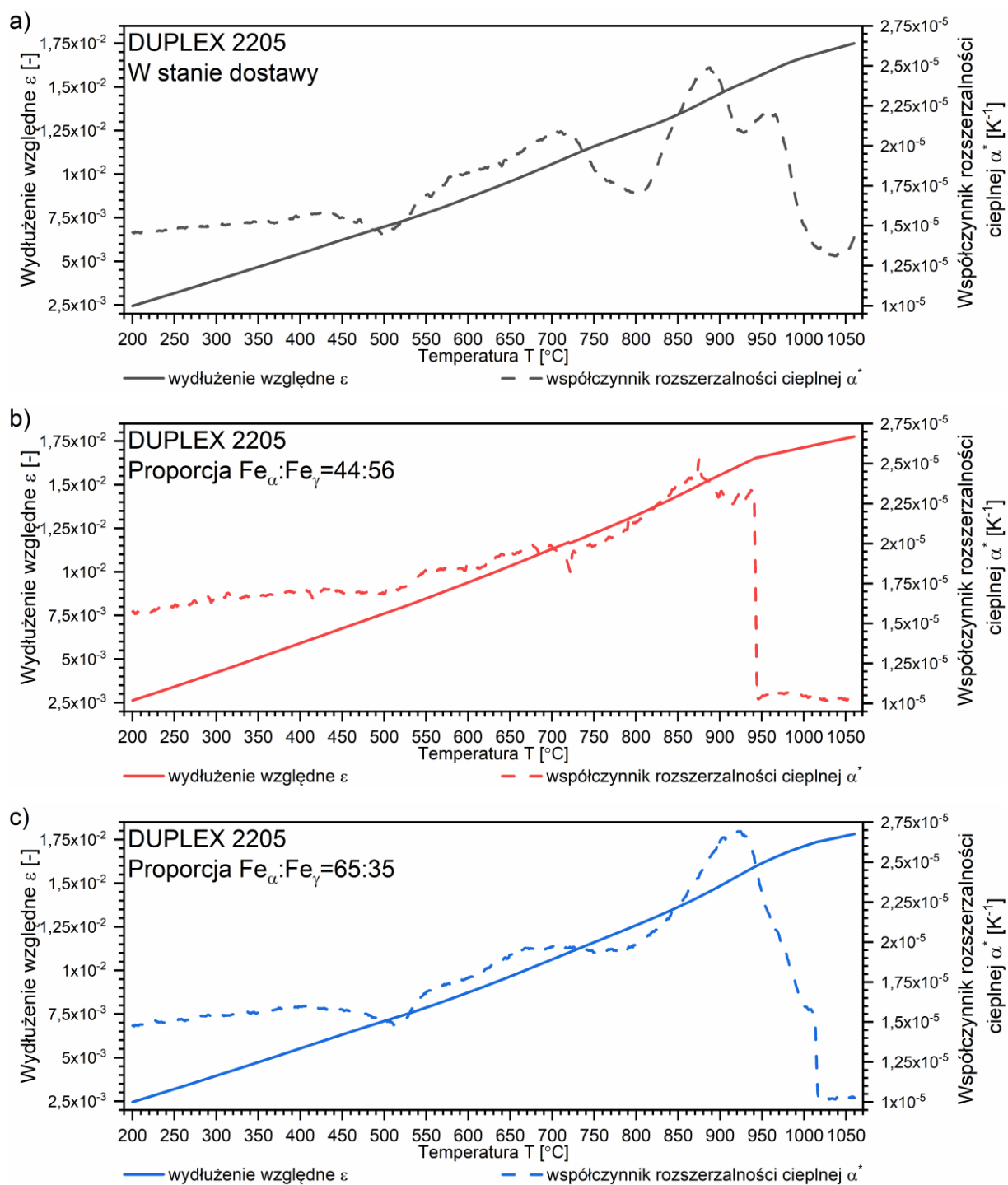


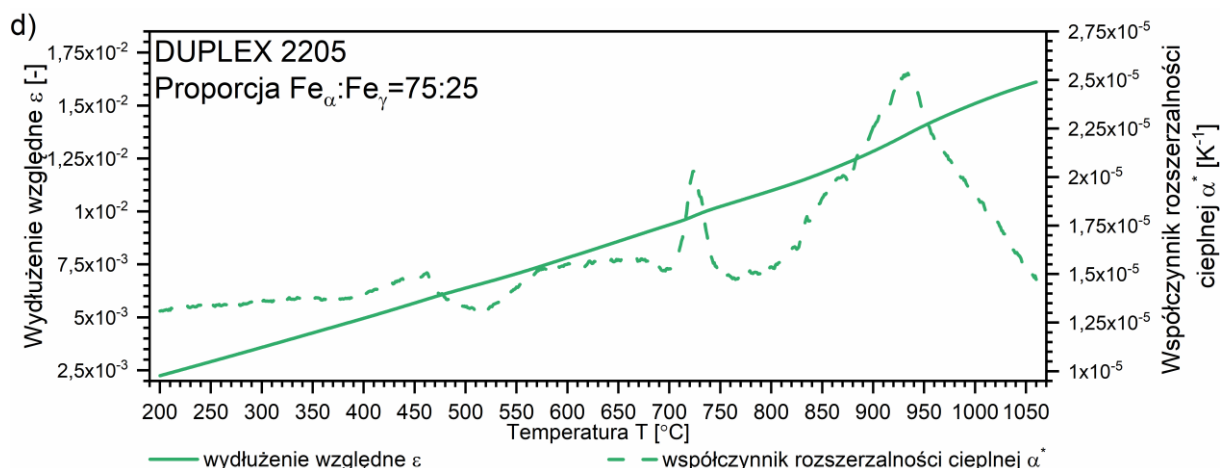


Rys. 3.16. Liniowy współczynnik rozszerzalności cieplnej ( $\alpha^*$ ) oraz wydłużenie względne ( $\varepsilon$ ) w funkcji temperatury dla stali DUPLEX 2205 o stosunkach ferryt/austenit 75:25, 65:35, 44:56 i próbki w stanie dostawy, otrzymanej z pierwszych cykli grzania na DIL 402 C: (a)  $\alpha^*$ ; (b)  $\varepsilon$ .

W temperaturze około 500°C ferryt bogaty w chrom, czyli faza  $\alpha'$ , uległ rozpuszczeniu, co spowodowało lokalne minimum rozszerzalności cieplnej dla wszystkich próbek. Odpowiada to tzw. „kruchości 475°C”, która pojawia się po wyżarzaniu w zakresie temperatury 400°C÷550°C. Przypuszcza się, że ta kruchość występuje w wyniku wzmocnienia dyspersji z koherentnymi wydzieleniami bogatej fazy chromowej  $\alpha'$ . Taki proces jest możliwy, ponieważ układ Fe–Cr charakteryzuje się zakresem nierozpuszczalności poniżej 600°C, w którym jednorodny roztwór stały może ulegać transformacji spinodalnej. Wydzielenia fazy  $\alpha'$  tworzą bardzo drobne kuliste strefy, które w wyższych temperaturach przybierają kształt dysków równoległych do płaszczyzn ferrytu. Zjawisko utwardzania dyspersyjnego w temperaturze 475°C wzrasta wraz z zawartością chromu w stali [15, 32, 35-37, 42-44]. Przy około 720°C występuje pik, który odpowiada obliczonej temperaturze Curie (706°C) [15, 37]. Pik jest największy przy zawartości ferrytu 75%. W temperaturze około 900°C faza  $\sigma$  rozpuszcza się wraz z węglkami i azotkami [15]. Efekt ten występuje przy dowolnej zawartości ferrytu, ale jest najsilniejszy przy zawartości ferrytu 75%, a najsłabszy przy zawartości ferrytu 44%. Powyżej 900°C następuje gwałtowne zmniejszenie rozszerzalności cieplnej spowodowane zanikiem austenitu w wyniku reakcji przemiany fazy austenitycznej  $\gamma_2$  w ferryt  $\alpha$ . Jest to szczególnie widoczne w próbce o najwyższej zawartości austenitu, tj. 56% (rys. 3.16 b).







Rys. 3.17. Liniowy współczynnik rozszerzalności cieplnej oraz wydłużenie względne ( $\varepsilon$ ) w funkcji temperatury dla stali DUPLEX 2205 o stosunkach ferryt/austenit: (a) surowa próbka, (b) 44:56, (c) 65:35 i (d) 75:25, uzyskany z pierwszych cykli ogrzewania na DIL 402 C.

Można zauważyć, że wraz ze wzrostem zawartości ferrytu zbliżamy się do granicy gwałtownego spadku wydłużenia względnego i  $\alpha^*$  przy zawartości ferrytu równej:

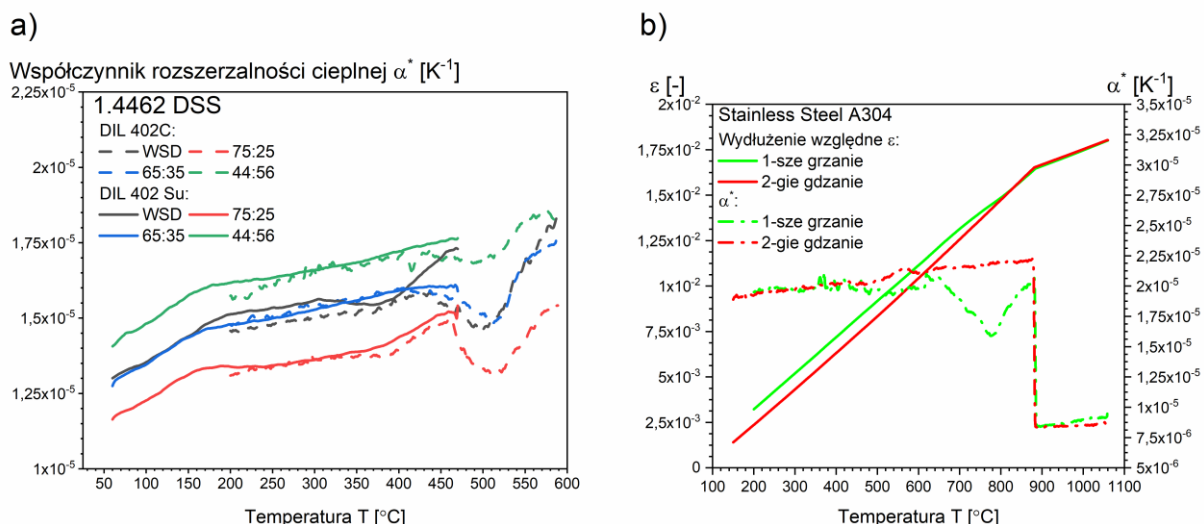
44% – w temperaturze około 940°C (rys. 3.17 b);

65% – w temperaturze około 1020°C (rys. 3.17 c);

75% – w temperaturze około 1100°C (rys. 3.17 d);

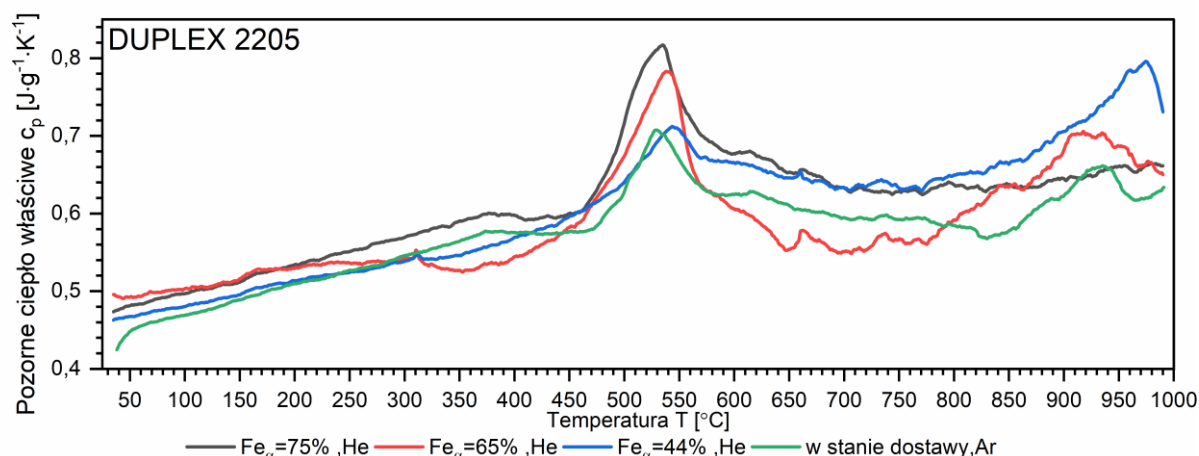
w stanie dostawy – w temperaturze około 1000°C (rys. 3.17 a).

W drugim etapie wykonano pomiary liniowego współczynnika rozszerzalności cieplnej i wydłużenia względnego w zakresie temperatury 50÷500°C za pomocą urządzenia DIL 402 SU. Tak jak poprzednio, badania przeprowadzono podczas grzania próbek pomiarowych. Wyniki pomiarów porównano z wynikami uzyskanymi za pomocą DIL 402 C (rys. 3.18 a). Nie zaobserwowano efektów wytrąceń w zakresie temperatury 50÷500°C. Dodatkowo, rys. 3.18 b) ilustruje  $\alpha^*$  oraz  $\varepsilon$  jako funkcję temperatury dla austenitycznej stali nierdzewnej A304. Można zauważyć gwałtowny spadek  $\alpha^*$  oraz  $\varepsilon$ , który rozpoczął się już przy około 880°C [41]. Wartości  $\alpha^*$  osiągnęły maksimum, tj. około  $2,25 \times 10^{-5} \text{ K}^{-1}$ .

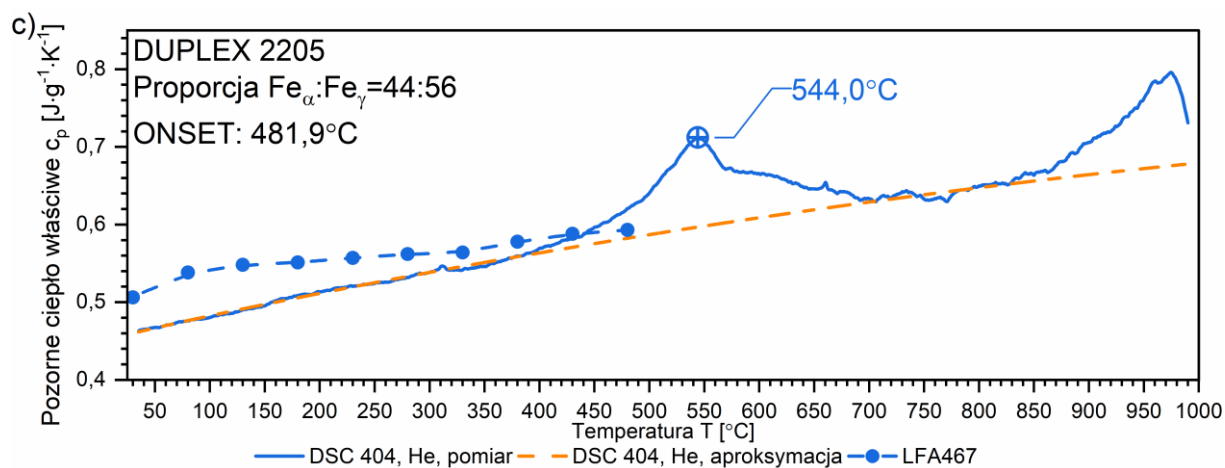
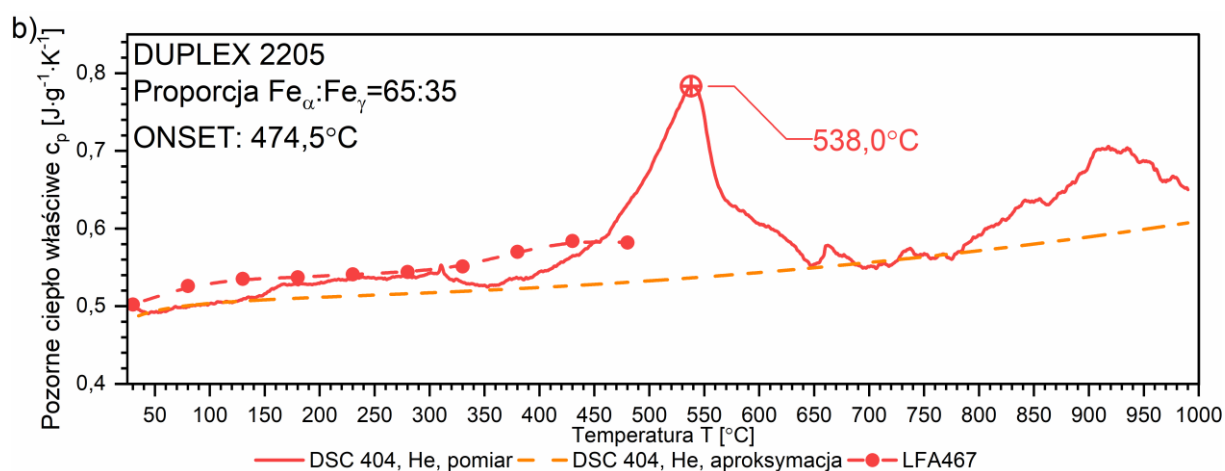
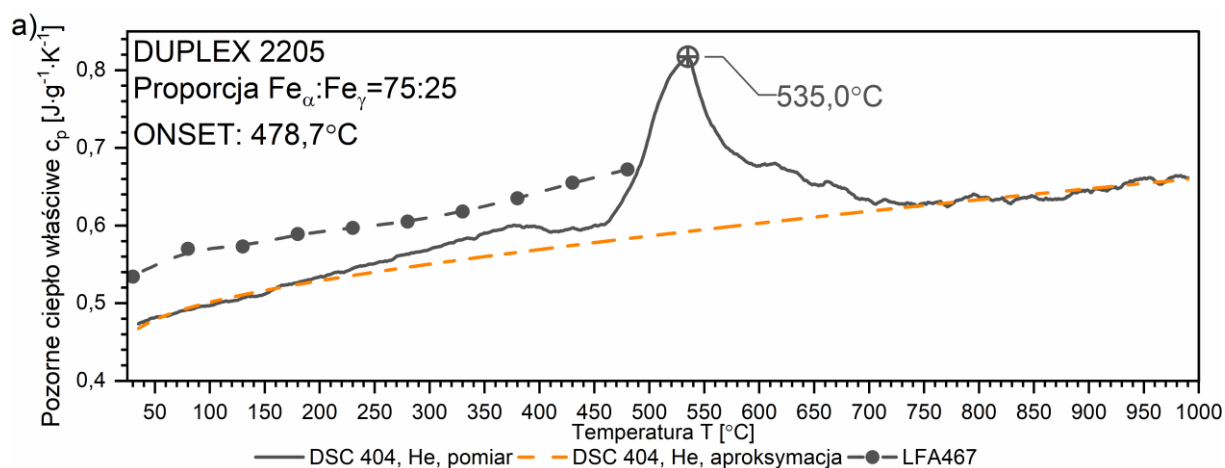


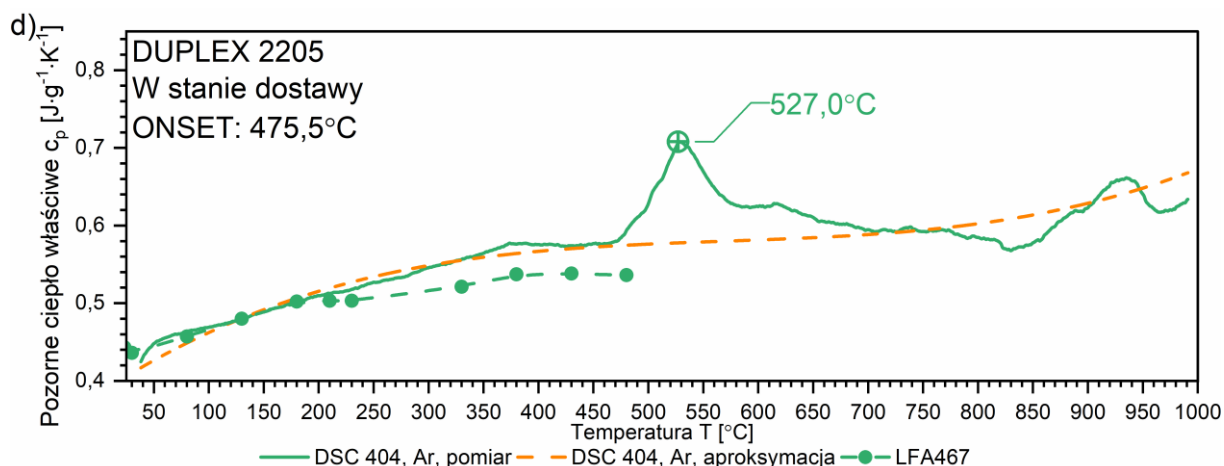
Rys. 3.18. (a) Porównanie pomiarów  $\alpha^*$  w funkcji temperatury dla stali DUPLEX 2205 o stosunkach ferryt/austenit 75:25, 65:35, 44:56 i próbki w stanie dostawy, otrzymanej przy użyciu DIL 402 SU i DIL 402 C. (b)  $\alpha^*$  oraz  $\epsilon$  w funkcji temperatury dla stali A304, otrzymane przy użyciu DIL 402 C [45].

Wyniki badań ciepła właściwego dla próbek ze stali DUPLEX 2205 o proporcjach ferryt/austenit 75:25, 65:35, 44:56 oraz dla próbki w stanie dostawy przedstawiono na rys. 3.19. W temperaturze około 500°C bogaty w chrom ferryt, tj. faza  $\alpha'$ , rozpuściła się i pojawił się pierwszy pik dla wszystkich próbek ze stali DUPLEX 2205. Drugi pik pojawił się przy ok. 900÷950°C, co było związane z reakcją przemiany fazy austenitycznej w ferrytową, ale tylko dla próbek ze stali DUPLEX 2205 o proporcjach ferryt/austenit 65:35 i 44:56 oraz dla próbki w stanie dostawy. Dla próbki 75:25 pik ten przesunął się w kierunku wyższej temperatury, tzn. poza mierzony zakres (rys. 3.20 a).



Rys. 3.19. Charakterystyki temperaturowe pozornego ciepła właściwego dla stali DUPLEX 2205 o stosunkach ferryt/austenit 75:25, 65:35, 44:56 i próbki w stanie dostawy.





Rys. 3.20. Charakterystyki temperaturowe pozornego ciepła właściwego dla stali DUPLEX 2205 przy stosunkach ferryt/austenit: (a) 75:25, (b) 65:35, (c) 44:56 i (d) w stanie dostawy, otrzymane metodą porównawczą (LFA 467) i przy użyciu DSC 404.

Dla wszystkich zmierzonych próbek ze stali DUPLEX 2205 o stosunkach ferryt/austenit 75:25, 65:35, 44:56 oraz dla próbki w stanie dostawy zaproponowano wzór korelacji w badanym zakresie temperatury, tzn. od RT do 1000°C. Rys.3.20. przedstawia krzywe dopasowania (pomarańczowe przerywane linie) charakterystyk termicznych ciepła właściwego wszystkich próbek stali DUPLEX 2205. Proponowana formuła ma następującą postać:

$$c_p(T[K]) = a_0 + a_1T + a_2T^2 + a_3T^{-\frac{1}{3}} [J \cdot g^{-1} \cdot K^{-1}], 20^\circ C \leq T \leq 1000^\circ C \quad (3.7)$$

Wartości współczynników  $a_i$  podano w tabeli 3.8.

Tabela 3.8. Współczynniki wielomianów do obliczenia ciepła właściwego próbek ze stali DUPLEX 2205 o stosunkach ferryt/austenit 75:25, 65:35, 44:56 oraz dla próbki w stanie dostawy na podstawie równania (3.7).

| (a) ferryt/austenit w stosunku 75:25 |                      |                                        |                       |
|--------------------------------------|----------------------|----------------------------------------|-----------------------|
| współczynnik                         | wartość              | współczynnik                           | wartość               |
| $a_0, [J \cdot g^{-1} \cdot K^{-1}]$ | $5,38 \cdot 10^{-1}$ | $a_2, [J \cdot g^{-1} \cdot K^{-3}]$   | $-2,36 \cdot 10^{-8}$ |
| $a_1, [J \cdot g^{-1} \cdot K^{-2}]$ | $1,71 \cdot 10^{-4}$ | $a_3, [J \cdot g^{-1} \cdot K^{-4/3}]$ | $-2,54 \cdot 10^{-1}$ |
| (b) ferryt/austenit w stosunku 65:35 |                      |                                        |                       |
| współczynnik                         | wartość              | współczynnik                           | wartość               |
| $a_0, [J \cdot g^{-1} \cdot K^{-1}]$ | $5,51 \cdot 10^{-1}$ | $a_2, [J \cdot g^{-1} \cdot K^{-3}]$   | $1,29 \cdot 10^{-7}$  |
| $a_1, [J \cdot g^{-1} \cdot K^{-2}]$ | $4,95 \cdot 10^{-5}$ | $a_3, [J \cdot g^{-1} \cdot K^{-4/3}]$ | $-2,01 \cdot 10^{-1}$ |
| (c) ferryt/austenit w stosunku 44:56 |                      |                                        |                       |
| współczynnik                         | wartość              | współczynnik                           | wartość               |
| $a_0, [J \cdot g^{-1} \cdot K^{-1}]$ | $4,56 \cdot 10^{-1}$ | $a_2, [J \cdot g^{-1} \cdot K^{-3}]$   | $-8,23 \cdot 10^{-8}$ |
| $a_1, [J \cdot g^{-1} \cdot K^{-2}]$ | $3,07 \cdot 10^{-4}$ | $a_3, [J \cdot g^{-1} \cdot K^{-4/3}]$ | $-1,55 \cdot 10^{-2}$ |
| (d) w stanie dostawy                 |                      |                                        |                       |
| współczynnik                         | wartość              | współczynnik                           | wartość               |
| $a_0, [J \cdot g^{-1} \cdot K^{-1}]$ | $5,39 \cdot 10^{-1}$ | $a_2, [J \cdot g^{-1} \cdot K^{-3}]$   | $-1,74 \cdot 10^{-7}$ |
| $a_1, [J \cdot g^{-1} \cdot K^{-2}]$ | $3,25 \cdot 10^{-4}$ | $a_3, [J \cdot g^{-1} \cdot K^{-4/3}]$ | $-0,31 \cdot 10^{-9}$ |

Znajomość właściwości termofizycznych stali DUPLEX 2205 jest niezbędna do przeprowadzenia symulacji numerycznych wymiany ciepła w lufie armaty podczas strzelania.

W procesie obliczeniowym przyjmuje się zwykle charakterystyki termiczne ciepła właściwego, które są opisane wzorami korelacyjnymi. W praktyce do obliczania przewodności cieplnej przyjmuje się charakterystykę termiczną ciepła właściwego, a nie charakterystykę termiczną pozornego ciepła właściwego, aby nie powielać efektu cieplnego związanego z przemianą fazową.

### Podsumowanie

Obróbka cieplna stali DUPLEX 2205 doprowadziła do powstania trzech różnych mikrostruktur w stali DUPLEX 2205: (a) mikrostruktury składającej się z około 41% ferrytu, 51% austenitu, 6% fazy sigma i 2% fazy chi, przy proporcji objętościowej ferryt/austenit  $\delta/\gamma \approx 0,79$  dla stali DUPLEX 2205 wyżarzanej w temperaturze 900°C przez 1 h, a następnie wolno-chłodzonej w piecu; (b) dwufazowej mikrostruktury przy proporcji objętościowej ferryt/austenit  $\delta/\gamma \approx 3$  dla stali DUPLEX 2205 wyżarzanej w temperaturze 1200°C przez 1 h, a następnie hartowanej w wodzie; (c) mikrostruktury składającej się z 62% ferrytu, 34% austenitu, 1% fazy sigma i 3% fazy chi, przy proporcji objętościowej ferryt/austenit  $\delta/\gamma \approx 1,86$  dla stali DUPLEX 2205 wyżarzanej w 1200°C przez 1 h, następnie hartowanej w wodzie i kolejno starzonej w 800°C, po którym następowało powolne chłodzenie w piecu. We wszystkich próbkach ferryt został wzbogacony w Cr i Mo, natomiast austenit w Ni. Co więcej, faza chi była bogatsza w molibden niż faza sigma.

Obróbka cieplna znacząco wpłynęła na twardość stali DUPLEX 2205. Wraz ze wzrostem temperatury obróbki cieplnej mechaniczne własności stali DUPLEX 2205 zmieniały się zgodnie z następującą charakterystyką. Dla próbki 900°C twardość była najwyższa, osiągając 33 HRC; dla próbki 1200°C twardość próbki spadła do 25 HRC; natomiast dla 1200°C z dodatkowym starzeniem przy próbki w 800°C do 28 HRC. Różnice w twardości były ściśle związane ze zmianami mikrostrukturalnymi podczas obróbki cieplnej. Ponieważ mikrostruktura uległa drastycznej zmianie po obróbce cieplnej, wymagane były dodatkowe testy naprężenie-odkształcenie. Na tym etapie trudno było wyczerpująco wyjaśnić zmianę odpowiedzi mechanicznych wyłącznie za pomocą zmian wartości twardości.

Badania dyfuzyjności cieplnej z użyciem LFA 427 oraz LFA 467 wykazały nieznaczne różnice w charakterystykach temperaturowych dyfuzyjności cieplnej w temperaturze ok. 500°C dla próbek ze stali DUPLEX 2205 o proporcjach ferryt/austenit 75:25, 65:35, 44:56 oraz dla próbki w stanie dostawy.

Testy rozszerzalności cieplnej potwierdziły tzw. „kruchość 475°C”, która pojawiła się po wyżarzaniu próbek w zakresie temperatury 400÷550°C, w temperaturze ok. 500°C. Ponadto badania dylatometryczne ujawniły dalsze procesy rozpuszczania i wytrącania, których

nie zaobserwowano na przebiegach charakterystyk termicznych dyfuzyjności cieplnej (LFA) oraz pozornego ciepła właściwego (DSC), tj. przemiany w temperaturach 720°C, 900°C i powyżej 900°C.

Badania różnicową kalorymetrią skaningową (DSC) ujawniły jedynie rozpuszczanie się fazy  $\alpha'$  w temperaturze ok. 500°C i przemianę  $\gamma_2$  w ferryt  $\alpha$  oraz rozpuszczanie fazy  $\sigma$ , węglików i azotków w temp. ok. 900÷950°C.

Wyniki badań właściwości cieplnych podsumowano w następujący sposób:

- (1) Analiza termogramów LFA, tzn. charakterystyk termicznych dyfuzyjności cieplnej z użyciem LFA 427 dla pierwszego grzania w zakresie RT÷1000°C pozwoliła stwierdzić:
  - (a) w pobliżu 500°C ferryt bogaty w chrom, tj. faza  $\alpha'$ , rozpuścił się i pojawiło się lokalne minimum charakterystyki termicznej dyfuzyjności cieplnej dla wszystkich próbek. Efekt ten był największy dla próbki o proporcji ferryt/austenit 75:25. W całym zakresie temperatury pomiaru, tj. RT÷1000°C, termogramy dyfuzyjności cieplnej LFA różniły się w granicach 5%;
  - (b) wraz ze spadkiem zawartości ferrytu lokalne minimum przesunęło się w kierunku wyższej temperatury, przede wszystkim dla próbki o proporcji ferryt/austenit 44:56 - tabela 3.7.
- (2) Analizy termogramów LFA z pierwszego grzania powstałych przy użyciu dyfuzometru LFA 467 w zakresie temperatury -50÷480°C doprowadziły do następujących wniosków:
  - (a) w odniesieniu do charakterystyk termicznych ciepła właściwego uzyskanych z zależności (3.1) zaobserwowano wzrost wartości ciepła właściwego w zakresie temperatury -50÷480°C. Charakter wzrostu był porównywalny dla wszystkich próbek, tj. dla proporcji ferryt/austenit 75:25, 65:35, 44:56 oraz dla próbki w stanie dostawy;
  - (b) w odniesieniu do charakterystyk termicznych przewodności cieplnej uzyskanych z zależności (3.2), w zakresie temperatury -50÷480°C przewodność cieplna wzrastała quasyliniowo dla wszystkich próbek od  $14 \text{ W} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$  do około  $22 \text{ W} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$ .
- (3) Analizy termogramów DIL, tzn. charakterystyk termicznych rozszerzalności cieplnej przy użyciu DIL 402 C dla pierwszego grzania w zakresie temperatury 200÷1000°C doprowadziły do następujących wniosków:
  - (a) w temperaturze około 500°C, ferryt bogaty w chrom, czyli faza  $\alpha'$ , uległ rozpuszczeniu. Efekt zmiany  $\alpha^*$  był największy dla próbki o proporcji ferryt/austenit 75:25 i zmniejszał się wraz z zawartością ferrytu;
  - (b) przy około 720°C pojawiło się maksimum, które odpowiada temperaturze Curie (706°C). Pik był największy przy zawartości ferrytu 75%. Efekt wystąpił przy dowolnej zawartości ferrytu;

(c) powyżej 900°C nastąpiło gwałtowne zmniejszenie rozszerzalności cieplnej. Było to spowodowane zanikiem austenitu w wyniku reakcji przemiany fazy austenitycznej w ferryt. Było to szczególnie widoczne w próbce o najwyższej zawartości austenitu, tj. 56% i występowało już przy 940°C;

(4) Termogramy DIL z użyciem DIL 402 SU dla pierwszego grzania w zakresie temperatury 50÷500°C wykazały brak efektów wydzieleń w zakresie temperatury 50÷480°C.

(5) Analiza termogramów DSC, tzn. charakterystyk termicznych pozornego ciepła właściwego powstałych z użyciem DSC 404 F1 Pegasus dla pierwszego grzania w zakresie temperatury 25÷1000°C wykazała:

(a) w temperaturze około 500°C ferryt bogaty w chrom, tj. faza  $\alpha'$ , rozpuściła się i dla wszystkich próbek stali DUPLEX 2205 pojawił się pierwszy pik charakterystyki termicznej pozornego ciepła właściwego;

(b) przy ok. 900÷950°C dla wszystkich próbek z wyjątkiem jednej pojawił się drugi pik związany z przemianą fazy austenitycznej w ferryt. Dla próbki o proporcji ferryt/austenit 75:25 pik ten przesunął się w kierunku wyższych temperatur poza mierzony zakres.

### **3.3. Badania własności termofizycznych stali WCL oraz MARAGING 350**

Przeprowadzono badania eksperymentalne dyfuzyjności cieplnej  $a$ , ciepła właściwego  $c_p$  oraz rozszerzalności cieplnej  $\alpha^*$  i  $\varepsilon$  wybranych stali, tzn. WCL (X37CrMoV5-1, 1.2343) oraz MARAGING 350 (1.6355) w zakresie temperatury od -50°C do 1100°C. W pomiarach dyfuzyjności cieplnej wykorzystano materiał odniesienia Inconel 600. Umożliwiło to wyznaczenie przewodności cieplnej i ciepła właściwego w funkcji temperatury wybranych stali. Wybór stali WCL oraz MARAGING 350 był podyktowany perspektywą wprowadzenia tych materiałów do produkcji luf broni automatycznej. W podwyższonych temperaturach dla stali WCL zachodzi przejście fazowe ferryt-austenit. Dla stali MARAGING 350 zjawisko takie nie zachodzi [18]. Dodatkowo przeprowadzono badania mikroskopem świetlnym (LM), skaningową mikroskopią elektronową (SEM) oraz pomiary mikrotwardości Vickersa w celu wykrycia zmian w mikrostrukturze przed i po pomiarach termofizycznych. Badania metalograficzne stali WCL oraz MARAGING 350 opisano w pracy [18]. W niniejszej dysertacji wnioski z tych badań posłużyły do interpretacji charakterystyk termicznych własności termofizycznych badanych stali.



### Materialy i metody

Skład chemiczny (% wag.) stali WCL oraz stali MARAGING 350 zamieszczono odpowiednio w tabelach 3.9 oraz 3.10. Stal WCL to stal wysokostopowa, przeznaczona do pracy w podwyższonych temperaturach. W porównaniu ze stalami 38HMJ i 30HN2MFA posiada wyższą temperaturę przemiany ferryt-austenit, która wynosi około 840°C [3]. Maraging 350 to niskowęglowa stal martenzytyczna żelazowo-niklowa utwardzana wydzieleniami faz międzymetalicznych [46].

Tabela 3.9 Skład chemiczny stali narzędziowej do pracy na gorąco (X37CrMoV5-1) [47].

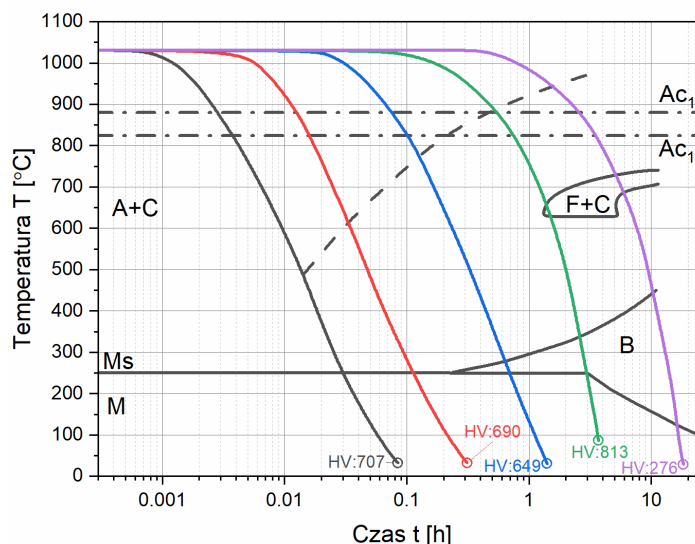
| dodatek stopowy    | C      | Mn   | Cr   | Ni   | Mo   | V    | P     | Si   | S      |
|--------------------|--------|------|------|------|------|------|-------|------|--------|
| zawartość [% wag.] | 0,39   | 0,36 | 5,52 | 0,40 | 1,30 | 0,45 | 0,012 | 0,84 | <0,002 |
|                    | Fe     | -    |      |      |      |      |       |      |        |
|                    | reszta |      |      |      |      |      |       |      |        |

Tabela 3.10 Skład chemiczny stali Maraging 350 [48]

| dodatek stopowy  | C        | Si       | Mn       | Ni    | Co    | Mo   | Ti   | Al   | Fe     |
|------------------|----------|----------|----------|-------|-------|------|------|------|--------|
| zawartość [wt.%] | 0,03 max | 0,10 max | 0,10 max | 18,50 | 12,00 | 4,80 | 1,40 | 0,10 | reszta |

Dla stali WCL wykres czas-temperatura-przemiana (CTP) pokazano na rys. 3.21. Wykres CTP przedstawia powstające mikrostruktury zgodnie ze ścieżką chłodzenia. Można wyróżnić regiony fazy austenitycznej, bainitycznej i martenzytycznej. Temperatura początkowa martenzytu MS jest stała przy wysokich szybkościach chłodzenia, podczas gdy przy niższych szybkościach chłodzenia zależy od już przekształconego bainitu. Powstawanie perlitu jest przesunięte na długie czasy przemiany, które nie mają znaczenia dla konwencjonalnych procesów obróbki cieplnej. Tworzenie się fazy martenzytu jest bezdyfuzyjne, a zatem martenzyt tworzy się bez zmiany położenia sąsiednich atomów. Martenzyt w stalach jest często płytkopodobny lub listwowy z dobrze określoną płaszczyzną pokroju – płaszczyzną określoną przez samą płytkę. Transformacja bainitu zachodzi podobnie, jak przemiana martenzytyczna, ale z podziałem węgla międzywęzłowego. Bainit zarodkuje w stosunkowo wysokiej temperaturze, w której austenit jest względnie mały wytrzymały i nie jest w stanie elastycznie podtrzymywać dużych odkształceń [18]. Ponieważ przemiana zachodzi w wyższej temperaturze, płytki lub igiełki z bainitu rosną w mechanizmie martenzytycznym, nadmiar węgla szybko dzieli się na austenit szczątkowy. W tym momencie węgliki międzypłytkowe, typowe dla mikrostruktury górnego bainitu powstają w wyniku wytrącania węgla z austenitu. W miarę obniżania temperatury przemiany, proces dyfuzji

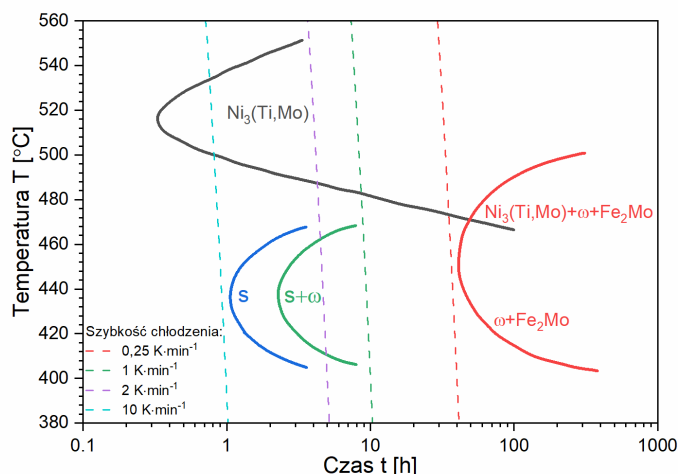
potransformacyjnej spowalnia, a wraz z tym część węgla wytrąca się z przesyconego ferrytu bainitycznego, a pozostała część dzieli się na austenit szczątkowy, dając klasyczną mikrostrukturę niższego bainitu. Perlit składa się z warstw ferrytu i cementytu, powstałych w wyniku reakcji eutektoidalnej z austenitu. Podczas wystarczająco wolnego procesu chłodzenia powstaje perlit.



Rys. 3.21. Krzywe CTP (wraz z krzywymi CTPc) odpowiadające początkowi wytrącania różnych faz w WCL; litery oznaczają: austenit (A), cementyt (C), martenzyt (M), bainit (B), temperaturę startu martenzytu (MS) [49].

Dla stali MARAGING 350 wykres czas-temperatura-przemiana (CTP) pokazano na rys. 3.22. Wykres CTP pokazuje, że wszystkie wydzielania powstają powyżej 400°C. W temperaturze powyżej 450°C następuje wytrącanie się faz  $Ni_3(Ti, Mo)$  (typu  $A_3B$ ). Wydzielania te są tworzone przez grupowanie i porządkowanie atomów poszczególnych pierwiastków. Należy zauważyć, że wielkość i rozkład wydzieleń zależą od czasu i temperatury starzenia. O ile do pojawienia się fazy  $Ni_3(Ti, Mo)$  potrzeba około jednej minuty, to po znacznie dłuższym czasie pojawiają się wydzielania  $Fe_2Mo$  i  $\omega - Fe_2Mo$ , które powstają głównie w temperaturze starzenia. Fazy  $Fe_2Mo$  i  $\omega$  są uważane za spójne z macierzą. W temperaturze powyżej 400°C zaczyna się wytrącać faza S o heksagonalnej strukturze krystalicznej. Należy zauważyć, że faza S jest metastabilna i ostatecznie przekształca się w uporządkowaną fazę  $\omega$ . Warto również wspomnieć, że stale MARAGING 18%Ni posiadają twardą strukturę martenzytyczną o wysokiej temperaturze rewersji austenitu. Ta temperatura rewersji austenitu zależy od zawartości Ni po obróbce starzeniowej. Dodatkowo stal MARAGING 350 zawiera w swoim składzie w znacznej ilości zarówno Ti, jak i Co. Ti prowadzi do większego udziału objętościowego wytrąceń  $Ni_3Ti$ , natomiast Co ułatwia tworzenie się fazy  $Fe_2Mo$ . Fazy  $Ni_3(Ti, Mo)$  wpływają na początkową wytrzymałość stali MARAGING, podczas gdy faza  $Fe_2Mo$

odpowiada za maksymalną wytrzymałość, a także za utrzymanie wysokiej wytrzymałości podczas długotrwałego starzenia. Większa ilość Ni zużywanego w wydzieleniach  $\text{Ni}_3\text{Ti}$  zmniejsza zawartość Ni w osnowie, co utrudnia zarodkowanie austenitu odwróconego o wysokiej zawartości Ni [50]. Z drugiej strony Fe jest zużywane podczas tworzenia fazy  $\text{Fe}_2\text{Mo}$ , co prowadzi do zubożenia osnowy na rzecz Ni. Te dwie formacje osadów prowadzą do przeciwnych efektów na zarodkowanie austenitu odwróconego podczas obróbki starzeniowej [51]. Zgodnie z krzywymi CTP pokazanymi na rys. 3.22 możliwe jest kontrolowanie tworzenia się austenitu odwróconego poprzez ścisłą kontrolę obróbki starzenia, ponieważ wytrącanie  $\text{Fe}_2\text{Mo}$  zajmuje więcej czasu. Wyżej wymienione procesy prowadzą do powstawania i rozpuszczania różnych wydzieleni i mogą powodować zmiany własności termofizycznych materiału. Niewątpliwie wydzielenia te wpływają na własności mechaniczne stali MARAGING, tj. wytrzymałość i twardość, a nawet odporność na korozję [46].



Rys. 3.22. Krzywe CTP odpowiadające początkowi wytrącania różnych faz w stali MARAGING 350 (szybkość chłodzenia liczona od 1000°C) [46].

### Przygotowanie próbek do badań

Próbki do badania dyfuzyjności cieplnej (LFA) w postaci walca o średnicy  $d = 12,65$  mm i grubości  $l = 2,00$  mm wycięto za pomocą tarczy tnącej chłodzonej wodą. Aby zapewnić wysoką absorpcję impulsu generowanego przez ksenonową lampę błyskową lub laser neodymowy, powierzchnie próbek pokryto cienką warstwą (2-3  $\mu\text{m}$ ) grafitu (GRAPHIT 33 Kontakt Chemie). Gęstość próbek stali WCL i MARAGING 350, zmierzona na wadze analitycznej SARTORIUS MSA125P-1CE-DA (dokładność odczytu [d]: 0,01 mg) wyniosła  $7,75 \text{ g}\cdot\text{cm}^{-3}$ , natomiast dla próbek stali MARAGING 350 -  $8,05 \text{ g}\cdot\text{cm}^{-3}$ .

Próbki do badań ciepła właściwego (DSC) miały kształt walca o średnicy  $d = 6,0$  mm. Umieszczano je w tyglach platynowych z pokrywką platynową (objętość tygla Pt: 85  $\mu\text{l}$ ). Masa

próbki stali WCL wyniosła 219,130 mg, natomiast w przypadku stali MARAGING 350 - 236,25 mg.

Próbki do badań rozszerzalności cieplnej (DIL) miały kształt cylindryczny o długości 26,1 mm i średnicy 6,0 mm dla stali WCL, natomiast dla MARAGING 350 odpowiednio 25,4 mm i 6,0 mm. Próbki do testów DIL wycięto za pomocą tarczy tnącej chłodzonej wodą.

Analizę mikrostrukturalną wykonano przy użyciu mikroskopu cyfrowego Keyence VHX-6000 (LM, KEYENCE Int., Mechelen, Belgia) oraz skaningowego mikroskopu elektronowego Phenom Pro-X (ThermoFisher SCIENTIFIC, Eindhoven, Holandia) o napięciu przyspieszenia 15 kV wyposażonego w analizator składu chemicznego spektroskopii dyspersyjnej energii (EDS). Przed obserwacjami mikroskopowymi próbki zostały odpowiednio wypolerowane różnymi gatunkami papierów SiC oraz pastami polerskimi z dodatkiem płynnego diamentu (9  $\mu\text{m}$ , 3  $\mu\text{m}$  i 1  $\mu\text{m}$ ). Ostateczne polerowanie wykonano przy użyciu wodnego roztworu krzemionki (0,25  $\mu\text{m}$ ). Próbki trawiono odczynnikami 2% Nital (2%  $\text{HNO}_3$  + Etanol). Twardość mierzono za pomocą twardościomierza Vickersa Qness Q10 A+ Micro Hardness Tester (ATM Qness GmbH, część Verder Scientific) przy obciążeniu 10 kgf przez 15 sekund. Średnia wartość została obliczona z co najmniej dziesięciu pomiarów dla każdej próbki.

#### Pomiary własności termofizycznych stali WCL oraz MARAGING 350

Niskotemperaturowe pomiary dyfuzyjności cieplnej  $a$  stali WCL oraz MARAGING 350 wykonano za pomocą dyfuzometru niskotemperaturowego NETZSCH LFA 467 w zakresie temperatury od  $-50^\circ\text{C}$  do  $500^\circ\text{C}$ . Jako materiał odniesienia zastosowano Inconel 600 o gęstości  $8,34 \text{ g/cm}^3$  w temperaturze pokojowej (RT). Technikę pomiaru dyfuzyjności cieplnej opisano w podrozdziale 3.1. Ciepło właściwe  $c_p$  obliczono z zależności (3.1). Przewodność cieplną  $k$  wyliczono z zależności (3.2). Wysokotemperaturowe pomiary dyfuzyjności cieplnej stali WCL oraz MARAGING 350 wykonano za pomocą dyfuzometru LFA 427 w zakresie temperatury od RT do  $1100^\circ\text{C}$ . Metoda wyznaczania dyfuzyjności cieplnej w dyfuzometrze LFA 427 była taka sama, jak w przypadku dyfuzometru LFA 467.

Pomiary rozszerzalności cieplnej (DIL) stali WCL oraz MARAGING 350 wykonano przy użyciu dylatometru prętowego DIL402C (zakres wysokotemperaturowy) i DIL 402 SU (zakres niskotemperaturowy). Metodę pomiaru opisano w podrozdziale 3.1. Dla każdej próbki (materiału referencyjnego oraz badanej stali) przeprowadzono jeden cykl pomiarowy, tzn. nagrzewanie i chłodzenie. Liniowy współczynnik rozszerzalności cieplnej  $\alpha^*$  obliczano na podstawie wyrażenia (3.3).

Pomiary pozornego ciepła właściwego (DSC – różnicowy mikrokalorymetr skaningowy) przeprowadzono za pomocą aparatu NETZSCH DSC 404 F1 Pegasus pracującego w atmosferze argonu o objętościowym natężeniu przepływu 20 ml/min. Metodę pomiaru opisano w podrozdziale 3.1. Szybkość ogrzewania/chłodzenia (HR/CR) wynosiła  $10^{\circ}\text{C}\cdot\text{min}^{-1}$ .

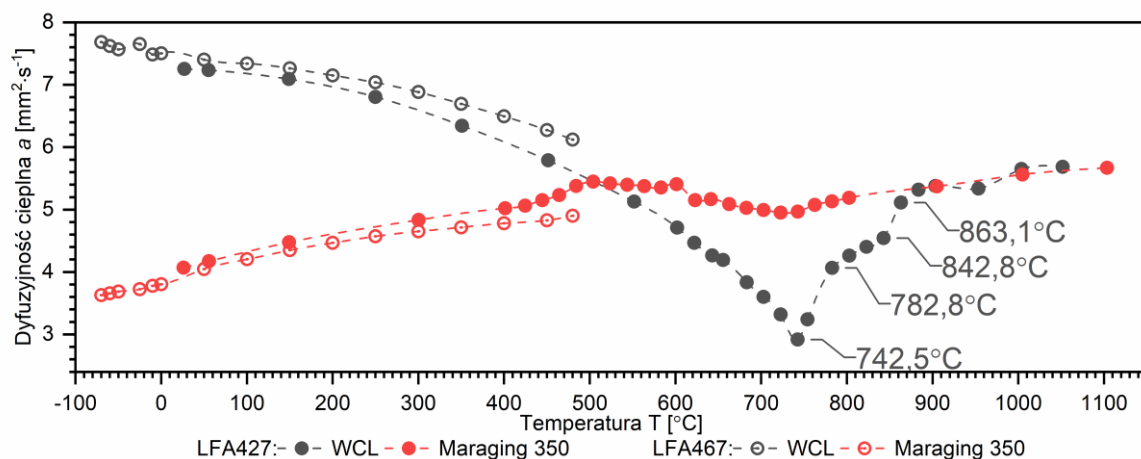
Pomiary własności termofizycznych przeprowadzono przy jednym cyklu grzania w celu identyfikacji kinetyki procesów wytrącania wydzielen, sekwencji powstawania i rozpuszczania wydzielen.

### Analiza mikrostruktury

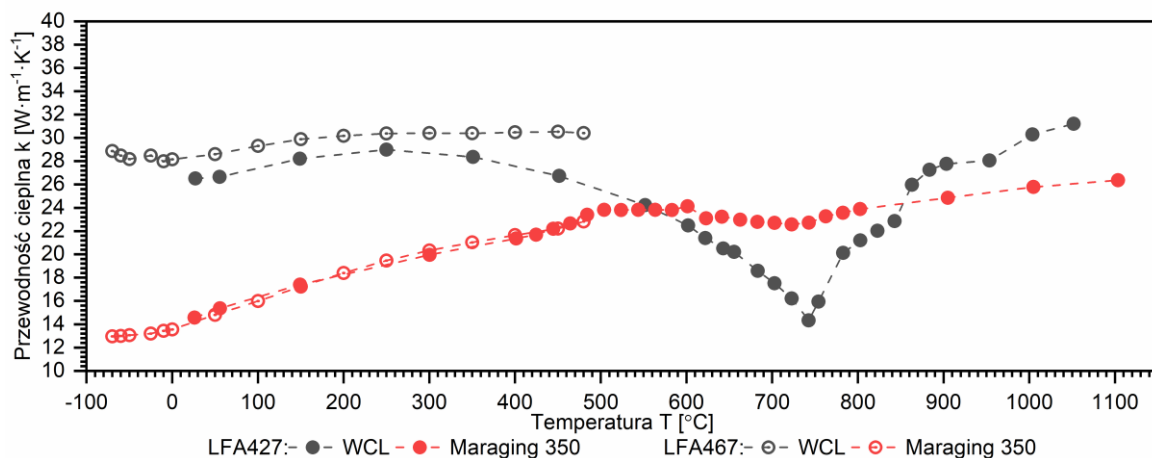
Analizy metalograficzne mikrostruktur stali WCL oraz MARAGING 350 wykonano w Zakładzie Technologii i Eksploatacji Uzbrojenia WAT. Posłużyły one do identyfikacji faz wtórnych stali WCL oraz MARAGING 350 zgodnie z rys. 3.21 oraz rys. 3.22 oraz do interpretacji charakterystyk termicznych własności termofizycznych przedstawionych w niniejszej dysertacji. Badania metalograficzne wykonała dr. inż. J. Sienkiewicz. Identyfikacja faz wtórnych w stali WCL oraz MARAGING 350 miała istotne znaczenie przy opisie zjawisk związanych z przemianami fazowymi w tych stalach. Metodologię oraz wyniki badań metalograficznych stali WCL oraz MARAGING 350 szczegółowo opisano w pracy [18].

### Wyniki pomiarów własności termofizycznych stali WCL oraz MARAGING 350

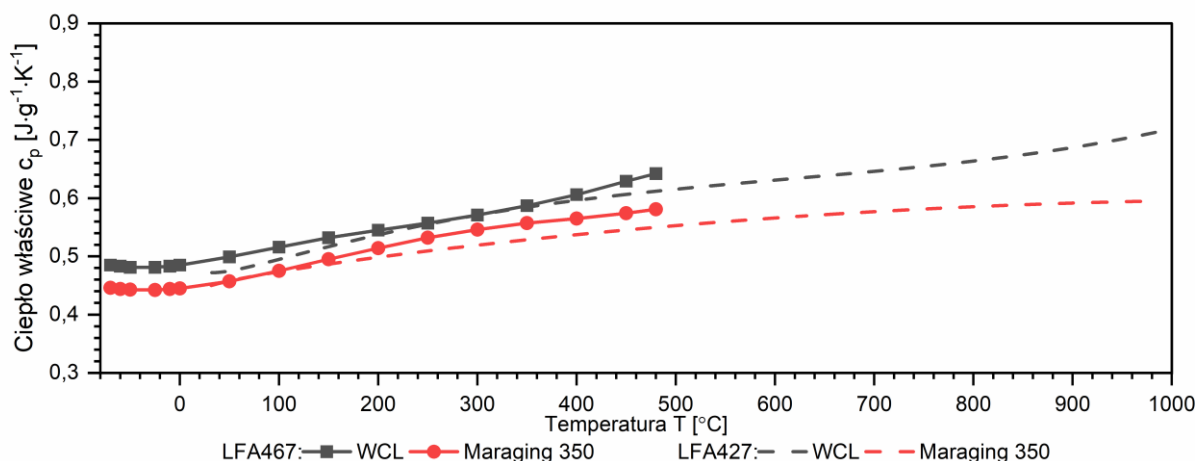
Pomiary dyfuzyjności cieplnej (LFA) dla obu stali podzielono na dwa etapy. Najpierw wykonano pomiary w zakresie temperatury RT-1000°C za pomocą urządzenia LFA 427. Charakterystyki temperaturowe dyfuzyjności cieplnej badanych próbek otrzymano podczas pierwszego grzania. Charakterystyki temperaturowe dyfuzyjności cieplnej dla stali WCL oraz MARAGING 350 przedstawiono na rys. 3.23.



Rys. 3.23. Dyfuzyjność cieplna w funkcji temperatury dla stali WCL oraz dla stali MARAGING 350 uzyskanych za pomocą dyfuzometrów LFA 467 i LFA 427.



Rys. 3.24. Przewodność cieplna w funkcji temperatury dla stali WCL oraz dla stali MARAGING 350 uzyskanych za pomocą dyfuzometrów LFA 467 i LFA 427.

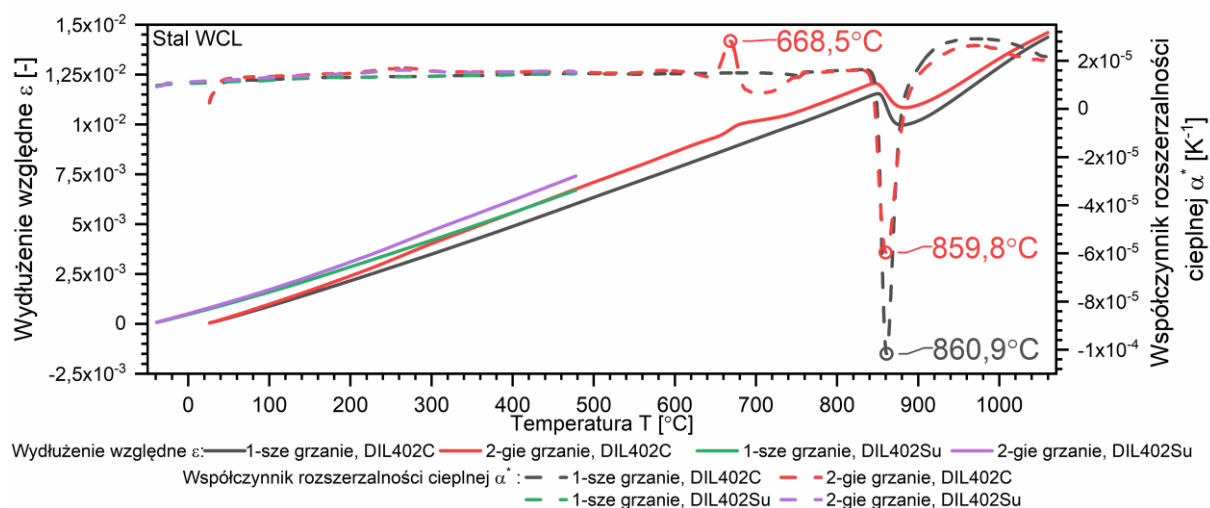


Rys. 3.25. Ciepło właściwe w funkcji temperatury dla stali WCL oraz MARAGING 350 uzyskane za pomocą dyfuzometru LFA 467 w zakresie od -50°C do 500°C oraz z aproksymacji danych eksperymentalnych uzyskanych na DSC 401 Pegasus w zakresie od RT do 1000°C.

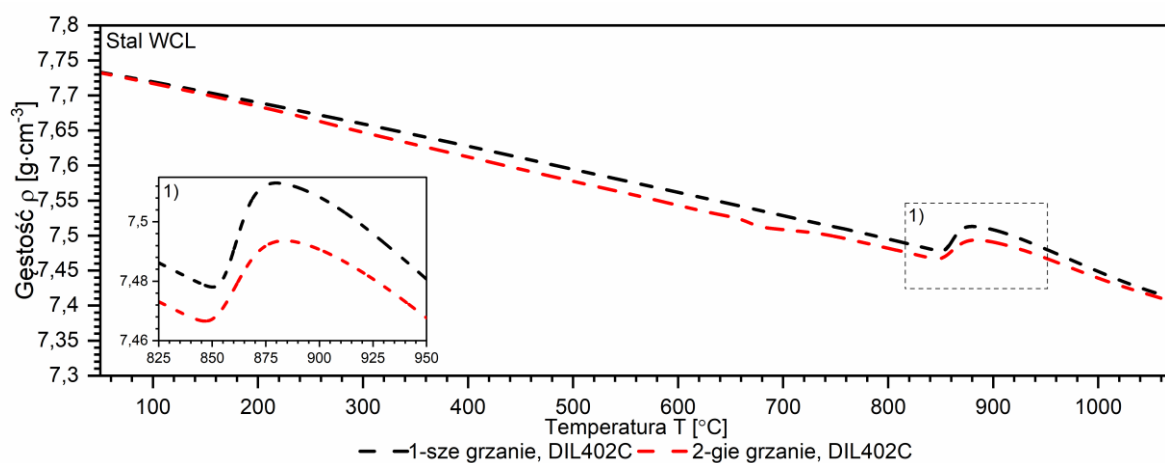
W drugim etapie wykonano pomiary dyfuzyjności cieplnej stali WCL oraz MARAGING 350 w zakresie temperatury od -50°C do 480°C za pomocą dyfuzometru LFA 467. Tak jak

poprzednio, przeprowadzono badania dyfuzyjności cieplnej podczas nagrzewania próbek pomiarowych. Na rys. 3.24 dla stali WCL oraz MARAGING 350 przedstawiono zależność przewodności cieplnej w funkcji temperatury uzyskaną metodą porównawczą (wyrażenie (3.2) w zakresie temperatury od  $-50^{\circ}\text{C}$  do  $500^{\circ}\text{C}$  i wykorzystując wyrażenie (3.2) w zakresie temperatury RT do  $1000^{\circ}\text{C}$ . Zgodnie z wyrażeniem (3.2) przewodność cieplną  $k$  obliczono jako iloczyn gęstości  $\rho$ , dyfuzyjności cieplnej  $a$  i ciepła właściwego  $c_p$ . Na rys. 3.25 przedstawiono zależność ciepła właściwego w funkcji temperatury otrzymaną na podstawie badań DSC dla tych stali i otrzymaną metodą porównawczą z użyciem dyfuzometru LFA 467 – równanie (3.1). Jak widać z wyników przedstawionych na rys. 3.23, dyfuzyjność cieplna stali WCL systematycznie spada wraz z temperaturą poza przejściem fazowym ferryt-austenit i osiąga minimalną wartość w temperaturze  $742,5^{\circ}\text{C}$ . 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  $3,5 \text{ mm}^2\cdot\text{s}^{-1}$  do  $5,5 \text{ mm}^2\cdot\text{s}^{-1}$ . Na rys. 3.24 przedstawiono przewodność cieplną uzyskaną metodą porównawczą z użyciem LFA 467 i obliczoną w zakresie RT÷ $1000^{\circ}\text{C}$  na podstawie zmierzonych wyników jako iloczyn dyfuzyjności cieplnej (uzyskanych za pomocą urządzenia LFA 427), ciepła właściwego (uzyskanego za pomocą urządzenia DSC – rys. 3.30÷3.31, rys. 3.32) oraz gęstości (otrzymane za pomocą urządzenia DIL 402C – rys. 3.27 i rys. 3.29). Różnice pomiędzy charakterystykami przewodności cieplnej stali WCL w zakresie  $-50^{\circ}\text{C}$ ÷ $500^{\circ}\text{C}$  spowodowane są niską dokładnością wyznaczania ciepła właściwego. W przypadku ciepła właściwego dla obu stali, tj. stali WCL oraz stali MARAGING 350, charakterystyki ciepła właściwego w funkcji temperatury są podobne i są quasi-liniowe – rys. 3.25.

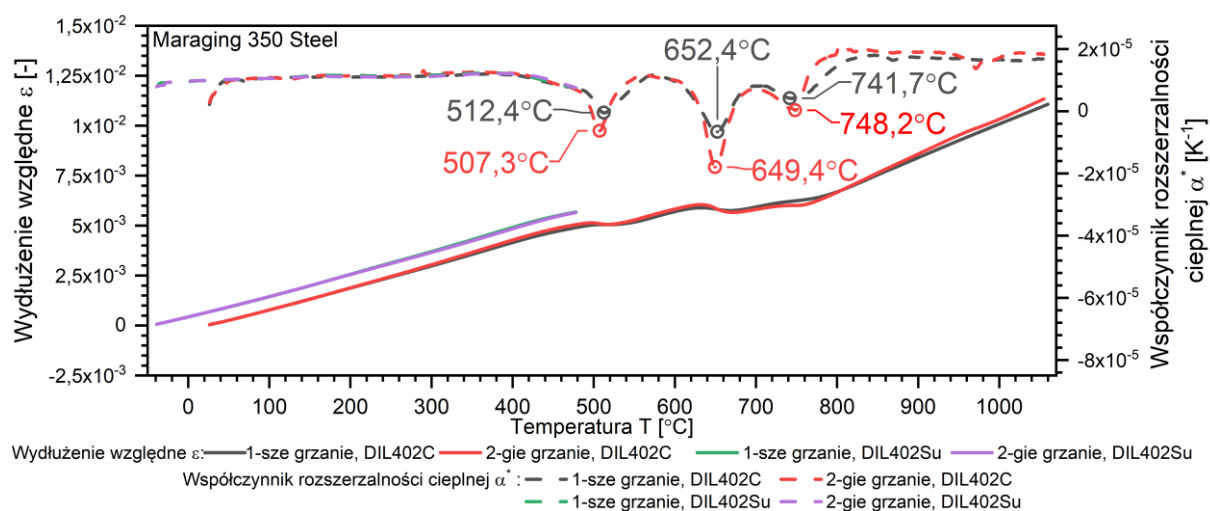
Pomiary rozszerzalności cieplnej (DIL) podzielono na dwa etapy. Najpierw pomiary wykonano w zakresie temperatury RT÷ $1000^{\circ}\text{C}$  za pomocą dylatometru DIL 402C. Charakterystyki temperaturowe rozszerzalności cieplnej w funkcji temperatury przeprowadzono podczas nagrzewania badanych próbek. W drugim etapie wykonano pomiary  $\alpha^*$  i  $\varepsilon$  w zakresie temperatury  $-50^{\circ}\text{C}$  ÷  $500^{\circ}\text{C}$  za pomocą dylatometru DIL 402 SU. Tak jak poprzednio, badania przeprowadzono podczas cyklu grzania próbek pomiarowych. Wyniki badań porównano z wynikami uzyskanymi za pomocą DIL 402C. Dla każdej próbki przeprowadzono dwa cykle pomiarowe. Charakterystyki temperaturowe rozszerzalności cieplnej dla stali WCL oraz próbek MARAGING 350 przedstawiono na rys. 3.26-3.29.



Rys. 3.26. Charakterystyki termiczne  $\alpha^*$  i  $\varepsilon$  w funkcji temperatury dla stali WCL uzyskane z pierwszego i drugiego cyklu grzania na dylatometrze DIL 402 SU i DIL 402 C.

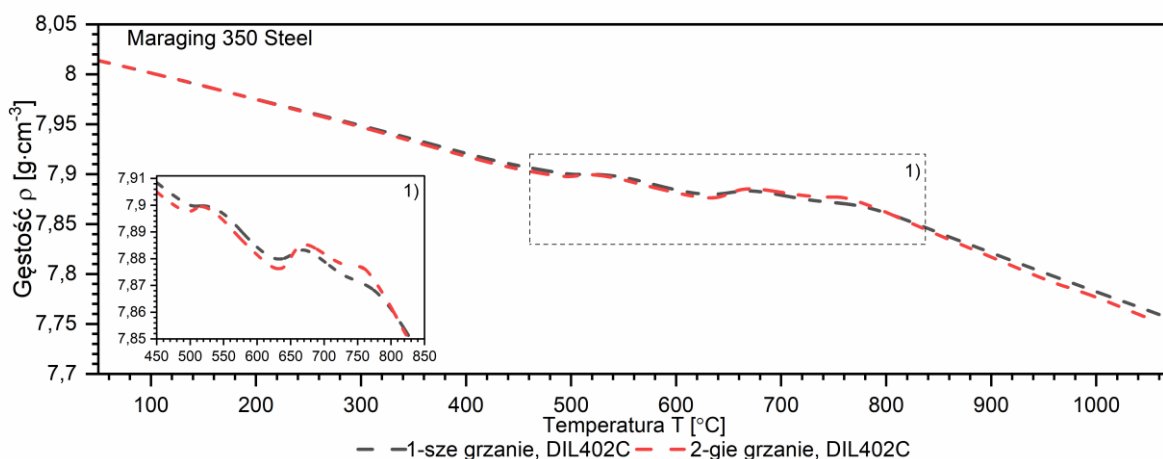


Rys. 3.27. Gęstość w funkcji temperatury dla stali WCL uzyskane z pierwszego i drugiego cyklu grzania na dylatometrze DIL 402 C.



Rys. 3.28. Charakterystyki termiczne  $\alpha^*$  i  $\varepsilon$  w funkcji temperatury dla stali MARAGING 350 uzyskane z pierwszego i drugiego cyklu grzania na dylatometrze DIL 402 SU i DIL 402 C.



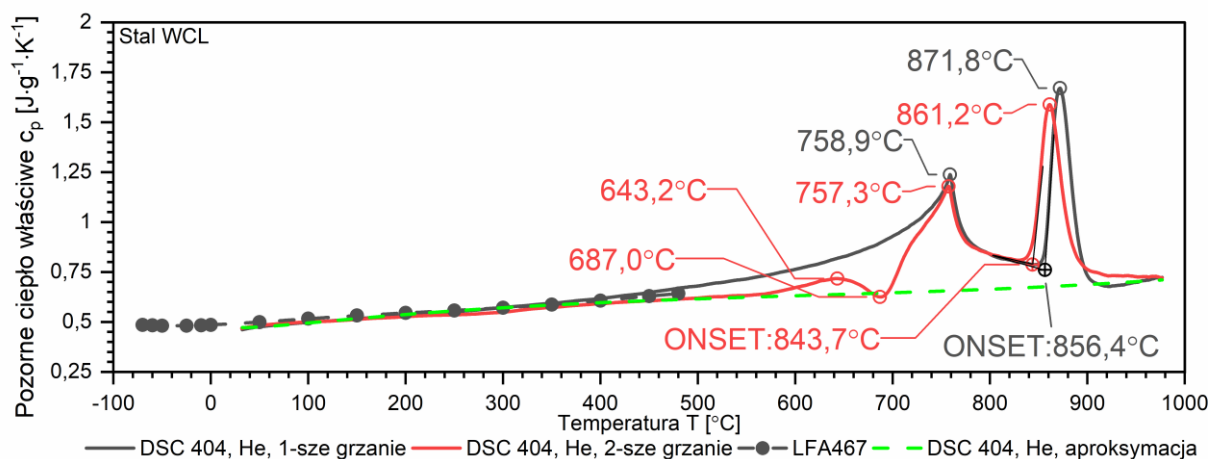


Rys. 3.29. Gęstość w funkcji temperatury dla stali MARAGING 350 uzyskane z pierwszego i drugiego cyklu grzania na dylatometrze DIL 402 C.

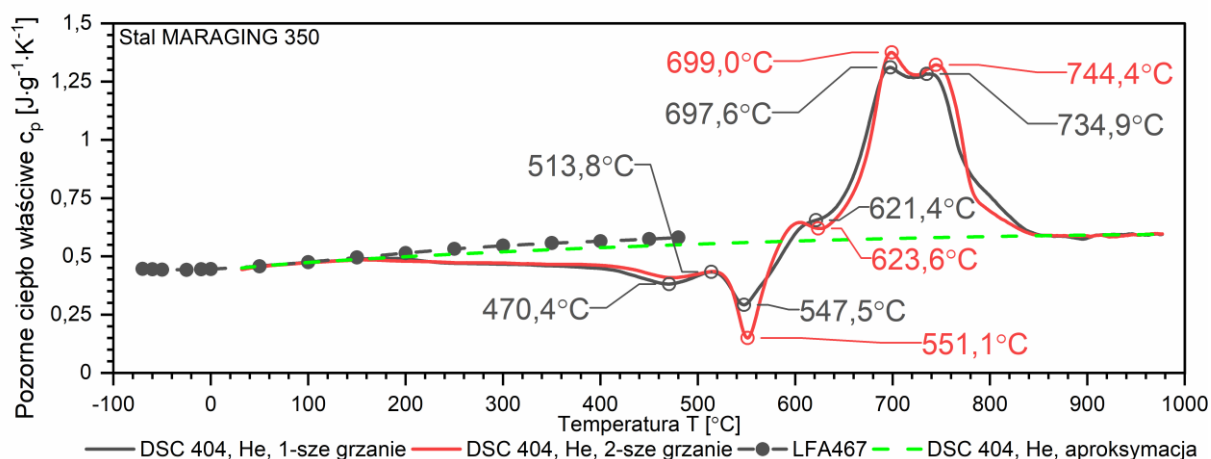
W przypadku stali WCL pomiar rozszerzalności cieplnej potwierdził obecność przemiany fazowej ferryt-austenit oraz skurcz stali WCL w temperaturze ok. 860°C – rys. 3.26 i rys. 3.27. Tak wysoka temperatura przemiany fazowej i skurczu materiału, najwyższa wśród badanych przez autora niniejszej dysertacji stali lufowych (rys. 3.38 i rys. 3.39), czyni tę stal szczególnie predystynowaną do produkcji luf broni strzeleckiej i armatniej. Widoczny pik pojawia się przy około 680°C w drugim przebiegu i jest związany z obróbką cieplną próbki po pierwszym przebiegu – rys. 3.26. W całym zakresie pomiarowym gęstość spada liniowo aż do wystąpienia skurczu materiału, czyli do temperatury około 860 °C. Powyżej tej temperatury gęstość maleje liniowo, jak poprzednio.

W przypadku stali MARAGING 350 gęstość stali spada w funkcji temperatury, z wyjątkiem zakresu temperatury od 450°C do 850°C, gdzie występuje marginalny skurcz materiału – rys. 3.29.

Wyniki badań ciepła właściwego dla próbek ze stali WCL oraz stali MARAGING 350 przedstawiono na rys. 3.30 i rys. 3.31. Dla każdej próbki wykonano dwa cykle pomiarowe. Na rysunkach zestawiono ciepło właściwe obliczone metodą porównawczą z pomiaru dyfuzyjności cieplnej na LFA 467 w zakresie temperatury -50°C ÷ 500°C z wynikami pomiarów pozornego ciepła właściwego w zakresie temperatury RT ÷ 1000°C, uzyskanymi z pomiarów DSC. Na obu rysunkach linia przerywana przedstawia ciepło właściwe w funkcji temperatury opisane równaniami (3.8) i (3.9), które posłużyły do obliczeń zgodnie z wyrażeniem (3.2) przewodności cieplnej w funkcji temperatury (rys. 3.24). W przypadku stali MARAGING 350 obliczenia ciepła właściwego metodą porównawczą wskazały metodę, jak poprawnie aproksymować pomiary pozornego ciepła właściwego w zakresie temperatury do 1000°C, by uzyskać charakterystykę  $c_p(T)$  – rys. 3.31 – linia przerywana.



Rys. 3.30. Charakterystyki temperaturowe pozornego ciepła właściwego stali WCL otrzymanej z pierwszego i drugiego cyklu grzania: linia przerywana czarna – wyniki otrzymane z LFA 467; zielona przerywana linia – przybliżenie pomiaru na DSC.



Rys. 3.31. Charakterystyki temperaturowe pozornego ciepła właściwego dla stali MARAGING 350 uzyskane z pierwszego i drugiego cyklu grzania: linia przerywana czarna – wyniki otrzymane z LFA 467; zielona przerywana linia – przybliżenie pomiaru na DSC.

Dla wszystkich badanych próbek stali WCL oraz MARAGING 350, zaproponowano wzory korelacyjne w badanym zakresie temperatury, tzn. od  $-50^{\circ}\text{C}$  do  $1000^{\circ}\text{C}$ . Na rys. 3.30 przedstawiono krzywą aproksymacyjną (zielona linia przerywana) ciepła właściwego próbek stali WCL, natomiast na rys. 3.31 to samo dla stali MARAGING 350. Dla stali WCL wzór korelacyjny ma postać:

$$c_p(T[K]) = a_0 + a_1T + a_2T^2 + a_3T^3 + a_4T^{\frac{1}{3}} \quad [\text{J} \cdot \text{g}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}] \quad (3.8)$$

Wartości współczynników  $a_i$  podano w tabeli 3.11.

Tabela 3.11. Współczynniki do obliczania ciepła właściwego w funkcji temperatury dla stali WCL (3.8):

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

Dla stali MARAGING 350 wzór korelacyjny ma postać:

$$c_p(T[K]) = a_0 + a_1T + a_2T^2 + a_3T^{-\frac{1}{3}} \quad [J \cdot g^{-1} \cdot K^{-1}] \quad (3.9)$$

Tabela 3.12. Współczynniki do obliczania ciepła właściwego w funkcji temperatury dla stali MARAGING 350 według równania (3.9):

| współczynnik                        | wartość                 | współczynnik                                  | wartość                  |
|-------------------------------------|-------------------------|-----------------------------------------------|--------------------------|
| $a_0 [J \cdot g^{-1} \cdot K^{-1}]$ | $4,6660 \times 10^{-1}$ | $a_2 [J \cdot g^{-1} \cdot K^{-3}]$           | $-1,1046 \times 10^{-7}$ |
| $a_1 [J \cdot g^{-1} \cdot K^{-2}]$ | $2,4713 \times 10^{-4}$ | $a_3 [J \cdot g^{-1} \cdot K^{-\frac{4}{3}}]$ | $-7,7045 \times 10^{-2}$ |

W przypadku stali WCL przebieg DSC po pierwszym grzaniu wykazuje obecność dwóch pików. Pierwszy pik endotermiczny przy 758,9°C odpowiada przemianie ferromagnetycznej w paramagnetyczną w punkcie Curie, natomiast drugi (871,8°C) związany jest z przemianą w  $\gamma$ -Fe (ferrytu w austenit) [52, 53]. Gdyby test DSC przeprowadzono w wyższych temperaturach, zauważalne byłyby zestawy pików endotermicznych związanych z rozpuszczaniem różnych węglików [54]. Dla drugiego cyklu grzania krzywa DSC ujawniła pik związany z wytrącaniem węglików.

W przypadku stali MARAGING 350 charakterystyka DSC wskazuje zarówno na przemianę fazową, jak i powstawanie wydzieli w stali MARAGING 350 podczas cyklu grzania. Krzywa DSC dla próbki stali MARAGING 350 w stanie dostawy wykazuje 4 różne piki. Pierwotny pik egzotermiczny (470,4 °C) odpowiada odzyskowi martenzytu a także tworzeniu się węglików i spójnych stref. Procesy te przyniosły jedynie ograniczony efekt utwardzania. Drugi pik egzotermiczny (ok. 550°C) jest z kolei związany z powstawaniem głównych wzmacniających wydzieli międzymetalicznych, takich jak fazy  $Ni_3(Ti, Mo)$  [55]. W sekcji wysokotemperaturowej można znaleźć dwa piki endotermiczne, jeden przy 697,6°C, a drugi przy 734,9°C - rys. 3.31. Pierwszy pik endotermiczny jest spowodowany rewersją austenitu i tworzeniem austenitu szczątkowego. Austenitem szczątkowym nazywamy austenit nieprzekształcony po ochłodzeniu, tzn. część austenitu odwróconego powstałego podczas cyklu grzania, który zachował strukturę austenitu podczas późniejszego schłodzenia do temperatury pokojowej. Pozostała część austenitu odwróconego przekształciła się z powrotem w martenzyt przez dyfuzję. Drugi pik endotermiczny odpowiada przekształceniu martenzytu (hermetycznie heksagonalna komórka elementarna) w austenit (FCC- „Face Centred Cubic”- struktura ściennie centrowana) przez ścinanie oraz rozdzielenie wydzieli lub rekrytalizację.

### Podsumowanie

W przypadku stali WCL wyniki badań własności termofizycznych stali WCL porównano z takimi samymi badaniami przedstawionymi w [56]. W przypadku dyfuzyjności cieplnej wyniki są zbliżone w zakresie temperatury do ok. 740°C, przy której zachodzi przemiana fazowa ferryt-austenit – rys. 3.32. W zakresie temperatury 740÷900°C występują rozbieżności wynikające z niewystarczającej liczby punktów pomiarowych wykorzystanych w pracy [56]. Tymczasem zakres ten związany jest z przemianą w  $\gamma$ -Fe (ferrytu w austenit) – rys. 3.32 (czarna linia przerywana). W pozostałym zakresie temperatury, tzn. do ok. 1100°C wyniki pomiarów dyfuzyjności cieplnej są zbliżone. W przypadku pozornego ciepła właściwego wyniki są takie same – rys. 3.32.

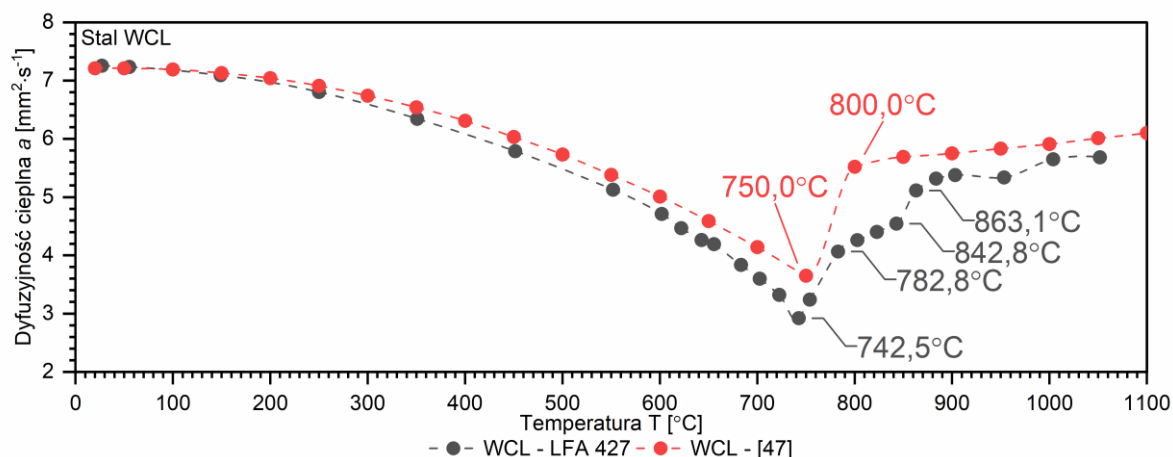
Innym problemem jest to, jak poprawnie obliczyć charakterystykę cieplną przewodności cieplnej i ciepła właściwego jako danych wejściowych do wykonania symulacji numerycznych wymiany ciepła. Dyfuzyjność cieplna  $a$ , przewodność cieplna  $k$ , ciepło właściwe  $c_p$  i gęstość  $\rho$  są powiązane wyrażeniem:

$$a = \frac{k}{\rho \cdot c_p}. \quad (3.10)$$

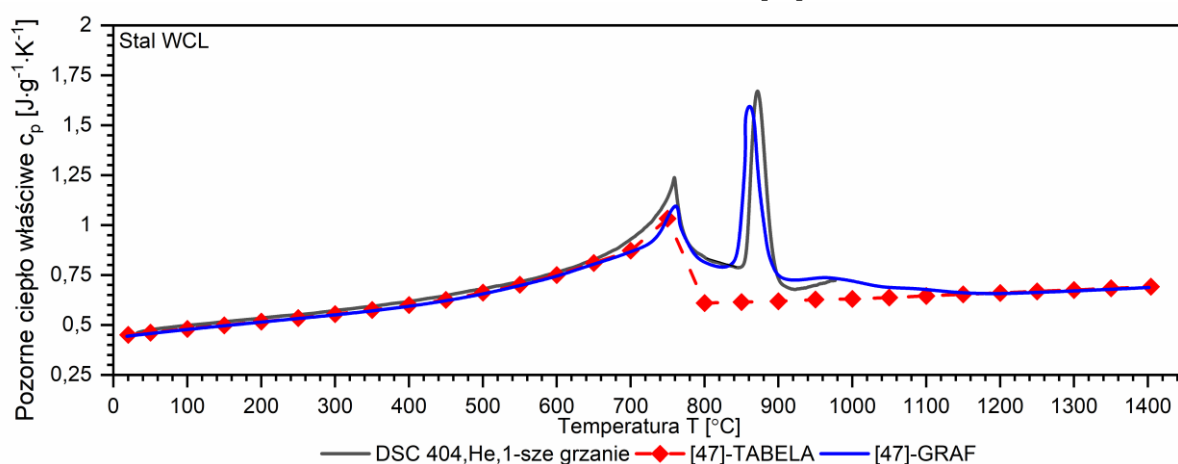
Każdy z tych parametrów termofizycznych można wyznaczyć na oddzielnych stanowiskach pomiarowych, a przewodność cieplną można obliczyć z wyrażenia:

$$k = a \cdot \rho \cdot c_p. \quad (3.11)$$

Przemiana fazowa znajduje swoje odzwierciedlenie w charakterystyce termicznej każdego parametru termofizycznego. Zatem przy obliczaniu przewodności cieplnej  $k$  w obszarze przemian fazowych ze wzoru (3.11) efekt ten jest uwzględniany zarówno w dyfuzyjności cieplnej, jak i w cieple właściwym. Oznacza to, że efekt przemiany fazowej i związana z nią entalpia są uwzględniane dwukrotnie. Tak dzieje się w pracy [47]. Metoda aproksymacji ciepła właściwego w funkcji temperatury, która w tym przypadku została przyjęta do obliczenia przewodności cieplnej, została przedstawiona na rys. 3.33. Należy zauważyć, że aproksymacja ciepła właściwego nie uwzględniała piku przy 870°C, gdyż – zdaniem autorów [57] – nie znalazło to odzwierciedlenia w pomiarach dyfuzyjności cieplnej.



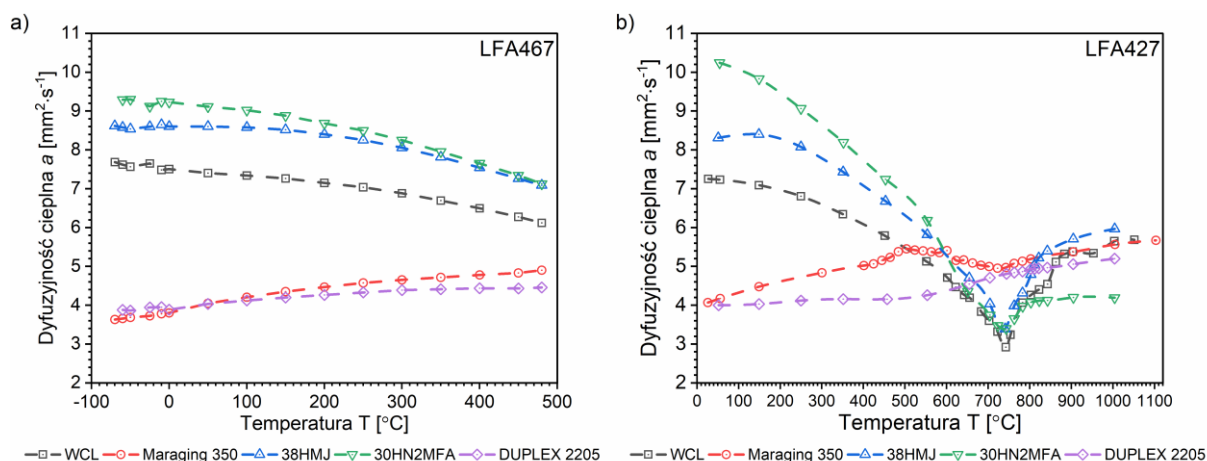
Rys. 3.32. Dyfuzyjność cieplna w funkcji temperatury dla stali WCL otrzymanej z pierwszego cyklu grzania na LFA 427 vs. dane literaturowe [47].



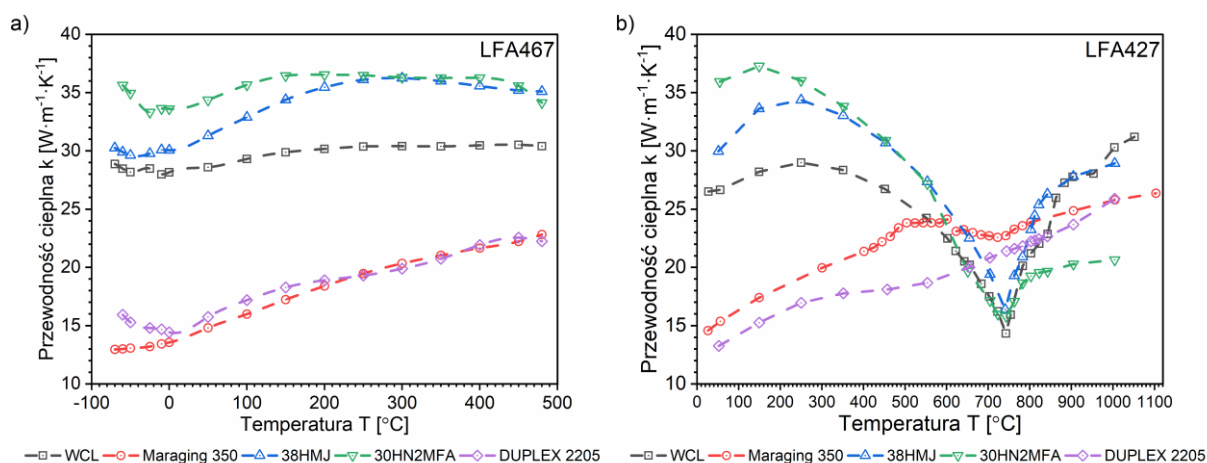
Rys. 3.33. Charakterystyki temperaturowe pozornego ciepła właściwego dla stali WCL uzyskane z pierwszego cyklu grzania a dane literaturowe: linia przerywana czerwona – przybliżenie danych z [47].

### 3.4. Podsumowanie badań własności termofizycznych wybranych stali

Na rys. 3.34÷3.39 przedstawiono własności termofizyczne, tzn. dyfuzyjność cieplną, przewodność cieplną, rozszerzalność cieplną oraz pozorne ciepło właściwe wybranych stali lufowych, tzn. WCL, MARAGING 350, 38HMJ, 30HN2MFA i DUPLEX 2205. Porównanie własności termofizycznych tych stali pod kątem przydatności na lufy broni strzeleckiej i armat polega 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. Nadrzędnym celem było jednak uzyskanie zależnych od temperatury własności termofizycznych tych stali jako danych wejściowych do wykonania symulacji numerycznych wymiany ciepła w lufie armaty kalibru 35 mm [58].



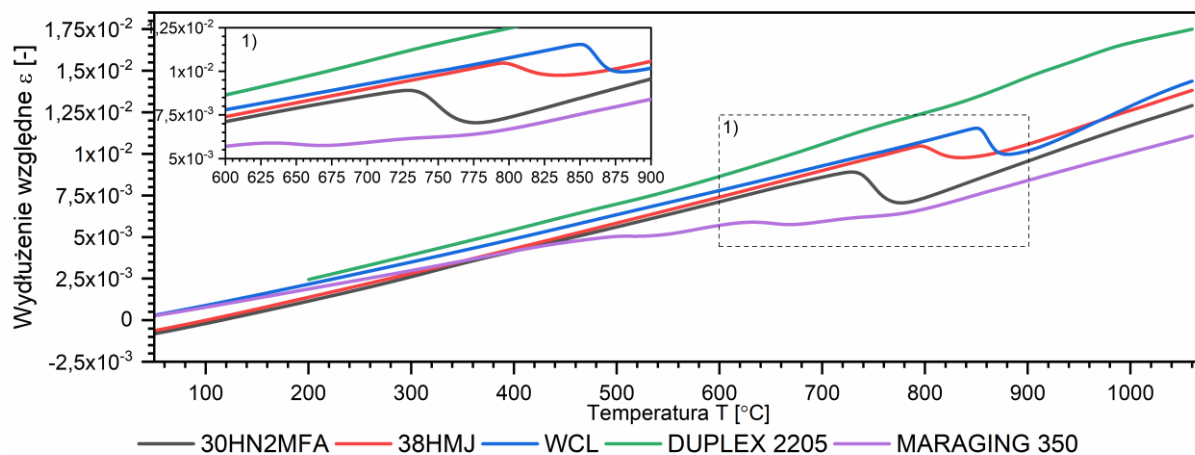
Rys. 3.34. Porównanie wyników pomiarów dyfuzyjności cieplnej w funkcji temperatury dla stali WCL, MARAGING 350, 38HMJ, 30HN2MFA i DUPLEX 2205: (a) - uzyskane na dylatometrze LFA 467; (b) – uzyskane na dylatometrze LFA 427 [14, 17].



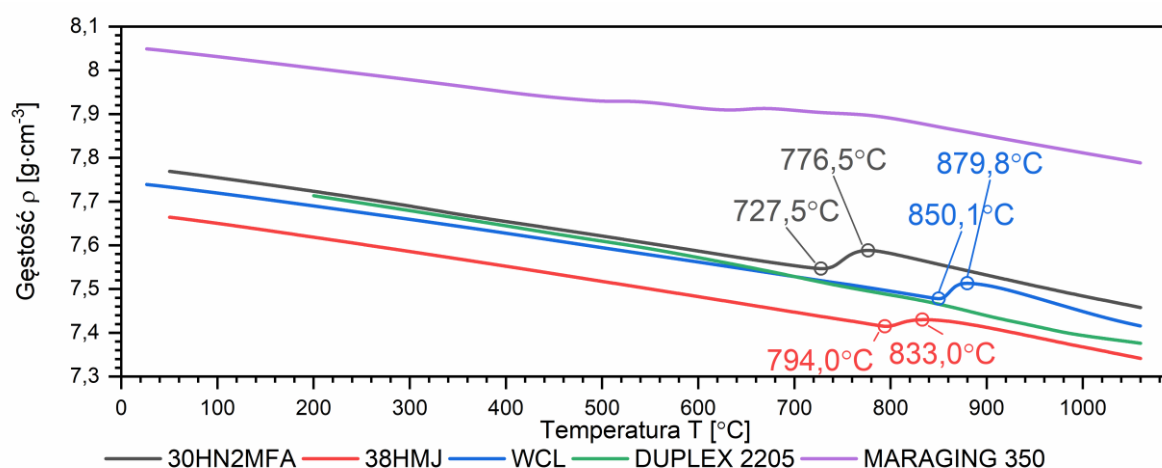
Rys. 3.35. Porównanie charakterystyk przewodności cieplnej w funkcji temperatury dla stali WCL, MARAGING 350, 38HMJ, 30HN2MFA i DUPLEX 2205: (a) – w zakresie -50-500°C; (b) – w zakresie RT-1000°C [14, 17].

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

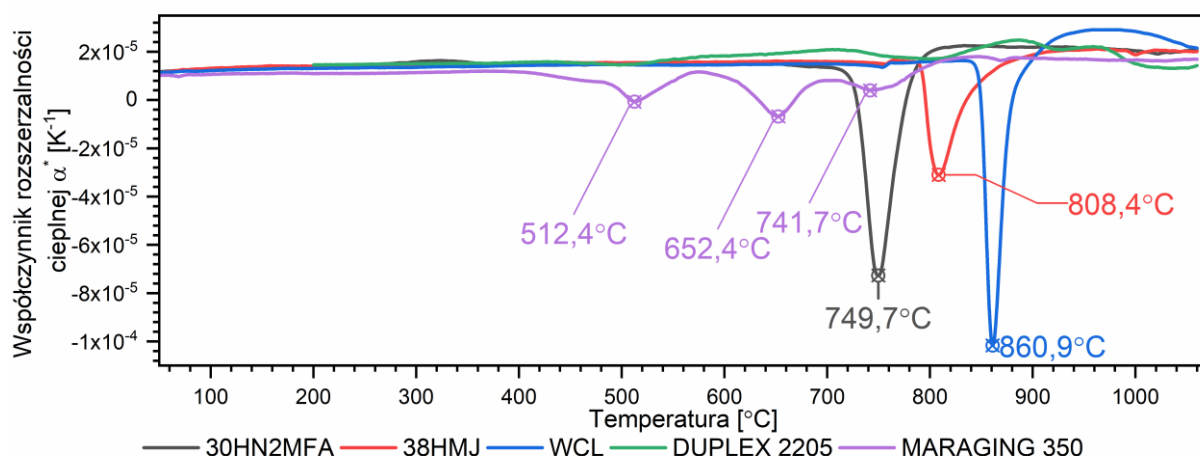
- najwyższą dyfuzyjność cieplną i przewodność cieplną spośród 5 badanych stali lufowych ma stal 30HN2MFA, a najniższą DUPLEX 2205;
- w stalach WCL, 38HMJ i 30HN2MFA w temperaturze ok. 740°C następuje przejście fazowe ferryt-austenit, co skutkuje skurczem materiału;
- charakter zmian dyfuzyjności cieplnej i przewodności cieplnej w funkcji temperatury dla stali MARAGING 350 i DUPLEX 2205 jest podobny, tzn. następuje wzrost w całym zakresie pomiaru temperatury.



Rys. 3.36. Porównanie charakterystyk termicznych  $\varepsilon$  w funkcji temperatury dla stali WCL, MARAGING 350, 38HMJ, 30HN2MFA i DUPLEX 2205 [14, 17].



Rys. 3.37. Porównanie charakterystyk gęstości w funkcji temperatury dla stali WCL, MARAGING 350, 38HMJ, 30HN2MFA i DUPLEX 2205 [14, 17].

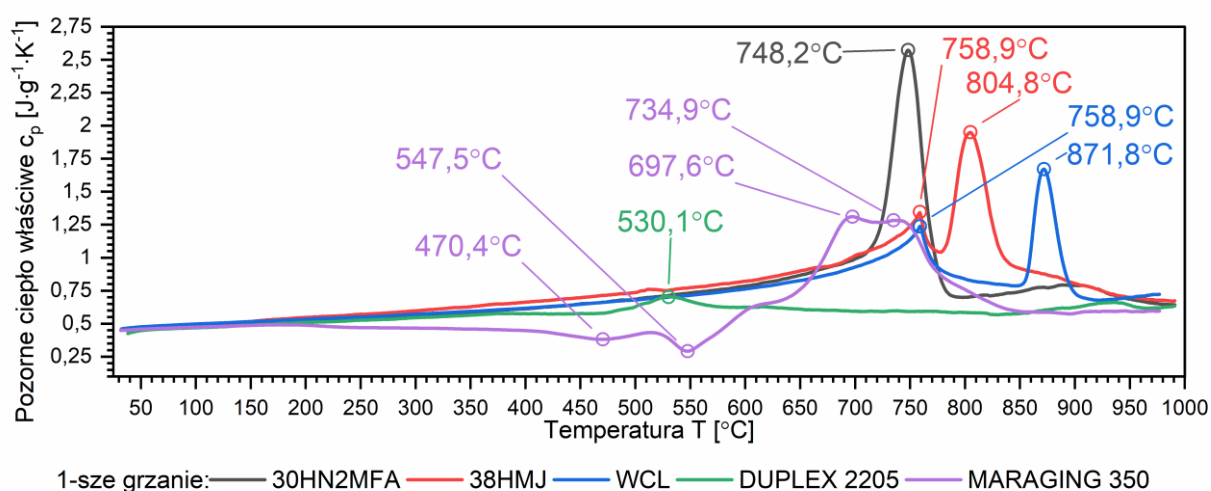


Rys. 3.38. Porównanie charakterystyk termicznych  $\alpha^*$  w funkcji temperatury dla stali WCL, MARAGING 350, 38HMJ, 30HN2MFA i DUPLEX 2205 [14, 17].

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 – rys. 3.37;
- 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 X37CrMoV5-1 (860,9 °C, onset – 849,7 °C);
- widoczne efekty termiczne w stalach MARAGING 350 i DUPLEX 2205, a szczególnie w przypadku MARAGING 350 nie wpływają znacząco na rozszerzalność cieplną tych stali – rys. 3.36.



Rys. 3.39. Porównanie pozornego ciepła właściwego w funkcji temperatury dla stali WCL, MARAGING 350, 38HMJ, 30HN2MFA i DUPLEX 2205 [14, 17].

Wyniki testów DSC podsumowano w następujący sposób – rys. 3.39:

- 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  $\gamma$ -Fe (ferrytu do austenitu);
- w zakresie temperatury do 1000°C brak drugiego pików 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 wydzieli 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 rekrystalizacji;
- dla stali DUPLEX 2205 pik przy 530,1 °C oznacza, że ferryt bogaty w chrom uległ rozpuszczeniu i dlatego pojawia się pierwszy pik pozornego pik ciepła właściwego.

#### 4. Symulacje numeryczne wymiany ciepła w lufie armaty

Powszechnie wiadomo, że nowoczesne systemy artylerii przeciwlotniczej składają się z wielu dział, z których część strzela do wyznaczonego celu, podczas gdy pozostałe podążają za celem bez oddania strzału. Jest to związane z rytmem strzelań przewidzianym dla pojedynczej armaty ze względu na osiąganą podczas strzelań wysoką temperaturę lufy. W przypadku zbyt dużego nagrzania się lufy armaty, następuje wstrzymanie ognia z tej armaty. Ogień prowadzi się wówczas z pozostałych armat, które do tej pory pozostawały w gotowości. Możliwe jest również strzelanie ze wszystkich dział baterii jednocześnie. Niska żywotność lufy jest wąskim gardłem, które ogranicza wydajność broni. Wieloletnie badania wykazały, że erozja 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 [4, 6, 59-64]. Chociaż mechanizm zużycia lufy nie jest w pełni poznany, wiadomo że zużycie lufy jest bardzo ściśle związane z maksymalną temperaturą przewodu lufy [65]. Zazwyczaj przy projektowaniu cyklu strzelań istotne jest utrzymanie temperatury lufy poniżej 800°C, ustalonej przez producenta przy badaniu żywotności lufy armaty jako temperatura maksymalna [65, 66]. 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 [14, 17]. Jest to związane z przejściem fazowym ferryt–austenit w tych stalach. Kinetykę tych zmian dobrze opisują krzywe rozszerzalności cieplnej w funkcji temperatury wyznaczone dla poszczególnych gatunków stali [14, 17, 25]. Wysoka temperatura lufy powoduje zmianę objętości warstwy powierzchniowej przewodu lufy, tworząc siatkę pęknięć. Aby ten proces opóźnić, powierzchnię przewodu lufy zabezpiecza się poprzez nałożenie warstwy twardego chromu galwanicznego. Nie jest to technologia do końca skuteczna, ponieważ chrom łatwo się łuszczy przy nagrzewaniu się lufy podczas intensywnego strzelania. Należy dodać, że pęknięcia podłoża ze stali stopowej przyczyniają się do łuszczenia powłoki ochronnej. Obecnie prowadzone są badania nad wdrożeniem do produkcji luf wykonanych z nowych gatunków stali o podwyższonej alotropowej temperaturze przejścia [14]. Chodzi o przesunięcie przejścia fazowego ferryt–austenit w kierunku wyższej temperatury lub stosowanie stali, w których to przejście nie zachodzi [17].

Przy obliczaniu wymiany ciepła w lufie przyjmuje się zarówno stałe, jak i zmienne w funkcji temperatury wartości przewodności cieplnej, ciepła właściwego i gęstości materiału lufy [26, 65, 67-72]. Z reguły zmiana gęstości materiału lufy jest pomijana ze względu na niewielkie zmiany wartości [26]. Bardzo ważne jest prawidłowe wprowadzenie własności termofizycznych nowych gatunków stali jako danych wejściowych do obliczeń wymiany ciepła w lufie. Rozważamy zmianę fazy tylko w odniesieniu do przewodności cieplnej. Jednak w literaturze można znaleźć prace, w których efekt cieplny przemian fazowych został uwzględniony dwukrotnie, tj. w przewodności cieplnej i cieple właściwym, co wydaje się być błędem [26, 47]. Dyfuzyjność cieplna  $a$ , przewodność cieplna  $k$ , ciepło właściwe  $c_p$  i gęstość  $\rho$  są powiązane z wyrażeniem  $a = k/(\rho \cdot c_p)$ . Każdy z tych parametrów termofizycznych można wyznaczyć na oddzielnych stanowiskach pomiarowych lub np. przewodność cieplną można obliczyć z wyrażenia  $k = a \cdot \rho \cdot c_p$ . Przemiana fazowa jest widoczna w każdym parametrze termofizycznym. Tak więc przy obliczaniu przewodności cieplnej  $k$  w obszarze przemian fazowych ze wzoru  $k = a \cdot \rho \cdot c_p$ , efekt ten będzie uwzględniony zarówno w dyfuzyjności cieplnej, jak i w cieple właściwym. Oznacza to, że efekt zmiany fazy i związana z nią entalpia zostaną uwzględnione dwukrotnie. Z reguły uwzględniamy efekt przejścia fazowego w charakterystyce przewodności cieplnej [73]. Istotne wydaje się również rozważenie wpływu warstwy chromu na wymianę ciepła w lufie armaty.

W trakcie ostrzału artyleryjskiego wewnętrzna ściana lufy doświadcza ciągłego wzrostu temperatury. Na krzywych wzrostu temperatury lufy w funkcji czasu podczas strzału możemy wyróżnić tzw. maksymalną temperaturę piku i minimalną temperaturę podstawy piku, która w rzeczywistości jest temperaturą wewnętrznej ścianki lufy. Aby określić temperaturę wewnętrznej powierzchni lufy równą 800°C, konieczne jest przeprowadzenie symulacji numerycznych wymiany ciepła w lufie po oddaniu kilkudziesięciu strzałów [67, 70, 71]. W ciągu ostatnich lat przeprowadzono szereg obliczeń pola temperaturowego lufy armaty w poszczególnych jej przekrojach. Obliczenia te stają się coraz dokładniejsze i sprawdzalne w badaniach eksperymentalnych [59, 68, 74, 75]. Często jednak ważna jest symulacja numeryczna wymiany ciepła wzdłuż całej długości lufy, a nie tylko w jej fragmentach. Aby uniknąć bardzo czasochłonnych obliczeń, lufę można podzielić na sektory. W niniejszej dysertacji rozpatrzono dwa przypadki podziału lufy, tzn. na 6 oraz na 30 sektorów. Podział na 6 sektorów wynikał z konieczności weryfikacji wcześniejszych obliczeń wymiany ciepła w lufie armaty kalibru 35 mm wykonanych na potrzeby projektu badawczego NCBR nr O ROB 0046 03 001 [66]. Obliczenia wykonano bez uwzględnienia powłoki ochronnej z chromu

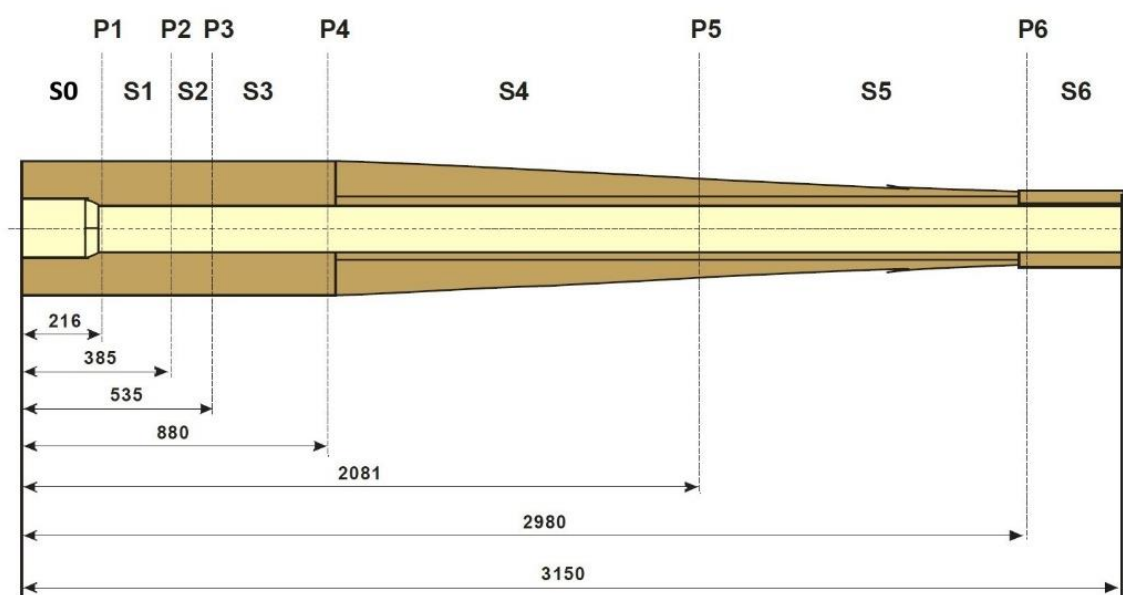
na wewnętrznej powierzchni lufy. Ponieważ symulacje numeryczne wymiany ciepła w lufie z podziałem na 6 sektorów zakończyły się sukcesem, te same obliczenia wykonano dla lufy z podziałem na 30 sektorów. Dodatkowo na wewnętrznej powierzchni lufy uwzględniono powłokę ochronną z chromu. Obliczenia wykonano dla warstwy chromu o różnej grubości. Rozwiązano problem początkowo-brzegowy (PPB) wymiany ciepła w ścianie lufy armaty kalibru 35 mm dla pojedynczego strzału, sekwencji 7 oraz 60 strzałów dla wybranych stali lufowych. Obliczenia przeprowadzono z uwzględnieniem zależnych od temperatury parametrów termofizycznych modelu wymiany ciepła, tj. przewodności cieplnej, ciepła właściwego i rozszerzalności cieplnej stali oraz chromu (w zakresie od temperatury pokojowej (RT) do 1000°C). Do obliczeń zakwalifikowane stale lufowe: 38HMJ (1.8509), 30HN2MFA, DUPLEX (1.4462) [14]. Parametry termofizyczne chromu, tzn. przewodność cieplną, ciepło właściwe oraz gęstość w funkcji temperatury wzięto z literatury [76-78]. W modelu wymiany ciepła pominięto termiczny opór kontaktowy między warstwą chromu a podłożem, podobnie jak w pracach [58, 79-81]. Istnieją publikacje, w których zakłada się stałą wartość oporu kontaktowego na poziomie  $R=0.00053 \text{ m}^2 \cdot ^\circ\text{C}/\text{W}$  [82-86]. Wstępne symulacje numeryczne wymiany ciepła w lufie wykonane przez autora niniejszej pracy wykazały, że zarówno dla cienkich warstw chromu, jak i dla warstw powyżej 100  $\mu\text{m}$ , przyjęcie stałych wartości kontaktowego oporu cieplnego prowadzi do przeszacowania wyników obliczeń pola temperatury na wewnętrznej powierzchni lufy. Dodatkowo w przypadku warstw chromu o dużej grubości możemy mówić o sprężystym odkształceniu nierówności powierzchni, których wzajemne dopasowanie zależy od ciśnienia gazów prochowych. W przypadku cienkich warstw chromu, gdzie możemy mówić o plastycznym odkształceniu nierówności powierzchni, ciśnienie gazów prochowych eliminuje kontaktowy opór cieplny [84]. W niniejszej pracy, w obliczeniach uwzględniono różne grubości warstwy chromu, tj. 10, 20, 30 i 200  $\mu\text{m}$ . W broni strzeleckiej stosuje się warstwy chromu o grubości 10, 20, 30  $\mu\text{m}$ , natomiast w armatach nawet rzędu 200  $\mu\text{m}$  [80, 85]. Zwrócono szczególną uwagę na prawidłowe wprowadzenie parametrów termofizycznych w funkcji temperatury w symulacjach numerycznych wymiany ciepła w ścianie lufy armaty kalibru 35 mm dla pojedynczego strzału oraz sekwencji strzałów dla wybranych stali lufowych. Chodzi o to, aby dwukrotnie nie rozpatrywać efektów przejścia fazowego w wybranych stopach metali, na przykład w przewodności cieplnej i cieple właściwym.

W przypadku podziału lufy na 6 stref wyniki obliczeń temperatury wewnętrznej powierzchni lufy w funkcji czasu zilustrowano dla 6 wybranych przekrojów. Do obliczeń zakwalifikowane stale lufowe: 38HMJ (1.8509), 30HN2MFA oraz DUPLEX (1.4462)

(w zakresie od RT do 1000°C) [14]. Model podziału lufy na 30 stref pozwolił dodatkowo dokonać analizy zmian maksymalnej temperatury w funkcji czasu wzdłuż długości lufy na jej wewnętrznej powierzchni. Do obliczeń zakwalifikowane stal lufową 30HN2MFA (w zakresie od RT do 1000°C) [14].

#### podział lufy na 6 stref

Dla celów obliczeniowych lufę o łącznej długości 3150 mm podzielono na 6 stref od S1 do S6 – rys. 4.1. Współczynnik przejmowania ciepła na wewnętrznej powierzchni lufy obliczono w funkcji czasu  $h_i(t)$  w sześciu przekrojach od P1 do P6: P1:  $z = 216$  mm, P2:  $z = 385$  mm, P3:  $z = 535$  mm, P4:  $z = 880$  mm, P5:  $z = 2081$  mm, P6:  $z = 2980$  mm. Obliczono również temperaturę gazów prochowych w funkcji czasu  $T_g(t)$ . Funkcje  $h_i(t)$  w przekrojach od P1 do P6 obowiązują w strefach od S1 do S6. Dodatkowo jako strefę S0 w zakresie od 0 do 216 mm wyróżniono zamek armaty, dla którego – na obecnym etapie badań – została przydzielona taka sama funkcja  $h_i(t)$ , jak dla strefy S1.

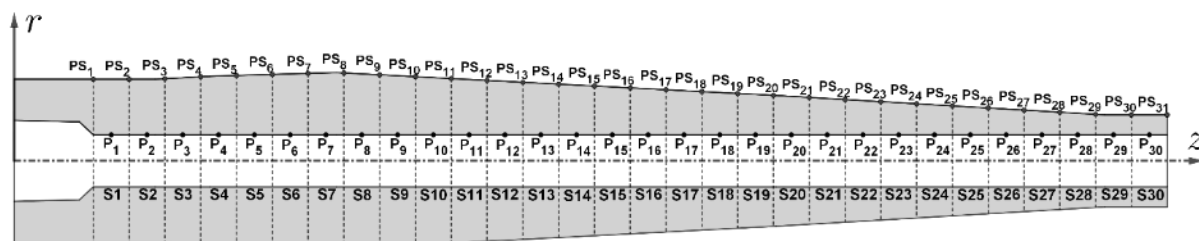


Rys. 4.1. Przyjęte do obliczeń strefy wymiany ciepła S1-S6 w lufie armaty 35 mm: S1:  $0 \div 385$  mm,  $r_{out} = 55.0 \div 55.0$  mm; S2:  $385 \div 535$  mm,  $r_{out} = 55.0 \div 57.0$  mm; S3:  $535 \div 880$  mm,  $r_{out} = 57.0 \div 59.5$  mm; S4:  $880 \div 2081$  mm,  $r_{out} = 59.5 \div 44.07$  mm; S5:  $2081 \div 2980$  mm,  $r_{out} = 44.07 \div 31.0$  mm; S6:  $2980 \div 3150$  mm,  $r_{out} = 31.0$  mm.

#### podział lufy na 30 stref

Dla celów obliczeniowych lufę o łącznej długości 3150 mm podzielono na 30 stref od S1 do S30 – rys. 4.2. Podobnie jak poprzednio współczynnik przejmowania ciepła obliczono w funkcji czasu  $h_i(t)$  w każdym z 30 przekrojów, tzn. od PS<sub>1</sub> do PS<sub>30</sub> na wewnętrznej powierzchni lufy – Tabela 4.1. Obliczono również temperaturę gazów prochowych w funkcji czasu  $T_g(t)$ . Funkcje  $h_i(t)$  w przekrojach od PS<sub>1</sub> do PS<sub>30</sub> obowiązują w strefach od S1 do S30.

Podobnie jak poprzednio dodatkowo jako strefę S0 w zakresie od 0 do 216 mm wyróżniono zamek armaty, dla którego – na obecnym etapie badań – została przydzielona taka sama funkcja  $h_i(t)$ , jak dla strefy S1. Dla punktów P<sub>1</sub>-P<sub>30</sub> przedstawiono wyniki symulacji numerycznych wymiany ciepła w lufie armaty kalibru 35 mm na rys. 4.22-4.31.



Rys. 4.2. Przyjęte do obliczeń wymiany ciepła strefy S1÷S30 w lufie armaty kalibru 35 mm – Tabel 4.1.

Tabela 4.1. Przyjęte do obliczeń wymiany ciepła strefy S1÷S30 w lufie armaty kalibru 35 mm:  $PS_i$  – granica stref,  $R_{out,PS_i}$  – promień przekroju lufy w punkcie  $PS_i$ ,  $P_i$  – środek  $i$ -tej strefy.

|                       |        |        |        |        |        |        |        |        |        |        |
|-----------------------|--------|--------|--------|--------|--------|--------|--------|--------|--------|--------|
| Numer $i$ -tej strefy | S1     | S2     | S3     | S4     | S5     | S6     | S7     | S8     | S9     | S10    |
| $PS_i$ [mm]           | 216,0  | 313,8  | 411,6  | 509,4  | 607,2  | 705,0  | 802,8  | 900,6  | 998,4  | 1096,2 |
| $R_{out,PS_i}$ [mm]   | 55,00  | 55,00  | 55,35  | 55,66  | 57,52  | 58,23  | 58,94  | 59,24  | 57,94  | 56,72  |
| $P_i$ [mm]            | 264,9  | 362,7  | 460,5  | 558,3  | 656,1  | 753,9  | 851,7  | 949,5  | 1047,3 | 1145,1 |
| Numer $i$ -tej strefy | S11    | S12    | S13    | S14    | S15    | S16    | S17    | S18    | S19    | S20    |
| $PS_i$ [mm]           | 1194,0 | 1291,8 | 1389,6 | 1487,4 | 1585,2 | 1683,0 | 1780,8 | 1878,6 | 1976,4 | 2074,2 |
| $R_{out,PS_i}$ [mm]   | 55,47  | 54,21  | 52,93  | 51,70  | 50,44  | 49,18  | 47,93  | 46,67  | 45,41  | 44,16  |
| $P_i$ [mm]            | 1242,9 | 1340,7 | 1438,5 | 1536,3 | 1634,1 | 1731,9 | 1829,7 | 1927,5 | 2025,3 | 2123,1 |
| Numer $i$ -tej strefy | S21    | S22    | S23    | S24    | S25    | S26    | S27    | S28    | S29    | S30    |
| $PS_i$ [mm]           | 2172,0 | 2269,8 | 2367,6 | 2465,4 | 2563,2 | 2661,0 | 2758,8 | 2856,6 | 2954,4 | 3052,2 |
| $R_{out,PS_i}$ [mm]   | 42,75  | 41,33  | 39,90  | 38,48  | 37,06  | 35,64  | 34,22  | 32,79  | 31,37  | 31,00  |
| $P_i$ [mm]            | 2220,9 | 2318,7 | 2416,5 | 2514,3 | 2612,1 | 2709,9 | 2807,7 | 2905,5 | 3003,3 | 3101,1 |
| $PS_{31}$ [mm]        | 3150   |        |        |        |        |        |        |        |        |        |

#### 4.1. Określenie współczynnika przejmowania ciepła oraz temperatury gazów prochowych

Współczynnik przejmowania ciepła  $h$  na wewnętrznej powierzchni lufy można obliczyć ze wzorów korelacyjnych na liczbę podobieństwa Nusselta (Nu) dla w pełni rozwiniętego przepływu turbulentnego w rurze. Liczbę Nusselta można wówczas wyrazić jako funkcję liczb Reynoldsa (Re) i Prandtla (Pr) [87]:

$$Nu_D = 0.023 Re_D^{0.8} Pr^{0.4} \quad (4.1)$$

Dla przepływu płynu w rurze o przekroju kołowym  $D$ , jeśli gaz ma prędkość  $w$ , gęstość  $\rho$ , lepkość dynamiczną  $\mu$  i przewodność cieplną  $k_p$ , definicje liczb Nusselta i Reynoldsa wynoszą odpowiednio:

$$Nu_D = \frac{hD}{k_p} \quad Re_D = \frac{\rho w D}{\mu} \quad (4.2)$$

Podstawiając wzory na liczby Nusselta i Reynoldsa (4.2) do równania (4.1), uzyskujemy współczynnik przejmowania ciepła  $h$  w postaci:

$$h = \frac{0,023}{D^{0,2}} \cdot \frac{k_p}{\mu^{0,8}} Pr^{0,4} (\rho w)^{0,8} \quad (4.3)$$

Przybliżoną wartość liczby Prandtla można obliczyć za pomocą uproszczonej formuły Eucken'a [87]:

$$Pr = \frac{4\kappa}{9\kappa - 5} \quad (4.4)$$

gdzie  $\kappa$  oznacza wykładnik izentropy. Dla gazów prochowych  $\kappa = 1,20$ . Stąd  $Pr^{0,4} \approx 0,93$ .

Uwzględniając słabą zależność temperaturową ilorazu  $\frac{k_p}{\mu^{0,8}} = 285$ , dla średniej temperatury gazów prochowych wynoszącej  $1000^\circ\text{C}$ , otrzymujemy zależność [87, 88]:

$$h = \frac{6,1}{D^{0,2}} (\rho w)^{0,8} \quad (4.5)$$

Ponieważ gęstość  $\rho$  i prędkość  $w$  w gazów prochowych są funkcjami czasu, mamy różne wartości zależnego od czasu współczynnika przejmowania ciepła  $h$  w przekrojach od P1 do P6 (model 6-strefowy) lub w przekrojach od PS<sub>1</sub> do PS<sub>30</sub> (model 30-strefowy) lufy armaty kalibru 35 mm. W przyjętym modelu wymiany ciepła w lufie armaty przyjmujemy, że obliczenia  $\rho$  i  $w$  w przekrojach od P1 do P6 (model 6-strefowy) oraz w przekrojach od PS<sub>1</sub> do PS<sub>30</sub> (model 30-strefowy) obowiązują również odpowiednio w strefach od S1 do S6 (model 6-strefowy) oraz od S1 do S30 (model 30-strefowy).

Gęstość  $\rho$ , prędkość  $w$  oraz temperaturę gazów prochowych w funkcji czasu  $T_g(t)$  wyznaczono, rozwiązując problem główny balistyki wewnętrznej, który jest modelem o parametrach skupionych [89-91]. W obliczeniach uwzględniono zjawiska zachodzące w lufie do momentu wyjścia pocisku z lufy oraz okres po wystrzeleniu. Warunkiem zakończenia obliczeń jest spadek ciśnienia gazów prochowych w lufie do wartości równiej  $0,18 \text{ MPa}$  [92].

Gdy pocisk znajduje się w lufie, model zawiera równanie zachowania energii (pierwsza zasada termodynamiki):

$$dU = dQ - dW \quad (4.6)$$

Różniczkę energii wewnętrznej  $dU$  uwzględniającą udział masowy palącego się paliwa „ $z_p$ ” w stosunku do jego masy początkowej  $m_p$  można wyrazić w postaci:

$$dU = d(c_v m_p z_p T) = c_v m_p (T dz_p + z_p dT) \quad (4.7)$$

Ilość wydzielonego ciepła  $dQ$  podczas spalania prochów o izochorycznej temperaturze płomienia  $T_1$  i ciepłe właściwym przy stałej objętości  $c_v$  wynosi:

$$dQ = c_v T_1 m_p dz_p \quad (4.8)$$

Suma prac gazów prochowych  $dW$  z uwzględnieniem współczynnika prac drugorzędowych  $\varphi$  wyraża się wzorem:

$$dW = d\left(\varphi \frac{mv^2}{2}\right) = \varphi m v dv \quad (4.9)$$

Podstawiając równania (4.7)÷(4.9) do równania (4.6) i zastępując  $c_v$  przez  $c_v = R/(\kappa - 1)$ , otrzymujemy:

$$\frac{d(RT)}{dt} = \frac{(f - RT)m_p \frac{dz_p}{dt} - (\kappa - 1)\varphi m v \frac{dv}{dt}}{m_p z_p} \quad (4.10)$$

gdzie  $f = RT_1$ ,  $\kappa = c_p/c_v$ .

Równanie stanu gazów prochowych [89-92]:

$$p \left( V_0 + sl - \frac{m_p}{\rho_p} (1 - z_p) - \eta m_p z_p \right) = m_p z_p RT \quad (4.11)$$

Równanie szybkości powstawania gazowych produktów spalania (gazów prochowych) [89-92]:

$$\frac{dz_p}{dt} = \frac{S_1}{\Lambda_1} \sqrt{1 + 4 \frac{\lambda_1}{\kappa_1} z_p \cdot r_1 p} \quad (4.12)$$

Równanie ruchu pocisku:

$$\varphi m \frac{dv}{dt} = ps \quad (4.13)$$

gdzie:  $\varphi = K + \frac{1}{3} \frac{m_p}{m}$ .

Prędkość pocisku:

$$\frac{dl}{dt} = v \quad (4.14)$$

Gęstość gazów prochowych:

$$\rho = \frac{m_p z_p}{V_0 + sl - \frac{m_p}{\rho_p} (1 - z_p) - \eta m_p z_p} \quad (4.15)$$

Zakładając liniowy rozkład prędkości gazów prochowych w lufie, obliczamy prędkość w gazów w rozpatrywanym przekroju  $i = 1, \dots, 6$ , ( $i$  – numer przekroju od P1 do P6) lufy, mamy:

$$w = \frac{l_i}{l_0 + l} \cdot v \quad (4.16)$$



gdzie:  $l_i$  – odległość od dna komory nabojoyej do  $i$ -tego przekroju lufy,  $l_0$  – długość komory nabojoyej,  $l$  – droga pocisku wewnątrz lufy (aktualne położenie pocisku w lufie).

W okresie po wystrzeleniu pocisku model zawiera:

Równanie zachowania energii z uwzględnieniem odpływu gazów do otoczenia (przez wylot lufy):

$$dU = dQ - dH \quad (4.17)$$

Biorąc pod uwagę, że:

$$dU = d[c_v m_p (z_p - \zeta) T] = \frac{m_p R}{\kappa - 1} [T(dz_p - d\zeta) + (z_p - \zeta) dT] \quad (4.18)$$

$$dQ = c_v T_1 m_p dz_p = \frac{1}{\kappa - 1} f m_p dz_p \quad (4.19)$$

$$dH = c_p m_p T d\zeta = \frac{\gamma}{\kappa - 1} m_p R T d\zeta \quad (4.20)$$

Równanie (4.17) przybiera postać:

$$\frac{d(RT)}{dt} = \frac{(f - RT) \frac{dz_p}{dt} - (\kappa - 1) RT \frac{d\zeta}{dt}}{z_p - \zeta} \quad (4.21)$$

Równanie stanu gazów prochowych [89-92]:

$$p \left( V_0 + sl_m - \frac{m_p}{\rho_p} (1 - z_p) - \eta m_p (z_p - \zeta) \right) = m_p (z_p - \zeta) RT \quad (4.22)$$

Gęstość gazów prochowych:

$$\rho = \frac{m_p (z_p - \zeta)}{V_0 + sl_m - \frac{m_p}{\rho_p} (1 - z_p) - \eta m_p (z_p - \zeta)} \quad (4.23)$$

Względna masowa szybkość wypływu gazów z lufy do otoczenia.

$$\frac{d\zeta}{dt} = \frac{sp}{m_p \sqrt{RT}} \sqrt{\kappa \left( \frac{2}{\kappa + 1} \right)^{\frac{\kappa + 1}{\kappa - 1}}} \quad (4.24)$$

Zakładając, że gazy prochowe wypływające z lufy osiągną parametry krytyczne, tzn. osiągają prędkość dźwięku, ich prędkość w rozpatrywanym  $i$  – tym przekroju lufy będzie obliczana według:

$$w = \frac{l_i}{l_0 + l_m} \cdot w_{kr} \quad (4.25)$$

gdzie:  $w_{kr} = \sqrt{\kappa R T_{kr}} = \sqrt{\frac{2\kappa}{\kappa + 1} RT}$ ,  $w_{kr}$ ,  $T_{kr}$  – prędkość krytyczna i temperatura krytyczna gazów prochowych na końcu lufy.

Warunki początkowe obliczeń są następujące:

$$t = 0, \quad RT = RT_1 = f, \quad z_p = 0,001, \quad l = 0, \quad v = 0, \quad \zeta = 0$$

Należy dodać, że zmienne  $z_p(t), l(t), v(t), T(t), \zeta(t), w(t), \rho(t)$  i  $p(t)$  są funkcjami czasu.

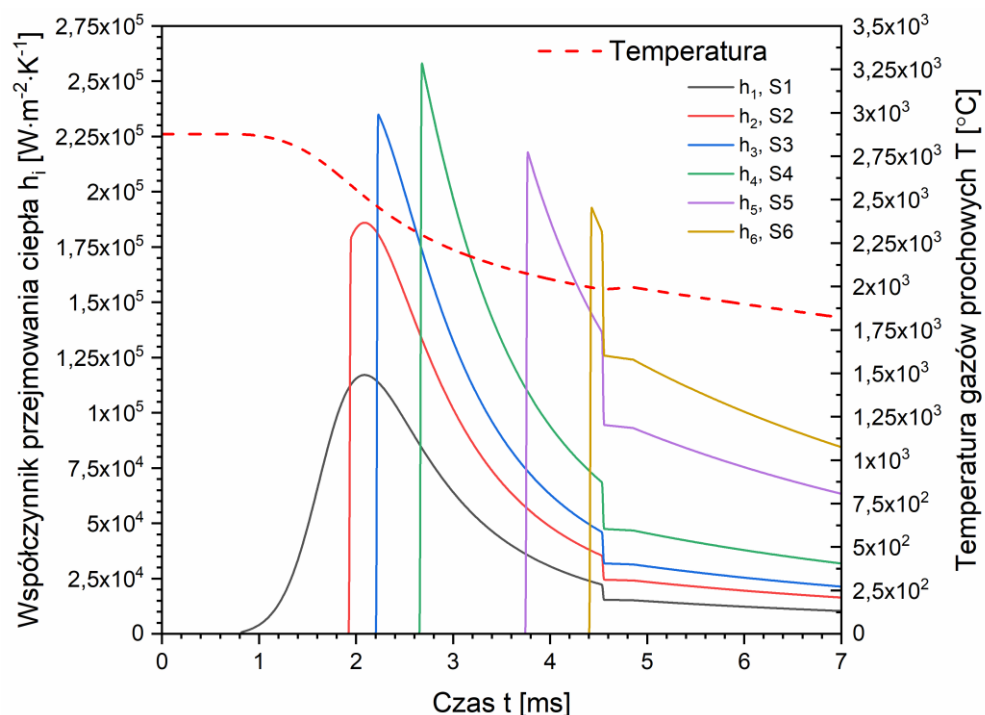
Dane wejściowe do obliczeń balistycznych przedstawiono w Tabeli 4.2.

Tabela 4.2. Dane wejściowe do obliczeń balistycznych.

|                                             |                       |
|---------------------------------------------|-----------------------|
| $m$ , kg                                    | 0,380                 |
| $m_p$ , kg                                  | 0,376                 |
| $s$ , m <sup>2</sup>                        | $9,98 \cdot 10^{-4}$  |
| $V_0$ , m <sup>3</sup>                      | $373 \cdot 10^{-6}$   |
| $l_m$ , m                                   | 2,9342                |
| K                                           | 1,04                  |
| $f$ , J·kg <sup>-1</sup>                    | $1,071 \cdot 10^6$    |
| $\eta$ , m <sup>3</sup> ·kg <sup>-1</sup>   | $1,064 \cdot 10^{-3}$ |
| $\kappa$                                    | 1,2                   |
| $R$ , J·kg <sup>-1</sup> ·K <sup>-1</sup>   | 340                   |
| $\rho_p$ , kg·m <sup>-3</sup>               | 1600                  |
| $r_1$ , m·Pa <sup>-1</sup> ·s <sup>-1</sup> | $0,597 \cdot 10^{-9}$ |
| $S_1$ , m <sup>2</sup>                      | $134,4 \cdot 10^{-6}$ |
| $\Lambda_1$ , m <sup>3</sup>                | $75,2 \cdot 10^{-9}$  |
| $\kappa_1$                                  | 0,755                 |
| $\lambda_1$                                 | 0,159                 |
| $p_0$ , Pa                                  | $30 \cdot 10^6$       |

#### podział lufy na 6 stref

Wyniki obliczeń współczynnika przejmowania ciepła w funkcji czasu  $h_i(t)$  w sześciu przekrojach, tzn. od P1 do P6 oraz temperatury gazu w funkcji czasu  $T_g(t)$  dla lufy armaty przeciwlotniczej kalibru 35 mm pokazano na rys. 4.3. Wartości  $h_i(t)$  w sekcji P1 obowiązują w strefie S0 i S1, P2 w strefie S2, P3 w strefie S3 itd. Przyjęto, że strefa S1 obejmuje również strefę S0 zamka armaty. Obliczenia wymiany ciepła w strefie S0, wyróżnionej jako strefa zamka, nie były przedmiotem rozważań.

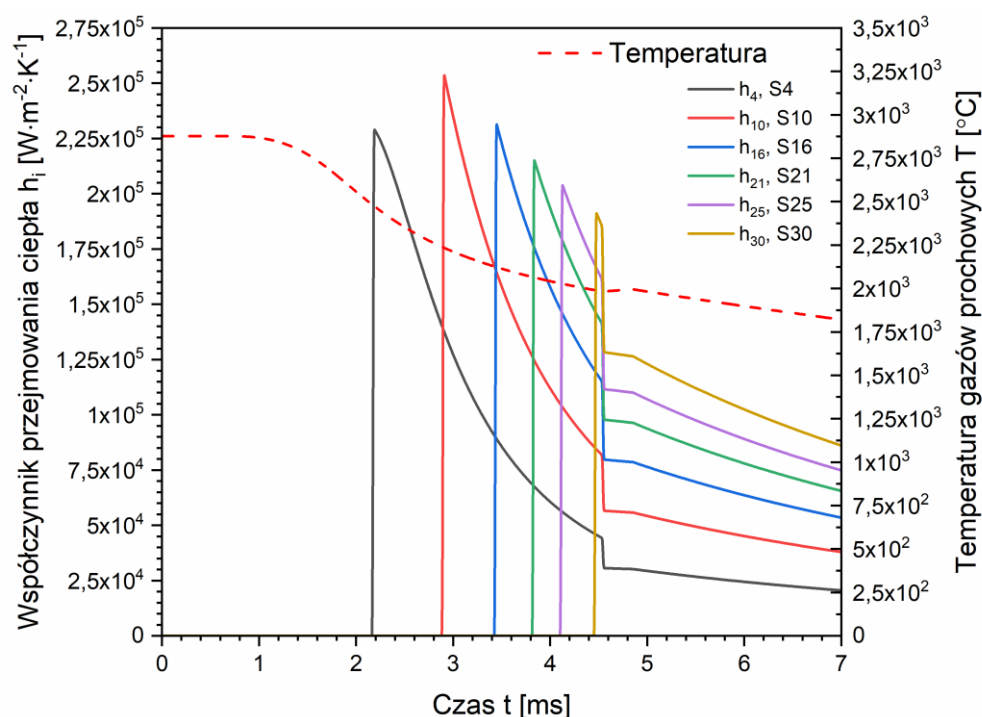


Rys. 4.3. Współczynnik przejmowania ciepła w funkcji temperatury  $h_i(t)$  w 6 przekrojach P1 to P6 oraz temperatura gazów prochowych w funkcji czasu  $T_g(t)$  dla 35 mm lufy armaty.

Dla  $t=4,54$  ms obserwujemy gwałtowne spadki współczynnika przejmowania ciepła w funkcji czasu  $h_i(t)$  w każdym z sześciu przekrojów od P1 do P6. Jest to moment, w którym pocisk opuszcza lufę. Współczynnik przejmowania ciepła osiąga najwyższą wartość w czwartej strefie. Ma nieco niższą wartość w strefie trzeciej.

#### podział lufy na 30 stref

Współczynnik przejmowania ciepła obliczono w funkcji czasu  $h_i(t)$  w 30 przekrojach od PS<sub>1</sub> do PS<sub>30</sub>. Przykładowe wyniki obliczeń współczynnika przejmowania ciepła  $h_i(t)$  w 6 wybranych przekrojach: PS<sub>4</sub>, PS<sub>10</sub>, PS<sub>16</sub>, PS<sub>21</sub>, PS<sub>25</sub> i PS<sub>30</sub> oraz temperatury gazów w funkcji czasu  $T_g(t)$  dla 35 mm lufy armaty przeciwlotniczej pokazano na rys. 4.4. Wartości  $h_i(t)$  w przekroju PS<sub>1</sub> obowiązują w strefie S1, PS<sub>2</sub> w strefie S2, PS<sub>3</sub> w strefie S3, itd. Podobnie jak w modelu z 6 strefami, obliczenia wymiany ciepła w strefie S0 wyróżnionej jako strefa zamka nie były przedmiotem rozważań.



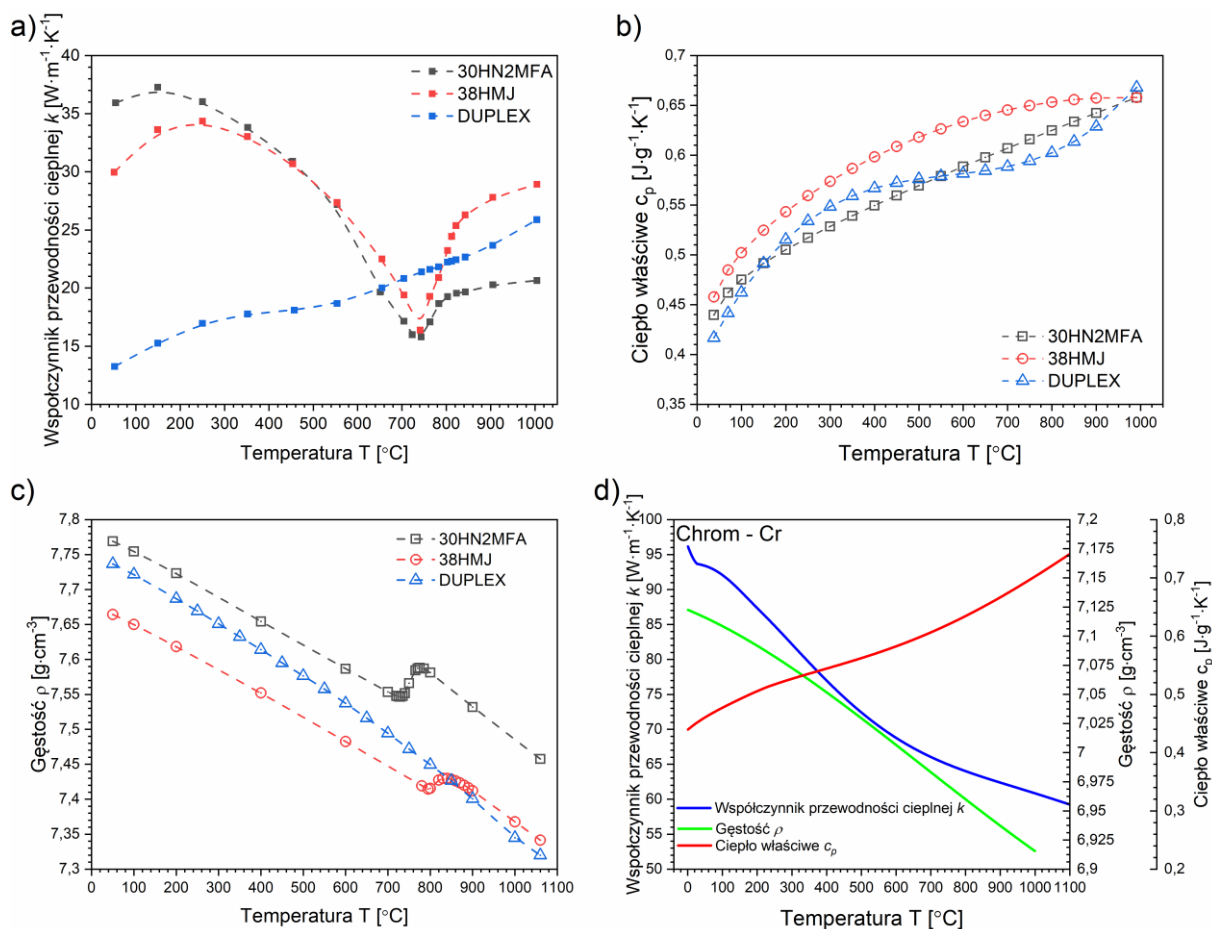
Rys. 4.4. Współczynnik przejmowania ciepła w funkcji temperatury  $h_i(t)$  w 6 wybranych przekrojach: PS<sub>4</sub>, PS<sub>10</sub>, PS<sub>16</sub>, PS<sub>21</sub>, PS<sub>25</sub> i PS<sub>30</sub> ( $h_4(t)$  obowiązuje w strefie S4,  $h_{10}(t)$  obowiązuje w strefie S10, itd.) oraz temperatura gazów prochowych w funkcji czasu  $T_g(t)$  dla 35 mm lufy armaty.

Podobnie jak w modelu z 6 strefami dla  $t=4,54$  ms obserwujemy gwałtowne spadki współczynnika przejmowania ciepła w funkcji czasu  $h_i(t)$  w każdym z 30 przekrojów. Jest to moment, w którym pocisk opuszcza lufę. W okresie od 0 do 1 ms temperatura gazu wynosi około 2900°C i ma stałą wartość (izochoryczna temperatura spalania prochu). Dzieje się tak, ponieważ w tym czasie wzrasta ciśnienie gazu.

## 4.2. Własności termofizyczne wybranych stali lufowych jako dane wejściowe do symulacji numerycznych

Własności termofizyczne wybranych stali lufowych oraz chromu, tj. przewodność cieplna, ciepło właściwe i gęstość w funkcji temperatury w zakresie od RT do 1000°C zostały przyjęte jako dane wejściowe do rozwiązania zagadnienia początkowo-brzegowego wymiany ciepła w ścianie lufy armaty kalibru 35 mm – rys. 4.5 a-d. Dodatkowo własności termofizyczne stali lufowych przedstawiono w tabelach 4.3-4.5. Własności termofizyczne chromu nie zostały przedstawione w tabeli, ponieważ na podstawie danych literaturowych przyjęto znacznie więcej punktów pomiarowych w stosunku do stali lufowych. W przypadku każdej stali dane pomiędzy punktami pomiarowymi aproksymowano w programie COMSOL za pomocą splajnów kubicznych (funkcji sklejących). Ta sama procedura została przeprowadzona dla chromu. Dane

dla chromu o rozdzielczości 1°C zaczerpnięto z [76-78]. O ile gęstość i ciepło właściwe chromu w funkcji temperatury są porównywalne z tymi parametrami dla stali 30HN2MFA oraz 38HMJ, to przewodność cieplna chromu jest około trzykrotnie wyższa.



Rys. 4.5. Charakterystyki temperaturowe własności termofizycznych stali lufowych (30HN2MFA, 38HMJ, DUPLEX) oraz chromu użyte w obliczeniach: a) współczynnik przewodzenia ciepła  $k$ , b) ciepło właściwe  $c_p$ , c) gęstość  $\rho$ , d) właściwości termofizyczne chromu (Cr) [76-78]

Tabela 4.3. Dane wejściowe przewodności cieplnej wybranych stali lufowych przyjęte do obliczeń wymiany ciepła w lufie armaty kalibru 35 mm.

| 30HN2MFA            |                                                               | 38HMJ               |                                                               | DUPLEX 2205         |                                                               |
|---------------------|---------------------------------------------------------------|---------------------|---------------------------------------------------------------|---------------------|---------------------------------------------------------------|
| $T[^\circ\text{C}]$ | $k$<br>[ $\text{W} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$ ] | $T[^\circ\text{C}]$ | $k$<br>[ $\text{W} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$ ] | $T[^\circ\text{C}]$ | $k$<br>[ $\text{W} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$ ] |
| 54,2                | 35,9                                                          | 50,9                | 30,0                                                          | 52,0                | 13,3                                                          |
| 149,1               | 37,3                                                          | 149,0               | 33,6                                                          | 149,1               | 15,3                                                          |
| 250,0               | 36,0                                                          | 250,0               | 34,4                                                          | 249,8               | 17,0                                                          |
| 352,0               | 33,8                                                          | 351,3               | 33,0                                                          | 351,7               | 17,8                                                          |
| 453,3               | 30,9                                                          | 453,4               | 30,7                                                          | 457,0               | 18,1                                                          |
| 553,6               | 27,2                                                          | 553,6               | 27,4                                                          | 553,6               | 18,7                                                          |
| 651,1               | 19,7                                                          | 654,7               | 22,5                                                          | 654,7               | 20,0                                                          |
| 704,4               | 17,1                                                          | 704,5               | 19,4                                                          | 704,2               | 20,8                                                          |
| 723,0               | 16,0                                                          | 741,0               | 16,4                                                          | 744,2               | 21,4                                                          |
| 743,3               | 15,8                                                          | 762,6               | 19,3                                                          | 762,9               | 21,6                                                          |

|        |      |        |      |        |      |
|--------|------|--------|------|--------|------|
| 763,0  | 17,1 | 782,7  | 20,9 | 782,6  | 21,8 |
| 783,1  | 18,7 | 802,8  | 23,2 | 802,5  | 22,2 |
| 802,8  | 19,3 | 811,9  | 24,4 | 811,7  | 22,3 |
| 822,9  | 19,5 | 821,8  | 25,4 | 821,7  | 22,4 |
| 842,8  | 19,7 | 842,3  | 26,3 | 842,3  | 22,7 |
| 904,9  | 20,3 | 904,7  | 27,8 | 904,7  | 23,7 |
| 1004,3 | 20,6 | 1004,2 | 28,9 | 1004,1 | 25,9 |

Tabela 4.4. Dane wejściowe ciepła właściwego wybranych stali lufowych przyjęte do obliczeń wymiany ciepła w lufie armaty kalibru 35 mm.

|                       | 30HN2MFA                                                | 38HMJ                                                   | DUPLEX 2205                                             |
|-----------------------|---------------------------------------------------------|---------------------------------------------------------|---------------------------------------------------------|
| $T[^{\circ}\text{C}]$ | $c_p[\text{J} \cdot \text{g}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}]$ | $c_p[\text{J} \cdot \text{g}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}]$ | $c_p[\text{J} \cdot \text{g}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}]$ |
| 38                    | 0,440                                                   | 0,458                                                   | 0,417                                                   |
| 70                    | 0,462                                                   | 0,485                                                   | 0,442                                                   |
| 100                   | 0,475                                                   | 0,502                                                   | 0,462                                                   |
| 150                   | 0,492                                                   | 0,525                                                   | 0,492                                                   |
| 200                   | 0,505                                                   | 0,543                                                   | 0,515                                                   |
| 250                   | 0,517                                                   | 0,559                                                   | 0,534                                                   |
| 300                   | 0,528                                                   | 0,574                                                   | 0,548                                                   |
| 350                   | 0,539                                                   | 0,587                                                   | 0,559                                                   |
| 400                   | 0,550                                                   | 0,598                                                   | 0,567                                                   |
| 450                   | 0,560                                                   | 0,609                                                   | 0,572                                                   |
| 500                   | 0,569                                                   | 0,618                                                   | 0,576                                                   |
| 550                   | 0,579                                                   | 0,626                                                   | 0,579                                                   |
| 600                   | 0,589                                                   | 0,634                                                   | 0,582                                                   |
| 650                   | 0,598                                                   | 0,640                                                   | 0,584                                                   |
| 700                   | 0,607                                                   | 0,645                                                   | 0,588                                                   |
| 750                   | 0,616                                                   | 0,650                                                   | 0,594                                                   |
| 800                   | 0,625                                                   | 0,653                                                   | 0,602                                                   |
| 850                   | 0,634                                                   | 0,656                                                   | 0,614                                                   |
| 900                   | 0,642                                                   | 0,657                                                   | 0,629                                                   |
| 991                   | 0,658                                                   | 0,658                                                   | 0,668                                                   |

Tabela 4.5. Dane wejściowe gęstości wybranych stali lufowych przyjęte do obliczeń wymiany ciepła w lufie armaty kalibru 35 mm.

| 30HN2MFA              |                                       | 38HMJ                 |                                       | DUPLEX 2205           |                                       |
|-----------------------|---------------------------------------|-----------------------|---------------------------------------|-----------------------|---------------------------------------|
| $T[^{\circ}\text{C}]$ | $\rho[\text{g} \cdot \text{cm}^{-3}]$ | $T[^{\circ}\text{C}]$ | $\rho[\text{g} \cdot \text{cm}^{-3}]$ | $T[^{\circ}\text{C}]$ | $\rho[\text{g} \cdot \text{cm}^{-3}]$ |
| 50                    | 7,77                                  | 50                    | 7,66                                  | 50                    | 7,74                                  |
| 100                   | 7,75                                  | 100                   | 7,65                                  | 100                   | 7,72                                  |
| 200                   | 7,72                                  | 200                   | 7,62                                  | 200                   | 7,69                                  |
| 400                   | 7,65                                  | 400                   | 7,55                                  | 250                   | 7,67                                  |
| 600                   | 7,59                                  | 600                   | 7,48                                  | 300                   | 7,65                                  |
| 700                   | 7,55                                  | 780                   | 7,42                                  | 350                   | 7,63                                  |
| 720                   | 7,55                                  | 795                   | 7,41                                  | 400                   | 7,61                                  |
| 725                   | 7,55                                  | 800                   | 7,42                                  | 450                   | 7,60                                  |
| 730                   | 7,55                                  | 820                   | 7,43                                  | 500                   | 7,58                                  |
| 735                   | 7,55                                  | 830                   | 7,43                                  | 550                   | 7,56                                  |
| 740                   | 7,55                                  | 840                   | 7,43                                  | 600                   | 7,54                                  |
| 750                   | 7,57                                  | 850                   | 7,43                                  | 650                   | 7,52                                  |

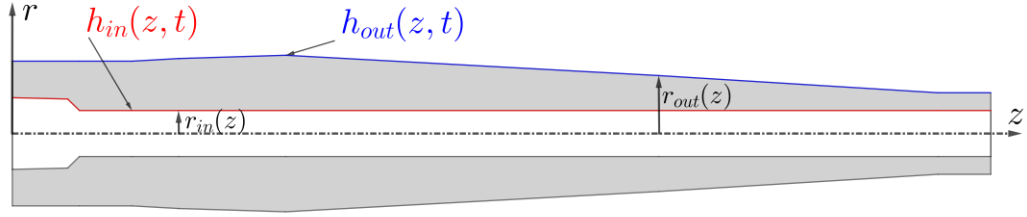
|      |      |      |      |      |      |
|------|------|------|------|------|------|
| 765  | 7,58 | 860  | 7,43 | 700  | 7,49 |
| 770  | 7,59 | 870  | 7,42 | 750  | 7,47 |
| 775  | 7,59 | 880  | 7,42 | 800  | 7,45 |
| 785  | 7,59 | 890  | 7,42 | 850  | 7,43 |
| 800  | 7,58 | 900  | 7,41 | 900  | 7,40 |
| 900  | 7,53 | 1000 | 7,37 | 1000 | 7,34 |
| 1060 | 7,46 | 1060 | 7,34 | 1060 | 7,32 |

Dla stali 38HMJ oraz 30HN2MFA przy około 740°C ma miejsce przejście fazowe ferryt–austenit, które jest odpowiedzialne za skurcz materiału [14]. W symulacjach numerycznych wymiany ciepła w lufie armaty kalibru 35 mm energia związana z przemianą fazową została uwzględniona jedynie w gęstości materiału i przewodności cieplnej, natomiast w cieple właściwym energia ta została pominięta. Energii przemiany fazowej nie należy uwzględniać wielokrotnie, tzn. zarówno w przewodności cieplnej, jak i cieple właściwym [14].

#### 4.3. Problem początkowo – brzegowy wymiany ciepła w lufie armaty

Rozpatrzono dwa przypadki podziału lufy, tzn. na 6 oraz na 30 sektorów. W przypadku podziału lufy na 6 sektorów, symulacje numeryczne wymiany ciepła w lufie armaty kalibru 35 mm przeprowadzono dla trzech wybranych stali lufowych, tzn. 30HN2MFA, 38HMJ oraz stali DUPLEX 2205. Obliczenia wykonano dla modelu jednowarstwowego, tzn. bez uwzględnienia powłoki ochronnej z chromu na wewnętrznej powierzchni lufy. W przypadku podziału lufy na 30 sektorów, obliczenia wykonano tylko dla stali 30HN2MFA. W symulacjach numerycznych wymiany ciepła w lufie uwzględniono warstwy chromu o grubościach 10, 20 30 oraz 200  $\mu\text{m}$ . W modelu dwuwarstwowym założony idealny kontakt pomiędzy warstwą chromu oraz stali.

W obu przypadkach podziału lufy, tzn. na 6 oraz na 30 sektorów przyjęto współczynniki przejmowania ciepła na wewnętrznej oraz zewnętrznej powierzchni lufy, tzn.  $h_{in}(z,t)$  oraz  $h_{out}(z,t)$  – rys. 4.6.



Rys. 4.6. Uproszczony model lufy armaty kalibru 35 mm. Opis:  $h_{in}(z, t)$  – wewnętrzny warunek brzegowy (współczynnik przejmowania ciepła w przewodzie lufy),  $h_{out}(z, t)$  – zewnętrzny warunek brzegowy (współczynnik przejmowania ciepła na powierzchni zewnętrznej lufy),  $r_{in}(z)$  – wewnętrzny promień lufy,  $r_{out}(z)$  – zewnętrzny promień lufy.

#### 4.3.1. Model jednowarstwowy

Symulacje numeryczne nieustalonego przewodzenia ciepła w ścianie lufy armaty kalibru 35 mm wykonano dla pojedynczego strzału oraz dla sekwencji strzałów. Jako temperaturę początkową lufy armaty przyjęto  $T_0=20^\circ\text{C}$ . Jako warunek brzegowy na zewnętrznej powierzchni lufy przyjęto warunek brzegowy III rodzaju w postaci  $\dot{q} = h_{out} \cdot (T(t, r_{out}, z) - T_0)$ . Założono, że na zewnętrznej powierzchni lufy wartość współczynnika przejmowania ciepła jest stała i wynosi  $h_{out} = 9.2 \text{ W}/(\text{m}^2 \cdot \text{K})$ . Rozwiązano problem początkowo-brzegowy, tzn. niestacjonarne równanie przewodzenia ciepła wraz z warunkami brzegowymi III rodzaju. Problem potraktowano jako dwuwymiarowy, osiowosymetryczny [87]:

$$\rho_s(T)c_s(T)\frac{\partial T}{\partial t} = \frac{1}{r}\frac{\partial}{\partial r}\left(k_s(T)r\frac{\partial T}{\partial r}\right) + \frac{\partial}{\partial z}\left(k_s(T)\frac{\partial T}{\partial z}\right) \quad (4.26)$$

dla

$$r_{in} < r < r_{out} \quad 0 < z < l_m \quad t > 0 \quad (4.27)$$

gdzie:  $T$  to temperatura lufy armaty,  $t$  to czas,  $r$  to odległość między węzłem siatki a osią lufy,  $\rho_s$  to gęstość materiału lufy,  $c_s$  to ciepło właściwe materiału lufy, przy warunku początkowym:

$$T(0, r, z) = T_0 \quad r_{in} < r < r_{out} \quad 0 < z < l_m \quad i \quad t = 0 \quad (4.28)$$

oraz warunkami brzegowymi:

$$\dot{q}(t, r = r_{in}, z) = h_i(t) \cdot (T(t, r_{in}, z) - T_g(t, r_{in}, z)), i = 1, \dots, 6 \quad (4.29)$$

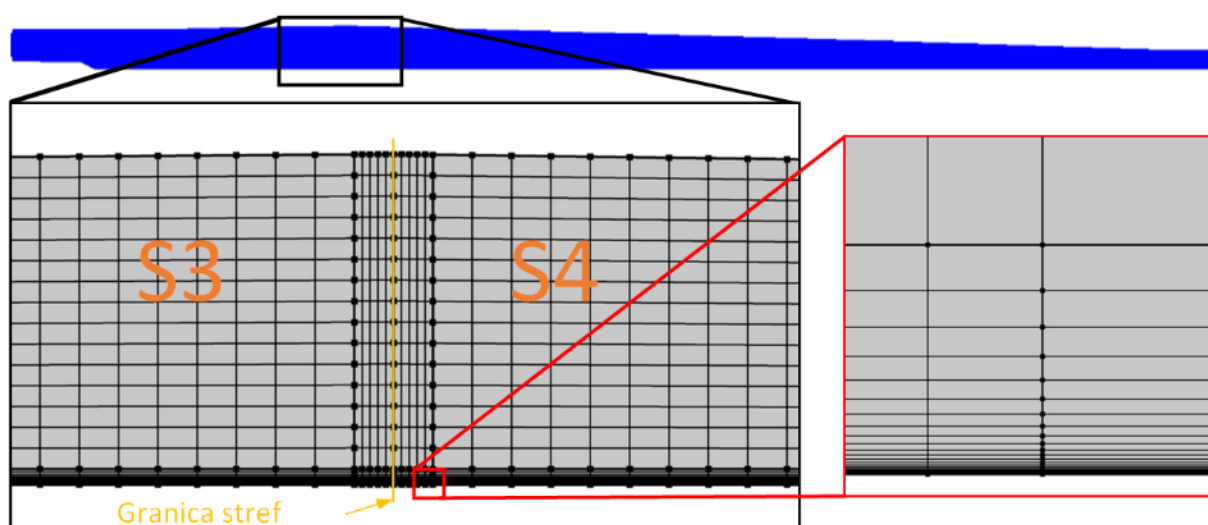
(numer  $i$ -tej strefy od S1 do S6)

$$\dot{q} = h_{out} \cdot (T(t, r_{out}, z) - T_0) \quad (4.30)$$

gdzie:  $T_g$  jest temperaturą gazu obliczoną poprzez rozwiązanie problemu głównego balistyki wewnętrznej,  $r_{in}=17.5 \text{ mm}$  (promień wewnętrzny),  $r_{out}$  - promień zewnętrzny, który zależy od zmiennej  $z$  – rys. 4.6.



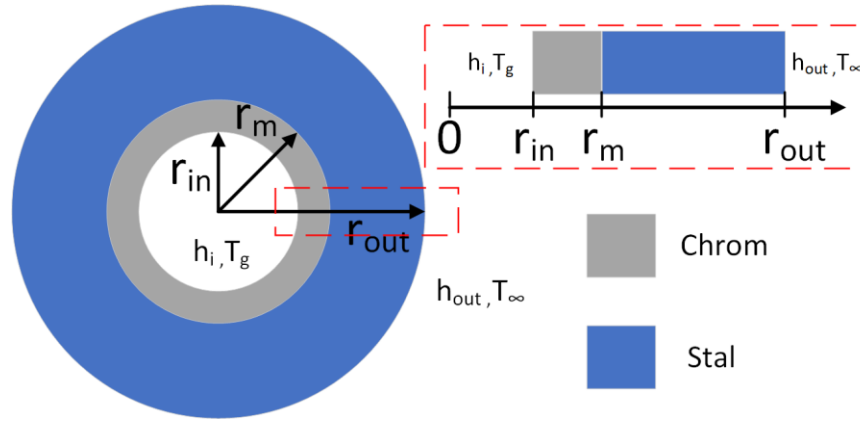
Ten sam problem początkowo-brzegowy (4.26-4.30) rozwiązano dla serii strzałów. Warunek początkowy każdego kolejnego strzału przyjmowano z poprzedniego rozwiązania, tj.  $T(t_j, r, z) = T(0, r, z)$ , gdzie  $j$  oznacza numer strzału. Warunki brzegowe pozostały niezmienione podczas obliczeń. Obliczenia wykonano metodą elementów skończonych (MES), korzystając z programu COMSOL Multiphysics. Liczba elementów siatki, w tym elementów czworościennych (elementy strukturalne, *quad elements*), wyniosła 26200. Minimalna wielkość skośności elementu wyniosła 0,8563. Czas trwania pojedynczego strzału wyniósł 100 ms. Symulacje numeryczne wymiany ciepła w lufie armaty kalibru 35 mm wykonano dla pojedynczego strzału, dla sekwencji 7 oraz 60 strzałów. Obliczenia wykonano w 6 strefach lufy od S1 do S6, rysunki wykonano dla zmiennej  $z$  w środku każdej strefy. Obliczenia przeprowadzono na stacji roboczej DELL PRECISION TOWER 5610 wyposażonej w procesor Intel (R) Xeon (R) ES-1620 v3 @ 3.50GHZ z 16 GB RAM pod kontrolą systemu operacyjnego Windows 10. Całkowity czas obliczeń sześćdziesięciu strzałów wyniósł około 6 godzin. Zagęszczanie siatki w pobliżu powierzchni wewnętrznej przeprowadzono zgodnie z ciągiem geometrycznym ze stosunkiem elementów długości równym 0,81 i siatką między strefami zagęszczoną pięciokrotnie – rys. 4.7.



Rys. 4.7. Strukturalna siatka do obliczeń lufy armaty kalibru 35 mm dla modelu jednowarstwowego.

#### 4.3.2. Model dwuwarstwowy

Symulacje numeryczne nieustalonego przewodzenia ciepła w ścianie lufy armaty kalibru 35 mm wykonano dla pojedynczego strzału oraz dla sekwencji strzałów. Uproszczony dwuwarstwowy model przekroju lufy armaty pokazano na rys. 4.8.



Rys. 4.8. Uproszczony dwuwarstwowy model przekroju lufy armaty kalibru 35 mm.

Zastosowano zależne od temperatury parametry termofizyczne stali 30HN2MFA ( $k_s, c_s, \rho_s$ ) oraz chromu ( $k_{Cr}, c_{Cr}, \rho_{Cr}$ ). Temperatura początkowa armaty wynosiła  $T_0=20^\circ\text{C}$ . Jako warunek brzegowy na zewnętrznej powierzchni lufy przyjęto warunek brzegowy III rodzaju w postaci  $\dot{q} = h_{out} \cdot (T(t, r_{out}, z) - T_0)$ . Założono, że na zewnętrznej powierzchni lufy wartość współczynnika przejmowania ciepła jest stała i wynosi  $h_{out} = 9.2 \text{ W}/(\text{m}^2 \cdot \text{K})$ . Rozwiązano problem początkowo-brzegowy, tzn. niestacjonarne równanie przewodzenia ciepła wraz z warunkami brzegowymi III rodzaju. Problem potraktowano jako dwuwymiarowy, osiowosymetryczny. Pominęto termiczny opór kontaktowy na styku warstwy wewnętrznej chromu ze stalą. Problem potraktowano jako dwuwymiarowy, osiowosymetryczny [87]:

$$\rho_{Cr}(T)c_{Cr}(T)\frac{\partial T}{\partial t} = \frac{1}{r}\frac{\partial}{\partial r}\left(k_{Cr}(T)r\frac{\partial T}{\partial r}\right) + \frac{\partial}{\partial z}\left(k_{Cr}(T)\frac{\partial T}{\partial z}\right) \quad \left. \begin{array}{l} r_{in} < r < r_m, \quad 0 < z < l_m, \quad t > 0 \end{array} \right\} \quad (4.31)$$

$$\left. \begin{array}{l} -k_{Cr}(T)\frac{\partial T}{\partial r} = \dot{q}_i(t, r = r_{in}, z) \\ \dot{q}_i(t, r = r_{in}, z) = h_i(t) \cdot (T(t, r_{in}, z) - T_g(t, r_{in}, z)) \\ i = 1, \dots, 30 \text{ (} i \text{ – ty numer strefy od S1 to S30)} \end{array} \right\} \quad (4.32)$$

$$-k_{Cr}(T)\frac{\partial T}{\partial r} = -k_s(T)\frac{\partial T}{\partial r}, \quad T_{Cr} = T_s, \quad r = r_m \quad (4.33)$$

$$\rho_s(T)c_s(T)\frac{\partial T}{\partial t} = \frac{1}{r}\frac{\partial}{\partial r}\left(k_s(T)r\frac{\partial T}{\partial r}\right) + \frac{\partial}{\partial z}\left(k_s(T)\frac{\partial T}{\partial z}\right) \quad \left. \begin{array}{l} r_m < r < r_{out}, \quad 0 < z < l_m, \quad t > 0 \end{array} \right\} \quad (4.34)$$

$$\left. \begin{aligned} -k_s(T) \frac{\partial T}{\partial r} &= \dot{q}_{out} \\ \dot{q}_{out} &= h_{out} \cdot (T(t, r_{out}, z) - T_0) \end{aligned} \right\} \quad (4.35)$$

$$T(0, r, z) = T_0, \quad r_{in} < r < r_{out}, \quad 0 < z < l_m \quad (4.36)$$

gdzie:  $T_g$  jest temperaturą gazu obliczoną poprzez rozwiązanie problemu głównego balistyki wewnętrznej,  $r_{in}=17.5$  mm (promień wewnętrzny),  $r_{out}$  - promień zewnętrzny, który zależy od zmiennej  $z$  – rys. 4.6;  $r_m$  – promień zewnętrzny warstwy chromu – rys. 4.8.

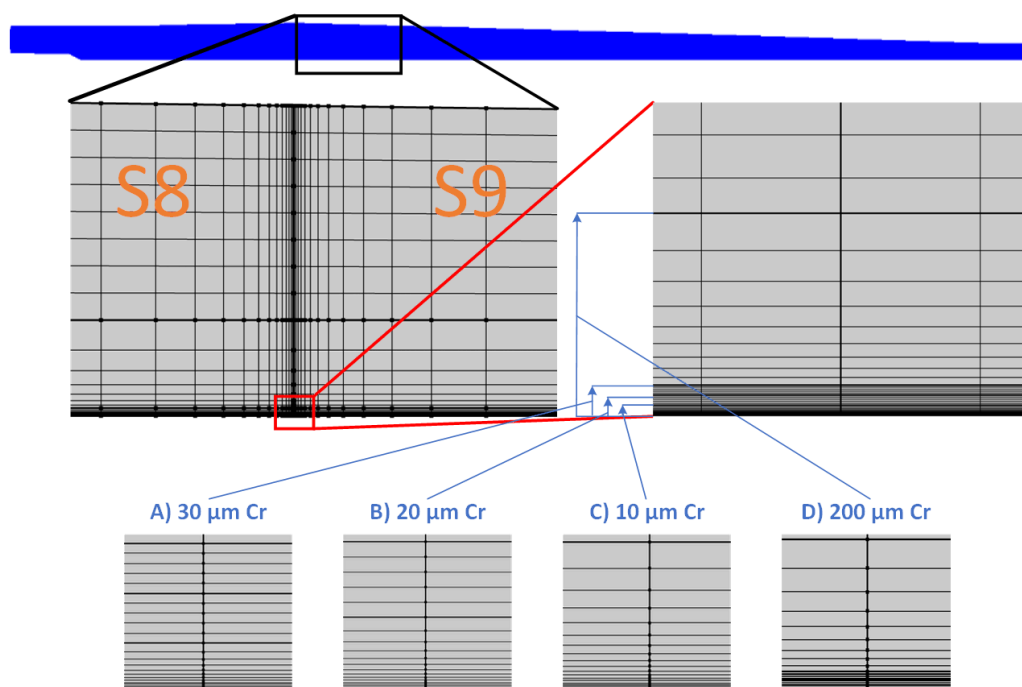
Obliczenia wykonano przy użyciu MES, korzystając z programu COMSOL Multiphysics. Czas trwania pojedynczego strzału wynosił 100 ms. Symulacje numeryczne wymiany ciepła w lufie armaty kalibru 35 mm wykonano dla pojedynczego strzału, dla sekwencji 7 oraz 60 strzałów. Obliczenia wykonano w 30 strefach lufy od S1 do S30, rysunki wykonano dla zmiennej  $z$  w środku każdej strefy.

Zagęszczanie siatki przeprowadzono na granicy podziału strefowego oraz w pobliżu wewnętrznej powierzchni lufy pomiędzy warstwą chromu oraz warstwą stali. Wzdłuż długości lufy na granicy podziału stref przeprowadzono zagęszczenie siatki według ciągu geometrycznego  $a_n = a_1 \cdot q^{n-1}$ , gdzie  $n=15$  do granicy strefy i 15 poza nią,  $a_1 = 0,135$  mm,  $q = 1,9$  – rys. 4.9 (przykładowa granica pomiędzy strefami S8 i S9). Granica podziału stref wymagała zagęszczenia siatki, ponieważ każda strefa miała inny współczynnik przejmowania ciepła  $h_i(t)$ . W pobliżu wewnętrznej powierzchni lufy w kierunku promieniowym  $r$  przyjęto:

- a) w zakresie  $r_{in} < r \leq 17,51$  mm – zagęszczenie siatki według ciągu geometrycznego  $a_n = a_1 \cdot q^{n-1}$ , gdzie  $n=25$ ,  $a_1 = 4,328277505 \cdot 10^{-5}$  mm,  $q = 1,155$ ;
- b) w zakresie  $17,51$  mm  $< r \leq 17,52$  mm – równy podział na 5 elementów;
- c) w zakresie  $17,52$  mm  $< r \leq 17,53$  mm – równy podział na 5 elementów;
- d) w zakresie  $17,53$  mm  $< r \leq 17,7$  mm - zagęszczenie siatki według ciągu geometrycznego  $a_n = a_1 \cdot q^{n-1}$ , gdzie  $n=9$ ,  $a_1 = 7 \cdot 10^{-3}$  mm,  $q = 1,25$ ;
- e) w zakresie  $17,7$  mm  $< r \leq 18,5$  mm - zagęszczenie siatki według ciągu geometrycznego  $a_n = a_1 \cdot q^{n-1}$ , where  $n=9$ ,  $a_1 = 0,0735$  mm,  $q = 1,25$ ;
- f) w zakresie  $18,5$  mm  $< r \leq 30$  mm - zagęszczenie siatki według ciągu geometrycznego  $a_n = a_1 \cdot q^{n-1}$ , gdzie  $n=9$ ,  $a_1 = 0,5$  mm,  $q = 1,25$ ;
- g) w zakresie  $30$  mm  $< r \leq r_{out}$  – równy podział na 8 elementów;

W pobliżu wewnętrznej powierzchni lufy w kierunku promieniowym  $r$  zagęszczono siatkę, ponieważ:

- w przypadku a) - zagęszczenie siatki spowodowane jest dużym gradientem temperatury wzdłuż grubości lufy – rys. 4.9 C;
  - w przypadku d) - zagęszczenie siatki skraca czas obliczeń w stosunku do siatki jednorodnej;
  - w przypadku e) - zagęszczenie siatki spowodowane jest dużym gradientem temperatury pomiędzy granicą warstw Cr – 30HN2MFA – rys. 4.9 D;
  - w przypadku f) - zagęszczenie siatki skraca czas obliczeń w stosunku do siatki jednorodnej.
- Ten sam problem początkowo-brzegowy (4.31-4.36) rozwiązano dla serii strzałów. Warunek początkowy każdego kolejnego strzału przyjmowano z poprzedniego rozwiązania, tj.  $T(t_j, r, z) = T(0, r, z)$ , gdzie  $j$  oznacza numer strzału. Warunki brzegowe pozostały niezmienione podczas obliczeń.



Rys. 4.9. Strukturalna siatka do obliczeń lufy armaty kalibru 35 mm dla modelu dwuwarstwowego. Opis: A) 30  $\mu\text{m}$  warstwa chromu, B) 20  $\mu\text{m}$  warstwa chromu, C) 10  $\mu\text{m}$  warstwa chromu, D) 200  $\mu\text{m}$  warstwa chromu.

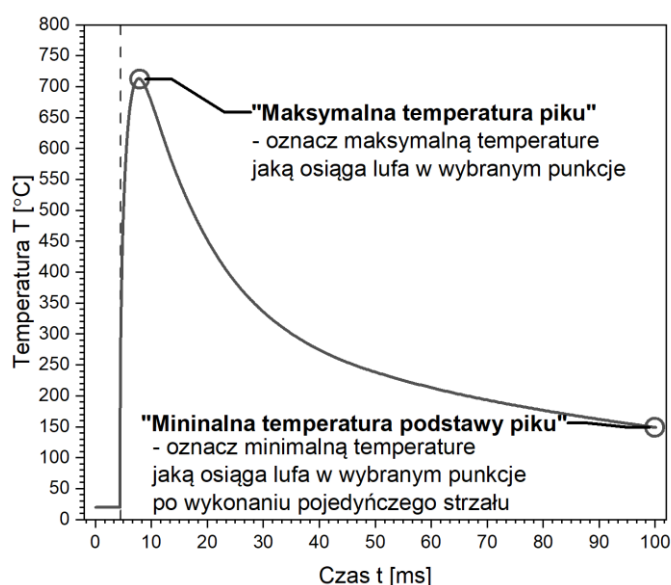
#### 4.3.3. Podsumowanie

Rozpatrzono dwa przypadki podziału lufy, tzn. na 6 oraz na 30 sektorów. Podział na 6 sektorów wynikał z potrzeby weryfikacji wcześniejszych obliczeń [66]. Dodatkowo bardzo duże wartości gęstości strumienia ciepła na wewnętrznej powierzchni lufy podczas strzału sięgające setek  $\text{MW/m}^2$  stwarzały zagrożenie niepowodzenia symulacji numerycznych. Podział na 30 sektorów lufy o łącznej długości 3150 mm pozwolił uzyskać dokładniejsze wyniki symulacji numerycznych wymiany ciepła w lufie armaty kalibru 35 mm. Dodatkowo uwzględniono wpływ warstwy chromu o różnej grubości.

#### 4.4. Symulacje numeryczne wymiany ciepła w lufie armaty

Dla modelu lufy z podziałem na 6 stref dla każdej z wybranych stali, tzn. 30HN2MFA, 38HMJ oraz stali DUPLEX dokonano symulacji numerycznych wymiany ciepła w lufie armaty kalibru 35 mm i uzyskano rozkłady temperatury  $T_i(t, r_{in}, z)$  na powierzchni wewnętrznej lufy w 6 strefach od S1 do S6 (z w środku każdej strefy).

Dla modelu lufy z podziałem na 30 stref dokonano symulacji numerycznych wymiany ciepła w lufie jedynie dla lufy wykonanej ze stali 30HN2MFA i uzyskano rozkłady temperatury  $T_i(t, r_{in}, z)$  na powierzchni wewnętrznej lufy w 30 strefach od S1 do S30 (z w środku każdej strefy) oraz rozkłady temperatury wzdłuż długości lufy, tzn.  $T(t, r_{in}, z)$ . (dla czasu  $t$ , w którym temperatura piku osiąga najwyższą wartość oraz czasu  $t$ , dla którego temperatura osiąga minimalną wartość podstawy piku) – rys. 4.10.

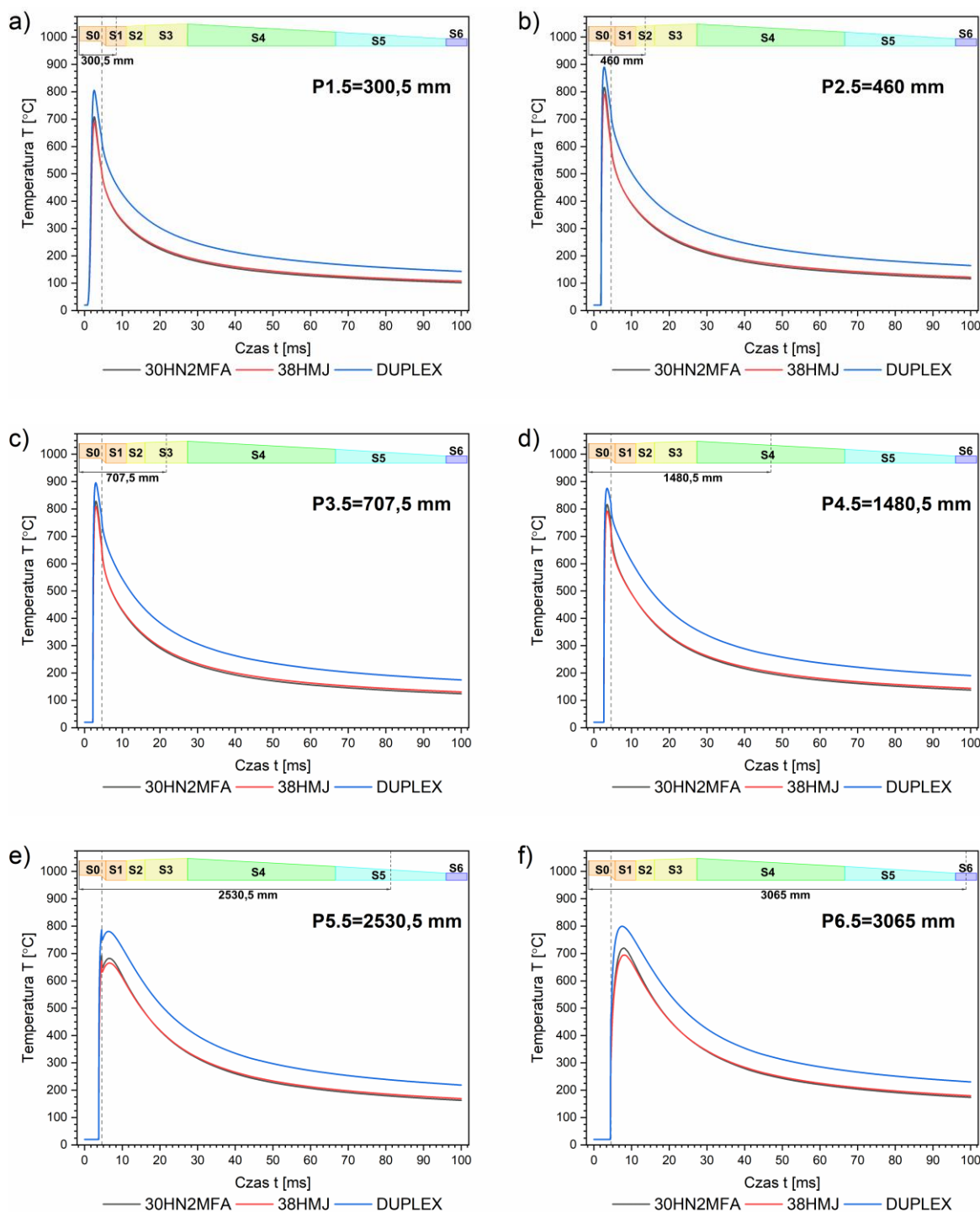


Rys. 4.10. Maksymalna i minimalna temperatura piku.

##### 4.4.1. Model jednowarstwowy z podziałem lufy na 6 stref

###### rozkłady temperatury w lufie armaty dla pojedynczego strzału w strefach od S1 do S6

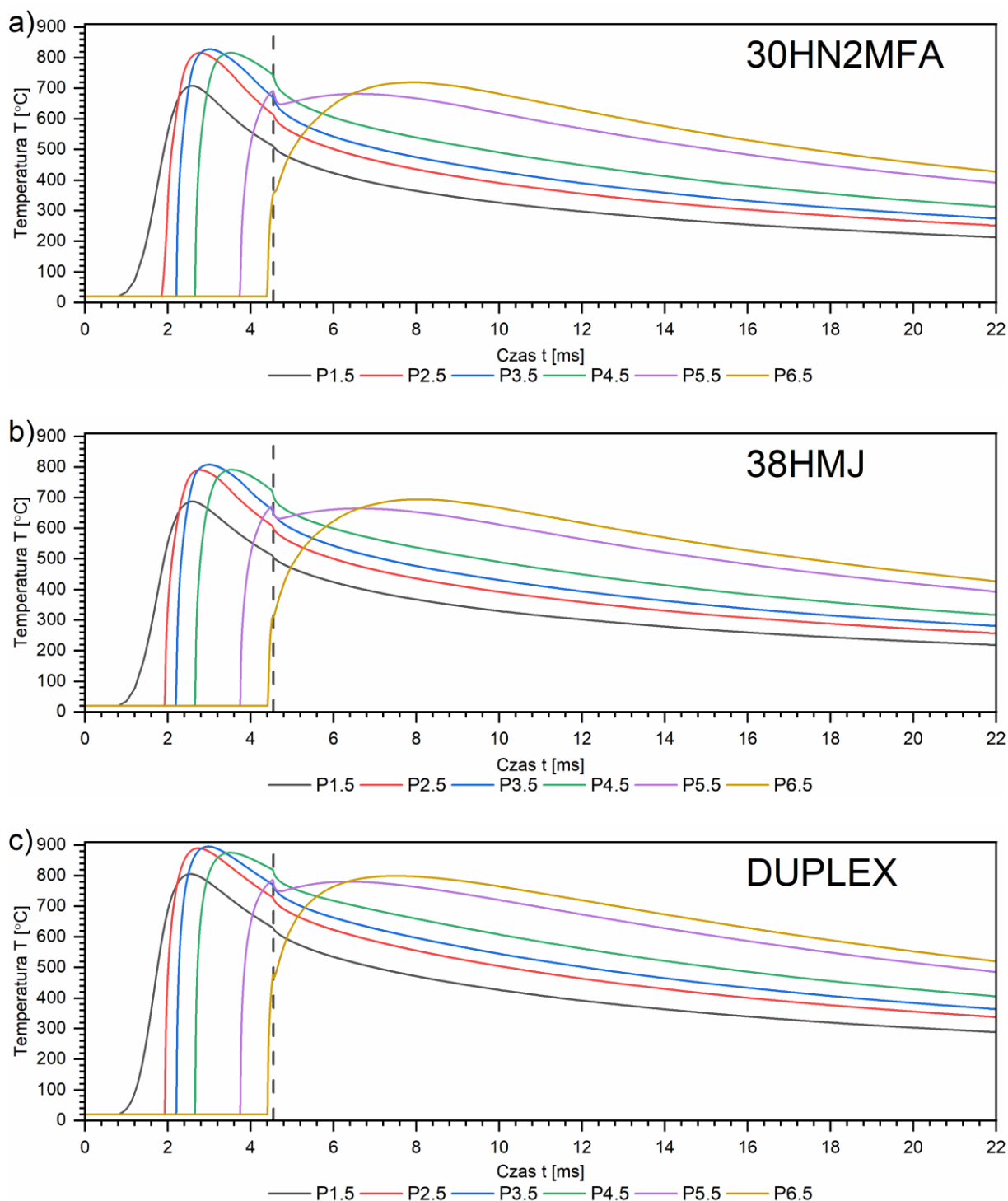
Dla każdej z wybranych stali rozkłady temperatury  $T_i(t, r_{in}, z)$  na powierzchni wewnętrznej lufy w 6 strefach S1 do S6 (z w środku każdej strefy) dla pojedynczego strzału pokazano na rys. 4.11 a-f. W każdej strefie współczynnik przejmowania ciepła w funkcji czasu  $h_i(t)$  był inny – rys. 4.3. Na każdym rysunku linią przerywaną zaznaczono czas, w którym pocisk opuszcza lufę ( $t = 4,54$  ms).



Rys. 4.11. Rozkład temperatury  $T_i(t, r_{in}, z)$  powierzchni wewnętrznej lufy w 6 strefach S1 do S6 (z w środku każdej strefy) dla pojedynczego strzału dla wybranych stali. Oznaczenia: P1.5 – w środku strefy S1, P2.5 – w środku strefy S2, itd.

Najwyższa temperatura, czyli tzw. maksymalna temperatura piku występuje dla stali DUPLEX. Dla stali 38HMJ i 30HN2 MFA rozkłady temperatury w funkcji czasu  $T_i(t, r_{in}, z)$  na powierzchni wewnętrznej lufy w sześciu strefach S1 do S6 (z w środku każdej strefy) dla pojedynczego strzału są praktycznie takie same. Dla każdej wybranej stali strefa S3 ma najwyższą temperaturę (rys. 4.12). Zaburzenie rozkładu temperatury  $T_i(t, r_{in}, z)$

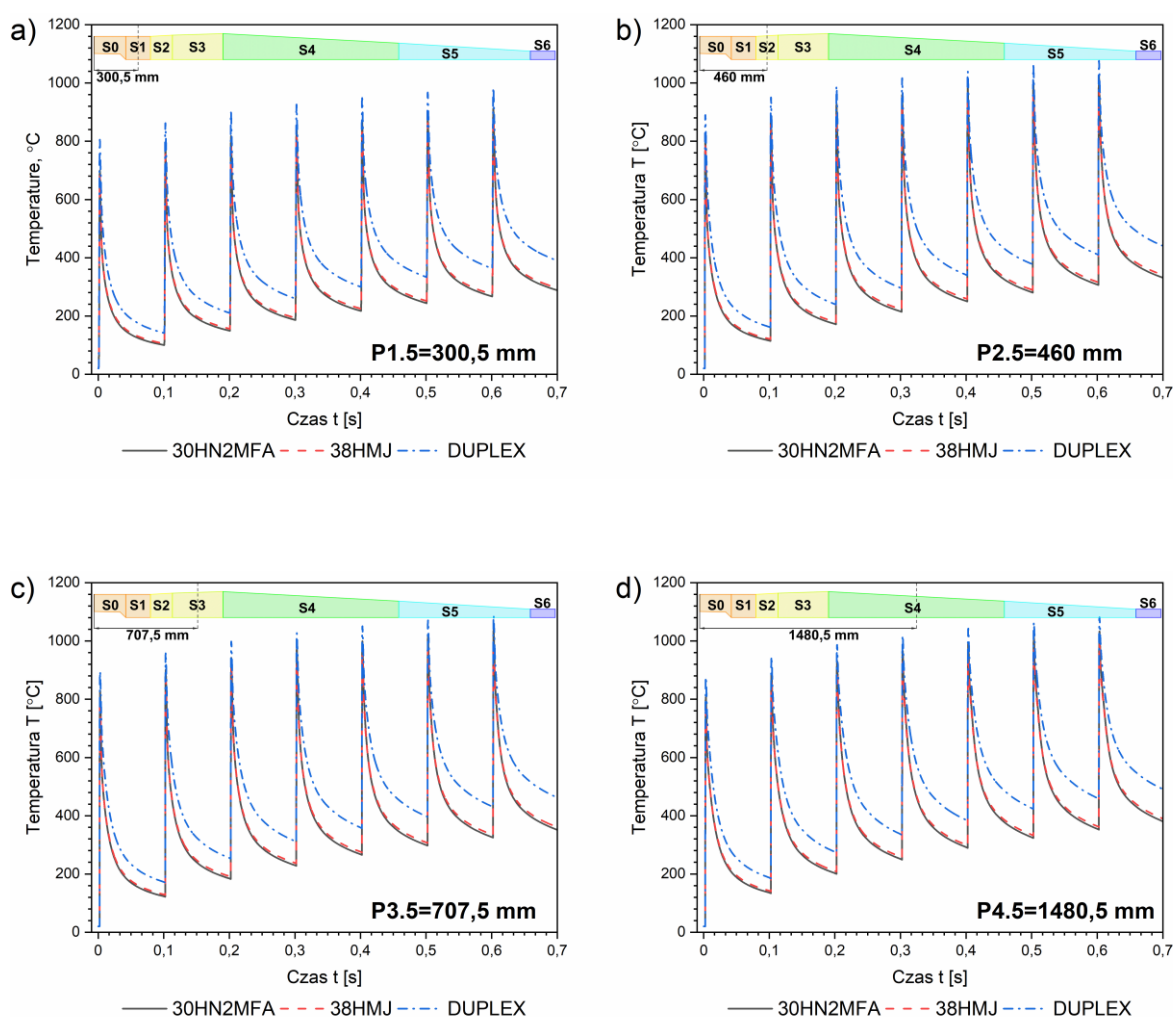
powierzchni wewnętrznej lufy w strefie S5 spowodowane jest gwałtownym spadkiem współczynnika przejmowania ciepła  $h_i(t)$  w chwili opuszczenia lufy przez pocisk – rys. 4.3. W strefie S6 efekt ten nie występuje, ponieważ pocisk porusza się tam zbyt krótko.



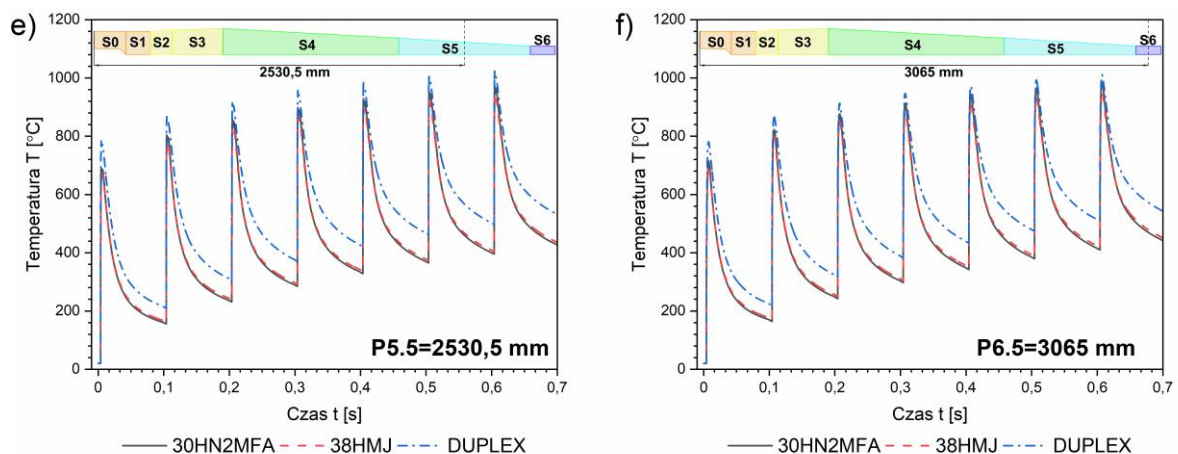
Rys. 4.12. Rozkłady temperatury  $T_i(t, r_{in}, z)$  na powierzchni wewnętrznej lufy w 6 strefach S1 do S6 (z w środku każdej strefy) dla pojedynczego strzału dla każdej z wybranych stali. Oznaczenia: P1.5 – w środku strefy S1, P2.5 – w środku strefy S2 itd.

### rozkłady temperatury w lufie armaty dla serii siedmiu strzałów w strefach od S1 do S6

We wszystkich symulacjach numerycznych zakładamy zmianę gęstości strumienia ciepła na wewnętrznej powierzchni lufy w zależności od czasu dla pierwszego i kolejnych strzałów. Dzieje się tak, ponieważ zmienia się temperatura wewnętrznej powierzchni lufy. Dla wybranych stali rozkłady temperatury  $T_i(t, r_{in}, z)$  na powierzchni wewnętrznej lufy w sześciu sekcjach, tzn. od S1 do S6 (z w środku każdej strefy) dla serii siedmiu strzałów pokazano na rys. 4.13.





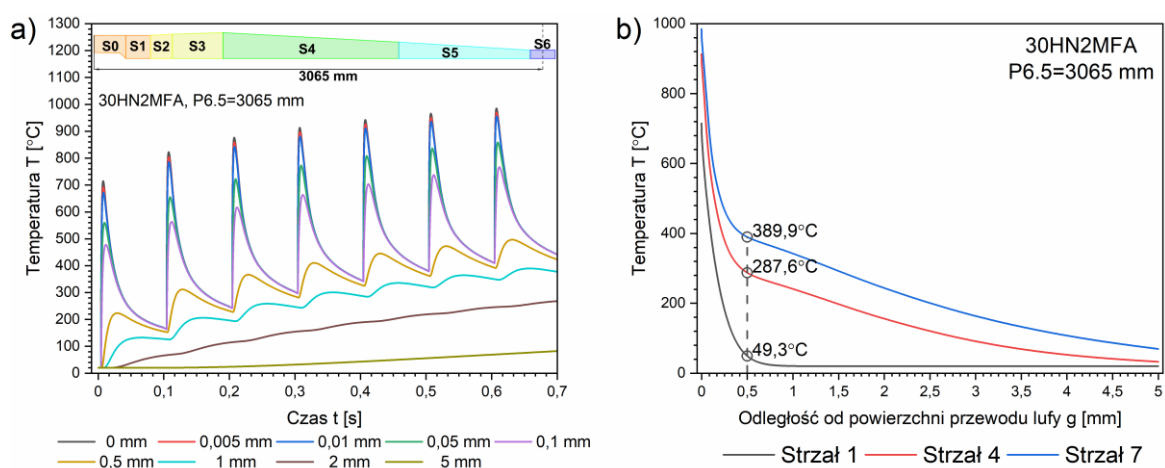


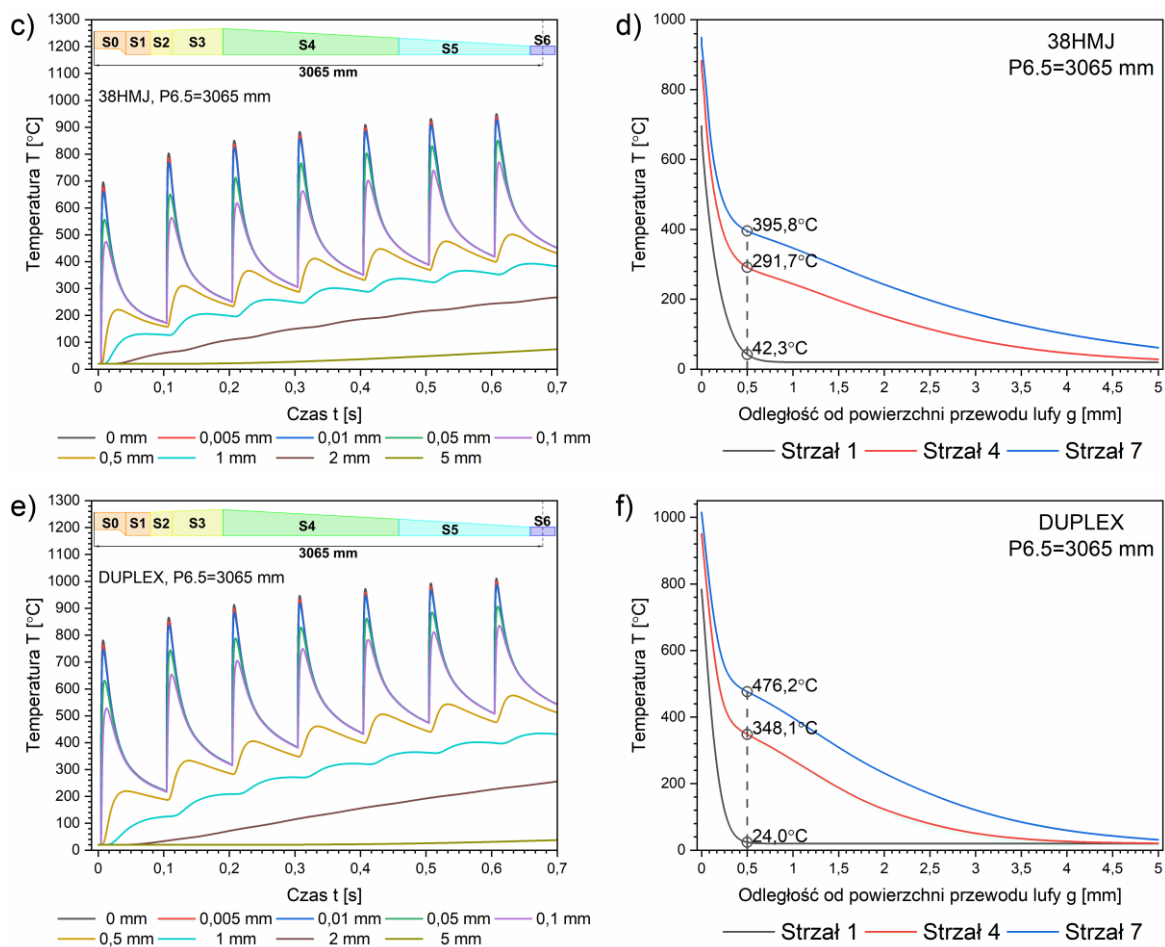
Rys. 4.13. Rozkłady temperatury  $T_i(t, r_{in}, z)$  na powierzchni wewnętrznej lufy w 6 strefach od S1 do S6 (z w środku każdej strefy) dla sekwencji siedmiu strzałów dla wybranych stali. Oznaczenia: P1.5 – w środku strefy S1, P2.5 – w środku strefy S2 itd.

Dla stali 38HMJ i 30HN2MFA najniższa temperatura, czyli najniższa temperatura podstawy piku, była taka sama dla każdego strzału w serii siedmiu strzałów. Natomiast w przypadku stali DUPLEX temperatura ta była wyższa dla każdego strzału w serii siedmiu strzałów w porównaniu do stali 38HMJ i 30HN2MFA.

#### rozkłady temperatury wzdłuż grubości lufy dla serii siedmiu strzałów

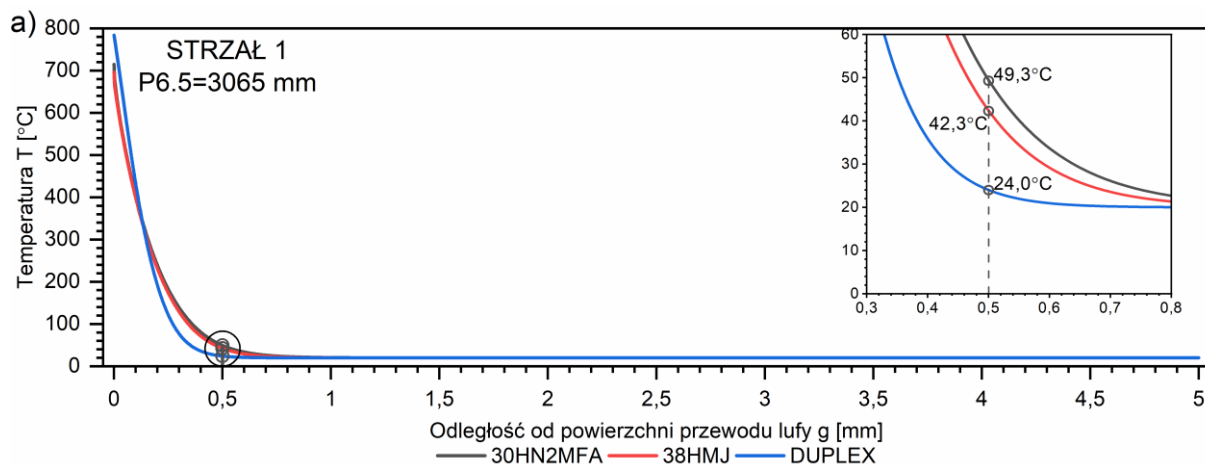
Dla wybranych stali rozkłady temperatury  $T_i(t, r, z)$  wzdłuż grubości lufy dla sekwencji siedmiu strzałów w strefie S6 (z w środku szóstej strefy) oraz dla pierwszego, czwartego i siódmego strzału w strefie S6 pokazano na rys. 4.14. Dodatkowo rozkłady temperatury  $T_i(t, r, z)$  wzdłuż grubości lufy dla wybranych stali dla pierwszego, czwartego i siódmego strzału zilustrowano na rys. 4.15

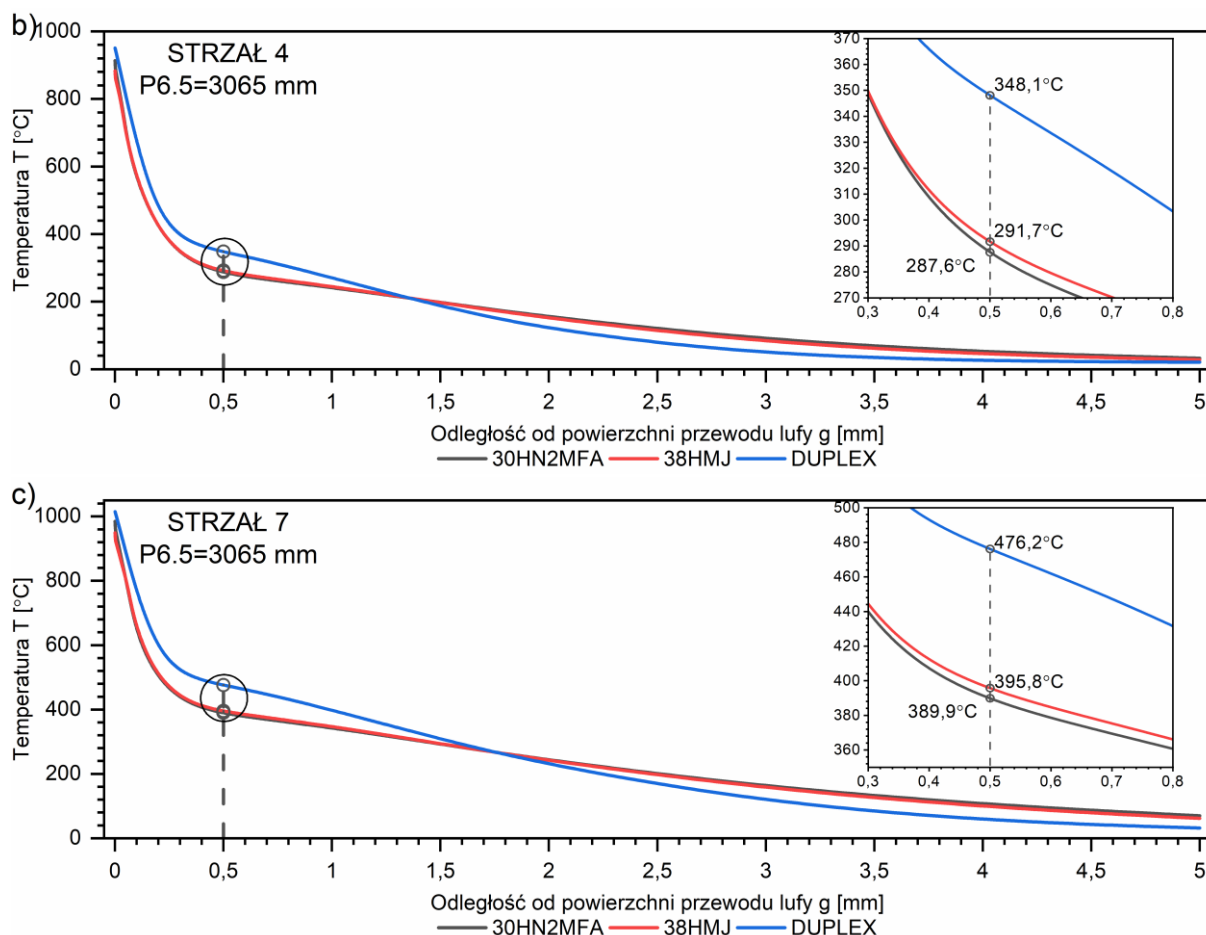




Rys. 4.14. Rozkłady temperatury  $T_i(t, r, z)$  wzdłuż grubości lufy dla wybranych stali dla sekwencji siedmiu strzałów: lewa strona – z w środku szóstej strefy S6 (kolorami oznaczono odległości od wewnętrznej powierzchni lufy); prawa strona – dla pierwszego, czwartego i siódmego strzału. Oznaczenie: P6.5 – w środku strefy S6.

Na rys. 4.14. przedstawiono rozkłady temperatury  $T_i(t, r, z)$  wzdłuż grubości lufy dla sekwencji siedmiu strzałów w strefie S6 (z w środku szóstej strefy) dla wszystkich trzech wybranych stali: dla strzału 1 – na wykresie górnym, dla strzału 4 – na wykresie środkowym, dla strzału 7 – na wykresie dolnym.

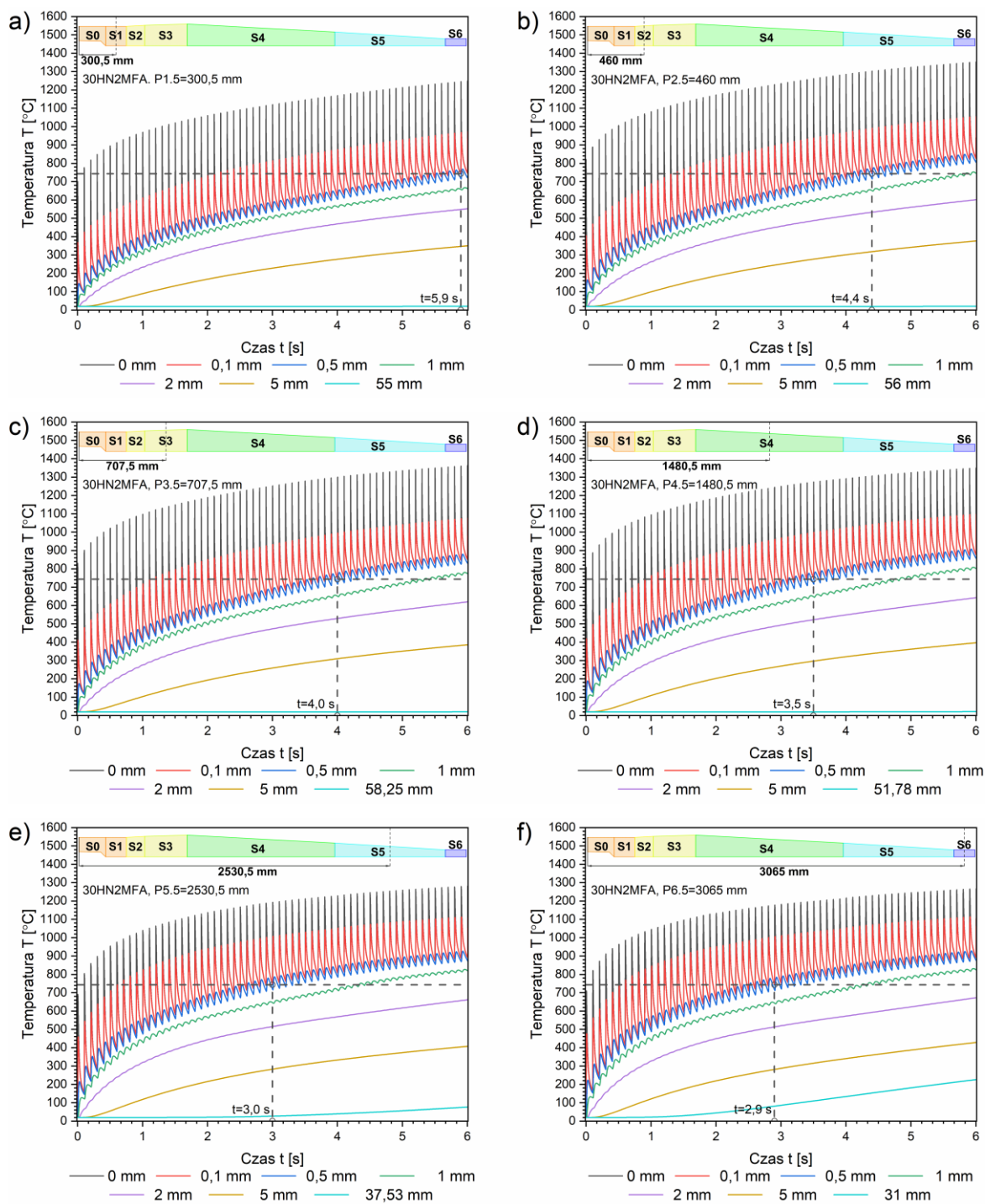




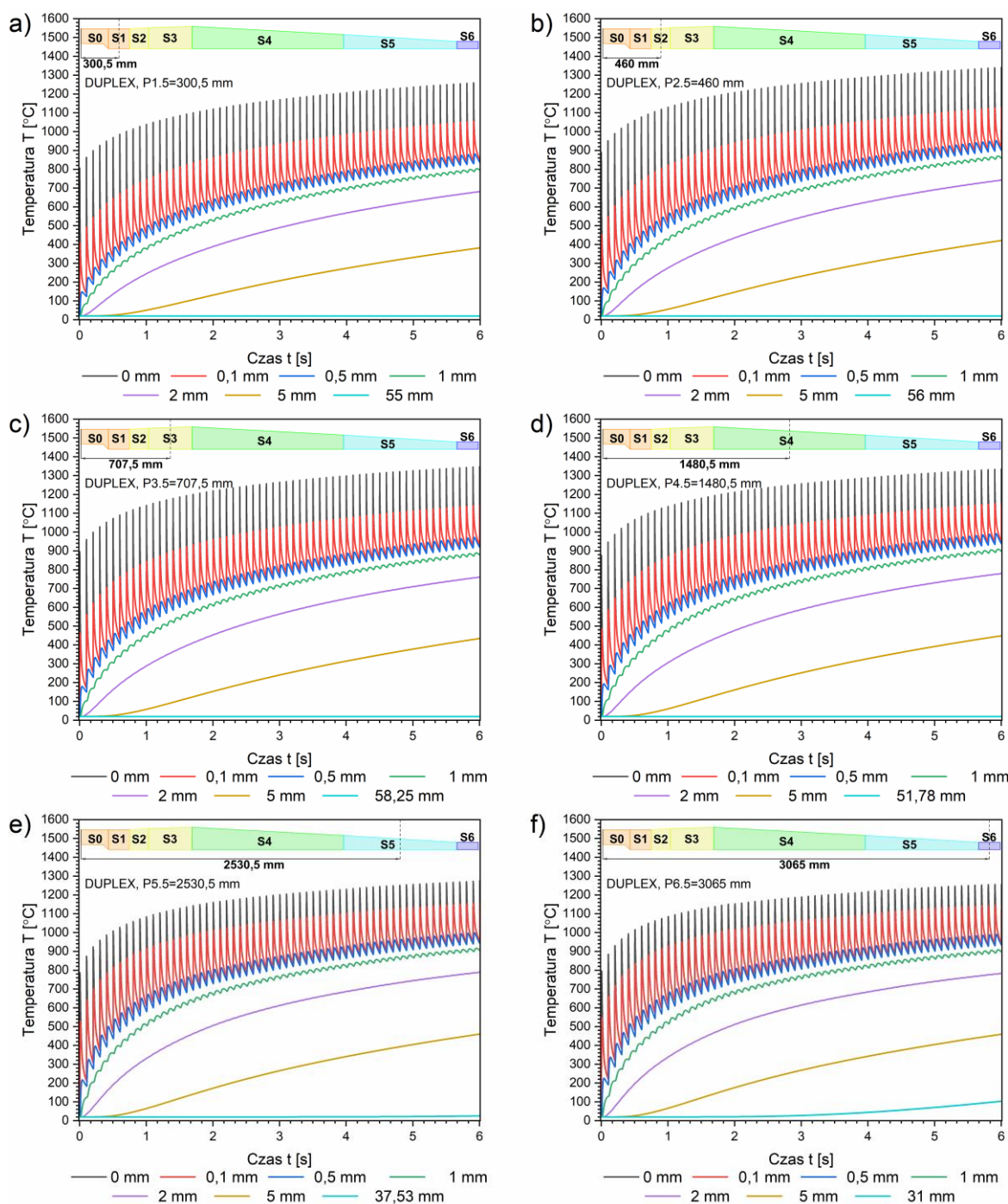
Rys. 4.15. Rozkłady temperatur  $T_i(t, r, z)$  wzdłuż grubości lufy dla wybranych stali dla pierwszego, czwartego i siódmego strzału. Oznaczenia: P6.5 – w środku strefy S6.

#### rozkłady temperatury w lufie armaty dla serii sześćdziesięciu strzałów

Własności termofizyczne, tj. przewodność cieplną, ciepło właściwe oraz gęstość w funkcji temperatury w zakresie od  $1000^{\circ}\text{C}$  do  $1300^{\circ}\text{C}$ , uzyskano poprzez ekstrapolację liniową danych doświadczalnych wybranych stali w zakresie od RT do  $1000^{\circ}\text{C}$ . Dla wybranych stali rozkłady temperatur  $T_i(t, r, z)$  wewnętrznej powierzchni lufy i wzdłuż grubości lufy dla sekwencji sześćdziesięciu strzałów w strefie od S1 do S6 ( $z$  w środku każdej strefy) pokazano: na rys. 4.16 - dla stali 30HN2MFA; na rys. 4.17 - dla stali DUPLEX. Dla stali 38HMJ zależności  $T_i(t, r, z)$  są bardzo podobne do takich samych zależności dla stali 30HN2MFA i dlatego nie zostały pokazane na osobnym rysunku.



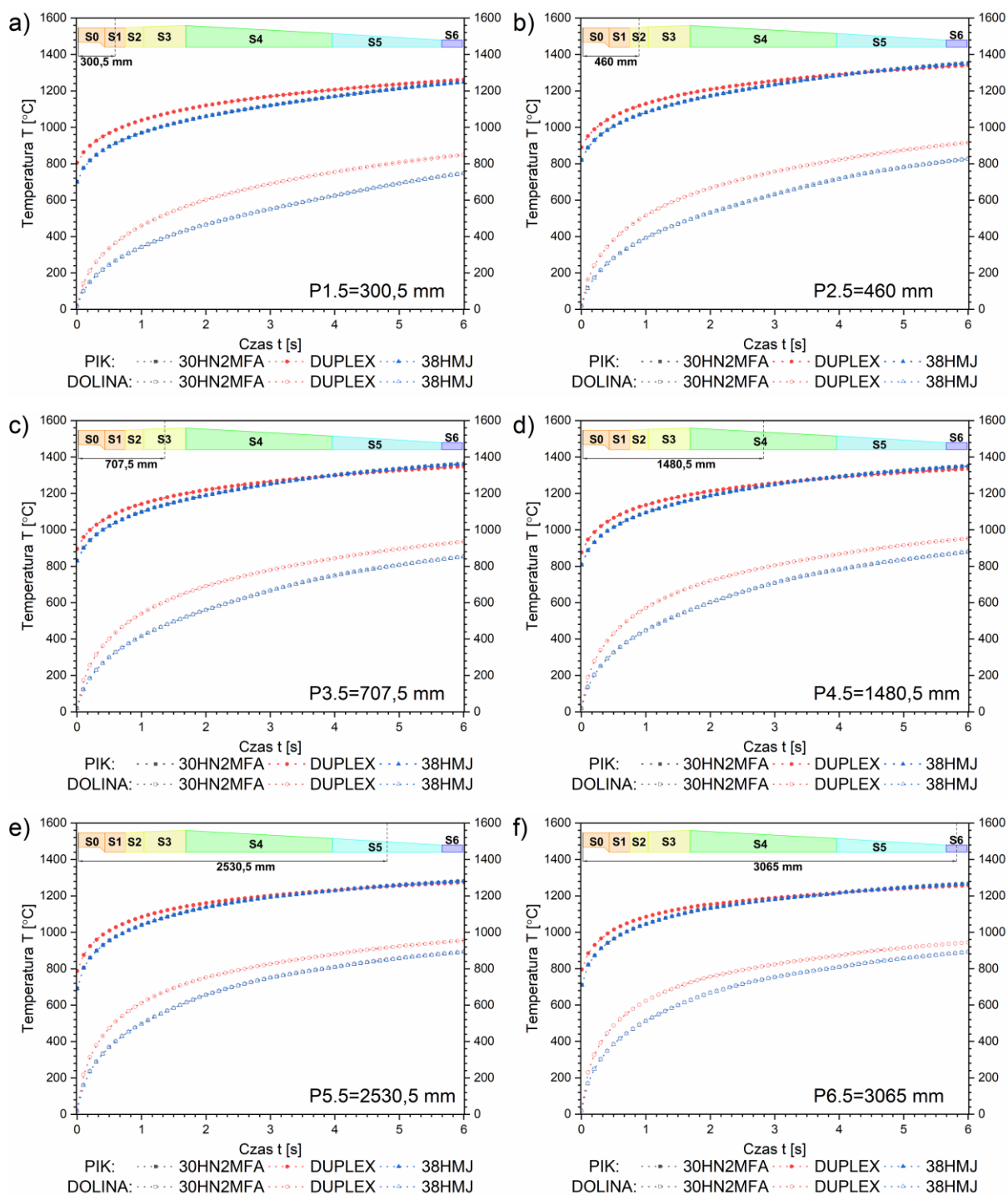
Rys. 4.16. Rozkłady temperatury  $T_i(t, r, z)$  wzdłuż grubości lufy w strefach S1 do S6 (z w środku każdej strefy) dla sekwencji sześćdziesięciu strzałów, dla stali 30HN2MFA: linia czarna – na wewnętrznej powierzchni lufy linia czerwona – 0,1 mm poniżej powierzchni wewnętrznej, linia niebieska – 0,5 mm poniżej powierzchni wewnętrznej, linia zielona – 1 mm poniżej powierzchni wewnętrznej, linia fioletowa – 2 mm poniżej powierzchni wewnętrznej, linia żółta – 5 mm pod wewnętrzną powierzchnią jasnoniebieska linia – na zewnętrznej powierzchni lufy. Oznaczenia: P1.5 – w środku strefy S1, P2.5 – w środku strefy S2 itd.



Rys. 4.17. Rozkłady temperatury  $T_i(t, r, z)$  wzdłuż grubości lufy w strefach od S1 do S6 (z w środku każdej strefy) dla sekwencji sześćdziesięciu strzałów, dla stali DUPLEX: linia czarna – na wewnętrznej powierzchni lufy linia czerwona – 0,1 mm poniżej powierzchni wewnętrznej, linia niebieska – 0,5 mm poniżej powierzchni wewnętrznej, linia zielona – 1 mm poniżej powierzchni wewnętrznej, linia fioletowa – 2 mm poniżej powierzchni wewnętrznej, linia żółta – 5 mm pod wewnętrzną powierzchnią jasnoniebieska linia – na zewnętrznej powierzchni lufy. Oznaczenia: P1.5 – w środku strefy S1, P2.5 – w środku strefy S2 itd.

Na rys. 4.18. przedstawiono obwiednie maksymalnych temperatur pików i najniższych temperatur podstawy pików dla 60 strzałów, dla wszystkich wybranych stali: dla stali 38HMJ i 30HN2MFA temperatury podstawy pików zaznaczono kolorem niebieskim.





Rys. 4.18. Obwódzie maksymalnych temperatur pików i najniższych temperatur podstawy pików wewnętrznej powierzchni lufy w strefach od S1 do S6 (z w środku każdej strefy) dla sekwencji sześćdziesięciu strzałów, dla wybranych stali: 30HN2MFA, 38HMJ, DUPLEX. Oznaczenia: P1.5 – w środku strefy S1, P2.5 – w środku strefy S2 itd.

#### 4.4.2. Wybrane aspekty symulacji numerycznych wymiany ciepła w lufie armaty z podziałem lufy na 6 stref

W niniejszym podrozdziale porównano wyniki symulacji numerycznych wymiany ciepła w lufie armaty kalibru 35 mm z podziałem lufy na 6 stref wykonane przy stałych oraz zmiennych w funkcji temperatury własnościach termofizycznych wybranej stali, tzn.

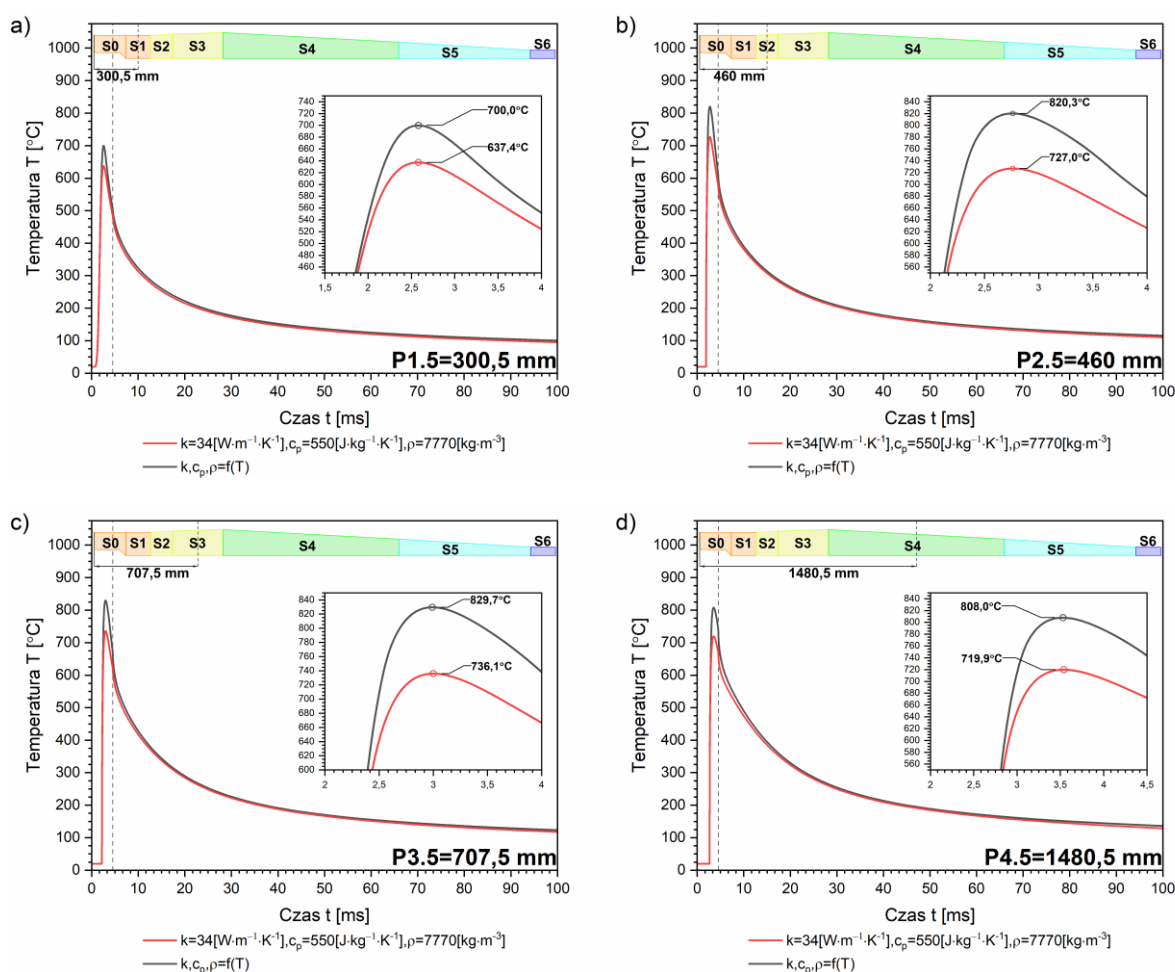
30HN2MFA. Przyjęte jako dane wejściowe do wykonania obliczeń własności termofizyczne stali 30HN2MFA zestawiono w tabeli 4.6. Wartości stałych parametrów termofizycznych przyjęto na podstawie danych otrzymanych z pomiarów własnych dla temperatury pokojowej (RT) – rys. 4.5.

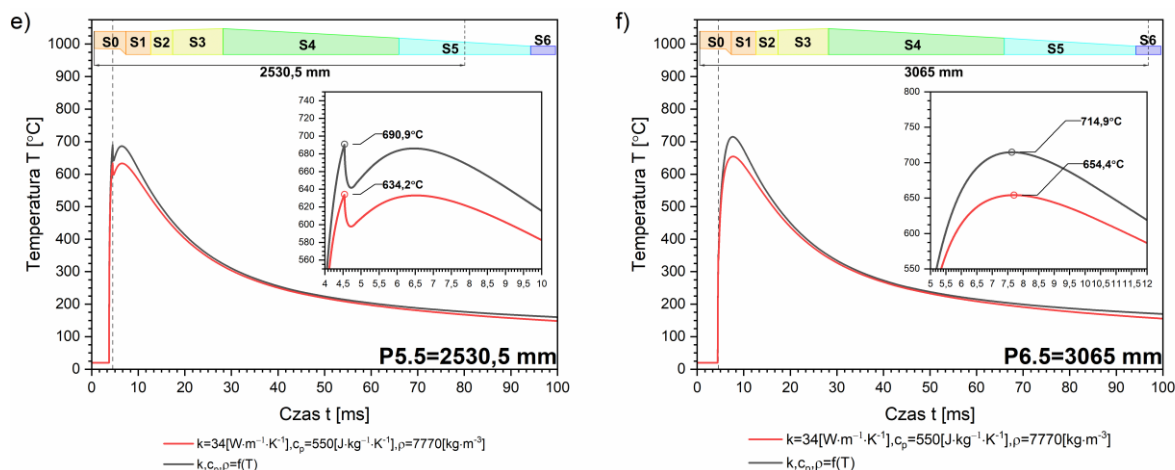
Tabela 4.6. Przewodność cieplna, ciepło właściwe i gęstość stali lufowej 30HN2MFA.

| $T [^{\circ}\text{C}]$ | $k_s$<br>[ $\text{W} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$ ] | $c_s$ [ $\text{J} \cdot \text{g}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$ ] | $\rho_s$ [ $\text{g} \cdot \text{cm}^{-3}$ ] |
|------------------------|-----------------------------------------------------------------|--------------------------------------------------------------|----------------------------------------------|
| RT                     | 34                                                              | 0.550                                                        | 7.77                                         |

#### rozkłady temperatury w lufie armaty dla pojedynczego strzału w strefach od S1 do S6

Dla stali lufowej 30HN2MFA rozkłady temperatur  $T_i(t, r_{in}, z)$  na wewnętrznej powierzchni lufy w 6 strefach S1 do S6 (z w środku każdej strefy) dla pojedynczego strzału pokazano na rys. 4.19. Podobnie jak poprzednio, w każdej strefie współczynnik przejmowania ciepła w funkcji czasu  $h_i(t)$  był różny – rys. 4.3. Na każdym rysunku linią przerywaną pokazano czas, w którym pocisk opuścił lufę ( $t = 4,54$  ms).



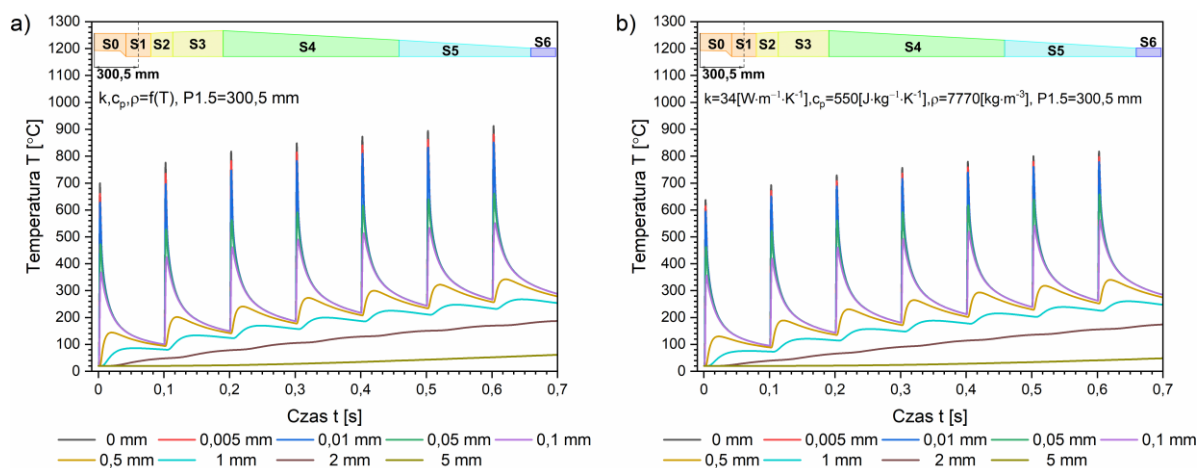


Rys. 4.19. Rozkłady temperatury  $T_i(t, r_{in}, z)$  na powierzchni wewnętrznej lufy w 6 strefach S1 do S6 dla pojedynczego strzału, dla stałych oraz zmiennych w funkcji temperatury własności termofizycznych.

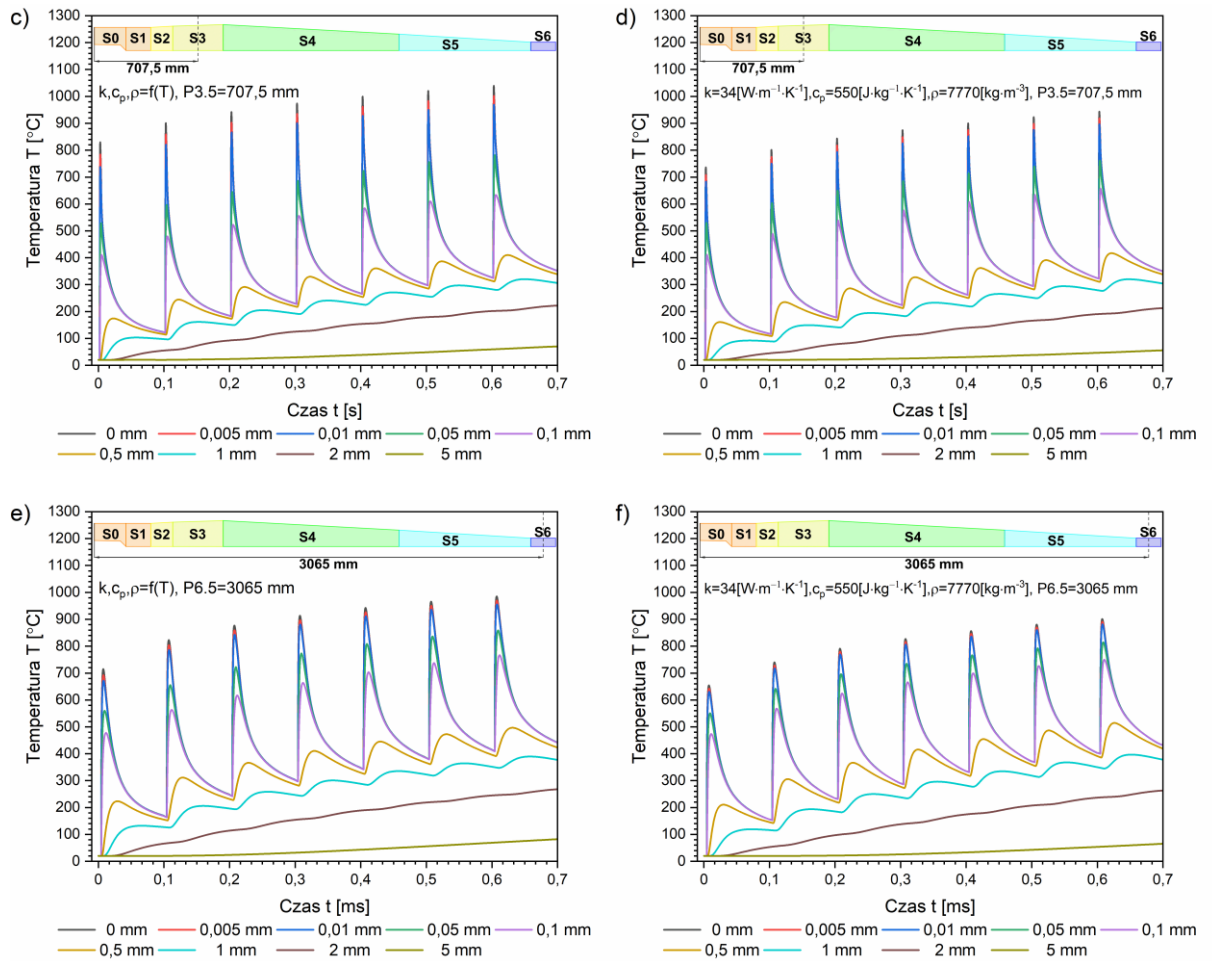
Maksimum najwyższej temperatury, czyli tzw. maksymalna temperatura pików występuje dla zależnych od temperatury własności termofizycznych stali lufowej 30HN2MFA. W tym przypadku najwyższa temperatura jest o około 100°C wyższa, niż przy stałych własnościach termofizycznych, największe różnice występują w strefie S2 i S3.

#### rozkłady temperatury w lufie armaty dla serii 7 strzałów

Dla stali lufowej 30HN2MFA rozkłady temperatury  $T_i(t, r, z)$  wzdłuż grubości ścianki lufy dla stałych i zależnych od temperatury własności termofizycznych, w trzech przekrojach S1, S3 i S6 (z w środku każdej strefy) dla serii 7 strzałów pokazano na rys. 4.20.





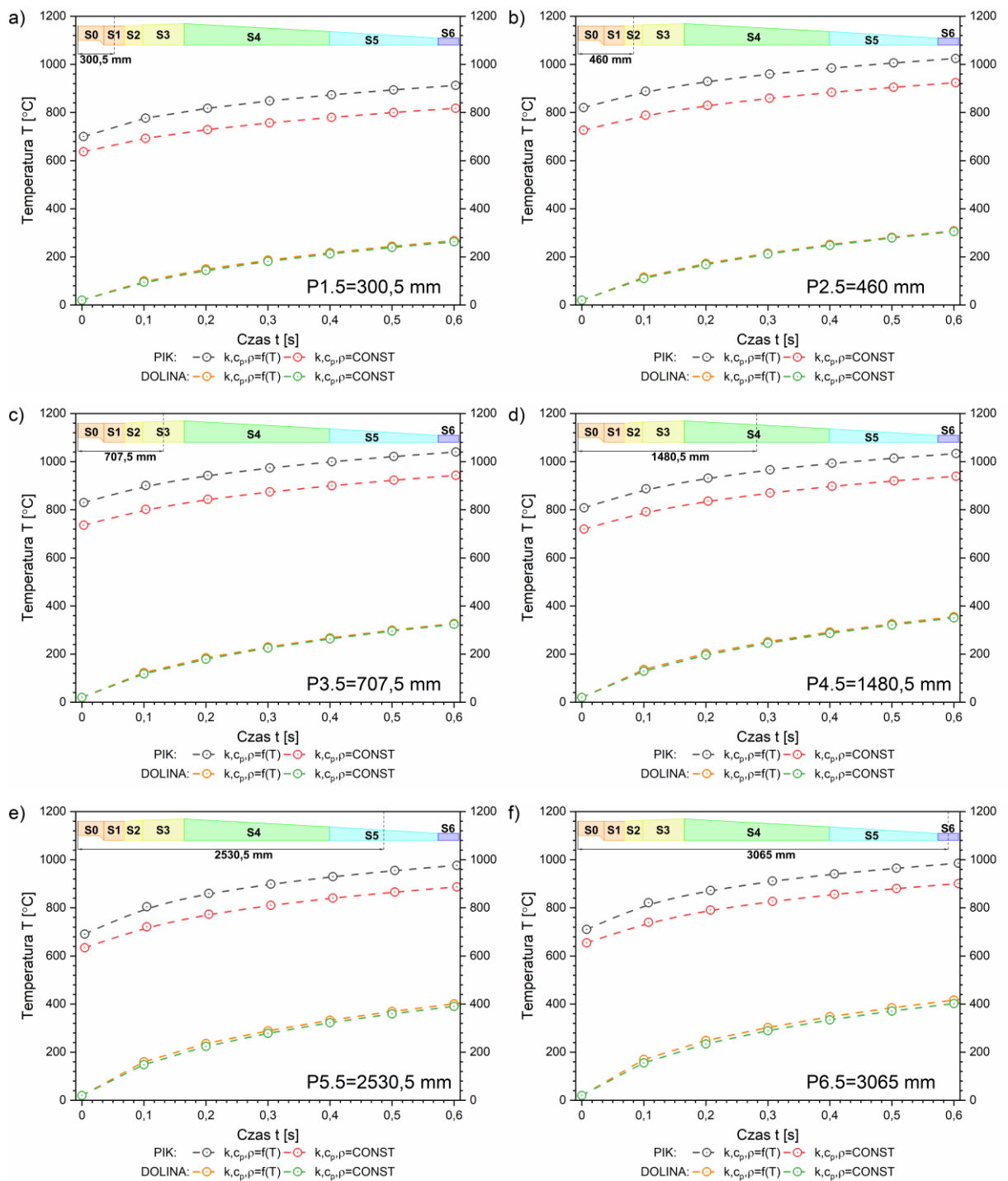


Rys. 4.20. Rozkłady temperatury  $T_i(t, r, z)$  wzdłuż grubości ścianki lufy w 3 strefach S1, S3 i S6, dla sekwencji siedmiu strzałów: strona lewa – dla własności termofizycznych zmiennej w funkcji temperatury, tj.  $k, c_p, \rho = f(T)$ ; prawa strona - dla własności termofizycznych stałej, tj.  $k, c_p, \rho = \text{const}$ : linia czarna – na wewnętrznej powierzchni lufy, linia czerwona – 0,005 mm poniżej powierzchni wewnętrznej, linia niebieska – 0,01 mm poniżej powierzchni wewnętrznej, itd.

Minimalna temperatura podstawy pików jest odczytywana po każdym strzale, czyli dla  $t=100$  ms dla pierwszego strzału, 200 ms dla drugiego strzału, itd. Można przyjąć, że temperatura wewnętrznej powierzchni lufy podczas serii strzałów jest równa minimalnej temperaturze podstawy pików oraz temperaturze lufy na głębokości 0,5 mm poniżej jej powierzchni, czyli  $T_i(t, r = r_{in} - 0.5 \text{ mm}, z)$  – rys. 4.20.

#### Obwiednie maksymalnej temperatury pików i minimalnej temperatury podstawy pików dla serii 7 strzałów dla 6 stref

Rys. 4.21 przedstawia obwiednie maksymalnych temperatur pików i minimalnych temperatur podstawy pików dla przypadku stałych i zależnych od temperatury własności termofizycznych dla 7 strzałów.



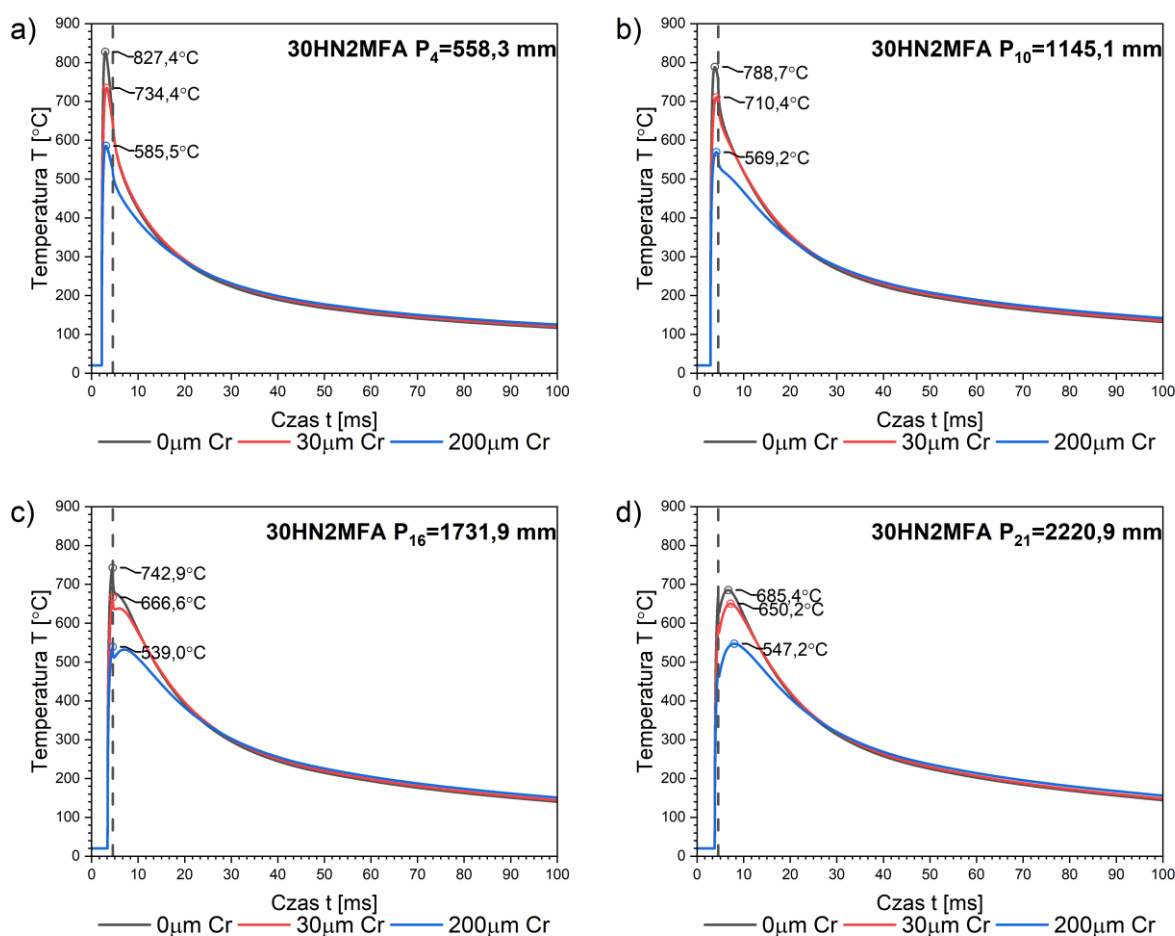
Rys. 4.21. Obwiednie maksymalnych temperatur pików (MAX TP) i minimalnych temperatur podstawy pików (MIN TPP) na powierzchni wewnętrznej ścianki lufy w 6 strefach S1 do S6 dla sekwencji 7 strzałów, dla własności termofizycznych zmiennych w funkcji temperatury, tj.  $k, c_p, \rho = f(T)$  oraz dla stałych własności termofizycznych, tj.  $k, c_p, \rho = const$ .

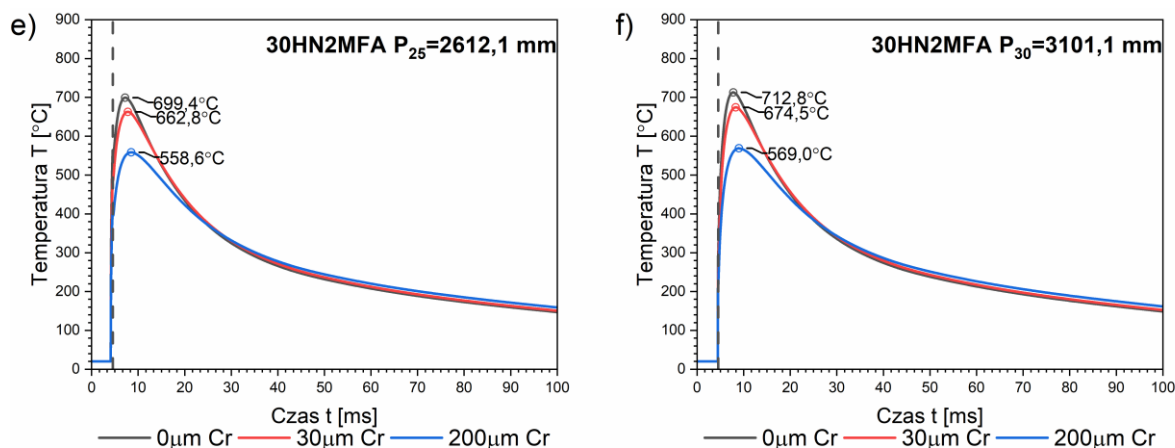
Dla własności termofizycznych zależnych od temperatury, w sześciu strefach S1 do S6, dla każdego z 7 strzałów najwyższa temperatura jest o około 100°C wyższa niż dla stałych właściwości termofizycznych – rys. 4.21. Dla każdego z 7 strzałów najniższe temperatury, tj. minimalne temperatury podstawy pików, są zbliżone w obu przypadkach.

#### 4.4.3. Model dwuwarstwowy z podziałem lufy na trzydzieści stref

##### rozkłady temperatury w lufie armaty dla pojedynczego strzału

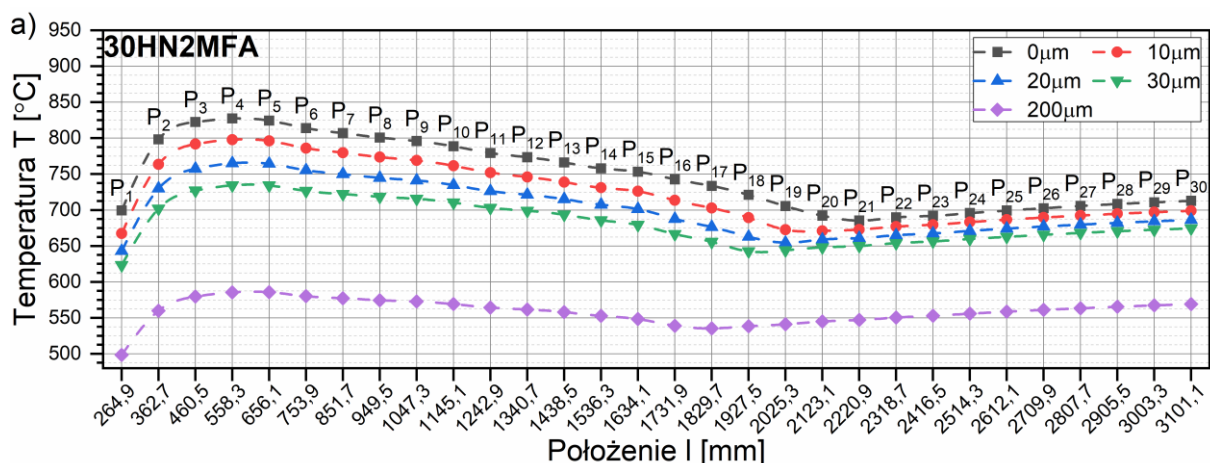
Dla stali 30HN2MFA rozkłady temperatury  $T_i(t, r_{in}, z)$  na wewnętrznej powierzchni lufy w 6 wybranych strefach ( $z$  w środku każdej strefy) dla różnych grubości warstwy chromu dla pojedynczego strzału przedstawiono na rys. 4.22. W każdej strefie współczynnik przejmowania ciepła w funkcji czasu  $h_i(t)$  był inny – rys. 4.4. Na każdym rysunku linią przerywaną zaznaczono czas, w którym pocisk opuścił lufę ( $t = 4,54$  ms).

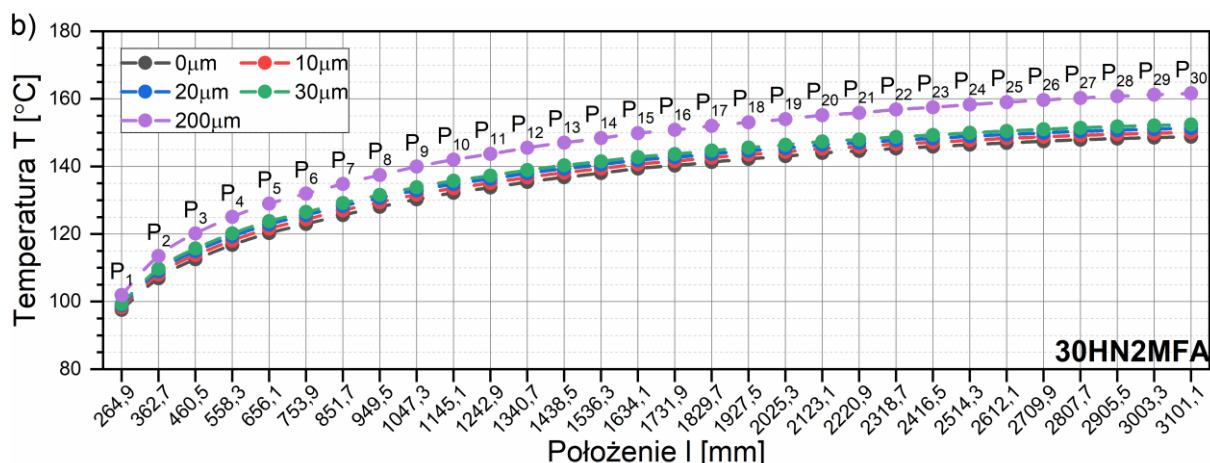




Rys. 4.22. Rozkłady temperatury  $T_i(t, r_{in}, z)$  na powierzchni wewnętrznej lufy z warstwą chromu o różnej grubości w 6 wybranych strefach: S4, S10, S16, S21, S25 i S30 (z w środku każdej strefy) dla pojedynczego strzału. Oznaczenia: P4 - pośrodku strefy S4, P10 - pośrodku strefy S10 itd.

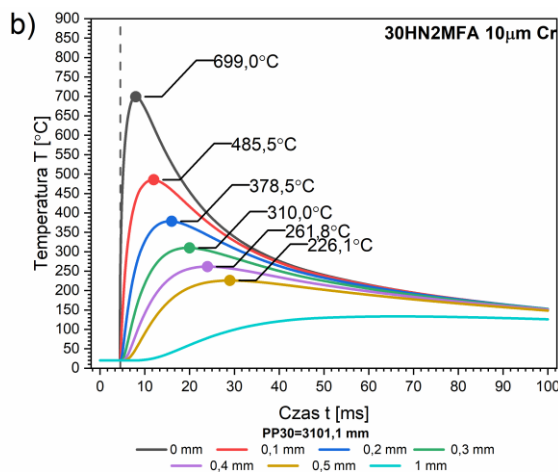
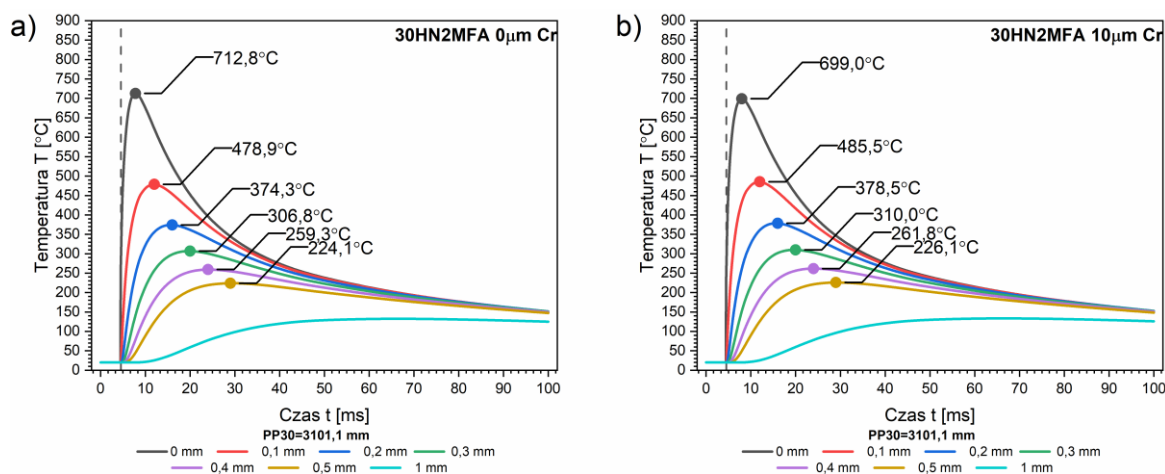
Najwyższa temperatura, czyli maksymalna temperatura pików występuje dla strefy S4. Wraz ze wzrostem grubości warstwy chromu maksymalna temperatura pików obniża się w każdej strefie. Zaburzenie rozkładu temperatury  $T_i(t, r_{in}, z)$  powierzchni wewnętrznej lufy w strefach S10, S16 i S21 (rys. 4.22.) spowodowane jest szybkim spadkiem współczynnika przejmowania ciepła  $h_i(t)$  w momencie opuszczenia lufy przez pocisk – rys. 4.4. Maksymalne temperatury pików oraz minimalne temperatury podstawy pików wzdłuż długości lufy dla pojedynczego strzału przedstawiono na rys. 4.23. Należy zaznaczyć, że po każdym strzale minimalna temperatura podstawy pików jest odczytywana w następujący sposób: dla  $t=100$  ms po pierwszym strzale, 200 ms dla drugiego strzału itp. – rys. 4.10.

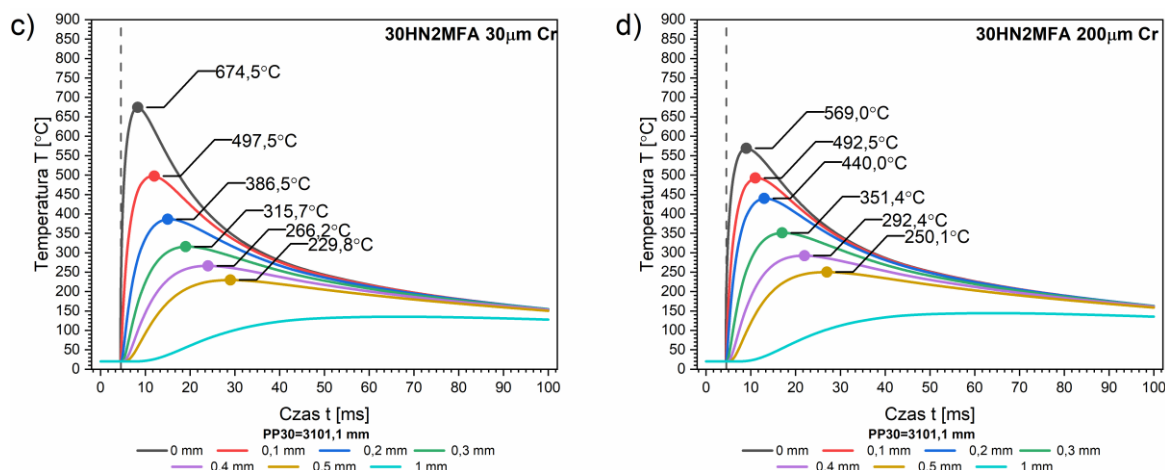




Rys. 4.23. a) Rozkłady maksymalnej temperatury pików b) oraz rozkłady minimalnej temperatury podstawy pików wzdłuż długości lufy przy różnych grubościach warstwy chromu (z w środku każdej strefy) dla pojedynczego strzału. Oznaczenia: P4 - pośrodku strefy S4, P10 - pośrodku strefy S10 itd.

Można przyjąć, że najniższa temperatura wewnętrznej powierzchni lufy (tzw. minimalna temperatura podstawy piku) to w rzeczywistości temperatura lufy do głębokości około 0,5 mm poniżej jej powierzchni – rys. 4.24. Już po pierwszym strzale widać, że lufa osiąga najwyższą temperaturę w ostatniej strefie, czyli S30 – rys. 4.23 b). Dla stali 30HN2MFA rozkłady temperatury  $T_i(t, r, z)$  wzdłuż grubości lufy dla różnych grubości warstwy chromu dla pojedynczego strzału w strefie S30 (z w środku strefy S30) pokazano na rys. 4.24.





Rys. 4.24. Rozkłady temperatury  $T_i(t, r, z)$  wzdłuż grubości lufy przy różnych grubościach warstwy chromu dla pojedynczego strzału w strefie S30 (z w środku strefy S30).

Wraz ze wzrostem grubości warstwy chromu spada najwyższa maksymalna temperatura pików, natomiast temperatura pod wewnętrzną powierzchnią lufy rośnie – rys. 4.24. Dla różnych grubości warstwy chromu w strefie 30 (S30) maksymalne temperatury pików oraz minimalne temperatury podstawy pików zestawiono w Tabeli 4.7.

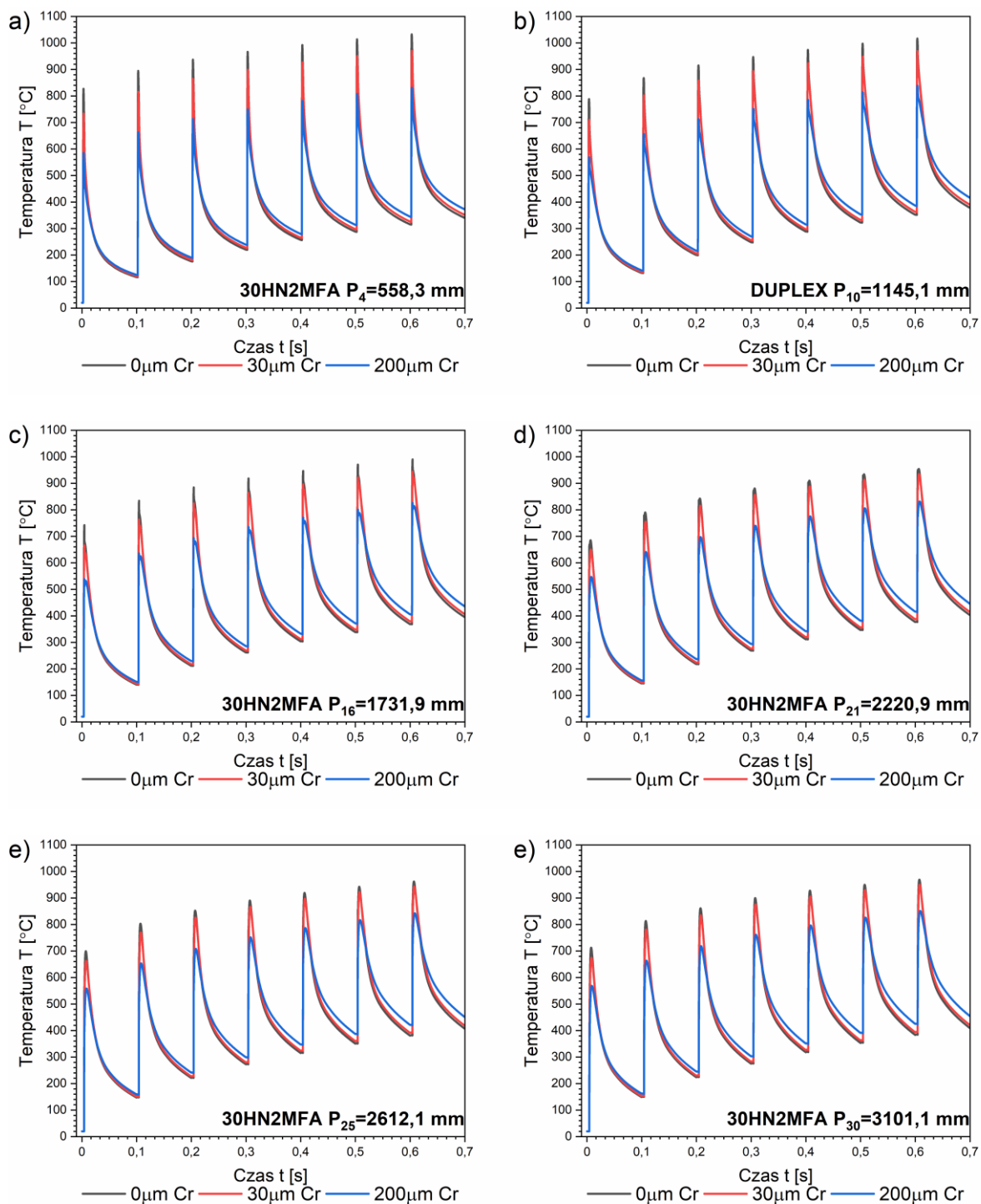
Tabela 4.7. Maksymalne temperatury pików oraz minimalne temperatury podstawy pików w funkcji grubości warstwy chromu w strefie S30 dla pojedynczego strzału.

| 30HN2MFA                                                                            | 0μm Cr | 10μm Cr | 30μm Cr | 200μm Cr |
|-------------------------------------------------------------------------------------|--------|---------|---------|----------|
| Maksymalna temperatura pików po pierwszym strzale [°C]                              | 712.8  | 699.0   | 674.5   | 569.0    |
| Minimalna temperatura podstawy pików po pierwszym strzale ( $t=100\text{ms}$ ) [°C] | 224.1  | 226.1   | 229.8   | 250.1    |

#### rozkłady temperatury w lufie armaty dla serii siedmiu strzałów

Wraz ze wzrostem temperatury lufy, gęstość strumienia ciepła na wewnętrznej powierzchni lufy zmienia się w funkcji czasu dla pierwszego i kolejnych strzałów. Dla stali 30HN2MFA rozkłady temperatury  $T_i(t, r, z)$  powierzchni wewnętrznej lufy dla różnych grubości warstwy chromu dla 6 wybranych stref: S4, S10, S16, S21, S25 i S30 (z w środku każdej strefy) dla serii siedmiu strzałów pokazano na rys. 4.25.





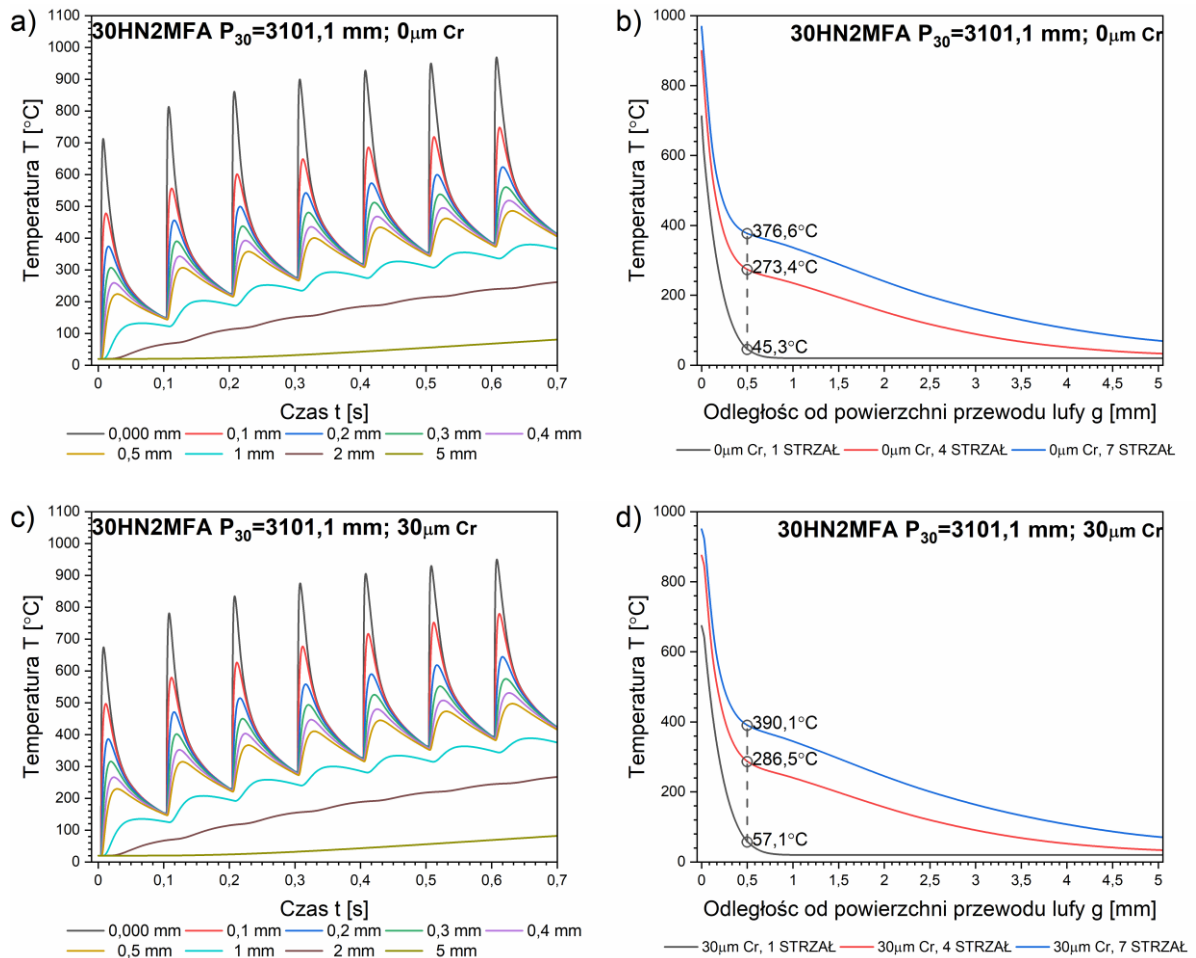
Rys. 4.25. Rozkłady temperatury  $T_i(t, r_{in}, z)$  na powierzchni wewnętrznej lufy z warstwą chromu o różnej grubości w 6 wybranych strefach: S4, S10, S16, S21, S25 i S30 (z w środku każdej strefy) dla sekwencji siedmiu strzałów. Oznaczenia:  $P_4$  - pośrodku strefy S4,  $P_{10}$  - pośrodku strefy S10 itd.

Wraz ze wzrostem grubości warstwy chromu maleje maksymalna temperatura piku, podczas gdy minimalna temperatura podstawy piku wzrasta. Taki mechanizm wymiany ciepła związany jest z wysoką przewodnością cieplną chromu, która jest prawie trzykrotnie większa, niż stali 30HN2MFA – rys. 4.5. Z każdym kolejnym strzałem minimalna temperatura podstawy piku

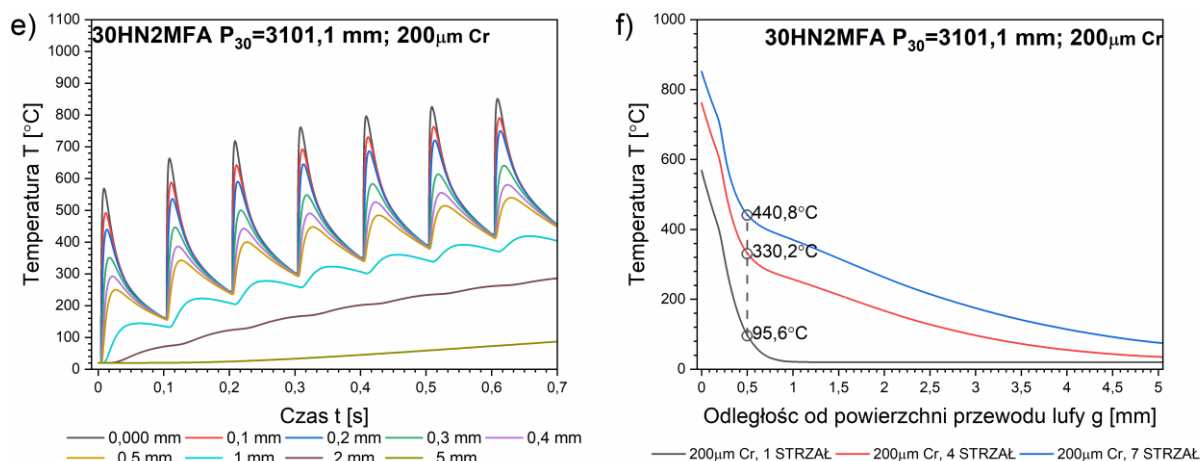
na wewnętrznej powierzchni lufy z warstwą chromu wzrasta w stosunku do tej samej temperatury wewnętrznej powierzchni lufy bez warstwy chromu.

rozkłady temperatury wzdłuż grubości lufy dla serii siedmiu strzałów

Dla stali 30HN2MFA rozkłady temperatury  $T_i(t, r, z)$  wzdłuż grubości lufy dla różnych grubości warstwy chromu, dla sekwencji siedmiu strzałów w strefie S30 (z w środku szóstej strefy) oraz dla pierwszego, czwartego i siódmego strzału w strefie S30 pokazano na rys. 4.26.





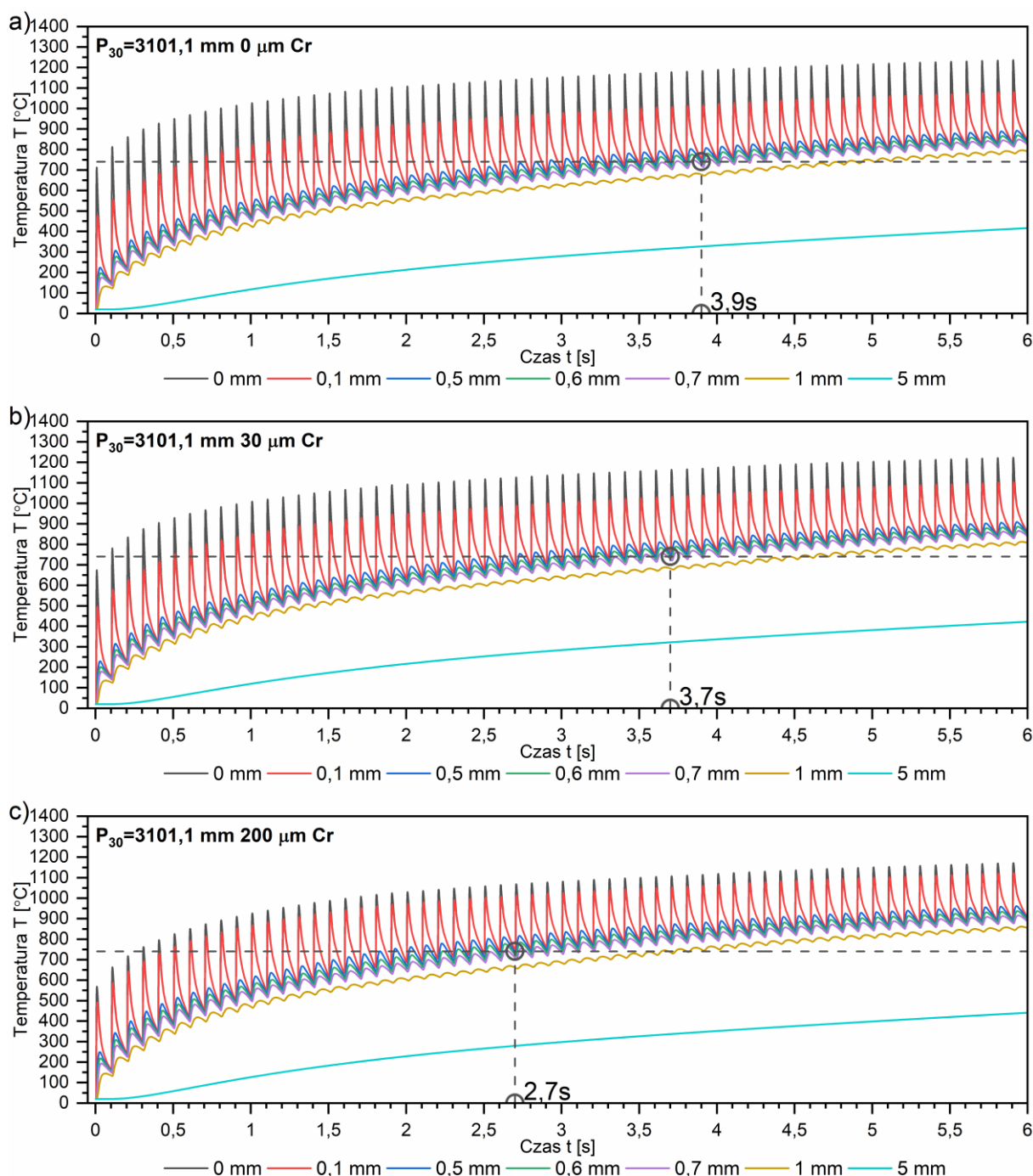


Rys. 4.26. Rozkłady temperatury  $T_i(t, r, z)$  wzdłuż grubości ścianki lufy pokrytej warstwami chromu o różnej grubości dla sekwencji siedmiu strzałów: lewa strona - z w środku strefy S30 (oznaczone kolorem dla odległość od wewnętrznej powierzchni lufy); prawa strona - dla pierwszego, czwartego i siódmego strzału. Oznaczenie: P30 - w środku strefy S30.

Rozkłady temperatury  $T_i(t, r, z)$  wzdłuż grubości ścianki lufy pokrytej warstwami chromu o różnej grubości dla pierwszego, czwartego i siódmego strzału w strefie S30 - rys. 4.26 b, d, f zostały przedstawione w momencie wystąpienia maksymalnej temperatury pik. Już po pierwszym strzale temperatura wewnętrznej powierzchni lufy na głębokości 0,5 mm pod powierzchnią jest dwukrotnie wyższa dla lufy z powłoką chromową o grubości 200  $\mu\text{m}$  w porównaniu do lufy bez tej powłoki – rys. 4.26 b, d, f. Po czwartym strzale różnica temperatury stabilizuje się i wynosi około 60°C, a po siódmym - 65°C.

#### rozkłady temperatury w lufie armaty dla serii sześćdziesięciu strzałów

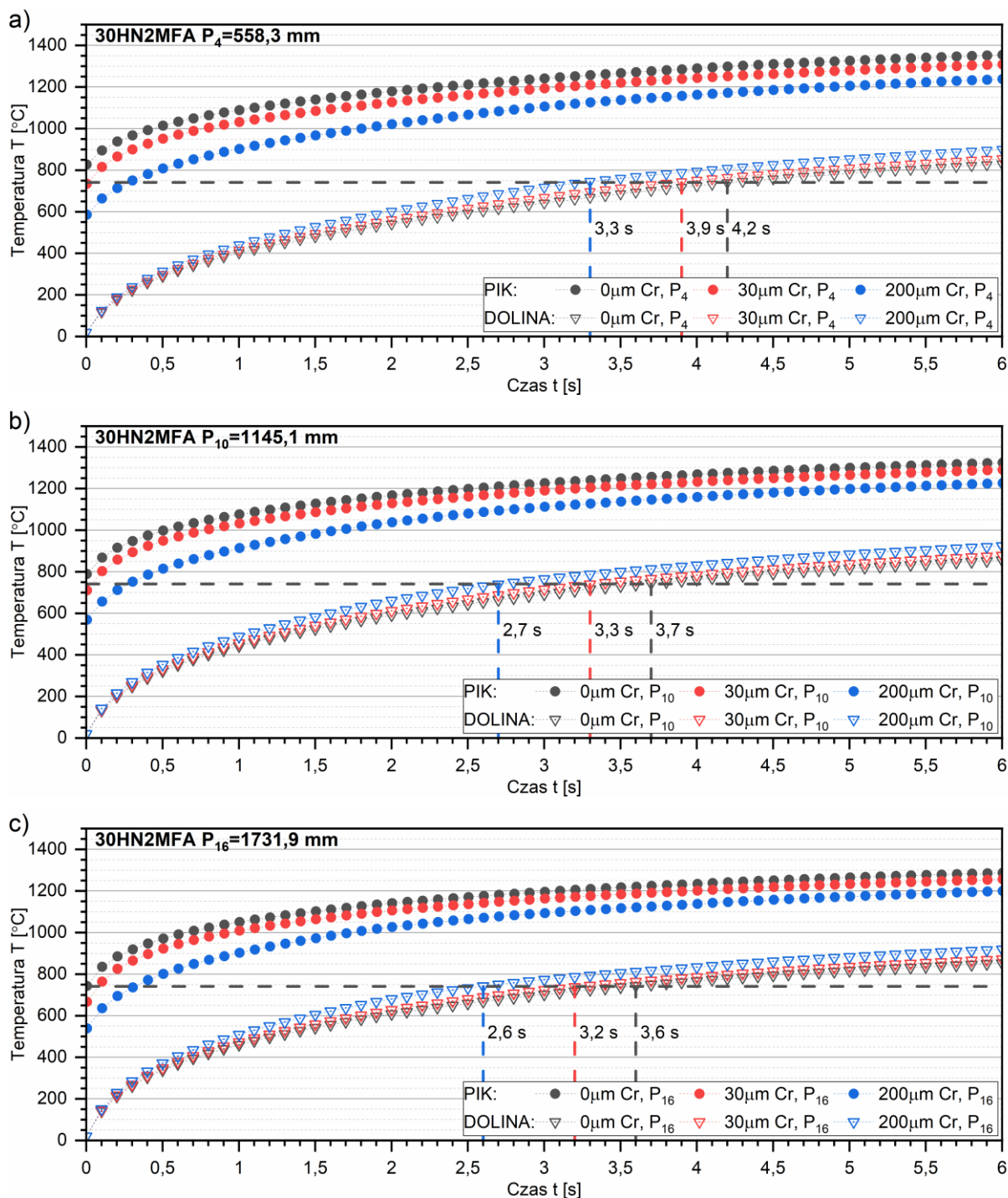
Własności termofizyczne, tj. przewodność cieplną, ciepło właściwe oraz gęstość w funkcji temperatury w zakresie od 1000°C do 1300°C, uzyskano poprzez liniową ekstrapolację danych doświadczalnych dla stali 30HN2MFA w zakresie RT do 1000°C. Rozkłady temperatury  $T_i(t, r_{in}, z)$  wzdłuż grubości ścianki lufy wykonanej ze stali 30HN2MFA pokrytej warstwą chromu o różnych grubościach, tzn. 0, 30 i 200  $\mu\text{m}$  w strefie S30 (z w środku każdej strefy) dla sekwencji sześćdziesięciu strzałów pokazano na rys. 4.27. Dla stali 30HN2MFA, dla której zachodzi przemiana fazowa, temperatura 750°C pojawia się dla lufy o różnej grubości warstwy chromu w różnym czasie, najwcześniej dla lufy z 200  $\mu\text{m}$  warstwą Cr. Oznacza to, że lufa z warstwą 200  $\mu\text{m}$  Cr będzie narażona na największe zużycie. Już po około 2,9 s, czyli po około trzydziestu strzałach, strefa S30 lufy z warstwą 200  $\mu\text{m}$  Cr przekroczy temperaturę przejścia fazowego – rys 4.27.

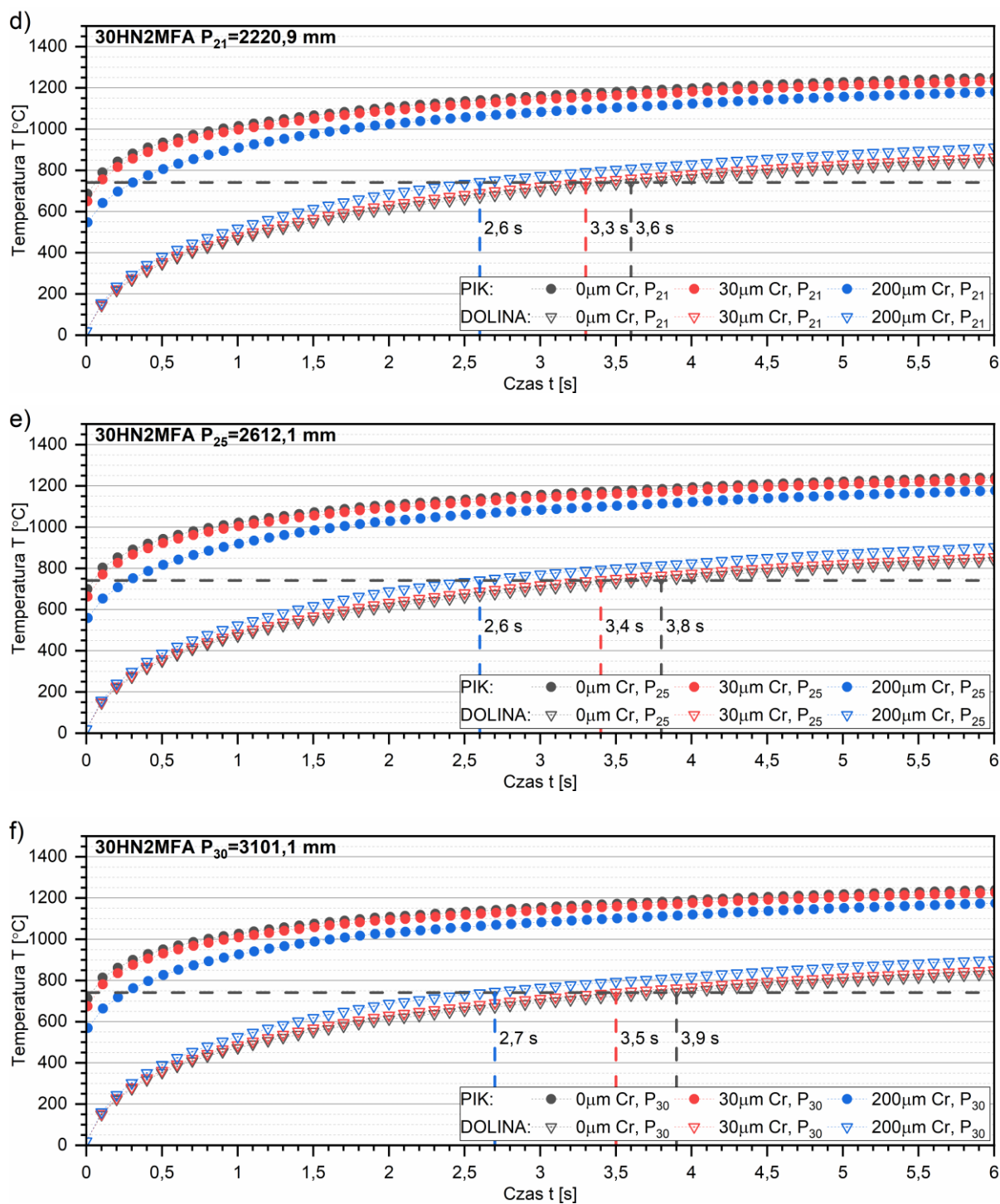


Rys. 4.27. Rozkłady temperatury  $T_i(t, r_{in}, z)$  wzdłuż grubości ścianki lufy pokrytej warstwami chromu o różnej grubości w strefie S30 (z w środku każdej strefy) dla sekwencji sześćdziesięciu strzałów, dla stali 30HN2MFA: linia czarna – na wewnętrznej powierzchni lufy; linia czerwona – 0,1 mm pod powierzchnią wewnętrzną; linia niebieska – 0,5 mm pod powierzchnią wewnętrzną; linia zielona – 0,6 mm pod powierzchnią wewnętrzną; linia fioletowa – 0,7 mm pod powierzchnią wewnętrzną; linia brązowa – 1 mm pod wewnętrzną powierzchnią; jasnoniebieska linia – 5 mm pod wewnętrzną powierzchnią lufy. Oznaczenie: P30 - w środku strefy S30.

Obwiednie minimalnych temperatur podstawy pików (dolne krzywe na każdym rysunku – linie z pustymi znacznikami) i maksymalnych temperatur pików (górne krzywe na każdym rysunku – linie z pełnymi znacznikami) na wewnętrznej powierzchni lufy pokrytej warstwami chromu o różnych grubościach Cr, tj. 0, 30 i 200  $\mu\text{m}$  dla wybranym 6 stref, tzn. S4, S10, S16, S21, S25,

S30 (z w  rodku kaŹdej strefy) dla sekwencji sze ciddzieciu strza  w pokazano na rys 4.28. W strefach S4, S10 i S16 maksymalna temperatura pik  w jest podobna i po 60 strza  ch przekracza temperatur   1300  C, podczas gry w strefach S21, S25 i S30 jest nieco poniŹej 1300  C. Minimalna temperatura podstawy pik  w we wszystkich strefach po 60 strza  ch zbliŹaj   si   do temperatury 850  C.

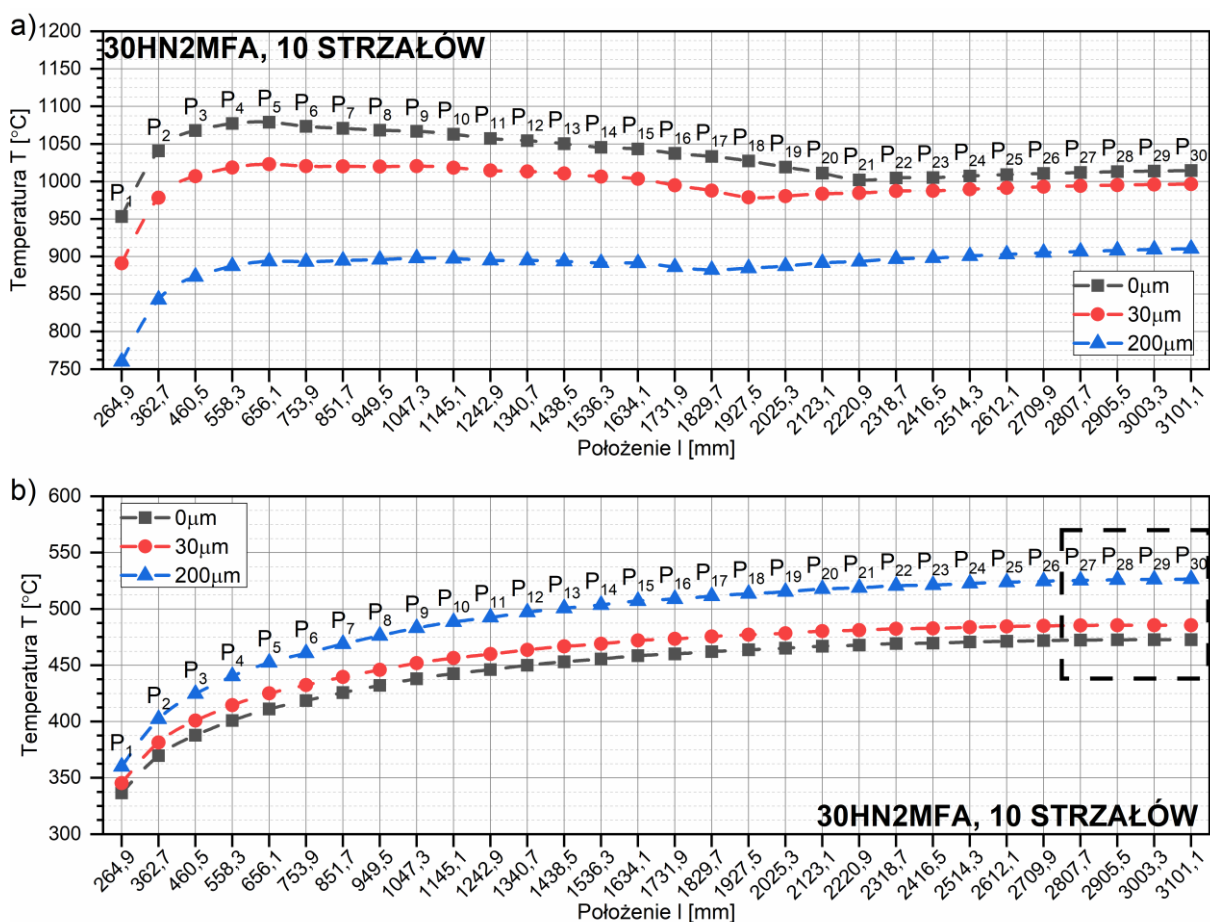




Rys. 4.28. Obwódnie minimalnej temperatury podstawy pików (DOLINA) i maksymalnej temperatury pików (PIK) na wewnętrznej powierzchni ścianki lufy pokrytej warstwą chromu o różnej grubości, w wybranych 6 strefach: S4, S10, S16, S21, S25, S30 (z w środku każdej strefy) dla sekwencji sześćdziesięciu strzałów. Oznaczenia: P4 - pośrodku strefy S4, P10 - pośrodku strefy S10 itd.

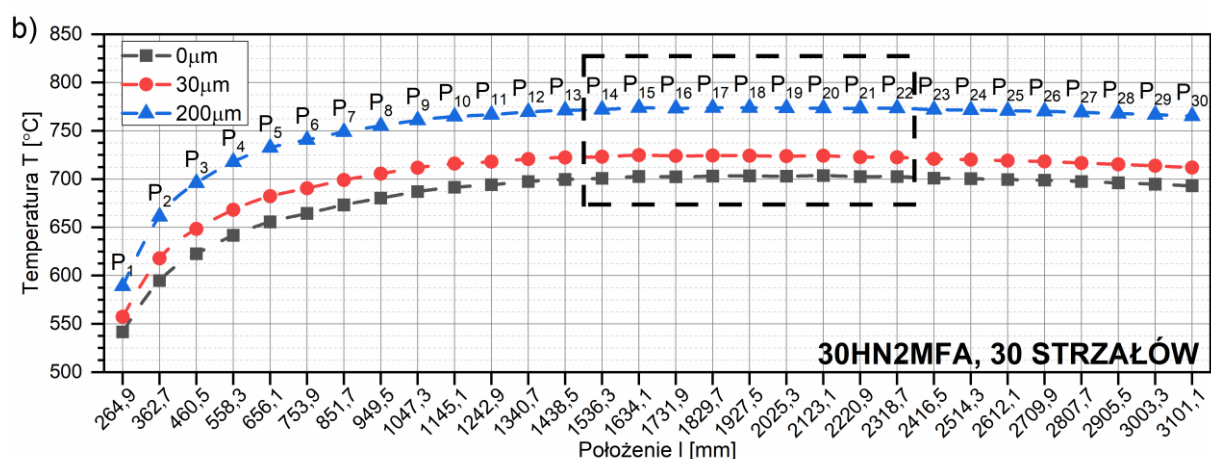
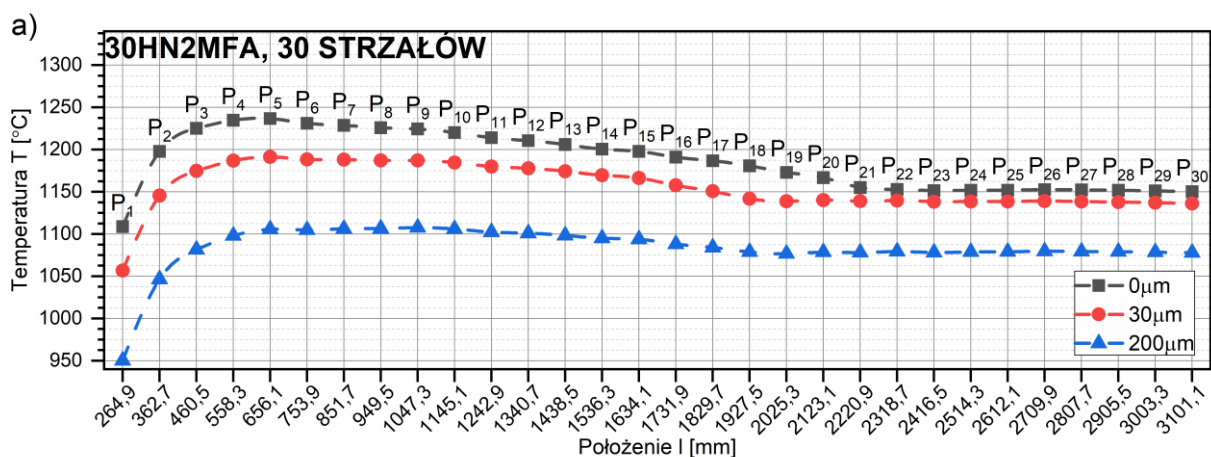
Rozkład maksymalnych temperatur pików – rys 4.29 a i minimalnych temperatur podstawy pików – rys 4.29 b wzdłuż długości lufy przy różnych grubościach warstwy chromu (z w środku każdej strefy) po 10, 30 i 60 strzałach przedstawiono na rysunku rys. 4.29. Po 10 strzałach rozkład minimalnych temperatur podstawy pików wzdłuż długości lufy jest krzywą rosnącą,

a najwyższa wartość temperatury znajduje się w strefach S27-S30 – rys. 4.29 b. Po 30 strzałach rozkład minimalnych temperatur podstawy pików wzdłuż długości lufy osiąga maksimum w strefach S14-S22, a po 60 strzałach w strefach S8-S14 – rys. 4.30 b. Pokrycie ścianki lufy warstwą chromu powoduje, że maksymalne temperatury pików wzdłuż długości lufy wyrównują się. Dla lufy nie pokrytej chromem rozkład temperatury jest niejednorodny, tzn. maksymalne temperatury pików występuje w strefach S3-S8, a minimalne w ostatniej strefie S30.

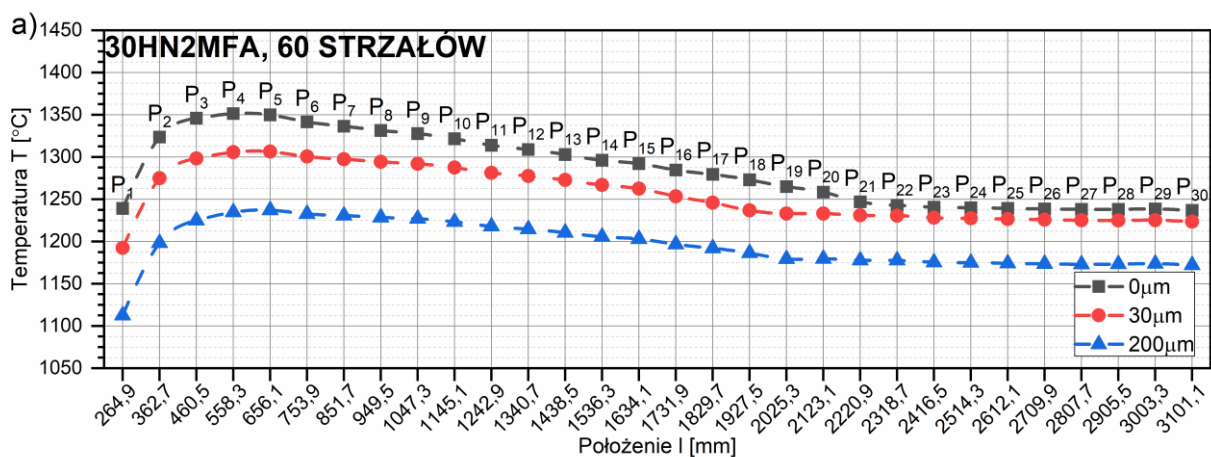


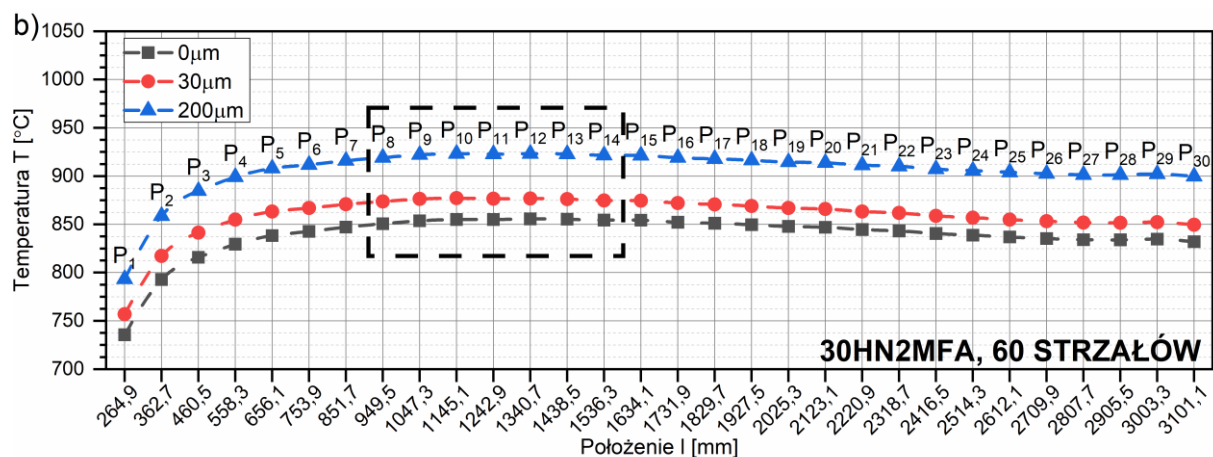
Rys. 4.29. a) Rozkłady maksymalnej temperatury pików b) oraz minimalnej temperatury podstawy pików wzdłuż długości lufy przy różnych grubościach warstwy chromu (z w środku każdej strefy) po 10 strzałach. Oznaczenia: P<sub>4</sub> - pośrodku strefy S4, P<sub>10</sub> - pośrodku strefy S10 itd.





Rys. 4.30. a) Rozkłady maksymalnej temperatury pików b) oraz minimalnej temperatury podstawy pików wzdłuż długości lufy przy różnych grubościach warstwy chromu (z w środku każdej strefy) po 30 strzałach. Oznaczenia: P<sub>4</sub> - pośrodku strefy S<sub>4</sub>, P<sub>10</sub> - pośrodku strefy S<sub>10</sub> itd.





Rys. 4.31. a) Rozkłady maksymalnej temperatury pików b) oraz minimalnej temperatury podstawy pików wzdłuż długości lufy przy różnych grubościach warstwy chromu (z w środku każdej strefy) po 60 strzałach. Oznaczenia: P<sub>4</sub> - pośrodku strefy S<sub>4</sub>, P<sub>10</sub> - pośrodku strefy S<sub>10</sub> itd.

#### 4.4.3. Analiza wyników symulacji

##### **analiza symulacji numerycznych wymiany ciepła dla modelu lufy z podziałem na 6 stref**

Wyniki symulacji numerycznych wymiany ciepła w lufie armaty przeciwlotniczej kalibru 35 mm wykonanej z trzech wybranych gatunków stali wykazały podobny charakter wymiany ciepła w stali 38HMJ i 30HN2MFA, ale inny w stali Duplex. Uzyskane wartości pól temperatury na wewnętrznej powierzchni lufy nie zostały zawyżone, jak to było w pracy [93]. Podział armaty na sześć stref S<sub>1</sub> do S<sub>6</sub> został uzgodniony z polskim producentem broni. Ponieważ badania numeryczne wymiany ciepła w lufie są czasochłonne, taki sposób podziału skraca czas obliczeń do kilku godzin dla jednej stali.

##### **w przypadku pojedynczego strzału - temperatura na wewnętrznej powierzchni lufy**

W stali DUPLEX maksymalna temperatura wewnętrznej powierzchni lufy, czyli tzw. maksymalna temperatura piku, była o około 87°C wyższa niż dla pozostałych dwóch stali. Minimalna temperatura podstawy piku była wyższa, niż dla dwóch pozostałych stali. Wynika to z mniejszej wartości dyfuzyjności cieplnej w funkcji temperatury stali DUPLEX w stosunku do dyfuzyjności cieplnej stali 38HMJ oraz 30HN2MFA. W każdej z trzech wybranych stali maksymalna temperatura wewnętrznej powierzchni lufy wystąpiła w trzeciej strefie S<sub>3</sub>. W strefie drugiej S<sub>2</sub> i czwartej S<sub>4</sub> temperatury były niewiele niższe. Ponadto maksymalne temperatury na wewnętrznej powierzchni lufy w pierwszych czterech strefach S<sub>1</sub> do S<sub>4</sub> wystąpiły przed opuszczeniem wylotu lufy przez pocisk, natomiast maksymalne temperatury w piątej strefie S<sub>5</sub> i szóstej strefie S<sub>6</sub> wystąpiły po opuszczeniu wylotu lufy przez pocisk.

#### w przypadku sekwencji siedmiu strzałów – temperatura wewnętrznej powierzchni lufy

W stali DUPLEX w strefie S3 najwyższa temperatura i najniższa temperatura powierzchni wewnętrznej, czyli tzw. maksymalna temperatura piku i najniższa temperatura podstawy piku po siedmiu strzałach osiągnęły wartości 1088°C i 462°C, odpowiednio — rys. 4.13. Różnica pomiędzy najwyższą i najniższą temperaturą powierzchni wewnętrznej była maksymalna i równa 626°C w strefie S3 oraz minimalna i równa 468°C w strefie S6 — rys. 4.13. W stalach 38HMJ i 30HN2MFA w strefie S3 najniższa i najwyższa temperatura powierzchni wewnętrznej po siedmiu strzałach osiągnęły wartości odpowiednio 345°C i 1039°C dla stali 30HN2MFA oraz 355°C i 991°C dla stali 38HMJ. Różnica pomiędzy najwyższą i najniższą temperaturą powierzchni wewnętrznej dla tych stali była maksymalna i równa 694°C dla stali 30HN2MFA i 636°C dla stali 38HMJ w strefie S3 oraz minimalna i równa 552°C dla stali 30HN2MFA i 507°C dla stali 38HMJ w strefie S6. Dla każdej z wybranych stali najniższa temperatura osiągnęła maksimum w strefie S6, a wzrost dolnej temperatury powierzchni wewnętrznej, czyli najniższej temperatury podstawy piku, stał się niemal liniową funkcją liczby strzałów.

#### w przypadku sekwencji siedmiu strzałów – obliczenie wymiany ciepła wzdłuż grubości lufy

Na każdej krzywej wzrostu temperatury wewnętrznej powierzchni lufy podczas strzału można wyróżnić tzw. maksymalną temperaturę piku oraz najniższą temperaturę podstawy piku, która w rzeczywistości była temperaturą wewnętrznej ścianki lufy. Temperatura ta była praktycznie identyczna z temperaturą ścianki lufy na głębokości 0,5 mm poniżej jej wewnętrznej powierzchni – rys. 4.14. Można zatem przyjąć, że temperatura wewnętrznej powierzchni lufy podczas serii strzałów jest równa temperaturze lufy na głębokości 0,5 mm poniżej jej powierzchni. Rozkłady temperatury  $T_i(t, r, z)$  wzdłuż grubości lufy dla wybranych stali dla pierwszego, czwartego i siódmego strzału przedstawiono na rys. 4.15. Na głębokości 0,5 mm największa różnica temperatury wystąpiła pomiędzy stalami 30HN2MFA, 38HMJ i stalą DUPLEX. Różnica ta zwiększała się wraz z kolejnymi strzałami i po siódmym strzale w strefie S6 wynosiła około 86°C – rys. 4.15 (rysunek dolny).

#### w przypadku sekwencji sześćdziesięciu strzałów – temperatura wzdłuż grubości lufy

Po sześćdziesięciu strzałach najwyższa temperatura powierzchni wewnętrznej lufy wystąpiła w strefie S3. Dla wszystkich trzech gatunków stali tj. 30HN2MFA, 38 HMJ i DUPLEX była zbliżona i wyniosła ok. 1363°C dla stali 30HN2MFA i 38 HMJ oraz 1348°C dla stali DUPLEX — rys. 4.16 – 4.18.

Najniższa temperatura powierzchni wewnętrznej lufy wykonanej ze stali DUPLEX wystąpiła w strefach S1 i S2, tj. około 849°C w strefie S1 i 916°C w strefie S2. Dla pozostałych



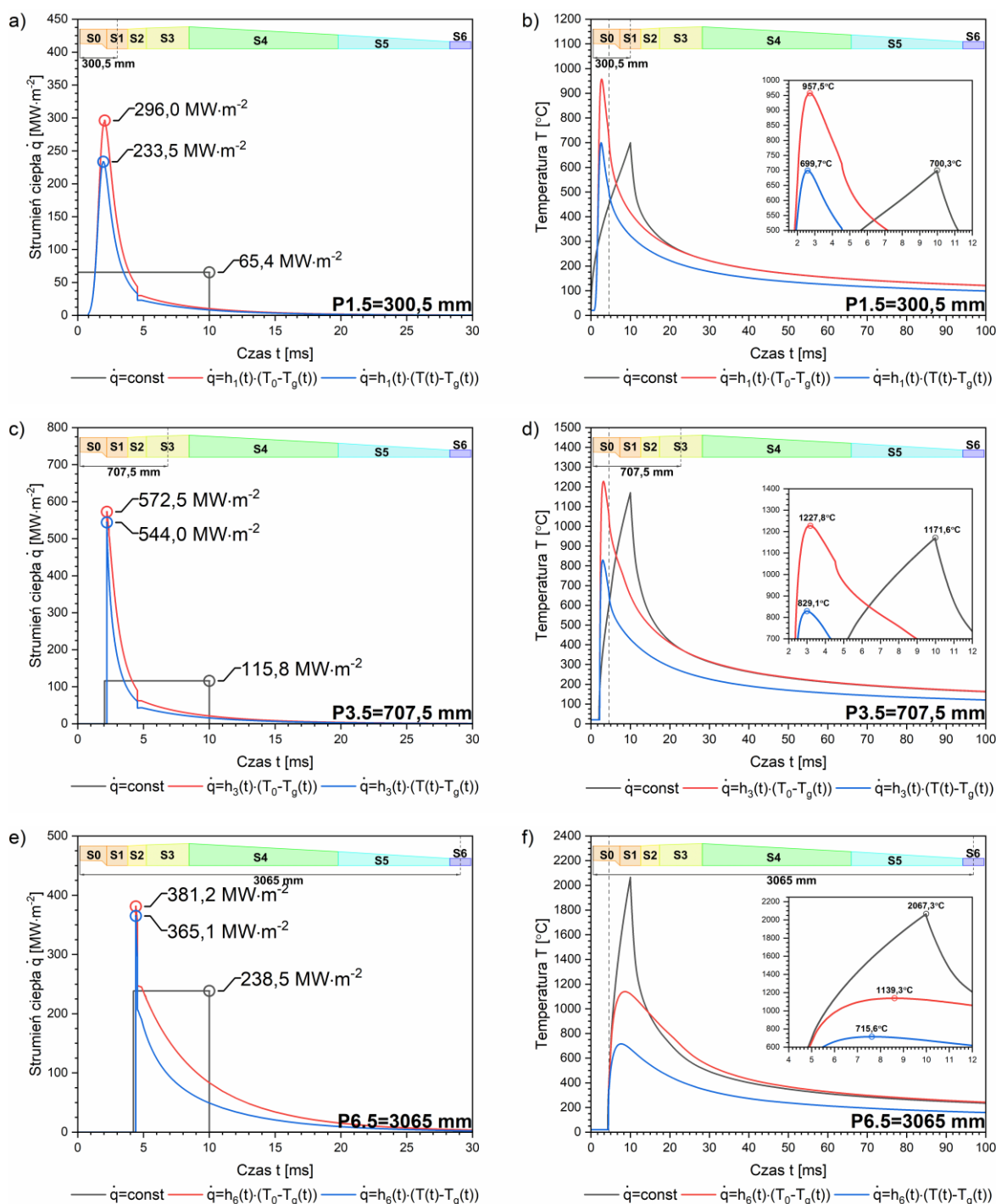
stali najniższa temperatura wystąpiła również w strefach S1 i S2, tj. około 748°C dla stali 30HN2MFA i 38 HMJ w strefie S1 oraz 827°C dla stali 30HN2MFA i 38 HMJ w strefie S2. Wynika to z faktu, że stal DUPLEX nagrzewa się do wyższej temperatury i stygnie wolniej, gdyż ma niższy współczynnik wyrównywania temperatury, niż stale 30HN2MFA i 38HMJ. Ponieważ chłodzi się wolniej, najwyższa temperatura powierzchni wewnętrznej lufy po sześćdziesięciu strzałach jest również niższa niż byłaby, gdyby ten efekt ekranowania, związany ze wzrostem temperatury ścianki wewnętrznej po każdym strzale, nie był obserwowany w obliczeniach gęstości strumienia ciepła. Należy również pamiętać, że dla stali 38HMJ i 30HN2MFA występuje skurcz materiału i przemiana fazowa w temperaturze około 800°C. Temperaturę powierzchni wewnętrznej równą około 800°C osiągnięto w stalach 30HN2MFA i 38HMJ po około trzydziestu strzałach w strefie S5 (po 3,0 s) i S6 (po 2,9 s) oraz po około sześćdziesięciu strzałach w strefie S1 (po 5,9 s) – rys. 4.16. Oznacza to również, że najszybciej zużyje się wewnętrzna powierzchnia lufy w strefach S5 i S6. Ze względu na podobną propagację ciepła w stali, nie zaobserwowano zmian w najwyższej ani najniższej temperaturze powierzchni wewnętrznej lufy w przypadku stali 30HN2MFA lub 38HMJ, związanych specyficznie z tym efektem skurczu. Po sześćdziesięciu strzałach maksymalna temperatura stali 30HN2MFA i 38HMJ oraz stali DUPLEX w strefach S2 do S4 była praktycznie taka sama i wynosiła około 1363°C dla stali 30HN2MFA i 38 HMJ oraz 1348°C dla stali DUPLEX, natomiast najniższa temperatura w stalach 30HN2MFA oraz 38HMJ, w strefach S5 i S6 wynosiła około 892°C, a dla stali DUPLEX - około 955°C w strefie S5 i 944°C w strefie S6. Po sześćdziesięciu strzałach zewnętrzna powierzchnia lufy w strefie S6 rozgrzała się do temperatury około 226°C dla stali 30HN2MFA i 230°C dla stali 38 HMJ oraz do 103°C dla stali DUPLEX – rys. 4.16. i 4.17. Dla wybranych stali, obwiednie najwyższych i najniższych temperatur pokazano na rys. 4.18. Można zauważyć, że różnice występowały jedynie pomiędzy stalą DUPLEX a pozostałymi stalami, tj. 30HN2MFA i 38HMJ.

#### **analiza wybranych aspektów symulacji numerycznych wymiany ciepła dla modelu lufy z podziałem na 6 stref**

W niniejszym podrozdziale porównano wyniki symulacji numerycznych wymiany ciepła w ściance lufy armaty 35 mm dla pojedynczego strzału i sekwencji 7 strzałów, przy założeniu, że na wewnętrznej powierzchni lufy w każdej spośród 6 stref przyjęto gęstości strumienia ciepła wyrażono jako: 1) funkcje prostokątne  $\dot{q}_i = const_i$  w zakresie od 0 do 10 ms (przy przesunięciu początku  $t_i$  funkcji  $\dot{q}_i$  w kolejnych strefach); 2) w postaci  $\dot{q}_i(t, r = r_{in}, z) = h_i(t) \cdot$

$(T_0 - T_g(t, r_{in}, z))$ ; 3) w postaci  $\dot{q}_i(t, r = r_{in}, z) = h_i(t) \cdot (T(t, r_{in}, z) - T_g(t, r_{in}, z))$

– rys. 4.32. Podobnie jak poprzednio dla pojedynczego strzału przyjęto  $t_i=100$  ms. Koncepcja przyjęcia gęstości strumienia ciepła w postaci  $\dot{q}_i = const_i$  pojawiła się na początku rozważań związanych z wymianą ciepła w lufie armaty kalibru 35 mm, kiedy nie było jeszcze wiadomo czy problem można w pełni rozwiązać przy tak dużych gęstościach strumienia ciepła zmiennych w funkcji czasu i dlatego przyjęto rozwiązanie uproszczone.



Rys. 4.32. Różne przybliżenia zależności  $\dot{q}_i(t, r_{in}, z)$  w 3 strefach S1, S3 i S6 – lewa strona rysunku. Rozkłady temperatury  $T_i(t, r_{in}, z)$  wewnętrznej powierzchni lufy w tych samych strefach – prawa strona rysunku.

Założenie gęstości strumienia ciepła jako funkcji prostokątnej przesuwającego maksimum najwyższej temperatury w stronę dłuższego czasu i zmienia kształt funkcji  $T(t, r_{in}, z)$ .

#### **analiza symulacji numerycznych wymiany ciepła dla modelu lufy z podziałem na 30 stref**

W rozdziale 4.4.1 przedstawiono symulacje numeryczne wymiany ciepła w lufie armaty przeciwlotniczej kalibru 35 mm wykonanej z trzech gatunków stali, w tym ze stali 30HN2MFA. Obliczenia wykonano dla zależnych od temperatury parametrów termofizycznych wszystkich stali dla lufy podzielonej na 6 stref. Wykorzystując metody parametrów skupionych opracowano program do rozwiązywania problemu głównego balistyki wewnętrznej, tzn. obliczenia w każdej strefie współczynnika przejmowania ciepła w funkcji czasu  $h_i(t)$ , temperatury gazów prochowych w funkcji czasu  $T_g(t)$  wewnątrz przewodu lufy dla zadanych parametrów amunicji. Przy podziale armaty na 30 stref obliczenia  $h_i(t)$  oraz  $T_g(t)$  wykonano w ten sam sposób, jak przy podziale armaty na 6 stref. Symulacje numeryczne wymiany ciepła wykonano dla armaty ze stali 30HN2MFA, której wewnętrzną powierzchnię ścianki lufy pokryto warstwą chromu o różnej grubości, tzn. 0 (bez warstwy Cr), 10, 20, 30 i 200  $\mu\text{m}$ . Podział lufy na 30 stref pozwolił określić rozkład temperatury maksymalnej temperatury pików oraz minimalnej temperatury podstawy pików wzdłuż długości lufy. Nie uwzględniono termicznego oporu kontaktowego między warstwami chromu i stali, ponieważ nie ma wiarygodnych wartości tego oporu [58, 85]. Według M.M. Yovanovicha taki przypadek można rozpatrywać tylko dla warstwy chromu o grubości większej niż 100  $\mu\text{m}$  [84, 85]. Przyjęcie stałej wartości współczynnika przejmowania ciepła termicznego oporu kontaktowego na styku warstw na poziomie ok.  $1900 \text{ W} \cdot \text{m}^{-2} \cdot \text{K}^{-1}$ , takiego jak w pracach [82, 83], zawyża wyniki obliczeń temperatury wewnętrznej powierzchni lufy. Według M.M. Yovanovicha parametr ten zależy od wartości zmiennego w funkcji czasu ciśnienia gazów prochowych, które dociska warstwę chromu do stalowego podłoża [58, 85].

#### **w przypadku pojedynczego strzału – rozkład temperatury w lufie armaty o różnej grubości warstwy chromu**

Można przyjąć, że rozkład minimalnych temperatur podstawy pików wzdłuż długości lufy jest w rzeczywistości rozkładem temperatury wewnętrznej powierzchni wewnętrznej lufy  $T_i(t, r_{in}, z)$  ( $i=1, \dots, 30$ ;  $z$  w środku każdej strefy) do głębokości około 0,5 mm poniżej jej powierzchni - rys. 4.23 i rys. 4.24. Założenie to obejmuje wszystkie przypadki grubości warstw chromu na wewnętrznej powierzchni lufy, tzn. 10, 20, 30 i 200  $\mu\text{m}$ . Jako maksymalną

głębokość pęknięć wewnętrznej powierzchni lufy armaty ze stali 30HN2MFA podczas eksploatacji armaty przyjęto wartość 0,3 mm [3]. Należy podkreślić, że warstwa chromu o grubości 200  $\mu\text{m}$  najbardziej obniża maksymalną temperaturę pików, ale jednocześnie najbardziej podwyższa minimalną temperaturę podstawy pików – tabela 4.7.

w przypadku sekwencji siedmiu strzałów – temperatura na wewnętrznej powierzchni lufy:

Wpływ grubości warstwy chromu na maksymalną temperaturę pików oraz minimalną temperaturę podstawy pików jest szczególnie widoczny podczas pierwszych strzałów – rys. 4.25. Dla powierzchni wewnętrznej lufy bez warstwy chromu i z warstwą chromu o grubości 200  $\mu\text{m}$  różnice pomiędzy maksymalną temperaturą pików są największe. Różnice tych temperatur zmniejszają się z każdym kolejnym strzałem. Odwrotna sytuacja dotyczy minimalnej temperatury podstawy pików. Z każdym kolejnym strzałem, dla wewnętrznej powierzchni lufy bez warstwy chromu i z warstwą chromu o grubości 200  $\mu\text{m}$  te różnice temperatur są coraz większe.

w przypadku sekwencji siedmiu strzałów – obliczenie wymiany ciepła wzdłuż grubości lufy:

Na każdej krzywej rozkładu temperatury  $T_i(t, r, z)$  wzdłuż grubości ścianki lufy pokrytej warstwą chromu o różnej grubości dla sekwencji siedmiu strzałów możemy wyróżnić tzw. maksymalną temperaturę piku oraz minimalną temperaturę podstawy piku, która w rzeczywistości jest temperaturą wewnętrznej powierzchni ścianki lufy. Temperatura ta jest praktycznie identyczna z temperaturą ścianki lufy na głębokości 0,5 mm poniżej jej powierzchni wewnętrznej niezależnie od grubości warstwy chromu – rys. 4.26. Można zatem przyjąć, że temperatura wewnętrznej powierzchni ścianki lufy przy różnych grubościach warstwy chromu podczas serii strzałów jest równa temperaturze lufy na głębokości 0,5 mm poniżej jej wewnętrznej powierzchni przewodu lufy. Minimalna temperatura podstawy piku jest odczytywany po każdym strzale, tzn. dla  $t=100$  ms dla pierwszego strzału, 200 ms dla drugiego strzału itd. – rys. 4.10.

w przypadku sekwencji sześćdziesięciu strzałów – temperatura wzdłuż długości lufy:

Po 10 strzałach rozkład minimalnych temperatur podstawy pików wzdłuż długości lufy dla wszystkich grubości warstwy chromu jest funkcją rosnącą – rys. 4.29. Najwyższa temperatura występuje na końcu lufy, niezależnie od jej grubości warstwy chromu. Po 30 strzałach rozkład minimalnej temperatury podstawy pików wzdłuż długości lufy, czyli temperatura wewnętrznej powierzchni lufy do głębokości około 0,5 mm poniżej jej powierzchni, dla wszystkich grubości

warstwy chromu stabilizuje się na całej długości lufy – rys. 4.30. Najwyższa temperatura wewnętrznej powierzchni lufy występuje dla długości lufy od 1400mm do 2400 mm, niezależnie od grubości warstwy chromu. Efekt ten jest wyraźnie widoczny po 60 strzałach – rys. 4.31. Już w strefach S4 do S30 temperatura wewnętrznej powierzchni lufy na całej jej długości jest stała i wynosi około 850°C przy wahaniami do 20°C. Dodatkowo wraz ze wzrostem liczby strzałów maksimum rozkładu najniższych temperatur podstawy piku wzdłuż długości lufy przesuwają się w lewo, czyli do strefy zamka armaty – rys. 4.30 - rys. 4.31. Należy również pamiętać, że dla w stali 30HN2MFA następuje skurcz materiału i przemiana fazowa w temperaturze ok. 750°C. I tak wewnętrzna powierzchnia lufy przy grubości warstwy chromu 200 µm przekracza temperaturę 750°C po około 2,6 s, czyli po 26 strzałach. Dla warstwy chromu 30 µm jest już po 3,4 s, czyli po 34 strzałach. Wewnętrzna powierzchnia lufy bez warstwy chromu nagrzewa się do temperatury 750°C dopiero po około 3,8 s, czyli po 38 strzałach – rys. 4.27. Oznacza to również, że wewnętrzna powierzchnia lufy z warstwą chromu o grubości 200 µm zużyje się najszybciej.

#### 4.5. Podsumowanie analizy wymiany ciepła w lufie armaty kalibru 35 mm

##### 4.5.1. Podsumowanie symulacji numerycznych wymiany ciepła w lufie armaty przy podziale na 6 stref

Obliczenia wymiany ciepła w lufie armaty przeciwlotniczej kalibru 35 mm wykonano dla zależnych od temperatury parametrów termofizycznych, tj. przewodności cieplnej, ciepła właściwego i rozszerzalności cieplnej (w zakresie RT do 1000°C) wybranych stali lufowych. Wskazano, że energii przemian fazowych nie należy uwzględniać wielokrotnie, tzn. zarówno w charakterystyce temperaturowej przewodności cieplnej, jak i ciepła właściwego.

Wyniki numerycznej symulacji wymiany ciepła w lufie armaty przeciwlotniczej kalibru 35 mm podsumowano następująco:

(1) po pierwszym strzale maksymalna temperatura na wewnętrznej powierzchni lufy, tak zwana maksymalna temperatura piku była najwyższa w stali DUPLEX – rys 4.11. Różnica temperatury w stosunku do pozostałych dwóch stali wynosiła około 87°C w strefie S3 i malała wraz z kolejnymi strzałami, a po około 4 s i około 40 strzałach była zbliżona do temperatury stali DUPLEX (w strefie S3) – Rys. 4.18. Po sześćdziesięciu strzałach maksymalna temperatura piku dla stali 30HN2MFA i 38HMJ przekroczyła maksymalną temperaturę piku dla stali DUPLEX o około 15°C, głównie w strefie S3 i S4 — rys. 4.18;

(2) po pierwszym i kolejnych strzałach, w momencie, gdy pocisk opuszcza lufę, pojawiła się niestabilność w obliczeniach  $T_i(t, r_{in}, z)$  w strefach S5 i S6 — rys. 4.12. Wiąże się to z gwałtownym spadkiem ciepła współczynnik przejmowania ciepła  $h_i(t)$  w tych strefach, znacznie większy niż w innych strefach – rys. 4.3;

(3) na rys. 4.13 dla serii 7 strzałów można zauważyć, że kształt  $T_i(t, r_{in}, z)$  jest taki sam we wszystkich strefach od S1 do S6 — rys. 4.13. We wszystkich strefach – minimalna temperatura podstawy piku jest w każdej strefie najwyższa dla stali DUPLEX;

(4) minimalna temperatura podstawy piku na wewnętrznej powierzchni lufy  $T_i(t, r_{in}, z)$  odgrywa bardzo ważną rolę w analizie wymiany ciepła w lufie, ponieważ jest związana z przemianą fazową stali, z której wykonana jest lufa. Można przyjąć, że temperatura wewnętrznej powierzchni lufy podczas serii strzałów jest równa temperaturze lufy na głębokości 0,5 mm pod jej powierzchnią, czyli  $T_i(t, r = r_{in} = 0.5 \text{ mm}, z)$  — rys. 4.14. i 4.15.;

(5) dla stali 30HN2MFA i 38HMJ, dla których zachodzi przemiana fazowa, temperatura 800°C pojawia się w różnych strefach w różnym czasie, najszybciej w strefach S5 i S6. Oznacza to, że na największe zużycie będą narażone strefy S5 i S6 lufy. Już po około 3 s, czyli po około trzydziestu strzałach, te części lufy przekroczą temperaturę przejścia fazowego – rys. 4.16;

(6) minimalna temperatura podstawy piku na wewnętrznej powierzchni lufy  $T_i(t, r_{in}, z)$  wykonanej ze stali DUPLEX jest zawsze wyższa niż ta sama temperatura dla lufy wykonanej ze stali 30HN2MFA lub 38HMJ — Rys. 4.18. W 2 s, tj. po dwudziestu pięciu strzałach różnica między nimi w strefach S2 i S3 jest największa i wynosi około 136°C, po sześćdziesięciu strzałach spadnie w strefie S6 do około 52°C;

(7) ze względu na brak przejścia fazowego stal DUPLEX może pracować powyżej temperatury 800°C. Stal ta nie wykazuje efektu skurczu materiału, dlatego wielokrotne przekraczanie tej temperatury w procesie nagrzewania i chłodzenia lufy nie ma wpływu na powstawanie pęknięć na wewnętrznej powierzchni lufy.

#### 4.5.2. Wybrane aspekty symulacji numerycznych wymiany ciepła w lufie armaty przy podziale na 6 stref - podsumowanie

Wyniki wybranych aspektów symulacji numerycznych wymiany ciepła w lufie armaty kalibru 35 mm podsumowano w następująco:

1. w każdej strefie od S1 do S6 najwyższa temperatura, czyli maksymalna temperatura piku dla pierwszego i 7 strzałów jest o około 100°C wyższa dla zależnych od temperatury właściwości termofizycznych stali baryłkowej 30HN2MFA, niż dla założonych stałych wartości własności termofizycznych tej stali – rys. 4.19-4.21;

2. można przyjąć, że minimalna temperatura podstawy pików i temperatura ścianki lufy na głębokości 0,5 mm poniżej jej powierzchni są sobie równe i można przyjąć, że są to temperatury wewnętrznej powierzchni lufy – rys. 4.20;
3. minimalna temperatura podstawy pików jest w przybliżeniu taka sama dla zależnych od temperatury własności termofizycznych stali lufowej i przy założeniu, że własności termofizyczne są stałe – rys. 4.21;
4. przyjęcie gęstości strumienia ciepła jako funkcji prostokątnej opóźnia pojawienie się maksymalnej temperatury pików i zmienia kształt funkcji  $T(t, r_{in}, z)$  – rys. 4.21.

#### 4.5.3. Podsumowanie symulacji numerycznych wymiany ciepła w lufie armaty przy podziale na 30 stref

Obliczenia wymiany ciepła w lufie armaty przeciwlotniczej kalibru 35 mm z warstwą chromu na wewnętrznej powierzchni lufy wykonano z uwzględnieniem zależnych od temperatury parametrów termofizycznych tj. przewodności cieplnej, ciepła właściwego i rozszerzalności cieplnej (w zakresie RT do 1000°C) stali 30HN2MFA i Cr. Podział lufy na 30 części pozwolił na obliczenie rozkładu temperatury na całej długości lufy w stosunkowo krótkim czasie, tzn. dla 60 strzałów w ciągu około 6 godzin.

Wyniki symulacji numerycznej wymiany ciepła w lufie armaty przeciwlotniczej kalibru 35 mm pokrytej warstwą chromu o różnej grubości, tzn. 0, 10, 20, 30 i 200  $\mu\text{m}$  na wewnętrznej powierzchni lufy podsumowano następująco:

- 1) po pierwszym i kolejnych strzałach, wraz ze wzrostem grubości warstwy chromu, obniża się maksymalna temperatura pików w każdej strefie, natomiast wzrasta temperatura pod wewnętrzną powierzchnią lufy – rys. 4.22 - rys. 4.24. Taki mechanizm wymiany ciepła związany jest z wysoką przewodnością cieplną chromu – rys. 4.5. Z każdym kolejnym strzałem minimalna temperatura podstawy pików dla wewnętrznej powierzchni lufy z warstwą chromu rośnie w stosunku do wewnętrznej powierzchni lufy bez warstwy chromu – rys. 4.25. Dodatkowo można przyjąć, że tzw. minimalna temperatura podstawy pików to w rzeczywistości temperatura wewnętrznej powierzchni lufy do głębokości około 0,5 mm poniżej jej powierzchni – rys. 4.24.;
- 2) już po pierwszym strzale temperatura wewnętrznej powierzchni lufy na głębokości 0,5 mm pod powierzchnią jest dwukrotnie wyższa dla lufy z powłoką chromową o grubości 200  $\mu\text{m}$  w porównaniu do lufy bez tej powłoki – rys. 4.26 b, d, f. Po 4 strzale różnica temperatury stabilizuje się i wynosi około 60°C, a po siódmym wynosi około 65°C;

- 3) dla serii 60 strzałów temperatura przemiany fazowej stali 30HN2MFA (750°C) pojawia się dla lufy w zależności od grubości warstwy chromu w różnym czasie. Już po około 2,9 s, czyli po około 30 strzałach, strefa S30 lufy z 200  $\mu\text{m}$  Cr przekroczy temperaturę przemiany fazowej – rys. 4.27. Oznacza to, że lufa z 200  $\mu\text{m}$  Cr będzie narażona na największe zużycie;
- 4) dla serii 60 strzałów obwiednie z minimalnej temperatury podstawy pików wewnętrznej powierzchni lufy o różnej grubości Cr w wybranych 6 strefach pokazują, że temperatura przemiany fazowej stali 30HN2MFA pojawia się w różnym czasie w różnych strefach - najwcześniej w strefach S25 i S30 dla lufy z warstwą chromu o grubości 200  $\mu\text{m}$  - rys. 4.28.;
- 5) rozkłady minimalnej temperatury podstawy pików wzdłuż długości lufy przy różnych grubościach warstwy chromu po 10, 30 i 60 strzałach pokazują, że wraz z liczbą strzałów maksymalna temperatura wewnętrznej powierzchni lufy przesuwa się w kierunku środka lufy. Po 10 strzałach maksymalna temperatura wewnętrznej powierzchni lufy występuje w strefach S27-S30, po 30 strzałach w strefach S14-S22, po 60 strzałach w strefach S8-S14 - rys. 4.29.-rys. 4.31.



## 5. Podsumowanie

Niniejszą dysertację poświęcono badaniom własności termofizycznych, tzn. dyfuzyjności cieplnej, przewodności cieplnej, rozszerzalności cieplnej oraz ciepła właściwego wybranych stali lufowych oraz analizie wymiany ciepła w lufie o długości 3150 mm armaty kalibru 35 mm. Przesłanką do podjęcia badań był opracowany w Polsce Okrętowy System Uzbrojenia OSU-35K, wyposażony w automatyczną armatę kalibru 35 mm oraz prace prowadzone w WAT dotyczące badań trwałościowych broni strzeleckiej z lufami 5.56 mm wykonanymi w Fabryce Broni „ŁUCZNIK-RADOM”. W typowych stalach lufowych, np. 30HN2MFA występuje przemiana strukturalna w temp. około 730°C, w której zachodzi skurecz 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. Należy podkreślić, że wykonano badania eksperymentalne wszystkich własności termofizycznych oraz że badania te są komplementarne, ponieważ pomiary dyfuzyjności cieplnej w zakresie niskich temperatur częściowo pokrywają się z badaniami dyfuzyjności cieplnej w wysokich temperaturach. Ważną częścią niniejszej dysertacji są również symulacje numeryczne wymiany ciepła w lufie armaty kalibru 35 mm podzielonej na 30 stref podczas serii strzałów, które ujawniły rozkład temperatury wzdłuż długości lufy oraz wzdłuż promienia ścianki lufy w różnych jej przekrojach.

Na szczególną uwagę zasługuje opracowanie oryginalnej procedury regulowania proporcji ferrytu do austenitu na drodze obróbki cieplnej stali DUPLEX 2205 oraz zbadanie wpływu tych proporcji na zmianę charakterystyk termicznych własności termofizycznych tej stali.

Należy podkreślić, że dla większości z pięciu wybranych stali lufowych przeprowadzono badania własności termofizycznych w szerokim zakresie temperatury, tzn. od około -50°C do około 1100°C. Stworzono tym samym bazę własności termofizycznych tych stali jako dane wejściowe do wykonania obliczeń wymiany ciepła w lufach. Dla wszystkich badanych próbek wybranych stali lufowych zaproponowano wzory korelacyjne dla ciepła właściwego.

Warto również podkreślić znaczenie symulacji numerycznych wymiany ciepła w lufie armaty kalibru 35 mm i to zarówno dla przypadku lufy bez warstwy chromu, jak i dla lufy, której wewnętrzna powierzchnia została pokryta warstwą chromu. Obliczenia wykonano dla warstwy chromu o różnej grubości. Analiza wymiany ciepła w lufie armaty kalibru 35 mm doprowadziła do wniosku, że na krzywej wzrostu temperatury wewnętrznej powierzchni lufy podczas strzału można wyróżnić tzw. maksymalną temperaturę piku oraz najniższą temperaturę podstawy piku,

która w rzeczywistości jest temperaturą wewnętrzną ścianki lufy. Temperatura ta jest praktycznie identyczna z temperaturą ścianki lufy do głębokości 0,5 mm poniżej jej wewnętrznej powierzchni. Wpływ grubości warstwy chromu na maksymalną temperaturę pików oraz minimalną temperaturę podstawy pików jest szczególnie widoczny podczas pierwszych strzałów. Dla powierzchni wewnętrznej lufy bez warstwy chromu i z warstwą chromu o grubości 200  $\mu\text{m}$  różnice pomiędzy maksymalną temperaturą pików są największe. Różnice tych temperatur zmniejszają się z każdym kolejnym strzałem. Odwrotna sytuacja dotyczy minimalnej temperatury podstawy pików. Z każdym kolejnym strzałem, dla wewnętrznej powierzchni lufy bez warstwy chromu i z warstwą chromu o grubości 200  $\mu\text{m}$  te różnice temperatury są coraz większe.

Istotnym elementem pracy są również badania metalograficzne. Pomimo tego, że badania te nie zostały wykonane przez autora niniejszej dysertacji, to jednak posłużyły mu do wyjaśnienia charakteru zmian własności termofizycznych wybranych stali lufowych w funkcji temperatury. Różnego rodzaju wydzielenia oraz główne fazy wraz ze zmianami plastyczności oraz wytrzymałości stali posłużyły autorowi tej pracy do szukania związków pomiędzy strukturami metalograficznymi zgodnymi ze ścieżką chłodzenia wykresu CTP z charakterem przebiegu własności termofizycznych w funkcji temperatury wybranych stali. Tam, gdzie było to możliwe, porównano wyniki badań własnych z danymi literaturowymi. Dodatkowo w rozdziale 3 niniejszej pracy opisano procedurę poprawnego obliczenia charakterystyki termicznej przewodności cieplnej i ciepła właściwego jako danych wejściowych do wykonania symulacji numerycznych wymiany ciepła w lufie armaty kalibru 35 mm.

Symulacje numeryczne wymiany ciepła w lufie armaty dokonano rozwiązując problem początkowo-brzegowy niestacjonarnej wymiany ciepła w lufie armaty, w układzie osiowo-symetrycznym z uwzględnieniem zależnych od temperatury parametrów termofizycznych, tj. przewodności cieplnej, ciepła właściwego i rozszerzalności cieplnej (w zakresie RT do 1000°C) wybranej stali, tzn. stali 30HN2MFA oraz chromu. Rozpatrzono zarówno model wymiany ciepła jednowarstwowy (dla lufy wykonanej ze stali 30HN2MFA), jak i dwuwarstwowy, który uwzględnia warstwę chromu na wewnętrznej powierzchni lufy. Podział lufy na 30 stref pozwolił wyznaczyć z dużą precyzją rozkład temperatury wzdłuż długości lufy. Symulacje numeryczne wymiany ciepła w lufie armaty dla 60 strzałów były pracochłonne, trwały kilka godzin, ale pozwoliły określić ilość strzałów potrzebnych do osiągnięcia temperatury przejścia fazowego. Przykładowo dla stali 30HN2MFA temperatura 750°C pojawia się dla lufy o różnej grubości warstwy chromu w różnym czasie, najwcześniej dla lufy z 200  $\mu\text{m}$  warstwy Cr. Oznacza to, że lufa z warstwą 200  $\mu\text{m}$  Cr będzie narażona na największe

zużycie. Już po około 2,9 s, czyli po około trzydziestu strzałach, strefa S30 lufy z warstwą 200  $\mu\text{m}$  Cr przekroczy temperaturę przejścia fazowego. Dodatkowo rozkłady minimalnej temperatury podstawy pików wzdłuż długości lufy przy różnych grubościach warstwy chromu po 10, 30 i 60 strzałach pokazują, że wraz z liczbą strzałów maksymalna temperatura wewnętrznej powierzchni lufy przesuwana się w kierunku środka lufy. Po 10 strzałach maksymalna temperatura wewnętrznej powierzchni lufy występuje w strefach S27-S30, po 30 strzałach w strefach S14-S22, po 60 strzałach w strefach S8-S14.

Ciekawym aspektem pracy są wyniki symulacji numerycznych wymiany ciepła w lufie podzielonej na 6 stref, przy założeniu, że na wewnętrznej powierzchni lufy w każdej spośród 6 stref przyjęto gęstości strumienia ciepła wyrażone jako: 1) funkcje prostokątne; 2) w postaci  $\dot{q}_i(t, r = r_{in}, z) = h_i(t) \cdot (T_0 - T_g(t, r_{in}, z))$ ; 3) w postaci  $\dot{q}_i(t, r = r_{in}, z) = h_i(t) \cdot (T(t, r_{in}, z) - T_g(t, r_{in}, z))$ . Należy podkreślić bardzo duże wartości gęstości strumienia ciepła na wewnętrznej powierzchni lufy, które w momencie strzału osiągają wartości setek  $\text{MW/m}^2$ .

**Zdaniem autora przedstawionej pracy jego dorobek naukowy wyraża się przez:**

1. Wykonanie pomiarów własności termofizycznych, tzn. dyfuzyjności cieplnej, przewodności cieplnej, rozszerzalności cieplnej oraz ciepła właściwego wybranych stali lufowych, tzn. 30HN2MFA, 38HMJ, DUPLEX 2205, WCL oraz MARAGING 350.
2. Wyznaczenie metodą porównawczą z wykorzystaniem dyfuzometru LFA 467 charakterystyk termicznych przewodności cieplnej oraz ciepła właściwego wybranych stali lufowych.
3. Wykonanie procesów obróbki cieplnej próbek ze stali DUPLEX 2205 w celu uzyskania różnych proporcji ferrytu do austenitu oraz określenie tych proporcji za pomocą programu ImageJ.
4. Wykonanie pomiarów własności termofizycznych, tzn. dyfuzyjności cieplnej, przewodności cieplnej, rozszerzalności cieplnej oraz ciepła właściwego próbek ze stali DUPLEX o różnej proporcji ferrytu do austenitu, tzn. 75:25, 65:35, 44:56 oraz dla próbki w stanie dostawy.
5. Wykonanie symulacji numerycznych wymiany ciepła w lufie armaty kalibru 35 mm z podziałem lufy na 6 stref, dla lufy wykonanej ze stali 30HN2MFA, 38HMJ oraz DUPLEX 2205.
6. Wykonanie symulacji numerycznych wymiany ciepła w lufie armaty kalibru 35 mm z podziałem lufy na 30 stref dla modelu lufy, której wewnętrzną powierzchnię pokryto warstwą chromu. Obliczenia wykonano dla lufy ze stali 30HN2MFA.

7. Opracowanie wybranych aspektów metodyki wyboru danych wejściowych na potrzeby symulacji numerycznych, tzn. uwzględnienie efektów cieplnych przemian fazowych jedynie w charakterystyce termicznej przewodności cieplnej oraz porównanie wyników obliczeń wymiany ciepła w lufie dla stałych oraz zmiennych w funkcji temperatury parametrów termofizycznych stali lufowych.

## 6. Bibliografia

- [1] Z. Wrzesiński, Balistyka wewnętrzna klasycznych broni lufowych, Warszawa: Oficyna Wydawnicza Politechniki Warszawskiej, 2018, p. 220 stron.
- [2] Dębski A., Surma Z. i Koperski W, Badania materiałowo-technologiczne nad zastosowaniem nowych materiałów i ekologicznych obróbek typu multiplex w wytwarzaniu luf broni strzeleckiej,, Warszawa: Wojskowa Akademia Techniczna, 2011.
- [3] A. Dębski, Z. Surma i W. Koperski, Materiałowo technologiczne badania optymalizacyjne pod kątem zwiększenia trwałości luf broni strzeleckiej. Sprawozdanie z pracy Nr.0 T00B 002 31 0946/PGB, Watszawa: Wojskowa Akademia Techniczna, 2009.
- [4] L. Stiefel, Gun propulsion technology, tom 109, Washington: American Inst. of Aeronautics and Astronautics, 1988, pp. XIX, 569 Seiten.
- [5] A. Almotairi, Z. Farhat i A. Warkentin, „Thermal damage of conventional hard chromium coatings on 416 stainless steel,” *Engineering Failure Analysis*, tom 105, p. 1118–1130, 2019.
- [6] W. Ebihara i D. T. Rorabaugh, „Mechanisms of Gun-Tube Erosion and Wear,” w *Gun propulsion technology*, tom 109, Washington, American Inst. of Aeronautics and Astronautics, 1988, p. 357–376.
- [7] M. Blicharski, Inżynieria materiałowa, Wyd. 2 zm. i rozsz., 3 dodruk red., Warszawa: Wydawnictwo WNT, 2015, pp. 551, [1] s..
- [8] J. Godzimirski, Lotnicze materiały konstrukcyjne, Warszawa: Wojskowa Akademia Techniczna, 2008, p. 174 s..
- [9] J. Nowacki, Stal duplex i jej spawalność, Warszawa: Wydawnictwa Naukowo-Techniczne, 2009, pp. 199, [1] s..
- [10] NETZSCH, „LFA467 HyperFlash,” [Online]. Available: [https://analyzing-testing.netzsch.com/\\_Resources/Persistent/e/a/4/4/ea446fc8763d376e37976980dfce58036b43bfc7/LFA\\_467\\_HyperFlash\\_en\\_web.pdf](https://analyzing-testing.netzsch.com/_Resources/Persistent/e/a/4/4/ea446fc8763d376e37976980dfce58036b43bfc7/LFA_467_HyperFlash_en_web.pdf). [Data uzyskania dostępu: 22 Październik 2022].

- [11] NETZSCH, „LFA 427,” [Online]. Available: [https://analyzing-testing.netzsch.com/\\_Resources/Persistent/5/c/4/b/5c4b28dfd08afd3a50b6ed6059c3a240b073c69f/LFA\\_427\\_en\\_web\\_01.pdf](https://analyzing-testing.netzsch.com/_Resources/Persistent/5/c/4/b/5c4b28dfd08afd3a50b6ed6059c3a240b073c69f/LFA_427_en_web_01.pdf). [Data uzyskania dostępu: 22 Październik 2022].
- [12] „NETZSCH,” DIL 402C i DIL402Su. [Online]. Available: <https://analyzing-testing.netzsch.com/pl/produkty/dilatometry-dil>. [Data uzyskania dostępu: 22 Październik 2022].
- [13] NETZSCH, „DSC404F1 Pegasus,” [Online]. Available: <https://analyzing-testing.netzsch.com/pl/produkty/skaningowa-kalorymetria-roznicowa-dsc-termiczna-analiza-roznicowa-dta/dsc-404-f1-pegasus>. [Data uzyskania dostępu: 22 Październik 2022].
- [14] P. Koniorczyk, J. Zmywaczyk, A. Dębski, M. Zieliński, M. Preiskorn i J. Sienkiewicz, „Investigation of Thermophysical Properties of Three Barrel Steels,” *Metals*, tom 10, nr 5, p. 573, 2020.
- [15] G. Klancnik, S. Petrovic i J. Medved, „Thermodynamic calculation of phase equilibria in stainless steels,” *Journal of Mining and Metallurgy, Section B: Metallurgy*, tom 48, nr 3, p. 383–390, 2012.
- [16] T. Maki, T. Furuhashi i K. Tsuzaki, „Advances in Physical Metallurgy and Processing of Steels. Microstructure Development by Thermomechanical Processing in Duplex Stainless Steel,” *ISIJ International*, tom 41, nr 6, p. 571–579, 2001.
- [17] P. Koniorczyk, J. Sienkiewicz, J. Zmywaczyk, A. Dębski, M. Zieliński i M. Preiskorn, „Effect of Microstructure on Thermophysical Properties of Heat-Treated Duplex Steel,” *Materials (Basel, Switzerland)*, tom 14, nr 20, 2021.
- [18] P. Koniorczyk, M. Z. J. Sienkiewicz, J. Zmywaczyk i A. Dębski, „Experimental study of thermophysical properties and microstructure of hot-work tool steel (X37CrMoV5-1) and Maraging 350 Steel,” *Materials*, p. 1206, 2023.
- [19] Netzsch, „Proteus Software Manual,” [Online]. Available: <https://analyzing-testing.netzsch.com/en/products/software/proteus>. [Data uzyskania dostępu: 21 10 2022].
- [20] Dębski A., Żółciak T., Łataś Z., Ciski A. i Kowalski S., „Zastosowanie niekonwencjonalnych stali i technologii obróbki powierzchni dla podwyższenia trwałości luf broni strzeleckiej kalibru 5,56 mm,” *Biuletyn Wojskowej Akademii Technicznej*, tom 2009, nr 58, p. 345–354, Vol. 58, nr 2.

- [21] W. J. Parker, R. J. Jenkins, C. P. Butler i G. L. Abbott, „Flash Method of Determining Thermal Diffusivity, Heat Capacity, and Thermal Conductivity,” *Journal of Applied Physics*, tom 32, nr 9, p. 1679–1684, 1961.
- [22] J. A. Cape i G. W. Lehman, „Temperature and Finite Pulse-Time Effects in the Flash Method for Measuring Thermal Diffusivity,” *Journal of Applied Physics*, tom 34, nr 7, p. 1909–1913, 1963.
- [23] N. T. U. K. P. I. Propositions of the Department of Physical Engineering, „Database of Steel and Alloy - Marochnik,” [Online]. Available: <http://www.splav-kharkov.com/en/index.php>. [Data uzyskania dostępu: 2022 Październik 2022].
- [24] Sandvik, „DUPLEX 2205,” [Online]. Available: <https://www.alleima.com/en/technical-center/material-datasheets/tube-and-pipe-seamless/saf-2205/>. [Data uzyskania dostępu: 21 10 2022].
- [25] P. Koniorczyk, J. Zmywaczyk, A. Dębski, M. Zieliński i M. Cegła, „Investigations of thermal diffusivity and thermal expansion for three types of the barrel steel,” w *AIP Conference Proceedings*, AIP Publishing , 2019.
- [26] M. Akçay i M. A. Yükselen, „Unsteady Thermal Studies Of Gun Barrels During The Interior 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*, nr 34, 2014.
- [27] M. Rosso, I. Peter i D. Suani, „About heat treatment and properties of Duplex Stainless Steels,” *J. Achiev. Mater. Manuf. Eng.*, tom 59, p. 26–39, 2013.
- [28] M. Knyazeva i M. Pohl, „Duplex Steels,” *Metallography, Microstructure, and Analysis*, tom 2, nr 2, p. 113–121, 2013.
- [29] M. Knyazeva i M. Pohl, „Duplex Steels. Part II,” *Metallography, Microstructure, and Analysis*, tom 2, nr 5, p. 343–351, 2013.
- [30] S. L. Li, H. L. Zhang, Y. L. Wang, S. X. Li, K. Zheng, F. Xue i X. T. Wang, „Annealing induced recovery of long-term thermal aging embrittlement in a duplex stainless steel,” *Materials Science and Engineering: A*, tom 564, p. 85–91, 2013.
- [31] Y. Yang, B. Yan, J. Li i J. Wang, „The effect of large heat input on the microstructure and corrosion behaviour of simulated heat affected zone in 2205 duplex stainless steel,” *Corrosion Science*, tom 53, nr 11, p. 3756–3763, 2011.

- [32] S. Topolska i J. Łbanowski, „Effect of microstructure on impact toughness of duplex and superduplex stainless steels,” *J. Achiev. Mater. Manuf. Eng.*, tom 36, p. 142–149, 2009.
- [33] H. Hwang i Y. Park, „Effects of Heat Treatment on the Phase Ratio and Corrosion Resistance of Duplex Stainless Steel,” *MATERIALS TRANSACTIONS*, tom 50, nr 6, p. 1548–1552, 2009.
- [34] S. K. Ghosh i S. Mondal, „High temperature ageing behaviour of a duplex stainless steel,” *Materials Characterization*, tom 59, nr 12, p. 1776–1783, 2008.
- [35] H. Sieurin i R. Sandström, „Sigma phase precipitation in duplex stainless steel 2205,” *Materials Science and Engineering: A*, tom 444, nr 1-2, p. 271–276, 2007.
- [36] J. Lecomte-Beckers, P. Moureaux, M. Carton i A.-M. Habraken, „Characterization of Duplex steel Uranus 76N during deformation and heat treatment,” *physica status solidi (a)*, tom 203, nr 15, p. 3651–3664, 2006.
- [37] R. Abdul Abas i N. Kadhim Taieh, „Experimental Study of the Thermal Diffusivity and Heat Capacity Concerning Some Duplex Stainless Steel,” *Al-Khwarizmi Engineering Journal*, tom 2015, nr Vol. 11, No. 2, p. 51–61, Vol. 11, No. 2.
- [38] S. S. ROLDAN, *Certificate No 2018/02/027146, Grade: 1.4462, 7 August 2018, Spain. Delivery Note No 2018/004688..*
- [39] International Molybdenum Association, „Practical Guidelines for the Fabrication Duplex Stainless Steels,” 2001. [Online]. Available: [https://www.imoa.info/download\\_files/stainless-steel/Duplex\\_Stainless\\_Steel\\_3rd\\_Edition.pdf](https://www.imoa.info/download_files/stainless-steel/Duplex_Stainless_Steel_3rd_Edition.pdf). [Data uzyskania dostępu: 21 10 2022].
- [40] ImagineJ. [Online]. Available: <https://imagej.nih.gov/ij/download.html>. [Data uzyskania dostępu: 23 Październik 2022].
- [41] J. Marchewka, „Pomiary rozszerzalności cieplnej wybranych stali stopowych,” Wojskowa Akademia Techniczna, Warszawa, 2018.
- [42] S. Józwiak, „Analiza cieplnie aktywowanych zmian struktury i ich wpływu na odporność korozyjną i właściwości mechaniczne stali dwufazowej 00H20N5M1,” Wojskowa Akademia Techniczna, Warszawa, Polska, 1993.
- [43] V. Shamanth i K. S. Ravishankar, „Dissolution of alpha-prime precipitates in thermally embrittled S2205-duplex steels during reversion-heat treatment,” *Results in Physics*, tom 5, nr 1, p. 297–303, 2015.



- [44] J. W. Elmer, T. A. Palmer i E. D. Specht, „In situ observations of sigma phase dissolution in 2205 duplex stainless steel using synchrotron X-ray diffraction,” *Materials Science and Engineering: A*, tom 459, nr 1-2, p. 151–155, 2007.
- [45] M. Pohl, O. Storz i T. Glogowski, „Effect of intermetallic precipitations on the properties of duplex stainless steel,” *Materials Characterization*, tom 58, nr 1, p. 65–71, 2007.
- [46] R. Tewari, S. Mazumder, I. S. Batra, G. K. Dey i S. Banerjee, „Precipitation in 18 wt% Ni maraging steel of grade 350,” *Acta Materialia*, tom 48, nr 5, p. 1187–1200, 2000.
- [47] E. KASCHNITZ, P. HOFER-HAUSER i W. FUNK, „Electrical resistivity measured by millisecond pulse-heating in comparison to thermal conductivity of the hot work tool steel AISI H11 (1.2343) at elevated temperature,” *High Temperatures-High Pressures*, tom 49, nr 1-2, p. 75–87, 2020.
- [48] „MARAGING DATA SHEET:,” [Online]. Available: <https://www.ssa-corp.com/documents/Data%20Sheet%20Maraging.pdf>.
- [49] „Eschmann Stahl katalog,” [Online]. Available: [\[https://www.eschmannstahl.de/app/uploads/sites/30/2018/08/Technischer\\_katalog\\_EN\\_2603-18.pdf\]](https://www.eschmannstahl.de/app/uploads/sites/30/2018/08/Technischer_katalog_EN_2603-18.pdf).
- [50] W. Sha, A. Cerezo i G. D. W. Smith, „Phase chemistry and precipitation reactions in maraging steels,” *Metallurgical and Materials Transactions A*, tom 24, nr 6, p. 1251–1256, 1993.
- [51] E Tohme, A contribution to the understanding of hydrogen diffusion and embrittlement in metallic materials based on SKPFM measurements and mechanical testing, 2019.
- [52] S. Raju, B. J. Ganesh, A. Banerjee i E. Mohandas, „Characterisation of thermal stability and phase transformation energetics in tempered 9Cr–1Mo steel using drop and differential scanning calorimetry,” *Materials Science and Engineering: A*, tom 465, nr 1-2, p. 29–37, 2007.
- [53] R. Casati, M. Coduri, N. Lecis, C. Andrianopoli i M. Vedani, „Microstructure and mechanical behavior of hot-work tool steels processed by Selective Laser Melting,” *Materials Characterization*, tom 137, nr 8, p. 50–57, 2018.
- [54] G. Carasi, B. Yu, E. Hutten, H. Zurob, R. Casati i M. Vedani, „Effect of Heat Treatment on Microstructure Evolution of X38CrMoV5-1 Hot-Work Tool Steel Produced by L-PBF,” *Metallurgical and Materials Transactions A*, tom 52, nr 6, p. 2564–2575, 2021.

- [55] Z. Guo, W. Sha i D. Li, „Quantification of phase transformation kinetics of 18 wt.% Ni C250 maraging steel,” *Materials Science and Engineering: A*, tom 373, nr 1-2, p. 10–20, 2004.
- [56] . P. Michaud, D. Delagnes, P. Lamesle , M. Mathon i C. Levaillant, „The effect of the addition of alloying elements on carbide precipitation and mechanical properties in 5% chromium martensitic steels,” *Acta Materialia*, p. 4877–4889, 2007.
- [57] R. P. Garrett, S. Xu, J. Lin i T. A. Dean, „A model for predicting austenite to bainite phase transformation in producing dual phase steels,” *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, tom 44, nr 7-8, p. 831–837, 2004.
- [58] M. Zieliński, P. Koniorczyk, Z. Surma, J. Zmywaczyk i M. Preiskorn, „Numerical Study of Heat Transfer in a Gun Barrel Made of Selected Steels,” *Energies*, tom 15, nr 5, p. 1868, 2022.
- [59] G.-T. Feng, K.-D. Zhou, Y.-Q. Zhang, L. He, J.-S. Li i J. Wang, „The Study of Gun Barrel’s Two-Dimensional Nonlinear Thermal Conduction,” *International Journal of Thermophysics*, tom 40, nr 4, p. 671, 2019.
- [60] P. J. Cote i C. Rickard, „Gas–metal reaction products in the erosion of chromium-plated gun bores,” *Wear*, tom 241, nr 1, p. 17–25, 2000.
- [61] S. Sopok, C. Rickard i S. Dunn, „Thermal–chemical–mechanical gun bore erosion of an advanced artillery system part one,” *Wear*, tom 258, nr 1-4, p. 659–670, 2005.
- [62] S. Sopok, C. Rickard i S. Dunn, „Thermal–chemical–mechanical gun bore erosion of an advanced artillery system part two,” *Wear*, tom 258, nr 1-4, p. 671–683, 2005.
- [63] I. Ahmad, „The Problem of Gun Barrel Erosion: An Overview,” w *Gun propulsion technology*, tom 109, Washington, American Inst. of Aeronautics and Astronautics, 1988, p. 311–356.
- [64] A. J. Baracuti, „Wear-Reduction Additives - Role of Propellant,” w *Gun propulsion technology*, tom 109, Washington, American Inst. of Aeronautics and Astronautics, 1988, p. 377–412.
- [65] A. Mishra, A. Hameed i B. Lawton, „A Novel Scheme for Computing Gun Barrel Temperature History and Its Experimental Validation,” *Journal of Pressure Vessel Technology*, tom 132, nr 6, p. 444, 2010.

- [66] A. Dębski, P. Koniorczyk, Z. Leciejewski, M. Preiskorn, Z. SURMA i J. Zmywaczyk, „Analysis of Heat Transfer in a 35 mm Barrel of an Anti-Aircraft Cannon,” *Problems of Mechatronics Armament Aviation Safety Engineering*, tom 7, nr 3, p. 71–86, 2016.
- [67] W. zhen i W. jin, „Heat Transfer Simulation of Large Caliber Gun Barrel,” *IOP Conference Series: Earth and Environmental Science*, tom 546, nr 4, p. 042039, 2020.
- [68] J. Keith Clutter i W. Shyy, „COMPUTATION OF HIGH-SPEED REACTING FLOW FOR GUN PROPULSION APPLICATIONS,” *Numerical Heat Transfer, Part A: Applications*, tom 31, nr 4, p. 355–374, 1997.
- [69] W. Yong-hai, „Analysis of the Temperature Field of a Gun Tube Based on Thermal-Solid Coupling,” *Research Journal of Applied Sciences, Engineering and Technology*, tom 5, nr 16, p. 4110–4117, 2013.
- [70] R. D. Hill i J. M. Conner, „Transient Heat Transfer Model of Machine Gun Barrels,” *Materials and Manufacturing Processes*, tom 27, nr 8, p. 840–845, 2012.
- [71] H. Ryan i M. Logan, „Methodology for Transient Thermal Analysis of Machine Gun Barrels Subjected to Burst Firing Schedules,” [Online]. Available: <https://nts.com/content/uploads/2017/12/Methodology-for-Transient-Thermal-Analysis-of-Machine-Gun-Barrels-Subjected-to-Burst-Firing-Schedules.pdf>. [Data uzyskania dostępu: 21 10 2022].
- [72] C. Ding, N. Liu i X. Zhang, „A mesh generation method for worn gun barrel and its application in projectile-barrel interaction analysis,” *Finite Elements in Analysis and Design*, tom 124, p. 22–32, 2017.
- [73] H. Chen, Z. Yue, D. Ren, H. Zeng, T. Wei, K. Zhao, R. Yang, P. Qiu, L. Chen i X. Shi, „Thermal Conductivity during Phase Transitions,” *Advanced materials (Deerfield Beach, Fla.)*, tom 31, nr 6, p. e1806518, 2019.
- [74] J. Yoon, J. Park i J. Park, „Numerical Simulation and Design of a High-Temperature, High-Pressure Fluid Transport Pipe,” *Applied Sciences*, tom 10, nr 17, p. 5890, 2020.
- [75] T. W. H. Sheu i S.-M. Lee, „NUMERICAL STUDY OF TWO-DIMENSIONAL SOLID-GAS COMBUSTION THROUGH GRANULATED PROPELLANTS,” *Numerical Heat Transfer, Part A: Applications*, tom 27, nr 4, p. 395–415, 1995.
- [76] C. Y. Ho, R. W. Powell i P. E. Liley, „Journal of Physical and Chemical Reference Data,” [Online]. Available: <https://srd.nist.gov/JPCRD/jpcrdS1Vol3.pdf>. [Data uzyskania dostępu: 22 6 2022].

- [77] B. J. McBride, S. Gordon i M. A. Reno, „NASA Technical Paper 3287,” [Online]. Available: <https://ntrs.nasa.gov/api/citations/20010021116/downloads/20010021116.pdf>. [Data uzyskania dostępu: 22 6 2022].
- [78] „Chromium thermal properties from Material Properties Database (MPDB) by JAHAM Software,” [Online]. Available: [https://www.jahm.com/demo\\_version.html](https://www.jahm.com/demo_version.html). [Data uzyskania dostępu: 22 6 2022].
- [79] T.-C. Chen, C.-C. Liu, H.-Y. Jang i P.-C. Tuan, „Inverse estimation of heat flux and temperature in multi-layer gun barrel,” *International Journal of Heat and Mass Transfer*, tom 50, nr 11-12, p. 2060–2068, 2007.
- [80] Z. C. Gu, H. T. Lu, S. Wang, W. M. Yan i C. Xu, „Numerical simulation of 3D barrel system based on thermal-structural coupling under continuous firing,” *Journal of Physics: Conference Series*, tom 1507, nr 8, p. 082052, 2020.
- [81] P. Qu, Q. Li i S. F. Yang, „Temperature Field and Thermal Stress Analysis of Large Caliber Gun Barrel,” *Applied Mechanics and Materials*, tom 518, p. 150–154, 2014.
- [82] H.-L. Lee, Y.-C. Yang, W.-J. Chang i T.-S. Wu, „Estimation of heat flux and thermal stresses in multilayer gun barrel with thermal contact resistance,” *Applied Mathematics and Computation*, tom 209, nr 2, p. 211–221, 2009.
- [83] Y.-C. Yang, H.-L. Lee, J.-C. Hsu i S.-S. Chu, „Thermal Stresses in Multilayer Gun Barrel with Interlayer Thermal Contact Resistance,” *Journal of Thermal Stresses*, tom 31, nr 7, p. 624–637, 2008.
- [84] „COMSOL Documentation: Theory for Thermal Contact,” [Online]. Available: [https://doc.comsol.com/6.0/docserver/#!/com.comsol.help.heat/heat\\_ug\\_theory.07.01.html](https://doc.comsol.com/6.0/docserver/#!/com.comsol.help.heat/heat_ug_theory.07.01.html). [Data uzyskania dostępu: 22 6 2022].
- [85] A. Bejan i A. D. Kraus, *Heat transfer handbook*, Hoboken, NJ: Wiley, 2003, p. 1479.
- [86] L. Zhang, Z. Chen, D. Wen, X. Wang, D. Zhang i J. Liang, „Estimation of the Time-Varying High-Intensity Heat Flux for a Two-Layer Hollow Cylinder,” *Energies*, tom 11, nr 12, p. 3332, 2018.
- [87] S. Wiśniewski i T. S. Wiśniewski, *Wymiana ciepła*, Wyd. 6 - 1 dodruk (PWN) red., Warszawa: Wydawnictwo Naukowe PWN, 2017, pp. 445, [1] s..

- [88] Б. В. Орлов і Г. Ю. Мазинг, Термодинамические и баллистические основы проектирования ракетных двигателей на твердом топливе, Москва: Машиностроение, 1968.
- [89] D. Carlucci, Ballistics: Theory and Design of Guns and Ammunition,, Hoboken, NJ, USA: CRC Press: Hoboken, 2013.
- [90] M. E. Serebryakov, Internal Ballistics of Gun Systems and Solid Rockets, Moscow: Oborongiz, 1962.
- [91] Corner i J., Theory of the interior ballistics of guns, John Wiley & Sons: New York, NY, USA, 1950.
- [92] B. FIKUS, Z. SURMA i R. TREBINSKI, „Preliminary Application Correctness Assessment of Physical Burning Law in Interior Ballistics Phenomena Modeling in Small-Caliber Guns,” Lancaster, PA, DEStech Publications, Inc, 2019.
- [93] Z. Leciejewski, P. Koniorczyk, A. Dębski, M. Preiskorn, Z. SURMA i J. Zmywaczyk, „Heat Transfer Calculations in Barrel Cover of 35 mm Naval Armament System Gun,” *Problems of Mechatronics Armament Aviation Safety Engineering*, tom 9, nr 3, p. 53–70, 2018.

## Spis tabel

|                                                                                                            |    |
|------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----|
| Tabela 3.1. Skład chemiczny badanych stali [20]. .....                                                     | 22 |
| Tabela 3.2. Wyniki pomiarów dyfuzyjności cieplnej trzech rodzajów stali lufowych.....                      | 27 |
| Tabela 3.3. Współczynniki do obliczania ciepła właściwego stali 38HMJ na podstawie równania (3.4).....     | 29 |
| Tabela 3.4. Współczynniki do obliczania ciepła właściwego stali 30HN2MFAJ na podstawie równania (3.5)..... | 30 |
| Tabela 3.5. Współczynniki do obliczania ciepła właściwego stali duplex na podstawie równania (3.6).....    | 30 |
| Tabela 3.6. Skład chemiczny stopu DUPLEX 2205 (1.4462) [38]. .....                                         | 36 |

|                                                                                                                                                                                                                      |     |
|----------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|-----|
| Tabela 3.7. Lokalne minima dyfuzyjności cieplnej w funkcji temperatury dla stali DUPLEX 2205 o stosunkach ferryt/austenit 75:25, 65:35 i 44:56.....                                                                  | 41  |
| Tabela 3.8. Współczynniki wielomianów do obliczenia ciepła właściwego próbek ze stali DUPLEX 2205 o stosunkach ferryt/austenit 75:25, 65:35, 44:56 oraz dla próbki w stanie dostawy na podstawie równania (3.7)..... | 49  |
| Tabela 3.9 Skład chemiczny stali narzędziowej do pracy na gorąco (X37CrMoV5-1) [47]....                                                                                                                              | 53  |
| Tabela 3.10 Skład chemiczny stali Maraging 350 [48] .....                                                                                                                                                            | 53  |
| Tabela 3.11. Współczynniki do obliczania ciepła właściwego w funkcji temperatury dla stali WCL (3.8):.....                                                                                                           | 62  |
| Tabela 3.12. Współczynniki do obliczania ciepła właściwego w funkcji temperatury dla stali MARAGING 350 według równania (3.9): .....                                                                                 | 63  |
| Tabela 4.1. Przyjęte do obliczeń wymiany ciepła strefy S1÷S30 w lufie armaty kalibru 35 mm: $PSi$ – granica stref, $R_{out}$ , $PSi$ – promień przekroju lufy w punkcie $PSi$ , $P_i$ – środek $i$ -tej strefy. .... | 74  |
| Tabela 4.2. Dane wejściowe do obliczeń balistycznych.....                                                                                                                                                            | 78  |
| Tabela 4.3. Dane wejściowe przewodności cieplnej wybranych stali lufowych przyjęte do obliczeń wymiany ciepła w lufie armaty kalibru 35 mm.....                                                                      | 81  |
| Tabela 4.4. Dane wejściowe ciepła właściwego wybranych stali lufowych przyjęte do obliczeń wymiany ciepła w lufie armaty kalibru 35 mm. ....                                                                         | 82  |
| Tabela 4.5. Dane wejściowe gęstości wybranych stali lufowych przyjęte do obliczeń wymiany ciepła w lufie armaty kalibru 35 mm. ....                                                                                  | 82  |
| Tabela 4.6. Przewodność cieplna, ciepło właściwe i gęstość stali lufowej 30HN2MFA.....                                                                                                                               | 99  |
| Tabela 4.7. Maksymalne temperatury pików oraz minimalne temperatury podstawy pików w funkcji grubości warstwy chromu w strefie S30 dla pojedynczego strzału.....                                                     | 106 |

## Spis rysunków i wykresów

|                                                                                                                                                                            |   |
|----------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|---|
| Rys. 1.1. Przekrój przez warstwę chromu w komorze nabojejowej – brak ubytków i pęknięć warstwy chromu [3]. ....                                                            | 9 |
| Rys. 1.2. Przekrój przez warstwę stali w strefie rozdzielenia pocisku z łuską – widoczne pęknięcia i brak warstwy chromu [3]. ....                                         | 9 |
| Rys. 1.3. Przekrój przez warstwę chromu w strefie rozdzielenia pocisku z łuską – widoczne pęknięcia stali pod warstwą chromu oraz zwichrowanie powłoki chromowej [3]. .... | 9 |

|                                                                                                                                                                                              |    |
|----------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----|
| Rys. 1.4. Przekrój przez warstwę chromu w strefie rozdzielania pocisku z łuską – widoczne pęknięcia stali pod warstwą chromu oraz ubytki powłoki chromowej [3].                              | 9  |
| Rys. 2.1. Widok próbek do pomiarów rozszerzalności cieplnej (a), dyfuzyjności cieplnej (b) oraz ciepła właściwego (c).                                                                       | 16 |
| Rys. 2.2. Widok dyfuzometru LFA 467 HyperFlash (a) oraz zbiornika na ciekły azot z zintegrowanym kontrolerem CC300 (b).                                                                      | 17 |
| Rys. 2.3. Widok dyfuzometru LFA 427 z piecem wysokotemperaturowym. 1 – laser; 2 – dyfuzometr; 3 – blok zasilania dyfuzometru; 4 – układy sterujące pracą dyfuzometru i lasera; 5 – komputer. | 18 |
| Rys. 2.4. Widok dylatometru DIL402Su: 1 – pręt-popychacz; 2 – próbka; 3 – termopara; 4 – trzymak; 5 – piec.                                                                                  | 19 |
| Rys. 2.5. Widok dylatometru DIL402C: 1 – pręt-popychacz; 2 – próbka; 3 – trzymak; 4 – termopara; 5 – piec.                                                                                   | 20 |
| Rys. 2.6. Widok różnicowego kalorymetru skaningowego DSC404F1 <i>Pegasus</i> : 1 – piec; 2 – podstawa; 3 – naczynko na próbkę; 4 – puste naczynko referencyjne; 5 – przystawka na próbki.    | 21 |
| Rys. 3.1. Porównanie dyfuzyjności cieplnej $a(T)$ stali lufowych otrzymane przy użyciu dyfuzometrów LFA 467 oraz LFA 427.                                                                    | 27 |
| Rys. 3.2. Charakterystyki temperaturowe pozornego ciepła właściwego dla stali 38HMJ (wyniki badań własnych vs. dane literaturowe [23]).                                                      | 28 |
| Rys. 3.3. Charakterystyki temperaturowe pozornego ciepła właściwego dla stali 30HN2MFA (wyniki badań własnych vs. dane literaturowe [23]).                                                   | 28 |
| Rys. 3.4. Charakterystyki temperaturowe pozornego ciepła właściwego dla stali DUPLEX 2205 (wyniki badań własnych vs. dane literaturowe [24]).                                                | 29 |
| Rys. 3.5. Przewodność cieplna trzech rodzajów stali lufowej (wyniki badań własnych vs. dane literaturowe [24]).                                                                              | 31 |
| Rys. 3.6. Wydłużenie względne $\varepsilon$ oraz liniowy współczynnik rozszerzalności cieplnej $\alpha^*$ stali lufowej 30HN2MFA.                                                            | 31 |
| Rys. 3.7. Wydłużenie względne $\varepsilon$ oraz liniowy współczynnik rozszerzalności cieplnej $\alpha^*$ stali lufowej 38HMJ.                                                               | 32 |
| Rys. 3.8. Wydłużenie względne $\varepsilon$ oraz liniowy współczynnik rozszerzalności cieplnej $\alpha^*$ stali lufowej DUPLEX 2205.                                                         | 32 |
| Rys. 3.9. Dyfuzyjność cieplna, pozorne ciepło właściwe oraz liniowy współczynnik rozszerzalności cieplnej stali lufowej 30HN2MFA.                                                            | 33 |

|                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                      |    |
|--------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----|
| Rys. 3.10. Dyfuzyjność cieplna, pozorne ciepło właściwe oraz liniowy współczynnik rozszerzalności cieplnej stali lufowej 38HMJ. ....                                                                                                                                                                                                 | 33 |
| Rys. 3.11. (a) Schematyczny diagram TTP dla faz wtórnych w stali DUPLEX; (b) Izotermiczny diagram wydzielenia dla stali DUPLEX, wyżarzanych w temperaturze 1050°C [39]. ....                                                                                                                                                         | 37 |
| Rys. 3.12. Przykład obróbki zdjęcia struktury stali DUPLEX: (a) – z mikroskopu Keyence VHX-6000, b) – binaryzacja zdjęcia struktury programem ImageJ. ....                                                                                                                                                                           | 38 |
| Rys. 3.13. Dyfuzyjność cieplna w funkcji temperatury dla stali DUPLEX 2205 o stosunkach ferryt/austenit 75:25, 65:35, 44:56 i dla próbki surowej (pierwsze grzanie): (a) w zakresie temperatury RT÷1000°C; (b) w zakresie temperatury 400÷650°C. ....                                                                                | 41 |
| Rys. 3.14. Dyfuzyjność cieplna, przewodność cieplna i ciepło właściwe w funkcji temperatury dla stali DUPLEX 2205 o stosunkach ferryt/austenit 75:25, 65:35, 44:56 oraz próbki surowej, otrzymanej z pierwszych cykli nagrzewania na LFA 467: (a) 75:25; (b) 65:35; (c) 44:56 i (d) w stanie dostawy. ....                           | 42 |
| Rys. 3.15. Porównanie ciepła właściwego i przewodności cieplnej dla stali DUPLEX 2205 o stosunkach ferryt/austenit 75:25, 65:35, 44:56 oraz próbki surowej otrzymanej za pomocą LFA 467 metodą porównawczą: (a) ciepło właściwe; b) przewodnictwo cieplne. ....                                                                      | 42 |
| Rys. 3.16. Liniowy współczynnik rozszerzalności cieplnej ( $\alpha^*$ ) oraz wydłużenie względne ( $\epsilon$ ) w funkcji temperatury dla stali DUPLEX 2205 o stosunkach ferryt/austenit 75:25, 65:35, 44:56 i próbki w stanie dostawy, otrzymanej z pierwszych cykli grzania na DIL 402 C: (a) $\alpha^*$ ; (b) $\epsilon$ . ....   | 44 |
| Rys. 3.17. Liniowy współczynnik rozszerzalności cieplnej oraz wydłużenie względne ( $\epsilon$ ) w funkcji temperatury dla stali DUPLEX 2205 o stosunkach ferryt/austenit: (a) surowa próbka, (b) 44:56, (c) 65:35 i (d) 75:25, uzyskany z pierwszych cykli ogrzewania na DIL 402 C. ....                                            | 46 |
| Rys. 3.18. (a) Porównanie pomiarów $\alpha^*$ w funkcji temperatury dla stali DUPLEX 2205 o stosunkach ferryt/austenit 75:25, 65:35, 44:56 i próbki w stanie dostawy, otrzymanej przy użyciu DIL 402 SU i DIL 402 C. (b) $\alpha^*$ oraz $\epsilon$ w funkcji temperatury dla stali A304, otrzymane przy użyciu DIL 402 C [45]. .... | 47 |
| Rys. 3.19. Charakterystyki temperaturowe pozornego ciepła właściwego dla stali DUPLEX 2205 o stosunkach ferryt/austenit 75:25, 65:35, 44:56 i próbki w stanie dostawy. ....                                                                                                                                                          | 47 |
| Rys. 3.20. Charakterystyki temperaturowe pozornego ciepła właściwego dla stali DUPLEX 2205 przy stosunkach ferryt/austenit: (a) 75:25, (b) 65:35, (c) 44:56 i (d) w stanie dostawy, otrzymane metodą porównawczą (LFA 467) i przy użyciu DSC 404. ....                                                                               | 49 |



|                                                                                                                                                                                                                                                             |    |
|-------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----|
| Rys. 3.21. Krzywe CTP (wraz z krzywymi CTPc) odpowiadające początkowi wytrącania różnych faz w WCL; litery oznaczają: austenit (A), cementyt (C), martenzyt (M), bainit (B), temperaturę startu martenzytu (MS) [49].                                       | 54 |
| Rys. 3.22. Krzywe CTP odpowiadające początkowi wytrącania różnych faz w stali MARAGING 350 (szybkość chłodzenia liczona od 1000°C) [46].                                                                                                                    | 55 |
| Rys. 3.23. Dyfuzyjność cieplna w funkcji temperatury dla stali WCL oraz dla stali MARAGING 350 uzyskanych za pomocą dyfuzometrów LFA 467 i LFA 427.                                                                                                         | 58 |
| Rys. 3.24. Przewodność cieplna w funkcji temperatury dla stali WCL oraz dla stali MARAGING 350 uzyskanych za pomocą dyfuzometrów LFA 467 i LFA 427.                                                                                                         | 58 |
| Rys. 3.25. Ciepło właściwe w funkcji temperatury dla stali WCL oraz MARAGING 350 uzyskane za pomocą dyfuzometru LFA 467 w zakresie od -50°C do 500°C oraz z aproksymacji danych eksperymentalnych uzyskanych na DSC 401 Pegasus w zakresie od RT do 1000°C. | 58 |
| Rys. 3.26. Charakterystyki termiczne $\alpha^*$ i $\varepsilon$ w funkcji temperatury dla stali WCL uzyskane z pierwszego i drugiego cyklu grzania na dylatometrze DIL 402 SU i DIL 402 C.                                                                  | 60 |
| Rys. 3.27. Gęstość w funkcji temperatury dla stali WCL uzyskane z pierwszego i drugiego cyklu grzania na dylatometrze DIL 402 C.                                                                                                                            | 60 |
| Rys. 3.28. Charakterystyki termiczne $\alpha^*$ i $\varepsilon$ w funkcji temperatury dla stali MARAGING 350 uzyskane z pierwszego i drugiego cyklu grzania na dylatometrze DIL 402 SU i DIL 402 C.                                                         | 60 |
| Rys. 3.29. Gęstość w funkcji temperatury dla stali MARAGING 350 uzyskane z pierwszego i drugiego cyklu grzania na dylatometrze DIL 402 C.                                                                                                                   | 61 |
| Rys. 3.30. Charakterystyki temperaturowe pozornego ciepła właściwego stali WCL otrzymanej z pierwszego i drugiego cyklu grzania: linia przerywana czarna – wyniki otrzymane z LFA 467; zielona przerywana linia – przybliżenie pomiaru na DSC.              | 62 |
| Rys. 3.31. Charakterystyki temperaturowe pozornego ciepła właściwego dla stali MARAGING 350 uzyskane z pierwszego i drugiego cyklu grzania: linia przerywana czarna – wyniki otrzymane z LFA 467; zielona przerywana linia – przybliżenie pomiaru na DSC.   | 62 |
| Rys. 3.32. Dyfuzyjność cieplna w funkcji temperatury dla stali WCL otrzymanej z pierwszego cyklu grzania na LFA 427 vs. dane literaturowe [47].                                                                                                             | 65 |
| Rys. 3.33. Charakterystyki temperaturowe pozornego ciepła właściwego dla stali WCL uzyskane z pierwszego cyklu grzania a dane literaturowe: linia przerywana czerwona – przybliżenie danych z [47].                                                         | 65 |
| Rys. 3.34. Porównanie wyników pomiarów dyfuzyjności cieplnej w funkcji temperatury dla stali WCL, MARAGING 350, 38HMJ, 30HN2MFA i DUPLEX 2205: (a) - uzyskane na dylatometrze LFA 467; (b) – uzyskane na dylatometrze LFA 427 [14, 17].                     | 66 |

|                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                     |    |
|-------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----|
| Rys. 3.35. Porównanie charakterystyk przewodności cieplnej w funkcji temperatury dla stali WCL, MARAGING 350, 38HMJ, 30HN2MFA i DUPLEX 2205: (a) – w zakresie -50-500°C; (b) – w zakresie RT-1000°C [14, 17]. .....                                                                                                                                                                 | 66 |
| Rys. 3.36. Porównanie charakterystyk termicznych $\varepsilon$ w funkcji temperatury dla stali WCL, MARAGING 350, 38HMJ, 30HN2MFA i DUPLEX 2205 [14, 17]. .....                                                                                                                                                                                                                     | 67 |
| Rys. 3.37. Porównanie charakterystyk gęstości w funkcji temperatury dla stali WCL, MARAGING 350, 38HMJ, 30HN2MFA i DUPLEX 2205 [14, 17]. .....                                                                                                                                                                                                                                      | 67 |
| Rys. 3.38. Porównanie charakterystyk termicznych $\alpha^*$ w funkcji temperatury dla stali WCL, MARAGING 350, 38HMJ, 30HN2MFA i DUPLEX 2205 [14, 17]. .....                                                                                                                                                                                                                        | 67 |
| Rys. 3.39. Porównanie pozornego ciepła właściwego w funkcji temperatury dla stali WCL, MARAGING 350, 38HMJ, 30HN2MFA i DUPLEX 2205 [14, 17]. .....                                                                                                                                                                                                                                  | 68 |
| Rys. 4.1. Przyjęte do obliczeń strefy wymiany ciepła S1-S6 w lufie armaty 35 mm: S1: $0 \div 385 \text{ mm}$ , $r_{out} = 55.0 \div 55.0 \text{ mm}$ ; S2: $385 \div 535 \text{ mm}$ , $r_{out} = 55.0 \div 57.0 \text{ mm}$ ; S3: $535 \div 880 \text{ mm}$ , .....                                                                                                                | 73 |
| Rys. 4.2. Przyjęte do obliczeń wymiany ciepła strefy S1÷S30 w lufie armaty kalibru 35 mm – Tabel 4.1. ....                                                                                                                                                                                                                                                                          | 74 |
| Rys. 4.3. Współczynnik przejmowania ciepła w funkcji temperatury $hit$ w 6 przekrojach P1 to P6 oraz temperatura gazów prochowych w funkcji czasu $Tgt$ dla 35 mm lufy armaty. ....                                                                                                                                                                                                 | 79 |
| Rys. 4.4. Współczynnik przejmowania ciepła w funkcji temperatury $hit$ w 6 wybranych przekrojach: PS <sub>4</sub> , PS <sub>10</sub> , PS <sub>16</sub> , PS <sub>21</sub> , PS <sub>25</sub> i PS <sub>30</sub> ( $h_4(t)$ obowiązuje w strefie S4, $h_{10}(t)$ obowiązuje w strefie S10, itd.) oraz temperatura gazów prochowych w funkcji czasu $Tgt$ dla 35 mm lufy armaty..... | 80 |
| Rys. 4.5. Charakterystyki temperaturowe własności termofizycznych stali lufowych (30HN2MFA, 38HMJ, DUPLEX) oraz chromu użyte w obliczeniach: a) współczynnik przewodzenia ciepła $k$ , b) ciepło właściwe $c_p$ , c) gęstość $\rho$ , d) właściwości termofizyczne chromu (Cr) [76-78]. .....                                                                                       | 81 |
| Rys. 4.6. Uproszczony model lufy armaty kalibru 35 mm. Opis: $h_{inz}, t$ – wewnętrzny warunek brzegowy (współczynnik przejmowania ciepła w przewodzie lufy), $h_{out}, t$ – zewnętrzny warunek brzegowy (współczynnik przejmowania ciepła na powierzchni zewnętrznej lufy), $r_{inz}$ – wewnętrzny promień lufy, $r_{out}$ – zewnętrzny promień lufy. ....                         | 84 |
| Rys. 4.7. Strukturalna siatka do obliczeń lufy armaty kalibru 35 mm dla modelu jednowarstwowego. ....                                                                                                                                                                                                                                                                               | 85 |
| Rys. 4.8. Uproszczony dwuwarstwowy model przekroju lufy armaty kalibru 35 mm. ....                                                                                                                                                                                                                                                                                                  | 86 |

|                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                |    |
|------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----|
| Rys. 4.9. Strukturalna siatka do obliczeń lufy armaty kalibru 35 mm dla modelu dwuwarstwowego. Opis: A) 30 $\mu\text{m}$ warstwa chromu, B) 20 $\mu\text{m}$ warstwa chromu, C) 10 $\mu\text{m}$ warstwa chromu, D) 200 $\mu\text{m}$ warstwa chromu.....                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                      | 88 |
| Rys. 4.10. Maksymalna i minimalna temperatura piku. ....                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                       | 89 |
| Rys. 4.11. Rozkład temperatury $T_{it,rin,z}$ powierzchni wewnętrznej lufy w 6 strefach S1 do S6 (z w środku każdej strefy) dla pojedynczego strzału dla wybranych stali. Oznaczenia: P1.5 – w środku strefy S1, P2.5 – w środku strefy S2, itd.....                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                           | 90 |
| Rys. 4.12. Rozkłady temperatury $T_{it,rin,z}$ na powierzchni wewnętrznej lufy w 6 strefach S1 do S6 (z w środku każdej strefy) dla pojedynczego strzału dla każdej z wybranych stali. Oznaczenia: P1.5 – w środku strefy S1, P2.5 – w środku strefy S2 itd.....                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                               | 91 |
| Rys. 4.13. Rozkłady temperatury $T_i(t,rin,z)$ na powierzchni wewnętrznej lufy w 6 strefach od S1 do S6 (z w środku każdej strefy) dla sekwencji siedmiu strzałów dla wybranych stali. Oznaczenia: P1.5 – w środku strefy S1, P2.5 – w środku strefy S2 itd.....                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                               | 93 |
| Rys. 4.14. Rozkłady temperatury $T_{it,r,z}$ wzdłuż grubości lufy dla wybranych stali dla sekwencji siedmiu strzałów: lewa strona – z w środku szóstej strefy S6 (kolorami oznaczono odległości od wewnętrznej powierzchni lufy); prawa strona – dla pierwszego, czwartego i siódmego strzału. Oznaczenie: P6.5 – w środku strefy S6. ....                                                                                                                                                                                                                                                                                                     | 94 |
| Rys. 4.15. Rozkłady temperatur $T_{it,r,z}$ wzdłuż grubości lufy dla wybranych stali dla pierwszego, czwartego i siódmego strzału. Oznaczenia: P6.5 – w środku strefy S6. ....                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                 | 95 |
| Rys. 4.16. Rozkłady temperatury $T_{it,r,z}$ wzdłuż grubości lufy w strefach S1 do S6 (z w środku każdej strefy) dla sekwencji sześćdziesięciu strzałów, dla stali 30HN2MFA: linia czarna – na wewnętrznej powierzchni lufy linia czerwona – 0,1 mm poniżej powierzchni wewnętrznej, linia niebieska – 0,5 mm poniżej powierzchni wewnętrznej, linia zielona – 1 mm poniżej powierzchni wewnętrznej, linia fioletowa – 2 mm poniżej powierzchni wewnętrznej, linia żółta – 5 mm pod wewnętrzną powierzchnią jasnoniebieska linia – na zewnętrznej powierzchni lufy. Oznaczenia: P1.5 – w środku strefy S1, P2.5 – w środku strefy S2 itd.....  | 96 |
| Rys. 4.17. Rozkłady temperatury $T_{it,r,z}$ wzdłuż grubości lufy w strefach od S1 do S6 (z w środku każdej strefy) dla sekwencji sześćdziesięciu strzałów, dla stali DUPLEX: linia czarna – na wewnętrznej powierzchni lufy linia czerwona – 0,1 mm poniżej powierzchni wewnętrznej, linia niebieska – 0,5 mm poniżej powierzchni wewnętrznej, linia zielona – 1 mm poniżej powierzchni wewnętrznej, linia fioletowa – 2 mm poniżej powierzchni wewnętrznej, linia żółta – 5 mm pod wewnętrzną powierzchnią jasnoniebieska linia – na zewnętrznej powierzchni lufy. Oznaczenia: P1.5 – w środku strefy S1, P2.5 – w środku strefy S2 itd..... | 97 |

|                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                 |     |
|-----------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|-----|
| Rys. 4.18. Obwiednie maksymalnych temperatur pików i najniższych temperatur podstawy pików wewnętrznej powierzchni lufy w strefach od S1 do S6 (z w środku każdej strefy) dla sekwencji sześćdziesięciu strzałów, dla wybranych stali: 30HN2MFA, 38HMJ, DUPLEX. Oznaczenia: P1.5 – w środku strefy S1, P2.5 – w środku strefy S2 itd.....                                                                                                                                                                       | 98  |
| Rys. 4.19. Rozkłady temperatury $Ti(t, r, z)$ na powierzchni wewnętrznej lufy w 6 strefach S1 do S6 dla pojedynczego strzału, dla stałych oraz zmiennych w funkcji temperatury własności termofizycznych.....                                                                                                                                                                                                                                                                                                   | 100 |
| Rys. 4.20. Rozkłady temperatury $Ti(t, r, z)$ wzdłuż grubości ścianki lufy w 3 strefach S1, S3 i S6, dla sekwencji siedmiu strzałów: strona lewa – dla własności termofizycznych zmiennej w funkcji temperatury, tj. $k, c_p, \rho = f(T)$ ; prawa strona - dla własności termofizycznych stałej, tj. $k, c_p, \rho = const$ : linia czarna – na wewnętrznej powierzchni lufy, linia czerwona – 0,005 mm poniżej powierzchni wewnętrznej, linia niebieska – 0,01 mm poniżej powierzchni wewnętrznej , itd. .... | 101 |
| Rys. 4.21. Obwiednie maksymalnych temperatur pików (MAX TP) i minimalnych temperatur podstawy pików (MIN TPP) na powierzchni wewnętrznej ścianki lufy w 6 strefach S1 do S6 dla sekwencji 7 strzałów, dla własności termofizycznych zmiennych w funkcji temperatury, tj. $k, c_p, \rho = f(T)$ oraz dla stałych własności termofizycznych, tj. $k, c_p, \rho = const$ . ....                                                                                                                                    | 102 |
| Rys. 4.22. Rozkłady temperatury $Ti(t, r, z)$ na powierzchni wewnętrznej lufy z warstwą chromu o różnej grubości w 6 wybranych strefach: S4, S10, S16, S21, S25 i S30 (z w środku każdej strefy) dla pojedynczego strzału. Oznaczenia: P4 - pośrodku strefy S4, P10 - pośrodku strefy S10 itd.....                                                                                                                                                                                                              | 104 |
| Rys. 4.23. a) Rozkłady maksymalnej temperatury pików b) oraz rozkłady minimalnej temperatury podstawy pików wzdłuż długości lufy przy różnych grubościach warstwy chromu (z w środku każdej strefy) dla pojedynczego strzału. Oznaczenia: P4 - pośrodku strefy S4, P10 - pośrodku strefy S10 itd.....                                                                                                                                                                                                           | 105 |
| Rys. 4.24. Rozkłady temperatury $Ti(t, r, z)$ wzdłuż grubości lufy przy różnych grubościach warstwy chromu dla pojedynczego strzału w strefie S30 (z w środku strefy S30). ....                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                 | 106 |
| Rys. 4.25. Rozkłady temperatury $Ti(t, r, z)$ na powierzchni wewnętrznej lufy z warstwą chromu o różnej grubości w 6 wybranych strefach: S4, S10, S16, S21, S25 i S30 (z w środku każdej strefy) dla sekwencji siedmiu strzałów. Oznaczenia: P4 - pośrodku strefy S4, P10 - pośrodku strefy S10 itd. ....                                                                                                                                                                                                       | 107 |
| Rys. 4.26. Rozkłady temperatury $Ti(t, r, z)$ wzdłuż grubości ścianki lufy pokrytej warstwami chromu o różnej grubości dla sekwencji siedmiu strzałów: lewa strona - z w środku strefy S30                                                                                                                                                                                                                                                                                                                      |     |

|                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                    |     |
|--------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|-----|
| (oznaczone kolorem dla odległość od wewnętrznej powierzchni lufy); prawa strona - dla pierwszego, czwartego i siódmego strzału. Oznaczenie: P30 - w środku strefy S30. ....                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                        | 109 |
| Rys. 4.27. Rozkłady temperatury $T_i(t, r_{in}, z)$ wzdłuż grubości ścianki lufy pokrytej warstwami chromu o różnej grubości w strefie S30 (z w środku każdej strefy) dla sekwencji sześćdziesięciu strzałów, dla stali 30HN2MFA: linia czarna – na wewnętrznej powierzchni lufy; linia czerwona – 0,1 mm pod powierzchnią wewnętrzną; linia niebieska – 0,5 mm pod powierzchnią wewnętrzną; linia zielona – 0,6 mm pod powierzchnią wewnętrzną; linia fioletowa – 0,7 mm pod powierzchnią wewnętrzną; linia brązowa – 1 mm pod wewnętrzną powierzchnią; jasnoniebieska linia – 5 mm pod wewnętrzną powierzchnią lufy. Oznaczenie: P30 - w środku strefy S30. .... | 110 |
| Rys. 4.28. Obwiednie minimalnej temperatury podstawy pików (DOLINA) i maksymalnej temperatury pików (PIK) na wewnętrznej powierzchni ścianki lufy pokrytej warstwą chromu o różnej grubości, w wybranych 6 strefach: S4, S10, S16, S21, S25, S30 (z w środku każdej strefy) dla sekwencji sześćdziesięciu strzałów. Oznaczenia: P4 - pośrodku strefy S4, P10 - pośrodku strefy S10 itd. ....                                                                                                                                                                                                                                                                       | 112 |
| Rys. 4.29. a) Rozkłady maksymalnej temperatury pików b) oraz minimalnej temperatury podstawy pików wzdłuż długości lufy przy różnych grubościach warstwy chromu (z w środku każdej strefy) po 10 strzałach. Oznaczenia: P4 - pośrodku strefy S4, P10 - pośrodku strefy S10 itd. ....                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                               | 113 |
| Rys. 4.30. a) Rozkłady maksymalnej temperatury pików b) oraz minimalnej temperatury podstawy pików wzdłuż długości lufy przy różnych grubościach warstwy chromu (z w środku każdej strefy) po 30 strzałach. Oznaczenia: P4 - pośrodku strefy S4, P10 - pośrodku strefy S10 itd. ....                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                               | 114 |
| Rys. 4.31. a) Rozkłady maksymalnej temperatury pików b) oraz minimalnej temperatury podstawy pików wzdłuż długości lufy przy różnych grubościach warstwy chromu (z w środku każdej strefy) po 60 strzałach. Oznaczenia: P4 - pośrodku strefy S4, P10 - pośrodku strefy S10 itd. ....                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                               | 115 |
| Rys. 4.32. Różne przybliżenia zależności $q_{it}, r_{in}, z$ w 3 strefach S1, S3 i S6 – lewa strona rysunku. Rozkłady temperatury $T_{it}, r_{in}, z$ wewnętrznej powierzchni lufy w tych samych strefach – prawa strona rysunku. ....                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                             | 118 |