



Politechnika Wroclawska

DZIEDZINA: nauki inżynieryjno-techniczne

DYSCYPLINA: inżynieria mechaniczna

## ROZPRAWA DOKTORSKA

**Symulacja numeryczna procesu kształtowania lokalnych umocnień za pomocą hartowania laserowego na potrzeby dostosowania funkcjonalności cienkościennych elementów wytwarzanych generatywnie z materiału StaVari**

mgr inż. Przemysław Radkiewicz

Promotor:

dr hab. inż. Jacek Reiner, prof. uczelni

Promotor pomocniczy:

dr inż. Piotr Koruba

Słowa kluczowe: symulacje wielofizyczne, hartowanie laserowe, lokalne umacnianie, stal średniomanganowa, StaVari, przemiany fazowe, modele przemian fazowych, walidacja modeli symulacyjnych, modele numeryczne, wymiana ciepła, hartowanie wiązką oscylującą

WROCŁAW 2024



## Spis treści

Streszczenie .....	6
Abstract .....	8
Symbole, skróty .....	10
Wstęp .....	14
1. Lokalna modyfikacja własności elementów cienkościennych .....	16
1.1 Metody obróbki laserowej .....	16
1.1.1 Hartowanie laserowe .....	16
1.1.2 Odpuszczanie laserowe .....	20
1.1.3 Przetapianie laserowe .....	22
1.1.4 Napawanie laserowe .....	24
1.2 Symulacyjne badanie wpływu lokalnych modyfikacji w warunkach obciążenia .....	25
1.3 Podsumowanie i cel pracy .....	28
2. Technologia hartowania laserowego .....	33
2.1 Interakcje wiązki laserowej z materiałem .....	33
2.2 Dyfuzja ciepła wewnątrz materiału .....	34
2.3 Opracowanie technologii hartowania .....	35
2.3.1 Proces obróbki laserowej materiału .....	35
2.3.2 Warunki hartowania laserowego .....	36
2.3.3 Kształtowanie wiązki do hartowania .....	38
2.4 Dobór parametrów procesu hartowania laserowego .....	42
2.5 Wpływ warunków zewnętrznych na proces .....	43
2.6 Monitorowanie procesu .....	44
2.6.1 Metody bezkontaktowe .....	44
2.6.2 Metoda kontaktowa .....	44
2.7 Analiza i ocena wyników procesu .....	45
3. Modelowanie numeryczne procesu hartowania laserowego .....	48
3.1 Wstęp do modelowania .....	48
3.2 Modelowanie źródła ciepła – wiązki laserowej .....	50
3.3 Modelowanie zjawisk wymiany ciepła .....	51
3.3.1 Przewodzenie .....	51
3.3.2 Konwekcja .....	52
3.3.3 Radiacja .....	52
3.3.4 Modelowanie wymiany ciepła - podsumowanie .....	53
3.4 Opis parametrów termofizycznych .....	53
3.5 Modelowanie przemian fazowych w materiale .....	54

3.5.1	Model jednoparametryczny .....	54
3.5.2	Model dwuparametryczny .....	54
3.5.3	Model wieloparametryczny.....	55
3.6	Dodatkowe założenia i walidacja .....	55
3.7	Podsumowanie .....	57
4.	Stal średniomanganowa wytwarzana generatywnie .....	60
4.1	Stale AHSS i ich podstawowe własności.....	60
4.2	Stale średniomanganowe.....	60
4.3	Materiał StaVari.....	61
4.4	Obróbka laserowa stali średniomanganowych .....	63
4.5	Technologia LPBF generatywnego wytwarzania elementów stalowych.....	63
5.	Cele i plan badań .....	65
5.1	Zadania badawcze .....	65
5.2	Szczegółowy plan badawczy.....	67
6.	Badania materiałowe stali StaVari .....	70
6.1	Cel i plan badań materiałowych .....	70
6.2	Badanie składu oraz własności mechanicznych stopu .....	70
6.2.1	Proces wytwórczy.....	70
6.2.2	Skład chemiczny .....	71
6.2.3	Mikrostruktura i twardość.....	71
6.2.4	Własności mechaniczne .....	72
6.3	Symulacyjne wyznaczenie teoretycznych własności termofizycznych.....	73
6.3.1	Wykres równowagowy oraz CTPc .....	74
6.3.2	Parametry termofizyczne .....	76
6.4	Eksperymentalne wyznaczenie rzeczywistych własności termofizycznych .....	78
6.4.1	Analiza termograwimetryczna.....	78
6.4.2	Badania pojemności cieplnej.....	79
6.4.3	Badanie gęstości materiału .....	81
6.4.4	Badania dyfuzyjności cieplnej.....	83
6.4.5	Wyznaczenie przewodności cieplnej na podstawie wyników eksperymentalnych .....	85
6.5	Wyznaczenie współczynnika absorpcyjności powierzchni .....	86
6.6	Podsumowanie badań materiałowych .....	88
7.	Badania procesowe eksperymentalne .....	89
7.1	Cel i plan badań eksperymentalnych .....	89
7.2	Opracowanie stanowiska badawczego .....	90
7.3	Technologiczne badania parametryczne .....	94



7.4	Analiza kształtu umocnienia .....	96
7.5	Badania własności obszaru umocnionego.....	98
7.6	Dodatkowa charakteryzacja wyników procesu na potrzeby symulacji numerycznych .....	100
7.7	Podsumowanie i wnioski z badań eksperymentalnych.....	103
8.	Badania procesowe symulacyjne .....	104
8.1	Metodyka prac .....	104
8.2	Opracowanie podstawowego modelu przepływu ciepła .....	105
8.2.1	Opis geometrii i warunków brzegowych.....	105
8.2.2	Opis parametrów materiałowych.....	106
8.3	Modelowanie źródła ciepła .....	108
8.3.1	Wyznaczenie ekwiwalentnego rozkładu liniowego.....	108
8.3.2	Weryfikacja stosowalności rozkładu ekwiwalentnego dla zadanej częstotliwości .....	110
8.4	Analiza wpływu dyskretyzacji .....	112
8.5	Kalibracja modelu.....	114
8.5.1	Kalibracja dla materiału teoretycznego.....	116
8.5.2	Kalibracja dla materiału rzeczywistego .....	118
8.5.3	Wyznaczenie stopnia absorpcyjności wiązki laserowej w funkcji temperatury.....	120
8.6	Opracowanie modeli numerycznych wyznaczających obszar umocnienia materiału .....	123
8.6.1	Model jednoparametryczny .....	123
8.6.2	Model dwuparametryczny .....	128
8.6.3	Model wieloparametryczny.....	134
8.6.4	Modele przemian – podsumowanie.....	147
8.7	Rozszerzona charakteryzacja wyników procesu hartowania .....	148
8.8	Wnioski z badań symulacyjnych.....	152
9.	Zastosowanie wyników prac .....	154
9.1	Aplikacja technologii lokalnego hartowania na elemencie typu crashbox .....	154
9.2	Wirtualna regulacja PI celem wyznaczenia specjalnego przebiegu mocy.....	157
9.3	Wirtualne laboratorium hartowania laserowego.....	159
10.	Wnioski i podsumowanie .....	162
10.1	Osiągnięcia naukowe.....	162
10.2	Osiągnięcia uytylitarne.....	165
10.3	Kierunki dalszych prac .....	166
	Bibliografia.....	168
	Spis tabel .....	177
	Spis rysunków.....	179

## Streszczenie

W dobie coraz większej różnorodności rozwiązań technicznych oraz specjalizacji wyrobów wzrasta zapotrzebowanie na elastyczność systemów wytwórczych, które byłyby zdolne zapewnić wymagany poziom indywidualizacji oraz sprostać coraz krótszym cyklom wytwórczym. Jednym z efektywnych narzędzi zapewnienia indywidualizacji są technologie generatywne, które mogą być również wykorzystane jako metoda wytwarzania cienkościennych wyrobów prototypowych w branży automotive. Posiadają one jednak wadę w postaci tworzenia materiału o jednorodnych własnościach, podczas gdy specyficzna funkcjonalność elementów cienkościennych wynika zwykle z ich zróżnicowania w określonych miejscach (np. za pomocą lokalnych przetłoczeń). Skutecznym narzędziem różnicowania własności materiałowych może być wykorzystanie technik lokalnej modyfikacji, które umożliwią dostosowanie funkcjonalności istniejących elementów. Z uwagi na selektywność oraz wysoką koncentrację energii, doskonale do tego celu nadają się technologie laserowe, które zapewniają możliwość obróbki nawet bardzo małych obszarów. W przypadku stali wytwarzanych generatywnie możliwym sposobem modyfikacji jest lokalne umacnianie, które może być z powodzeniem zrealizowane z wykorzystaniem technologii hartowania laserowego

Proces projektowania sposobu lokalnej modyfikacji jest obecnie wspomagany metodami numerycznymi poprzez określanie wpływu danego kształtu umocnienia na funkcjonalność elementu oraz poprzez obliczenia optymalnego kształtu umocnienia do danego zastosowania. Jednak geometrie analizowanych i proponowanych lokalnych obszarów modyfikowanych stanowią wyzwanie zarówno pod kątem technologiczności wytwarzania jak i możliwości charakteryzacji rzeczywistych rezultatów obróbki na potrzeby analizy ich funkcjonalności. Obiecującym rozwiązaniem tego zagadnienia może być charakteryzacja obszaru umocnionego na podstawie wirtualnego modelu obróbki laserowej. Wykorzystanie w tym celu symulacji wielofizycznej procesu hartowania laserowego umożliwia predykcję rezultatów rzeczywistej obróbki w postaci kształtu obszaru umocnionego. Dodatkowo symulacje takie zapewniają dane o geometrii umacniania w formie cyfrowej, możliwej do bezpośredniej adaptacji w symulacji dynamiki nieliniowej.

W ramach niniejszej pracy podjęto szereg prac badawczych, których celem było symulacyjne scharakteryzowanie strefy przemian materiałowych reprezentujących umocnienie w eksperymentalnej stali przetwarzanej generatywnie (StaVari) na użytek opracowania sposobu lokalnego umacniania za pomocą hartowania laserowego.

Celem otrzymania założonych rezultatów dokonano szczegółowej analizy zagadnienia technologii hartowania laserowego, metodyki jego numerycznego modelowania oraz charakteryzacji badanego materiału. Przeprowadzono obszerne badania materiałowe celem określenia parametrów termofizycznych na użytek symulacji numerycznej oraz określenia stanu materiału przed i po obróbce laserowej. Na drodze eksperymentalnej opracowano cztery zestawy parametrów obróbki reprezentujące okno procesowe i umożliwiające uzyskanie umocnienia oraz przeprowadzono pomiary na użytek przyszłej walidacji modelu symulacyjnego. Model wirtualny, reprezentujący proces hartowania, opracowano w środowisku COMSOL Multiphysics, które umożliwia łączenie opisu różnych zjawisk zachodzących w czasie obróbki (np. przepływu ciepła i przemian fazowych). W ramach prac symulacyjnych opracowano główny model przepływu ciepła wewnątrz elementu a także wyznaczono zastępczy model wiązki oscylacyjnej i opracowano metodę jego walidacji. Główny model symulacyjny przepływu ciepła zwalidowano w oparciu o pomiary procesowe i rozszerzono o funkcjonalność wyznaczania obszaru umocnienia pełnego i częściowego, odpowiadającego strefie przejściowej. Zaproponowano trzy modele umacniania: jedno-, dwu- i wieloparametryczny, różniące się złożonością opisu umocnienia. Dla modelu dwuparametrycznego opracowano metodę zastępczego wyznaczania zależności temperatur  $A_{c1}$  i  $A_{c3}$  (częściowej i pełnej austenitizacji) od szybkości nagrzewania. Dla

modelu wieloparametrycznego opracowano metodę opisu przemian materiałowych zdefiniowanych wykresem CTPc poprzez równania przemian dyfuzyjnych oparte o model Leblonda-Devouxa.

Po przeprowadzeniu analizy wyników symulacji z różnymi modelami umocnienia, jako najkorzystniejszy pod względem dokładności predykcji kształtu obszaru umocnionego wskazano model dwuparametryczny, oparty o zależności temperatur  $A_{c1}$  i  $A_{c3}$  od szybkości nagrzewania. Przeprowadzono również analizę jakościową opartą o mapy rozkładu twardości, reprezentującą rzeczywisty rozkład umocnienia w porównaniu z wynikami symulacyjnymi. Na podstawie wybranego modelu przeprowadzono charakteryzację wyników procesu hartowania, uwzględniającą opis rezultatów obróbki, które w przypadku analizy na drodze badań eksperymentalnych byłyby niedostępne do zbadania.

Wyniki prac znalazły również zastosowanie aplikacyjne. Opracowana technologia hartowania laserowego została zaadaptowana i wykorzystana do lokalnego umacniania elementu cienkościennego typu crashbox w ramach projektu AM-Crash. Modele symulacyjne procesu, opracowane w ramach niniejszych badań, sprawdzono pod kątem wykorzystania do takiego zadania technologicznego. Zostały one również wykorzystane na użytek wyznaczenia przebiegu mocy pozwalającego na redukcję długości obszaru przejściowego wzrostu twardości oraz do opracowania wirtualnego laboratorium hartowania laserowego opartego o aplikacje symulacyjne z dedykowaną funkcjonalnością. Wyniki pracy stanowią również punkt wyjścia do rozwoju bardziej zaawansowanych metod lokalnego umacniania, opartych o wykorzystanie wirtualnych modeli obszarów umocnionych i symulacyjne wspomaganie doboru parametrów obróbki laserowej.

## Abstract

In times of increasing technical diversity and product specialisation, there is a growing demand for flexible manufacturing systems that would be able to provide the required level of individualisation and withstand ever shorter manufacturing cycles. One effective tool for ensuring individualisation is the use of generative technologies, a method that can also be used to manufacture thin-walled prototype products in the automotive industry. However, they have the disadvantage of creating a material with homogeneous properties, whereas the specific functionality of thin-walled components usually results from their differentiation at specific locations (e.g. by means of local stamping). An effective tool for diversifying material properties can be the utilisation of techniques of local modification to adjust the functionality of existing components. Laser technologies are ideally suited for this purpose due to their selectivity and high energy concentration, which makes it possible to process even very small areas. In the case of additively manufactured steels, a possible modification type is local hardening, which can be successfully implemented using laser hardening technology.

The process of designing a local modification method is currently supported by numerical methods by determining the effect of a given reinforcement shape on the functionality of the component and by calculating the optimal reinforcement shape for a given application. However, the geometries of the analysed and proposed local modification areas are challenging in terms of both the technological feasibility of manufacturing and the ability to characterise the actual processing results for the analysis of their functionality. A promising solution to this issue could be the characterisation of the reinforced area based on a virtual laser processing model. The use of multiphysics simulations of the laser hardening process for this purpose makes it possible to predict the results of real processing in the form of calculations of the shape of the reinforced area. In addition, the multiphysics simulations provide data on the hardening geometry in digital form, which can be directly adapted in the simulation of nonlinear dynamics.

In this study, a number of research activities were undertaken with the aim of simulation characterisation of the material transformation zone representing reinforcement in experimental, additively manufactured steel (StaVari) for the purpose of developing local reinforcement by laser hardening.

In order to obtain the desired results, a detailed analysis of the laser hardening technology topic, its numerical modelling methodology and the characterisation of the material grade were carried out. Extensive material tests were performed to determine the thermophysical parameters for numerical simulation and to characterise the state of the material before and after laser treatment. Four sets of processing parameters were developed through experimental investigations which represent the process window and allow reinforcement to be achieved. Proper measurements were also taken for future validation of the simulation model. A virtual model, representing the hardening process, was developed in the COMSOL Multiphysics environment, which allows a combined description of the various phenomena occurring during processing (e.g. heat flow and phase transitions). As part of the simulation work, a main model of the heat flow within the component was developed and a substitution model of the oscillating beam was created. The method for its validation was also developed. The main simulation model of the heat flow was validated based on process measurements and extended with the functionality of determining the area of full and partial reinforcement, corresponding with the transition zone. Three reinforcement models were proposed: one-, two- and multi-parametric, differing in the complexity of description (number of analysed variables describing the reinforcement). For the two-parametric model, a method for substitution determination of the dependence of  $A_{c1}$  and  $A_{c3}$  temperatures on the heating rate was developed. For the multi-parametric

model, a method of describing material transformations defined by the CTPc diagram through diffusion transformation equations based on the Leblond-Devoux model was developed.

After analysing the results of simulations with different reinforcement models, the two-parameter model (based on the temperature dependence of  $A_{c1}$  and  $A_{c3}$  on the heating rate) was selected as the most favourable one in terms of accuracy of shape prediction of the reinforced area. A qualitative analysis based on hardness distribution maps was also carried out, representing the actual reinforcement distribution compared to the simulation results. Based on the selected model, an extended characterisation of the results of the hardening process was carried out, describing processing results that would have been unavailable for examination if analysed by experimental testing.

The results of the work have also found their application. The developed laser hardening technology was adapted and used for local reinforcement of a thin-walled crashbox type component within the AM-Crash project. Simulation models developed as part of this research have been checked for use in such a technological task. They were also used for the determination of a power course to reduce the length of the transition region of hardness increase and for the development of a virtual laser hardening laboratory based on simulation applications with dedicated functionality. The results of the work are also a starting point for the development of more advanced methods of local reinforcement, based on the use of virtual models of reinforced areas and simulation support for the selection of laser processing parameters.

## Symbole, skróty

$A$  – wydłużenie względne, %

$A_{c1}$  - temperatura początku przemiany austenitycznej w warunkach nagrzewania, °C

$A_{c3}$  - temperatura końca przemiany austenitycznej w warunkach nagrzewania, °C

$AHSS$  – stale wysokowytrzymałe (ang. Advanced High Strength Steel)

$A_{las}$  - powierzchnia plamki lasera,  $mm^2$

$A_{pow}$  – powierzchnia,  $mm^2$

$A_{s-d}$  - wskaźnik przebiegu przemiany fazowej, 1

$A_1$  - temperatura początku przemiany austenitycznej w warunkach izotermicznych, °C

$A_3$  - temperatura końca przemiany austenitycznej w warunkach izotermicznych, °C

$a$  – współczynnik kierunkowy prostej, 1

$a_{osc}$  – amplituda oscylacji,  $mm$

$BM$  - materiał bazowy (ang. base material)

$b$  – wyraz wolny równania absorpcyjności, 1

$CP$  - stale ze złożoną strukturą fazową (ang. Complex Phase)

$C_p$  - pojemność cieplna (ciepło właściwe),  $\frac{W}{kg \cdot K}$

$CTPc$  – wykres przemian austenitu w warunkach chłodzenia ciągłego

$CTPc - S$  - spawalniczy wykres przemian austenitu

$CTPi$  - wykres przemian austenitu w warunkach chłodzenia izotermicznego (CTP – czas, temperatura, przemiana)

$D_F$  - dyfuzyjność cieplna,  $\frac{mm^2}{s}$

$DP$  - stale dwufazowe (ang. Dual Phase),

$DSC$  – skaningowa kalorymetria różnicowa (ang. Differential Scanning Calorimetry)

$d$  – średnica wiązki,  $mm$

$E$  - moduł Younga, GPa

$E_{imp}$  - energia impulsu,  $J$

$Fe_\alpha$  – frakcja ferrytu, 1

$Fe_\gamma$  – frakcja austenitu, 1

$FHZ$  - strefa pełnego zahartowania (ang. fully hardened zone)

$f$  - długość ogniskowa,  $mm$

$f_{imp}$  - częstotliwość repetycji (dla lasera w trybie impulsowym),  $Hz$

$f_{obl}$  - częstotliwość wykonywania kroku obliczeniowego,  $\frac{1}{s}$

$f_{osc}$  - częstotliwość oscylacji wiązki,  $Hz$

$H$  - ciepło utajone przemiany fazowej,  $\frac{J}{g}$

$h$  - współczynnik przejmowania ciepła (współczynnik konwekcji),  $\frac{W}{m^2 \cdot K}$

$I$  - intensywność promieniowania,  $\frac{W}{mm^2}$

$I_{las}$  - gęstość mocy wiązki laserowej,  $\frac{W}{mm^2}$

$I_0$  - intensywność promieniowania początkowa/referencyjna,  $\frac{W}{mm^2}$

$K_i$  - stała członu całkującego regulacji,  $\frac{W}{K \cdot s}$

$K_{pr}$  - stała członu proporcjonalnego regulacji,  $\frac{W}{K}$

$K_p$  - wskaźnik końca przemiany austenitycznej, 1

$k$  - współczynnik przewodzenia ciepła (przewodność cieplna),  $\frac{W}{m \cdot K}$

$k_a$  - stała absorpcyjności,  $\frac{1}{m}$

$L$  - długości próbki,  $mm$

$L_0$  - długość odniesienia,  $mm$

$L_T$  - głębokość penetracji termicznej,  $mm$

*LPBF* - technologia laserowego spiekania łoża proszkowego (ang. Laser Powder Bed Fusion)

$l$  - współczynnik rozszerzalności temperaturowej,  $\frac{1}{m}$

*MART* - stale martenzytyczne

*MB* - materiał bazowy

*MES* - metoda elementów skończonych

$M_f$  - temperatura końca przemiany martenzytycznej,  $^{\circ}C$

$M_s$  - temperatura początku przemiany martenzytycznej,  $^{\circ}C$

$m$  - dodatkowa zmienna monitorująca temperaturę maksymalną w symulacji numerycznej

$m_3$  - dod. zmienna monitorująca maksymalną prędkość nagrzewania w symulacji numerycznej

*OC* - obróbka cieplna

$P$  - Moc wiązki,  $W$

*PHZ* - strefa przejściowa częściowego zahartowania (ang. partially hardened zone)

$P_p$  - wskaźnik początku przemiany austenitycznej, 1

$P_{prom}$  - moc promieniowania termicznego,  $W$   
 $P_0$  – początkowa/referencyjna moc wiązki,  $W$   
 $Q_v$  – objętościowe źródło ciepła,  $W$   
 $q$  – strumień ciepła (skalar),  $\frac{W}{m^2}$   
 $\vec{q}$  – strumień ciepła (wektor),  $\frac{W}{m^2}$   
 $R$  – refleksyjność powierzchni, 1  
 $R_e$  – granica plastyczności,  $MPa$   
 $R_m$  – granica wytrzymałości,  $MPa$   
 $RMSE$  – błąd średniokwadratowy  
 $r$  – promień wiązki w płaszczyźnie obróbki,  $mm$   
 $SP$  - strefa przetopu  
 $SWC$  - strefa wpływu ciepła  
 $T_{austenizacji}$  – temperatura austenizacji,  $^{\circ}C$   
 $T_{ot}$  - temperatura gazu w otoczeniu,  $^{\circ}C$   
 $T_{likwidus}$  - temperatura końca przemiany ciała stałego w ciecz,  $^{\circ}C$   
 $TRIP$  – stale o plastyczności indukowanej transformacją (ang. Transformation Induced Plasticity)  
 $T_{set}$  – temperatura zadana w układzie regulacji],  $^{\circ}C$   
 $T_{solidus}$  – temperatura początku przemiany ciała stałego w ciecz,  $^{\circ}C$   
 $TTA$  - wykres zależności temperatury austenizacji od prędkości nagrzewania (ang. Time-Temperature-Austenitization)  
 $TWIP$  - stale o plastyczności indukowanej bliźniakowaniem (ang. Twinning Induced Plasticity)  
 $t_{imp}$  - czas trwania impulsu laserowego,  $s$   
 $t_{int}$  - czas interakcji wiązki laserowej z materiałem,  $s$   
 $t_R$  - czas relaksacji (czas absorpcji energii impulsu laserowego przez sieć krystaliczną) ,  $s$   
 $t_{8/5}$  - czas chłodzenia między temperaturami 800  $^{\circ}C$  i 500  $^{\circ}C$ ,  $s$   
 $UHSS$  - stale o ultra wysokiej wytrzymałości (ang. Ultra High Strength Steel)  
 $\vec{u}$  – prędkość ruchu podłoża (w symulacji numerycznej) ,  $\frac{m}{s}$   
 $V_g$ - natężenie przepływu gazu osłonowego,  $\frac{l}{min}$   
 $v$  - prędkość przesuwu,  $\frac{mm}{s}$   
 $v_n$  - prędkość nagrzewania,  $\frac{K}{s}$



$XRD$  – dyfrakcja rentgenowska (ang. X-ray diffraction)

$x_m$  – błąd dodatkowy zastosowania materiału teoretycznego

$z$  - grubość warstwy pochłaniającej promieniowanie,  $\mu m$

$z_{def}$  - położenie ogniska względem powierzchni,  $mm$

$\alpha$  – współczynnik absorpcyjności, 1

$\alpha_i$  – poziom istotności dla przedziału ufności, 1

$\beta$  – współczynnik Koistinena-Marburgera dla przemiany martenzytycznej,  $\frac{1}{K}$

$\varepsilon$  – współczynnik emisyjności materiału, 1

$\lambda$  – długość fali,  $nm$

$\xi$  - udział danej fazy (dla przemian fazowych w stali) , 1

$\xi^d$  - wskaźnik przebiegu przemiany fazowej,  $\frac{1}{s}$

$\xi_{eq}^d$  - równowagowa frakcja fazowa dla fazy docelowej, 1

$\rho$  – gęstość,  $\frac{kg}{m^3}$

$\rho_0$  - gęstość odniesienia,  $\frac{kg}{m^3}$

$\sigma$  – stała Stefana-Boltzmann,  $\frac{W}{m^2 \cdot K^4}$

$\sigma_{SD}$  – odchylenie standardowe

$\tau_{s \rightarrow d}$  - stała czasowa przemiany,  $s$

$\tau_i$  - czas interakcji wiązki laserowej z materiałem,  $s$

$\Omega$  – obszar padania wiązki

## Wstęp

W dobie coraz większej różnorodności rozwiązań technicznych oraz specjalizacji wyrobów wzrasta zapotrzebowanie na elastyczność systemów wytwórczych, które byłyby zdolne zapewnić wymagany poziom indywidualizacji oraz sprostać coraz krótszym cyklom wytwórczym. Jednak możliwości wykreowania w krótkim czasie wielu zupełnie nowych rozwiązań technicznych (od koncepcji po wytwarzanie) są mocno ograniczone. Czasochłonny proces ich projektowania, zarówno pod kątem geometrii jak i własności elementu, a także cena zabiegów technologicznych zdolnych zapewnić zakładaną funkcjonalność w znacznym stopniu ograniczają potencjał tworzenia nowych rozwiązań.

W przypadku potrzeby indywidualizacji lub zmiany zastosowania produktu, coraz częściej zamiast opracowania nowej koncepcji wyrobu, ciężar prac projektowych kładziony jest na modyfikację rozwiązania istniejącego. Funkcjonalność takiego rozwiązania jest w różny sposób modyfikowana i dostosowywana do konkretnych potrzeb (tailored functionality). Przykładem takiego podejścia mogą być tzw. tailored blanks – konstrukcje blachowe wykonane z kilku dopasowanych arkuszy o różnych własnościach mechanicznych bądź też jednego arkusza z różnym stopniem umocnienia lub zmienną grubością w zadanych obszarach [1–4]. Rozwiązanie takie, w przypadku ustalonej geometrii wyrobu, daje możliwość modyfikacji własności użytkowych pochodzących od parametrów materiału – a zatem również i zakresu jego zastosowań. Podejście to od dłuższego już czasu stosowane jest przy produkcji słupków B w konstrukcji ram samochodów osobowych (B-pillar) - standardowe geometrie tego elementu nie różnią się znacznie od siebie, jednak ich masa, wytrzymałość a przede wszystkim sposób odkształceń w czasie zderzenia mogą być kształtowane właśnie za pomocą lokalnej modyfikacji własności materiałowych.

Praktyka inżynierska wskazuje więc, że redukcja masy elementów cienkościennych znajdujących się w złożonym stanie obciążenia wiąże się z koniecznością zróżnicowania własności mechanicznych materiału. Jest to szczególnie istotne w przypadku elementów z głęboko tłoczonych blachy, które swoje unikalne własności użytkowe zawdzięczają właśnie zróżnicowaniu parametrów materiałowych w wybranych obszarach konstrukcji (np. za pomocą umocnienia w wyniku zgniotu na zimno w procesie tłoczenia). Ważnym obszarem rozwoju staje się więc miejscowa modyfikacja materiału istniejącej konstrukcji w celu uzyskania specjalnych własności w zadanych obszarach. Mechanizm ten wykorzystywany jest z powodzeniem w elementach energochłonnych – crashboxach, gdzie kształt lokalnej modyfikacji materiału może mieć wpływ na stopień odkształcenia się elementu w czasie zgniotu [5]. Obiecującą metodą umożliwiającą dodatkową, selektywną modyfikację własności elementów cienkościennych może być wykorzystanie technologii laserowych. Ze względu na skoncentrowaną formę energii technologie te mogą być użytecznym narzędziem modyfikacji charakterystyk materiału w skali lokalnej, służącym wytworzeniu w elemencie obszarów o zróżnicowanych własnościach wytrzymałościowych. Mogą być one wykorzystane zarówno w przypadku ich lokalnego zmniejszania jak i zwiększania, co zależne jest od własności danego stopu oraz zastosowanych parametrów procesu.

Kształt i rozmieszczenie lokalnie zmodyfikowanych obszarów na potrzeby dostosowania funkcjonalności elementu są obecnie przedmiotem badań rozwojowych. Użytecznym narzędziem w tym obszarze prac jest symulacyjna analiza zachowania się elementu z lokalnie zmodyfikowanymi obszarami w warunkach obciążenia [5,6] oraz zagadnienie odwrotne – symulacyjne określanie pożądanego kształtu i umiejscowienia lokalnie zmodyfikowanych obszarów materiału [7,8]. Ich wykorzystanie w procesie dostosowywania funkcjonalności elementu wymaga jednak zwrócenia uwagi zarówno na technologiczność zaproponowanych rozwiązań jak i zakres możliwej charakteryzacji rzeczywistych rezultatów na potrzeby opisu symulacyjnego.

Wykorzystanie metod modyfikowania istniejących rozwiązań nie zawsze jest jednak możliwe i zachodzi konieczność opracowania nowej koncepcji elementu. W tym przypadku, ze względu na koszty oraz skrócenie cyklu życia produktu, zasadne jest skorzystanie z technologii umożliwiających elastyczne wytwarzanie pojedynczych wyrobów lub ich krótkich serii. Odpowiedzią na to zapotrzebowanie jest dynamicznie rozwijająca się gałąź technologii generatywnych, bazujących na przyrostowym nakładaniu warstw materiału reprezentujących kolejne przekroje docelowego elementu. W zakresie wykorzystania materiałów metalowych najbardziej rozpowszechnioną technologią jest laserowe przetapianie podłoża proszkowego (LPBF – Laser Powder Bed Fusion). Technologia ta umożliwia znaczne skrócenie czasu potrzebnego do opracowania i aplikacji nowego wyrobu, daje bowiem możliwość względnie swobodnego projektowania skomplikowanych geometrii dla elementów, które w swojej konstrukcji byłyby niemożliwe lub bardzo trudne do wykonania tradycyjnymi metodami wytwórczymi. Technologia ta daje również możliwość przetwarzania wielu gatunków materiałów, zależnie od składu chemicznego stosowanego proszku. Dzięki zastosowaniu bardzo małych płamek roboczych lasera w technologii LPBF możliwe jest wytwarzanie struktur cienkościennych odpowiadającym elementom wykorzystywanym w przemyśle samochodowym, otrzymywanym standardowo z głęboko tłoczonej blachy [1,9,10]. Zagadnienie zastosowania elementów wytwarzanych generatywnie w aplikacjach wykorzystujących standardowo głęboko tłoczone arkusze blachy jest jednak obszarem badawczym. W przypadku technologii LPBF, aby w pełni wykorzystać jej potencjał jako technologii generatywnej, obok możliwości swobodnego kształtowania geometrii niezbędna jest również obszerna baza wiedzy technologicznej na temat charakterystyki przetwarzanego materiału oraz procesów powiązanych. Szczególną uwagę zwrócić należy na temat poprocesowej obróbki cieplnej, która w cyklu produkcyjnym pełni kluczową rolę w kształtowaniu głównych własności mechanicznych elementu. Jej nadrzędnym celem jest usunięcie naprężeń wewnętrznych powstałych w trakcie wytwarzania przyrostowego oraz dostosowanie charakterystyk materiałowych wpływających na zachowanie się gotowego elementu (np. w warunkach obciążenia). Ostateczne własności mechaniczne oraz termofizyczne gotowego materiału będą wypadkową pochodzącą od jego składu chemicznego materiału oraz przeprowadzonej obróbki cieplnej.

Ze względu na obecne stosowanie technologii LPBF „na pierwszej linii” nowych rozwiązań inżynierskich oraz wciąż jeszcze ograniczony zakres przetwarzanych w niej materiałów, istnieje potrzeba prowadzenia badań umożliwiających rozszerzenie funkcjonalności i zastosowań wytwarzanych za jej pomocą elementów. Z uwagi na jednorodność własności materiałowych, będącej konsekwencją globalnej obróbki cieplnej, niezbędna jest rozbudowa zaplecza poznawczego dotyczącego możliwości ich lokalnej modyfikacji na drodze zaawansowanej obróbki poprocesowej. W tym celu użyteczne może być wykorzystanie technologii laserowych, które z powodzeniem stosowane są na materiałach konwencjonalnych. Prace badawcze nad efektami zastosowania technologii lokalnej modyfikacji własności na materiale wytwarzanym w technologii LPBF oraz zapewnienie danych na użytek symulacji odkształcania umożliwią znaczne poszerzenie spektrum zastosowań elementów przetwarzanych generatywnie.

# 1. Lokalna modyfikacja własności elementów cienkościennych

## 1.1 Metody obróbki laserowej

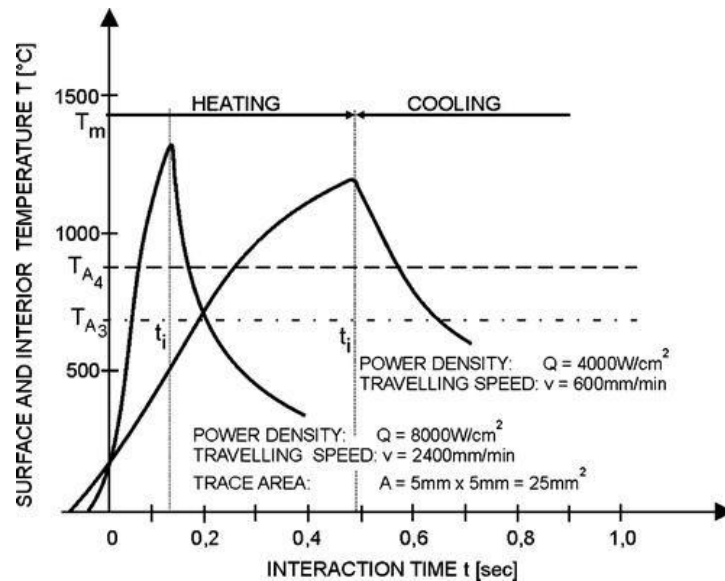
Modyfikacja własności materiału na określonym obszarze może być z powodzeniem zrealizowana przez zastosowanie technologii laserowych. Dzięki skoncentrowanemu i ściśle zdefiniowanemu strumieniowi energii umożliwiają one lokalną modyfikację własności z zachowaniem wąskiej strefy przejściowej. Poniżej przeanalizowano następujące rodzaje obróbki laserowej, za pomocą których można kształtować własności elementów cienkościennych:

- Hartowanie laserowe
- Odpuszczanie laserowe
- Przetapianie laserowe
- Napawanie laserowe

W przeglądzie skupiono się na technologiach, których zastosowanie skutkuje zmianą własności materiałowych w znaczącej objętości elementu, umożliwiającą uzyskanie przemian w głąb materiału. Zrezygnowano natomiast z opisu metod obróbki typowo powierzchniowej, takich jak np. ablacja laserowa, polerowanie laserowe czy technologia laser shock peening (tzw. kulowanie laserowe), ze względu na ich wpływ jedynie na cienką warstwę wierzchnią materiału [11]. Ich zastosowanie może modyfikować zachowanie się całości elementu (np. umocniona warstwa przypowierzchniowa zwiększa wytrzymałość zmęczeniową całego elementu, ponieważ zazwyczaj pęknięcie inicjuje na powierzchni), jednak ma znikomą wpływ na główne własności mechaniczne w pozostałej objętości materiału.

### 1.1.1 Hartowanie laserowe

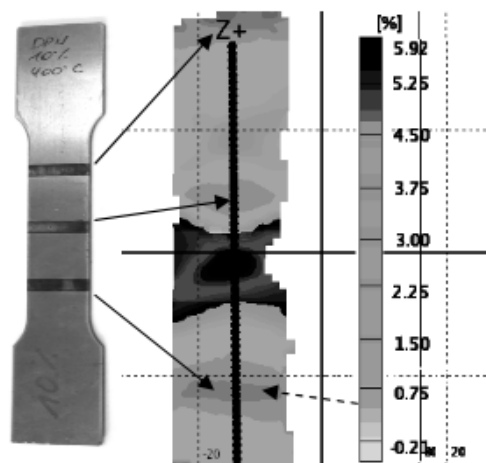
Proces ten obejmuje takie rodzaje obróbki, w których materiał poddany cyklowi nagrzewania i chłodzenia ulega umocnieniu – wzrasta twardość oraz wytrzymałość na rozciąganie, maleje natomiast plastyczność materiału. W przypadku stali technologia ta polega na uzyskaniu przemiany martenzytycznej przez nagrzanie materiału do temperatury częściowej lub całkowitej austenizacji, przetrzymanie przez określony czas a następnie schłodzenie z prędkością większą od krytycznej [12]. Dla innych gatunków materiałów (np. stopów aluminium lub stopów tytanu) proces hartowania z wykorzystaniem wiązki laserowej jest niemożliwy lub wymaga znacznie dłuższych czasów przetrzymania, których uzyskanie za pomocą obróbki laserowej nie znajduje uzasadnienia. Zjawiska zachodzące w materiale w czasie obróbki cieplnej i laserowej zostaną opisane szerzej w następnych rozdziałach.



Rys. 1 Przykładowe cykle cieplne otrzymywane w wyniku hartowania laserowego [13]

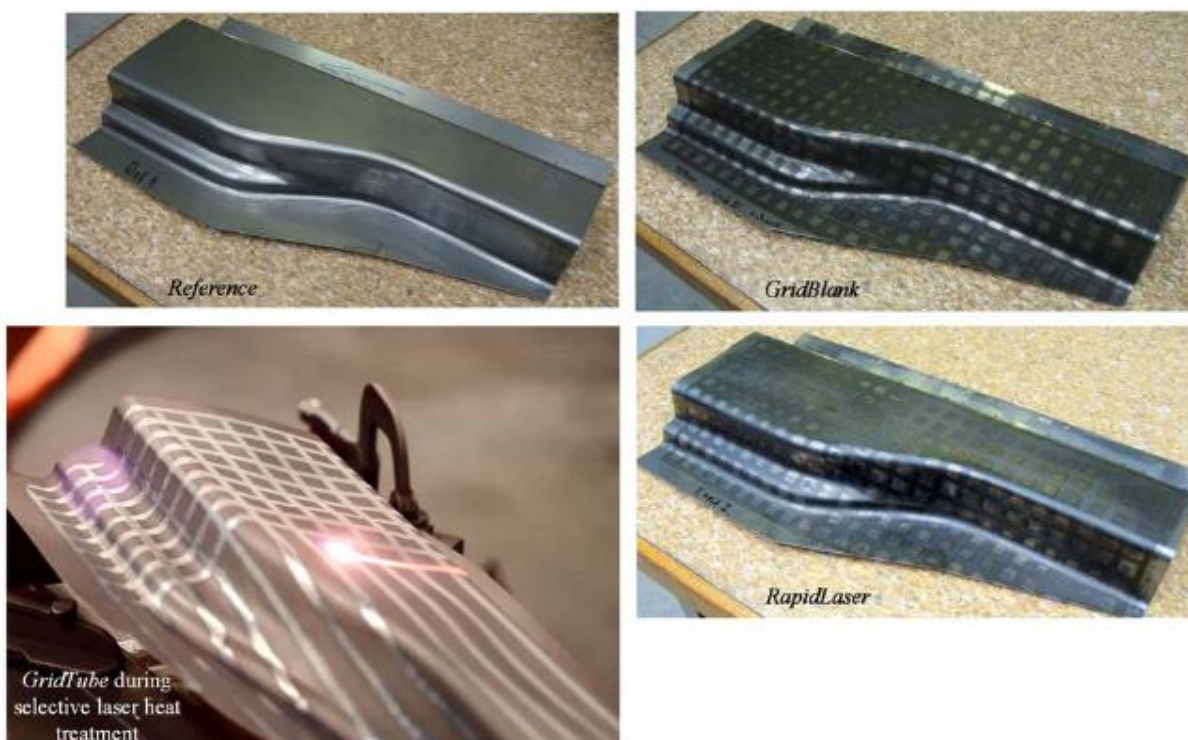
Efekty obróbki stali tą technologią zależą od kombinacji własności materiałowych (hartowności materiału) oraz parametrów obróbki, które skutkują uzyskaniem określonych cykli cieplnych. Użyteczną miarą definiowania stopnia umocnienia uzyskanego w materiale są pomiary twardości. Większość jej zastosowań skupia się na obróbce materiałów o stosunkowo dużej grubości ścianki względem warstwy zahartowanej, co dzięki dużym gradientom temperatur zapewnia szybkie chłodzenie, a stąd również uzyskanie krytycznej prędkości chłodzenia.

Najczęstszym zastosowaniem tej technologii jest poprawa odporności na zużycie ścierne. Przykład jej wykorzystania opisał Anusha (2020) [14], który zahartował stal łożyskową i zapewnił poprawę właściwości zużycia ślizgowego. Innym przykładem jest praca Sancho (2019) [15,16], w której hartowanie laserowe zostało wykorzystane do wzmocnienia powierzchni ślizgowej wału korbowego. Technologia może korzystać również z metod dynamicznego kształtowania wiązki (tzw. Dynamic Beam Shaping), dzięki czemu oferuje możliwość utworzenia strefy hartowanej o zróżnicowanej geometrii [17]. Jednak doniesień o zastosowaniu tej technologii do umacniania materiałów cienkościennych jest stosunkowo niewiele. Wzmocnienie materiału o małej grubości za pomocą obróbki laserowej znalazło zastosowanie dla stali Dual Phase oraz Complex Phase. Badania Asadi [18] pokazują, że tworzenie lokalnie wzmocnionych obszarów w próbce wykonanej z plastycznej stali może zmniejszyć jej odkształcenie w zahartowanych regionach.



Rys. 2 Próbkę rozciągana z lokalnymi strefami zahartowanymi wraz z analizą odkształcenia względnego w oznaczonych obszarach [18]

W badaniach twardości oraz próbie rozciągania wykazano wpływ umocnienia w postaci lokalnych obszarów, charakteryzujących się mniejszym stopniem odkształcenia, pokrywających się z miejscami wzrostu twardości będących rezultatem obróbki laserowej. Innym przykładem zastosowania tej technologii jest praca Asnafi (2016) [19] dotycząca obróbki cienkościennych profili otwartych pod kątem zmiany sposobu sprężynowania po etapie tłoczenia. Na stali domieszkowanej borem wykonane zostały „siatki” umocnienia z różnymi zestawami parametrów, które miały istotny wpływ na podatność do dalszej obróbki tłoczeniem.

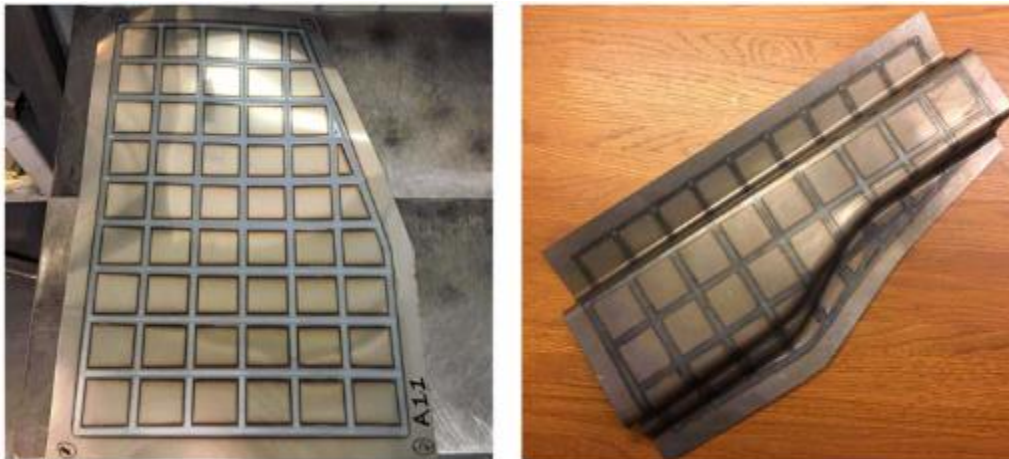


Rys. 3 Tworzenie siatki umocnień za pomocą technologii hartowania laserowego na elemencie tłoczonym [19]

Podobny kierunek został obrany w pracach Sagar-a (2018 i 2019) [20,21], gdzie badano geometrię wyrobów oraz kąt sprężynowania po tłoczeniu w zależności od rodzaju siatki umocnienia. Analizę najlepszej lokalizacji stref przeznaczonych do umocnienia przeprowadził w swojej pracy Nordin (2020)



[8]. W artykule opisano przykłady generowania wzorców obróbki cieplnej do selektywnego hartowania blach ze stali borowej.



Rys. 4 Element z siatką umocnienia przed i po procesie tłoczenia [21]

Umacnianie elementów cienkościennych z wykorzystaniem wiązki dynamicznie oscylującej zostało przedstawione w pracy Järvenpää [22], który umacniał stal B24CR o grubości 1,8 mm. Wyniki wskazują na silny wpływ rozpraszania ciepła wewnątrz próbki na zdolność do uzyskania umocnienia w głąb materiału. W przypadku wykorzystania wiązki laserowej oddziałującej jednostronnie, osiągnięcie pełnej głębokości umocnienia ze znacznym poszerzeniem umocnionego obszaru było możliwe dopiero przy wykorzystaniu dodatkowego sposobu chłodzenia w postaci kontaktu z wodą.

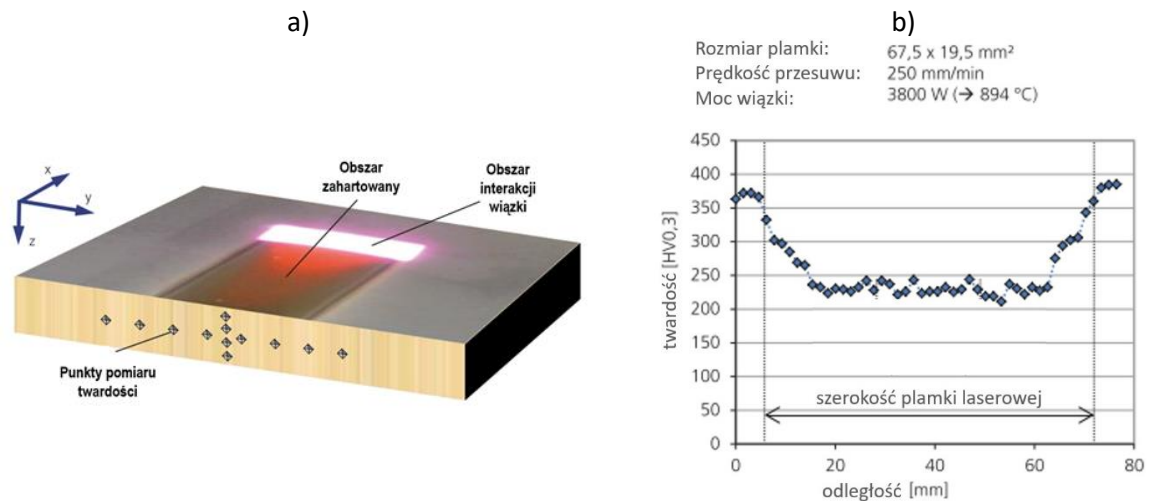
Doniesień o zastosowaniu hartowania laserowego do umacniania materiałów cienkościennych jest stosunkowo niewiele. Zagadnienie to jest ciągle wyzwaniem technologicznym ze względu na bardziej restrykcyjny (węższy) zakres parametrów procesu. Trudność polega na takim doborze parametrów, aby przez dłuższy czas zapewnić utrzymanie odpowiedniej temperatury na powierzchni, umożliwiając nagrzanie niższych partii materiału, jak również aby nie dopuścić miejscowego jego przetopienia. Dla zastosowań obróbki laserowej jest to możliwe jedynie przy małych gęstościach mocy.

Nie wszystkie materiały charakteryzują się podatnością na hartowanie. Decydującą rolę pełnią tutaj stan wejściowy materiału oraz dodatki stopowe. Najistotniejszym pierwiastkiem jest węgiel, będący głównym składnikiem stopowym stali, lecz istotną rolę odgrywają również te pierwiastki, których ilości są znacznie mniejsze, jak np. molibden, wanad, kobalt, lub bor. Ze względu na skład chemiczny materiałami najbardziej podatnymi na hartowanie są stale węglowe oraz stale stopowe.

Z uwagi na wysokie temperatury osiągnięte w procesie (nieznacznie poniżej temp. topnienia) i uzyskanie struktury mniej plastycznej niż materiał bazowy, obróbka ta może skutkować powstawaniem naprężeń wewnętrznych i trwałych odkształceń. Stąd, projektując proces hartowania, należy przeanalizować zjawiska nagrzewania oraz dyfuzji ciepła w elemencie a także zachodzące za ich sprawą przemiany fazowe. Niezbędne jest również zapewnienie odpowiedniej prędkości chłodzenia, co dla przypadku elementów cienkościennych z materiału o niskiej hartowności może stanowić wyzwanie technologiczne. Poprawna realizacja procesu hartowania laserowego elementów cienkościennych wymaga również wzięcia pod uwagę bezwładności cieplnej elementu, mocno ograniczającej możliwości wykonania obszarów z wyraźnie zaznaczoną granicą między umocnieniem a materiałem podstawowym. W przypadku prowadzenia kilku ściegów w sąsiedniej odległości należy również mieć na uwadze mogące zajść zjawisko odpuszczania wywołane ponownym oddziaływaniem wiązki na zahartowaną już objętość materiału.

### 1.1.2 Odpuszczanie laserowe

Odpuszczanie laserowe jest procesem o odmiennych rezultatach w stosunku do hartowania, gdyż powoduje wzrost plastyczności kosztem obniżenia własności wytrzymałościowych. Jest to spowodowane zjawiskami związanymi z relaksacją naprężeń struktury krystalicznej materiału w wyniku uruchomienia procesów dyfuzji i rekrytalizacji. Najczęstszym zastosowaniem tej technologii w zakresie obróbki materiałów cienkościennych jest zwiększanie za jej pomocą podatności materiału na odkształcenia plastyczne w procesie głębokiego tłoczenia.

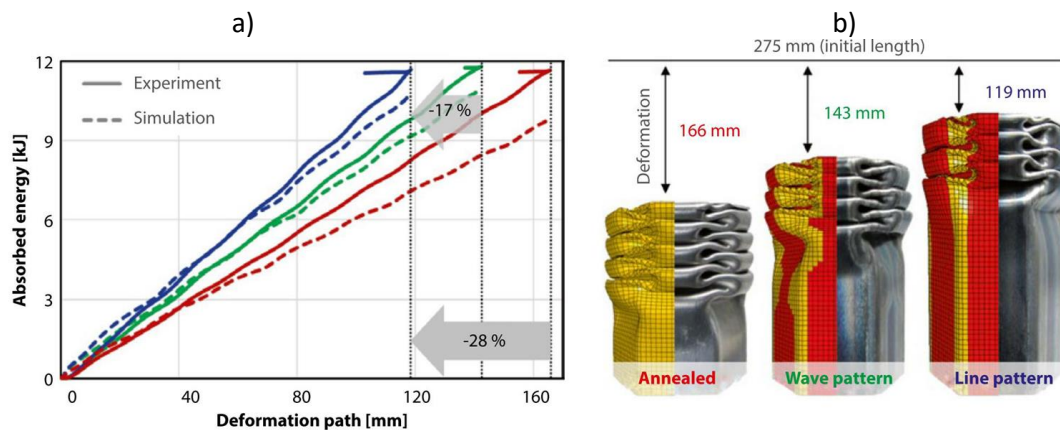


Rys. 5 Proces odpuszczania laserowego: a) reprezentacja procesu z oznaczeniem przykładowych miejsc pomiaru twardości, b) rozkład twardości w poprzek obszaru hartowanego z widocznym spadkiem poziomu twardości [23]

Proces odpuszczania laserowego na przykładzie stali został dokładnie opisany przez Bergweilera [23] w jego pracy doktorskiej dotyczącej miejscowej poprawy właściwości plastycznych i użytkowych stali o wysokiej wytrzymałości. Przedstawił w niej zarówno podstawy procesu od strony technologicznej i materiałowej jak również analizę aplikacji technologii na elementach karoserii samochodu – słupkach B. W pracy wykazano, że dzięki procesowi odpuszczania laserowego możliwa jest znaczna poprawa tłoczności blach ze stali AHSS oraz stopnia odkształcenia gotowego elementu poddanego zginaniu.

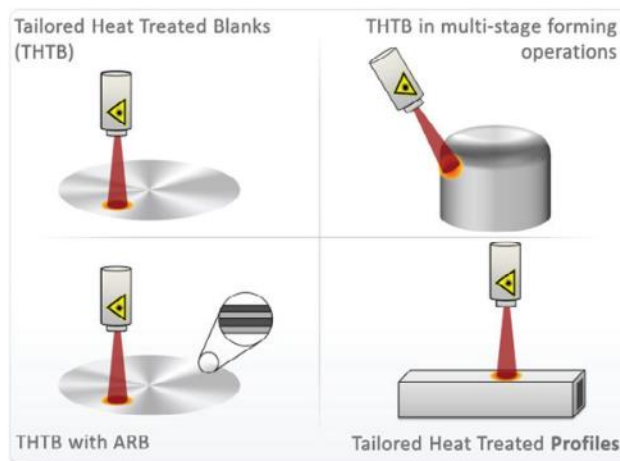
Zastosowanie tej obróbki do lokalnego zwiększenia własności plastycznych daje możliwość zwiększenia ilości zakumulowanej energii w elementach energochłonnych – np. typu crashbox. W swoich pracach Conrads (2016) (2017) (2018) [5,7,24] wykazała, że możliwe jest zastosowanie wysokowytrzymałej stali w elemencie dynamicznie ściskanym, w którym laserowe odpuszczenie będzie przeprowadzone w miejscu największych odkształceń. Pozwoli to uniknąć konieczności wyżarzania całego elementu i pozwoli zredukować odkształcenie przy tej samej ilości zakumulowanej energii.





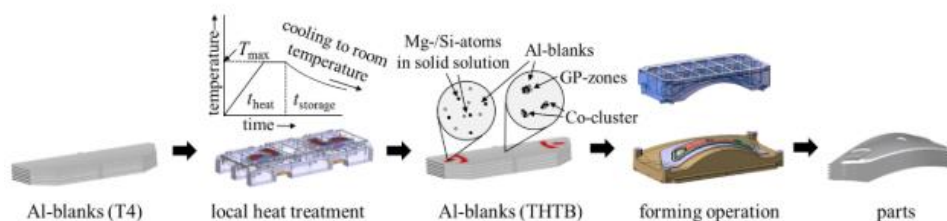
Rys. 6 Porównanie zaabsorbowanej energii w czasie deformacji przez element po globalnym odpuszczeniu oraz elementy z lokalnymi obszarami odpuszczonymi w wyniku obróbki laserowej: a) krzywe absorpcji energii, b) porównanie symulacji oraz rzeczywistego odkształcenia [7]

Najczęściej ta technologia jest zastosowana na elementach karoseryjnych typu Tailored Blanks, wykonywanych technologią głębokiego tłoczenia. Zastosowanie odpuszczenia laserowego pozwala znacząco zwiększyć stopień ich przetłaczania. Analiza aplikacji odpuszczenia laserowego dla elementów typu Tailored Blanks została przedstawiona w pracach Neugebauera (2009) [25] oraz Merkleina (2012) i (2012) [26,27].



Rys. 7 Sposoby wykorzystania obróbki laserowej do wytwarzania elementów typu Tailored Blanks [26]

Obszarem aplikacji tej technologii są również cienkościennie elementy ze stopów aluminium z magnezem i krzemem (grupa 6xxx), szeroko stosowane w przemyśle, przeznaczone do tłoczenia. Ze względu na główne mechanizmy ich umocnienia – zgniot oraz umocnienie wydzieleniowe – obróbka laserowa poprzez lokalne podgrzanie w dużym stopniu znosi efekty umocnienia wywołane ich oddziaływaniem, zmniejszając właściwości wytrzymałościowe [28]. W literaturze można odnaleźć znaczną liczbę prac dotyczących tej właśnie grupy materiałów. W swojej pracy Kahrinanidis (2015) [29] przedstawił i szczegółowo omówił holistyczne podejście do projektowania procesu wytwarzania elementów typu Tailored Heat Treated Blanks w zależności od głównych parametrów technologicznych. Proponuje on wykorzystanie symulacji procesu kształtowania plastycznego jako skutecznego narzędzia do opisu wpływu maksymalnej temperatury i czasu starzenia na złożone operacje formowania.



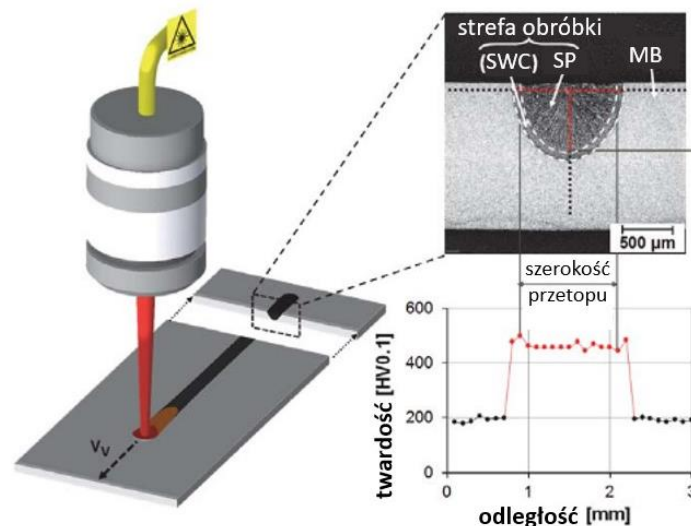
Rys. 8 Cykl produkcyjny elementu typu Tailored Blank uwzględniający wykorzystania obróbki laserowej [29]

Prace Zarini (2017) [30], Piccinini (2020) [31] oraz Peixinho (2021) [32] omawiały wpływ parametrów procesowych na własności mechaniczne i podatność do obróbki plastycznej takich stopów jak AA6063-T6, AA6082-T6 oraz AA6060-T4. Wszystkie prace wykazały znaczne zwiększenie plastyczności materiału w obszarze obróbki i wysoką podatność elementów lokalnie zmodyfikowanych do dalszej obróbki tłoczeniem.

Doniesień literaturowych na temat laserowej modyfikacji elementów cienkościennych związanych z technologią odpuszczania laserowego jest więcej niż dla technologii hartowania. Sposób realizacji obu procesów jest niemal identyczny - jedyną różnicą są niższe temperatury maksymalne miejsca obróbki, ponieważ uzyskanie efektów zdrowienia i rekrytalizacji, odpowiedzialnych spadek wytrzymałości i wzrost plastyczności, odbywa się w niższych temperaturach niż proces hartowania. Osiągnięcie efektów odpuszczania najłatwiejsze jest przypadku materiałów zawierających efekty umocnienia wywołane zgniotem na zimno a także dla stopów utwardzanych wydzieleniowo. Idealnie zatem nadają się do tego celu elementy przeznaczone do głębokiego tłoczenia. Tę obróbkę z powodzeniem stosuje się zarówno dla stali jak i dla stopów aluminium. Dla procesu odpuszczania laserowego, gdzie w większości przypadków stopień zmian twardości jest proporcjonalny do osiągniętej temperatury, ryzyko powstania niekorzystnych zmian w wyniku powtórnego nagrzewania jest minimalne co umożliwia swobodne dodawanie sąsiednich ściągów. Ze względu na niższe temperatury ryzyko odkształceń wywołanych przez naprężenia w trakcie nagrzewania jest mniejsze niż przy hartowaniu.

### 1.1.3 Przetapianie laserowe

W procesie przetapiania wiązka laserowa stapia określoną objętość materiału, która krzepnąc i zmniejszając swoją objętość wprowadza dodatkowe naprężenia. W przypadku stali dodatkowy efekt umocnienia w obszarze przetopu nadaje powstająca w wyniku szybkiego chłodzenia drobnoziarnista struktura hartownicza.



Rys. 9 Schemat procesu umacniania laserowego z przedstawieniem geometrii przetopu oraz odpowiadającego mu typowego rozkładu twardości [33]

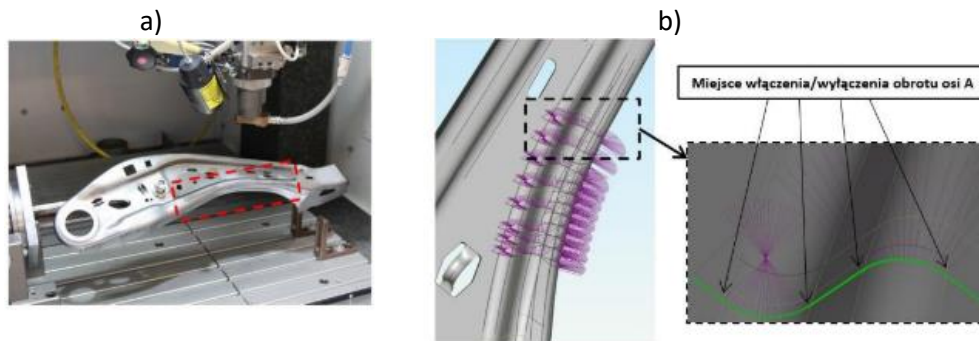
Jahn (2011) [34] przedstawia przykład wykorzystania tej technologii do wzmacniania blach stalowych na potrzeby projektowania elementów konstrukcyjnych nadwozia samochodu dostosowywanych do przenoszenia obciążeń. W pracy wykazano istotną redukcję kąta zgięcia profilu rurowego umocnionego siatką przetopów pod wpływem punkowego obciążenia oraz wpływ lokalizacji umocnień na miejsce inicjacji zgięcia na elemencie zginiatym osiowo. Wagner (2016) [35] wykorzystuje technologię do selektywnego umocnienia profili rurowych w miejscach największych odkształceń przewidywanych na podstawie symulacji zachowania się elementu w czasie odkształcenia. W kolejnej pracy (2018) [6] przedstawia zastosowanie technologii umacniania do modyfikacji charakteru płynięcia materiału w procesie głębokiego tłoczenia celem ujednorodnienia stopnia odkształceń. Przeprowadzone badania w zakresie przetapiania laserowego Wagner podsumowuje i obszernie omawia w swojej pracy doktorskiej (2018) [33], dotyczącej wykorzystania technologii przetapiania laserowego do umacniania elementów z głęboko tłoczonej blachy, przeznaczonych do akumulacji energii w czasie zderzenia. Praca przedstawia schemat postępowania w obszarach projektowania procesu przetapiania laserowego, badań własności obszarów umocnionych a także efektywnej aplikacji technologii. Omawia również tematykę symulacji odkształceń elementów zmodyfikowanych z wykorzystaniem laserowego przetapiania.



Rys. 10 Przykłady aplikacji technologii przetapiania laserowego dla stalowych elementów cienkościennych [33]

Temat badań wpływu parametrów obróbki laserowej na wyniki procesu został podjęty przez Jakuba Kędzię [36], który w ramach pracy doktorskiej opracował metodę ich doboru z wykorzystaniem identyfikacji systemów. W jego pracy w kompleksowy sposób zaprezentowano metody doboru parametrów procesowych oraz oceniano ich skuteczność. Na podstawie przeprowadzonych badań

zaproponowano model uwzględniający zależności dynamiczne, mający szczególne zastosowanie w przypadku nagłych zmian warunków zewnętrznych (t. j. grubość materiału, nagłe zmiany prędkości w miejscach zakrzywienia trajektorii ściegu).



Rys. 11 Umacnianie dźwigara siedziska samochodowego; a) element na stanowisku obróbki laserowej, b) geometria wykonywanych umocnień [36]

Proces przetapiania skutkujący umocnieniem struktury może być zastosowany dla większej ilości gatunków stali niż proces hartowania. Ze względu na wytwarzanie małych objętości ciekłego materiału oraz natychmiastowe krzepnięcie w obszarze przetopu pojawia się drobnoziarnista mikrostruktura odlewnicza, która będzie się charakteryzować widocznym efektem umocnienia nawet w przypadku materiałów o słabej hartowności. Proces ten nie nadaje się jednak do obróbki stopów aluminium zawierających Zn i Mg, ponieważ w większości przypadków osiągnięte temperatury będą powodować ryzyko odparowania składników stopowych odpowiedzialnych za efekty umocnienia [37,38]. Przetapianie laserowe może mieć istotny wpływ na końcową geometrię, ponieważ krzepnący materiał wprowadza znaczne naprężenia wewnętrzne skutkujące odkształceniami. Proces ten jest stosunkowo dobrze opanowany pod kątem jego praktycznej aplikacji ze względu na taki sam przebieg i stosowane urządzenia jak w laserowym spawaniu. Możliwości modyfikacji ściegu i kształtu wprowadzonych umocnień są ograniczone geometrią przetopu, mocno uzależnioną od kaustyki i parametrów wiązki laserowej. Możliwe jest wprowadzenie wielu ściegów sąsiadujących ze sobą, należy jednak wziąć pod uwagę kumulowanie się naprężeń wewnętrznych i ich większy wpływ na ostateczną deformację całości elementu.

#### 1.1.4 Napawanie laserowe

Napawanie laserowe polega na utworzeniu cienkiej warstwy przetopionej w podłożu i podanie w tym miejscu dodatkowego materiału w formie proszku lub filamentu. Materiał dodatkowy topiąc się w jeziorce i krystalizując tworzy dodatkową warstwę metalicznie związaną materiałem podłoża. Dzięki zwiększeniu grubości ścianki oraz aplikacji ściegu/warstwy o innych zazwyczaj parametrach, możliwa jest modyfikacja sztywności i zachowania się całości elementu. Bambach w swojej pracy (2017) [39] wykorzystuje tę technologię do dostosowania sztywności stalowego elementu cylindrycznego pod działaniem obciążenia ściskającego. Unsal w badaniach technologii napawania skupił się na określeniu lokalnej zmiany własności mechanicznych w wyniku umocnienia dodatkową warstwą napawaną (2018) [40] oraz aplikacji technologii na elemencie głęboko tłoczonym wykonanym ze stali borowej (2019) [41]. W publikacji Hama-Salech (2020) [42] zostały przeprowadzone badania nad tłocznością elementu napawanego. Wszystkie przykłady badań nad technologią modyfikacji elementów cienkościennych napawaniem laserowym zostały przeprowadzone na elementach stalowych.



Rys. 12 Element hartowany w prasie z dodatkowymi wzmocnieniami wytworzonymi technologią napawania laserowego [41]

Napawanie laserowe w obszarze modyfikacji elementów cienkościennym jest najrzadziej stosowanym procesem. Możliwość jego wykorzystania ograniczona jest nie tylko przez materiał podstawowy, lecz również poprzez materiał dodatkowy i możliwość ich wzajemnego połączenia (zgodność metalurgiczną). Technologia ta nadaje się do zastosowania na istniejących elementach i umożliwia ich modyfikację, jednak w znaczący sposób zmienia geometrię początkową. Napawanie laserowe spośród wszystkich omawianych technologii ma najwyższy stopień złożoności. Wymaga uwzględnienia wszystkich zjawisk zachodzących we wcześniej omawianych procesach – hartowania, odpuszczania oraz przetapiania a także dodatkowego formowania napoiny. Przekłada się to na konieczność uwzględnienia wielu zmiennych, zarówno w momencie projektowania procesu, jak również na etapie badań. Z uwagi na bardzo duże ryzyko znacznych odkształceń termicznych, technologia ta wykluczona jest z bardzo wielu zastosowań.

### 1.2 Symulacyjne badanie wpływu lokalnych modyfikacji w warunkach obciążenia

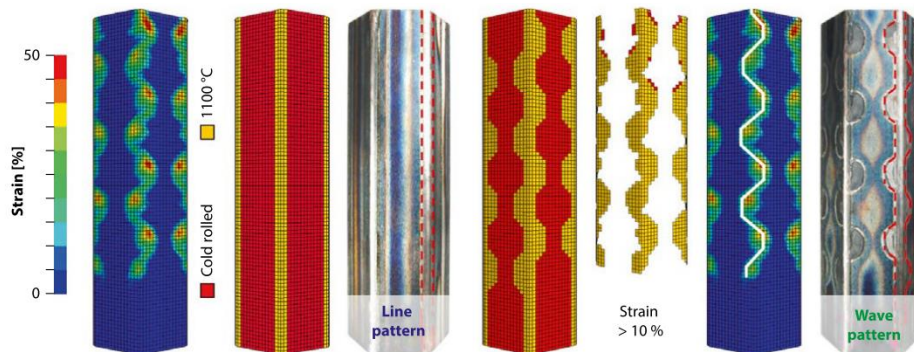
Zagadnienie lokalnej modyfikacji elementów cienkościennych, jest również przedmiotem badań symulacyjnych. Badania te koncentrują się wokół zagadnienia określania wzajemnego wpływu zmian własności materiału w określonych obszarach i występującego w całej strukturze stanu naprężeń. Nie biorą pod uwagę przebiegu konkretnej technologii lecz bazują na znanych efektach jej zastosowania (np. odpuszczenia lub umocnienia materiału). Badania symulacyjne dotyczące wpływu lokalnych modyfikacji na zachowanie się struktur cienkościennych można podzielić na dwa rodzaje:

- Analiza wpływu predefiniowanego kształtu zmodyfikowanego obszaru na deformację w warunkach obciążenia [6,7,33,34]
- Wyznaczenie optymalnego rozkładu obszarów zmodyfikowanych (np. kształtu) dla zadanych warunków obciążenia [8,33,35,43]

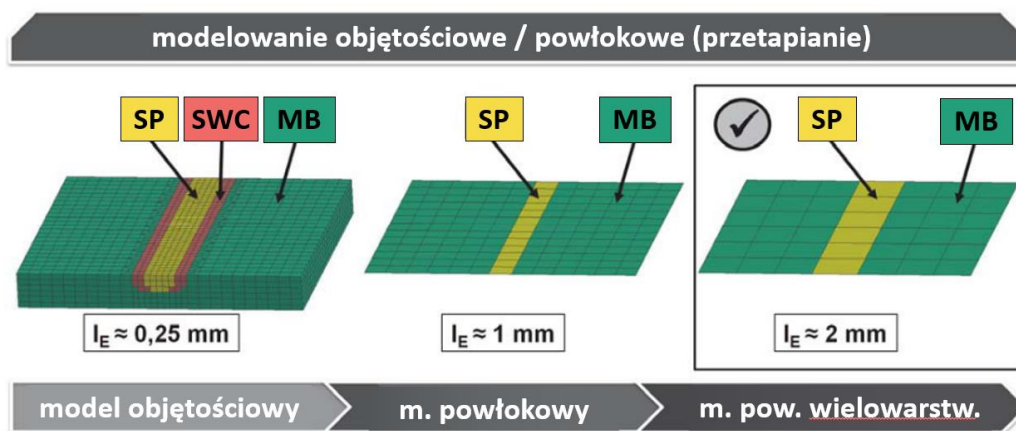
W przypadku analizy wpływu ustalonej geometrii obszaru zmodyfikowanego na sposób deformacji elementu (np. w warunkach obciążenia reprezentujących zderzenie) wykorzystywana jest symulacja dynamiki nieliniowej. Wymaga ona uprzedniej znajomości kształtu i własności mechanicznych odpowiadających materiałowi podstawowemu oraz strefie zmodyfikowanej. Niezbędna jest również znajomość kształtu obszaru zmodyfikowanego (szerokość, głębokość), jaki otrzymywane są na drodze obróbki lokalnej (np. przetapiania wiązką laserową). Jahn w swojej pracy [34] określał wpływ lokalnego przetapiania laserowego na wytrzymałość mechaniczną próbek o specjalnej geometrii dla różnych szybkości odkształcania. Wyniki odpowiadające własnościom materiału podstawowego oraz lokalnie umocnionym strefom posłużyły do symulacji zginania profilu rurowego z różnymi siatkami lokalnych umocnień oraz określenia stopnia redukcji odkształceń w zależności od rodzaju i względnej objętości umocnienia. Prace Conrads [5,7] przedstawiają wpływ kształtu lokalnych stref odpuszczonych utworzonych wzdłuż cienkościennego profilu na akumulację energii podczas zderzenia oraz na stopień



odkształcenia (Rys. 13). Badania Wagnera [6] prezentują zastosowanie symulacji przetłaczania elementu z lokalnymi umocnieniami wykonanymi na drodze przetapiania. Wykorzystując metodę iteracyjną określił rozkład umocnień pozwalający na znaczącą redukcję nierównomierności płynięcia materiału w czasie przetłaczania w matrycy. Swoje kompleksowe badania dotyczące analizy wpływu lokalnych umocnień przez przetapianie opisał w pracy doktorskiej [33]. Przedstawił w niej sposób określania własności mechanicznych strefy umocnionej oraz procedurę generowania i walidacji dostosowanych modeli materiałowych do symulacji zderzeń (Rys. 14). Przeprowadził również obszerne badania dotyczące modelowania dynamiki nieliniowej wzmocnionych laserowo konstrukcji blaszanych oraz zaproponował metodykę opracowywania rozkładów umocnień dostosowanych do występujących naprężeń.



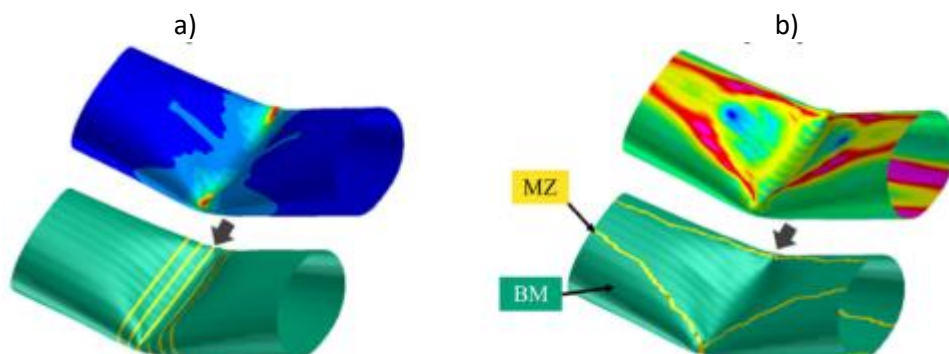
Rys. 13 Wzór ścieżki odpuszczania w modelu symulacji dynamiki nieliniowej oraz ścieg utworzony poprzez odpuszczanie laserowe na elemencie przeznaczonym do testów zderzeniowych [7]



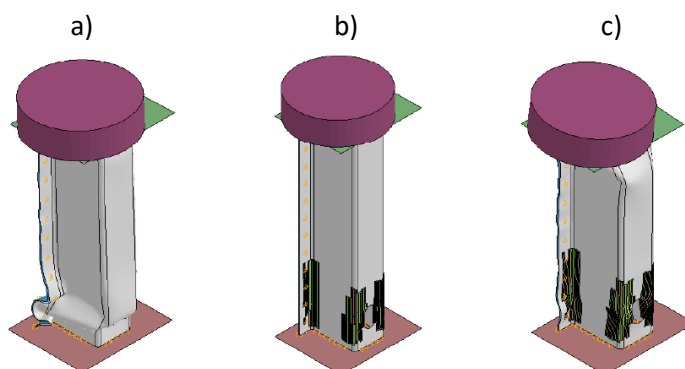
Rys. 14 Sposoby modelowania lokalnych umocnień w symulacji dynamiki nieliniowej. SP - strefa przetopu, SWC - strefa wpływu ciepła, MB - materiał bazowy [33]

Symulacja dynamiki nieliniowej wykorzystywana jest również w przypadku obliczeń optymalnego kształtu strefy zmodyfikowanej dla zadanych warunków obciążenia. Jest to jednak proces dwuetapowy - do określania odpowiedniego sposobu umacniania wykorzystywane są wyniki symulacji odkształcenia elementu bez umocnień. Otrzymane wyniki, np. w postaci rozkładu naprężeń lub odkształceń plastycznych w materiale służą jako wytyczne do określenia proponowanego rozkładu umocnienia. Przy projektowaniu kształtu docelowych umocnień należy rozważyć ograniczenia technologiczne odnośnie kształtu możliwych do wykonania ścieżek (np. odpowiadającym geometrii przetopu). Wspomniane podejście zaprezentowane zostało w pracach Wagnera [33,35] w których na podstawie symulacji zginania profilu rurowego proponuje sposób umacniania wykorzystujący przetapianie laserowe o znanej geometrii i własnościach strefy przetopu (Rys. 15). Werner w swojej pracy

doktorskiej [43] opracował metodę automatycznego określania sposobu lokalnego umocnienia za pomocą przetapiania laserowego oraz zwalidował ją na przykładach rozciąganej powłoki z otworem oraz zgniatania cienkościennej profilu prostokątnego z otworem przy podstawie (Rys. 16).

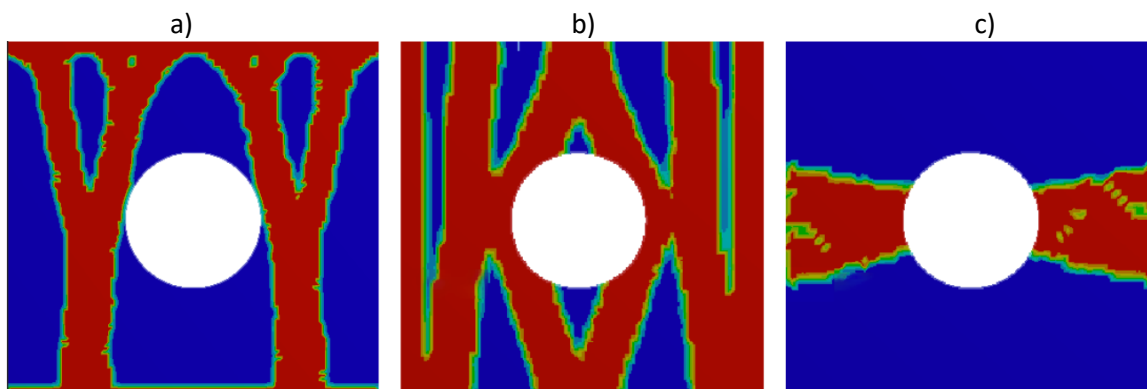


Rys. 15 Wyznaczony symulacyjnie proponowany sposób umocnienia elementów rurowych w oparciu o: a) maksymalne odkształcenie plastyczne, b) maksymalne naprężenia główne [33]



Rys. 16 Symulacyjnie wyznaczona geometria umocnienia przetapianiem dla obciążonego elementu z otworem przy podstawie: a) odkształcenie bez umocnienia, b) proponowana geometria umocnienia, c) odkształcenie elementu z umocnieniami [43]

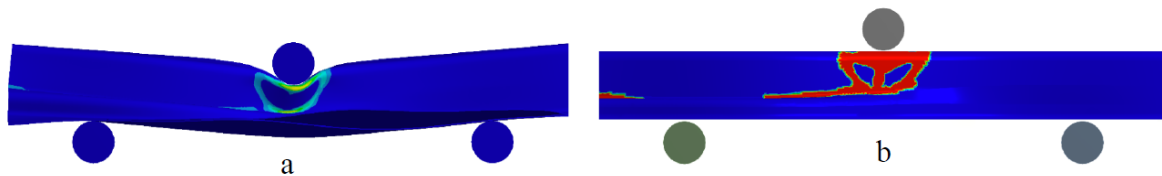
Proponowany na podstawie badań symulacyjnych kształt umocnienia może mieć również charakter swobodny. Badania Nordin [8] nad rozkładem umocnienia dla przypadku rozciągania powłoki z otworem wskazują trzy swobodne kształty, oparte o różne wskaźniki: odkształcenia plastyczne, naprężenia główne oraz wyniki optymalizacji topologicznej (Rys. 17).



Rys. 17 Proponowane wzory umocnienia dla trzech metod określania ich optymalnego rozkładu: a) w oparciu o naprężenia główne, b) w oparciu o wyniki optymalizacji topologicznej, c) w oparciu o odkształcenia plastyczne [8]

Metody symulacyjnej analizy wpływu lokalnego umacniania są skutecznym narzędziem umożliwiającym zarówno analizę zachowania się elementu cienkościennego w warunkach obciążenia jak również predykcję stosownego kształtu umocnienia na potrzeby zapewnienia odpowiedniej funkcjonalności. Posiadają one jednak pewne ograniczenia. Wykorzystanie symulacji dynamiki nieliniowej elementu z umocnieniami wiąże się z koniecznością uprzedniego ustalenia, jaki kształt umocnienia zostanie utworzony w materiale na drodze lokalnej obróbki. Predefiniowane kształty umocnienia są następnie modelowane w symulacji analizującej ich wpływ na zachowanie całości struktury. Metoda ta, bazując na dostarczonych danych o możliwym do uzyskania kształcie strefy zahartowanej, służy jedynie do walidacji zaproponowanego sposobu umacniania.

W przypadku symulacyjnego wyznaczania optymalnego rodzaju umocnienia, ograniczenia dotyczą technologiczności proponowanych kształtów obszarów umocnionych, które nierzadko mogą charakteryzować się wysokim stopniem złożoności geometrycznej. Złożone kształty sugerowanego obszaru umocnienia stanowią wyzwanie z punktu widzenia technologii ich wytworzenia, czego przykładem może być zaproponowana geometria przedstawiona na Rys. 18.



Rys. 18 Propozycja sposobu umocnienia o złożonej geometrii na profilu cienkościennym: a) odkształcenia plastyczne profilu w czasie trójpunktowego zginania, b) proponowany na podstawie odkształceń rozkład umocnienia materiału [8]





















### 1.3 Podsumowanie i cel pracy

W ramach prac początkowych dokonano przeglądu stanu wiedzy w zakresie metod obróbki laserowej stosowanej w celu lokalnej modyfikacji własności elementów cienkościennych. Wynika z niego, że technologie te skupiają się na dwóch celach: redukcji efektów umocnienia powstałych w procesach obróbki tłoczeniem (dla odpuszczania laserowego) oraz lokalnego wzmocnienia i usztywnienia elementów celem zmniejszenia odkształceń w warunkach obciążenia (dla pozostałych rodzajów obróbki laserowej). Podział ten jest w dużej mierze wynikiem silnych zależności między cyklami cieplnymi uzyskiwanymi w materiale na skutek obróbki laserowej, a zjawiskami zachodzącymi w materiale o konkretnym składzie i strukturze. Zakres stosowanych powszechnie w przemyśle motoryzacyjnym materiałów ogranicza się do stali oraz stopów aluminium w postaci dostępnych komercyjnie blach. W ramach analizy dostępnych rozwiązań w zakresie lokalnej modyfikacji elementów cienkościennych przeanalizowano także metody symulacyjnego wspomaganie projektowania rozkładu lokalnych stref zmodyfikowanych, będącego narzędziem wstępnej weryfikacji skuteczności zaproponowanego rozkładu w warunkach obciążenia elementu. Podejście symulacyjne umożliwia dostosowanie sposobu modyfikacji do konkretnego zastosowania, stanowi jednak wyzwanie pod kątem zapewnienia zgodności między modelem a rzeczywistym kształtem obszaru zmodyfikowanego.

Z uwagi na dotychczasowy brak doniesień literaturowych na temat lokalnej modyfikacji elementów wytworzonych w technologiach generatywnych, analizowane technologie sklasyfikowano pod kątem zasadności ich aplikacji dla tego rodzaju materiału. Przeanalizowano je również według dodatkowych kryteriów, obrazujących ich podatność do wykorzystania we wspomaganym symulacyjnie procesie dostosowywania funkcjonalności elementów cienkościennych poprzez lokalne modyfikacje. Podsumowanie i ocenę przeglądu technologii zawarto w Tab. 1.



Tab. 1 Podsumowanie przeglądu technologii laserowej modyfikacji elementów cienkościennych

	Hartowanie laserowe	Odpuszczanie laserowe	Przetapianie laserowe	Napawanie laserowe
Stosowalność na elementach wytworzonych generatywnie				
Zdolność do utworzenia zróżnicowanej geometrii obszaru zmodyfikowanego				
Łatwość doboru parametrów procesu				
Znikomość wpływu na deformację końcową elementu				
Możliwość reprezentacji w symulacji dynamiki nieliniowej				

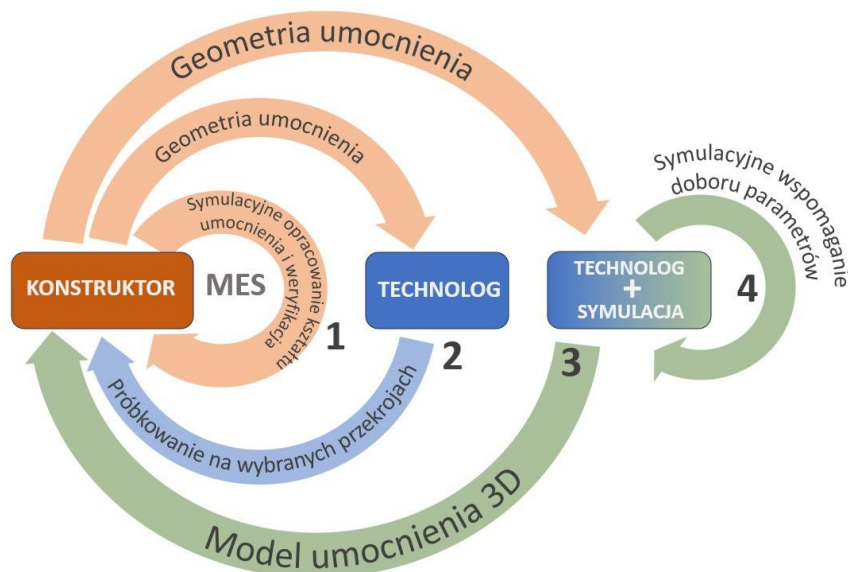
Spośród przedstawionych technologii laserowej modyfikacji elementów cienkościennych napawanie laserowe jest najmniej zasadną technologią do aplikacji na elementach wytworzonych generatywnie. Nabudowanie dodatkowej warstwy (zazwyczaj celem zmiany sztywności), może być zrealizowane efektywniej już na etapie tworzenia geometrii początkowej poprzez zadanie większej grubości ścianki, bez konieczności poddawania elementu dodatkowej obróbce. Wprowadzanie znacznych odkształceń końcowej geometrii oraz mała wydajność procesu praktycznie wykluczają tę technologię z obszaru lokalnej modyfikacji elementów cienkościennych wytwarzanych generatywnie.

Technologia odpuszczania, pomimo zidentyfikowanych zalet, również nie wskazuje odpowiedniego potencjału aplikacyjnego na elementach wytwarzanych generatywnie - jej główną rolą jest zmniejszenie własności wytrzymałościowych na rzecz plastyczności, co realizowane jest w pełni lub częściowo na obowiązkowym etapie globalnej obróbki cieplnej bezpośrednio po wytworzeniu. Zakres wykorzystywanych przez nią temperatur (poniżej  $A_{c1}$ ) pokrywa się z temperaturami wyżarzania odprężającego, co w połączeniu z krótkim czasem oddziaływania cieplnego uniemożliwia wprowadzenie dodatkowych zmian.

Obiecującymi technologiami dodatkowej obróbki elementów wytwarzanych generatywnie są przetapianie oraz hartowanie laserowe, oferujące znaczny stopień wzrostu własności wytrzymałościowych na wybranym obszarze. Przetapianie laserowe, z uwagi na prosty przebieg dla materiałów cienkościennych oraz skalowalność procesu (łatwą możliwość zmiany głębokości wtopienia), może stanowić skuteczną metodę umacniania bardzo małych obszarów lub modyfikacji punktowej. Dla tej technologii potwierdzona jest również możliwość predykcji wpływu na zachowanie elementu docelowego poprzez symulację dynamiki nieliniowej. Jednak dla większych szerokości umocnienia lub złożonych geometrycznie obszarów konieczne byłoby stosowanie przetapiania wielościęgowego, które oddziałując na strukturę poprzedzających ściegów będzie wprowadzać znaczne naprężenia wewnętrzne. Technologia ta z uwagi na obecność jeziora ciekłego metalu wprowadza również zmiany geometrii powierzchni zależne od kształtu lica i grani przetopu, co wpłynie będzie na zwiększenie ryzyka inicjacji pęknięcia w czasie odkształcania.

Stąd lokalne umacnianie szerszych obszarów w materiale wytwarzanym generatywnie w dalszej części pracy badane będzie dla technologii hartowania laserowego. Dzięki niższym temperaturom obróbki oraz braku przetopu nie ingeruje ona w tak wysokim stopniu w geometrię powierzchni i wprowadza mniejsze naprężenia wewnętrzne. Hartowanie laserowe korzysta z większych plamek lasera oraz oferuje możliwość wykorzystania metod dynamicznego kształtowania efektywnego rozkładu wiązki, przez co umożliwi elastyczne wytwarzanie większych i skomplikowanych geometrycznie obszarów umocnionych w jednym przejściu.

Brak jest jednak doniesień o symulacji zachowania się w warunkach obciążenia elementów cienkościennych zawierających umocnienia o znacznej powierzchni, wytworzonych za pomocą technologii hartowania. Przyczyną tego stanu rzeczy może być zauważalnie większa złożoność geometryczna strefy umocnionej hartowaniem niż w przypadku wykorzystania technologii przetapiania. Symulacja dynamiki nieliniowej dla takiego przypadku wymaga odpowiedniej charakteryzacji całej objętości zmodyfikowanej pod kątem jej pełnej geometrii zarówno dla obszaru umocnionego jak i stref przejściowych. Postępowanie w przypadku projektowania procesu lokalnego umocnienia elementu cienkościennego wymaga wzięcia pod uwagę ograniczeń technologii wytwórczej. Docelowy kształt złożonego umocnienia zaproponowanego na drodze symulacyjnej wymaga u technologicznienia, tak aby możliwe było jego wykonanie z zadaną dokładnością. Z tego powodu cały proces projektowania jest zazwyczaj procesem iteracyjnym, co przedstawiono na Rys. 19. Bazując na wymaganiach początkowych, konstruktor, z wykorzystaniem narzędzi symulacyjnych i odpowiednich algorytmów obliczeniowych, proponuje kształt i rozkład lokalnych umocnień (obieg 1). Powinien być on wstępnie zweryfikowany pod kątem skuteczności. Na tym etapie projektowania całość prac odbywa się w oparciu o model MES. Jednak z uwagi na występujące ograniczenia i niedoskonałość technologiczną wymaga w następnym kroku weryfikacji eksperymentalnej.



Rys. 19 Schemat procesu ut Technologicznienia złożonych umocnień: 1,2 – podejście tradycyjne, 3 - przedmiot niniejszej pracy, 4 – potencjalny kierunek dalszych badań nad technologią hartowania

Za opracowanie technologii wytworzenia umocnienia o proponowanej geometrii i weryfikację jej wykonalności odpowiedzialny jest technolog. Bazując na nowoczesnych narzędziach, wiedzy i doświadczeniu, w obiegu 2. proponuje on parametry procesowe oraz sposób obróbki pozwalający na wykonanie obszaru umocnionego jak najbardziej odpowiadającego geometrii zadanej (teoretycznej), opracowanej przez konstruktora. Z uwagi na możliwe odstępstwa uzyskanego kształtu rzeczywistego od założeń teoretycznych, niezbędna jest walidacja rezultatów obróbki, w postaci eksperymentalnej

charakteryzacji otrzymanej geometrii umocnienia. W standardowy sposób odbywa się ona na podstawie zgięć metalograficznych oraz pomiarów twardości na wybranych przekrojach poprzecznych. Następnie odpowiednio scharakteryzowany rzeczywisty kształt otrzymanego umocnienia jest implementowany do symulacji dynamiki nieliniowej (powtórny obieg 1) i analizowany pod kątem wpływu na zachowanie się struktury w warunkach obciążenia. Jeśli wyniki symulacji spełniają założenia, możliwa jest aplikacja opracowanego sposobu umacniania na elemencie docelowym. Jeżeli nie, należy zaproponować nowe parametry obróbki i powtórzyć obieg 2. Z uwagi na szereg prac eksperymentalnych, obieg 2, dotyczący technologii wytwarzania i analizy kształtu umocnienia, wprowadza znacznie ograniczenia w efektywności projektowania całościowego procesu lokalnego umacniania. Od technologa wymaga się nie tylko opracowania i przeprowadzenia odpowiedniego procesu obróbki lecz również charakteryzacji otrzymanych wyników na potrzeby dalszej symulacji numerycznej. Złożoność wspomnianych zadań technologa rośnie wraz ze złożonością zadanej geometrii umocnienia. Szczególnie czasochłonny może być w tym przypadku etap pomiaru kształtu rzeczywistego (poprzez próbkowanie). W dużej mierze wykorzystywanie przez konstruktorów prostych geometrii umocnień podyktowane jest właśnie ograniczeniem rozdzielczości weryfikacji wyników eksperymentalnych. Aby więc umożliwić swobodę wykorzystania bardziej złożonych geometrii niezbędny jest rozwój metod doboru parametrów procesowych oraz sposobów charakteryzacji wyników hartowania laserowego.

Obiecującym rozwiązaniem tego zagadnienia może być charakteryzacja obszaru umocnionego na podstawie wirtualnego modelu obróbki laserowej. Z analizy dostępnej literatury [44–48] wynika, że użytecznym narzędziem roszszerzania bazy wiedzy odnośnie rezultatów modyfikacji za pomocą hartowania laserowego, umożliwiającym dogłębną analizę przebiegu i wyników tego procesu, mogą być wielofizyczne symulacje numeryczne (obieg 3). Symulacja wielofizyczna umożliwia predykcję rezultatów rzeczywistej obróbki w postaci kształtu obszaru umocnionego. Dodatkowo symulacje wielofizyczne zapewniają dane o geometrii umacniania w formie cyfrowej, możliwej do bezpośredniej adaptacji w symulacji dynamiki nieliniowej. Obecnie na podstawie wirtualnego modelu procesu hartowania możliwe jest nie tylko rozszerzenie bazy wiedzy o przebieg zmian zachodzących w prawdziwym procesie, ale również predykcja wyników dla innych zakresów parametrów procesowych, dla których nie przeprowadzono badań eksperymentalnych (obieg 4). Warunkiem stosowalności symulacyjnego wspomaganie technologii wytwórczej jest jednak poprawna kalibracja modelu symulacyjnego, która wymaga szeregu prac badawczych i weryfikacyjnych. Modele procesu hartowania zdolne do predykcji kształtu obszaru umocnionego w zależności od nastaw wejściowych mogą być szczególnie istotne w przypadku symulacji zachowania się nowo opracowywanych materiałów inżynierskich, których własności użytkowe i zakresy stosowalności są na etapie badań rozwojowych. Poprawnie skalibrowany i zweryfikowany model procesu hartowania jest punktem wyjścia zarówno do analizy wpływu danego procesu na kształt umocnienia jak i z Jednak zagadnienie symulacji procesu hartowania laserowego opartego o swobodnie kształtowany rozkład wiązki, umożliwiającego analizę obszaru umocnionego na potrzeby projektowania ogólnej strategii lokalnego umacniania jest obecnie zagadnieniem badawczym. Chcąc rozwiązać zidentyfikowane problemy formuję cel pracy:

**Celem niniejszej pracy jest symulacyjne scharakteryzowanie strefy przemian materiałowych reprezentujących umocnienie w eksperymentalnej stali przetwarzanej generatywnie (StaVari) na użytek opracowania sposobu lokalnego umacniania za pomocą hartowania laserowego.**

Osiągnięcie zadanego celu wymaga szczegółowej analizy następujących zagadnień:

- technologii hartowania laserowego,
- metodyki numerycznego modelowania procesu hartowania laserowego,
- analizy materiału i jego własności termofizycznych oraz zjawisk umacniania zachodzących podczas obróbki cieplnej.

Jako sposób pracy badawczej umożliwiający osiągnięcie założonego celu poznawczego, obok analizy literaturowej wybrano metodę eksperymentalną oraz metodę symulacji komputerowej. Badania eksperymentalne procesu dostarczą informacji na temat zachowania się materiału w warunkach rzeczywistej obróbki laserowej oraz pozwolą na wyznaczenie okna parametrów procesowych pozwalającego na uzyskanie zakładanego umocnienia. Symulacje komputerowe, opracowane i zwalidowane na podstawie wyników eksperymentalnych, pozwolą uzyskać kompleksową informację na temat geometrii umocnienia oraz umożliwią poszerzenie charakteryzacji procesu o oparciu elementy, których pomiar byłby bardzo trudny lub niemożliwy do wykonania w rzeczywistym procesie (np. rozkład maksymalnych temperatur lub szybkości zmian temperatury wewnątrz elementu).

## 2. Technologia hartowania laserowego

### 2.1 Interakcje wiązki laserowej z materiałem

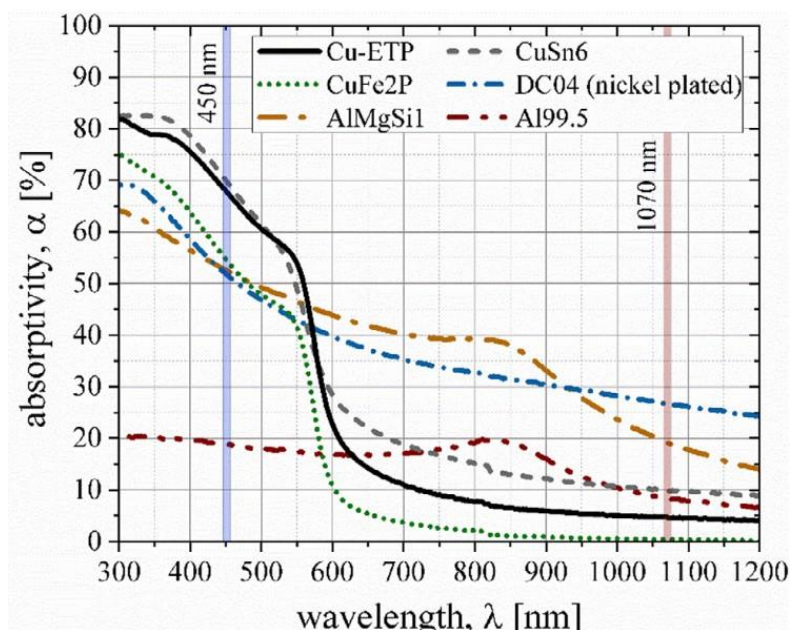
Gdy promieniowanie laserowe pada na powierzchnię materiału może być przez nią odbite lub wniknąć w głąb materiału. Jeżeli jego grubość oraz jego własności optyczne są odpowiednie, część promieniowania może przeniknąć na drugą stronę ośrodka i propagować dalej. W tym przypadku całkowita energia promieniowania padającego na powierzchnię zostanie podzielona na trzy składowe części; odbitą, transmitowaną i zaabsorbowaną. W miarę przechodzenia promieniowania przez ośrodek, jego energia jest stopniowo absorbowana i jego natężenie maleje zgodnie z zależnością (1) będącą następstwem prawa Lamberta-Beer'a [49].

$$I = I_0(1 - R)e^{-k_a z} \quad (1)$$

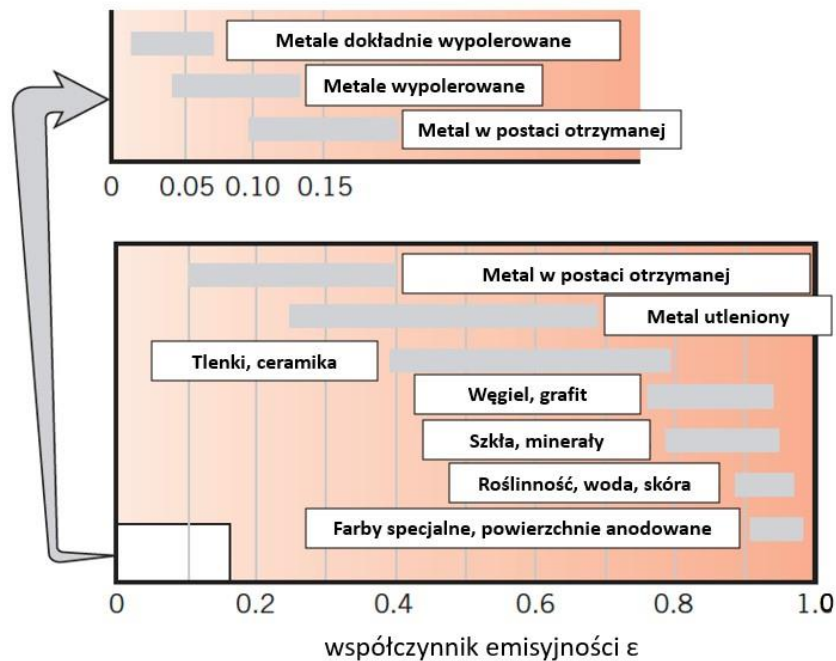
gdzie:  $I, I_0$  – odpowiednio intensywność w punkcie na głębokości  $z$  oraz intensywność w punkcie na powierzchni,  $R$  – refleksyjność powierzchni,  $z$  - grubość warstwy pochłaniającej promieniowanie,  $k_a$  – stała absorpcyjności

W przypadku metali głębokość transmisji promieniowania w głąb materiału jest rzędu kilku nanometrów. Absorpcja promieniowania przez materiał jest zjawiskiem złożonym – zależy od czynników takich jak: długość fali i rodzaj materiału, struktura geometryczna powierzchni i jej barwa, kąt padania wiązki i jej polaryzacja oraz temperatura materiału absorbującego [50,51].

Jednym z najsilniej wpływających czynników na stopień absorpcyjności jest rodzaju materiału oraz długość fali padającego na niego promieniowania [52]. Zależność współczynnika absorpcyjności od długości fali dla wybranych metali przedstawiono na Rys. 20, a wpływ rozwinięcia powierzchni lub pokrycia na (Rys. 21)



Rys. 20 Zależność stopnia absorpcyjności (%) promieniowania od długości fali dla wybranych stopów metali [53]



Rys. 21 Zależność współczynnika emisyjności od rodzaju oraz stanu powierzchni materiału (wsp. emisyjności jest bezpośrednio powiązana ze wsp. absorpcyjności) [54]

## 2.2 Dyfuzja ciepła wewnątrz materiału

Możliwy jest swobodny dobór długości trwania akcji laserowej – od akcji ciągłej do impulsu o czasie trwania  $t_{imp}$  rzędu pikosekund. Są to wielkości porównywalne z czasem absorpcji energii przez sieć krystaliczną - tzw. czasem relaksacji  $T_R$ . W przypadku czasu impulsu laserowego znacznie krótszego niż czas relaksacji zajdzie efekt fotochemiczny prowadzący do bezpośredniego rozerwania wiązań chemicznych bez wzrostu temperatury. Dla  $t_{imp} \gg T_R$  elektrony w sieci krystalicznej zdążą przejść energię i w wyniku zaistnienia efektu fototermalnego dojdzie do wzrostu temperatury materiału. W przypadku występowania gradientów temperatury, energia transportowana jest wewnątrz materiału mechanizmami przewodzenia.

Na potrzeby dalszej analizy zjawisk związanych z przejmowaniem ciepła w warunkach obróbki laserowej w skali makro należy przyjąć, że energia promieniowania jest zamieniana na energię cieplną w bardzo cienkiej warstwie przypowierzchniowej i dalsze jej rozchodzenie się wewnątrz materiału odbywa się na drodze przewodnictwa. Energia ta może być zmieniona na ciepło lub wykorzystana do zainicjowania i podtrzymania procesów na poziomie mikrostruktury materiału (przemian fazowych, dyfuzyjnych itp.).

Kluczowymi własnościami termofizycznymi materiału, decydującymi o dynamice rozprzestrzeniania się ciepła wewnątrz objętości są:

- gęstość  $\rho$  [ $\frac{kg}{m^3}$ ]
- pojemność cieplna (ciepło właściwe)  $C_p$  [ $\frac{W}{kg \cdot K}$ ]
- przewodność cieplna  $k$  [ $\frac{W}{m \cdot K}$ ]

Własności materiału często opisywane są za pomocą dyfuzyjności cieplnej  $D_F$  - parametru zbiorczego uwzględniającego wszystkie trzy powyższe własności. Dyfuzyjność cieplna wyraża się wzorem (2) i często jest określana również mianem współczynnika wyrównywania temperatur.

$$D_F = \frac{k}{\rho * C_p} \left[ \frac{m^2}{s} \right] \quad (2)$$

Im większa wartość  $D_F$ , tym szybciej objętość materiału wyrówna temperaturę po lokalnym dostarczeniu ciepła.

Samo zjawisko przewodzenia ciepłego opisane jest prawem Fouriera (3) mówiącym, że strumień ciepła jest równy współczynnikowi przewodzenia pomnożonego przez gradient temperatury. Dodatkowe zależności wykorzystywane w opisie przewodzenia ciepła wewnątrz elementu zostaną opisane w dalszych rozdziałach dotyczących modelowania procesu hartowania.

$$q = -k \frac{dT}{dx} \quad (3)$$

gdzie:  $q$  – strumień ciepła [ $W/m^2$ ],  $k$  – współczynnik przewodzenia ciepła,  $dT/dx$  – gradient temperatury.

W związku z krótkimi czasami oddziaływania wiązki na dany punkt materiału, należy przyjąć, że nagrzewanie materiału za pomocą wiązki promieniowania jest rodzajem nagrzewania okresowego. W zależności od czasu interakcji wiązki z materiałem (lub długości impulsu laserowego), przy założeniu niezmienności innych parametrów obróbki, różna będzie głębokość penetracji termicznej  $L_T$  [55]. W teorii dot. okresowego nagrzewania, głębokość penetracji termicznej  $L_T$  jest określana jako głębokość, na jakiej amplituda wzrostu temperatury w wyniku nagrzewania jest o 90 % mniejsza niż na powierzchni [54]. Dla przypadku nagrzewania objętości o pomijalnie dużej grubości  $L_T$  opisana jest wzorem (4).

$$L_T = \sqrt{D_F * t_{int}} \quad [m] \quad (4)$$

W obszarze obróbki laserowej za pomocą parametru  $L_T$  czas interakcji wiązki z materiałem ( $t_{int}$ ) można odnieść do głębokości, na której materiał ulega oddziaływaniu termicznemu (strefa wpływu ciepła), ponieważ głębokość penetracji termicznej jest bezpośrednio związana z rozkładem temperatury w materiale.

## 2.3 Opracowanie technologii hartowania

### 2.3.1 Proces obróbki laserowej materiału

Laserowa obróbka materiałów jest najczęściej opisywana dwoma głównymi parametrami: czasem impulsu laserowego  $t_{imp}$  oraz gęstością mocy wiązki laserowej  $I_{las}$ . Czas impulsu laserowego w wypadku obróbki ciągłej może być zastąpiony przez czas interakcji wiązki laserowej z materiałem  $\tau_i$ , który wyrażony jest stosunkiem średnicy plamki laserowej w płaszczyźnie roboczej do szybkości ruchu wiązki laserowej względem materiału (5).

$$\tau_i = \frac{d}{v} \quad [s] \quad (5)$$

gdzie:  $d$  – średnica plamki lasera [mm],  $v$  – szybkość prowadzenia wiązki

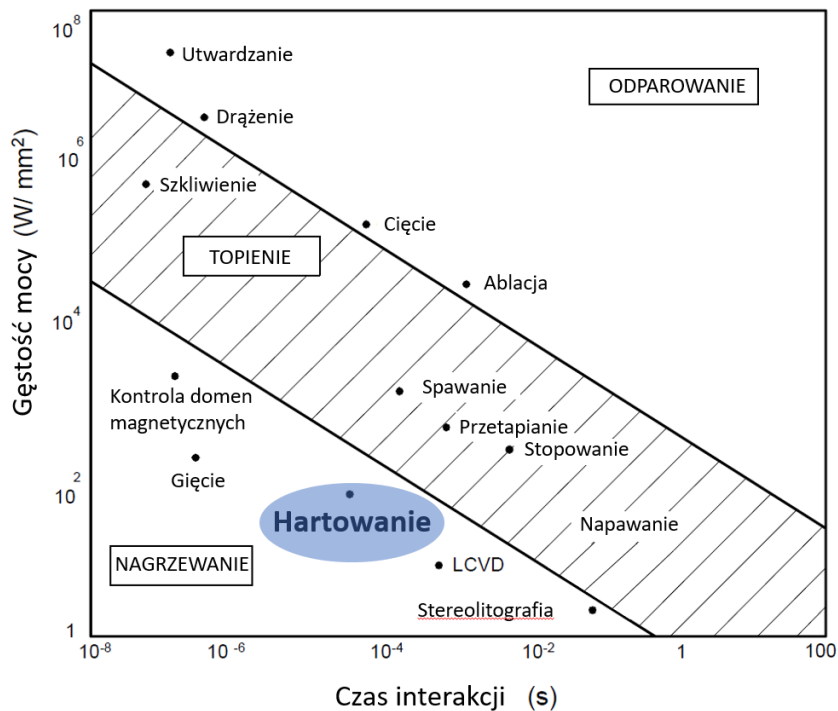
Czas interakcji wiązki z materiałem daje informację na temat długości oddziaływania wiązki laserowej na dany fragment materiału (czasu jego nagrzewania). Ma on wpływ na wielkość obszaru oddziaływania ciepłego (głębokość i szerokość strefy nagrzanej) stąd jego poprawny dobór umożliwia sterowanie stopnie postępu przemian fazowych w objętości materiału [4].



Gęstość mocy wiązki laserowej  $I_{las}$  wyrażona jest jako stosunek całkowitej mocy optycznej wiązki ( $P_{las}$ ) do powierzchni plamki lasera  $A_{las}$  w płaszczyźnie roboczej (6). Najczęściej wartość ta wyliczana jest dla płaszczyzny ogniskowania, ale może być również wyrażona dla innych płaszczyzn przekroju wiązki.

$$I_{las} = \frac{P_{las}}{A_{las}} \left[ \frac{W}{mm^2} \right] \quad (6)$$

Gęstość mocy  $I_{las}$  w połączeniu z czasem interakcji pozwala określić rodzaj obróbki laserowej, [56] (Rys. 22).

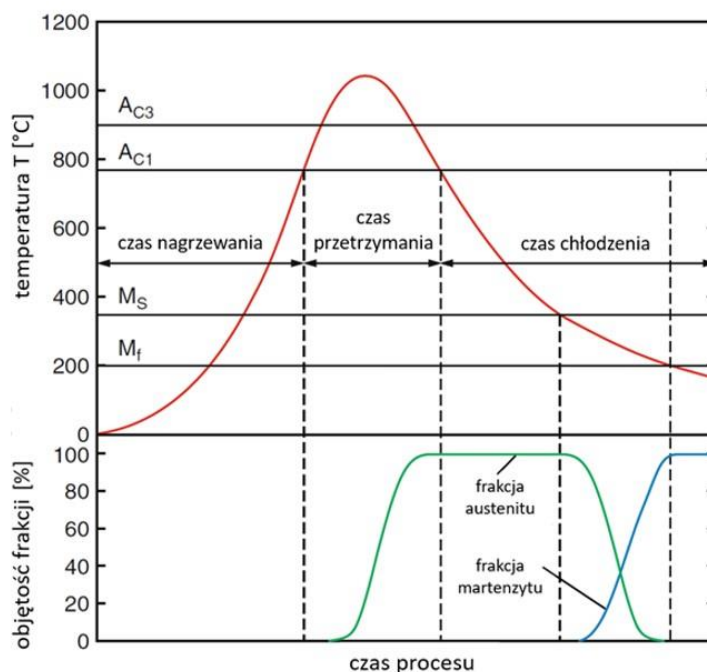


Rys. 22 Gęstość mocy i czas interakcji dla różnych rodzajów laserowej obróbki materiałów [56]

### 2.3.2 Warunki hartowania laserowego

Podczas obróbki cieplnej za pomocą wiązki laserowej materiał przez krótki czas jest podgrzewany do temperatury pomiędzy początkiem przemiany austenicznej a temperaturą topnienia. Na Rys. 23 przedstawiono przykładowy cykl cieplny procesu hartowania laserowego z zaznaczeniem przemian składników mikrostruktury zachodzących w czasie jego trwania. Po przekroczeniu temperatury  $A_{c1}$  rozpoczyna się proces przemiany ferrytu w austenit. Aby przemiana w mikrostrukturę austeniczną była całkowita, objętość materiału musi przekroczyć również temperaturę pełnej austenizacji  $A_{c3}$  i pozostać w niej utrzymana przez określony czas (czas przetrzymania), który zależy od parametrów procesu oraz samego materiału [57,58]. Sam proces hartowania zachodzi w czasie chłodzenia materiału z określoną szybkością (większą od krytycznej). Szybki spadek temperatury poniżej granicy  $M_s$  zapoczątkowuje tworzenie się martenzytu – struktury przesyconego roztworu ferrytu, powstałego na drodze przemiany bezdyfuzyjnej. Proces przemiany austenitu w martenzyt trwa do momentu osiągnięcia temperatury  $M_f$  (pełnej struktury martenzytowej) lub ustania spadku temperatury.

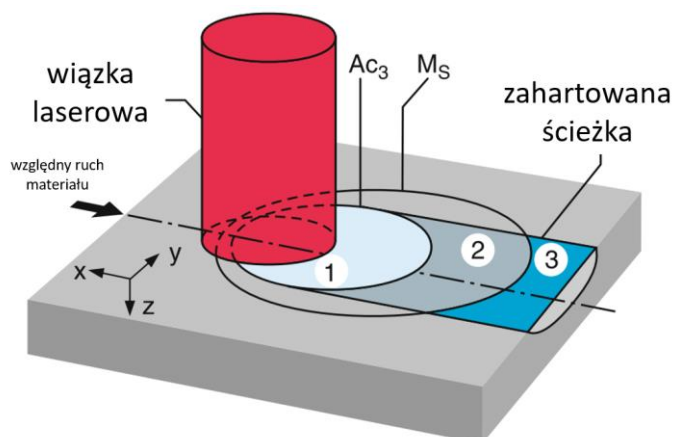




Rys. 23 Przebieg cyklu cieplnego dla procesu hartowania z zaznaczeniem przemian austenitu w martenzyt [12]

Ostateczny przebieg cyklu cieplnego zależy właściwości termofizycznych materiału, geometrii przedmiotu (w szczególności od całkowitej objętości materiału odbierającej ciepło z warstwy wierzchniej), rozkładu gęstości mocy ( $I_{las}$ ) na powierzchni elementu oraz szybkości przemieszczania wiązki względem materiału.

Na Rys. 24 przedstawiono schemat hartowania przemieszczającą się wzdłuż materiału wiązką lasera. Obszary opisane cyframi 1-3 oznaczają charakterystyczne miejsca procesu. Obszar 1 obejmuje nagrzaną objętość powyżej temperatury całkowitej austenitizacji w której nastąpiło pełne utworzenie się austenitu. Obszar 2 ogranicza izoterma równa temperaturze  $M_S$  – dla objętości, która została uprzednio poddana pełnej austenitizacji w czasie chłodzenia wyznaczy obszar przemiany martenzytycznej. Obszar 3 reprezentuje zahartowaną ścieżkę.

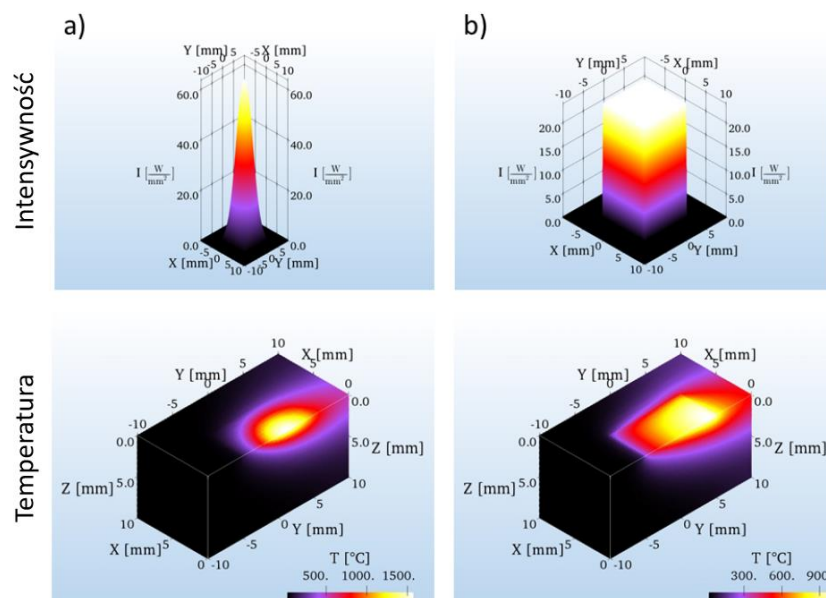


Rys. 24 Schemat procesu hartowania wiązką laserową

### 2.3.3 Kształtowanie wiązki do hartowania

W procesie hartowania laserowego najczęściej stosowanymi źródłami promieniowania są lasery diodowe ( $\lambda = 900\text{-}1080\text{ nm}$ ) oraz lasery na ciele stałym, np. Nd:YAG, Yb:YAG ( $\lambda = 1030\text{-}1064\text{ nm}$ ) w porównaniu z laserem YAG, laser diodowy charakteryzuje się wyższą sprawnością generacji wiązki laserowej oraz niższymi kosztami inwestycyjnymi i eksploatacyjnymi [59]. Coraz szersze zastosowanie w obszarze hartowania znajdują również lasery światłowodowe ( $\lambda = 1030\text{-}1080\text{ nm}$ ), ze względu na kompaktową konstrukcję i względnie wysoką sprawność generacji wiązki. Charakterystyczny dla laserów światłowodowych i na ciele stałym rozkład gęstości mocy (zbliżony do wiązki gaussowskiej), niekorzystny z punktu widzenia hartowania laserowego, można skompensować poprzez pracę poza ogniskiem oraz odpowiednią modyfikację wiązki za pomocą układów optycznych w głowicy laserowej lub dynamicznego przemieszczania plamki po określonej trajektorii [60]. Proces hartowania można prowadzić zarówno za pomocą wiązki pracującej w trybie ciągłym (CW) jak również w trybie impulsowym (PW). W przypadku zastosowania trybu CW następuje ciągły wzrost temperatury w punkcie bieżącego oddziaływania wiązki dzięki czemu uzyskuje się stosunkowo dużą akumulację ciepła oraz wyższą temperaturę szczytową. W trybie PW impulsy laserowe w zależności od czasu ich trwania i częstotliwości umożliwiają szerszą kontrolę nad cyklem ogrzewania i temperaturą powierzchni przedmiotu [14].

Lasery o dużej mocy w zakresie długości fali około  $1\text{ }\mu\text{m}$ , stosowane zazwyczaj w procesie hartowania laserowego, z reguły nie dostarczają z generatora wiązki o rozkładzie odpowiednim do jednorodnego nagrzania większego obszaru. Rozkłady zbliżone do gaussowskiego charakteryzują się wysoką intensywnością w centrum plamki laserowej, która sprzyja powstawaniu nierównomiernego pola temperatur na powierzchni i w konsekwencji przetopu. Dzięki metodom kształtowania wiązki, promień plamki lasera może być dopasowany do konkretnego zadania lub do pożądanej geometrii strefy zahartowanej. Na Rys. 25 przedstawiono porównanie rozkładów temperatur w materiale pochodzących od obróbki laserowej wiązką o rozkładzie gaussowskim oraz wiązką o przekroju kwadratowym o jednorodnym rozkładzie intensywności. Profil o charakterze wypłaszczonej znacznie lepiej nadaje się do zastosowań wymagających utrzymania wysokiej temperatury na większym obszarze bez ryzyka osiągnięcia przetopu.



Rys. 25 Intensywności wiązki i odpowiadające im pola temperatur dla a) wiązki gaussowskiej, b) wiązki o przekroju prostokątnym [61]

Na podstawie dostępnej literatury można wyróżnić kilka metod kształtowania rozkładu wiązki (tzw. Beam Shaping) celem osiągnięcia pożądanego profilu intensywności [62]:

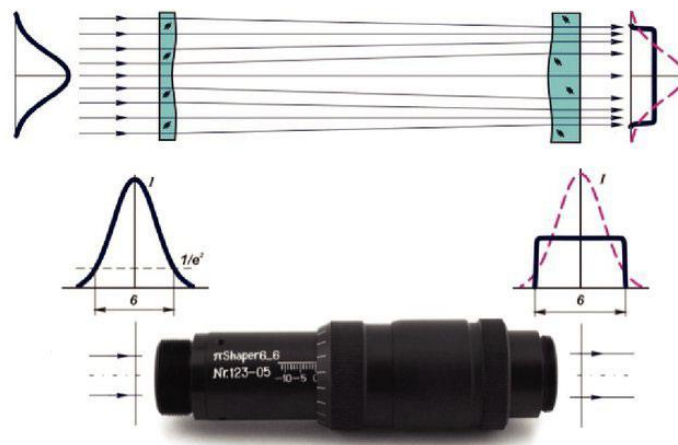
- metody statyczne:
  - kształtowanie wiązki przez refrakcję (Refractive Beam Shaping),
  - kształtowanie wiązki przez dyfrakcję (Diffractive Beam Shaping),
  - wiązki Bessela,
  - integratory wiązki laserowej oraz systemy wielowiązkowe,
- metody dynamiczne:
  - zastosowanie przestrzennych modulatorów optycznych (Spatial Light Modulators),
  - kształtowanie akustooptyczne,
  - wykorzystanie łączenia wiązek koherentnych (Coherent Beam Combining),
  - zastosowanie głowic skanujących.

Metody statyczne dają możliwość uzyskania niezmiennego i stabilnego rozkładu intensywności. W przypadku potrzeby zmiany konieczne jest jednak całkowite przeprojektowanie układu optycznego. Problem ten do pewnego stopnia rozwiązują metody dynamiczne, których cechą charakterystyczną jest możliwość zmian charakterystyk intensywności w czasie rzeczywistym lub realizacja złożonej trajektorii wiązki z wysoką częstotliwością. Spośród wymienionych metod statycznych i dynamicznych, zastosowanie w technologii hartowania laserowego znalazły te, które dają możliwość kształtowania wiązki o wysokiej mocy oraz umożliwiają wykorzystanie odpowiednio dużej plamki laserowej. Są nimi:

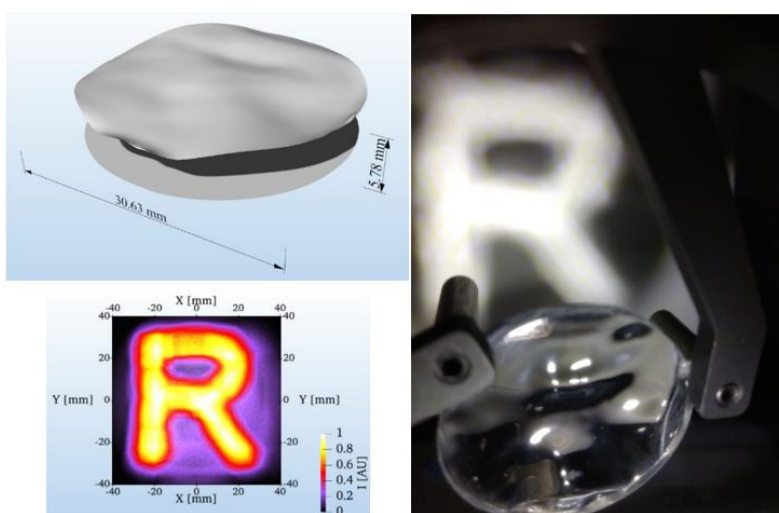
- kształtowanie wiązki przez refrakcję,
- integratory wiązki laserowej oraz systemy wielowiązkowe,
- zastosowanie głowic skanujących.

#### *2.3.3.1 Kształtowanie wiązki przez refrakcję*

Kształtowanie wiązki przez refrakcję (Refractive Beam Shaping) jest podstawową metodą kształtowania wiązki laserowej bazującą na zjawisku załamania światła będącym podstawową zasadą działania optyki objętościowej. Metoda ta polega na zastosowaniu układu soczewek asferycznych lub o swobodnym kształcie, które tworzą tor optyczny zmieniający w określony sposób rozkład intensywności promieniowania [63]. Zazwyczaj używane są by uzyskać rozkład natężenia top-hat z wiązki gaussowskiej. Przykład takiego układu przedstawiono na Rys. 26. Układy takie charakteryzują się wysoką sprawnością [64] (do ok. 99 %). Możliwa jest również generacja dowolnych rozkładów intensywności za pomocą swobodnie ukształtowanej optyki (Rys. 27), wymaga to jednak złożonych obliczeń oraz metod wytworzenia optyki o złożonej ściśle zdefiniowanej geometrii [61,65–68].



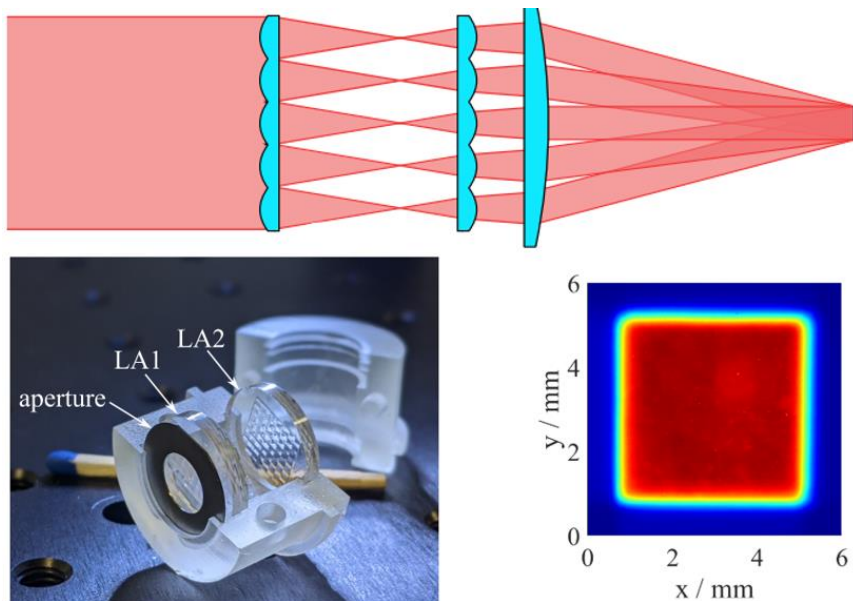
Rys. 26 Element kształtujący wiązkę PiShaper wraz ze schematem wewnętrznego układu optycznego [63]



Rys. 27 Przykład swobodnie ukształtowanej optyki bazującej na obliczeniach numerycznych [61]

### 2.3.3.2 Integratory wiązki laserowej oraz systemy wielowiązkowe

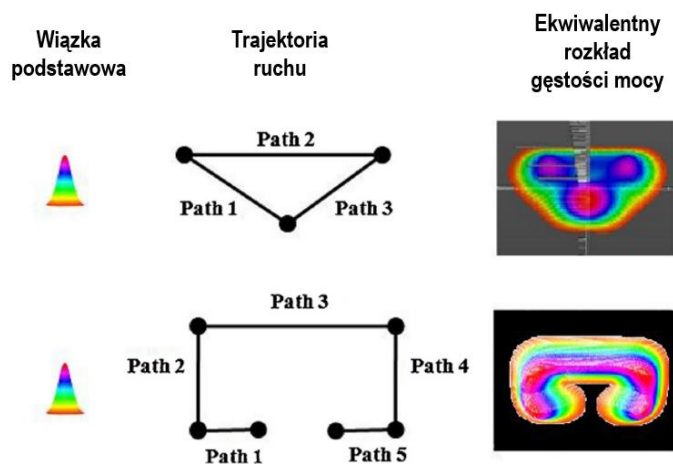
Integrator wiązki laserowej lub homogenizator wykorzystuje podział wiązki głównej na oddzielne wiązki za pomocą zwierciadła segmentowego lub specjalnej optyki a następnie umożliwia skierowanie i skupienie ich w taki sposób, aby połączone ze sobą tworzyły pożądany rozkład intensywności [12,51]. Systemy wielowiązkowe, bazujące na podobnej zasadzie wykorzystują oddzielne tory optyczne aby skupić kilka wiązek laserowych w jednym obszarze celem uzyskania potrzebnego rozkładu energii na powierzchni.



Rys. 28 Przykład homogenizera wiązki wykorzystującego soczewkę segmentową [69]

### 2.3.3.3 Zastosowanie głowic skanujących

Do uzyskania pożądanego rozkładu temperatury na powierzchni obróbki, można wykorzystać również wiązkę punktową przemieszczającą się po określonej trajektorii z wysoką częstotliwością (Rys. 29) [70,71]. Realizacja taka wymaga głowic skanujących. Dla konkretnego punktu materiału nagrzewanego wiązką oscylującą wygenerowane zostaną złożone cykle cieplne. Ich charakterystyczną cechą będzie rodzaj zmian, w których temperatury będą wokół wartości średniej, która byłaby uzyskana dla obróbki teoretyczną ekwiwalentną wiązką statyczną [22,72]. Dzięki ograniczonej dyfuzyjności cieplnej materiału dla punktów leżących coraz głębiej pod powierzchnią amplituda tych zmian będzie coraz mniejsza i zbliżyć się będzie do przebiegu średniego. Można zatem przyjąć założenie, że dla procesu hartowania wiązką dynamicznie oscylującą, spełniającą pewne warunki (np. minimalna częstotliwość oscylacji, utrzymanie zmian temperatury w założonych granicach), efekty obróbki będą takie same jak w przypadku obróbki wiązką statyczną o ekwiwalentnym rozkładzie.



Rys. 29 Ekwiwalentne rozkłady gęstości mocy uzyskane za pomocą oscylacji wiązki podstawowej po określonej trajektorii [15]

W przypadku technologii hartowania opartej o kształtowanie rozkładu intensywności energii za pomocą wiązki oscylacyjnej, jednymi z głównych parametrów możliwych do dostosowania są amplituda oraz częstotliwość oscylacji (dla przebiegów prostych). Amplituda jest bezpośrednio powiązana z szerokością strefy hartowanej i dobierana jest na podstawie wytycznych odnośnie geometrii obszaru umocnionego. W przypadku trajektorii złożonych (np. prostokąt, trójkąt itp.) opis geometrii odbywać się będzie za pomocą odpowiednich parametrów. W każdym przypadku wiązka oscylująca, oddziałując na dany punkt materiału w sposób okresowy, wprowadza cykliczne zmiany temperatury. Wartości tych zmian związane są z częstotliwością oscylacji. Dla przypadku idealnego (nieskończenie wysokiej wartości oscylacji) nie występowałyby wahania temperatur. Jednak z uwagi na dynamikę układu optycznego (zwierciadeł galvoskanera) możliwe jest wykorzystanie ograniczonej wartości częstotliwości oscylacji. Powinna być ona zatem dobrana w taki sposób, aby zadana trajektoria była wykonana w odpowiedni sposób (brak „skracania” trajektorii w miejscach zmiany kierunku, np. przy maksymalnych wychyleniach) oraz aby wahania temperatur na powierzchni nie powodowały ani nadtopienia powierzchni ani jej spadku poniżej wartości austenitizacji. Doniesienia literaturowe pokazują, że dobór częstotliwości oscylacji uzależniony jest głównie od takich czynników jak: gęstość mocy dla podstawowej wiązki punktowej, amplituda oscylacji (lub całkowita długość trajektorii) lub czasu interakcji (wartości powiązane). Wang Chung [13] w swoich badaniach wykazał, że im niższa jest zastosowana częstotliwość oscylacji, tym większe jest ryzyko pojawienia się przetopu, co związane jest z dłuższym czasem interakcji. W pracy Soriano [72], wykorzystującej wiązkę o średnicy 3,9 mm i gęstości mocy z zakresu 1500-1700 W/cm<sup>2</sup> badano wpływ częstotliwości z zakresu 5 – 150 Hz przy amplitudzie oscylacji wynoszącej 10 mm. Określono, że minimalna częstotliwość oscylacji wymagana do przeprowadzenia procesu hartowania w jednolity sposób zależy głównie od czasu interakcji i zastosowanej gęstości mocy. Wskazano, że w badanym zakresie częstotliwości występują znaczne różnice w wysokości wahań temperatury, jednak brak jest istotnych rozbieżności w kształcie otrzymywanych obszarów umocnionych. Cordovilla [73] w swojej pracy dotyczącej symulacji dla wykazał, że obróbka wiązką o średnicy 4,5 mm i mocy 1850 W, przy oscylacji z częstotliwością 100 Hz i amplitudzie 5 mm jest wystarczająca do otrzymania takiego samego obszaru zahartowanego co zastosowanie ekwiwalentnego rozkładu liniowego. W pracy Sancho [15] wykazano, że dla plamki o średnicy 1,5 mm, mocy 3500 W i prędkości prowadzenia wiązki 600 mm/min, minimalna częstotliwość skanowania zdefiniowanego wzoru wynosi 150 Hz i jest niezbędna do niepożądanych efektów oscylacji temperatury (m.in. pojawienia się nadtopień).

#### 2.4 Dobór parametrów procesu hartowania laserowego

Istnieją dwa podstawowe kryteria, które są niezbędne aby skutecznie przeprowadzić proces hartowania laserowego elementów stalowych:

- Hartowany obszar musi zostać podgrzany do temperatury częściowej lub całkowitej austenitizacji i utrzymany w niej wystarczająco długo, aby mogła nastąpić dyfuzja węgla wewnątrz struktury.
- Musi być zapewniona odpowiednio wysoka prędkość chłodzenia umożliwiająca bezdyfuzyjną przeminę alotropową skutkującą powstaniem struktury martenzytycznej. W praktyce oznacza to, że musi być zapewniona odpowiednia objętość chłodniejszego materiału w sąsiedztwie obszaru hartowanego, która zapewni odpowiednią prędkość chłodzenia dzięki odprowadzaniu ciepła ze strefy obróbki.

Realizacja wyżej wymienionych parametrów dokonuje się na drodze odpowiednio dobranych parametrów procesu, które determinują wynikającą z ich zastosowania szybkość nagrzewania, temperaturę maksymalną oraz szybkość chłodzenia.



Podstawowe parametry procesu, mające kluczowy wpływ na proces hartowania laserowego, przedstawiono w Tab. 2. W przypadku obróbki laserowej z wykorzystaniem niestandardowych rozkładów intensywności wiązki laserowej zależności będą przystające.

Tab. 2 Podstawowe parametry procesu hartowania laserowego [74].

Parametr		jednostka	oznaczenie
moc wiązki	dla trybu pracy ciągłej	[W]	P
energia impulsu	dla trybu pracy impulsowej	[J]	$E_{imp}$
czas trwania impulsu		[ms]	$t_{imp}$
częstotliwość repetycji		[Hz]	$f_{imp}$
średnica plamki w ognisku		[mm]	d
długość ogniskowa		[mm]	f
położenie ogniska względem powierzchni		[mm]	$Z_{def}$
prędkość przesuwu		[mm/s]	v
rodzaj i natężenie przepływu gazu osłonowego		[l/min]	$V_g$
długość fali promieniowania		[nm]	$\lambda$

Dobór mocy lub energii impulsu laserowego (w przypadku pracy w trybie impulsowym) oraz średnicy plamki laserowej jest kluczowy ze względu na ilość energii dostarczonej do materiału oraz temperaturę uzyskaną w procesie. Iloraz mocy do powierzchni plamki lasera, dający średnią intensywność promieniowania (gęstość mocy), jest bezpośrednio odpowiedzialny za efekty uzyskiwane na powierzchni elementu. Gęstość mocy można zmniejszyć za pomocą przesunięcia płaszczyzny obróbki poza ognisko wiązki kosztem zwiększenia plamki roboczej. Zaabsorbowana na powierzchni energia jest następnie transportowana w głąb materiału. Czas nagrzewania zależy od prędkości przesuwu lub czasu trwania impulsu laserowego. Parametr ten odpowiada za czas, jaki jest do dyspozycji na rozproszanie ciepła w głąb materiału przy ciągłym jego dostarczaniu na powierzchnię. W przypadku wykorzystania dynamicznych metod kształtowania rozkładu wiązki, istotne będą dodatkowe parametry powiązane ze sposobem modyfikacji rozkładu funkcjonalnego, jak np. częstotliwość i amplituda oscylacji

## 2.5 Wpływ warunków zewnętrznych na proces

Spośród wielu czynników zewnętrznych oddziałujących na proces hartowania, w przypadku obróbki cienkościennych elementów, na proces stygnięcia całej geometrii istotny wpływ ma sposób mocowania elementu [75]. Kontakt elementu z dodatkową objętością chłodnego materiału utrzymuje wysoki gradient temperatur zapewniający efektywne chłodzenie.

Podobny wpływ może mieć odprowadzanie ciepła drogą konwekcji. Uwzględniana jest ona w szeregu prac dotyczących symulacji numerycznych obróbki laserowej elementu cienkościennego [76–80]. Konwekcja silnie wpływa na temperaturę powierzchni i zależy od warunków zewnętrznych. Może mieć charakter wymuszony (będący wynikiem wymuszonego ruchu powietrza opływającego powierzchnię) lub swobodny (pochodzący od naturalnego ruchu gazu na skutek zmian temperatury). Konwekcja wymuszona oddziałuje znacznie intensywniej (o rząd wyższy współczynnik niż w przypadku konwekcji swobodnej) i jej oddziaływanie w istotny sposób może wpłynąć na zmianę rozkładu temperatury na hartowanej powierzchni. W sytuacji zastosowania głowic skanujących, pracujących w stosunkowo

dużej odległości od powierzchni, możliwa jest rezygnacja z dodatkowego nadmuchu gazu - co wiąże się jednak z koniecznością akceptacji utleniania powierzchni hartowanej.

W przypadku tworzenia stref zahartowanych w pobliżu krawędzi elementów na ich równomierny rozkład może mieć wpływ również sposób mocowania elementu. Jeżeli miejsca kontaktu elementów mocujących z obiektem hartowanym znajdują się za blisko obszaru obróbki może dojść do zmian gradientów temperatur ze względu na dodatkowy obiekt akumulujący ciepło zwiększający potencjał do chłodzenia. W konsekwencji istnieje ryzyko nierównomierności rozkładu strefy zahartowanej wzdłuż kierunku obróbki.

## 2.6 Monitorowanie procesu

### 2.6.1 Metody bezkontaktowe

Głównym parametrem monitorowanym, dającym informacje bezpośrednio związane z postępowaniem hartowania jest temperatura powierzchni materiału obrabianego. To ona odpowiada za wyzwolenie przemian fazowych będących istotą procesu. Inne zjawiska monitorowane w procesach laserowych, jak np. obecność plazmy lub kształt jeziora nie są monitorowane ze względu na ich brak w prawidłowo prowadzonym procesie hartowania i mogą służyć jedynie stwierdzeniu niepoprawności jego realizacji.

Podstawowym źródłem informacji na temat przebiegu temperatury w procesie hartowania laserowego są metody bezkontaktowe [81], których podstawą są pomiary optyczne. Zaletami podejścia optycznego jest łatwość akwizycji, elastyczność aplikacji oraz dostępność dużej ilości informacji z zakresu obserwacji, wliczając również parametry spektralne. Wadą układów optycznych, w przypadku montażu układu monitorowania współosiowo z wiązką laserową w głowicach skanujących, jest utrata współosiowości wiązki lasera i kątowy pomiar dla dużych odchyleń zwierciadeł. Jest to spowodowane zastosowaniem różnych długości fali lasera i zakresów długości fali analizowanych w układzie pomiarowym, które będą załamane się pod innym kątem przy przejściu przez układ optyczny.

Wśród bezkontaktowych metod monitorowania w zastosowaniach hartowania laserowego można wyróżnić techniki wykorzystujące [55,81]:

- Fotodiody
- Kamery CCD/CMOS
- Spektrometry
- Pirometry
- Kamery termowizyjne

Bazując na dostępnych pracach, najpowszechniejszą metodą monitorowania stosowaną w procesach hartowania laserowego jest pomiar wykorzystujący pirometr. Dzięki możliwości stosowania pirometru dwubarwowego możliwe jest bezpośrednie przełożenie sygnału pomiarowego na temperaturę z pominięciem znajomości współczynnika emisyjności powierzchni. Metoda ta jest również powszechnie stosowana w sterowaniu procesem, gdzie sygnał temperaturowy z pirometru wykorzystywany jest jako wejście do regulacji PID/PI. Metoda ta została wykorzystana w szeregu prac badawczych dotyczących procesu hartowania laserowego [46,82–85]. Kamera termowizyjna stosowana jest częściej do samej oceny efektów hartowania, ponieważ przetworzenie obrazu i uzyskanie informacji temperaturowej wymaga uwzględnienia zależności emisyjności powierzchni od jej temperatury bądź odpowiedniej kalibracji [86,87].

### 2.6.2 Metoda kontaktowa

Najszerzej stosowaną metodą pomiaru temperatury, wykorzystywaną do wyznaczenia rzeczywistej temperatury próbki w procesie hartowania, jest metoda kontaktowa z wykorzystaniem termopar. Są



one powszechnie dostępną i najdokładniejszą metodą bezpośredniego pomiaru temperatury dla zakresów występujących w procesie hartowania. Do pomiarów dedykowane są termopary typu K lub N [88,89], dla których zakres pomiarowy wynosi od -200 °C do 1200 °C. Pomiar z wykorzystaniem termopar służy również jako metody kalibracyjne dla pomiarów dodatkowych (np. termowizyjnych) [90].

Pomiar w danym punkcie wiąże się jednak z przymocowaniem termopary na stałe (np. poprzez zgrzanie), co wiąże się z brakiem możliwości pomiaru temperatury bezpośrednio w obszarze prowadzenia obróbki laserowej.

Pomiary z użyciem termopar są najczęściej stosowaną metodą walidacji wyników symulacyjnych [91]. Dają one bowiem wynik pomiaru ze ściśle określonego punktu, który może być przyrównany do wyniku symulacyjnego. Podejście to zostało wykorzystane w szeregu prac badawczych dotyczących symulacji numerycznych procesów cieplnych [92–96]. Termopary są również używane w badaniach stopnia absorpcyjności powierzchni wykorzystujących odpowiedź temperaturową obiektu na wymuszenie w postaci impulsu laserowego [50,97] jak i badaniach własności termofizycznych na potrzeby symulacji [98].

### 2.7 Analiza i ocena wyników procesu

Po przeprowadzeniu procesu hartowania wymagana jest ocena wyników procesu pod kątem spełnienia wymagań technologicznych. Podstawowymi metodami oceny wyników procesu są:

- pomiar geometrii strefy zahartowanej,
- pomiar twardości,
- morfologia mikrostruktury strefy zahartowanej,
- inne wymagane parametry (np. wytrzymałościowe).

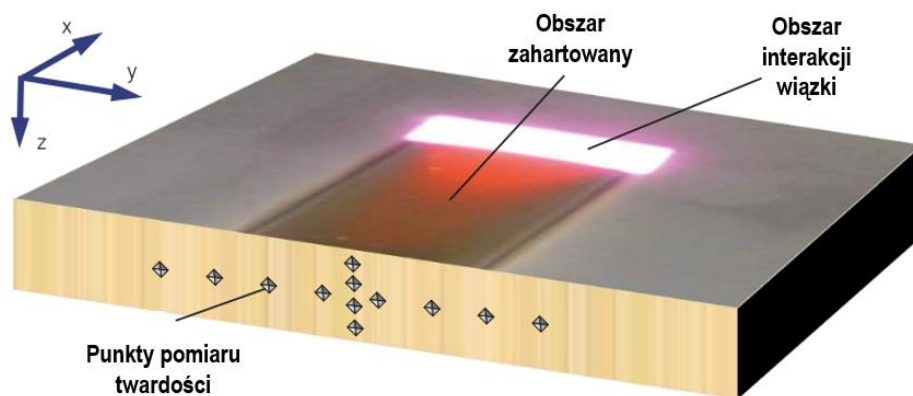
Pierwszym krokiem do oceny wyników procesu jest wykonanie zglądów metalograficznych i ocena geometrii strefy zahartowanej na wytrawionym przekroju. W większości przypadków ze względu na odmienny rodzaj struktury granica obszaru przemienionego jest wyraźnie widoczna, co można zaobserwować na Rys. 30.



Rys. 30 Przekrój poprzeczny obszaru zahartowanego w postaci zglądu metalograficznego: (a) obraz z mikroskopu optycznego z prostokątnym zaznaczeniem ocenianego obszaru oraz (b) kształt obszaru zahartowanego z obrazu (a) [99]

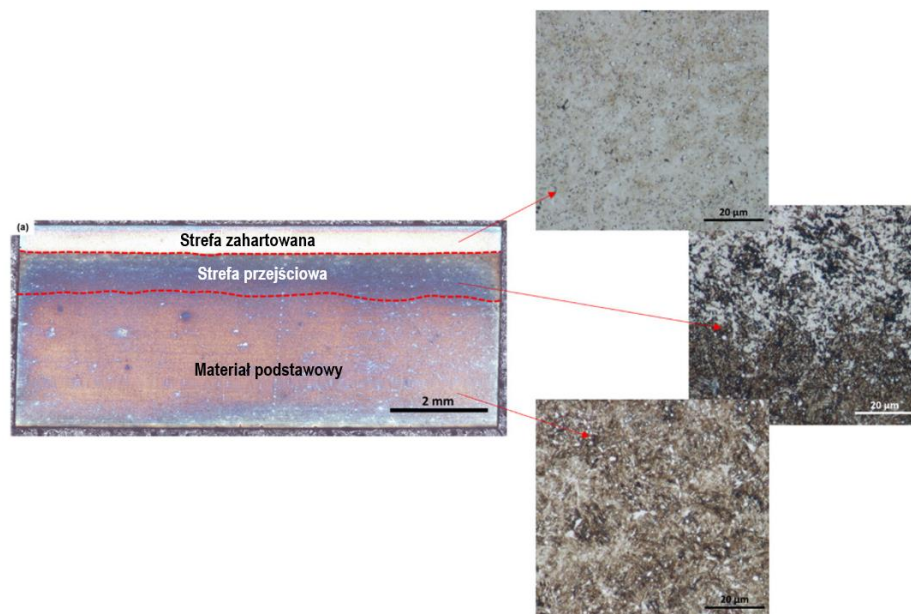
Podstawową miarą skuteczności hartowania jest twardość materiału. Jej pomiar przeprowadzany jest za pomocą prób polegających na wciskaniu wgłębnika o określonej geometrii i obciążeniu. Dla stali najpowszechniej stosowanymi metodami są metoda Vickersa (wartość zapisywana z oznaczeniem HV)

lub metoda Rockwella (HRC). Pomiar twardości przeprowadzany jest zwykle na przekroju poprzecznym w wybranych miejscach próbki (Rys. 31).



Rys. 31 Schemat rozkładu punktów pomiarowych na przekroju hartowanego elementu [23]

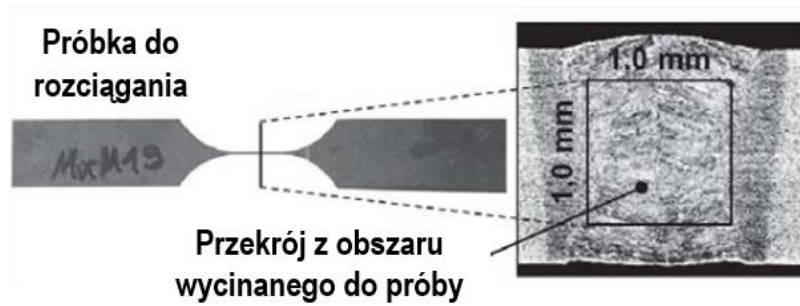
Możliwa jest również dodatkowa ocena rezultatów procesu hartowania postaci oceny mikrostruktury występującej w poszczególnych strefach oddziaływania ciepła. Analiza morfologii może dać informację na temat prawidłowości przeprowadzenia procesu jak również obecności wymaganych bądź też niepożądanych składników mikrostruktury. Przykład analizy mikrostruktury przedstawiono na Rys. 32.



Rys. 32 Analiza mikrostruktury poszczególnych stref elementu hartowanego [14]

Badaniom mogą zostać również poddane inne własności obrabianego elementu lub strefy zahartowanej, w zależności od celu obróbki i przewidywanego charakteru obciążeń. Przykładem takich badań może być badanie wytrzymałości na zginanie przeprowadzone dla próbek zahartowanych lokalnie [18]. Innym przykładem może być próba zginania złączy spawanych z dodatkowym przejściem wiązki laserowej celem odpuszczenia struktury i zwiększenia plastyczności – pod kątem ryzyka postania pęknięć przy spoinie. Badania takie wykazały inicjację pęknięcia bezpośrednio za strefą obróbki laserowej [100]. Możliwe jest również badanie lokalnych własności mechanicznych strefy umocnionej w próbie rozciągania. Warunkiem jest jednak przygotowanie dedykowanych próbek pozwalających na

badanie wyłącznie strefy zmienionej oddziaływaniem ciepła od wiązki laserowej. Badania takie na przykładzie przetapiania laserowego zostały przeprowadzone w pracy doktorskiej Wagnera dot. umacniania elementów cienkościennych przetapianiem laserowym [33].



Rys. 33 Próbka do badań własności wytrzymałościowych strefy lokalnie umocnionej przetopieniem [33]

## 3. Modelowanie numeryczne procesu hartowania laserowego

### 3.1 Wstęp do modelowania

Podstawową metodą, pozwalającą na bezpośrednią charakteryzację wyników procesu obróbki laserowej są badania eksperymentalne. Choć prowadzą do opracowania odpowiedniego zestawu parametrów lub wyznaczenia okna procesowego, wymagają one dużego nakładu czasu i odpowiedniej ilości materiału do próbek. Ponadto, w przypadku prac eksperymentalnych dane dotyczące procesu pochodzą bądź z analizy stanu końcowego badanego elementu bądź z pomiarów wielkości procesowych i opisują wynikowe zależności tylko w pojedynczych miejscach. W przypadku przetwarzania materiałów za pomocą technologii wysokoenergetycznych działających lokalnie, np. spawania lub hartowania laserowego, wiedza nt. zależności stanu materiału (np. rozkładu ciepła wewnątrz objętości elementu) od parametrów wejściowych w całości badanej przestrzeni jest bardzo ważna. Bowiem, ze względu na brak możliwości monitorowania stanu wnętrza materiału w trakcie procesu, nie jest możliwe określenie panujących tam warunków cieplnych, które mogą znacznie odbiegać od stanu występującego na powierzchni. Podejście eksperymentalnie wiąże się również z ograniczoną możliwością analizy zależności wielofizycznych (np. wpływu zmiany stopnia absorpcyjności powierzchni wraz z jej temperaturą).

Skuteczną metodą umożliwiającą znacznie szerszą charakteryzację przebiegu procesu oraz jego rezultatów jest zastosowanie symulacji numerycznych. Modelowanie numeryczne procesów obróbki laserowej jest coraz częściej stosowanym środkiem badawczym, ze względu na możliwość redukcji czasu i kosztów badań eksperymentalnych. Doniesienia literaturowe potwierdzają możliwość modelowania numerycznego celem dokładniejszej charakteryzacji rozmaitych procesów laserowych, różniących się trybem działania wiązki i długością impulsu, wykorzystywaną mocą lasera oraz obecnością materiału dodatkowego [101,102]. Można pośród nich wyszczególnić kilka symulowanych grup procesów:

- hartowania lub odpuszczania laserowego [44,80,103,104],
- spawania i przetapiania laserowego [46,105–107],
- napawania laserowego [108–111],
- mikroobróbki: (milisekund [112], nanosekund [113], piko/femtosekund [114]).

Każdy z symulowanych procesów różni się liczbą i rodzajem zjawisk fizycznych wpływających na jego przebieg [101]. Przetapianie oraz spawanie będą wymagały uwzględnienia przepływu ciepła oraz dynamiki płynów, natomiast model napawania laserowego wymaga wzbogacenia o zależności opisujące wzrost napoiiny spowodowany dodatkowym materiałem. Proces hartowania laserowego, ze względu na zakres zachodzących w nim zjawisk obecnych w większości pozostałych procesów obróbki laserowej, może być uznany za podstawowy model obróbki, będący punktem wyjścia do symulacji procesów bardziej złożonych. Z tego względu jednak jego opracowanie powinno być jak najbardziej staranne i odpowiadające sytuacji rzeczywistej, aby nie powodowało kumulacji błędów na skutek coraz większej ilości niedokładnie opisanych, zależnych od siebie zjawisk.

Literatura przedmiotowa w zakresie symulacji numerycznych procesu hartowania laserowego koncentruje się zazwyczaj wokół zagadnienia obliczeń przemian fazowych i estymacji własności obszaru zahartowanego. Są to podstawowe i najważniejsze cechy charakteryzujące wyniki procesu hartowania. Symulacje umożliwiają również analizę parametrów pochodzących od zjawisk towarzyszących, jak np. analiza mocy spektralnej promieniowania cieplnego [115]. Jeżeli model jest poprawnie skalibrowany, na drodze dalszych badań symulacyjnych i eksperymentalnych możliwa jest estymacja własności mechanicznych uzyskanych w materiale po obróbce, np. twardości [47]. W literaturze dostępne są różne przykłady wykorzystania metodyki symulacyjnej na potrzeby

charakteryzacji i predykcji wyników procesu hartowania laserowego. W pracy [77] prowadzono badania symulacyjne hartowania laserowego stali EN95 za pomocą wiązki o rozkładzie gaussowskim wraz z predykcją kształtu strefy zahartowanej reprezentowanej przez zakres przemiany ferrytycznej i bainitycznej. W badaniach [116] analizowano na drodze symulacyjnej wpływ mocy i prędkości prowadzenia procesu na prędkość chłodzenia i powiązane z nią procesy przemian fazowych. Modelowanie numeryczne wspomagane było pomiarami termograficznymi służącymi kalibracji modelu. Wyznaczona symulacyjnie prędkość chłodzenia i powiązana z nią przemiana martenzytyczna była również podstawą pracy [117], w której dla stali DP980 analizowano końcowe naprężenia wewnętrzne będące skutkiem obróbki laserowej. W badaniach [118] symulacje hartowania laserowego z wyznaczaniem umocnionego obszaru przeprowadzono dla materiału 9HS. W badaniach tych podstawą opracowania prawidłowego modelu symulacyjnego było porównanie wyników cykli cieplnych zarejestrowanych z wykorzystaniem termopar. W pracy [46] zaprezentowano proces hartowania oraz przetapiania laserowego dla stali WCL, biorąc pod uwagę dynamikę przemian oraz zależność temperatury austenitizacji od prędkości nagrzewania. Badania przedstawione w [44] uwzględniały dwa przejazdy wiązki laserowej po powierzchni stali 42CrMo oraz brały pod uwagę efekt odpuszczania ciepłem sąsiedniego ścięgu. Prace [79,80] prezentują proces odpuszczania laserowego dla aluminium AW 6082 T6, w której prognozowano twardość na podstawie osiągniętej temperatury oraz norm odnośnie obróbki cieplnej stopów aluminium. Badania przedstawione w [104] bazowały na wiązce utworzonej z matrycy wiązek laserów diodowych, ze specjalnie wyznaczonym rozkładem mocy pochodzącym od kształtowania wiązki symulowanym układem optycznym. W pracy [119] analizowano przypadek punktowego hartowania i przetapiania impulsem laserowym stali AISI 52100 oraz określano wpływ fluencji na stopień absorpcyjności promieniowania.

Symulacje procesu hartowania prowadzone są w przeważającej większości z wykorzystaniem metody elementów skończonych (MES). Dostępne są pojedyncze prace wykorzystujące metodę różnych skończonych, jednak nie znajduje ona szerszego zastosowania [103,120]. Stosowanie metod opracowanych pod kątem symulacji przepływów (np. metody objętości skończonych), użytecznych w przypadku innych procesów obróbki laserowej (spawanie, napawanie), dla procesu hartowania jest niecelowe ze względu na brak przemieszczania materiału w czasie procesu. Najczęściej wykorzystywanymi pakietami oprogramowania są zatem dedykowane programy wykorzystujące metodę elementów skończonych: SYSWELD [46,77,116], COMSOL [79,80,118,120], ABAQUS [48,121,122] a także MSC.MARC [44,91]. Największa ilość prac prowadzona była z wykorzystaniem oprogramowania COMSOL Multiphysics. Oprogramowanie to dedykowane jest analizie zjawisk sprzężonych i charakteryzuje się zarówno prostotą opisu fizyki modelu jak również swobodnym dostępem i możliwością modyfikowania predefiniowanych równań na potrzeby bardziej szczegółowych analiz. Dodatkową cechą ułatwiającą badania jest dostęp z poziomu jednej aplikacji do wszystkich etapów prac symulacyjnych – od definiowania geometrii i warunków brzegowych, poprzez konstrukcję siatki MES aż do ustawień solwera oraz postprocessingu wyników.

Niezależnie jednak od stosowanego pakietu oprogramowania, metodyka badawcza bazująca na symulacji numerycznej procesu jest w każdym przypadku bardzo podobna. Kluczowymi zagadnieniami w obszarze modelowania numerycznego jest znajomość zjawisk fizycznych zachodzących w czasie procesu oraz ich istotności pod kątem wpływu na jego przebieg. Bardzo ważny jest również poprawny opis własności materiałowych (szczególnie termofizycznych) będących podstawą do obliczeń konkretnych wartości wynikowych (np. temperatury). Ze względu na obecny szeroki stan wiedzy w obszarze wyżej wymienionych czynników, symulacje numeryczne mogą z powodzeniem być stosowane do orientacyjnego szacowania stanu cieplnego materiału po obróbce z wybranymi parametrami.

Typowy proces modelowania numerycznego obejmuje:

- opis geometrii oraz parametrów siatki MES,
- opis warunków brzegowych:
  - modelowanie źródła ciepła,
  - modelowanie zjawisk wymiany ciepła,
- opis parametrów materiałowych,
- modelowanie przemian fazowych,
- dodatkowe założenia i walidację.

### 3.2 Modelowanie źródła ciepła – wiązki laserowej

Symulacje numeryczne procesów obróbki laserowej wymagają odpowiedniej reprezentacji źródła ciepła jakim jest wiązka laserowa. Mogą one przyjmować formę punktową, liniową, powierzchniową lub objętościową.

Modele punktowe stosowane były jako reprezentacja wiązki o bardzo małej średnicy, pomijalnie małej w stosunku do wielkości siatki MES, nie są jednak stosowane do symulacji procesu hartowania, który z założenia wymaga większych średnic wiązki, tak, aby uzyskać odpowiednią gęstość mocy na powierzchni zdolną do nagrzania lecz nie nadtopienia określonej objętości materiału [123].

Model liniowy reprezentuje rozkład mocy wzdłuż określonego odcinka wewnątrz elementu, leżącego w osi działania wiązki i stycznego do powierzchni padania wiązki. Stanowi on uproszczenie reprezentujące rozkład mocy absorbowanej w głębi elementu na skutek powstawania kanału parowego w procesie spawania głębokiego. Jest on jednak użyteczny jedynie w analizie wpływu energii spawania na strefę wpływu ciepła, ponieważ nie reprezentuje rzeczywistego rozkładu mocy bezpośrednio w miejscu obróbki [123].

Modele objętościowe stosowane są dla procesów spawania i napawania laserowego, w których występuje faza ciekła i związane z nią zmiany geometrii powierzchni, na którą pada wiązka. Stanowi ona wtedy pewną formę uproszczenia umożliwiającą reprezentację oddziaływania wiązki na innych głębokościach niż początkowy poziom powiechrzeni materiału [107,111,124].

Dla procesu hartowania laserowego, w którym energia optyczna zamieniana jest na energię cieplną w warstwie przypowierzchniowej, stosowanie modeli objętościowych lub liniowych jest niecelowe. Literatura przedmiotowa pokazuje, że do opisu źródła ciepła wykorzystywane są modele powierzchniowe, reprezentujące odpowiedni rozkład gęstości mocy promieniowania zaabsorbowanego. Modele można podzielić na trzy grupy:

- wiązki o rozkładzie Gaussowskim [119,121],
- wiązki o rozkładzie Top Hat,
- wiązki o rozkładzie swobodnym [73,125].

Rozkład wiązki o rozkładzie Gaussowskim oraz Top Hat służą do opisu rozkładu gęstości mocy dla podstawowych wiązek generowanych przez powszechnie stosowane rodzaje laserów lub nieznacznie zmodyfikowanych przez układ optyczny. Strumienie ciepła od ich oddziaływania opisane są odpowiednimi równaniami: dla rozkładu gaussowskiego (7) oraz dla rozkładu Top Hat (8).

$$\vec{q} = P_0 * \frac{1}{2\pi\sigma_{SD}^2} \exp\left(-\frac{d^2}{2\sigma_{SD}^2}\right) \quad (7)$$

gdzie  $P_0$  – początkowa moc wiązki,  $\sigma_{SD}$  – odchylenie standardowe,  $d$  – średnica wiązki



$$\vec{q} = P_0 * \begin{cases} \frac{1}{\pi r^2}, & \text{dla } d \leq r \\ 0, & \text{dla } d \geq r \end{cases} \quad (8)$$

gdzie  $r$  – promień wiązki w płaszczyźnie obróbki

W przypadku znacznego odbiegania rozkładu intensywności od odpowiadającego jednej z powyższych form, zachodzi konieczność zastosowania wiązki o rozkładzie swobodnym. Definiowana jest ona za pomocą:

- odpowiednich równań funkcji intensywności mocy w zależności od odległości od osi wiązki (dla wiązek osiowosymetrycznych),
- złożenia równań zależności intensywności w osi  $x$  oraz osi  $y$  dających pożądany rozkład intensywności (np. dla wiązki o wydłużonym rozkładzie, pochylonej pod określonym kątem lub ekwiwalentu wiązki dynamicznie oscylującej w jednej osi) [45],
- w formie opisu tabelarycznego zależności intensywności promieniowania od położenia, z interpolacją pomiędzy wartościami podanymi.

Najczęściej zależności dla wiązki o rozkładzie swobodnym pozyskiwane są z pomiarów wiązki roboczej za pomocą odpowiednich urządzeń lub na drodze symulacji numerycznej modyfikacji wiązki za pomocą układu optycznego [104].

Obok charakteryzacji zależności opisujących rozkład intensywności wiązki niezbędne jest również określenie stopnia absorpcyjności wiązki wpływającego na ostateczną wartość zaabsorbowanej energii. Może być ona określona na podstawie danych literaturowych, odpowiednich równań fizycznych, wyznaczona eksperymentalnie [126] lub na drodze symulacji parametrycznej. Obszernym źródłem informacji na temat absorpcji wiązki laserowej, przez powierzchnię chropowatych metali, jest praca doktorska autorstwa Davida Bergströma [50]. Opisuje ona podstawowe zależności stopnia absorpcyjności dla różnych rodzajów laserów oraz materiałów (stale i metale nieżelazne) a także dla różnych stanów powierzchni. Opisano w niej również podstawowe metody pomiaru współczynnika absorpcyjności. W pracy podkreślono również liniową zależność współczynnika absorpcyjności od temperatury jako odpowiedni opis dla większości zastosowań, bazując na przeanalizowanych pracach eksperymentalnych i symulacyjnych.

### 3.3 Modelowanie zjawisk wymiany ciepła

Wymiana ciepła w czasie procesu hartowania laserowego odbywa się zarówno wewnątrz elementu jak również na jego powierzchniach. Podstawowymi zjawiskami wymiany ciepła, decydującymi o rozkładzie temperatury w elemencie są przewodzenie, konwekcja i radiacja.

#### 3.3.1 Przewodzenie

Przewodzenie ciepła w ośrodku ciągłym jest opisane prawem Fouriera, które mówi, że strumień ciepła przewodzonego jest proporcjonalny do gradientu temperatury (9).

$$\vec{q} = -k\nabla T \quad (9)$$

gdzie  $\vec{q}$  – strumień ciepła,  $k$  – przewodność cieplna materiału

Podstawą modelowania przepływu ciepła wewnątrz elementu jest opis mechanizmu przewodzenia, za pomocą równania dyfuzji ciepła (tzw. ogólne równanie wymiany ciepła). Reprezentowane jest ono przez równanie różniczkowe zależnie od temperatury  $T$  (10)

$$\rho C_p \left( \vec{u}^T \nabla T + \frac{\partial T}{\partial t} \right) + \nabla^T (\hat{k} \nabla T) = Q_v \quad (10)$$

gdzie  $\rho$  – gęstość,  $C_p$  – ciepło właściwe,  $k$  – przewodność cieplna materiału. Parametry te mogą być zarówno stałe jak i zależne od temperatury.  $Q_v$  – objętościowe źródło ciepła (np. związane z egzotermicznymi reakcjami chemicznymi,  $\vec{u}$  – prędkość ruchu podłoża (wykorzystywane np. w symulacji stanu ustalonego).

Dla  $Q_v$  oraz  $\vec{u}$  równych 0 a także izotropowości wszystkich parametrów materiałowych równanie upraszcza się do formy (11)

$$\frac{\partial T}{\partial t} = \frac{k}{\rho C_p} \nabla^2 T \quad (11)$$

gdzie  $\frac{k}{\rho C_p}$  jest dyfuzyjnością cieplną materiału – podstawowym parametrem opisującym zdolność materiału do wewnętrznego przenoszenia ciepła.

### 3.3.2 Konwekcja

Konwekcja reprezentuje utratę ciepła na skutek interakcji powierzchni z otaczającym gazem, który opływając powierzchnię przejmuje część energii. Konwekcja może mieć charakter swobodny (ruch powietrza zachodzący na skutek różnicy temperatur i gęstości w warstwach leżących coraz dalej od nagrzanej powierzchni) lub wymuszony. Opisana jest prawe Newtona (12)

$$\vec{q} = h(T - T_{ot}) \quad (12)$$

gdzie  $h$  - współczynnik przyjmowania ciepła (współczynnik konwekcji),  $T_{ot}$  - temperatura gazu w otoczeniu

Na potrzeby symulacji numerycznej procesu hartowania rozróżnienie między konwekcją swobodną a wymuszoną reprezentowane jest jedynie przez wartość współczynnika konwekcji. W przypadku konwekcji swobodnej w powietrzu wartości przyjmowane są z zakresu 2,5-25  $\frac{W}{m^2 \cdot K}$ , a dla przypadku konwekcji wymuszonej z zakresu 10-500  $\frac{W}{m^2 \cdot K}$  [54,127].

### 3.3.3 Radiacja

Radiacja opisuje utratę ciepła na skutek promieniowania gorącego materiału i w praktyce obecna jest zawsze (jeżeli temperatura materiału jest większa od zera bezwzględnego). Opisana jest prawem Stefana-Boltzmann'a i reprezentowana przez równanie (13).

$$\vec{q} = \varepsilon \sigma T^4 \quad (13)$$

gdzie  $\varepsilon$  – współczynnik emisyjności materiału,  $\sigma$  – stała Stefana-Boltzmann'a.

W praktyce, w przypadku elementu w temperaturze otoczenia, wartość energii traconej na skutek radiacji jest kompensowana nagrzewaniem próbki przez jej otoczenie. Natomiast w warunkach obróbki laserowej promieniowanie termiczne może mieć istotny wkład w chłodzenie elementu. Istotny jest również współczynnik emisyjności, bezpośrednio odpowiedzialny za wielkość strumienia ciepła. Prawo Kirchoffa stwierdza, że dla ciał o znikomej transmisyjności (jak np. metale), w warunkach



równowagi cieplnej współczynniki emisyjności i absorpcyjności powierzchni danego ciała są sobie równe (14). W praktyce, zgodnie z prawem Kirchoffa odnośnie ciała szarego, współczynnik emisyjności przyjmuje się jako równy współczynnikowi absorpcyjności [128].

$$\varepsilon(\lambda, T) = \alpha(\lambda, T) \quad (14)$$

gdzie  $\lambda$  – długość fali. Współczynnik emisyjności, podobnie jak absorpcyjności, może przyjąć wartość stałą lub zależną od temperatury.

### 3.3.4 Modelowanie wymiany ciepła - podsumowanie

Powyższe sposoby wymiany ciepła opisują strumienie ciepła pojawiające się w procesie hartowania materiału. Przewodzenie dopowiedziane jest za rozkład ciepła wewnątrz elementu i opisanej jest równaniem dyfuzji ciepła. Natomiast wymiana ciepła z otoczeniem oraz absorpcja dostarczanej energii (np. pochodząca z padającego promieniowania laserowego) zachodzą na powierzchni elementu. Zatem strumień energii na powierzchni (dostarczanej lub odbieranej z elementu) opisany jest odpowiednim warunkiem brzegowym, który w ogólnej formie, uwzględniającej wszystkie elementy przyjmuje postać równania (15).

$$k \frac{\partial T}{\partial n} = \alpha I_{las} - \varepsilon \sigma T^4 - h(T - T_{ot}) \quad (15)$$

Na podstawie powyższych informacji jako kluczowe parametry służące odpowiedniemu opisowi wymiany ciepła w procesie należy wymienić: przewodność cieplną  $k$  materiału, współczynnik  $h$  przyjmowania ciepła, współczynnik absorpcyjności  $\alpha$  i współczynnik emisyjności  $\varepsilon$  materiału. Konieczne jest również podanie temperatury  $T_{ot}$  otoczenia jak również gęstości mocy promieniowania padającej na materiał wiązki laserowej  $I_{las}$ .

### 3.4 Opis parametrów termofizycznych

Do obliczeń przepływu ciepła wewnątrz elementu niezbędne jest zdefiniowanie trzech podstawowych parametrów termofizycznych: gęstości  $\rho \left[ \frac{kg}{m^3} \right]$ , pojemności cieplnej właściwej (ciepła właściwego)  $C_p \left[ \frac{J}{g \cdot K} \right]$  oraz przewodności cieplnej  $k \left[ \frac{W}{m \cdot K} \right]$ . Każdy z wymienionych parametrów może przybierać wartości stałe lub zależne od temperatury. Poprawny z punktu widzenia rzeczywistych zależności jest opis parametrów termofizycznych w funkcji temperatury, jest on również o wiele częściej stosowany w symulacjach numerycznych [47]. Opis parametrami stałymi, jako uproszczenie, może być stosowany jedynie w uzasadnionych przypadkach (np. edukacja) i w praktyce nie jest wykorzystywany. Dodatkowymi parametrami podawanymi w modelu mogą być również rozszerzalność temperaturowa  $\alpha \left[ \frac{1}{m} \right]$  oraz moduł Younga  $E [GPa]$  – stosowane są w przypadku modelowania z opisem zależności termomechanicznych, służących wyznaczeniu zmian geometrii na skutek wzrostu temperatury oraz wynikowych naprężeń wewnętrznych [117].

Istotnym elementem opisu parametrów materiałowych do symulacji obróbki laserowej stali, a szczególnie procesu hartowania, jest określenie ciepła utajonego przemiany fazowej  $H \left[ \frac{J}{g} \right]$ . Jego wartość jest stała i opisywana niezależnie od temperatury, należy jednak mieć na uwadze, że energia ta jest uwalniana proporcjonalnie do zaawansowania przemiany fazowej i rozłożona pomiędzy temperaturami  $Ac_1$  oraz  $Ac_3$ . Z tego względu konieczne jest albo opisanie dodatkowego warunku w modelu mówiącego o stopniu zachodzenia przemiany fazowej i powiązaniu go z ciepłem utajonym, albo odpowiednie zwiększenie temperaturowo zależnej pojemności cieplnej w zadanym zakresie

temperatur, które reprezentować będzie zachodzenie przemiany fazowej [120]. Drugie podejście stosowane jest ze względu na prostotę implementacji (odpowiednia modyfikacja jednego z parametrów) oraz na brak ingerencji w złożoność modelu. W przypadku przypisania przemianie fazowej dodatkowej zmiennej reprezentującej stopień zaawansowania jej przebiegu, zwiększa się ilość stopni swobody całego modelu oraz co za tym idzie czas obliczania rozwiązania numerycznego. W przypadku pełnego opisu przemian fazowych uwzględniającego zależności dyfuzyjne, stosowany jest podejście pierwsze z dodatkową zmienną.

Pozyskanie odpowiednich wartości parametrów termofizycznych materiału na potrzeby symulacji jest niezwykle istotną częścią modelowania procesu hartowania, ponieważ wpływa bezpośrednio na pole temperatur wewnątrz materiału i wszelkie powiązane zależności. Z tego względu najlepszym sposobem na ich pozyskanie są badania eksperymentalne próbek materiału przeznaczonego do badań. Jednak nie zawsze jest to możliwe. Literatura podaje kilka sposobów pozyskiwania parametrów materiałowych na potrzeby symulacji procesu hartowania:

- pomiary eksperymentalne [44],
- obliczenia na podstawie składu chemicznego z wykorzystaniem dedykowanego oprogramowania (np. ThermoCalc, JMatPro) [48,78],
- adaptacja wartości literaturowych [73,119],
- adaptacja odpowiedniego materiału z biblioteki materiałowej oprogramowania symulacyjnego [46,116].

Brak jest niestety doniesień literaturowych porównujących wpływ sposobu opisu lub różnych metod pozyskania parametrów termofizycznych na wyniki symulacji procesu hartowania.

### 3.5 Modelowanie przemian fazowych w materiale

Modelowanie przemian fazowych w materiale można na podstawie literatury przedmiotowej podzielić ze względu na złożoność na trzy rodzaje modeli:

- modele jednoparametryczne, bazujące na pojedynczej wartości krytycznej, najczęściej wartości temperatury austenizacji,
- modele dwuparametrowe, biorące pod uwagę osiągnięcie założonej temperatury oraz dodatkową zależność (np. szybkość chłodzenia lub zależność temperatury austenizacji od szybkości nagrzewania),
- modele dyfuzyjne biorące pod uwagę zależności dyfuzyjne w obliczaniu przebiegu przemian fazowych.

#### 3.5.1 Model jednoparametryczny

Modele jednoparametryczne oparte są o pojedyncze kryterium którego spełnienie uznaje się za równoważne z pojawieniem się strefy zahartowanej. Stosuje się w tym przypadku kryterium przekroczenia, w czasie nagrzewania, określonej temperatury powiązanej z procesem austenizacji [121], dobranej z zakresu pomiędzy początkiem austenizacji ( $A_{c1}$ ) a jej końcem ( $A_{c3}$ ) [48,78,91].

W praktyce dla procesu hartowania laserowego odległości między izotermami odpowiadającymi temperaturom początku i końca austenizacji są bardzo małe, więc rozróżnienie między ich zakresami w symulacji numerycznej wymaga odpowiedniego dostosowania wielkości siatki MES tak, aby możliwa była ich odpowiednia reprezentacja.

#### 3.5.2 Model dwuparametryczny

Modele dwuparametryczne uznają, że nie w każdych warunkach przekroczenie określonej temperatury austenizacji jest równoznaczne z pojawieniem się po ochłodzeniu fazy martenzytycznej.

Jej obecność nadal warunkowana jest osiągnięciem odpowiedniej temperatury na drodze nagrzewania, ale pod uwagę brane jest również inne kryterium. W ramach dostępnych rozwiązań proponowane są dwa rodzaje dodatkowych parametrów: zależność wartości temperatur austenitacji ( $Ac_1$  i  $Ac_3$ ) od szybkości nagrzewania [48,122] oraz dodatkowy warunek odpowiedniej prędkości chłodzenia [103].

W pierwszym przypadku – uzależnienia temperatur  $Ac_1$  i  $Ac_3$  od szybkości nagrzewania, korzysta się z wykresów TTA (ang. Time-Temperature-Austenitization), ukazujących zależność ich wartości od szybkości nagrzewania. Wykresy te można otrzymać na drodze eksperymentalnej (za pomocą pomiarów dylatometrycznych) lub obliczeniowo, z wykorzystaniem odpowiedniego oprogramowania (np. JMatPro). Niektóre pakiety oprogramowania symulacyjnego zawierają te zależności przypisane do powszechnie wykorzystywanych materiałów dostępnych w wewnętrznej bibliotece materiałowej (np. SYSWELD).

Dla przypadku dodatkowego warunku hartowania, opartego o odpowiednią prędkość chłodzenia, jej wartość odczytuje się w wykresach CTPc lub wyznacza eksperymentalnie. Możliwe jest również posłużenie się w tym przypadku wykresami CTPc-S (spawalniczych wykresów przemian austenitu) opisujących skład fazowy materiału i orientacyjną twardość w oparciu o czas chłodzenia od temperatury 800 °C do 500 °C. Wykresy te wykorzystywane są powszechnie przy opracowywaniu technologii spawania i służą szacowaniu twardości materiału w strefie wpływu ciepła (SWC), aby zapobiec nadmiernemu hartowaniu lub odpuszczaniu materiału. Ze względu na bardzo zbliżone charaktery i zakresy występujące w SWC, możliwa jest ich adaptacja na potrzeby procesu hartowania laserowego.

### 3.5.3 Model wieloparametryczny

Modele w tej grupie zakładają, że przemiana fazowa w trakcie hartowania laserowego przebiega w warunkach znacznie odbiegających od izotermicznych, skąd zachodzi potrzeba innego ich opisu. Modele te można również podzielić ze względu na stopień złożoności, jako z pojedynczą fazą oraz wielofazowe. Modele z pojedynczą fazą polegają na zamodelowaniu zależności dyfuzyjnej jedynie przemiany austenitycznej [44,47,73,129]. Modele z pełnym opisem przemian fazowych oparte są na wykresach CTPc lub CTPi oraz zdolne do obliczeń rezultatów przemiany austenitycznej, ferrytycznej, perlitycznej i bainitycznej [46,116,130]. Sama przemiana martenzytyczna ze względu na swój charakter opisana jest zawsze modelem bezyfuzyjnym.

Dyfuzyjne przemiany fazowe mogą być opisane różnymi modelami [131]:

- Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov
- Leblond-Devoux
- Kirkaldy-Venugopalan

Przemiana martenzytyczna opisywana jest bezdyfuzyjnym modelem Koistinen-Marburgera. Szczegółowy opis stosowanych w niniejszej pracy modeli przemian opisano w dalszej części pracy.

### 3.6 Dodatkowe założenia i walidacja

Każdy tworzony model symulacyjny zawiera pewne uproszczenia lub niedoskonałości, bez których jego opracowanie byłoby przedsięwzięciem zbyt kosztownym pod kątem czasu oraz zasobów. Uproszczenia te mogą dotyczyć geometrii elementu, warunków zewnętrznych, parametrów termofizycznych lub procesowych, wpływu i przebiegu zjawisk fizycznych.

Stosowane uproszczenia mogą dotyczyć:

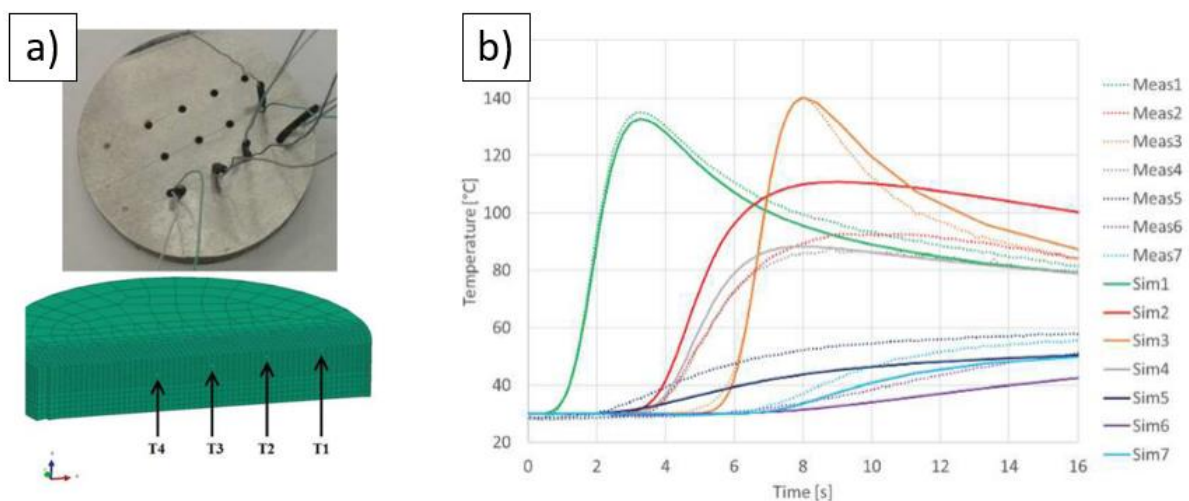
- modelowania części elementu z przyjęciem symetrii modelu względem płaszczyzny lub osi [44,119],

- modelowania prostego wycinka całkowitej geometrii skomplikowanego elementu docelowego z przyjęciem odpowiednich warunków brzegowych na granicy domeny, reprezentujących dalszą ciągłość materiału [121],
- kształtu wiązki roboczej (rozkładu intensywności mocy na materiale) [129],
- uproszczenia warunków wymiany ciepła z otoczeniem przez stałe współczynniki konwekcji i radiacji (brak lub stałe współczynniki),
- założenia braku wymiany ciepła między modelowanym elementem a oprzyrządowaniem,
- założenia stałej wartości parametrów termofizycznych (np. przewodności cieplnej, temperatury austenizacji),
- izotropowości własności materiału.

Częstym uproszczeniem w modelowaniu zjawisk obróbki laserowej, które wymaga dokładniejszej analizy jest przyjęcie stacjonarności procesu stanowiące tzw. opis Eulera. Założenie stacjonarności procesu zakłada analizę stanu w warunkach ustabilizowanych (w warunkach równowagi). Jest ono możliwe, jeżeli do analizy nie jest wymagana historia procesu a także jeżeli geometria oraz warunki prowadzenia procesu w trakcie jego przebiegu nie ulegają zmianie, jak np. hartowanie długich elementów. W takim przypadku w modelu symulacyjnym wiązka pozostaje nieruchoma a w równaniu dyfuzji ciepła (10) dodawany jest warunek przemieszczenia materiału. Sposoby walidacji wyników symulacji hartowania bazują można podzielić na dwie grupy:

- Bazujące na analizie osiągniętej temperatury
- Bazujące na wymiarach strefy umocnionej

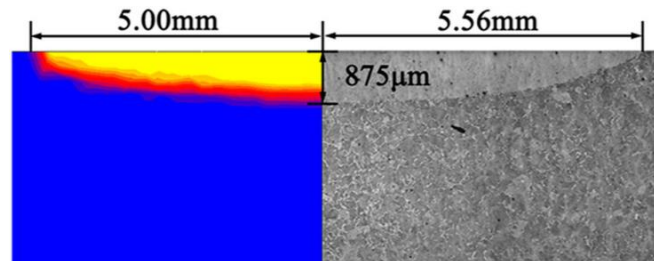
W grupie bazującej na walidacji temperaturowej w większości prac porównuje się cykle cieplne w wybranych punktach próbki zarejestrowanych za pomocą termopar z odpowiednimi wynikami przebiegów wyliczonych symulacyjnie [46,79,80,91,117,126,132] (Rys. 34). Jest to sposób umożliwiający bezpośrednie porównanie wartości zmierzonej eksperymentalnie z wartością symulacyjną. Podstawową wartością porównywaną są wartości maksymalnej temperatury w danym cyklu cieplnym. Innym sposobem jest wyznaczenie przebiegu temperatury w danym punkcie w oparciu o przebiegi pozyskane za pomocą termografii [116,118].



Rys. 34 Walidacja wyników symulacyjnych w oparciu o cykle cieplne zarejestrowane z wykorzystaniem termopar: a) lokalizacje punktów przygrzewania termopar, b) cykle cieplne zarejestrowane eksperymentalnie oraz pozyskane z symulacji [46]

Walidacja oparta o wymiary obszaru zahartowanego, w najprostszej formie (model jednoparametryczny), polega na porównaniu maksymalnej osiągniętej temperatury w symulacji (reprezentującej przejście przemiany fazowej) i zmierzonego przebiegu twardości w materiale na

określonej linii pomiarowej [121]. Zamiast określonej wartości temperatury możliwa jest również analiza składu fazowego na danej linii pomiarowej w odniesieniu do przebiegu twardości rzeczywistej [47,48,130]. Innym sposobem walidacji jest analiza podobieństwa kształtu obszaru zahartowanego wyznaczonego symulacyjnie z obrazem pochodzącym ze zglądów metalograficznych [44,48,73,77,104] (Rys. 35).



Rys. 35 Przykład walidacji wyników symulacyjnych w oparciu o porównanie z obrazem zglądu trawionego [44]

### 3.7 Podsumowanie

Większość modeli symulacyjnych procesu hartowania laserowego cechuje duży stopień podobieństwa pod kątem opisywanych zjawisk i stosowanych uproszczeń, można zatem na ich podstawie wskazać powszechnie wykorzystywane i sprawdzone rozwiązania do zastosowania w modelu podstawowym, którymi są m. in.: zbiór podstawowych zjawisk fizycznych niezbędnych do opisu, uwzględnienie zależności temperaturowej parametrów termofizycznych, zastosowanie symetrii płaszczyznowej, założenie braku wymiany ciepła z oprzyrządowaniem. Badania symulacyjne ze względu na swoją złożoność i wzajemny wpływ zachodzących zjawisk należy podzielić na określone, następujące po sobie etapy. Z uwagi na iteracyjność prac nad modelem symulacyjnym (np. z uwagi na konieczność strojenia) etapy badań powinny być zorganizowane w taki sposób, aby zapewniały:

- definicję zjawisk mających największy wpływ na wynik na samym początku modelowania,
- niezmienność zdefiniowanych uprzednio zależności na dalszych etapach prac,
- metodykę, która możliwie ograniczy konieczność modelowania zjawisk charakteryzujących się wysoką zmiennością (np. konwekcji wymuszonej),
- pozyskanie wybranych wyników końcowych z zadaną dokładnością,
- możliwość oceny ilościowej oraz jakościowej pozyskanych wyników oraz ich walidację na podstawie reprezentatywnych wartości mierzonych eksperymentalnie.

Budowę modelu symulacyjnego powinno poprzedzić odpowiednie przygotowanie bazujące na głębszej analizie przebiegu procesu. Pozwoli ono od początku nadać pracom symulacyjnym odpowiednie ramy, które pozwolą na uporządkowanie prac na dalszych etapach. Przed przystąpieniem do budowy modelu symulacyjnego powinny zostać podjęte następujące zagadnienia:

- sprecyzowanie wymagań i oczekiwanych wyników,
- określenie rodzaju symulacji (stanu ustalonego/przejdziowego),
- określenie sposobu walidacji modelu,
- definicja geometrii oraz zebranie dostępnych danych materiałowych,
- określenie zjawisk zachodzących w czasie procesu, które mają kluczowy wpływ na jego przebieg,
- definicja zakresu parametrów wejściowych obróbki.

Powyższe kwestie powinny zostać podjęte nawet w przypadku poprzedzenia prac symulacyjnych badaniami eksperymentalnymi, ponieważ niektóre z elementów (np. określenie sposobu walidacji modelu) mogą być znacznie ułatwione w przypadku odpowiedniego przeprowadzenia badań

eksperymentalnych (np. pomiar eksperymentalny temperatury charakterystycznych miejscach). Sprecyzowanie wymagań i postaci oczekiwanych wyników jest kluczowe, aby możliwe było osiągnięcie zadanego celu symulacji. W zależności od nich, badania symulacyjne mogą być prowadzone z różną wielkością kroku obliczeniowego i gęstością siatki, w trybie analizy stanu ustalonego lub przejściowego. Dokładność i ilość obliczanych zmiennych wyjściowych jest zwykle ściśle związana z czasem obliczeń i wymaganiami sprzętowymi, zatem dobór optymalnej konfiguracji pozwala na racjonalne określenie koniecznych środków i eliminuje nieefektywne wykorzystanie zasobów sprzętowych. Przed opisem modelu symulacyjnego konieczna jest również analiza sposobów walidacji modelu – np. przypadku metody porównania cykli cieplnych w wybranych miejscach, rozdzielczość symulacji (kroku obliczeniowego) powinna być równa lub dokładniejsza niż dla pomiaru temperatury, w przeciwnym razie obie zależności nie będą ze sobą porównywalne. Sposób budowy modelu może być również determinowany przez własności materiałowe – dla symulacji przebiegu przemian fazowych zadanie zbyt małej rozdzielczości obliczeń może uniemożliwić uzyskanie zbieżności w symulacji stanu ustalonego. Podobne ramy modelowania mogą zostać narzucone przez same parametry procesu – innego sposobu modelowania wymagać będzie symulacja przetapiania wiązką gaussowską a innego symulacja hartowania wiązką o rozkładzie Top Hat.

Istnieje jednak kilka aspektów modelowania, które nie są dobrze wyjaśnione lub uzasadnione, a mogą prowadzić do nieprecyzyjnych wniosków. W przypadku analizy wpływu parametrów procesowych na kształt umocnienia w większości przypadków stosowany jest jeden model predykcji obszaru umocnionego. Wyjątkiem jest praca [48] w której porównano wyniki dla przyjęcia stałej wartości temperatury austenitizacji oraz wartości zależnej od prędkości nagrzewania. Istnieje zatem potrzeba analizy wpływu wybranego modelu na otrzymywane wyniki, ponieważ brak jest informacji, czy faktycznie stosowanie zaawansowanych modeli biorących pod uwagę przemiany dyfuzyjne jest uzasadnione pod kątem efektywności i dokładności obliczeń. Kolejnym istotnym elementem, co do wartości którego brak jest często uzasadnienia jego doboru jest stopień absorpcyjności powierzchni. W wielu przypadkach przyjęte był on arbitralnie bez poparcia przyjętej wartości źródłami literaturowymi, przeprowadzonymi eksperymentami lub pomiarami weryfikującymi zasadność przyjętej wartości.

W przytoczonych pracach brak jest również analizy poprawności przyjętych parametrów materiałowych, szczególnie na podstawie literatury przedmiotowej lub obliczeń numerycznych na podstawie składu chemicznego. Stan materiału poddawanego obróbce w badaniach eksperymentalnych i jego parametry termofizyczne mogą odbiegać od deklarowanego w literaturze z uwagi na szereg procesów pośrednich, które mogą nie być uwzględniane przy wyznaczaniu obliczeniowym. Dany gatunek materiału jest również często określany na podstawie własności mechanicznych i rodzaju obróbki cieplnej, natomiast zawartości pierwiastków składowych są opisywane zakresami maksymalnymi, co w przypadku różnic w składzie stopów może mieć istotny wpływ na własności termofizyczne. Szczególny nacisk na poprawne wyznaczenie parametrów termofizycznych powinien być położony w przypadku symulacji procesu dla nowo opracowanych materiałów, dla których brak jest odniesień w literaturze lub które poddawane są wieloetapowej obróbce przed końcowym procesem hartowania. Zarówno główne parametry termofizyczne (dyfuzyjność cieplna) jak i stopień absorpcyjności powierzchni mają bezpośredni wpływ na obliczone pole temperatur. Istnieje zatem obawa, że w przypadku braku weryfikacji ich poprawności, oba parametry mogą być niezgodne z wartościami rzeczywistymi lecz i tak skutkować w wyniku obliczeń otrzymaniem zgodnych cykli cieplnych. Walidacja modeli oparta na takich założeniach może zatem prowadzić do błędnych analiz nt. procesu hartowania, które oparte byłyby o wyniki symulacji numerycznych.

Symulacja procesu hartowania laserowego, która ma na celu wyznaczenie obszaru umocnienia materiału wymaga obliczeń stanów przejściowych. Możliwość analizy stanu materiału w różnych momentach procesu jest niezbędna do wyznaczenia czasu i prędkości chłodzenia wewnątrz elementu, które są bezpośrednio powiązane z zachodzeniem przemian fazowych. W przypadku planowania analizy porównawczej sposobów modelowania umocnienia, prace symulacyjne należy podzielić na dwie części: budowę modelu przepływu ciepła oraz rozszerzenie go o modelowanie powstawania umocnienia. Obie części powinny być walidowane oddzielnie. Dla modelu przepływu ciepła najbardziej korzystnym sposobem potwierdzenia zgodności z eksperymentem jest odwzorowanie cykli cieplnych uzyskanych w czasie badań eksperymentalnych za pomocą pomiarów termoparowych. Wykorzystanie danych z badań termograficznych (pirometr lub kamera termowizyjna) wiąże się z koniecznością dodatkowej kalibracji, ponieważ wymaga przetworzenia sygnału mierzonego na informację temperaturową. Walidacja wyników szacowania kształtu obszaru umocnienia bazuje na pomiarach twardości, które reprezentują rzeczywisty stopień umocnienia. Wykorzystanie w tym celu zgródów metalograficznych z uwagi na zależność obrazu od sposobu trawienia nie gwarantuje poprawności identyfikacji obszaru umocnionego i przejściowego.

W modelu przepływu ciepła niektóre dane wejściowe, jak np. współczynnik konwekcji i absorpcyjności, wymagają dostrojenia. Proces ten oparty jest o porównanie wyników symulacyjnych z pomiarami temperatury z wykorzystaniem termopar. Budowa modelu powinna zatem uwzględniać punkty przygrzania termopar oraz umożliwiać zapis obliczanych wartości z wymaganą dokładnością. Również siatka elementów skończonych powinna uwzględniać węzły w miejscach wirtualnych termopar oraz odpowiednią gęstość siatki w ich obszarze.



## 4. Stal średniomanganowa wytwarzana generatywnie

### 4.1 Stale AHSS i ich podstawowe własności

Materiał użyty w ramach niniejszych badań jest eksperymentalną stalą średniomanganowej wytworzoną w technologii LPBF oraz poddaną dodatkowej poprocesowej obróbce cieplnej. Stale średniomanganowe należą do trzeciej generacji tzw. stali AHSS (Advanced High Strength Steel), znajdującej coraz szersze zainteresowanie w przemyśle motoryzacyjnym. Stale AHSS są głównie stalami o wielofazowej mikrostrukturze, która zawiera jedną lub więcej faz oprócz ferrytu, perlitu lub cementytu – np. martenzyt, bainit lub austenit szczątkowy. Odpowiednie ilości dodatkowych faz skutkują uzyskaniem przez materiał unikalnych właściwości mechanicznych. Niektóre stale AHSS charakteryzują się wyższą podatnością na umocnienie odkształceniowe, co w zestawieniu z lepszymi proporcjami między wytrzymałością i plastycznością niż w stalach konwencjonalnych predysponuje je do zastosowań w aplikacjach energochłonnych [133].

Grupa stali AHSS obejmuje stale martenzytyczne oraz stale wielofazowe o minimalnej wytrzymałości na rozciąganie wynoszącej co najmniej 440 MPa. Stale o bardzo wysokiej wytrzymałości na rozciąganie są niekiedy określane jako stale o ultra wysokiej wytrzymałości (UHSS). Nie ma ogólnie przyjętego rozgraniczenia – określenia AHSS i UHSS dotyczą wyłącznie terminologii, nie są to odrębnymi grupami, jednak zwyczajowo rozgraniczenie między nimi zaczyna się przy wytrzymałości na rozciąganie powyżej wartości 1000 MPa. Grupę stali AHSS pierwszej i drugiej generacji można podzielić na kilka głównych rodzajów:

- stale DP (Dual Phase - dwufazowe),
- stale CP (Complex Phase – ze złożoną strukturą fazową),
- stale TRIP (Transformation Induced Plasticity - o plastyczności indukowanej transformacją),
- stale TWIP (Twinning Induced Plasticity - o plastyczności indukowanej bliźniakowaniem),
- stale MART (martenzytyczne).

Stale AHSS trzeciej generacji to stale wielofazowe opracowane na podstawie poprzednich generacji, które mają na celu uzyskanie lepszej odkształcalności. Zazwyczaj podstawą ich opracowania jest utrzymanie austenitu w osnowie bainitycznej lub martenzytycznej oraz w niektórych przypadkach pewnej ilości ferrytu lub wydzielen w odpowiednich proporcjach i rozkładzie. Wzrost ich zastosowania w przemyśle wynika z możliwości redukcji grubości blach karoseryjnych przy jednoczesnym polepszeniu właściwości mechanicznych konstrukcji w porównaniu ze stalami konwencjonalnymi. Stosowanie stali AHSS umożliwia zmniejszenie masy konstrukcji a także mniejsze zużycie energii w procesie jej wytwarzania. Istotną ich zaletą jest również umiarkowana cena, która wynika ze stosunkowo małej liczby dodatków stopowych.

### 4.2 Stale średniomanganowe

Mangan jako dodatek stopowy jest powszechnie stosowanym składnikiem różnych gatunków stali, mającym na celu zatrzymanie w strukturze austenitu. Odpowiednim przykładem tego rodzaju wykorzystania manganu są tzw. stale Hadfielda, będące stalami wysokomanganowymi, w których faza austenitu jest ustabilizowana za pomocą znacznych ilości manganu oraz odpowiedniej ilości węgla. Ich główną cechą jest trudnośćieralność uzyskiwana dzięki przemianie martenzytycznej zachodzącej w warunkach odkształcania. Innym rodzajem mechanizmu umocnienia możliwym do osiągnięcia dzięki dodatkowi manganu jest bliźniakowanie. Bazują na nim stale o wysokiej zawartości tego pierwiastka, nazywane TWIP (twinning-induced plasticity). Charakteryzują się one doskonałą równowagą między wytrzymałością a plastycznością porównaniu do stali dwufazowych i stali TRIP. Na ich skład chemiczny składa odpowiednia zawartość manganu z umiarkowaną ilością aluminium i krzemu, dzięki którym



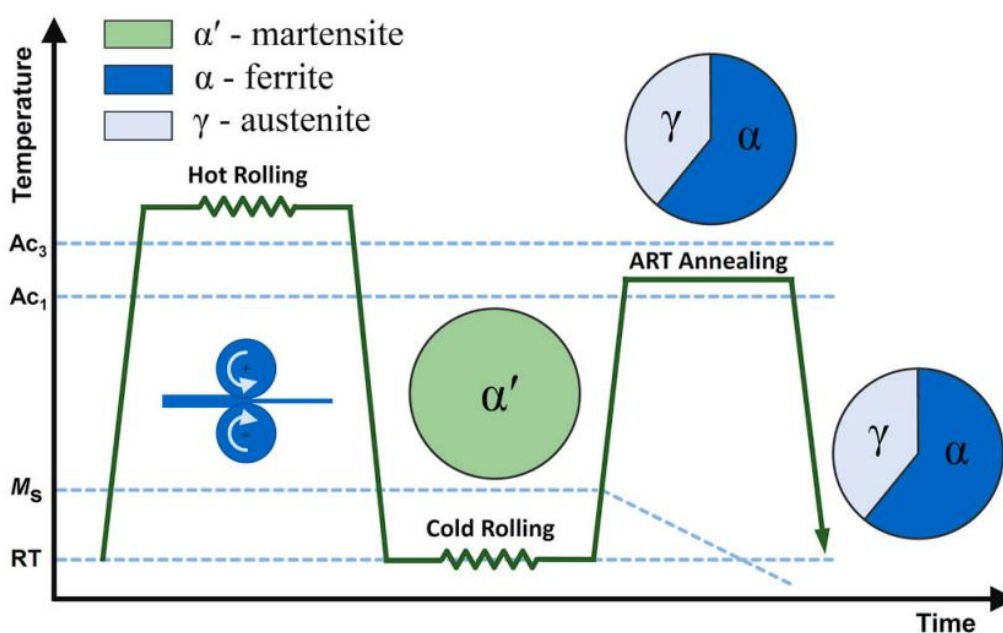
energia potrzebna do rozpoczęcia przemiany jest kontrolowana w taki sposób, aby w pierwszej kolejności podczas pracy na zimno uaktywniał się mechanizm bliźniakowania [134].

Mangan jest jednak względnie drogim składnikiem stali jakościowych i należy znaleźć kompromis między korzystnymi właściwościami wytrzymałościowymi oraz plastycznymi a kosztami związanymi z wysoką zawartością tego pierwiastka [135]. W tym celu wraz z redukcją ilości manganu korzystne efekty związane z jego obecnością można osiągnąć dzięki odpowiednio dobranej obróbce cieplnej oraz innym procesom technologicznym.

Stale o średniej zawartości manganu stanowią ważną kategorię stopów w trzeciej generacji stali AHSS. Charakteryzują się one zawartością manganu z zakresu  $3\pm 12\%$  oraz znaczną ilością składników mikrostruktury i obecnych faz [145–147]. Ich struktura umożliwia połączenie wysokiej wytrzymałości ze względnie wysokim wydłużeniem całkowitym. Są wytwarzane z zastosowaniem procesu wyżarzania międzykrytycznego, który skutkuje otrzymaniem złożonej, wielofazowej mikrostruktury. Zazwyczaj w jej skład wchodzi kilka faz, spośród których należy wymienić m.in. różne rodzaje austenitu (reszkowy, wtórny, przemieniony), ferryt, martenzyt, oraz w niektórych przypadkach również ferryt delta. To właśnie różne rodzaje austenitu mają największy wpływ na wzrost ciągliwości w stalach średniomanganowych [144]. Dzięki nim możliwa jest akumulacja dużej ilości dyslokacji oraz zachodzenie efektu TRIP lub nawet TWIP. Zmniejszenie zawartości manganu wiąże się jednak ze wzrostem temperatury  $M_s$  (martenzyt start), dlatego stal średniomanganowa nie wykazuje w temperaturze otoczenia struktury w pełni austenitycznej [62].

#### 4.3 Materiał StaVari

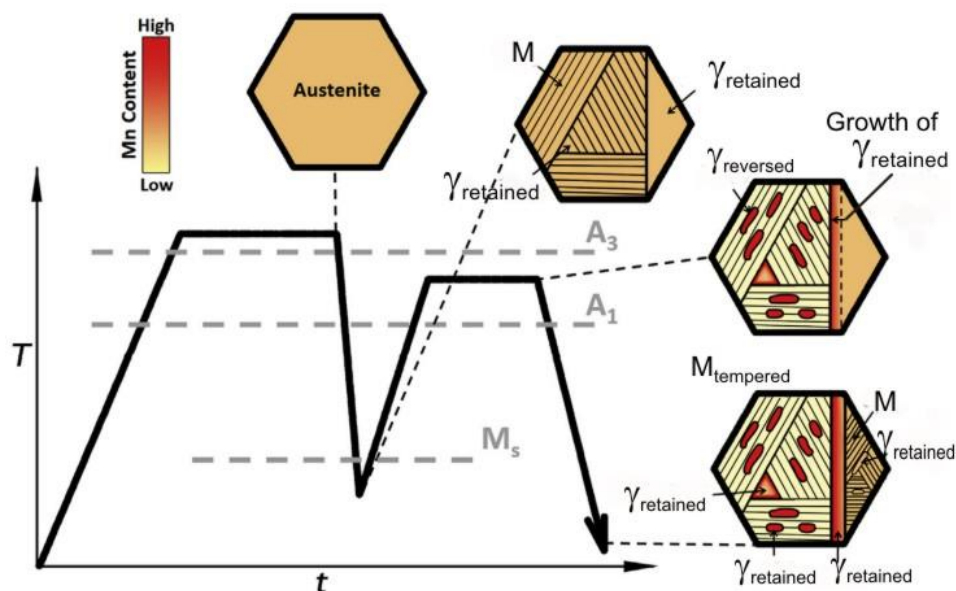
W niniejszej pracy rozpatrywano materiał eksperymentalny StaVari, możliwy do zakwalifikowania do grupy stali niskowęglowych o średniej zawartości manganu. Stale te swoje charakterystyczne właściwości (wytrzymałość na rozciąganie do ok. 1150 MPa oraz wydłużenie względne do ok. 30 %) uzyskują na drodze wyżarzania między krytycznego (nagrania po hartowaniu i utrzymaniu w temp.  $A_1 < T < A_3$ ) [136].



Rys. 36 Schemat podstawowej obróbki cieplnej w czasie konwekcyjnego wytwarzania stali średniomanganowych [136]

W czasie wyżarzania międzykrytycznego w materiale uprzednio zahartowanym zachodzi przemiana martenzytu w austenit po której uzyskuje się strukturę złożoną z austenitu oraz ferrytu i/lub martenzytu (Rys. 36). Wysoką wytrzymałość połączoną z plastycznością materiał zawdzięcza głównie efektowi TRIP, który polega na przemianie austenitu w martenzyt podczas odkształcania na zimno. Odpowiednia zawartość manganu i węgla w stali determinuje główny mechanizm odkształcania: TRIP, TWIP lub wspólnie TRIP+TWIP.

Aby utrzymać w strukturze ziarna austenitu, konieczne jest jego nasycenie manganem i węglem, ponieważ pierwiastki te zapewnią mu stabilność podczas chłodzenia z zakresu międzykrytycznego i sprawią, że pozostanie on w strukturze po zakończeniu chłodzenia. Kluczem procesu nasycania tymi pierwiastkami w czasie obróbki cieplnej jest zapewnienie licznych miejsc zarodkowania austenitu. Przyczyną dyfuzji manganu i węgla do austenitu w czasie wyżarzania jest ich większa rozpuszczalność w austenicie niż w ferrycie. Duże obszary austenitu pozostałego po procesie hartowania są niepożądane, ponieważ nasycenie Mn i C odbywa się poprzez dyfuzję tych pierwiastków z sąsiednich obszarów martenzytu i zachodzi najsilniej na granicach ziaren [137]. Im ziarno austenitu będzie większe, tym bardziej w jego wnętrzu ilość przedyfundowanych pierwiastków będzie zbyt mała, aby zapewnić mu stabilność (Rys. 37).



Rys. 37 Przebieg obróbki cieplnej stali średniomanganowej o drobnoziarnistej strukturze [137]

Zatem istotą obróbki cieplnej w przypadku stali średniomanganowej jest przede wszystkim zahartowanie struktury w pierwszym etapie na drobnolistwowy martenzyt z niewielkim udziałem austenitu szczątkowego. W konwencjonalnie wytwarzanym materiale jest to uzyskiwane na drodze walcowania na gorąco oraz na zimno, ponieważ procesy te rozdrabniają mikrostrukturę. Materiał stosowany w ramach niniejszej pracy bezpośrednio po procesie LPBF znajduje się w stanie zahartowanym, w związku z czym jego strukturę po porcesie wytwórczym stanowi już drobnolistwowy martenzyt. Zatem pierwszy etap obróbki dla stali średniomanganowych, polegający na uzyskaniu drobnoziarnistej struktury martenzytycznej, może zostać uznany za osiągnięty. Poprocesowa obróbka cieplna materiału StaVari ogranicza się zatem do jednego zabiegu. Zgodnie z wytycznymi otrzymanymi od projektantów materiałowych oraz wynikami publikacji [138] próbki należy poddać jednostopniowej obróbce cieplnej polegającej na wygrzaniu ich w piecu w 670° C przez 1 godzinę oraz chłodzeniu argonem.

#### 4.4 Obróbka laserowa stali średniomanganowych

Obróbka laserowa stali średniomanganowych jest jednym ze stosunkowo nowych osiągnięć technologicznych. Dotychczas nie odnotowano doniesień literaturowych dotyczących procesu hartowania laserowego tych stali, jednak informacje na temat ich właściwości po obróbce cieplnej można pozyskać z prac badawczych dotyczących technologii spawania. W pracach [139] oraz [140] badano właściwości mechaniczne spawanych laserowo złączy ze stali Fe-0,15C-10Mn-1,5Al, natomiast praca [141] dotyczyła stali 0,1C-5Mn i analizowano w niej zmiany zachodzące w różnych obszarach SWC. Badania przedstawione w [142] analizowały wyniki spawania laserowego złącza różnoimiennej stali średniomanganowej o zawartości 8 % Mn wytworzonej generatywnie ze stalą HCT780X.

Cykle cieplne uzyskiwane w procesie spawania w SWC odpowiadają warunkom cieplnym uzyskiwanym w czasie procesu hartowania laserowego. Ich analiza może pomóc w predykcji potencjalnych zmian materiałowych w procesie laserowym. Na podstawie analizy przytoczonych prac i ich wyników dotyczących obszaru SWC, można sformułować następujące twierdzenia:

1. W każdym przypadku, w wyniku oddziaływania ciepła procesu spawania, w strefie wpływu ciepła materiał ulega umocnieniu – jego twardość wzrasta w stosunku do materiału bazowego.
2. Umocnienie jest spowodowane uzyskaniem struktury martenzytycznej w wyniku szybkiego chłodzenia.
3. Zawartość austenitu szczątkowego może ulegać znacznej zmianie.
4. Nie zaobserwowano wyraźnej strefy odpuszczonej (zmiękczonej).

#### 4.5 Technologia LPBF generatywnego wytwarzania elementów stalowych

Opisane prace badawcze koncentrowały się na materiałach wytwarzanych konwencjonalnie z jednym tylko doniesieniem na temat materiału wytwarzanego generatywnie. Przewiduje się jednak znaczny wzrost zainteresowania technologiami generatywnymi w obszarze wykorzystania stopów eksperymentalnych. Technologie te dają możliwość wytwarzania złożonych, cienkościennych elementów, które są powszechnie stosowane w przemyśle motoryzacyjnym i mogą być szczególnie przydatne w obszarze prototypowania. W obszarze tym istnieje wysokie zapotrzebowanie na sposoby względnie niskokosztowej produkcji jednostkowej dostosowanej do produkcji wielu wariantów elementów testowych. Obecność trendu stosowania elementów wytworzonych generatywnie w konstrukcjach samochodowych opisano w pracy [143], gdzie zwrócono szczególną uwagę na użyteczność technologii generatywnych ze względu na możliwość wytwarzania zmiennej grubości (powiązanej ze sztywnością elementu) a skalowalność i możliwość optymalizacji topologicznej wytwarzanych struktur. Praktycznym przykładem zastosowania technologii generatywnych w elementach konstrukcji samochodowych jest praca [9] w której przedstawiono elementy łącznikowe w ramie samochodowej wytwarzane w technologii LPBF, które zostały poddane optymalizacji topologicznej celem dostosowania do przenoszonego obciążenia.

Jedną z najbardziej obiecujących i rozwijających się technologii generatywnych jest technologia Laser Powder Bed Fusion (LPBF). Technologia ta polega na przetapianiu wiązką lasera kolejnych warstw proszku w taki sposób, aby przetopione w warstwie proszku kształty odpowiadały kolejnym przekrojom poprzecznym docelowej geometrii. Technologia ta została kompleksowo opisana w pracach [144] oraz [145]. Strukturę materiału można opisać jako połączone ze sobą ścieżki przetopów laserowych. Dzięki tej strategii wytwórczej lity materiał ma strukturę wyjściową materiału odlewane w mikroskali – rzędu ułamków milimetra, zależnie od średnicy wiązki roboczej. Skutkuje to otrzymaniem bardzo drobnoziarnistej struktury o zwykle wyższych własnościach wytrzymałościowych niż w przypadku materiału o tym samym składzie chemicznym wytwarzanego w sposób konwencjonalny. Technologia ta niesie jednak za sobą ryzyko związane ze znacznymi

odkształceniami termicznymi oraz naprężeniami wewnętrznymi (nierównomierne nagrzanie całej struktury w trakcie wytwarzania), które wymusza obowiązkowe przeprowadzenie poprocesowej obróbki cieplnej poprzez odpuszczanie oraz, w razie potrzeby, inne rodzaje objętościowej obróbki cieplnej (np. wyżarzanie międzykrytyczne). Dla materiału będącego przedmiotem niniejszej pracy proces wytwarzania opracowano i przedstawiono w pracy [138].

Obróbka poprocesowa, obok samych parametrów procesu LPBF, stanowi integralną część procesu wytwórczego elementów wytwarzanych generatywnie, gdyż własności mechaniczne materiału gotowego elementu będą bezpośrednio od niej zależne [146]. O ile niektóre własności użytkowe można zmodyfikować cechami wyrobu (np. lokalną sztywność zwiększyć za pomocą zwiększenia grubości ścianki wyrobu), własności materiałowe modyfikowalne są jedynie za pomocą obróbki cieplnej. Oprócz obróbki globalnej elementu, będącej standardową procedurą wytwórczą, możliwe jest zastosowanie specjalnie dedykowanej obróbki poprocesowej mającej na celu uzyskanie unikalnych własności. Przykładem takiego procesu może być praca [147] w której za pomocą specjalnej procedury nagrzewania i chłodzenia podłużnego elementu wytworzonego w technologii LPBF uzyskiwano strukturę kierunkową oraz kontrolowano wielkość ziarna.

## 5. Cele i plan badań

### 5.1 Zadania badawcze

Na podstawie przeprowadzonego przeglądu literaturowego pod kątem postawionego celu badawczego (patrz rozdział 1.3) dotyczącego procesu hartowania laserowego, metodyki jego modelowania w symulacji numerycznej oraz charakterystyki obrabianego materiału wytworzonego generatywnie sformułowano następujące wnioski:

1. Standardową obróbką cieplną stali średniomanganowych jest wyżarzanie międzykrytyczne, w wyniku którego stale te posiadają bazową strukturę złożoną z wysokoodpuszczonego martenzytu oraz austenitu. W wyniku miejscowego powtórnego nagrzania powyżej temperatury pełnej austenizacji i szybkiego chłodzenia uzyskują strukturę w pełni martenzytyczną. Zachowują wąską strefę przejściową liniowego spadku twardości między materiałem bazowym a obszarem zahartowanym oraz nie wykazują obecności strefy odpuszczonej. Sugeruje to ich wysoką podatność na tworzenie lokalnie umocnionego obszaru na drodze hartowania laserowego.
2. Z uwagi na odmienne składy fazowe materiału podczas jego nagrzewania oraz w czasie chłodzenia, będzie on charakteryzował się różnymi wartościami dyfuzyjności cieplnej w stanie bazowym oraz w czasie chłodzenia z temperatury przejścia fazowego.
3. Realizacja procesu technologicznego hartowania laserowego z użyciem wiązki oscylującej daje najszersze możliwości elastycznej modyfikacji rozkładu gęstości mocy padającej na materiał z uwagi na swobodne kształtowanie trajektorii i chwilowej mocy wiązki powtarzane cyklicznie z wysoką częstotliwością.
4. Charakteryzacja kształtu strefy umocnionej na drodze badań eksperymentalnych ogranicza się do punktowych pomiarów twardości lub zglądów metalograficznych na wybranych przekrojach i jest procesem czasochłonnym. W istotny sposób ogranicza to możliwość kompleksowej oceny geometrii strefy zahartowanej na potrzeby umacniania elementów cienkościennych.
5. Symulacje numeryczne są użytecznym narzędziem poszerzania wiedzy na temat przebiegu procesu hartowania laserowego oraz jego rezultatów, zawsze jednak wiążą się z koniecznością przeprowadzenia eksperymentów walidacyjnych oraz bardzo często eksperymentów podstawowych (zapewniających dane wejściowe do symulacji). Odpowiednie przeprowadzenie eksperymentów podstawowych może być podstawą do późniejszej walidacji modelu.
6. Badania eksperymentalne oraz symulacyjne, prezentowane w literaturze przedmiotowej prowadzone są na powszechnie dostępnych materiałach, o znanych własnościach termofizycznych. Większość prac dotyczy hartowania elementów o znacznej grubości. Brak jest kompleksowego opisu postępowania w przypadku wykorzystania materiałów eksperymentalnych oraz hartowania elementów cienkościennych na pełną głębokość.
7. Dane materiałowe na potrzeby symulacji numerycznych pozyskiwane są z różnych źródeł: z literatury, z bibliotek materiałowych, symulacji bazującej na składzie chemicznym lub są wyznaczone eksperymentalnie. Również współczynnik absorpcyjności przyjmowany jest często arbitralnie, bez uzasadnienia odpowiednimi badaniami lub źródłami. Oba te elementy są podstawowymi danymi wejściowymi do symulacji, wpływającymi na pole temperatur w materiale, zatem użycie ich odpowiednich wartości powinno zostać należycie uzasadnione.
8. Symulacyjne analizy wpływu parametrów procesowych na kształt umocnienia są w większości oparte o pojedynczy model predykcji powstawania obszaru umocnionego. Kryteria przemian są zróżnicowane pomiędzy doniesieniami literaturowymi te różnią się między sobą pod kątem uwzględnianych zjawisk i złożoności. W jednym przypadku [48] porównywano dwa różne

modele predykcji umocnienia wskazując na zasadność uwzględnienia szybkości nagrzewania przy określaniu temperatury przemiany. Dla nowo opracowanego materiału istnieje zatem potrzeba porównania efektywności różnych modeli przemian materiałowych celem określenia odpowiedniej metody jego charakteryzacji.

9. Wieloparametryczny model predykcji obszaru umocnionego, oparty o zależności dyfuzyjne opisane wykresem CTPc, bazuje na predefiniowanych opisach przemian lub na zależnościach będących wewnętrzną biblioteką materiałową oprogramowania symulacyjnego. Brak jest wytycznych n.t sposobu implementacji w symulacji modelu przemian opisanych wykresem CTPc na potrzeby nowo opracowanych materiałów.
10. Wyniki prac badawczych dotyczące możliwości symulacji procesu hartowania skupiają się na zgodności wyznaczonej strefy przemian fazowych z wybranym, pojedynczym przebiegiem pomiaru twardości lub obrazem ze zglądu metalograficznego. Wyniki te charakteryzują się zbyt niską szczegółowością, by mogły być wykorzystane jako dane opisujące kształt obszaru umocnionego na potrzeby symulacji dynamiki nieliniowej.
11. Większość doniesień literaturowych dotyczących symulacji numerycznej procesu hartowania laserowego dotyczy obróbki wiązką punktową. W przypadku korzystania z wiązki dynamicznie oscylującej, niezbędne jest, aby w symulacji numerycznej procesu reprezentowana była ona za pomocą liniowego rozkładu ekwiwalentnego.

**Celem niniejszej pracy jest symulacyjne scharakteryzowanie strefy przemian materiałowych reprezentujących umocnienie w eksperymentalnej stali przetwarzanej generatywnie (StaVari) na użytek opracowania sposobu lokalnego umacniania za pomocą hartowania laserowego.**

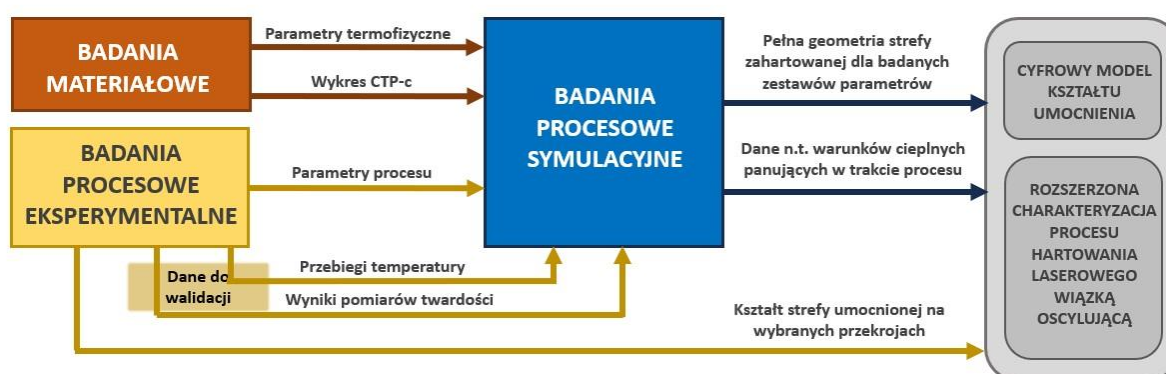
Zestawiając powyższy cel pracy z wnioskami z analizy literaturowej sformułowano następujące zadania badawcze:

1. Wyznaczenie własności termofizycznych materiału StaVari na drodze obliczeń numerycznych oraz na podstawie badań eksperymentalnych wraz z oceną ich stosowności do badań numerycznych.
2. Opracowanie stanowiska badawczego na potrzeby realizacji procesu hartowania laserowego wraz z pomiarami charakterystycznych cykli cieplnych umożliwiającymi walidację symulacyjnego modelu przepływu ciepła.
3. Opracowanie zakresu parametrów technologicznych procesu hartowania laserowego wiązką oscylującą umożliwiającymi otrzymanie strefy umocnionej na pełną głębokość materiału dla cienkościennego elementu ze stali średniomanganowej wytworzonego generatywnie.
4. Wyznaczenie własności mechanicznych strefy umocnionej oraz rozkładu twardości umożliwiającymi określenie stref pełnego i częściowego umocnienia na potrzeby walidacji symulacyjnych modeli umocnienia materiału.
5. Opracowanie numerycznego modelu przepływu ciepła badanego procesu hartowania oraz jego walidacja eksperymentalna.
6. Wyznaczenie liniowego rozkładu intensywności promieniowania ekwiwalentnego dla zastosowanej wiązki oscylującej na użytek symulacji numerycznej oraz wykazanie jego stosowności.
7. Określenie stopnia absorpcyjności powierzchni z uwzględnieniem zależności temperaturowej
8. Opracowanie trzech modeli umocnienia materiału (pełnego oraz częściowego) różniących się stopniem złożoności oraz opis sposobu ich definiowania (ze szczególnym uwzględnieniem modelu wieloparametrycznego opartego o wykres CTPc).
9. Ocena wyników predykcji obszaru zmodyfikowanego oraz Wybór najkorzystniejszego modelu umocnienia w oparciu o porównanie z wynikami pomiarów twardości.



## 10. Poszerzenie charakteryzacji rezultatów hartowania laserowego w oparciu o wybrany model obliczeń kształtu umocnienia.

Niniejsza praca łączy w sobie zarówno elementy badań technologicznych obróbki laserowej materiałów przetwarzanych generatywnie jak również metodyki modelowania numerycznego pozwalającej na wyznaczanie zakresu przemian fazowych zachodzących w obrabianych materiałach. Zakres tematyczny pracy można podzielić na trzy grupy: badania materiałowe - dotyczące charakteryzacji eksperymentalnego stopu stali średniomanganowej, badania procesowe eksperymentalne nad opracowaniem technologii hartowania laserowego oraz badania procesowe symulacje - dotyczące numerycznego modelowania procesu laserowego hartowania. Każde z zagadnień opisano w osobnym rozdziale tematycznym. Na początku każdego rozdziału postawiono pytania poznawcze. Odpowiedzi, opracowane i omawiane w ramach rozdziału, zamieszczono we wnioskach. Uproszczony schemat prac przedstawiono na Rys. 38.



Rys. 38 Uproszczony schemat prac prowadzonych w ramach zagadnienia badawczego

## 5.2 Szczegółowy plan badawczy

### 5.2.1 Badania materiałowe



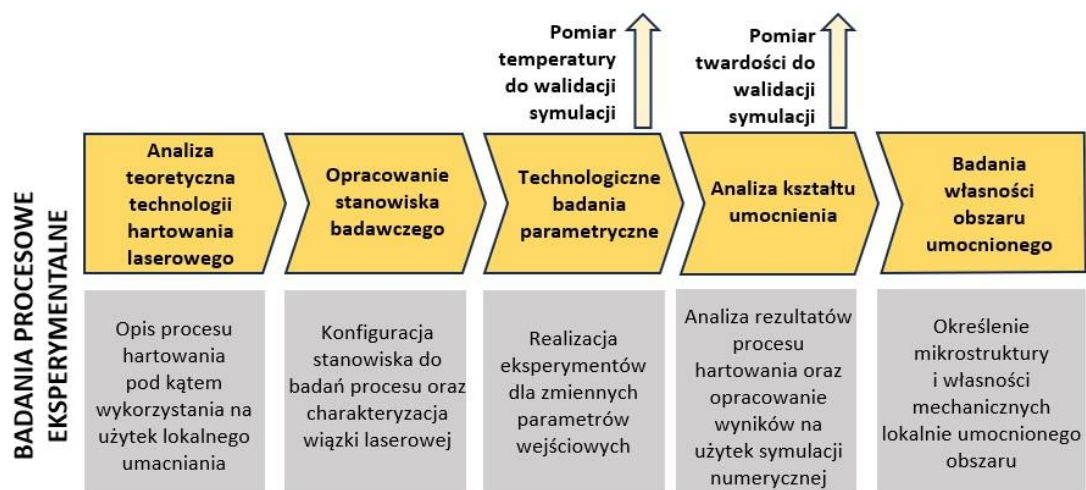
Rys. 39 Szczegółowy schemat prac dot. charakteryzacji materiałowej

Podstawę badań dotyczących charakteryzacji materiałowej eksperymentalnego stopu stali średniomanganowej StaVari stanowi przegląd literatury odnośnie zjawisk zachodzących w stalach w czasie ich obróbki cieplnej ze szczególnym uwzględnieniem klasy stopów będących przedmiotem niniejszej pracy. Kolejny etap prac stanowi eksperymentalne wyznaczenie składu chemicznego oraz własności mechanicznych stopu w stanie wejściowym (przed procesem hartowania). W następnej kolejności wyznaczono jego własności termofizyczne na drodze obliczeniowej (na podstawie składu chemicznego) jak również eksperymentalnie. Ich wynikiem są charakterystyki temperaturowe



pożądanych własności w zakresie temperatur występujących w czasie hartowania. Obie metody wyznaczania parametrów termofizycznych obecne są w literaturze przedmiotowej, przeprowadzono więc porównanie otrzymywanych za ich pomocą wyników pod kątem zasadności wykorzystania ich w symulacji procesu hartowania laserowego. Przeprowadzono również analizę współczynnika absorpcyjności powierzchni na podstawie badań mocy wiązki rozproszonej.

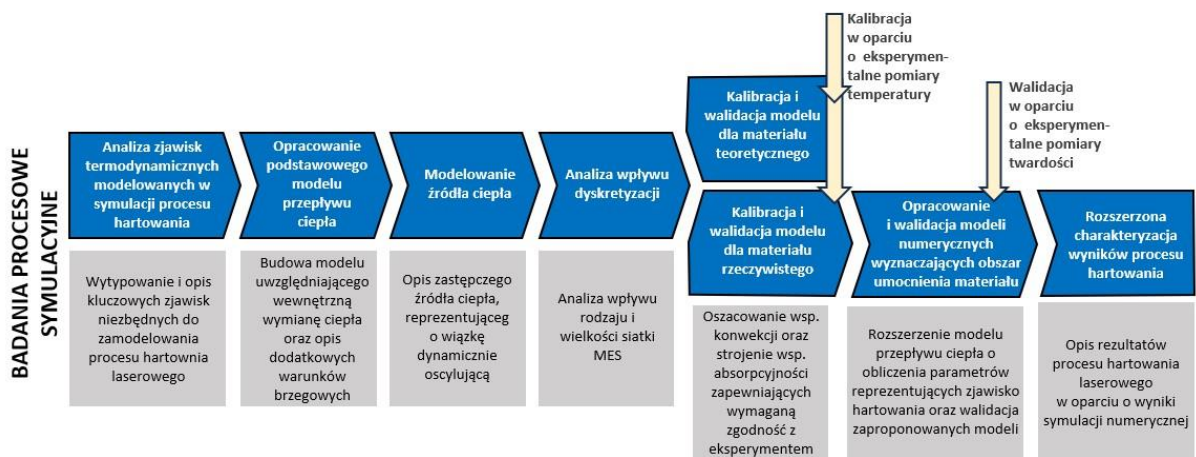
### 5.2.2 *Badania procesowe eksperymentalne*



Rys. 40 Szczegółowy schemat eksperymentalnych badań procesowych

W początkowej fazie pracy badawczej nad technologią hartowania laserowego przeprowadzono studia literaturowe których wynikiem był szczegółowy opis zagadnienia laserowej obróbki cieplnej poprzez klasyfikację, analizę oraz ocenę zjawisk występujących podczas procesu a także metod pomiaru temperatury w procesie. Na tej podstawie opracowano plan badań nad procesem hartowania laserowego umożliwiającą poprawną realizację eksperymentów technologicznych. Skonfigurowano stanowisko umożliwiające realizację procesu hartowania w zakresie wykorzystywanych parametrów oraz przeprowadzono pomiar parametrów wiązki roboczej. Na opracowanym stanowisku zrealizowano eksperymenty technologiczne oraz scharakteryzowano wyniki obróbki laserowej pod kątem mikrostruktury i rozkładów twardości na wybranych przekrojach. Na podstawie analizy wyników procesu określono najlepsze parametry technologii hartowania laserowego elementów z nowatorskiej stali średniomanganowej wytworzonej w technologii LPBF. Dla procesu z wybranymi parametrami przeprowadzono badania własności wytrzymałościowych obszaru umocnionego. Zrealizowano również pomiary cykli cieplnych oraz pomiary twardości na wybranych przekrojach, będące podstawą późniejszej walidacji modeli symulacyjnych.

### 5.2.3 Badania procesowe symulacyjne



Rys. 41 Poglądowy schemat symulacyjnych badań procesowych

W badaniach symulacyjnych dokonano przeglądu sposobów modelowania kluczowych zjawisk zachodzących w procesie oraz przedstawiono metodykę prowadzenia badań symulacyjnych nad procesem hartowania laserowego. Przedawniono budowę modelu przepływu ciepła oraz sposób opisu symulacyjnego wykorzystywanego źródła ciepła. Istotną częścią prac jest wyznaczenie ekwiwalentnego rozkładu wiązki liniowej oraz autorski opis walidacji zastępczego źródła ciepła w oparciu o obliczone przebiegi cykli cieplnych, które to elementy umożliwiają analizę symulacyjną procesu przeprowadzanego z wykorzystaniem dynamicznie oscylującej wiązki. Badania numeryczne zweryfikowano pod kątem wrażliwości na zakłócenia procesowe oraz dyskretyzację w procesie modelowania MES. W dalszej kolejności przeprowadzono kalibrację współczynnika absorpcyjności oraz walidację modelu przepływu ciepła dla materiału teoretycznego oraz rzeczywistego w oparciu o pomiary temperatury przeprowadzone w badaniach eksperymentalnych. Oryginalnymi wynikami badań jest również porównanie trzech modeli umocnienia materiału pod kątem efektywności oraz użyteczności do wykorzystania jako cyfrowy bliźniak (tzw. „Digital Twin”) wyników procesu na potrzeby symulacji dynamiki nieliniowej. Końcowe wyniki badań symulacyjnych zostały odniesione do wyników badań eksperymentalnych reprezentowanych przez sporządzone mapy rozkładu twardości dla czterech zestawów parametrów procesowych. Przeprowadzono ocenę skuteczności zaimplementowanych modeli umocnienia. Dla najlepszego modelu przeprowadzono poszerzoną charakterystykę wyników technologii hartowania laserowego wiązką oscylującą wraz z opisem pełnego kształtu strefy umocnionej.

Podsumowanie prezentowanych w pracy wyników badań stanowią przykłady zastosowania opracowanego procesu w postaci aplikacji technologii na elemencie typu crash-box wydrukowanym w technologii LPBF oraz przykład symulacyjnego wyznaczenia przebiegu mocy niezbędnego do redukcji obszaru przejściowego wzrostu twardości w strefie umocnionej. Oryginalną treścią pracy jest również stworzenie aplikacji symulacyjnej do celów edukacyjnych, umożliwiającej estymację kształtu umocnienia w oparciu o zadane parametry procesowe. Całość pracy stanowi również kompleksowy opis metodyki prowadzenia badań symulacyjnych w przypadku obróbki materiału eksperymentalnego, dla którego nie ma możliwości pozyskania danych z dostępnych źródeł literaturowych.

## 6. Badania materiałowe stali StaVari

### 6.1 Cel i plan badań materiałowych

Celem badań materiałowych jest scharakteryzowanie stali StaVari, będącej przedmiotem badań, pod kątem jej własności termofizycznych oraz mechanicznych. Wyniki badań umożliwią określenie stanu materiału będących punktem wyjścia do opracowania technologii hartownia (np. określenie mikrostruktury, składu fazowego i stopnia twardości przed procesem) oraz pozwolą na budowę modelu symulacyjnego poprzez określenie przebiegu kluczowych parametrów termofizycznych.

Oczekuje się, że badania materiałowe pozwolą na określenie:

- podatności materiału na wytworzenie lokalnej strefy umocnionej za pomocą technologii hartowania laserowego,
- wartości kluczowych parametrów termofizycznych w funkcji temperatury,
- temperatur przemian fazowych zachodzących w czasie nagrzewania i chłodzenia materiału,
- współczynnika absorpcyjności wiązki laserowej przez materiał w stanie wejściowym.

Aby uzyskać odpowiedzi na przedstawione zagadnienia opracowano plan badań materiałowych, uwzględniający następujące elementy:

- badania składu chemicznego, mikrostruktury oraz własności mechanicznych materiału w stanie dostawy,
- symulacyjne wyznaczenie teoretycznych parametrów termofizycznych oraz wykresów przemian fazowych,
- eksperymentalne wyznaczenie rzeczywistych parametrów termofizycznych,
- oszacowanie stopnia absorpcyjności powierzchni.

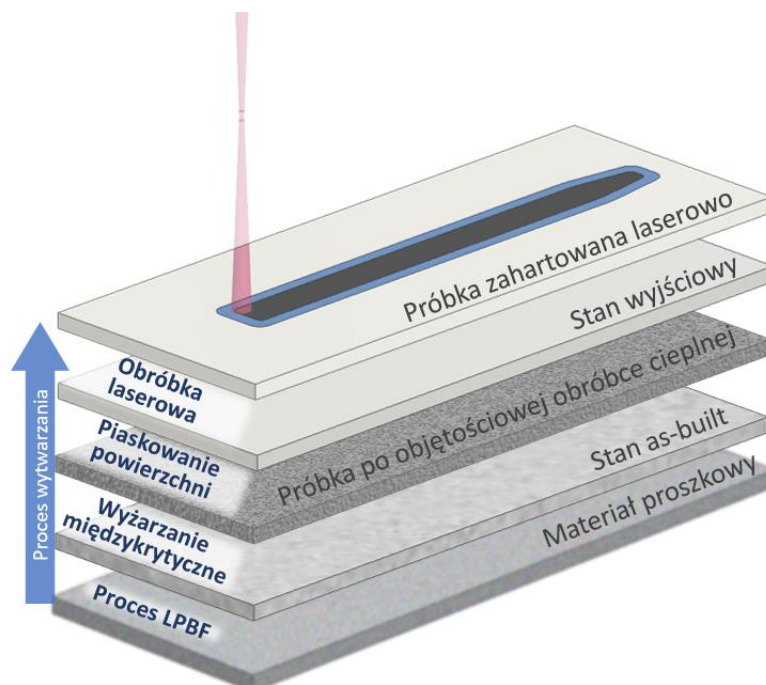
### 6.2 Badanie składu oraz własności mechanicznych stopu

#### 6.2.1 Proces wytwórczy

Materiałem będącym przedmiotem badań jest eksperymentalna stal manganowa o średniej zawartości manganu o nazwie StaVari. Proces wytwarzania oraz obróbki cieplnej wykorzystywanego materiału został opracowany i opisany w pracy Heemanna [138] a także rozwinięty i szerzej opisany w pracy Pawlaka [148]. Próbki testowe zostały wykonane generatywnie za pomocą technologii Laser Powder Bed Fusion (LPBF). Materiał proszkowy z którego wytworzono próbki był wytwarzany poprzez rozpylanie gazowe do wielkości cząstek 20-63  $\mu\text{m}$  (Carpenter Powder Products, USA). Próbki o wymiarach 105 × 40 × 2,4 mm zostały wytworzone w orientacji pionowej (najdłuższa krawędź była prostopadła do platformy) za pomocą urządzenia SLM Solutions 280 2.0 wyposażonego w laser światłowodowy o mocy 700 W. Próbki wytworzono w atmosferze argonu (czystość 99,98 %) na płycie bazowej ze stali nierdzewnej 316L o wymiarach 100 mm × 100 mm, podgrzanej do temp. 200 °C. Przed procesem LPBF podłoże zostało wypiaszkowane. Parametry procesu LPBF przedstawiono w Tab. 3. Do wytworzenia próbek zastosowano strategię skanowania, w której obszar został podzielony na paski o szerokości 10 mm, a wektor skanowania obracano na kolejnych warstwach o 33°. Po procesie wytwarzania próbki zostały poddane wyżarzaniu międzykrytycznemu w temperaturze 670 °C przez jedną godzinę, a następnie zostały schłodzone poprzez przedmuch pieca próżniowego argonem. Wyżarzanie międzykrytyczne przeprowadzono w celu zwiększenia ilości austenitu szczątkowego w próbkach, co miało na celu zwiększenie ich plastyczności. Przed obróbką laserową próbki były piaskowane oraz oczyszczane izopropanolem. Rys. 42 przedstawia ogólny proces wytwarzania próbek z uwzględnieniem późniejszej obróbki hartowaniem laserowym.

Tab. 3 Parametry wytwarzania próbek w procesie LPBF

Moc lasera [W]	Prędkość wiązki [mm/s]	Średnica plamki [ $\mu\text{m}$ ]	Hatching [ $\mu\text{m}$ ]	Grubość warstwy [ $\mu\text{m}$ ]
250	1000	100	80	30



Rys. 42 Etapy procesu wytwórczego próbek z uwzględnieniem końcowego procesu hartowania laserowego

### 6.2.2 Skład chemiczny

Skład chemiczny materiału wyznaczono metodą analizy spalania za pomocą urządzenia BRÜKER G4 ICARUS (dla zawartości węgla) oraz metodą XRF (fluorescencji rentgenowskiej) za pomocą urządzenia SPECTRO XEPOS (dla pozostałych pierwiastków). Skład chemiczny wyznaczono dla proszku użytego w procesie LPBF oraz wytworzonych próbek po objętościowej obróbce cieplnej. Wyniki pomiarów przedstawiono w Tab. 4.

Tab. 4 Skład chemiczny materiału StaVari

	Fe [%]	C [%]	Si [%]	Mn [%]	Al [%]
Proszek	90.78	0.13	0.29	7.31	1.18
Próbki po OC	90.68	0.14	0.44	7.17	1.7

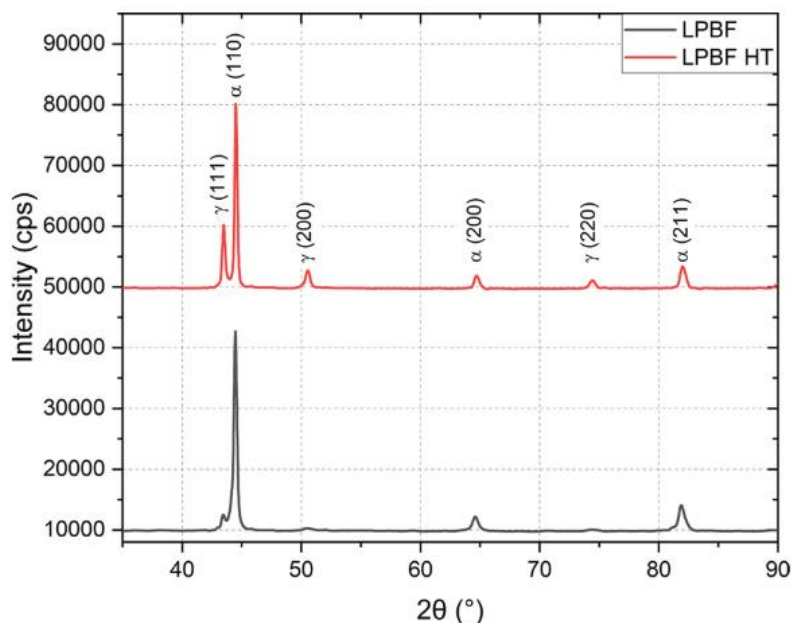
### 6.2.3 Mikrostruktura i twardość

Badania mikrostruktury przeprowadzono przy użyciu skaningowego mikroskopu elektronowego Zeiss Sigma 500 VP z detektorem EDS. Obserwacje mikroskopowe prowadzono na płaszczyznach równoległych do kierunku budowy (oś z). Próbki zamontowano w żywicy epoksydowej, zeszlifowano papierem ściernym i wypolerowano. Na ostatnim etapie wypolerowaną powierzchnię wytrawiono ultradźwiękowo 2-procentowym roztworem nitalu. Skład fazowy materiału został wykonany metodą XRD i określony na dyfraktometrze rentgenowskim Rigaku Miniflex 600 z miedzianą anodą (przy promieniowaniu monochromatycznym o długości fali 1,54 Å). Wyniki analizowano z wykorzystaniem

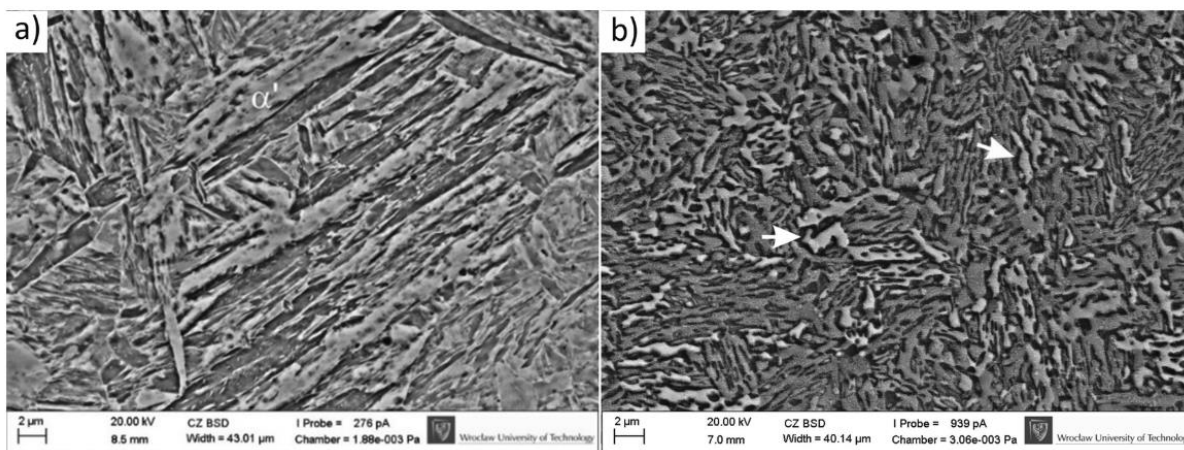


oprogramowania Smart Lab Studio II. Pomiary wykonano w dwóch kątach od 30° do 100° przy prędkości skanowania 4°/min. Pomiary twardości wykonano metodą Vickersa przy obciążeniu 2,94 N i przy użyciu twardościomierza Zwick/Roell.

Próbki bezpośrednio po procesie LPBF miały mikrostrukturę martenzytyczną (Rys. 44a) z zachowanym poziomem austenitu poniżej 10 % i twardością 375 ± 5 HV0,3. Po obróbce cieplnej próbki w stanie wyjściowym posiadały mikrostrukturę martenzytu odpuszczonego z około 32 % zawartością austenitu szczątkowego (Rys. 43). Twardość po wyżarzaniu spadła do poziomu 302 ± 11 HV0,3. Mikrostrukturę stali w stanie wyjściowym (po wyżarzaniu międzykrytycznym) pokazano na Rys. 44b.



Rys. 43 Wykres XRD badanej stali StaVari w stanie bezpośrednio po procesie LPBF oraz po obróbce cieplnej.

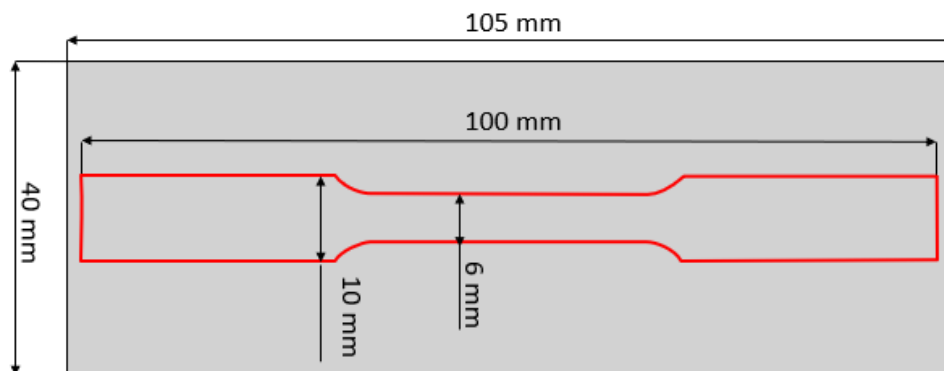


Rys. 44 Obraz SEM badanej stali StaVari: a) w stanie as-built, wykazującą mikrostrukturę martenzytyczną; b) po wyżarzaniu międzykrytycznym w 670 °C przez 1 h - odpuszczony martenzyt i ziarna austenitu szczątkowego (zaznaczone strzałkami).

#### 6.2.4 Własności mechaniczne

Parametry wytrzymałościowe wyznaczono w statycznej próbie rozciągania dla materiału w stanie po objętościowej obróbce cieplnej - stanie wyjściowym do procesu hartowania laserowego. Badania przeprowadzono na stanowisku badawczym Instron 3384. Pomiary wydłużenia wykonano za pomocą wideoekstensometru. Ze względu na rozmiar próbki, ograniczony przez przestrzeń roboczą maszyny

LPBF, długi czas przygotowania i liczbę zaplanowanych testów, wybrano najmniejszą możliwą geometrię próbki do statycznej próby rozciągania – wg normy ASTM E8 - wariant subsized. Wybrana geometria próbek pozwalała również, aby obszar pomiarowy mógł w przyszłości pokrywać materiał umocniony za pomocą hartowania laserowego. Całkowita długość próbek wynosiła 100 mm, szerokość wynosiła w części pomiarowej 6 mm oraz w części chwytowej 10 mm (Rys. 45).



Rys. 45 Geometria próbki do badań wytrzymałościowych wg ASTM E8 - wariant subsized

Kształty próbek do rozciągania zostały wyfrezowane, aby zapewnić dokładność i zgodność osi pomiaru z osią wytwarzania. Próbę rozciągania przeprowadzono przy prędkości odkształcenia  $0,004 \text{ s}^{-1}$ . Zbadano trzy próbki. Liczba próbek wynikała z ograniczonej ilości eksperymentalnego proszku do ich wytworzenia. W celu statystycznego opisu wyników eksperymentalnych zastosowano odpowiednio wartości średnie z przedziałami ufności. Wyznaczone własności mechaniczne przedstawiono w Tab. 5.

Tab. 5 Wybrane własności mechaniczne stali StaVari w stanie wyjściowym

Rm, [MPa]	$883 \pm 14$
Re, [MPa]	$752,6 \pm 19,5$
A, [%]	$26,7 \pm 1,0$
E, [GPa]	$186 \pm 12$

### 6.3 Symulacyjne wyznaczenie teoretycznych własności termofizycznych

Możliwe jest wyznaczenie większości parametrów termofizycznych materiału za pomocą dedykowanych pakietów oprogramowania (np. JMatPro, ThermoCalc) bazując na podanym składzie chemicznym. Symulacje te oparte są na zaimplementowanych modelach materiałowych i pozwalają na wyliczenie szeregu własności materiałowych zarówno w stanie równowagi jak i stanach przejściowych. Metodą symulacyjną, na podstawie deklarowanego składu chemicznego, możliwe jest wyznaczanie m. in.:

- wykresów równowagowych stabilnych i metastabilnych,
- parametrów procesów krzepnięcia,
- kinetyki i wykresów przemian fazowych (np. CTPi, CTPc),
- przemian dyfuzyjnych (np. nawęglanie, odpuszczanie matrenzytu),
- własności termofizycznych,
- przewidywanych własności mechanicznych.

Publikacje dotyczące symulacji procesu hartowania laserowego w większości korzystają z danych materiałowych pozyskanych w drodze obliczeń numerycznych, na podstawie składu chemicznego bądź

z gotowych bibliotek materiałowych. Zastosowanie teoretycznych parametrów materiałowych zamiast danych termofizycznych pozyskanych eksperymentalnych wymaga jednak założenia istnienia nieznanego błędu, pochodzącego od wykorzystania wartości jedynie teoretycznych. Błąd ten nie wyklucza użyteczności modelu opartego o materiał teoretyczny, wymaga jednak rozmyślnego jego zastosowania w odpowiednich aplikacjach (np. służących wyznaczeniu ogólnego trendu wybranych zmian w procesie)

W niniejszej pracy wartości teoretycznych parametrów termofizycznych, będących podstawą prac na początkowym etapie procesu modelowania wyznaczono w oparciu o dane literaturowe oraz obliczono na podstawie składu chemicznego materiału. Obliczenia oparte o skład chemiczny zapewniły dane odnośnie następujących parametrów i charakterystyk materiałowych:

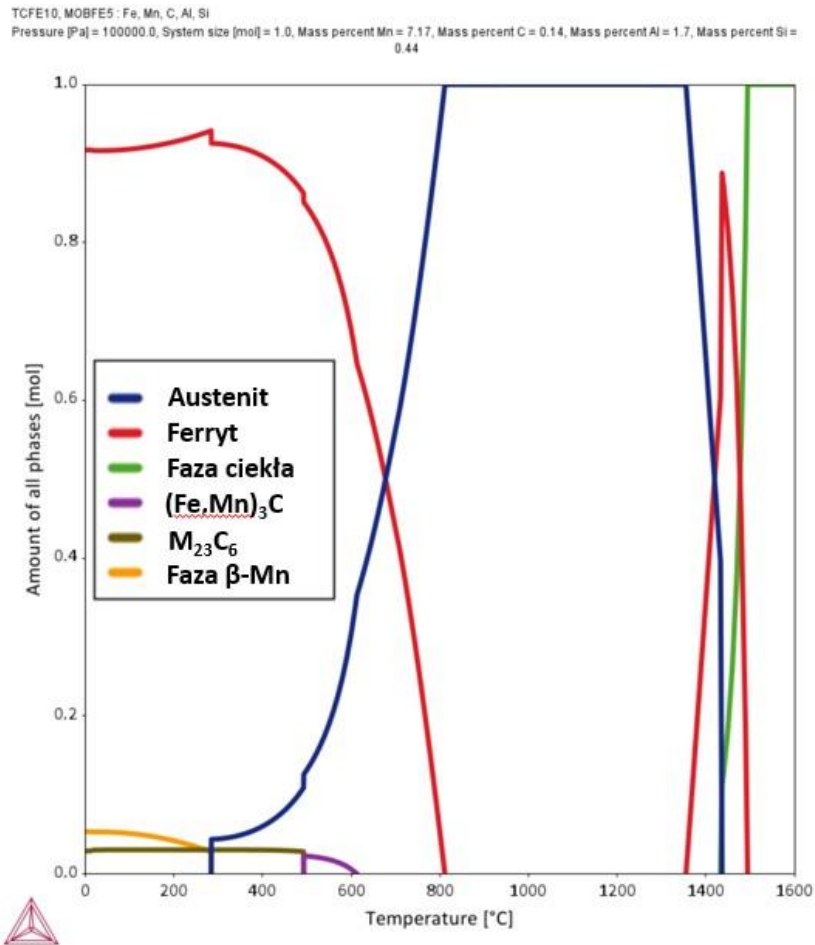
- wykresu równowagowego,
- wykresu CTPc,
- pojemności cieplnej,
- gęstości materiału.

Ze względu na ograniczenia oprogramowania ThermoCalc, przewodność cieplna materiału została dobrana na podstawie danych literaturowych dla podobnego gatunku materiału.

#### 6.3.1 Wykres równowagowy oraz CTPc

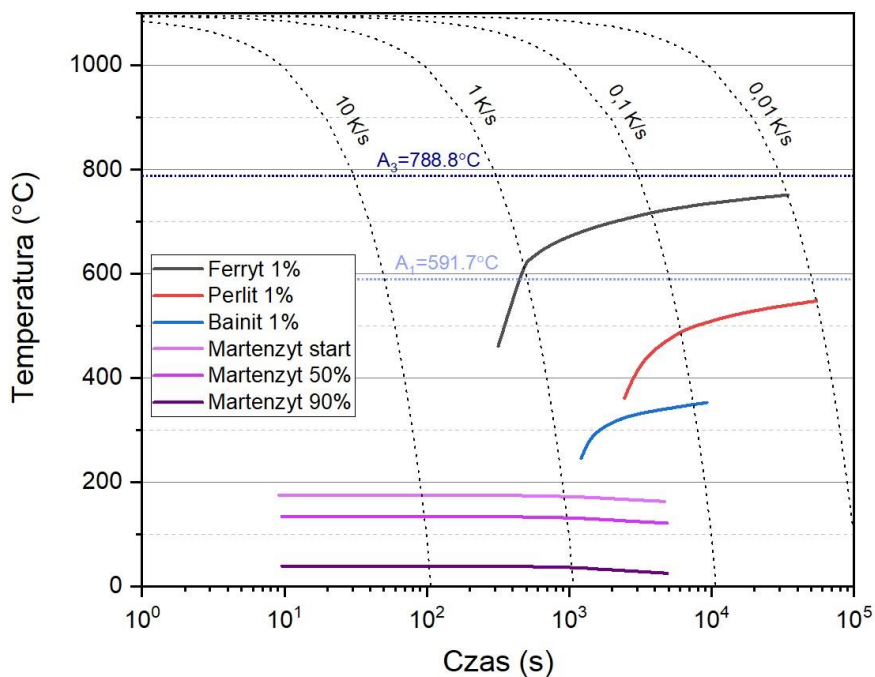
Wykres równowagowy (Rys. 46) obliczono z użyciem bazy TCFE10 w oprogramowaniu ThermoCalc dla składu chemicznego materiału po globalnej obróbce cieplnej (Tab. 4). Wyznaczono również temperatury solidus oraz likwidus. Wyniosły one  $T_{\text{solidus}}=1433,5$  °C oraz  $T_{\text{likwidus}}=1494,7$  °C. Wykres równowagowy nie jest bezpośrednio wykorzystywany w symulacji numerycznej, dostarcza jednak cennych danych poglądowych na temat zachowania się materiału w różnych temperaturach i zachodzących przemianach fazowych.





Rys. 46 Wykres równowagowy dla stali StaVari wyznaczony w programie ThermoCalc na podstawie zmierzonego składu chemicznego

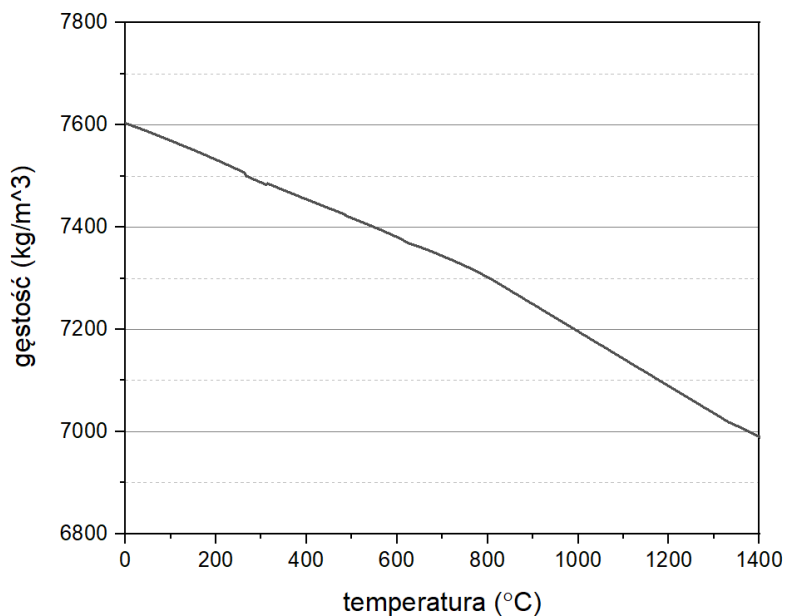
Wykres CTPc (dla chłodzenia ciągłego) otrzymano z wykorzystaniem oprogramowania symulacyjnego JMatPro dla składu chemicznego odpowiadającego stali StaVari po procesie SLM chłodzonej z temperatury 1095 °C (wyznaczona symulacyjnie temperatura powierzchni w czasie procesu hartowania z parametrami 300 W, 1 mm/s oraz dla teoretycznych parametrów materiałowych). Wykres przedstawiono na Rys. 47. Bazuje on również na wyliczeniach temperatur początku i końca przemiany austenitycznej, odpowiednio  $A_1=591,7$  °C oraz  $A_3=788,8$  °C.



Rys. 47 Wykres CTPc obliczony symulacyjnie dla stali StaVari

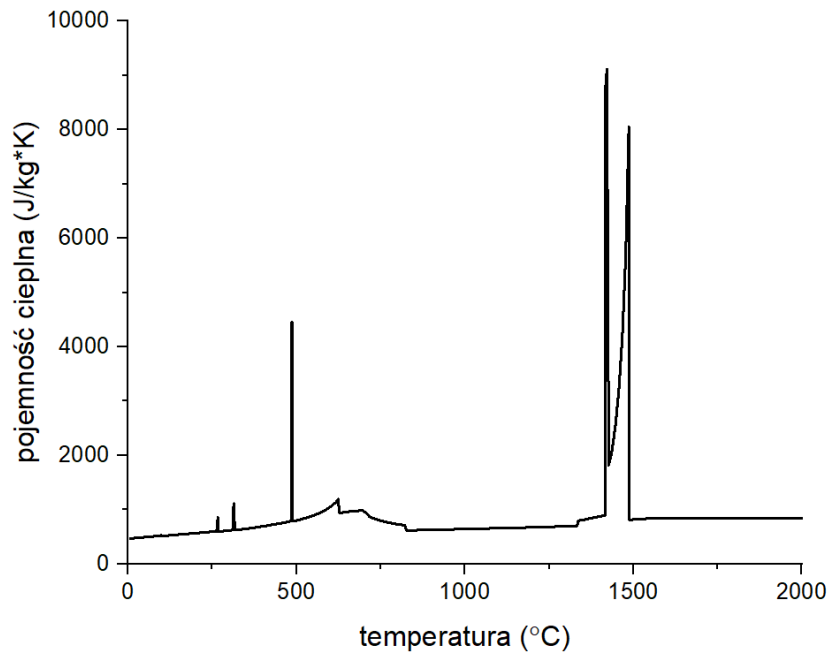
### 6.3.2 Parametry termofizyczne

Gęstość materiału w funkcji temperatury, wyznaczoną na podstawie składu chemicznego w programie ThermoCalc, przedstawiono na Rys. 48.



Rys. 48 Wykres zależności gęstości materiału od temperatury dla materiału teoretycznego

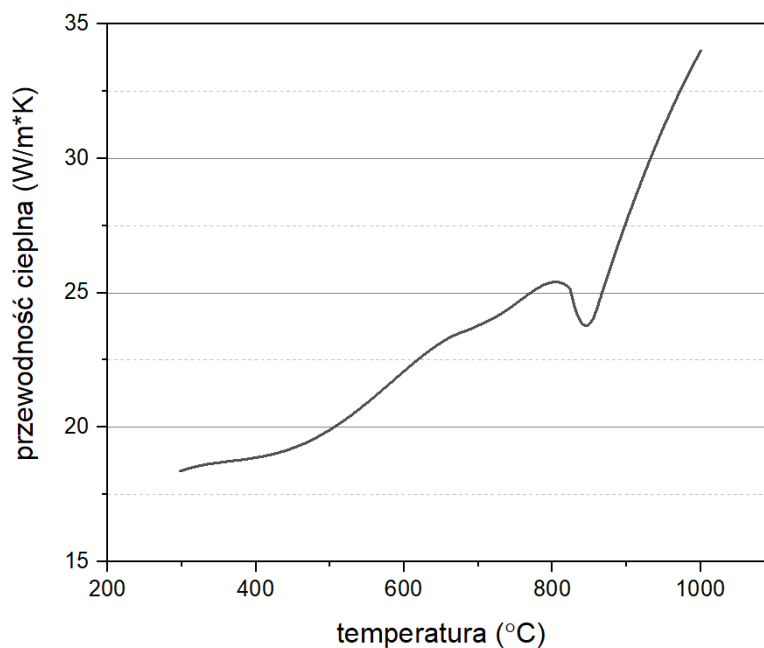
Pojemność cieplną materiału w funkcji temperatury, wyznaczoną na podstawie składu chemicznego w programie ThermoCalc, przedstawiono na Rys. 49.



Rys. 49 Pojemność cieplna materiału teoretycznego StaVARI wyznaczona obliczeniowo na podstawie składu chemicznego

Na wykresie (Rys. 49) można zaobserwować znaczne wzrosty wartości w wybranych temperaturach. Odpowiadają one przemianom fazowym i reprezentują utajone ciepło przemiany (entalpię). Na potrzeby symulacji numerycznych energia potrzebna na zajście przemian fazowych będzie musiała zostać uśredniona i rozłożona w szerszym zakresie temperatur, ponieważ nagłe zmiany wartości opisujących materiał lub proces są przyczyną braku uzyskania zbieżności obliczeń numerycznych.

Przewodność cieplna materiału została dobrana na podstawie publikacji [149] w której autorzy badali zmiany własności materiałowych stali Fe-Mn-Al-C w zależności od zawartości manganu. Materiał przedstawiony we wspomnianej pracy był stalą TWIP z zawartością 8 % manganu. Wyniki przedstawiono na Rys. 50.



Rys. 50 Przebieg przewodności cieplnej dla materiału teoretycznego StaVARI dobrany na podstawie [149]

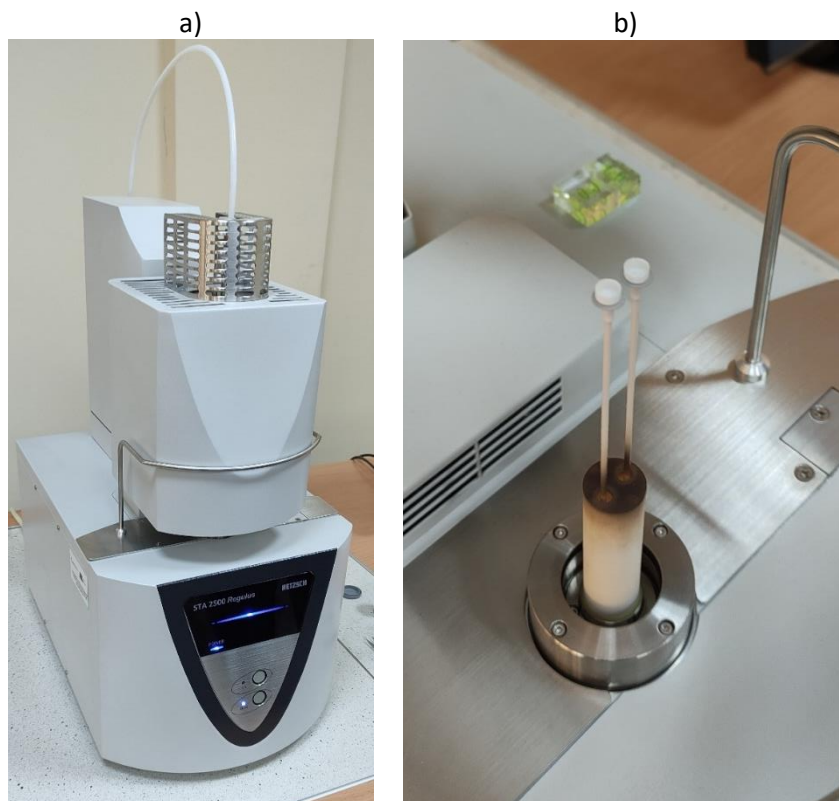
## 6.4 Eksperymentalne wyznaczenie rzeczywistych własności termofizycznych

Materiał stosowany w niniejszej pracy jest eksperymentalną stalą średniomanganową, której własności (np. obecność ok. 32 % austenitu - Rys. 43) są wynikiem specjalnie dobranej globalnej obróbki cieplnej. Należy więc przypuszczać, że własności teoretyczne wyznaczone jedynie na podstawie składu chemicznego oraz literatury przedmiotowej mogą odbiegać od danych eksperymentalnych. Zatem na potrzeby opracowania rozwiązania, które silnie zależy od zadeklarowanych parametrów materiałowych wskazane jest weryfikacja parametrów teoretycznych poprzez pomiary eksperymentalne.

### 6.4.1 Analiza termogravimetryczna

Analiza termogravimetryczna jest metodą analizy termicznej, w której masa próbki jest mierzona w czasie wraz ze zmianami temperatury. Pomiar ten dostarcza informacji o zjawiskach fizycznych mających miejsce w czasie zmian temperatury próbki, takich jak np. przejścia fazowe, absorpcja i desorpcja a także towarzyszące zjawiska chemiczne, w tym np. rozkład termiczny i reakcje ciało stałe-gaz (np. utlenianie lub redukcja). Głównym celem przeprowadzenia analizy termogravimetrycznej było dostarczenie poglądowej informacji nt. utraty masy na skutek ewentualnego odparowania części składników materiału oraz obecności szkodliwych oparów w zakresie od temperatury pokojowej do ok. 950 °C. Zjawiska te mogą w istotny sposób wpłynąć na wyniki pomiarów oraz stwarzają ryzyko uszkodzenia aparatury pomiarowej – np. poprzez osadzenie powstałych oparów się na dyfuzometrze podczas docelowego badania dyfuzyjności cieplnej.

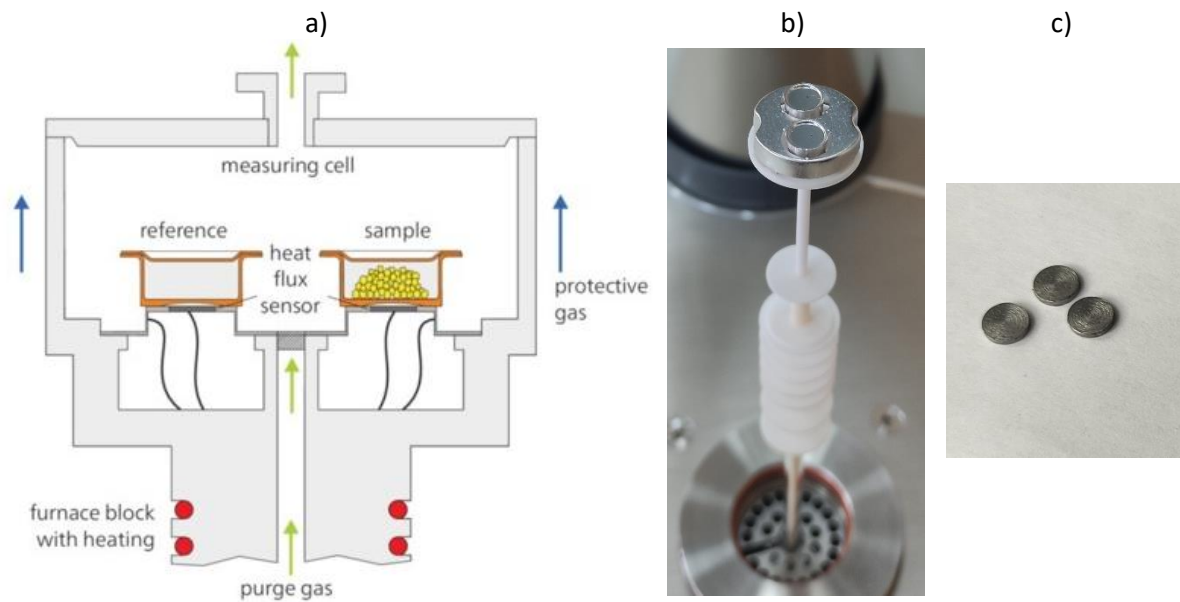
Z uwagi na rozmiar naczynia na próbkę materiału, do przeprowadzenia badań wymagany był fragment próbki o niewielkiej masie. W tym celu wykorzystano próbkę stali o wadze 0.02182 g. Badanie za pomocą urządzenia STA 2500 Regulus, polegało na jej powolnym ogrzewaniu w komorze wypełnionej gazem obojętnym (hel) od temperatury pokojowej do temp. ok. 950 °C z jednoczesnym pomiarem temperatury oraz wagi naczynka z próbką oraz naczynka referencyjnego. Badania przeprowadzono dwukrotnie – na próbce w stanie wejściowym oraz ponownie na próbce po pełnym cyklu cieplnym. Na tej podstawie określono brak istotnych zmian wpływających na masę próbki w procesie i przydatność materiału do badań z użyciem dyfuzometru.



*Rys. 51 Urządzenie STA 2500 Regulus do wstępnej analizy termograwimetrycznej: a) stanowisko pomiarowe, b) naczynka do precyzyjnego ważenia próbek w wysokich temperaturach*

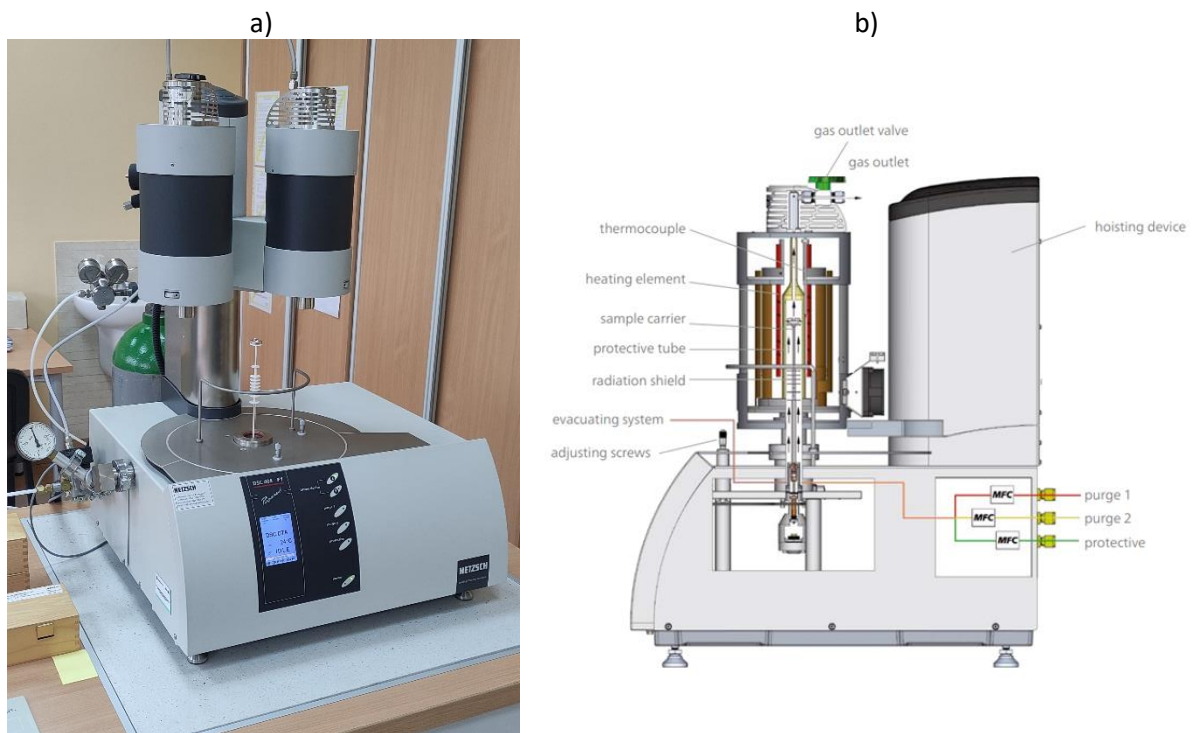
#### 6.4.2 Badania pojemności cieplnej

Badania pojemności cieplnej  $C_p(T)$  przeprowadzono z wykorzystaniem różnicowego mikrokalorymetru skaningowego NETZSCH DSC 404 F1 Pegasus. Badanie wykonano metodą DSC (Differential Scanning Calorimetry). W badaniu próbka w kształcie walca (średnica  $d = 5,0 - 6,0$  mm, grubość  $h = 1,0$  mm) była poddawana nagrzewaniu w zakresie od temperatury pokojowej do ok.  $1100$  °C. w tym badaniu wymagane jest włożenie próbki do naczynka platynowego z pokrywką oraz włożenie możliwie identycznego, ale pustego naczynia referencyjnego.



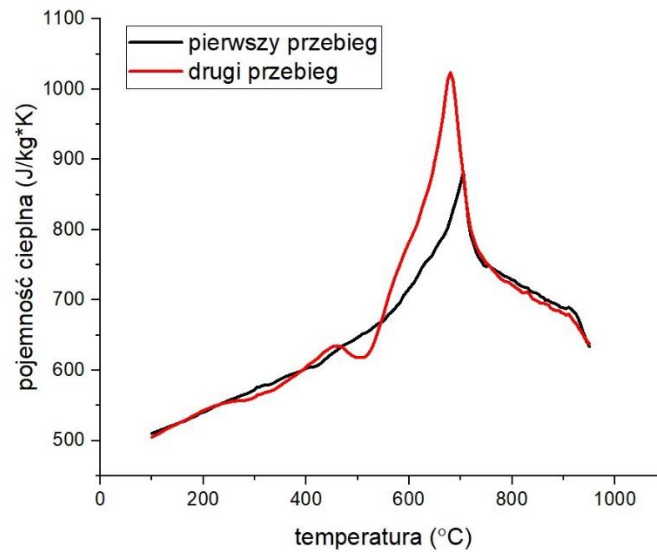
Rys. 52 Badanie dyfuzyjności cieplnej metodą DSC: a) schemat układu pomiarowego [NETZSCH], b) uchwyt na próbki, c) próbki wycięte z materiału docelowego

Pomiar prowadzony jest w atmosferze argonu. Zgodnie z ISO 11357-1 w tej metodzie próbka i wzorzec są poddawane cyklowi kontrolowanej temperatury (ogrzewanie, chłodzenie lub wygrzewanie izotermiczne). Mierzone właściwości to temperatura próbki i różnica temperatur pomiędzy próbką a odniesieniem. Na podstawie danych wyjściowych można określić różnicę w przepływie ciepła pomiędzy próbką a odniesieniem. Szybkość nagrzewania wynosiła 10 K/min.



Rys. 53 Stanowisko pomiarowe do wyznaczania pojemności cieplnej: a) mikrokalorymetr różnicowy skaningowy NETZSCH DSC 404 F1 Pegasus, b) schemat urządzenia pomiarowego [NETZSCH]

Pomiar przeprowadzono dwukrotnie dla jednej próbki. W pierwszym przebiegu próbka znajdowała się w stanie dostarczonym (po dedykowanej obróbce cieplnej). W drugim przebiegu próbka po pełnym cyklu nagrzewania i schłodzeniu została poddana badaniom ponownie. Wyniki pomiaru pojemności cieplnej przedstawiono na Rys. 54.



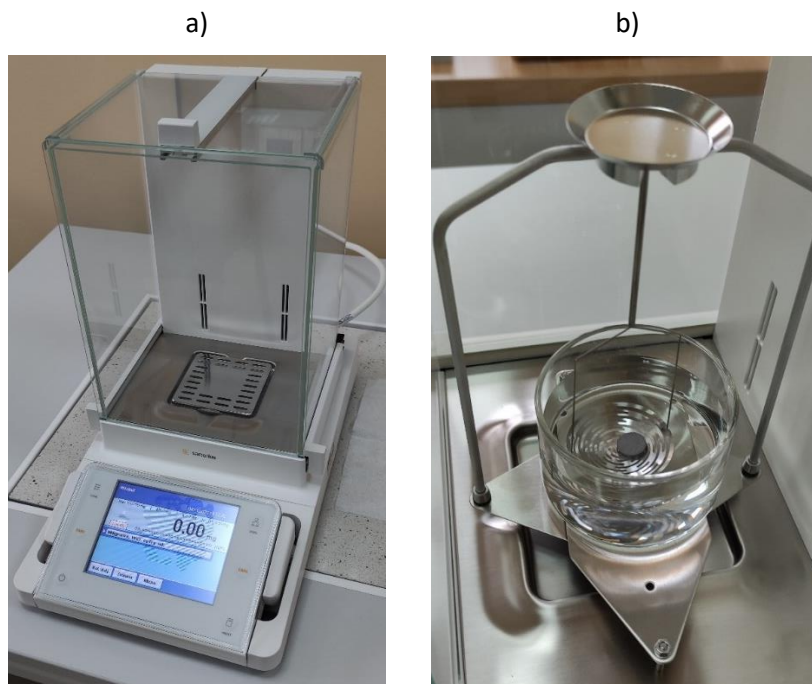
Rys. 54 Wyniki pomiaru pojemności cieplnej materiału StaVari

Różnice pomiędzy przebiegami obrazują różnice w strukturze materiału. W pierwszym przebiegu materiał za sprawą specjalnej obróbki cieplnej posiadał ok. 30 % zawartość austenitu, co skutkowało mniejszą ilością energii potrzebnej do przemiany fazowej w czasie nagrzewania (niższy pik w temp ok. 700 °C). W drugim przebiegu materiał posiadał strukturę w pełni martenzytyczną uzyskaną w wyniku chłodzenia po pierwszym badaniu. Skutkowało to większą ilością energii potrzebnej do ukończenia przemiany austenitycznej, co widoczne jest w postaci wyższych wartości pojemności cieplnej.

#### 6.4.3 Badanie gęstości materiału

Gęstość materiału w temperaturze pokojowej wyznaczono metodą podwójnego ważenia (w powietrzu oraz w wodzie) za pomocą wagi precyzyjnej Sartorius (Rys. 55). W badaniu wykorzystano próbkę w kształcie walca (średnica  $d = 12.60$  mm, grubość  $h = 2.4$  mm). Na podstawie przeprowadzonych prób gęstość materiału próbki w temperaturze pokojowej określono na poziomie  $7,55$  g/cm<sup>3</sup>.





Rys. 55 Badanie gęstości materiału metodą podwójnego ważenia: a) waga precyzyjna Sartorius, b) ważenie próbki w wodzie

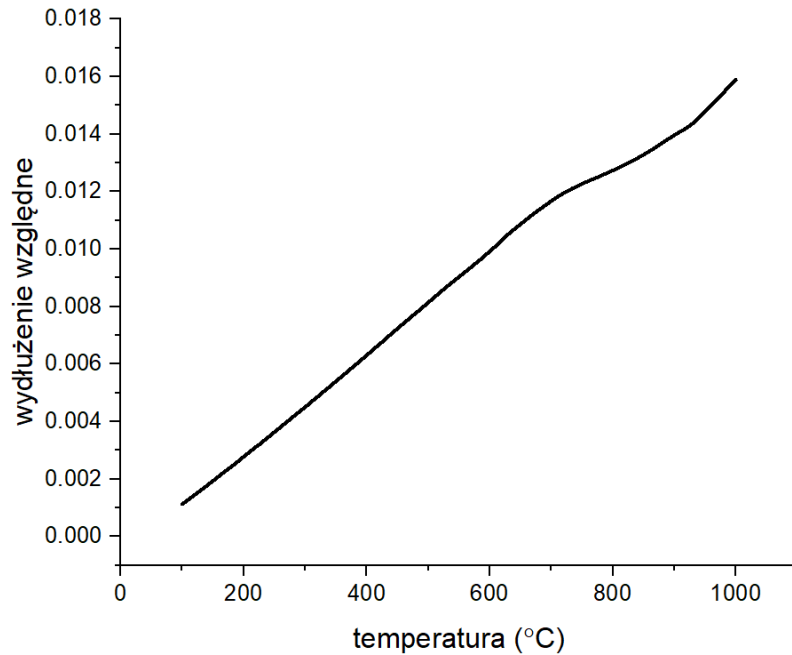
Do wyznaczenia gęstości materiału w funkcji temperatury wykorzystana została gęstość materiału w znanej temperaturze (pokojowej) oraz zależność zmiany rozszerzalności cieplnej wraz z temperaturą. Do obliczeń wykorzystano wzór (16).

$$\rho(T) = \frac{\rho_0}{\left(1 + \frac{dL}{L_0}\right)^3} \quad (16)$$

Badanie rozszerzalności cieplnej przeprowadzono metodą dylatometryczną z wykorzystaniem dylatometru NETZSCH DIL 402C (Rys. 56). Próbka w kształcie walca (średnica  $d = 5,0$  mm, długość  $L = 22,0$  mm) była podgrzewana w zakresie od temp. pokojowej to temp. ok.  $1000$  °C z jednoczesną rejestracją jej wydłużenia względnie w zależności od osiągniętej temperatury. Wyniki badania w postaci wydłużenia względnie w zależności od temperatury przedstawiono na Rys. 57.

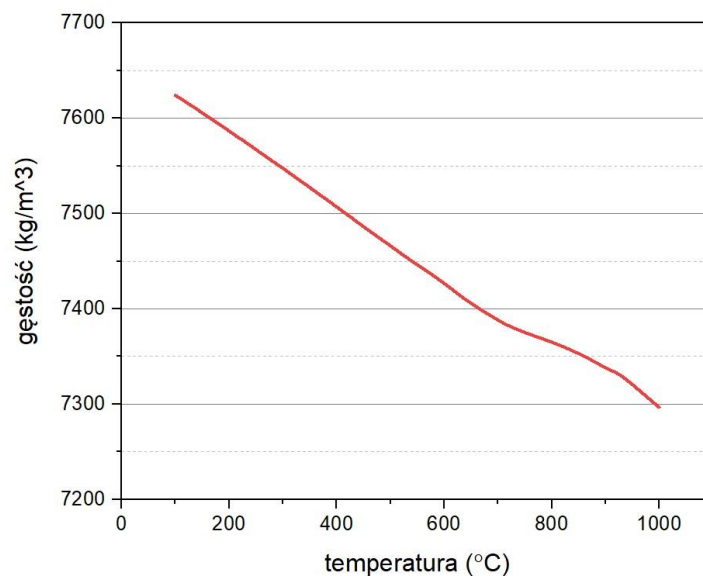


Rys. 56 Badanie rozszerzalności cieplnej: a) dylatometr NETZSCH DIL 402C, b) próbki do badań wycięte z materiału docelowego



Rys. 57 Wydłużenie względne materiału StaVari w zależności od temperatury

Dzięki badaniu rozszerzalności cieplnej oraz korzystając z równania (16), na podstawie znanej gęstości początkowej oraz rozszerzalności względnej wyznaczono zależność gęstości od temperatury przedstawioną na Rys. 58.

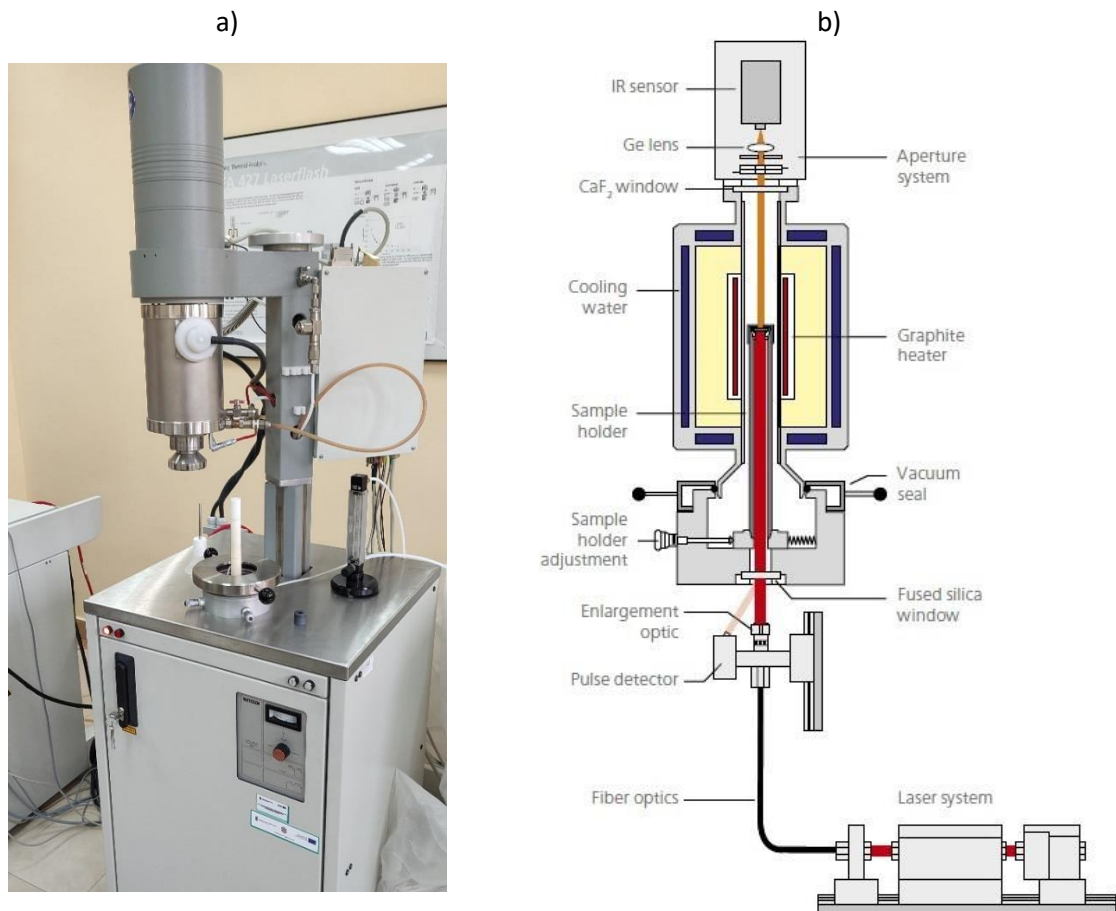


Rys. 58 Wykres gęstości materiału StaVari w zależności od temperatury

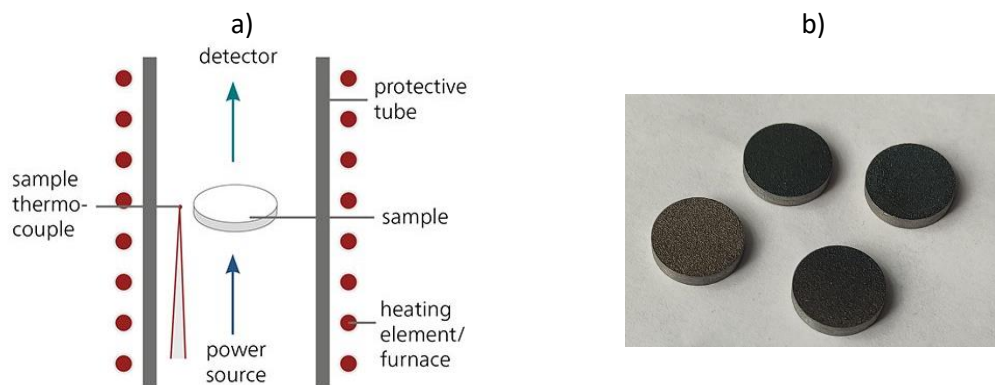
#### 6.4.4 Badania dyfuzyjności cieplnej

Dyfuzyjność cieplna jest własnością materiału, służącą do charakteryzowania przewodzenia ciepła w stanie nieustalonym. Wartość ta opisuje jak szybko materiał reaguje na zmianę temperatury. Badania dyfuzyjności cieplnej  $D_f(T)$  zostały przeprowadzone metodą impulsową za pomocą dyfuzometru NETZSCH LFA 427 (Rys. 59). Technika impulsowa (Laser Flash, LFA) polega na przeprowadzeniu badania w którym dolna powierzchnia płaskiej próbki o stosunkowo niewielkiej grubości jest ogrzewana impulsem laserowym (Rys. 60), a uzyskany wzrost temperatury na powierzchni górnej jest rejestrowany w funkcji czasu. Im wyższa dyfuzyjność cieplna, tym szybszy

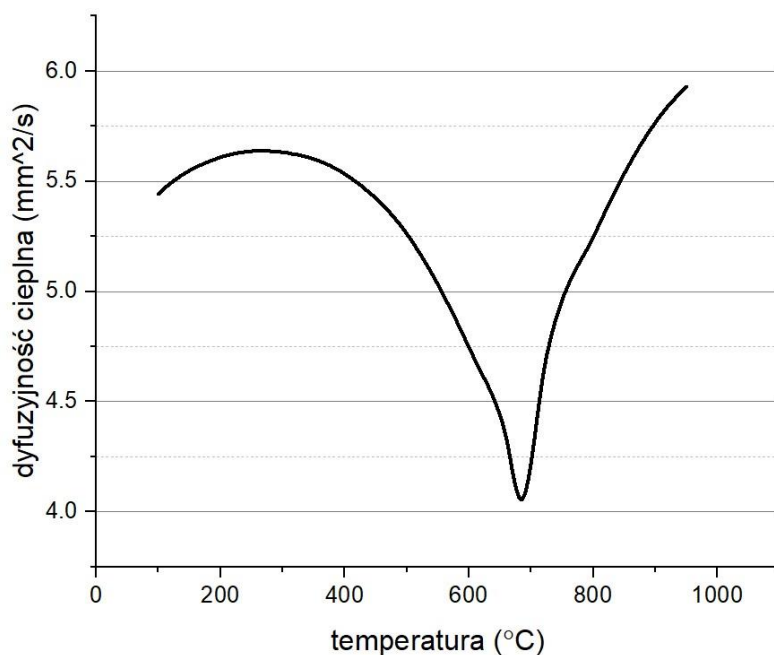
obserwowany wzrost temperatury. W badaniu wykorzystano próbkę w kształcie walca (średnica  $d = 12,6$  mm, grubość  $h = 2,4$  mm). Powierzchnia próbki została uprzednio poddana piaskowaniu oraz oczyszczaniu izopropanolem. Pomiar przeprowadzono dla zakresu od temperatury pokojowej do ok.  $1100$  °C. Badania dyfuzyjności cieplnej próbki wykonano w atmosferze argonu. Wyniki badań dyfuzyjności ciepłej przedstawiono na Rys. 61.



Rys. 59 Stanowisko do pomiaru dyfuzyjności cieplnej: a) urządzenie NETZSCH LFA 427, b) schemat układu pomiarowego [NETZSCH]



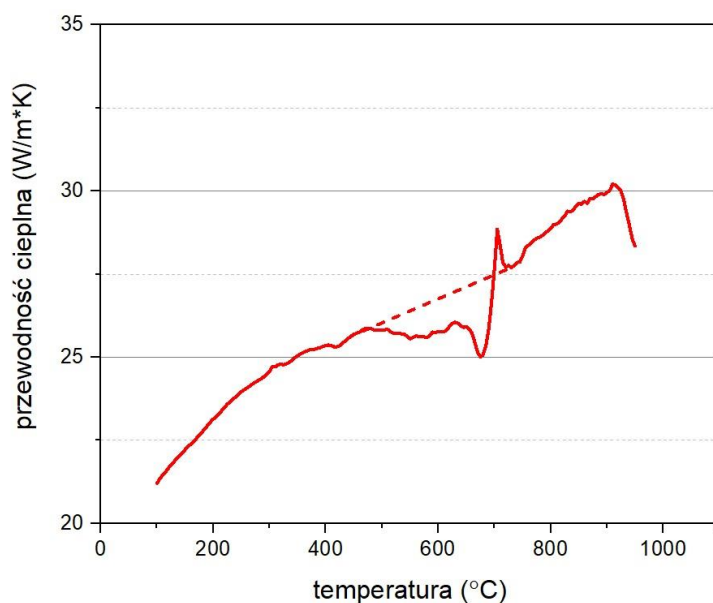
Rys. 60 Schemat przeprowadzenia pomiaru dyfuzyjności cieplnej: a) układ pomiarowy [NETZSCH], b) próbki wycięte z materiału docelowego



Rys. 61 Wyniki pomiaru dyfuzyjności cieplnej materiału StaVari

6.4.5 Wyznaczenie przewodności cieplnej na podstawie wyników eksperymentalnych  
 Zmierzona w zależności od temperatury wartość dyfuzyjności cieplnej wraz z odpowiednimi danymi dotyczącymi ciepła właściwego i gęstości służy do obliczenia przewodności cieplnej. Na podstawie wzoru (17) wyznaczono przebieg przewodności cieplnej przedstawiony na Rys. 62. Do obliczeń przyjęto wartość pojemności cieplnej wyznaczonej w pierwszym przebiegu (dla materiału w stanie wejściowym).

$$k(T) = \rho(T) * C_p(T) * \alpha(T) \quad (17)$$



Rys. 62 Zależność przewodności cieplnej od temperatury dla materiału StaVari. Linią przerywaną zaznaczono interpolację liniową wyników dla wartości z zakresu początku i końca przemiany austenitycznej

Obserwowane na wykresie znaczne zaburzenia płynności przebiegu (lokalne minimum i maksimum) w okolicy temp. 700 °C spowodowane są dwukrotnym uwzględnieniem ciepła przemiany fazowej, mającej wpływ na przebiegi zarówno pojemności cieplnej jak i dyfuzyjności, na podstawie których wyliczana jest przewodność cieplna. W przypadku nagrzewania próbki z różnymi prędkościami w czasie badań dyfuzyjności oraz pojemności cieplnej, dokładne temperatury początku i końca przemiany austenitycznej mogą się różnić, co wpłynie na błąd wyznaczenia przebiegu przewodności cieplnej. Na potrzeby obliczeń numerycznych wyniki powinny być interpolowane zależnością liniową pomiędzy wartościami dla temperatur początku i końca przemiany austenitycznej (linia przerywana).

### 6.5 Wyznaczenie współczynnika absorpcyjności powierzchni

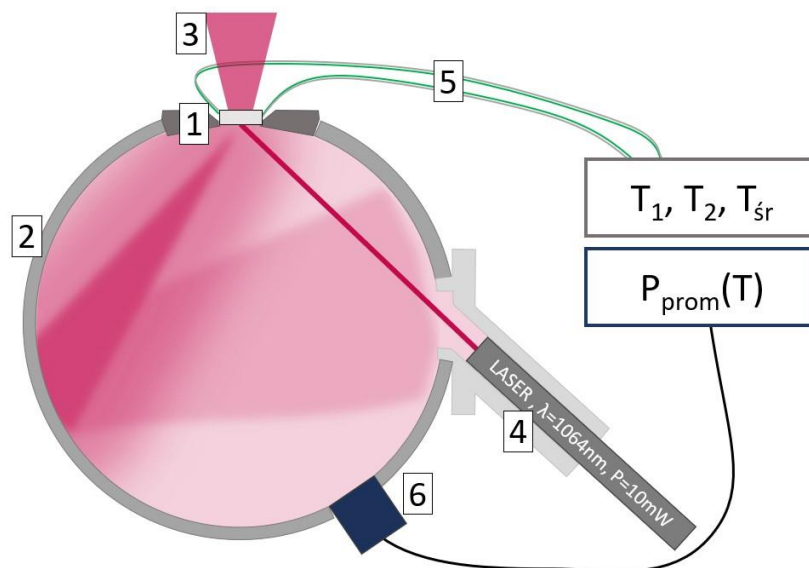
Na podstawie źródeł literaturowych przewidywana wartość współczynnika absorpcyjności stali stopowej o powierzchni po procesie piaskowania, w temperaturze pokojowej dla bliskiej podczerwieni mieści się w granicach 0,4 – 0,8 [87,150–152]. Ze względu na brak danych literaturowych dot. Stopnia absorpcyjności w funkcji temperatury dla badanego materiału StaVari konieczne było jej samodzielne wyznaczenie. Biorąc pod uwagę specyfikę warunków obróbki laserowej, stan powierzchni elementów przeznaczonych do hartowania (możliwe utlenienia, chropowata powierzchnia) oraz zakres temperatur występujących w procesie, metoda wyznaczania współczynnika absorpcyjności powinna zapewniać m.in.:

- możliwość wyznaczenia stopnia absorpcyjności w zakresie od temp. pokojowej do temp. topnienia (ok. 20-1400 °C),
- możliwość przeprowadzenia badania na próbkach pozyskanych z docelowego materiału i o naturalnie występującym stanie powierzchni,
- możliwość przeprowadzenia badania w środowisku zbliżonym do rzeczywistego (np. brak atmosfery ochronnej i możliwość utleniania powierzchni, jeżeli takie warunki panują w czasie procesu),
- ograniczenie wpływu zjawisk występujących w procesie na wartość pomiaru (np. chłodzenia nadmuchem, promieniowanie gorącego materiału),
- zgodność długości fali wiązki pomiarowej oraz wiązki roboczej,
- odpowiedni kąt padania umożliwiający pomiar wiązki odbitej i nie mający wpływu na stopień absorpcyjności,
- niwelację wpływu utraty ciepła na drodze radiacji ,
- znaną temperaturę w całym obszarze oddziaływania wiązki w czasie pomiaru.

Współczynnik absorpcyjności powierzchni próbek z materiału StaVari wykorzystywanych w niniejszej pracy był określany eksperymentalnie dla zakresu temperatur 20-400 °C na stanowisku opracowanym w ramach pracy dyplomowej mgr inż. Marka Laurentowskiego [153], której konsultantem był autor niniejszej dysertacji. Zaproponowana w niej metoda wyznaczania stopnia absorpcyjności bazowała na pomiarze mocy wiązki po odbiciu od powierzchni pomiarowej. Była ona oparta na założeniu, że refleksyjność próbki jest równa stosunkowi mocy odbitej od powierzchni pomiarowej o nieznanym stopniu odbicia do mocy wiązki odbitej od powierzchni lustrzanej. Polegała na pomiarze mocy promieniowania laserowego odbitego od powierzchni próbki w różnych temperaturach oraz przyrównaniu jej do wartości referencyjnej odbicia od zwierciadła srebrnego.

Schemat stanowiska pomiarowego opracowanego w pracy [153] przedstawiono na Rys. 63. Próbkę pomiarową o wymiarach 12,5 mm x 12,5 mm, wyciętą z docelowego materiału, umieszczono w specjalnym uchwycie na szczycie sfery całkującej w taki sposób, aby jej dolna powierzchnia była położona stycznie do powierzchni wewnętrznej sfery. Na górnej powierzchni próbka nagrzewana była za pomocą impulsów rozogniskowanej wiązki laserowej dużej mocy. Moc i czas trwania impulsów

dobierany był tak, aby pojedynczy impuls nie przetapiał powierzchni oraz powodował wzrost temperatury całej próbki o kilka-kilkadziesiąt °C (po ustabilizowaniu się temperatury pomiędzy impulsami). Rozmiar plamki laserowej oraz wielkość próbki i sposób jej zamocowania w uchwycie zapewniały szybkie wyrównanie się temperatury w całej próbce oraz możliwie wolne chłodzenie (dzięki minimalnej powierzchni styku próbki z uchwytem). Na środku dolnej powierzchni próbki, pod kątem 45°, padała skolimowana wiązka pomiarowa o niewielkiej mocy, nie powodującej dodatkowego wzrostu jej temperatury. Badanie polegało na stopniowym nagrzewaniu próbki za pomocą impulsów z jednoczesną rejestracją jej temperatury oraz mocy promieniowania wewnątrz sfery. Pomiary wykonywane są w momencie ustabilizowania się temperatury próbki pomiędzy impulsami nagrzewającymi.



Rys. 63 Schemat układu do pomiaru stopnia absorpcyjności próbki w podwyższonych temperaturach: 1) próbka pomiarowa, 2) sfera całkowująca, 3) wiązka laserowa nagrzewająca próbkę, 4) pointer laserowy małej mocy skierowany na próbkę, 5) układ termopar, 6) miernik mocy optycznej.

Badanie próbek docelowych poprzedzone było pomiarem mocy wewnątrz sfery za pomocą oświetlenia zwierciadła srebrnego, dającego referencyjną moc odpowiadającą współczynnikowi refleksyjności równemu 1. Ze względu na zjawisko promieniowania cieplnego próbki pozyskano również zależności mocy jej promieniowania w podwyższonych temperaturach. W tym celu przeprowadzono rejestrację przebiegu mocy w czasie nagrzewania bez obecności wiązki pomiarowej.

Układ pomiarowy składał się z następujących komponentów:

- sfery całkowującej o refleksyjności >97 % w zakresie 300-2400 nm,
- zwierciadła srebrnego rozmiarze ½ inch x ½ inch ,
- miernika mocy z fotodiodą krzemową do pomiaru promieniowania o mocy od 50 nW do 50 mW, w zakresie długości fali 400 - 1100 nm,
- pointera laserowego DPSS o mocy 10 mW i długości fali 1064 nm,
- termopar typu K.

Jako źródło wiązki do nagrzewania wykorzystano stanowisko obróbki laserowej służące do prowadzenia badań nad technologią hartowania opracowane w ramach niniejszej dysertacji. Powyższy układ i metodologia pomiaru spełniały wymagania odnośnie eksperymentalnych metod wyznaczania zależności temperaturowej stopnia absorpcyjności ze względu na następujące elementy:



- wykorzystanie jako środowiska pomiaru sfery całkującej, zapewniającej niezależność sygnału pomiarowego od rozproszenia wiązki oraz położenia detektora pomiarowego,
- zapewnienie kąta padania z zakresu niezmiennego współczynnika absorpcyjności dla wiązki spolaryzowanej kołowo,
- badania referencyjne sygnału pochodzącego od nagrzanej próbki,
- wykorzystanie wiązki pomiarowej o niskiej mocy, zapewniającej brak wzrostu temperatury w czasie oddziaływania.

Wyniki oraz wnioski z pomiarów stopnia absorpcyjności w funkcji temperatury materiału są następujące:

- Na podstawie analizowanych pomiarów można stwierdzić, że moc promieniowania emitowanego przez rozgrzaną próbkę w temperaturach powyżej 400 °C przewyższa wartość mocy promieniowania wiązki rozproszonej po odbiciu od powierzchni, wprowadzając zakłócenia uniemożliwiające analizę zależności stopnia absorpcyjności wiązki pomiarowej. Z tego powodu ograniczono badania do analizy zakresu 20-400 °C.
- Współczynnik absorpcyjności w czasie nagrzewania w zakresie 20-200 °C przyjmował stałą wartość na poziomie ok. 0,68. W zakresie od 200-350 °C wzrastał liniowo do poziomu ok. 0,84.
- Współczynnik absorpcyjności w czasie chłodzenia w zakresie między 350 °C a 20 °C przyjmował stabilną wartość ok. 0,84.
- Różnice między wartościami współczynnika absorpcyjności dla nagrzewania i chłodzenia są skutkiem tworzenia się warstwy tlenków (materiał nagrzewany w powietrzu) na początkowo wypiąskowanej powierzchni.

## 6.6 Podsumowanie badań materiałowych

W ramach badań materiałowych przeprowadzono charakteryzację stali StaVari, w wyniku którego określono jej własności termofizyczne oraz mechaniczne na potrzeby dalszych prac. Na podstawie informacji na temat procesu wytwórczego oraz analizy wyników badań stwierdzono, że strukturę materiału stanowi mieszanina wysokoodpuszczonego martenzytu z zawartością ok. 30 % austenitu szcążkowego. Dane z wykresu przemian w warunkach ciągłego chłodzenia (CTPc) pozwalają na założenie wysokiej podatności materiału na hartowanie przy pomocy wiązki laserowej. Na drodze obliczeń numerycznych na podstawie składu chemicznego określono teoretyczne przebiegi pojemności cieplnej oraz gęstości materiału, a także sporządzono wykres równowagowy oraz wykres CTPc, które pozwoliły na określenie zakresów temperaturowych występowania określonych faz. Określono również teoretyczny przebieg przewodności cieplnej oparty o dane literaturowe. Przeprowadzono badania eksperymentalne, na podstawie których określono rzeczywiste przebiegi gęstości, pojemności oraz przewodności cieplnej. Pozyskane dane materiałowe porównano ze sobą celem określenia ich zgodności i wykazano istotne różnice w ich przebiegach (teoretycznych i rzeczywistych). Kluczowym aspektem dot. wyników rzeczywistych pomiarów, wymagającym uwzględnienia w dalszych badaniach, jest różnica w przebiegu pojemności cieplnej w czasie nagrzewania i chłodzenia, spowodowana obecnością austenitu szcążkowego w materiale wejściowym. W ramach badań materiałowych określono również współczynnik absorpcyjności wiązki laserowej ( $\lambda = 1064 \text{ nm}$ ) na powierzchni próbki. W zakresie temperatur 20-350 °C przyjmował on wartości z zakresu 0,68-0,9.



## 7. Badania procesowe eksperymentalne

### 7.1 Cel i plan badań eksperymentalnych

Punktem wyjścia do wykorzystania technologii hartowania w procesie umacniania elementów wytworzonych generatywnie są badania ukazujące możliwości parametryzacji tej technologii do wytworzenia pożądanego kształtu umocnienia. W przypadku wykorzystania jej jako narzędzia służącego dostosowaniu funkcjonalności elementu poprzez wykonanie geometrii umocnienia, musi umożliwiać elastyczną modyfikację geometrii umocnienia – zarówno pod kątem jego głębokości jak również szerokości. W tym celu niezbędne jest wykorzystanie metod kształtowania wiązki, pozwalających na elastyczną modyfikację rozkładu gęstości mocy i jego ewentualną zmianę w czasie rzeczywistym, co możliwe jest dzięki wykorzystaniu głowic skanujących. Badania eksperymentalne służą określeniu zakresu parametrów procesu hartowania laserowego na użytek lokalnego umacniania elementów cienkościennych wytworzonych w technologii LPBF. Głównymi celami niniejszych badań eksperymentalnych nad procesem hartowania są:

- wyznaczenie parametrów procesu pozwalających na otrzymanie w materiale lokalnej strefy o zwiększonej twardości na pełnej głębokości próbki,
- rejestracja cykli cieplnych w wybranych punktach na potrzeby strojenia symulacyjnego modelu przepływu ciepła,
- pomiary kształtu strefy umocnionej na wybranych przekrojach na potrzeby walidacji symulacyjnego modelu umocnienia materiału.

Zakłada się, że badania eksperymentalne nad procesem umożliwią również pozyskanie następującej wiedzy:

- jaki stopień umocnienia badanego materiału w stosunku do stanu dostawy możliwy jest do uzyskania,
- dla jakich zestawów parametrów możliwe jest uzyskanie przemian na pełnej głębokości próbki (okno procesowe),
- jak kształtuje się strefa przejściowa między pełnym umocnieniem a materiałem podstawowym.

Na podstawie analizy literaturowej procesu hartowania laserowego wiązką oscylującą oraz wyznaczonych celów zaproponowano następujące etapy prac eksperymentalnych (patrz rozdział 5.2.2):

- Opracowanie stanowiska badawczego umożliwiającego realizację procesu hartowania laserowego z wymaganymi parametrami.
- Charakteryzacja narzędzia roboczego (wiązki laserowej) w postaci kaustyki oraz rozkładów gęstości mocy w wybranych płaszczyznach.
- Opracowanie metod i układów pomiarowych umożliwiających rejestrację cykli cieplnych w wybranych punktach na potrzeby strojenia modelu symulacyjnego.
- Technologiczne badania parametryczne ze zmienną mocą oraz prędkością przesuwu wiązki.
- Analiza kształtu umocnienia (rozkładu twardości) dla wybranych zestawów parametrów.
- Wyznaczenie optymalnych zestawów parametrów oraz własności obszaru umocnionego.
- Charakteryzacja wyników procesu dla wybranych zestawów parametrów na potrzeby walidacji wyników symulacji numerycznej:
  - sporządzenie map rozkładu twardości,
  - rejestracja przebiegu cykli cieplnych w wybranych punktach z wykorzystaniem termopar.

Badania eksperymentalne przeprowadzono dla zmiennych wartości mocy wiązki oraz prędkości głównej prowadzenia procesu. Dla pozostałych parametrów procesowych, umożliwiających elastyczne dostosowywanie rozmiaru obszaru zahartowanego (jak np. rozmiar plamki laserowej, rodzaj trajektorii, amplituda i częstotliwość oscylacji) zdecydowano na przyjęcie stałych pojedynczych wartości pośrednich z możliwego do wykorzystania zakresu. W ten sposób opracowana zostanie technologia reprezentatywna, ukazująca możliwość modyfikacji elementu za pomocą wybranych parametrów hartowania laserowego.

Badania parametryczne oceniane będą na podstawie spełnienia kryteriów braku przetopu oraz osiągnięcia efektów umocnienia na pełnej głębokości materiału. Ocena umocnienia bazować będzie na pomiarach twardości na przekroju poprzecznym w osi próbki. Na tej podstawie określone zostanie okno parametrów procesowych oraz wybrany najlepszy zestaw będący podstawą modelu numerycznego. Z uwagi na kosztowny i czasochłonny proces wytwarzania próbek do badań, eksperymenty zdecydowano się podzielić na dwa etapy. Badania mające na celu dobór zestawu parametrów wejściowych oraz wyznaczenie okna procesowego zostaną przeprowadzone na próbkach o zredukowanej długości (60 mm). Poszerzona charakteryzacja na potrzeby badań symulacyjnych, obejmująca bardziej szczegółowe pomiary twardości oraz rejestrację cykli cieplnych, przeprowadzona zostanie dla zestawów parametrów dobranych z okna procesowego, na próbkach o pełnej długości (105 mm). Wyznaczenie własności mechanicznych w próbie rozciągania przeprowadzone zostanie jedynie dla zestawu parametrów wejściowych pozwalającego na uzyskanie najbardziej jednorodnego umocnienia. Badania eksperymentalne posłużą również do walidacji wyników symulacyjnych.

## 7.2 Opracowanie stanowiska badawczego

Stanowisko do badań nad technologią hartowania laserowego elementów cienkościennych wytwarzanych generatywnie na potrzeby symulacji numerycznych powinno umożliwić:

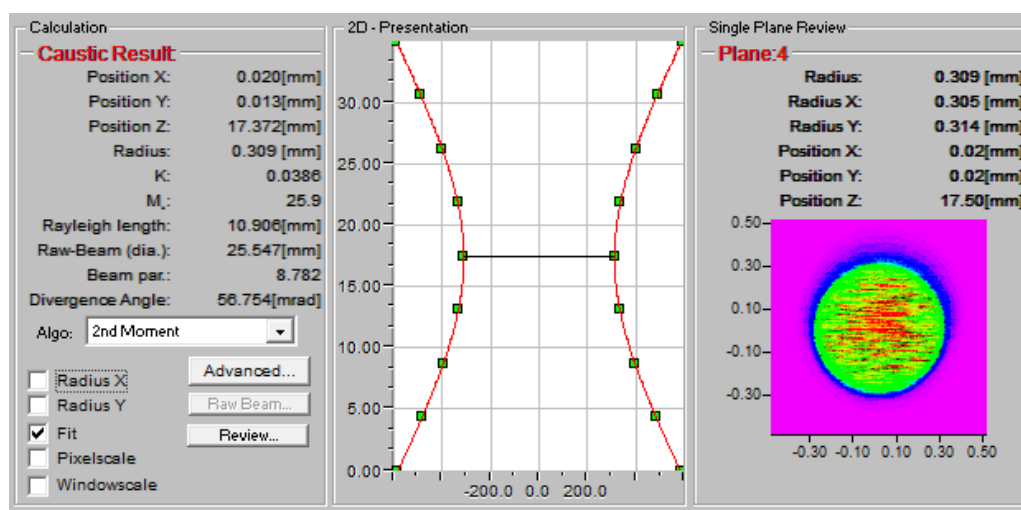
- realizację procesu hartowania dla zmiennych parametrów głównych: mocy i prędkości prowadzenia wiązki,
- dobór stałych i znanych wartości parametrów dodatkowych definiujących obróbkę z wykorzystaniem głowic skanujących, takich jak: średnica i rozkład gęstości mocy podstawowej wiązki punktowej, częstotliwość i amplituda oscylacji (lub powtarzalny ruch po określonej trajektorii),
- konfigurację całego układu umożliwiającą jego odpowiednią reprezentację symulacyjną (np. poprzez znane warunki zewnętrzne),
- rejestrację cykli cieplnych w wybranych miejscach próbki.

Źródłem wiązki laserowej był generator dyskowy TruDisk 8001 (Trumpf) generujący wiązkę promieniowania o długości fali  $\lambda = 1030$  nm, tj. z zakresu bliskiej podczerwieni. Wiązka laserowa prowadzona była za pomocą światłowodu do głowicy skanującej PFO 33-2 HA (Trumpf). Głowica optyczna zamontowana była na ramieniu robota M-710iC 70 (Fanuc). Podstawowe parametry wykorzystanego systemu obróbki laserowej przedstawiono w Tab. 6.

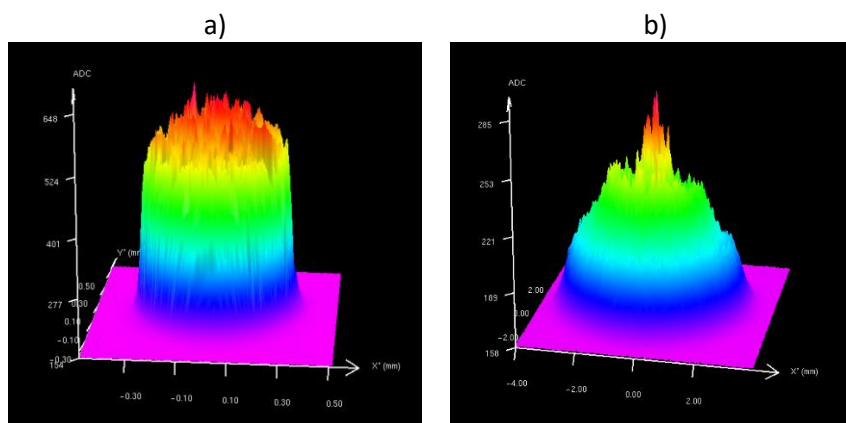
Tab. 6 Podstawowe parametry wykorzystanego systemu obróbki laserowej

Zakres mocy wiązki [W]	160 - 8000
Długość fali [nm]	1030
Średnica światłowodu [ $\mu\text{m}$ ]	200
Średnica plamki w ognisku [mm]	0,6
Odległość ogniskowa [mm]	450
Kolimacja [mm]	150
Wielkość obszaru roboczego [mm]	320 x 190 (elipsa)

Celem uzyskania szerszych informacji na temat parametrów wiązki laserowej przeprowadzono pomiar kaustyki za pomocą dedykowanego urządzenia pomiarowego. W tym celu wykorzystano urządzenie FocusMonitor (PRIMES) z dedykowanym oprogramowaniem LaserDiagnose Software. W związku z planowanym prowadzeniem procesu w wykorzystaniu wiązki rozogniskowanej, przeprowadzono również pomiar w płaszczyźnie leżącej 100 mm poniżej ogniska. Pomiar prowadzono dla wiązki o mocy 500W. Kaustykę pozyskaną w wyniku pomiarów wraz z kluczowymi parametrami wiązki laserowej przedstawiono na Rys. 64. Rozkłady gęstości mocy na wybranych płaszczyznach przedstawiono na Rys. 65.

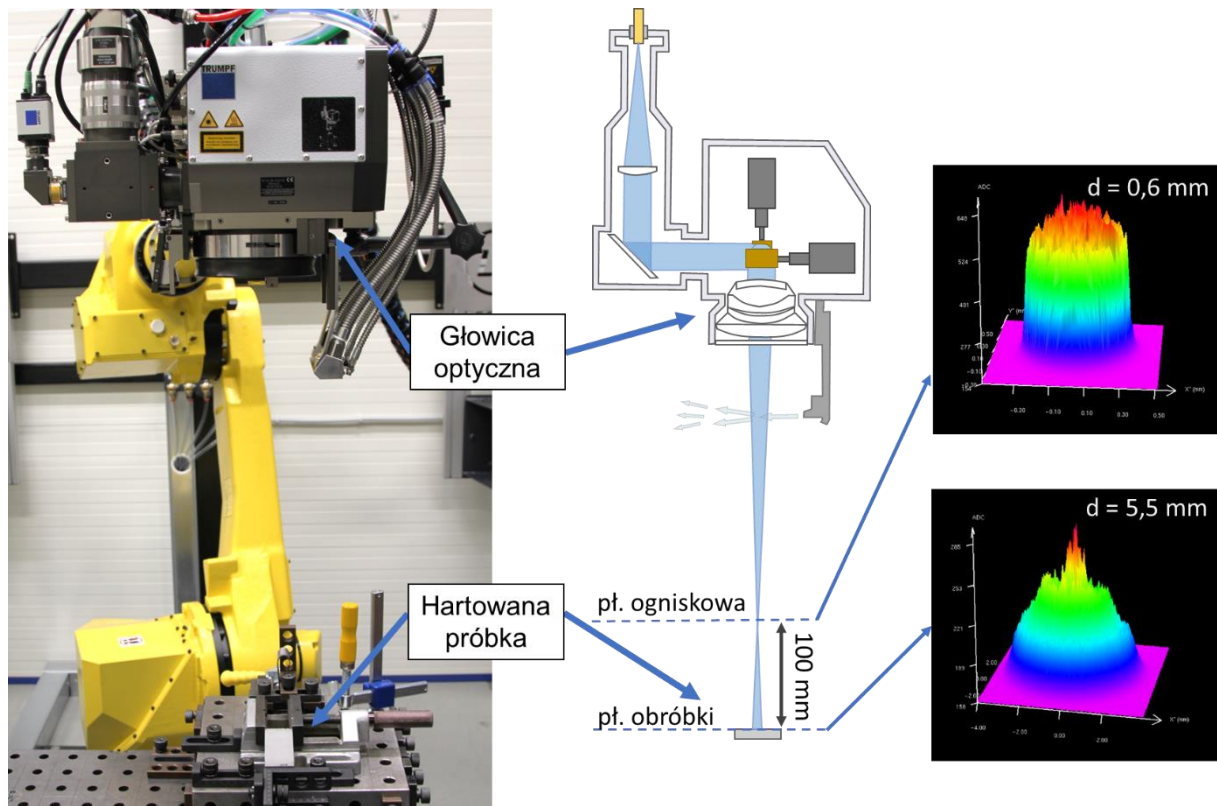


Rys. 64 Wynik pomiarów kaustyki wiązki laserowej uformowanej przez układ optyczny głowicy skanującej PFO33-2.



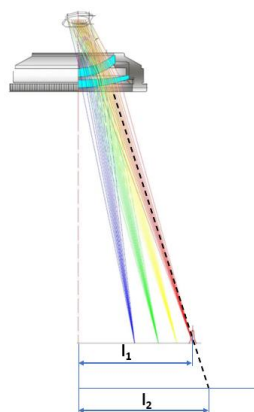
Rys. 65 Rozkład gęstości mocy: a) w ognisku wiązki, b) w płaszczyźnie leżącej 100 mm poniżej ogniska wiązki (prezentowane wartości względne intensywności)

Średnica wiązki w odległości 100 mm poniżej ogniska wynosiła 5,54 mm. Wykorzystanie wiązki rozogniskowanej pozwala na uzyskanie niższych gęstości mocy, umożliwiającą uzyskanie przemian materiału na większej głębokości bez jednoczesnego powodowania przetopu na powierzchni. Schemat stanowiska do obróbki laserowej przedstawiono na Rys. 66.



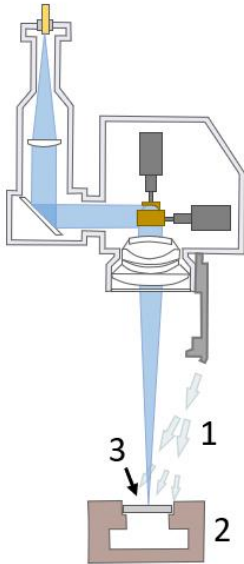
Rys. 66 Układ stanowiska do procesu hartowania laserowego

Należy zauważyć, że w związku z wykorzystaniem obiektywu F-theta, w przypadku prowadzenia procesu w płaszczyźnie leżącej poniżej odległości ogniskowej, rzeczywista amplituda wychYLENIA wiązki od punktu środkowego ulega zwiększeniu (Rys. 67). Dla amplitudy 5 mm zadanej w płaszczyźnie ogniska, zmierzona eksperymentalnie amplituda wychYLENIA wiązki wyniosła 5,75 mm. Zjawisko to zostało uwzględnione w późniejszych badaniach symulacyjnych.

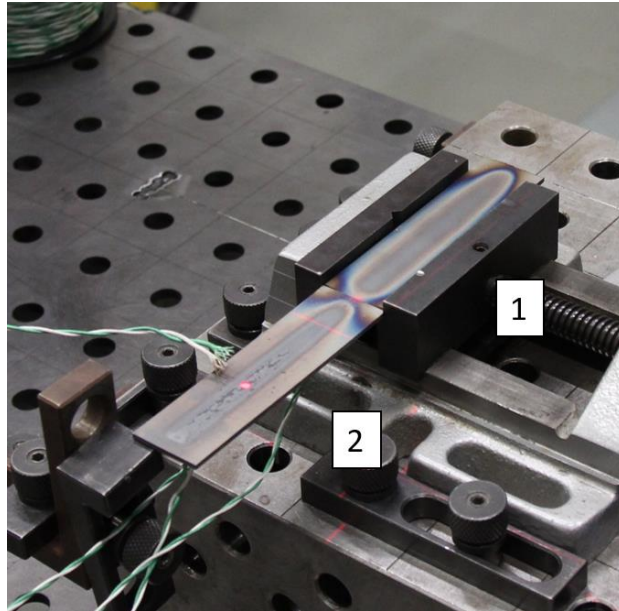


Rys. 67 Zmiana zakresu wychYLENIA wiązki do wartości zadanej (w płaszczyźnie ogniskowania) w przypadku pracy poza ogniskiem [Wavelength Opto-Electronic (S) Pte Ltd]

Z uwagi przyszłą konieczność uwzględnienia wpływu warunków zewnętrznych na przebieg procesu, w badaniach symulacyjnych ustalono konfigurację układu zapewniającą stabilne i przystępne do modelowania numerycznego warunki prowadzenia procesu. Dotyczyły one nadmuchu powietrza z dysz zdmuchujących opary zamontowanych na głowicy laserowej (Rys. 68) oraz sposobu zamocowania próbki (Rys. 69).



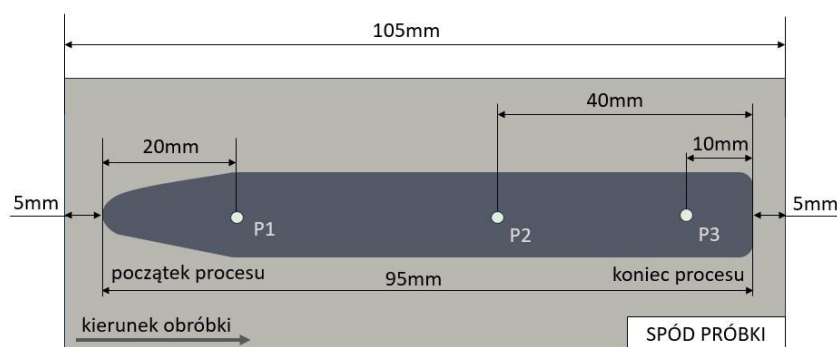
Rys. 68 Schemat konfiguracji: 1 – nadmuch gazu, 2 - imadło, 3 - próbka



Rys. 69 Sposób mocowania próbki: 1 - w imadle, 2 - poza imadłem

Ustalono, że badania będą prowadzone bez dodatkowego nadmuchu powietrza oraz w mocowaniu zapewniającym minimalny kontakt z oprzyrządowaniem (konfiguracja 2 na Rys. 69). Pozwoli to uzyskać wyższe temperatury wewnątrz materiału poprzez dłuższe utrzymanie znacznego gradientu temperatur między powierzchnią a spodem próbki. Taki sposób prowadzenia procesu będzie również użyteczny pod kątem reprezentacji symulacyjnej – pozwoli uniknąć modelowania warunków brzegowych kontaktu stykowego o nieznannej rezystancji cieplnej oraz utraty energii na drodze konwekcji wymuszonej, charakteryzującej się szerokim zakresem współczynników przejmowania ciepła. Ponadto możliwe będzie zadanie warunków konwekcji swobodnej na wszystkich odpowiednich powierzchniach.

Celem przeprowadzenia pomiaru temperatury funkcjonalność stanowiska poszerzono o rejestrację cykli ciepłych w wybranych punktach z wykorzystaniem trzech termopar typu K zgrzanych do powierzchni próbki. Sygnał rejestrowano za pomocą modułu wejść/wyjść cDAQ-9188 (National Instruments) wraz z kartą NI 9219 do której podłączone zostały końce termopar. Punkty pomiaru temperatury ustalono na spodniej powierzchni próbki, bezpośrednio pod obszarem hartowanym. Jest to miejsce najwyższych możliwych do zarejestrowania wartości temperatury, na które nie oddziałuje promieniowanie laserowe. Dokładne lokalizacje umiejscowienia termopar 1-3 (P1-P3) przedstawiono na Rys. 70.



Rys. 70 Schemat umiejscowienia termopar

### 7.3 Technologiczne badania parametryczne

Technologiczne badania parametryczne polegały na przeprowadzeniu eksperymentów procesu hartowania dla zmiennych wartości mocy oraz prędkości prowadzenia wiązki. Zostały podzielone na dwie części: wyznaczenie okna procesowego oraz charakteryzację obszaru umocnionego wewnątrz okna procesowego. Celami badań parametrycznych są:

- Wyznaczenie przybliżonego okna procesowego dla zmiennej mocy i prędkości prowadzenia procesu.
- Poszerzone badania twardości dla wybranych zestawów parametrów z wyznaczonego zakresu.
- Wyznaczenie własności mechanicznych obszaru umocnionego dla zestawu parametrów pozwalającego na otrzymanie najbardziej jednorodnego kształtu umocnienia.

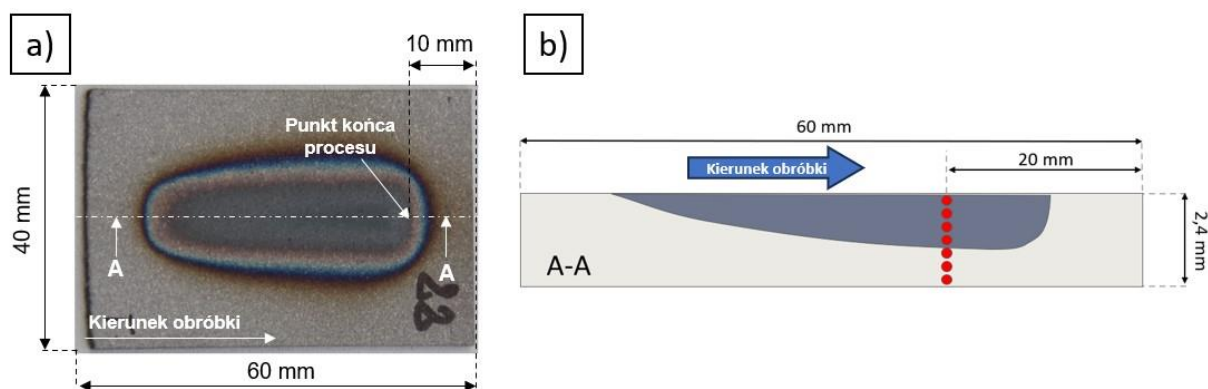
Do badań wykorzystano próbki o wymiarach 60 mm x 40 mm x 2,4 mm. Parametrami zmienianymi w czasie badania była moc wiązki laserowej oraz prędkość posuwu liniowego. Pozostałe parametry procesu pozostawały na stałym poziomie. Tab. 7 przedstawia zbiorczo zastosowane wartości parametrów procesowych.

Tab. 7 Wartości parametrów procesu wykorzystywane w badaniu technologii hartowania laserowego

Moc wiązki [W]	200-600
Prędkość posuwu liniowego [mm/s]	0,5-3
Położenie ogniska wiązki względem płaszczyzny obróbki [mm]	+100
Zadana amplituda oscylacji [mm]	5
Częstotliwość oscylacji [Hz]	100

Przed badaniem próbki zostały poddane piaskowaniu oraz oczyszczaniu izopropanolem. W środkowym obszarze próbek wykonywano proces hartowania na długości 40mm (Rys. 71). Ruch oscylacyjny realizowany był poprzez oscylację zwierciadła w głowicy laserowej, natomiast ruch wzdłużny za pomocą przesuwu ruchu robota. Kryterium doboru optymalnych parametrów było uzyskanie efektów umocnienia na pełnej głębokości oraz brak przetopu. Wykonane próbki hartowania analizowano poprzez pomiar profilu twardości w przekroju wzdłużnym przez strefę zahartowaną w odległości 10 mm przed miejscem końca procesu. Pomiar twardości prowadzono metodą Vickersa pod obciążeniem 300 g (HV0,3) punktach co 100 μm w głąb materiału (Rys. 71).





Rys. 71 Schemat procesu na potrzeby badań parametrycznych: a) kształt obszaru hartowanego, b) lokalizacja pomiaru twardości

Wartości mocy i prędkości prowadzenia wiązki zmieniano w zakresie przedstawionym w Tab. 7. nie dopuszczając do przetopu materiału na powierzchni. Wartości mocy zmieniano z krokiem co 100 W, a prędkości co 1 mm/s. Dodatkowo przeprowadzono proces hartowania z prędkością 0,5 mm/s. Przyjęto metodę, w której dla każdej prędkości poszukiwano wartości mocy „o krok przed” pojawieniem się przetopu. Spośród dostępnych kombinacji badanych wartości parametrów procesowych, wykorzystano zestawy przedstawione na Rys. 72. Dla prędkości 0,5 mm/s, minimalna moc 200 W wynikała z ograniczeń generatora laserowego.

moc wiązki	600 W	-	-	-	
	500 W	-	-		
	400 W	-			
	300 W	-			-
	200 W			-	-
		0,5 mm/s	1 mm/s	2 mm/s	3 mm/s
<b>prędkość posuwu</b>					

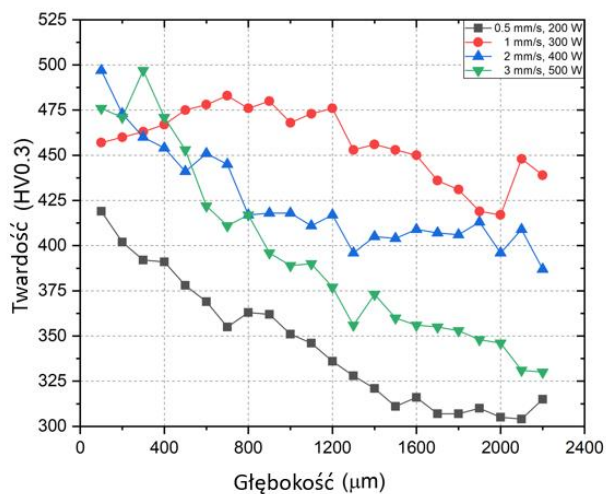
Rys. 72 Wybrane zestawy mocy oraz prędkości prowadzenia procesu dla eksperymentalnego doboru parametrów procesu hartowania laserowego.

Na potrzeby badań twardości wytypowano próbki różniące się prędkością posuwu liniowego. Wyboru dokonano na podstawie najwyższej wartości mocy wiązki, nie powodującej nadtopienia powierzchni. Do pomiarów wybrano następujące zestawy parametrów:  $v = 0,5 \text{ mm/s}$ ,  $P = 200 \text{ W}$ ;  $v = 1 \text{ mm/s}$ ,  $P = 300$



W;  $v = 2 \text{ mm/s}$ ,  $P = 400 \text{ W}$ ;  $v = 3 \text{ mm/s}$ ,  $P = 500 \text{ W}$ . Wyniki pomiaru ich twardości w głąb materiału przedstawiono na Rys. 73.

moc wiązki	prędkość posuwu			
	0,5 mm/s	1 mm/s	2 mm/s	3 mm/s
600 W	-	-	-	
500 W	-	-		
400 W	-			
300 W	-			-
200 W			-	-

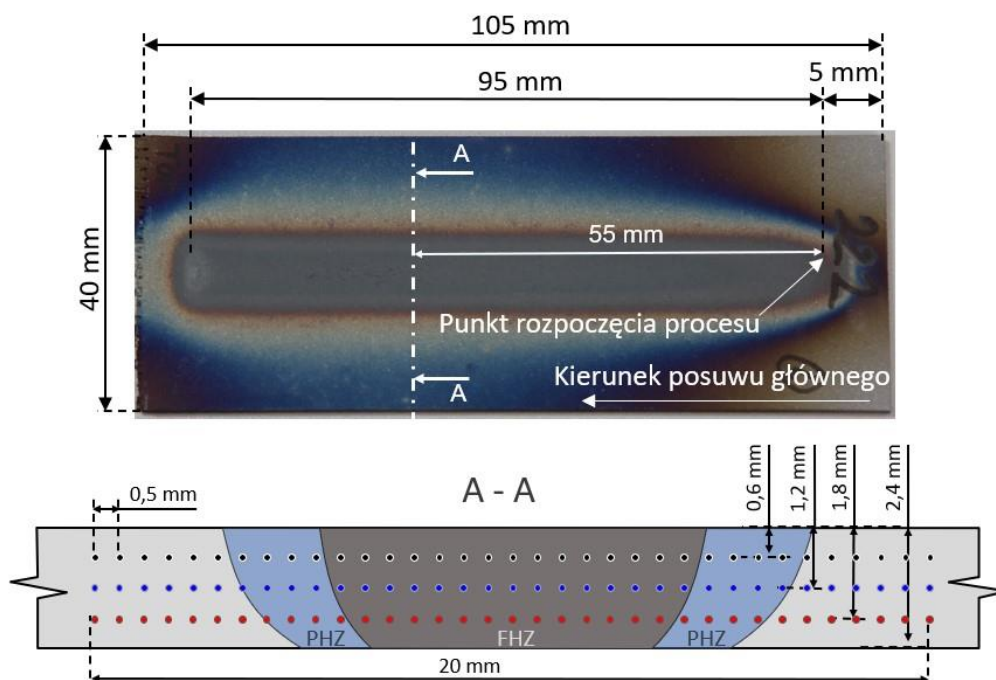


Rys. 73 Przebieg twardości w głąb próbki dla wybranych zestawów parametrów procesowych

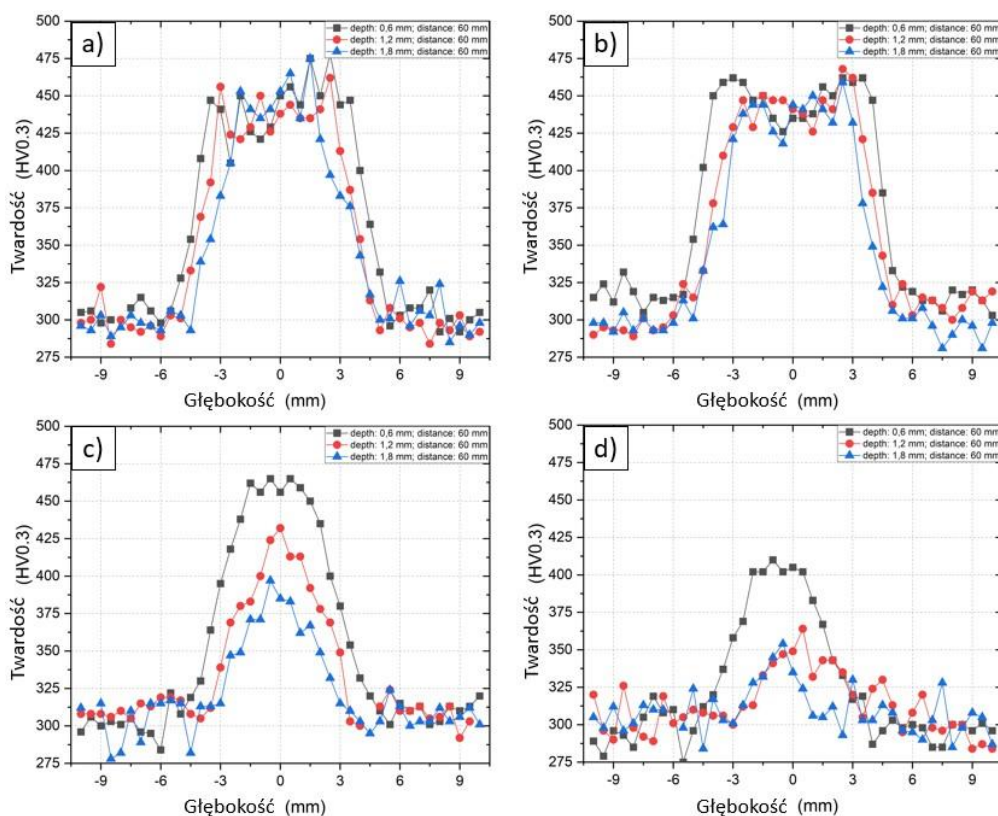
Na podstawie analizy pomiarów twardości w głąb próbki można stwierdzić, że największą jednorodnością twardości charakteryzuje się próbka wykonana z parametrami  $P = 300 \text{ W}$ ,  $v = 1 \text{ mm/s}$ . Jej twardość nie spadała poniżej wartości  $400 \text{ HVO.3}$ . Można stwierdzić, że efekty umocnienia na pełnej głębokości (biorąc pod uwagę osiągnięcie twardości wyższej niż materiał bazowy) widoczne były we wszystkich próbkach oprócz przypadku wykorzystującego parametry  $P = 200 \text{ W}$ ,  $v = 0,5 \text{ mm/s}$ , dla której efekty zaobserwowano nieznacznie powyżej połowy grubości. Z uwagi na małą prędkość prowadzenia procesu oraz krótki obszar hartowany można przypuszczać, że pomiar dokonywany był w odległości dla której nie osiągnięto ustabilizowanego przebiegu procesu i zasadne jest powtórzenie procesu na próbce o większej długości.

#### 7.4 Analiza kształtu umocnienia

Dla czterech zestawów parametrów procesowych wytypowanych powyżej przeprowadzono dodatkowe badania poprzez wykonanie dłuższych obszarów hartowanych na próbkach o długości  $105 \text{ mm}$  i pomiar twardości na przekroju poprzecznym na trzech głębokościach w poprzek próbki (Rys. 74). Realizacja dłuższego obszaru hartowanego pozwoliła na pomiar twardości w dalszej odległości od punktu rozpoczęcia procesu, co eliminuje potencjalny wpływ obszaru przejściowego wzrostu twardości związanego z powolnym nagrzewaniem się próbki przy niższych mocach wiązki. Przekrój poprzeczny do analizy twardości znajdował się  $60 \text{ mm}$  od punktu inicjacji procesu.



Rys. 74 Lokalizacja płaszczyzny i punktów pomiaru twardości na próbce hartowanej



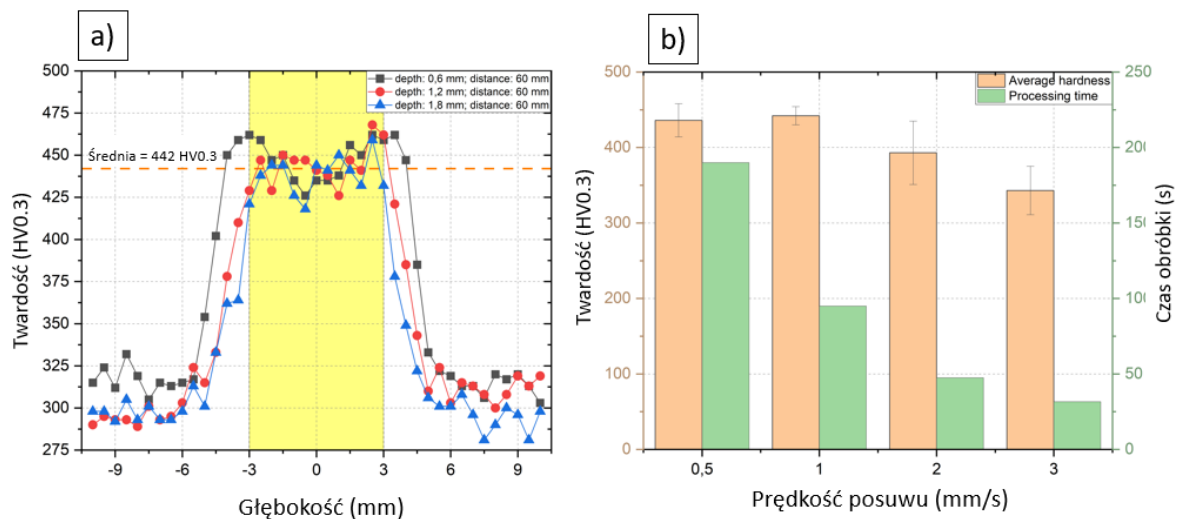
Rys. 75 Wyniki pomiarów twardości na przekroju poprzecznym dla parametrów: a)  $v=0,5$  mm/s,  $P=200$  W; b)  $v=1$  mm/s,  $P=300$  W; c)  $v=2$  mm/s,  $P=400$  W; d)  $v=3$  mm/s,  $P=500$  W

Na Rys. 75 przedstawiono profile twardości próbek LPBF hartowanych laserowo z wykorzystaniem różnych zestawów parametrów procesowych. We wszystkich przypadkach materiał poddany obróbce laserowej osiągnął lokalnie twardość wyższą niż materiał w stanie wejściowym. Można zauważyć, że zastosowane parametry procesu miały wpływ na wielkość strefy wpływu ciepła. Najbardziej

jednorodny i stabilny rozkład twardości, dla głębokości materiału w zakresie oscylacji wiązki laserowej, uzyskano dla próbek wykonanych przy prędkościach i mocach wiązki odpowiednio 0,5 mm/s, 200 W i 1 mm/s, 300 W (Rys. 75 a, b). Średnia twardość materiału w stanie wejściowym wynosiła 302 HV<sub>0,3</sub>. W przypadku tych próbek zaobserwowano wzrost twardości do poziomu ok. 440 HV<sub>0,3</sub> w odległości  $\pm 3$  mm od środka obszaru nagrzewanego wiązką. Stanowiło to twardość około 1,5 razy wyższą jak materiału podstawowego. Profil twardości nie wykazał zmiękczenia w strefie przejściowej między materiałem umocnionym a bazowym.

Własności mechaniczne strefy zahartowanej analizowane będą za pomocą próby rozciągania. Geometria próbki testowej (wg ASTM E8 - wariant subsized) posiada w strefie pomiarowej szerokość 6 mm.

Do dalszych badań jako najlepsze parametry procesowe wytypowano zestaw  $v = 1$  mm/s,  $P = 300$  W. Parametry te umożliwiły osiągnięcie pełnego zahartowania na całej grubości próbki oraz najbardziej równomierny rozkład twardości na szerokości 6 mm. Zestaw ten, za sprawą wyższej prędkości prowadzenia procesu, charakteryzował się również większą wydajnością obróbki (Rys. 76).



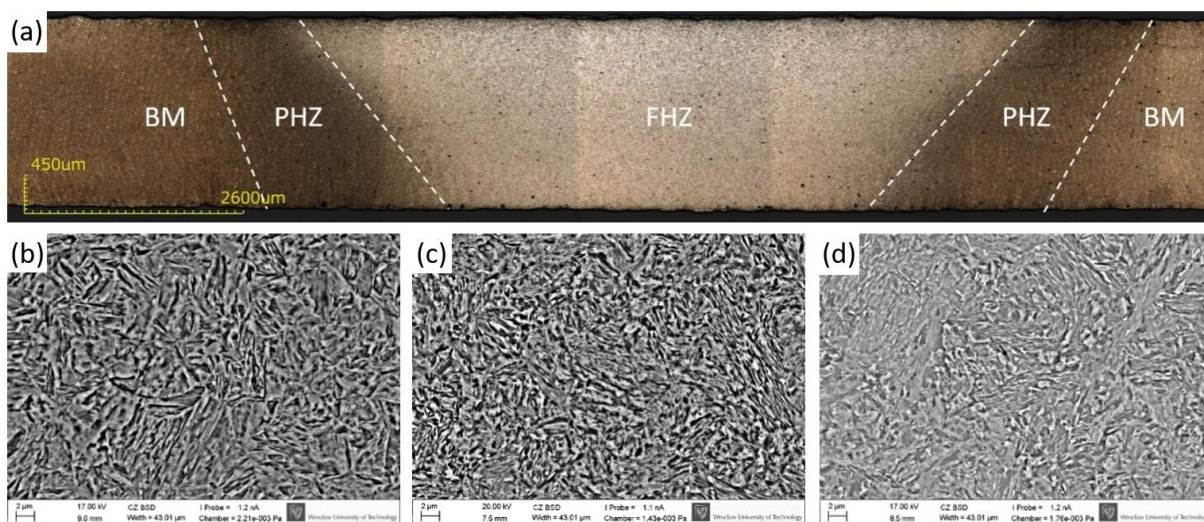
Rys. 76 Ocena efektywności hartowania: a) metoda pomiaru średniej wartości twardości; b) porównanie średnich wartości twardości i efektywności hartowania.

## 7.5 Badania własności obszaru umocnionego

Dla najkorzystniejszego zestawu parametrów procesowych ( $v = 1$  mm/s,  $P = 300$  W) przeprowadzono dodatkowe badania celem pozyskania wiedzy na temat mikrostruktury i własności mechanicznych lokalnie umocnionego obszaru.

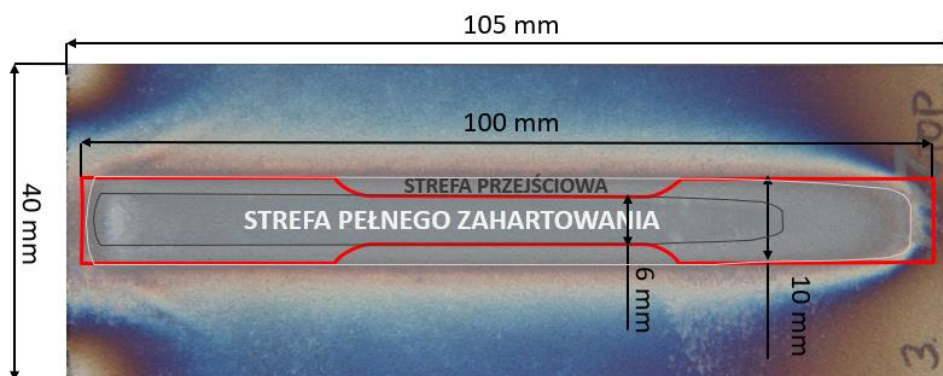
Na Rys. 77 przedstawiono przykładowy zgiąd trawiony dla próbki hartowanej z wybranymi parametrami. Zgiąd wykonano dla przekroju w miejscu ustabilizowanego przebiegu procesu. Na podstawie analizy mikrostruktury określono, że wzrost twardości w stosunku do stanu bazowego spowodowany był otrzymaniem drobnoziarnistej struktury martenzytycznej z pomijalnym udziałem austenitu szczątkowego. Na obrazie trawionego zgiądu możliwe jest wyraźne wskazanie obszaru zahartowanego w osi próbki, charakteryzującego się strukturą w pełni martenzytyczną, otrzymaną w wyniku nagrzania powyżej temperatury  $A_{c3}$  oraz szybkiego schłodzenia. Granice obszaru częściowego zahartowania (PHZ), a szczególnie jego zakres w kierunku materiału bazowego, na zgiądzie trawionym nie są wyraźnie rozróżnialne, co uniemożliwia określenie jego rozmiaru na podstawie obrazu przekroju poprzecznego. W obszarze tym zaszła niepełna przemiana austenityczna.



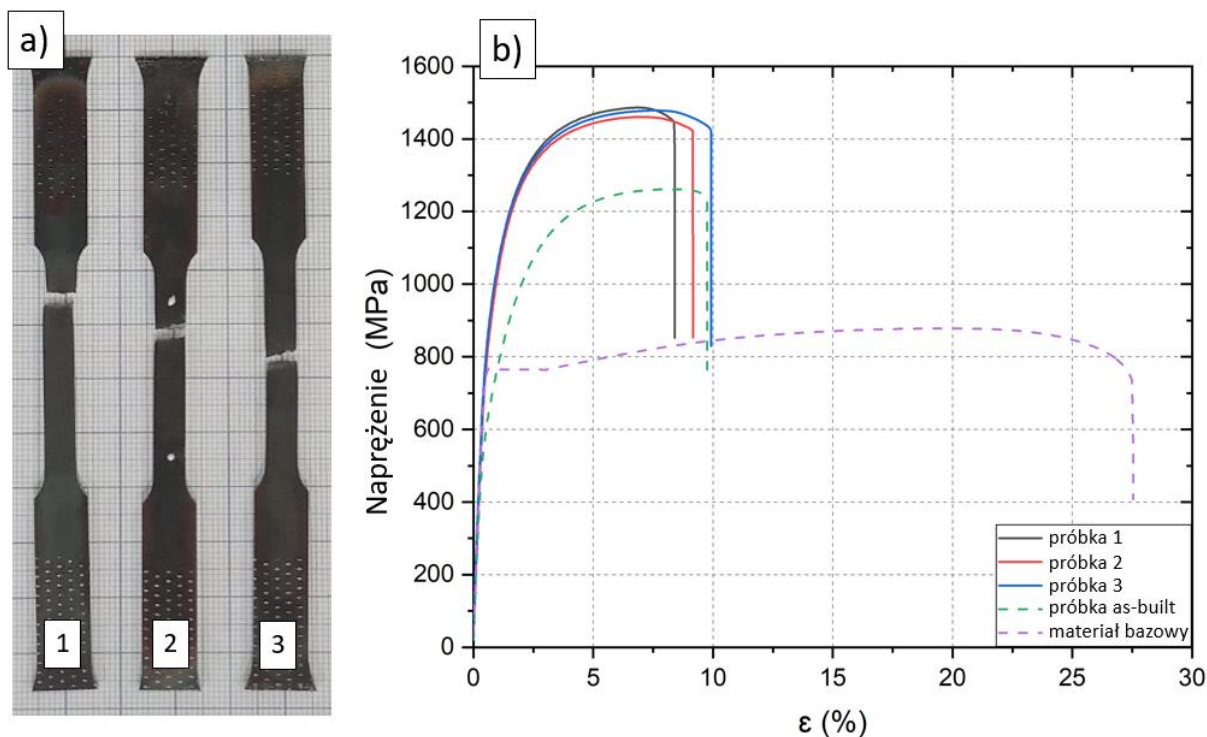


Rys. 77 Mikrostruktura materiału próbki po procesie lokalnego hartowania: a) zgląd trawiony (FHZ - strefa pełnego zahartowania, PHZ - strefa przejściowa częściowego zahartowania, BM - materiał bazowy), b) mikrostruktura obszaru FHZ, c) mikrostruktura obszaru PHZ, d) mikrostruktura obszaru BM

Własności mechaniczne wyznaczono w oparciu o statyczną próbę rozciągania. Próbki do badań przygotowano za pomocą frezowania kształtu docelowego z lokalnie zahartowanych elementów (Rys. 78). Do badań wytrzymałościowych przeznaczono 3 próbki. Próba rozciągania przeprowadzona była za pomocą urządzenia Instron 3384. Pomiar wydłużenia rejestrowany był z wykorzystaniem wideoekstensometru. W próbie zadano prędkość odkształcania na poziomie  $0,004 \text{ s}^{-1}$ , co dla długości pomiarowej próbki równej 32 mm dawało prędkość rozciągania równą 7,68 mm/min. Zdjęcia próbek do rozciągania oraz wykres przebiegu naprężenia od odkształcenia zaprezentowano na Rys. 79. Na wykresie dla porównania naniesiono również przebiegi otrzymane dla materiału w stanie *as-built* (bezpośrednio po procesie LPBF) oraz w stanie bazowym przed hartowaniem (po globalnej obróbce cieplnej).



Rys. 78 Lokalizacja próbki do rozciągania względem hartowanej geometrii



Rys. 79 Wyniki próby statycznego rozciągania: a) próbki pomiarowe po badaniu, b) przebieg naprężenia od odkształcenia w czasie próby statycznego rozciągania

Z uwagi na bardzo ograniczoną dostępność próbek materiałowych wyniki końcowe obliczono jako średnie wraz z przedziałami ufności, z założeniem istotności  $\alpha_i = 0,05$ . W Tab. 8 przedstawiono wyniki wyznaczonych własności mechanicznych oraz dla porównania ujęto własności materiału (granica plastyczności  $R_e$ , wytrzymałość na rozciąganie  $R_m$ , wydłużenie względne  $A$  w obu wspomnianych stanach poprzedzających).

Tab. 8 Własności mechaniczne materiału lokalnie zahartowanego wyznaczone w próbie statycznego rozciągania

Stan materiału	$R_e$ [MPa]	$R_m$ [MPa]	$A$ [%]
lok. hartowanie	875,1 ±94,3	1475 ±32	9,2 ±1,9
as-built	630,2 ±19,4	1240 ±54	9,5 ±1,0
bazowy	752,6 ±19,5	883 ±14	26,7 ±1,0

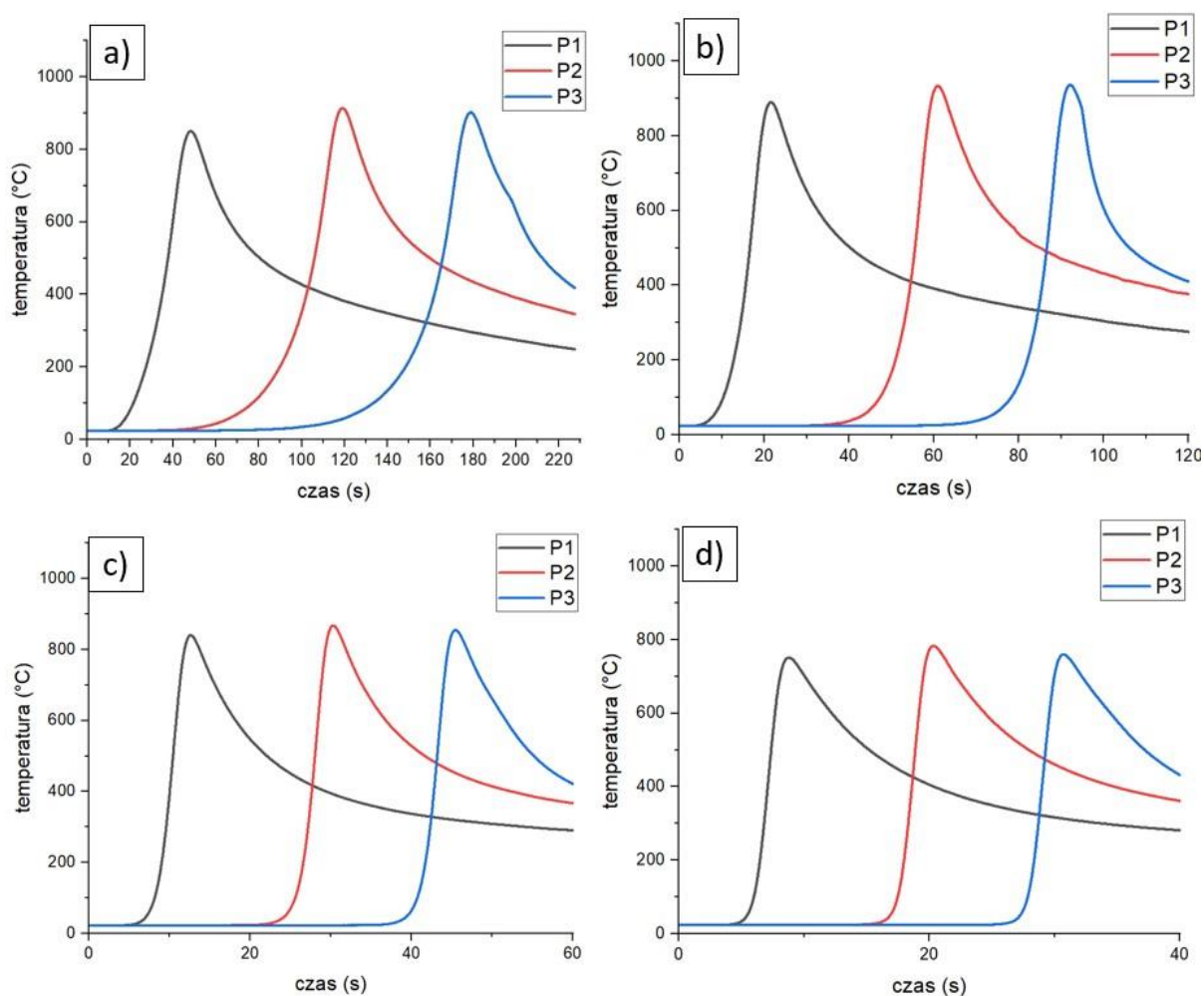
Można zauważyć, że dla każdej próbki zniszczenie następowało w obszarze przewężenia, odpowiadającego obszarowi hartowanemu (Rys. 79a). Proces hartowania skutkowało spadkiem wydłużenia względnego do ok. 9,5 % oraz wzrostem granicy wytrzymałości do wartości 1475 MPa.

### 7.6 Dodatkowa charakteryzacja wyników procesu na potrzeby symulacji numerycznych

Z uwagi na konieczność przyszłego strojenia oraz walidacji symulacji numerycznej, niezbędne było pozyskanie odpowiednich wyników, które posłużą do porównania z określonymi wartościami uzyskanymi na drodze obliczeń numerycznych. Z uwagi na planowany podział prac symulacyjnych na etapy opracowania modelu przepływu ciepła oraz modelowania umacniania, dodatkowa charakteryzacja powinna obejmować:

- pomiar cykli cieplnych na potrzeby walidacji modelu przepływu ciepła,
- poszerzone badania rozkładu twardości w strefie umocnionej (mapy twardości) celem walidacji modeli umacniania.

Badania cykli cieplnych przeprowadzono za pomocą termopar w sposób opisany w części dot. konfiguracji stanowiska. Rejestracja wyników przebiegu temperatury była prowadzona w czasie hartowania dla czterech wytypowanych zestawów parametrów procesowych:  $v = 0,5 \text{ mm/s}$ ,  $P = 200 \text{ W}$ ;  $v = 1 \text{ mm/s}$ ,  $P = 300 \text{ W}$ ;  $v = 2 \text{ mm/s}$ ,  $P = 400 \text{ W}$ ;  $v = 3 \text{ mm/s}$ ,  $P = 500 \text{ W}$ . Wyniki pomiaru w postaci wykresów przebiegu temperatury w czasie przedstawiono na Rys. 80.



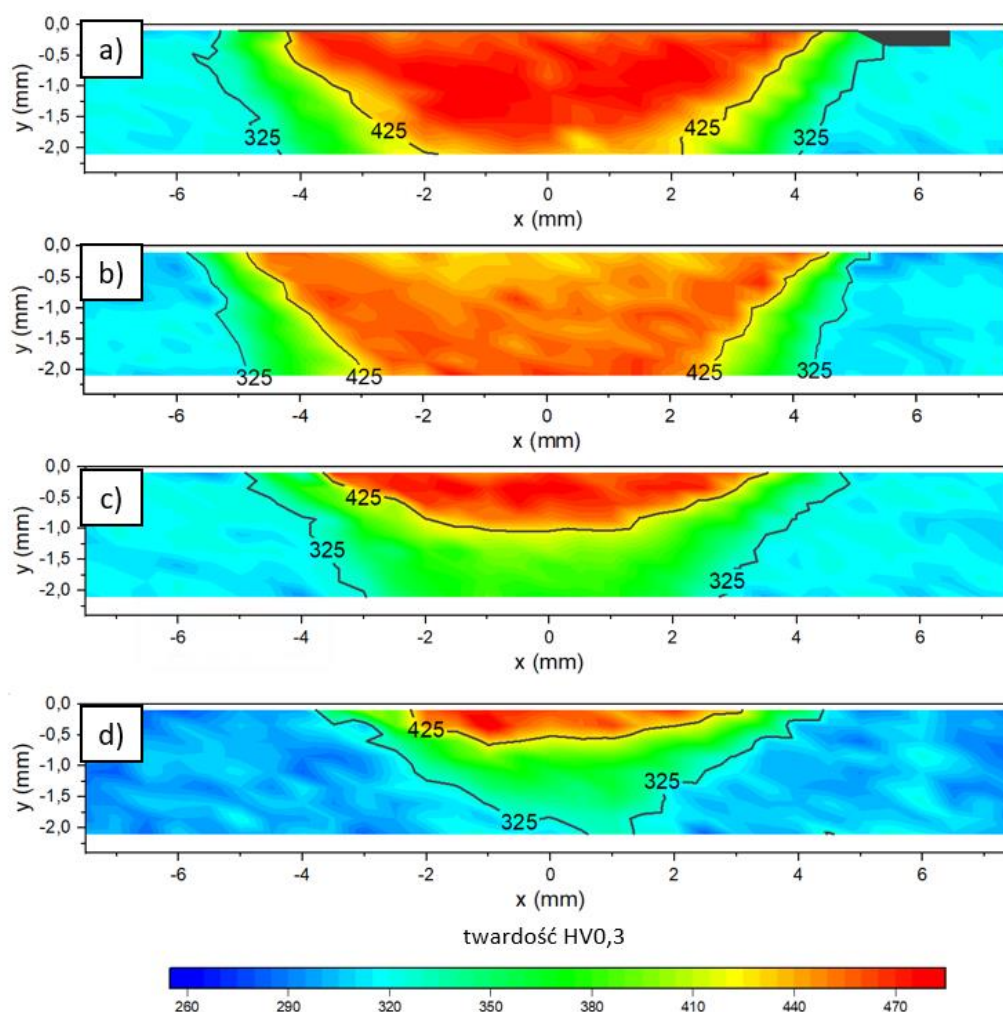
Rys. 80 Zarejestrowane cykle cieplne w wybranych punktach pomiarowych dla zestawów parametrów: a)  $v=0,5 \text{ mm/s}$ ,  $P=200 \text{ W}$ ; b)  $v=1 \text{ mm/s}$ ,  $P=300 \text{ W}$ ; c)  $v=2 \text{ mm/s}$ ,  $P=400 \text{ W}$ ; d)  $v=3 \text{ mm/s}$ ,  $P=500 \text{ W}$

Maksymalnie osiągnięte temperatury w otrzymanych cyklach cieplnych przyjmowały wartości z zakresu  $751\text{-}936 \text{ }^\circ\text{C}$ . Średnia prędkość chłodzenia między temperaturami  $800 \text{ }^\circ\text{C}$  a  $500 \text{ }^\circ\text{C}$  wynosiła  $22 \text{ K/s}$ , co w porównaniu z wykresem CTPc dla badanej stali (Rys. 47), znacznie przekracza prędkość krytyczną potrzebną do uzyskania struktury martenzytycznej. Prędkość chłodzenia między temperaturami  $800 \text{ }^\circ\text{C}$  a  $500 \text{ }^\circ\text{C}$  jest powiązana z parametrem czasowym  $t_{8/5}$  (czasem chłodzenia z temperatury  $800 \text{ }^\circ\text{C}$  do  $500 \text{ }^\circ\text{C}$ ). Parametr ten jest powszechnie stosowany do określania stopnia zahartowania strefy wpływu ciepła w aplikacjach spawalniczych.

Badania rozkładu twardości w postaci map twardości sporządzono dla czterech wytypowanych zestawów parametrów procesowych:  $v = 0,5 \text{ mm/s}$ ,  $P = 200 \text{ W}$ ;  $v = 1 \text{ mm/s}$ ,  $P = 300 \text{ W}$ ;  $v = 2 \text{ mm/s}$ ,  $P =$



400 W;  $v = 3 \text{ mm/s}$ ,  $P = 500 \text{ W}$ . Do badań przeznaczono przekroje poprzeczne znajdujące się 60 mm od punktu początku prowadzenia procesu (lokalizacja tożsama z uprzednio wykonanymi pomiarami). Celem sporządzenia map twardości była ocena jakościowa oraz ukazanie poglądowego kształtu rzeczywistego obszaru umocnienia, możliwego do porównania z wynikami symulacyjnymi (kształt szacowany na podstawie zgłądów trawionych nie umożliwia precyzyjnego określenia zakresu strefy przejściowej). Pomiary prowadzono na obszarze o wymiarach 15 mm x 2 mm. Punkty pomiarowe leżące równoległe do powierzchni próbki oddalone wykonywane były co 0,5 mm, rozpoczynając pomiar w odległości 7,5 mm od osi próbki. Punkty pomiarowe w kierunku prostopadłym do powierzchni (w głąb materiału) wykonywane były co 0,25 mm, rozpoczynając 0,1 mm od powierzchni. Wyniki pomiarów przedstawiono na Rys. 81.



Rys. 81 Mapy rozkładu twardości na przekroju próbki dla zestawu parametrów: a)  $v = 0,5 \text{ mm/s}$ ,  $P = 200 \text{ W}$ ; b)  $v = 1 \text{ mm/s}$ ,  $P = 300 \text{ W}$ ; c)  $v = 2 \text{ mm/s}$ ,  $P = 400 \text{ W}$ ; d)  $v = 3 \text{ mm/s}$ ,  $P = 500 \text{ W}$

Mapy rozkładu twardości na przekroju poprzecznym uwidaczniają kształt obszaru w pełni umocnionego oraz obszaru przejściowego, uzupełniając dane pozyskane we wcześniejszych pomiarach liniowych. Można zaobserwować wyraźne różnice w kształcie obszaru umocnionego w dolnej części próbki pomiędzy procesami z prędkościami 0,5 mm/s i 1 mm/s a procesami z prędkościami 2 mm/s i 3 mm/s. Uzyskanie efektów umocnienia (określonej temperatury) na dolnej powierzchni, z uwagi na brak objętości materiału mogącej odprowadzać dalej ciepło, sprzyja rozszerzaniu strefy na i przybierania kształtu trapezowego. Parametry nie zapewniające pełnego zahartowania skutkują zaokrąglonym kształtem strefy umocnienia.



## 7.7 Podsumowanie i wnioski z badań eksperymentalnych

W ramach badań procesowych eksperymentalnych dokonano szczegółowej charakterystyki wiązki laserowej poprzez pomiary jej kaustyki. Opracowano stanowisko obróbki laserowej umożliwiające realizację procesu hartowania ze zmiennymi wartościami mocy i prędkości prowadzenia wiązki. Konfiguracja stanowiska umożliwia również potencjalną zamianę innych parametrów procesowych decydujących o kształcie obszaru umocnienia, takich trajektoria i częstotliwość oscylacji lub zmiana średnicy plamki laserowej poprzez pracę poza ogniskiem wiązki.

Na drodze badań eksperymentalnych wytypowano cztery zestawy parametrów umożliwiające uzyskanie efektów umocnienia na pełnej głębokości:  $v = 0,5 \text{ mm/s}$ ,  $P = 200 \text{ W}$ ;  $v = 1 \text{ mm/s}$ ,  $P = 300 \text{ W}$ ;  $v = 2 \text{ mm/s}$ ,  $P = 400 \text{ W}$ ;  $v = 3 \text{ mm/s}$ ,  $P = 500 \text{ W}$ . Uzyskanie efektów pełnego zahartowania w głąb próbki (jednakowy poziom twardości na powierzchni górnej i dolnej) możliwe było jedynie dla zestawów parametrów z najniższymi prędkościami –  $0,5 \text{ mm/s}$  oraz  $1 \text{ mm/s}$ . Jako najlepszy zestaw paramentów wytypowano moc  $300 \text{ W}$  oraz prędkość  $1 \text{ mm/s}$  z uwagi na najbardziej równomierny rozkład twardości w badanym obszarze. Dla tego zestawu przeprowadzono badania wytrzymałościowe, w których wykazano wzrost granicy plastyczności o ok.  $16 \%$  w stosunku do stanu wejściowego oraz wzrost granicy wytrzymałości o ok.  $67 \%$ . Proces hartowania spowodował spadek wydłużenia względnego materiału z wartości  $27 \%$  (dla materiału bazowego) do wartości  $9,2 \%$  dla materiału w pełni umocnionego. Twardość materiału w wyniku hartowania wzrosła o ok.  $46 \%$ . Badania twardości w strefie przejściowej wykazały w przybliżeniu jej stały, liniowy wzrost. Na przekrojach poprzecznych nie zaobserwowano lokalnego spadku twardości w wyniku odpuszczania. W ramach badań sporządzono również mapy rozkładu twardości dla czterech wytypowanych zestawów parametrów, na przekrojach poprzecznych w odległości zapewniającej ustabilizowanie przebiegu procesu. Na ich podstawie określono, że procesy prowadzone z prędkościami  $2 \text{ mm/s}$  oraz  $3 \text{ mm/s}$  nie zapewniają osiągnięcia efektów pełnego zahartowania na pełnej głębokości próbki. Sporządzone mapy twardości posłużą również od oceny jakościowej wyników symulacji numerycznych. Badania eksperymentalne pozwoliły również na rejestrację cykli cieplnych w wybranych miejscach próbki, które zostaną wykorzystane w celu walidacji modeli symulacyjnych.

## 8. Badania procesowe symulacyjne

### 8.1 Metodyka prac

Celem badań symulacyjnych jest poszerzona charakteryzacja procesu hartowania laserowego w wyznaczonym eksperymentalnie oknie procesowym. Prezentowana metodyka prac stanowi również kompleksowy opis schematu postępowania w przypadku zastosowania symulacji numerycznych dla innych, nowo opracowywanych gatunków stali, dla których nieznane są parametry materiałowe.

Zakłada się, że symulacyjne badania nad procesem hartowania umożliwią również pozyskanie następującej wiedzy:

- Czy i kiedy dopuszczalne jest wykorzystanie do obliczeń numerycznych teoretycznych parametrów materiałowych wyznaczonych symulacyjnie na podstawie składu chemicznego?
- W jaki sposób zmodelować źródło ciepła reprezentujące wiązkę dynamicznie oscylującą?
- Który z modeli numerycznych wyznaczających obszar umocnienia materiału charakteryzuje się najniższym błędem predykcji?
- Jak kształtuje się obszar pełnego umocnienia w całej objętości próbki?
- Jak kształtuje się strefa przejściowa między pełnym umocnieniem a materiałem podstawowym w pełnej objętości próbki?

Celem opracowania przedstawionych zagadnień sporządzono plan badań symulacyjnych procesu obróbki laserowej wiązką oscylującą. Jego końcowym etapem jest ocena finalnych modeli pod kątem dokładności predykcji kształtu umocnionego oraz poszerzona charakteryzacja wyników hartowania na podstawie najlepszego modelu. Plan badań symulacyjnych, sporządzony w oparciu o analizowane doniesienia literaturowe oraz wyniki badań materiałowych i eksperymentalnych, uwzględnia następujące elementy:

- Opracowanie podstawowego modelu przepływu ciepła:
  - Opis geometrii
  - Opis parametrów materiałowych oraz przewodzenia ciepła wewnątrz elementu
  - Nadanie warunków brzegowych
    - Konwekcja
    - Radiacja
    - Symetria
  - Dyskretyzacja
- Modelowanie źródła ciepła
  - Wyznaczenie ekwiwalentnego rozkładu liniowego
  - Weryfikacja stosowalności rozkładu zastępczego
- Analiza wpływu rodzaju i wielkości siatki MES
- Kalibracja modelu - oszacowanie nieznanymi wartościami współczynników wymiany ciepła
  - Konwekcji
  - Absorpcyjności
- Opracowanie i walidacja modeli numerycznych wyznaczających obszar umocnienia materiału
  - Model jednoparametryczny (osiągnięcie temperatur  $A_1$  lub  $A_3$ )
  - Model dwuparametryczny (osiągnięcie temperatur  $A_{c1}$  lub  $A_{c3}$ , zależnych od prędkości nagrzewania)
  - Model wieloparametryczny (na podstawie wykresów CTPc)
- Rozszerzona charakteryzacja wyników procesu hartowania

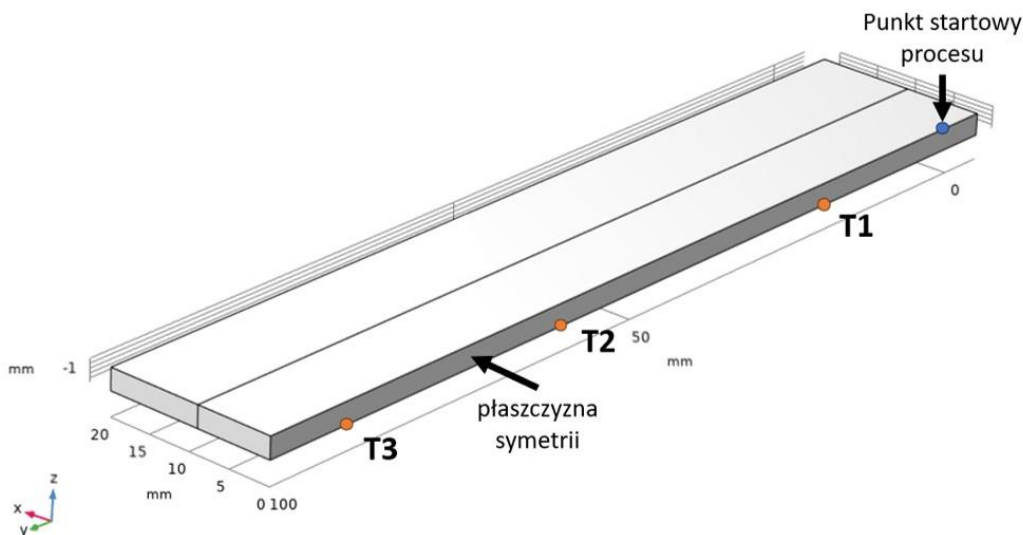
Do przeprowadzenia badań symulacyjnych wykorzystano oprogramowanie COMSOL Multiphysics® 6.0 z modułami Heat Transfer, Metal Processing oraz Material Library. Oprogramowanie to umożliwia kompleksowy opis zachodzących zjawisk zarówno za pomocą gotowych elementów predefiniowanych z przypisanymi odpowiednimi zależnościami fizycznymi, jak i za pomocą samodzielnie wprowadzanych równań różniczkowych. Obliczenia bazują na Metodzie Elementów Skończonych (MES). Oprogramowanie charakteryzuje się modułarną konstrukcją i wysokim stopniem dostępu do parametrów obliczeń.

Obliczenia numeryczne prowadzono z wykorzystaniem stacji roboczej wyposażonej w procesor AMD Ryzen Threadripper 3990X posiadający 64 rdzenie fizyczne (128 logicznych) o podstawowym taktowaniu 2.9 GHz (4.3 GHz w trybie Turbo) oraz 128 GB RAM DDR4. Podczas obliczeń wewnątrz oprogramowania symulacyjnego przyjęto ograniczenie wykorzystania 6 rdzeni fizycznych na jedną symulację numeryczną (z fabrycznym ustawieniem oprogramowania do wykorzystania jednego rdzenia logicznego na jeden fizyczny). Ilość rdzeni została dobrana na podstawie badań własnych i została uznana za najkorzystniejszą pod kątem równowagi pomiędzy czasem obliczeń a ilością jednocześnie obliczanych symulacji. Dobrana konfiguracja umożliwiła niezależne obliczenia do 10 modeli symulacyjnych jednocześnie bez wpływu na wydajność obliczeniową. Dzięki wspomnianej konfiguracji możliwe jest równoczesne prowadzenie symulacji parametrycznej.

## 8.2 Opracowanie podstawowego modelu przepływu ciepła

### 8.2.1 Opis geometrii i warunków brzegowych

Geometrię modelu symulacyjnego reprezentuje połowa próbki rzeczywistej podzielonej płaszczyzną prostopadłą do powierzchni górnej leżącej na wzdłużnej osi próbki. Ze względu na sposób prowadzenia procesu hartowania laserowego możliwe jest założenie symetryczności w procesie, zarówno pod względem geometrii jak i pola temperatur wywołanego oddziaływaniem wiązki działającej w czasie procesu. Geometria modelu symulacyjnego, przedstawiona na Rys. 82, jest reprezentowana przez prostopadłościan o wymiarach 105 x 20 x 2,4 [mm]. Model podzielony jest wzdłuż na dwie części (domeny), dla których przewidziano dwie gęstości siatki elementów skończonych. Domena bliżej osi, która poddana będzie oddziaływaniu promieniowania lasera, przewidziana jest do gęstszego siatkowania niż domena zewnętrzna, odpowiedzialna jedynie za odprowadzanie i akumulację ciepła. W punktach odpowiadającym miejscom styku termopar w rzeczywistym procesie zlokalizowano punkty pomiarowe – „wirtualne termopary” (T1 – T3), dzięki czemu możliwa jest w nich rejestracja przebiegu temperatury z częstotliwością odpowiadającą wielkości kroku obliczeniowego.



Rys. 82 Geometria modelu symulacyjnego z wyszczególnieniem punktów wirtualnych termopar

### 8.2.2 Opis parametrów materiałowych

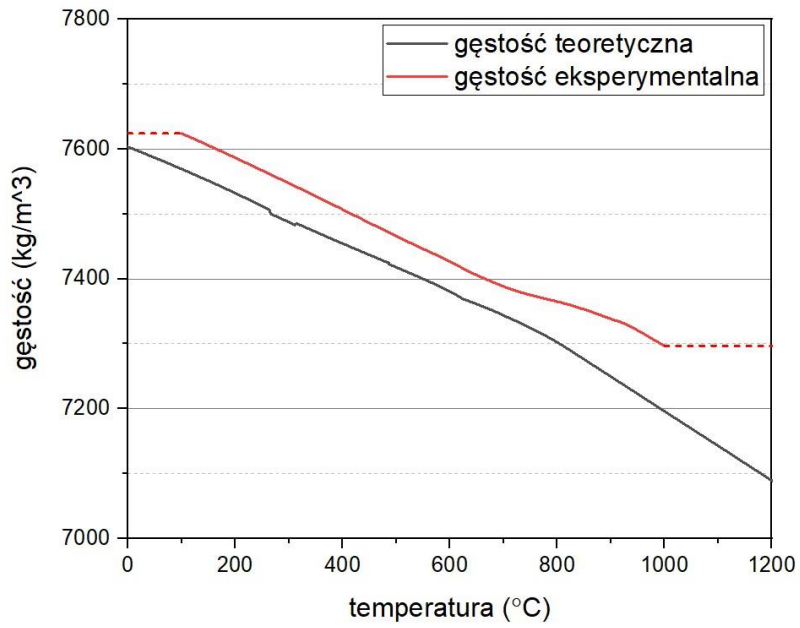
Modelowi symulacyjnemu przypisano odpowiednie parametry termofizyczne w funkcji temperatury, poprzez zdefiniowanie wykorzystywanych materiałów. Badania prowadzono z dwoma rodzajami materiału:

- teoretyczny (którego wartości parametrów termofizycznych uzyskano z obliczeń bazujących na składzie chemicznym i danych literaturowych – patrz rozdział 6.3.2) ,
- rzeczywisty (o parametrach wyznaczonych w badaniach eksperymentalnych – patrz rozdział 6.4).

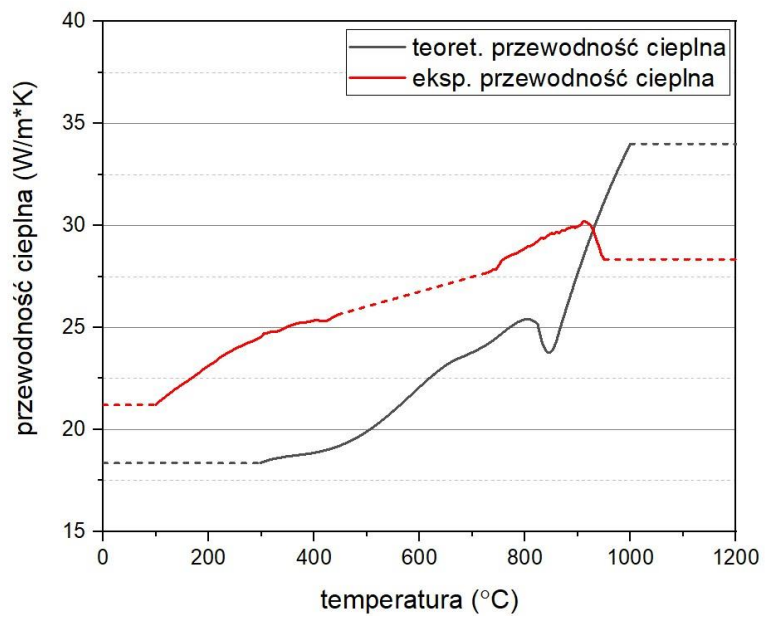
Surowe wartości parametrów materiałowych otrzymane w poprzednich etapach prac nie były przystosowane do bezpośredniej implementacji w modelu symulacyjnym (np. ograniczenia zakresów pomiarowych, nagłe zmiany wartości o kilka rzędów wielkości). Zatem przed przypisaniem parametrów termofizycznych do modelu symulacyjnego, konieczne było ich odpowiednie dostosowanie. Przetwarzanie danych prowadzono za pomocą następujących zabiegów (patrz str. 107):

- ekstrapolacja poza zakresy pomiarowe za pomocą przypisania stałej wartości ostatniego wyniku (w większości parametrów),
- użycie stałej wartości zastępczej dla zakresu parametrów o znacznej lokalnej zmienności (np. np. w przypadku nagłego, kilkukrotnego wzrostu pojemności cieplnej za sprawą ciepła przemiany) zachowującej jednakową wartość całki w zakresie.

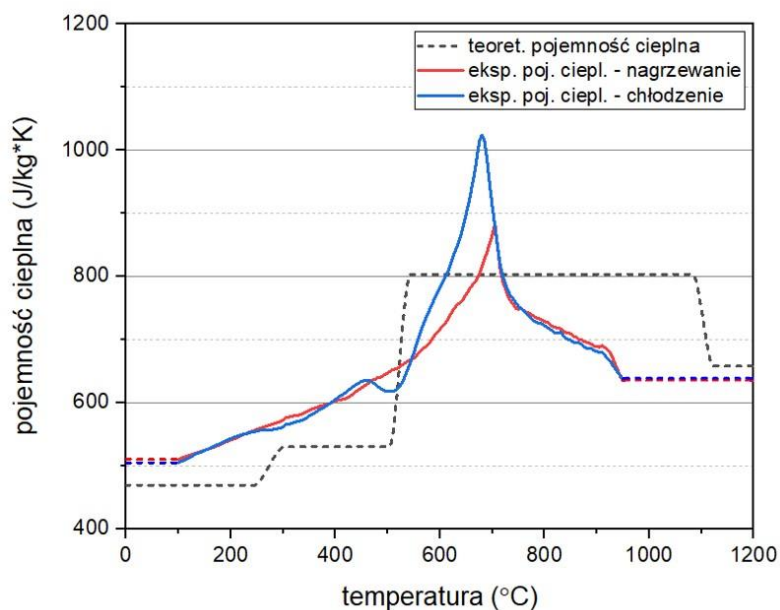
Wyniki po przystosowaniu do obliczeń symulacyjnych przedstawiono na Rys. 83 (dla gęstości), na Rys. 84 (dla przewodności cieplnej) oraz na Rys. 85 (dla pojemności cieplnej). Linia ciągła reprezentuje wyniki pochodzące bezpośrednio z pomiarów, linią przerywaną oznaczono przebiegi po przetwarzaniu. Przebiegi oryginalne opisano w rozdziałach 6.3.2 (parametry teoretyczne) oraz 6.4 (parametry rzeczywiste).



Rys. 83 Przyjęte w symulacji wartości gęstości w zależności od temperatury



Rys. 84 Przyjęte w symulacji wartości przewodności cieplnej w zależności od temperatury



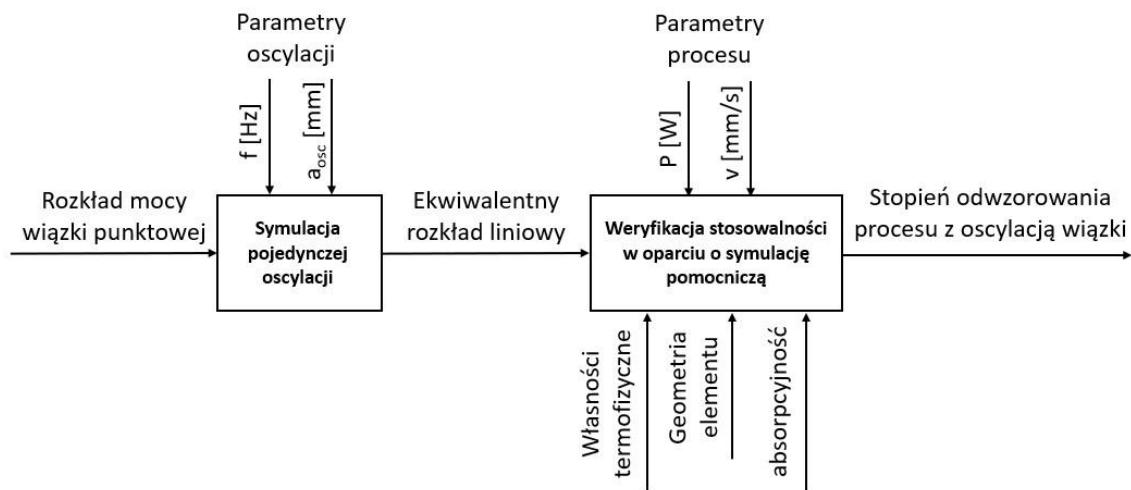
Rys. 85 Przyjęte w symulacji wartości pojemności cieplnej w zależności od temperatury

W całej objętości materiału zgodnie z prawem Fouriera zadano warunek przewodzenia ciepła opisany równaniem (9). Na powierzchni bocznej odpowiadającej środkowi modelu zadano warunek symetrii. Jest on opisany poprzez przypisanie zerowej wartości strumienia ciepła we wszystkich punktach płaszczyzny, reprezentującej brak występowania tam gradientów temperatur (a co za tym idzie brak przepływu ciepła w kierunku prostopadłym do płaszczyzny). Na wszystkich pozostałych ścianach zewnętrznych modelu przypisano warunek konwekcji (12) ze zbiorczym współczynnikiem konwekcji  $h$  oraz radiacji (13) ze współczynnikiem emisyjności  $\epsilon$ . Na górnej powierzchni modelu zdefiniowano strumień ciepła reprezentujący oddziaływanie wiązki laserowej – opisano go za pomocą rozkładu intensywności mocy padającej na płaszczyznę w wybranej lokalizacji, odpowiadającej miejscu oddziaływania źródła ciepła.

### 8.3 Modelowanie źródła ciepła

#### 8.3.1 Wyznaczenie ekwiwalentnego rozkładu liniowego

Obliczenia symulacyjne procesu hartowania laserowego z wykorzystaniem wiązki dynamicznie oscylującej polegające na dokładnym opisie ruchu wiązki laserowej, wiążą się z nieracjonalnie długim czasem obliczeń. Z uwagi na częstotliwość oscylacji równą 100 Hz, aby w symulacji stanów przejściowych pojedynczy ruch oscylacyjny zamodelować za pomocą min. 20 kroków obliczeniowych, wówczas krok obliczeniowy musiałby być równy  $5E-4$  s. Na potrzeby analizy porównawczej wyników pomiarów temperatury z eksperymentów i symulacji, wystarczający jest krok obliczeniowy równy 0,02 s. Przy założeniu liniowej zależności między krokiem obliczeniowym a czasem symulacji, uwzględnienie pełnego opisu ruchu wiązki powoduje 40-krotne wydłużenie czasu obliczeń. Z tego względu uznano, że niezbędne jest opracowanie równoważnego modelu wiązki liniowej. Zaproponowane rozwiązanie, oparte na modyfikacji rzeczywistego rozkładu gęstości mocy, tak aby uzyskać w przybliżeniu taki sam rozkład temperatury na powierzchni, jak w przypadku wiązki dynamicznie oscylującej. Na Rys. 86 przedstawiono schemat prac symulacyjnych nad wyznaczeniem i weryfikacją zastosowania ekwiwalentnego rozkładu liniowego.



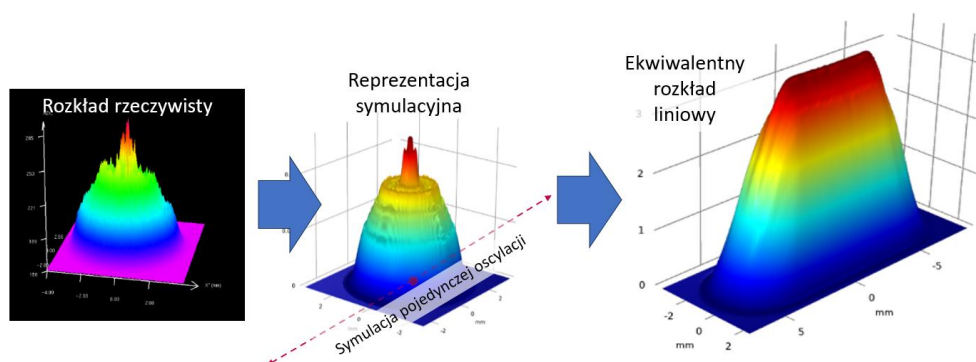
Rys. 86 Schemat prac symulacyjnych dotyczących wyznaczenia i weryfikacji zastosowania liniowego rozkładu ekwiwalentnego

W celu uzyskania odpowiedniej reprezentacji wiązki rzeczywistej w symulacji numerycznej, skorzystano z parametrów wiązki roboczej uzyskane w czasie pomiaru kaustyki (Rys. 65). Uzyskany w pomiarach rozkład gęstości mocy w płaszczyźnie obróbki wprowadzono tymczasowo do modelu numerycznego i zasymulowano pojedynczą oscylację wiązki z zadaną prędkością oraz amplitudą wychylenia.

Pożądanymi wynikami symulacji numerycznej pojedynczej oscylacji wiązki były chwilowe rozkłady gęstości mocy na powierzchni padania wiązki w kolejnych chwilach. Ekwiwalentny rozkład liniowy uzyskano na drodze przetwarzania (*postprocessingu*) wyników poprzez scałkowanie po czasie strumienia energii padającego na płaszczyznę obróbki w czasie pojedynczej oscylacji oraz podzielenie wyliczonych wartości poprzez całkowity czas pojedynczej oscylacji (Rys. 87). W ten sposób, stosując równanie (18) możliwe jest wyznaczenie średniego strumienia energii.

$$\frac{\int_{t_0}^{t_1} \int_{\Omega} q \, dA_{pow} dt}{t_1 - t_0} \quad (18)$$

gdzie:  $t_0$ ,  $t_1$  – moment początku i końca pojedynczej oscylacji,  $q$  – strumień energii pochodzący od wiązki laserowej,  $\Omega$  – powierzchnia padania wiązki



Rys. 87 Schemat pozyskania ekwiwalentnego rozkładu liniowego wiązki roboczej



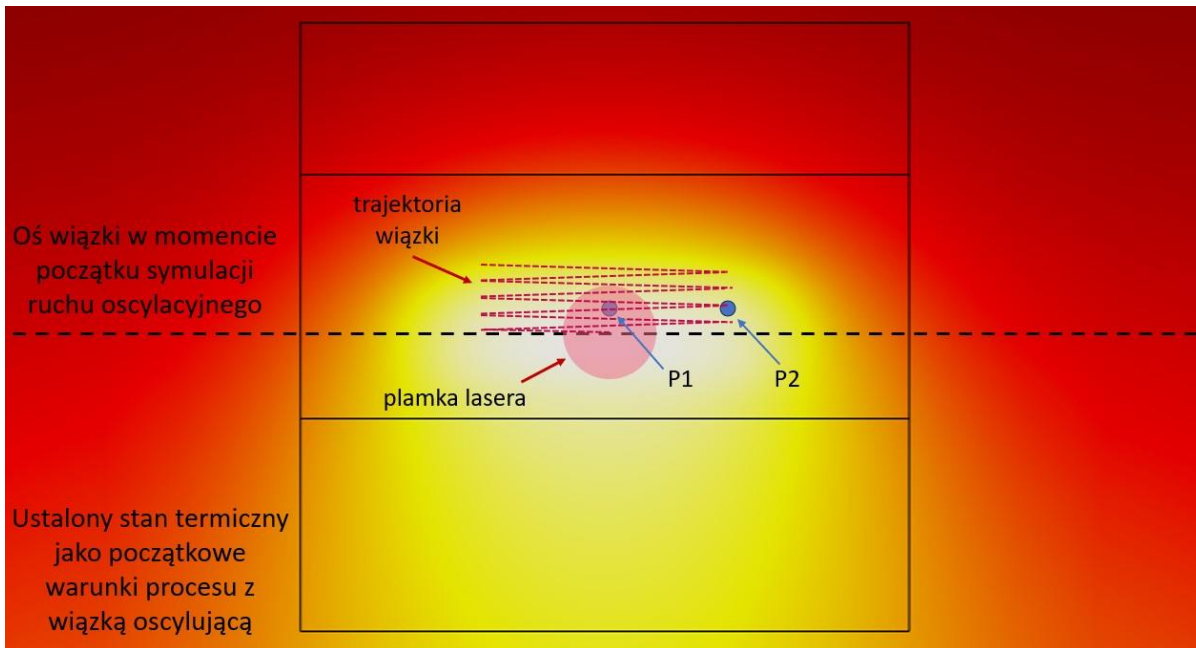
W przedziale czasowym będącym wielokrotnością okresu oscylacji, otrzymany ekwiwalentny rozkład liniowy dostarcza taką samą ilość energii, co wiązka oscylacyjna oddziałująca na dany punkt w sposób okresowy. Z uwagi na względne wartości mierzonej intensywności promieniowania w przekroju wiązki, końcową wartość mocy całkowitej pochodzącej od rozkładu ekwiwalentnego znormalizowano, aby zapewnić zgodność między wartością mocy wiązki stosowanej w procesie a mocą źródła ciepła w symulacji numerycznej.

Rozkład ekwiwalentny reprezentuje teoretyczną gęstość mocy przy nieskończonej dużej częstotliwości oscylacji. Aby zweryfikować stosowalność wyznaczonego rozkładu ekwiwalentnego, w kolejnym etapie prac przeprowadzono dodatkowe badania weryfikacyjne nad wpływem częstotliwości oscylacji na zmiany temperatury w charakterystycznych punktach modelu.

### 8.3.2 Weryfikacja stosowalności rozkładu ekwiwalentnego dla zadanej częstotliwości

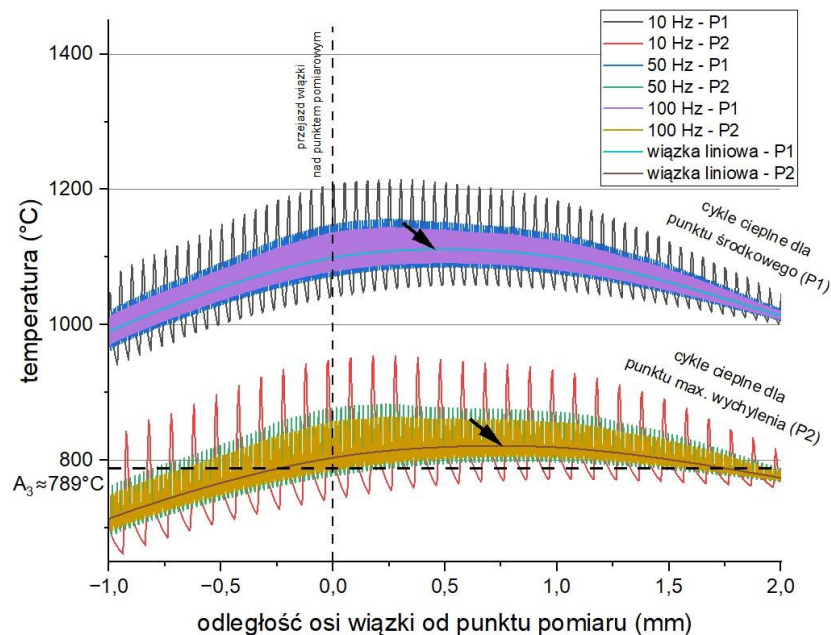
W związku z wykorzystaniem wiązki dynamicznie oscylującej, niezbędne było określenie minimalnej częstotliwości oscylacji, która zapewni utworzenie jednorodnej strefy zahartowanej jak również potwierdzi możliwość zastosowania w symulacjach ekwiwalentnego rozkładu liniowego wiązki roboczej. Jako kryterium pozwalające uznać daną częstotliwość oscylacji jako akceptowalną przyjęto proponowany w literaturze warunek utrzymania temperatury powierzchni powyżej wartości temperatury austenitacji [16,72,125]. Jeżeli pomiędzy następującymi po sobie momentami oddziaływania wiązki nad danym punktem (w czasie równym jednemu okresowi oscylacji), temperatura w tym punkcie nie spadnie poniżej temperatury austenitacji, można uznać, że efekt hartowania zajdzie poprawnie.

W celu weryfikacji możliwości zastosowania rozkładu zastępczego przeprowadzono dedykowane badania z wykorzystaniem symulacji numerycznych. W ramach badań opracowano pomocniczy model symulacyjny o geometrii ograniczonej do bezpośredniego sąsiedztwa punktu prowadzenia procesu. Aby zminimalizować czas obliczeń i pominąć czas osiągnięcia stanu ustalonego, prace podzielono na dwa etapy. Pierwszym etapem było uzyskanie danych na temat przybliżonych warunków cieplnych w materiale w ustalonym stanie termicznym. W tym celu przeprowadzono symulację procesu dla warunków stanu ustalonego (model Eulera) z użyciem wyliczonego rozkładu ekwiwalentnego wiązki liniowej. Uzyskane rozwiązanie w postaci pola temperatur w objętości próbki (Rys. 88), było stanem wejściowym do drugiego etapu - symulacji stanów przejściowych, w którym zamodelowano dalsze nagrzewanie materiału za pomocą oscylującej wiązki punktowej. W drugim etapie badań rejestrowane były przebiegi temperatur w wyznaczonych punktach pomiarowych – P1 oraz P2, będące skutkiem okresowego przejścia wiązki nad danym obszarem materiału.



Rys. 88 Schemat weryfikacyjnego procesu hartowania wiązką oscylującą (wycinek z pełnej geometrii modelu z widokiem na strefę obróbki laserowej)

Badanie wpływu częstotliwości oscylacji polegało na rejestracji cykli cieplnych w wybranych punktach próbki, spowodowanych ruchem oscylacyjnym. Otrzymane wartości temperatur z procesu wykorzystującego wiązkę oscylującą porównano do wartości maksymalnej osiągniętej w czasie obróbki wiązką liniową.



Rys. 89 Wykres przebiegu temperatur w punktach P1 oraz P2 w czasie oscylacji dla różnych częstotliwości oraz wiązki liniowej. Strzałkami oznaczono punkty kontrolne, dla których porównywano wartości temperatur wiązki oscylującej z wiązką liniową.

Tab. 9 Odchylenia temperatur w czasie oscylacji z zadaną częstotliwością w porównaniu do wartości maksymalnej otrzymanej dla ekwiwalentnego rozkładu liniowego

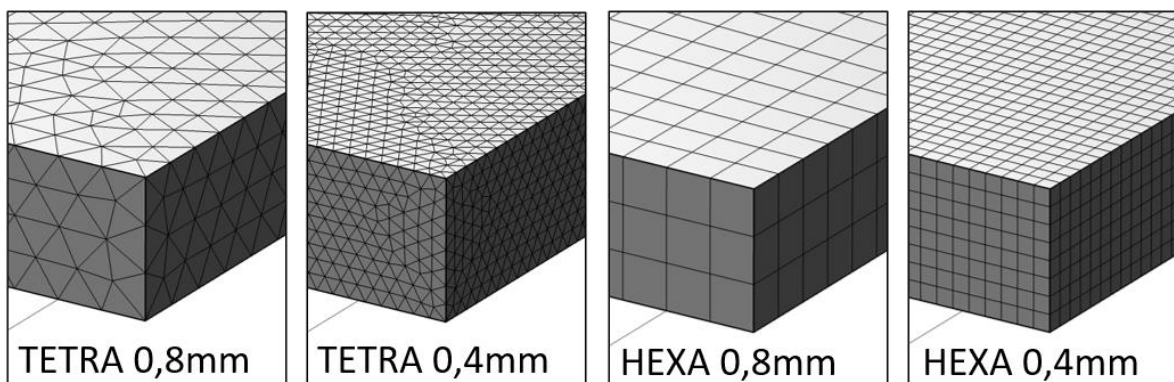
	Temperatura [°C]			
	Punkt środkowy		Punkt max. wychylenia	
	min	max	min	max
10 Hz	1058,6	1209,7	769,9	943,7
50 Hz	1085,6	1152,7	798,7	875,6
100 Hz	1092,3	1141,2	805,4	859,8
wiązka liniowa	1111,9		821,7	
	Różnica między wartością dla wiązki liniowej			
	Punkt środkowy		Punkt max. wychylenia	
	min	max	min	max
10 Hz	4,8 %	8,8 %	6,3 %	14,9 %
50 Hz	2,4 %	3,7 %	2,8 %	6,6 %
100 Hz	1,8 %	2,6 %	2,0 %	4,6 %

Analiza wykazała, że częstotliwość 100 Hz, przyjęta w badaniach eksperymentalnych, zapewniała wahania nie większe niż  $\pm 2,6$  % od średniej wartości temperatury w osi próbki oraz nie większe niż  $\pm 4,6$  % od średniej wartości temperatury w punkcie maksymalnego wychylenia (Tab. 9). W tabeli przedstawiono również wyniki dla niższych częstotliwości oscylacji uwzględnionych na Rys. 89. Na podstawie prezentowanego wykresu można zaobserwować, że częstotliwość 100 Hz zapewniła, że w czasie skanowania wiązką ponad hartowanym obszarem temperatura wzdłuż szerokości oscylacji była utrzymywana powyżej temperatury  $A_3$  (788,8 °C). Można zatem stwierdzić, że przy tej częstotliwości oscylacji nie ma istotnej różnicy między zastosowaniem dokładnego opisu wiązki oscylacyjnej a użyciem jej zastępczego rozkładu w postaci ekwiwalentnej wiązki liniowej.

#### 8.4 Analiza wpływu dyskretyzacji

Model symulacyjny podzielono uprzednio na dwie części odpowiadające strefie bezpośredniej ekspozycji na promieniowanie laserowe oraz strefie bocznej odpowiadającej za odprowadzanie i akumulację energii. W każdej strefie założono jednakowy rodzaj siatki MES (TETRA lub HEXA) jednak z możliwością zróżnicowania wielkości elementu skończonego, aby odpowiadał potrzebom dokładności i redukcji czasu obliczeń.

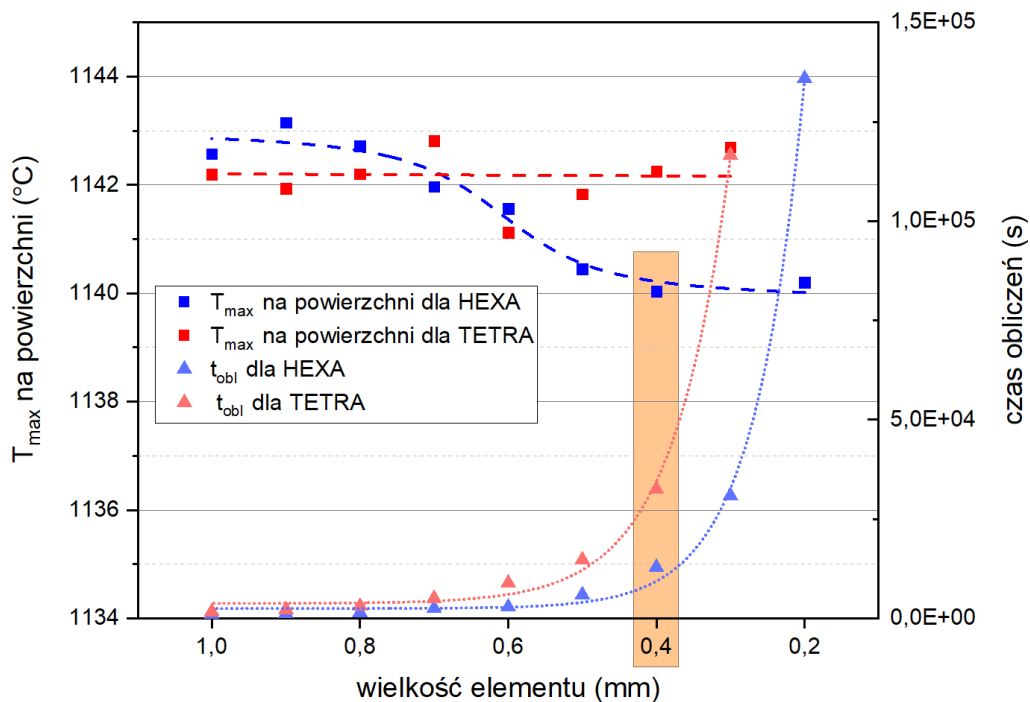
Przeprowadzono badanie wpływu rodzaju i wielkości elementów siatki na zbieżność charakterystycznych wyników oraz na czas obliczeń. Rozpatrywano elementy typu HEXA i TETRA w zakresie wielkości 1,0 – 0,2 mm. Porównanie wielkości oraz rodzajów siatek przedstawiono poglądowo na Rys. 90. W badaniach siatka jednakowej wielkości była nałożona na całą geometrię modelu. Celem badań było uzyskanie maksymalnej wielkości elementu, poniżej której wyniki powinny być niezależne od wybranego rozmiaru siatki.



*Rys. 90 Porównanie wielkości i rodzajów siatki elementów skończonych na fragmencie geometrii*

Badania zbieżności wymagały również dostosowania ustawień solvera oprogramowania symulacyjnego. Domyślny tryb inicjalizacji i prowadzenia obliczeń numerycznych w symulacji zależnej od czasu (umożliwiającej analizę stanów przejściowych) zakłada swobodny wybór kroku obliczeniowego przez solver, dobierany na podstawie wielkości zmian w modelu. Wyniki końcowe dla szczególnych wartości czasu, które wybrane są do późniejszej analizy (np. 40 sekunda od początku oddziaływania wiązki) nie zawsze są zbieżne z krokami obliczeniowymi solvera. Obliczenie wartości zmiennych dla wybranych chwil odbywa się na zasadzie interpolacji pomiędzy wartościami sąsiednimi. Na potrzeby badań zbieżności dla różnych rodzajów usiatkowania wymagana jest jednak wartość zmiennej porównywanej w dokładnie tych samych wartościach czasu. Ustawienia solvera zostały zatem dostosowane w taki sposób, aby zwracane w różnych modelach wyniki obliczeń odpowiadały dokładnie tym samym czasom charakterystycznym.

W badaniach zbieżności analizowano dwie wartości charakterystyczne – całkowity czas obliczeń oraz maksymalną temperaturę powierzchni. Czas obliczeń służy do oszacowania efektywności obliczeniowej symulacji numerycznej z daną gęstością siatki. Obliczona temperatura maksymalna reprezentuje zbieżność obliczeń wraz z zagęszczaniem siatki. Jako wartość kontrolną pomiaru wybrano maksymalną temperaturę występującą na powierzchni padania wiązki, na sekundę przed końcem jej oddziaływania. Jest to wartość reprezentująca najwyższą temperaturę występującą w procesie. Wyniki badanych zależności przedstawiono na Rys. 91.



Rys. 91 Zależność czasu obliczeń oraz kontrolnej wartości temperatury od typu oraz wielkości siatki MES

Na podstawie analizy uzyskanych wyników do dalszych prac wybrano siatkę elementów typu HEXA o maksymalnym rozmiarze 0,4mm. Zapewniała ona zbieżność z wynikami dla mniejszych rozmiarów siatki oraz zapewniała krótszy czas obliczeń niż siatka elementów typu TETRA. Dla każdego rozmiaru siatki elementy typu HEXA zapewniały krótszy czas obliczeń niż elementy TETRA. Dodatkowo dla domen o geometriach prostokątnych elementy HEXA zapewniają bardzo efektywne podzielenie geometrii.

W modelu docelowym, aby dodatkowo zredukować czas obliczeń, w obszarach odpowiedzialnych jedynie za akumulację ciepła w wyniku przewodzenia zastosowano siatkę o większym rozmiarze. Siatka wyznaczonej wielkości zostaje zadana jedynie na połowie szerokości modelu w obszarze bezpośredniej ekspozycji na promieniowanie laserowe oraz w bezpośrednim sąsiedztwie strefy zahartowanej.

### 8.5 Kalibracja modelu

Ostatnim etapem opracowania modelu jest zdefiniowanie współczynników odpowiedzialnych za wymianę ciepła z otoczeniem poprzez absorpcję energii wiązki laserowej, radiację oraz konwekcję. Na podstawie analizy refleksyjności powierzchni próbki opisanej w rozdziale 6.5 określono, że w zakresie temperatur 20-350 °C współczynnik absorpcyjności przyjmuje wartości z zakresu 0,68-0,84. Na potrzeby symulacji numerycznej należy jednak dobrać stałą, zastępczą wartość współczynnika absorpcyjności powierzchni, stosowaną w pełnym zakresie występujących w procesie hartowania temperatur (do  $T_{solidus}$ , ok. 1430 °C).

Kalibracja modelu, polegająca na wyznaczeniu określonych wartości współczynników absorpcji oraz konwekcji, bazowała na przeprowadzeniu symulacji parametrycznych i porównaniu ich wyników z wynikami eksperymentalnymi. Wartość współczynnika absorpcyjności, ze względu na bezpośredni wpływ na ilość przekazanej energii, ma kluczowy wpływ na zmiany osiągniętych temperatur, z tego powodu kalibracja współczynnika absorpcyjności będzie ostatnim elementem budowy modelu przepływu ciepła. Wpływ współczynnika konwekcji, przy założeniu prowadzenia procesu w warunkach konwekcji swobodnej, jest o wiele mniejszy. Dla niektórych z analizowanych prac, dotyczących symulacji procesu hartowania elementu o znacznej grubości, wpływ konwekcji jest uznawany za

znikomy i pomijany. Jednak z uwagi na obróbkę elementu cienkościennego, charakteryzującego się większym stosunkiem powierzchni do objętości akumulującej ciepło, analiza wpływu konwekcji i ewentualny dobór odpowiedniej wartości jej współczynnika powinny zostać uwzględnione.

Ze względu na uprzednio ustalony sposób prowadzenia procesu, eliminujący wymuszony przepływ powietrza, można przyjąć, że stopień chłodzenia próbki w wyniku konwekcji będzie odpowiadać warunkom konwekcji swobodnej. Odpowiadają jej współczynniki z zakresu 2,5-25  $W/m^2 \cdot K$  [127]. Badanie wpływu zmiany współczynnika konwekcji na cykle cieplne w punktach pomiarowych przeprowadzono dla standardowych parametrów procesowych (prędkość 1 mm/s, moc 300 W), teoretycznych parametrów termofizycznych materiału oraz wartości współczynnika absorpcyjności równej 0,75. Przeprowadzono symulację parametryczną ze zmianą współczynnika konwekcji w zakresie 0-40  $[W/m^2 \cdot K]$  z krokiem do 10  $[W/m^2 \cdot K]$ .

Tab. 10 Wartości maksymalnych temperatur cykli cieplnych dla skrajnych wartości współczynnika konwekcji

Numer wirtualnej termopary	$T_{max}$ [°C] dla $h=0$ $[W/m^2 \cdot K]$	$T_{max}$ [°C] dla $h=40$ $[W/m^2 \cdot K]$	$\Delta T_{max}$ [°C]
T1	902	879	23
T2	934	906	28
T3	946	915	31

W Tab. 10 przedstawiono maksymalne wartości temperatur dla cykli cieplnych w punktach wirtualnych termopar (Rys. 83). Dla procesu podstawowego (moc 300 W, prędkość 1 mm/s) różnice pomiędzy maksymalnie osiąganymi temperaturami dla współczynników konwekcji 0  $[W/m^2 \cdot K]$  oraz 40  $[W/m^2 \cdot K]$  (pomiędzy brakiem wpływu konwekcji a jej współczynnikiem odpowiadającym konwekcji wymuszonej) nie przekraczały 31 °C. Mimo że różnice w maksymalnych odczytach temperatur były niewielkie, z uwagi na wysoki stosunek powierzchni do objętości elementu, jej wpływ powinien zostać uwzględniony. Dodatkowo w odległości ok. 0,5 m od procesu występuje wymuszony przepływ powietrza pochodzący od dyszy crossjet, co nieznacznie wpływa na ruch powietrza dookoła próbki. Z tego względu, na potrzeby wszystkich dalszych badań, przy założeniu niezmienności warunków zewnętrznych prowadzenia procesu, przyjęto jego stałą wartość pośrednią pomiędzy granicznymi wartościami badanymi, równą 20  $[W/m^2 \cdot K]$ .

Ostatnim elementem opisu modelu przepływu ciepła, wymagającym kalibracji był współczynnik absorpcyjności. Ze względu na małą prędkość prowadzenia procesu wiązka laserowa oddziaływać będzie na powierzchnię już rozgrzaną, co może wpłynąć na zwiększenie stopnia jej absorpcyjności. Również należy przewidywać, że powstające na powierzchni w wyniku prowadzenia procesu tlenki metali również wpływają na zwiększenie stopnia absorpcyjności. Zatem przyjęty do obliczeń numerycznych stały współczynnik absorpcyjności powinien mieścić się w górnym zakresie wartości. Biorąc pod uwagę wyniki badań refleksyjności oraz stan próbki w czasie procesu (powierzchnia piaskowana, podwyższona temperatura) szacowano, że wartość stałego współczynnika reprezentującego ustalony stopień absorpcji wiązki laserowej znajduje się w przedziale 0,68-0,9.

Dla weryfikacji powyższych analiz zaplanowano badania symulacyjne przy zmiennym współczynniku absorpcyjności w zakresie 0,68-0,9 z krokiem co 0,01. Dla przypadku procesu hartowania laserowego najistotniejszym czynnikiem decydującym o stopniu zahartowania materiału jest wysokość osiągniętej temperatury, ponieważ to ona bezpośrednio odpowiada za stopień austenitizacji materiału. Jak wykazano w rozdziale 7.6, prędkość chłodzenia jest kryterium drugorzędym, ponieważ w większości przypadków w procesie hartowania laserowego istotnie przewyższa ona prędkość krytyczną,



niezbędną do uzyskania przemiany martenzytycznej. Z tego powodu wyniki porównywano na podstawie maksymalnych temperatur cykli cieplnych w punktach odpowiadającym lokalizacjom termopar w procesie rzeczywistym. Kryterium wyboru był jak najmniejszy średni błąd wyznaczonej temperatury w porównaniu do wartości z badań eksperymentalnych. Strojenie wartości przeprowadzono dla parametrów procesu z badań eksperymentalnych: moc wiązki 300 W, prędkość prowadzenia procesu 1 mm/s. Porównywano cykle cieplne w miejscach lokalizacji termopar, które ze względu na ich lokalizację bezpośrednio pod miejscem obróbki laserowej skutkują wysokimi wartościami odczytów temperatur (najwyższe możliwe do rejestracji, nie znajdujące się pod oddziaływaniem promieniowania laserowego). Walidacja strojenia polegała zastosowaniu dobranego współczynnika absorpcyjności w symulacji procesów dla trzech pozostałych zestawów parametrów (reprezentujących cały zakres okna procesowego) oraz analizie otrzymanych błędów obliczenia temperatury względem procesu rzeczywistego. Na tej podstawie wyznaczano błąd strojenia oraz błąd walidacji. Kalibrację modelu przeprowadzono zarówno dla materiału teoretycznego jak i rzeczywistego. Dodatkowo, celem poszerzenia informacji o jakości kalibracji dla różnych materiałów, dla wytypowanego zestawu współczynników absorpcyjności oraz konwekcji określono również zbiorczy błąd wyznaczenia czasu  $t_{8/5}$ .

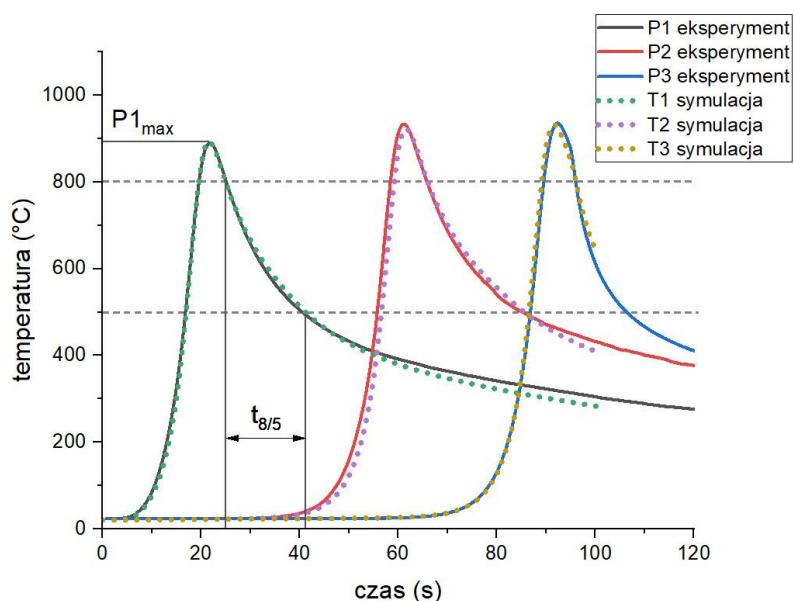
Błędy strojenia, walidacji oraz wyznaczenia czasu  $t_{8/5}$  określono w oparciu o parametr RMSPE (ang. Root Mean Square Percentage Error), obliczany na podstawie poszczególnych błędów względnych wg wzoru (19).

$$RMSPE = \sqrt{\frac{\sum_{i=1}^N \left( \frac{x_{\text{exp}_i} - x_{\text{sym}_i}}{x_{\text{exp}_i}} * 100 \right)^2}{N}} [\%] \quad (19)$$

gdzie:  $x_{\text{exp}_i}$  – wartość zmierzona na podstawie eksperymentu,  $x_{\text{sym}_i}$  – wartość obliczona na podstawie symulacji

### 8.5.1 Kalibracja dla materiału teoretycznego

Po przeprowadzeniu symulacji parametrycznej dla materiału teoretycznego najwyższą zgodność między wynikami symulacji i eksperymentu uzyskano dla współczynnika absorpcji 0,75. Przebiegi cykli cieplnych z pomiarów eksperymentalnych oraz wyliczonych symulacyjnie dla tego zestawu współczynników w procesie z parametrami głównymi (1 mm/s, 300 W) przedstawiono na Rys. 92. W Tab. 11 przedstawiono zbiorczo wyniki maksymalnych temperatur analizowanych w procesie oraz wyliczone błędy strojenia i walidacji dla poszczególnych punktów pomiarowych. Aby możliwe było wyznaczenie błędu względnego, w tabelach prezentujących wyniki kalibracji wartości temperatur podano w skali Kelvina.



Rys. 92 Porównanie cykli ciepłych zarejestrowanych w czasie pomiarów procesu rzeczywistego dla parametrów 1 mm/s, 300 W oraz cykli ciepłych wyliczonych symulacyjnie dla materiału teoretycznego wraz z prezentacją odczytu pożądanych wartości.

Tab. 11 Wyniki porównania temperatur maksymalnych w punktach pomiarowych dla eksperymentu i symulacji dla materiału teoretycznego i stałego współczynnika absorpcyjności równego 0,75

		Parametry procesu (prędkość, moc)			
		1 mm/s, 300 W	0,5 mm/s, 200 W	2 mm/s, 400 W	3 mm/s, 500 W
Punkty pomiarowe	Temperatura maksymalna w czasie eksperymentu [K]				
	P1	1163,0	1123,3	1113,4	1024,4
	P2	1206,9	1175,2	1140,8	1056,2
	P3	1209,2	1186,7	1128,5	1032,9
		Błąd bezwzględny symulacyjnego wyznaczenia temperatury maksymalnej [K]			
T1		2,8	-32,4	-9,9	43,1
T2		-11,0	-39,3	-24,8	15,4
T3		-4,4	-10,6	-11,1	39,8
		Błąd względny symulacyjnego wyznaczenia temperatury maksymalnej			
T1		0,24 %	-2,88 %	-0,89 %	4,21 %
T2		-0,91 %	-3,34 %	-2,17 %	1,46 %
T3		-0,36 %	-0,89 %	-0,98 %	3,85 %
		RMSPE symulacyjnego wyznaczenia temperatury			
		0,58 %	2,61 %		

Tab. 12 Wartości błędów względnych symulacyjnego wyznaczenia czasu  $t_{8/5}$  dla materiału teoretycznego i stałego współczynnika absorpcyjności równego 0,75

	Parametry procesu (prędkość, moc)			
	1 mm/s, 300 W	0,5mm/s, 200W	2mm/s, 400W	3mm/s, 500W
Punkty pomiarowe	Błąd względny symulacyjnego wyznaczenia czasu $t_{8/5}$ *			
T1	5,15 %	5,00 %	12,36 %	6,81 %
T2	0,91 %	11,15 %	9,81 %	10,30 %
T3	-	-	23,73 %	40,72 %
RMSPE symulacyjnego wyznaczenia czasu $t_{8/5}$ *				
	3,70 %	18,61 %		

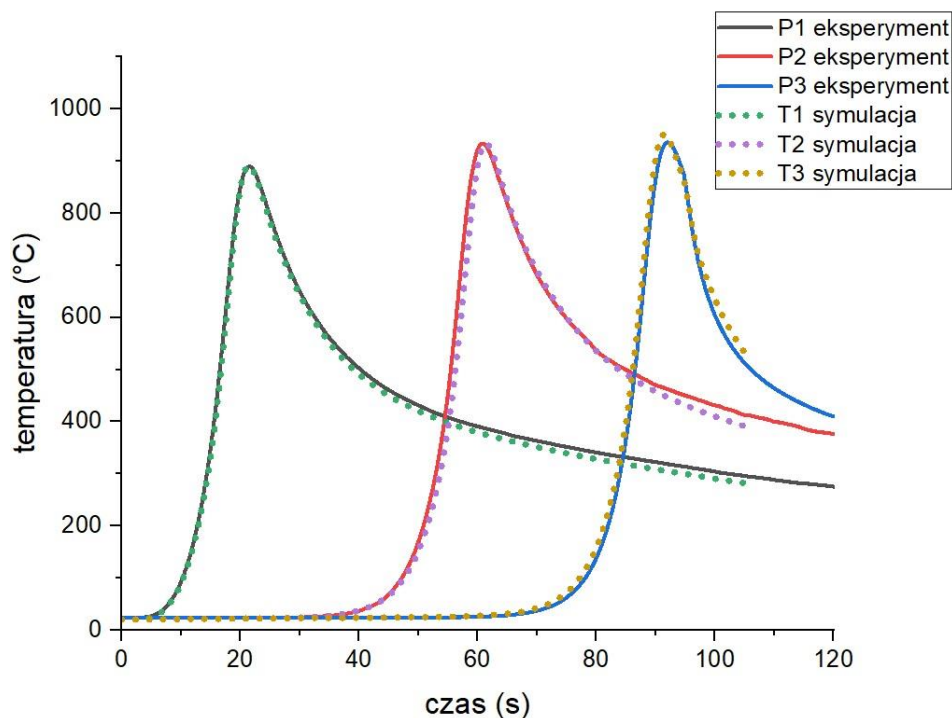
\*Brak wyznaczonej wartości oznacza brak rejestracji wymaganej wartości temperatury w czasie pomiaru eksperymentalnego lub symulacyjnego. Dla procesu z parametrami 3 mm/s, 500 W, z uwagi na nieosiągnięcie w procesie temp. 800 °C, wykorzystano wartości czasu chłodzenia między temp. 750-500 °C

Na podstawie wyników przedstawionych w Tab. 11 określono błędy symulacyjnego wyznaczania współczynnika absorpcyjności i współczynnika konwekcji dla materiału teoretycznego. Obliczony błąd strojenia, wyznaczany na podstawie wartości maksymalnych temperatur otrzymanych dla procesu z parametrami prędkości 1 mm/s i mocy 300 W, określono na poziomie 0,58 %. Obliczony błąd walidacji, bazujący na wynikach symulacji dla pozostałych zestawów parametrów procesowych, określono na poziomie 2,61 %. Do obliczonych wartości błędów strojenia i weryfikacji należy jednak dodać pewną nieznaną wartość dodatkowego błędu  $x_m$ , pochodzącą od wykorzystania do obliczeń teoretycznych wartości parametrów materiałowych, będących jedynie predykcją rzeczywistych własności termofizycznych. Własności materiału teoretycznego uwzględniają jedynie skład chemiczny, nie biorą natomiast pod uwagę historii ciepłej materiału. Istnienie błędu  $x_m$  nie wyklucza jednak wykorzystania modelu opartego o własności teoretyczne do określonych zastosowań, których podstawową funkcją jest np. informacja na temat kierunku lub intensywności zmian wybranych wartości. Jednak aby na podstawie symulacji numerycznej możliwa była ocena ilościowa zjawisk zachodzących w procesie, niezbędna jest wykorzystanie modelu bazującego na parametrach materiałowych zweryfikowanych eksperymentalnie.

#### 8.5.2 Kalibracja dla materiału rzeczywistego

Ze względu na występowanie w symulacji bazującej na materiale teoretycznym nieznanego błędu dodatkowego  $x_m$ , niezbędne jest przeprowadzenie procesu kalibracji modelu dla materiału rzeczywistego. Metodyka prac jak i budowa modelu były takie same jak w badaniu poprzedzającym - przyjęto stały współczynnik konwekcji równy 20 [W/m<sup>2</sup>\*K] i w symulacji parametrycznej zmieniano jedynie wartość współczynnika absorpcyjności.

Po przeprowadzeniu symulacji parametrycznej dla materiału rzeczywistego najwyższą zgodność między wynikami symulacji i eksperymentu uzyskano dla współczynnika absorpcyjności 0,84. Przebiegi cykli cieplnych z pomiarów eksperymentalnych oraz wyliczonych symulacyjnie dla tego zestawu współczynników przedstawiono na Rys. 93. W Tab. 13 przedstawiono zbiorczo wyniki maksymalnych temperatur analizowanych w procesie oraz wyliczone błędy strojenia i weryfikacji dla poszczególnych punktów pomiarowych.



Rys. 93 Porównanie cykli cieplnych wyliczonych symulacyjnie dla materiału rzeczywistego oraz otrzymanych w czasie pomiarów eksperymentalnych

Tab. 13 Wyniki porównania temperatur maksymalnych w punktach pomiarowych dla eksperymentu i symulacji dla materiału rzeczywistego i stałego współczynnika absorpcyjności równego 0,84

Punkty pomiarowe	Parametry procesu (prędkość, moc)			
	1 mm/s, 300 W	0,5 mm/s, 200 W	2 mm/s, 400 W	3 mm/s, 500 W
	Temperatura maksymalna w czasie eksperymentu [K]			
P1	1163,0	1123,3	1113,4	1024,4
P2	1206,9	1175,2	1140,8	1056,2
P3	1209,2	1186,7	1128,5	1032,9
	Błąd bezwzględny symulacyjnego wyznaczenia temperatury maksymalnej [K]			
T1	0,9	-45,9	5,5	65,7
T2	-0,2	-45,0	-3,9	42,6
T3	15,4	2,1	10,1	66,7
	Błąd względny symulacyjnego wyznaczenia temperatury maksymalnej			
T1	0,08 %	-4,09 %	0,49 %	6,41 %
T2	-0,02 %	-3,83 %	-0,34 %	4,03 %
T3	1,27 %	0,18 %	0,90 %	6,46 %
	RMSPE symulacyjnego wyznaczenia temperatury			
	0,74 %	3,82 %		

Tab. 14 Wartości błędów względnych symulacyjnego wyznaczenia czasu  $t_{8/5}$  dla materiału rzeczywistego i stałego współczynnika absorpcyjności równego 0,84

	Parametry procesu (prędkość, moc)			
	1 mm/s, 300 W	0,5 mm/s, 200 W	2 mm/s, 400 W	3 mm/s, 500 W
Punkty pomiarowe	Błąd względny symulacyjnego wyznaczenia czasu $t_{8/5}$ *			
T1	5,62 %	7,61 %	5,06 %	11,66 %
T2	6,75 %	6,10 %	5,20 %	7,13 %
T3	-	-	35,36 %	50,96 %
	RMSPE symulacyjnego wyznaczenia czasu $t_{8/5}$ *			
	6,21 %	22,86 %		

\*Brak wyznaczonej wartości oznacza brak rejestracji wymaganej wartości temperatury w czasie pomiaru eksperymentalnego lub symulacyjnego. Dla procesu z parametrami 3 mm/s, 500 W, z uwagi na nieosiągnięcie w procesie temp. 800 °C, wykorzystano wartości czasu chłodzenia między temp. 750-500 °C

Na podstawie wyników przedstawionych w Tab. 13 określono błędy symulacyjnego wyznaczania współczynnika absorpcyjności i współczynnika konwekcji dla materiału rzeczywistego. Obliczony błąd strojenia, wyznaczany na podstawie wartości otrzymanych dla procesu z parametrami prędkości 1 mm/s i mocy 300 W, określono na poziomie 0,74 %. Obliczony średni błąd walidacji, bazujący na symulacji dla pozostałych zestawów parametrów procesowych, określono na poziomie 3,82 %. Błąd strojenia jak i walidacji był nieznacznie wyższy niż w przypadku materiału teoretycznego. Wyniki te nie są natomiast obciążone błędem wykorzystania materiału teoretycznego. Wyznaczona symulacyjnie wartość współczynnika absorpcyjności (0,84) była zgodna z górną granicą zakresu przyjętego na podstawie badań eksperymentalnych (0,68-0,84).

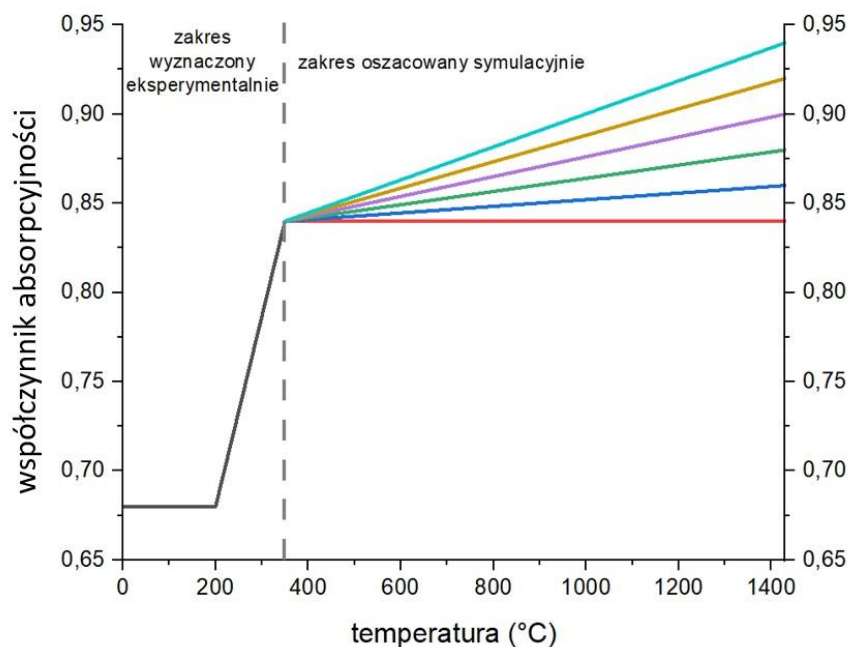
Otrzymany model przepływu ciepła w procesie po skalibrowaniu stałego współczynnika absorpcyjności wykazuje stosunkowo niski błąd predykcji. W badaniach symulacyjnych przyjęto stałą wartość współczynnika absorpcyjności, co jest powszechnie wykorzystywane w literaturze przedmiotowej. W związku ze względnie niskimi jak na obróbkę laserową wartościami osiąganymi temperatur, można spodziewać się, że zastosowanie temperaturowej zależności współczynnika absorpcyjności może wpłynąć na redukcję błędów weryfikacji. Analiza wpływu zastosowania temperaturowo zależnego współczynnika absorpcyjności w porównaniu do wykorzystania jego wartości w całym zakresie temperatur stanowi również cenną informację na temat sposobu budowy modelu oraz istotności zapotrzebowani na dokładny jej opis.

### 8.5.3 Wyznaczenie stopnia absorpcyjności wiązki laserowej w funkcji temperatury

Aby pozyskać temperaturową zależność wartości współczynnika absorpcyjności zaadaptowano wyniki z pracy [153], które pozwoliły na oszacowanie jego wartości w temperaturach 20-350 °C. Jednak na potrzeby symulacji numerycznej niezbędne jest również określenie zależności współczynnika aż do temp. topnienia (ok. 1430 °C). Aby pozyskać wymagane wartości dla temperatur powyżej 350 °C, zastosowano podejście bazujące na symulacji parametrycznej. Przyjmując w przybliżeniu liniową zależność współczynnika absorpcyjności od temperatury [50], zaproponowano funkcję liniową (20) w pełnym lub częściowym zakresie badanych temperatur. Literatura wskazuje, że zależność ta może być również przyjęta w przypadku materiałów pokrytego warstwą tlenków [152,154].

$$\alpha(T) = aT + b \quad (20)$$

Ponieważ znane są już jej wartości do temperatury 350 °C, celem podejścia symulacyjnego jest znalezienie poprawnej wartości współczynnika absorpcyjności dla temperatury topnienia (1430 °C) - z liniową interpolacją wartości pomiędzy nimi. Ideę badań parametrycznych celem oszacowania współczynnika absorpcyjności w podwyższonych temperaturach przedstawiono poglądowo na Rys. 94.



Rys. 94 Zakres badanych symulacyjnie zależności współczynnika absorpcyjności od temperatury

Badanie symulacyjne nad wyznaczeniem zależności absorpcyjności od temperatury polegały (podobnie jak dla poprzednich przypadków) na analizie zgodności cykli cieplnych dla różnych opisów współczynnika absorpcyjności z pomiarami temperatur z badań eksperymentalnych. Badano zależności współczynnika absorpcyjności od temperatury opisane funkcją z Tab. 15 z interpolacją liniową pomiędzy zadanymi punktami.

Tab. 15 Zależności współczynnika absorpcyjności od temperatury badane w symulacji parametrycznej

temperatura [°C]	współczynnik absorpcyjności
0	0,68
200	0,68
350	0,84
1430	0,84-0,94 (z krokiem co 0,01)

Metodyka prac jak i budowa modelu były takie same jak w badaniach poprzedzających dotyczących kalibracji współczynnika absorpcyjności (patrz rozdział 8.5). Bazowano na parametrach termofizycznych materiału rzeczywistego. Strojenie zależności współczynnika absorpcyjności od temperatury przeprowadzono dla parametrów procesu z badań eksperymentalnych: moc wiązki 300 W, prędkość prowadzenia procesu 1 mm/s. Weryfikację przeprowadzono dla pozostałych zestawów parametrów procesowych wyznaczonych eksperymentalnie.

Po przeprowadzeniu symulacji parametrycznej najwyższą zgodność między wynikami symulacji i eksperymentu uzyskano dla zależności temperaturowej przedstawionej w Tab. 15, która w zakresie 350-1430 °C przyjmowała stałą wartość 0,84. W Tab. 16 przedstawiono zbiorczo wyniki maksymalnych



temperatur analizowanych w procesie oraz wyliczone błędy strojenia i weryfikacji dla poszczególnych punktów pomiarowych.

Tab. 16 Wyniki porównania temperatur maksymalnych w punktach pomiarowych dla eksperymentu i symulacji dla materiału rzeczywistego i temperaturowo zależnego współczynnika absorpcyjności

Punkty pomiarowe	Parametry procesu (prędkość, moc)			
	1 mm/s, 300 W	0,5 mm/s, 200 W	2 mm/s, 400 W	3 mm/s, 500 W
	Temperatura maksymalna w czasie eksperymentu [K]			
P1	1163,0	1123,3	1113,4	1024,4
P2	1206,9	1175,2	1140,8	1056,2
P3	1209,2	1186,7	1128,5	1032,9
	Błąd bezwzględny symulacyjnego wyznaczenia temperatury maksymalnej [K]			
T1	-23,6	-72,1	-11,1	55,0
T2	-1,7	-46,6	-4,1	43,0
T3	2,1	-33,1	9,6	67,3
	Błąd względny symulacyjnego wyznaczenia temperatury maksymalnej			
T1	-2,03 %	-6,42 %	-1,00 %	5,37 %
T2	-0,14 %	-3,97 %	-0,36 %	4,07 %
T3	0,17 %	-2,79 %	0,85 %	6,52 %
	RMSPE symulacyjnego wyznaczenia temperatury			
	1,18 %	4,14 %		

Tab. 17 Wartości błędów względnych symulacyjnego wyznaczenia czasu  $t_{8/5}$  dla materiału rzeczywistego i temperaturowo zależnego współczynnika absorpcyjności

Punkty pomiarowe	Parametry procesu (prędkość, moc)			
	1 mm/s, 300 W	0,5 mm/s, 200 W	2 mm/s, 400 W	3 mm/s, 500 W
	Błąd względny symulacyjnego wyznaczenia czasu $t_{8/5}$ *			
T1	12,42 %	-	11,82 %	18,83 %
T2	7,59 %	5,57 %	5,57 %	7,53 %
T3	-	-	5,16 %	19,18 %
	RMSPE symulacyjnego wyznaczenia czasu $t_{8/5}$ *			
	10,29 %	10,90 %		

\*Brak wyznaczonej wartości oznacza brak rejestracji wymaganej wartości temperatury w czasie pomiaru eksperymentalnego lub symulacyjnego. Dla procesu z parametrami 3 mm/s, 500 W, z uwagi na nieosiągnięcie w procesie temp. 800 °C, wykorzystano wartości czasu chłodzenia między temp. 750-500 °C

Dla zastosowania wyznaczonej zależności temperaturowej współczynnika absorpcyjności błąd strojenia wyniósł 1,18 % a błąd walidacji 4,14 %. Są to wartości nieznacznie większe niż dla przypadku wykorzystania stałej wartości współczynnika absorpcyjności równego 0,84 w całym zakresie temperatury, dla którego błąd strojenia i błąd walidacji określono na poziomach odpowiednio 0,74 % oraz 3,28 %. Stąd otrzymane wartości błędów dla zastosowania temperaturowo zależnego współczynnika absorpcyjności wskazują, że korzystniejsze jest wykorzystanie stałego współczynnika absorpcyjności. Jedynie błąd walidacji dla czasu  $t_{8/5}$  był niższy niż w przypadku stałowartościowej absorpcyjności. Dodatkowo, z uwagi na bardzo podobne wartości błędów dla zależności temperaturowej współczynnika absorpcyjności jak i wartości stałej można stwierdzić, że stopień absorpcyjności w niższych temperaturach pełni marginalną rolę w procesie, co może być

spowodowane padaniem wiązki laserowej na powierzchnię o temperaturze wyższej niż 350 °C, gdzie brak jest różnicy w stopniu absorpcyjności między modelem zależnym od temperatury oraz stałowartościowym. Wyniki badań i symulacji sugerują również, że to utlenianie materiału jest w większości odpowiedzialne za wzrost stopnia absorpcyjności powierzchni, natomiast wzrost temperatury w takim przypadku pełni jedynie rolę marginalną. Wszystkie zależności z wartościami współczynnika absorpcyjności rosnącymi powyżej 0,84 wykazywały wyższe temperatury w symulacji niż w eksperymencie, co oznacza przeszacowanie zakładanego rzeczywistego stopnia absorpcyjności powierzchni.

Na podstawie wyników kalibracji modelu i badań nad wyznaczeniem współczynnika absorpcyjności, w dalszych badaniach symulacyjnych stosowano stały współczynnik absorpcyjności, na poziomie 0,84.

## 8.6 Opracowanie modeli numerycznych wyznaczających obszar umocnienia materiału

Celem wyznaczenia na drodze symulacyjnej obszaru umocnionego, model procesu hartowania laserowego opracowany na poprzednich etapach prac został rozszerzony o algorytmy obliczeniowe parametrów powiązanych ze zjawiskami powodującymi umocnienie materiału. Na podstawie studiów literaturowych zaproponowano trzy metody określania warunków umacniania:

- Model jednoparametryczny – na podstawie osiągnięcia określonej temperatury maksymalnej
- Model dwuparametryczny – na podstawie osiągnięcia określonej temperatury zależnej od szybkości nagrzewania
- Model dyfuzyjny/wieloparametryczny – na podstawie obliczeń przemian materiałowych w oparciu o wykresy CTPc

Modele, w zaproponowanej kolejności, różnią się między sobą stopniem złożoności i co za tym idzie, czasem potrzebnym do ich opracowania i przeprowadzenia obliczeń. Z uwagi na liniowy charakter wzrostu twardości w strefie przejściowej we wszystkich próbach eksperymentalnych oraz zbliżone wartości twardości maksymalnej dla pełnego umocnienia, w badaniach symulacyjnych wyznaczany jest obszar pełnego umocnienia oraz obszar przejściowy, bez wyznaczania konkretnej wartości twardości lub składu fazowego materiału. Celem prowadzonych symulacyjnych badań porównawczych jest określenie, który z proponowanych modeli umocnienia jest najkorzystniejszy pod kątem dokładności i czasu obliczeń. Wyniki symulacji procesu z wykorzystaniem wybranego modelu posłużą do poszerzonej charakteryzacji procesu hartowania wiązką oscylującą.

### 8.6.1 Model jednoparametryczny

Dla modelu jednoparametrycznego, jako kryterium wystąpienia umocnienia w danym fragmencie materiału przyjęto przekroczenie temperatury odpowiadającej początkowi lub końcowi austenizacji. Jeżeli w danym węźle temperatura  $T_{\max} \geq A_3$ , przyjmowane jest osiągnięcie pełnego umocnienia, jeżeli  $A_3 > T_{\max} \geq A_1$ , przyjmowane jest umocnienie częściowe.  $T_{\max} < A_1$  odpowiada brakowi efektów umocnienia. Wartości temperatur początku i końca austenizacji przyjęto według danych pozyskanych symulacyjnie w oprogramowaniu JMatPro:  $A_1 = 591,7$  °C oraz  $A_3 = 788,8$  °C.

W związku ze sposobem prowadzenia obliczeń numerycznych, wyniki obliczeń modelu symulacyjnego prezentują wartości w dyskretnych chwilach zależnych od rozdzielczości czasowej symulacji. W przypadku potrzeby pozyskania informacji na temat maksymalnej temperatury w danym punkcie konieczne jest przeanalizowanie zestawu dostępnych danych dla każdej chwili czasowej i wytypowanie wartości maksymalnej. Aby ułatwić i przyspieszyć obliczenia zaproponowano wyznaczenie dodatkowej zmiennej, zapamiętującej maksymalną temperaturę która wystąpiła w danym punkcie. Obliczenia takie w oprogramowaniu COMSOL Multiphysics® bazują na operatorze *nojac()* zwracającym

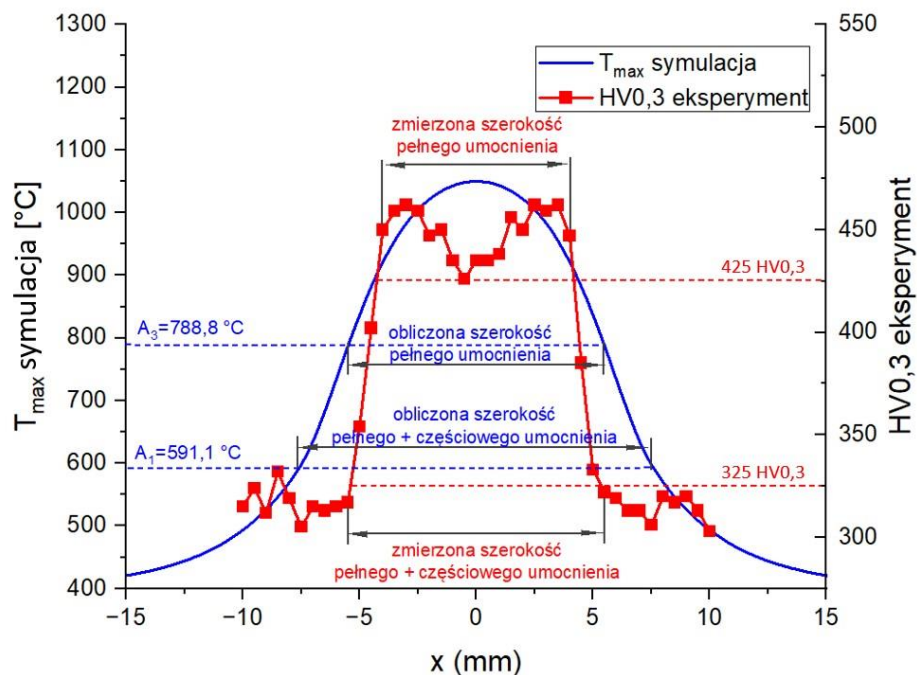
rozwiązanie występujące w poprzednim kroku obliczeniowym. Użycie go wymaga dwóch dodatkowych zmian w modelu: dodania interfejsu *Domain ODE and DAE* umożliwiającego wprowadzenie nowej zmiennej obliczanej na podstawie zadanych warunków oraz umożliwienie dostępu do rozwiązania danej zmiennej z poprzedniego kroku obliczeniowego w ustawieniach solvera.

Do obliczenia i zapamiętania maksymalnej temperatury zdefiniowano dodatkową zmienną monitorowaną  $m$  oraz wykorzystano następujące równanie (21):

$$m - \text{nojac}(if(T > m, T, m)) = 0 \quad (21)$$

Wykorzystanie operatora *nojac()* umożliwia dostęp do rozwiązania z poprzedniego kroku obliczeniowego. Z tego względu, jeśli dla równania (21) temperatura  $T$  (w aktualnie obliczanym kroku czasowym) dla danego węzła jest większa niż w kroku poprzedzającym, nastąpi zmiana wartości zmiennej monitorowanej  $m$  na wartość równą temperaturze wyższej. W przeciwnym razie wartość zmiennej monitorowanej  $m$  pozostanie bez zmian. W ten sposób w kolejnych chwilach czasowych wartość zmiennej  $m$  będzie równa maksymalnej wartości występującej we wszystkich poprzedzających chwilach czasowych.

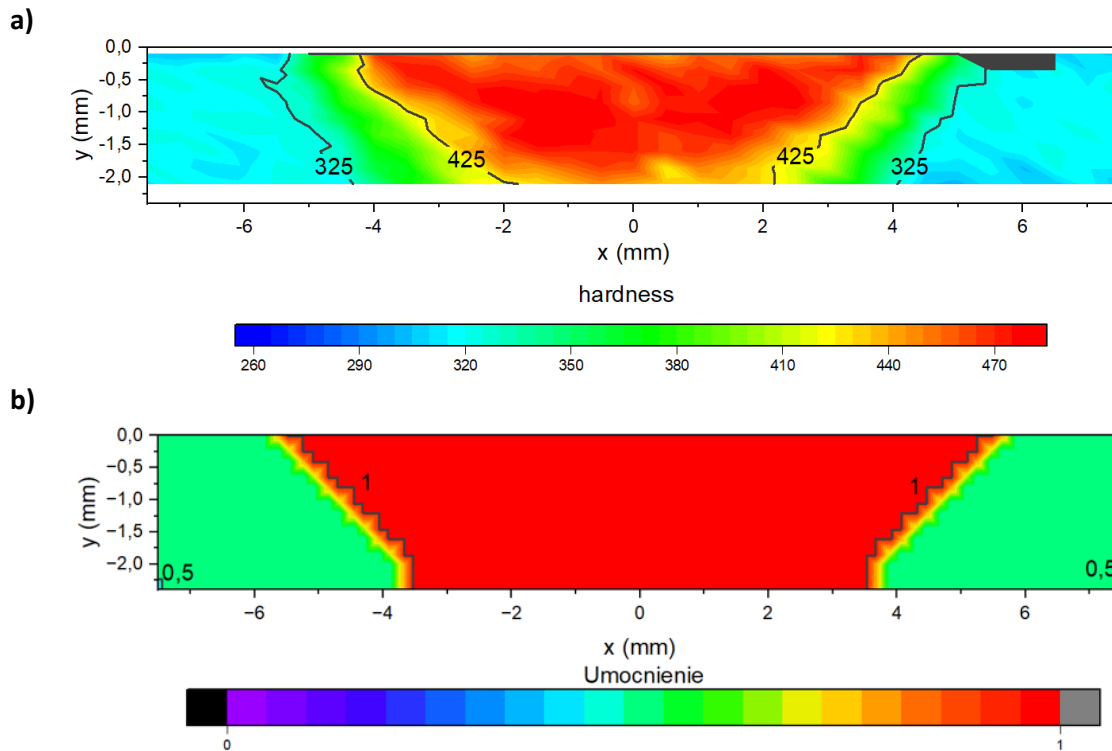
Wyniki obliczeń modelu porównywano z wynikami eksperymentalnych pomiarów twardości przedstawionych we wcześniejszej części pracy (patrz rozdział 7.4). Jako kryteria porównania przyjęto szerokości obszaru umocnionego w środkowym przekroju na głębokościach -0,6mm, -1,2mm oraz -1,8mm. Wartości graniczne obszaru w pełni umocnionego oraz przejściowego ustalono na poziomie twardości 425 HV0,3 oraz 325 HV0,3. Na Rys. 95 przedstawiono przykładowy wykres przebiegu twardości oraz obliczonej temperatury maksymalnej w przekroju środkowym oraz głębokości -0,6mm dla głównych parametrów procesu (1 mm/s, 300 W). W Tab. 18 przedstawiono wyniki pomiarów i symulacji zbiorczo dla wszystkich procesów. Na Rys. 96, Rys. 97, Rys. 98, Rys. 99 przedstawiono mapy twardości oraz temperatur maksymalnych na przekrojach poprzecznych umożliwiające jakościowe porównanie otrzymanych wyników.



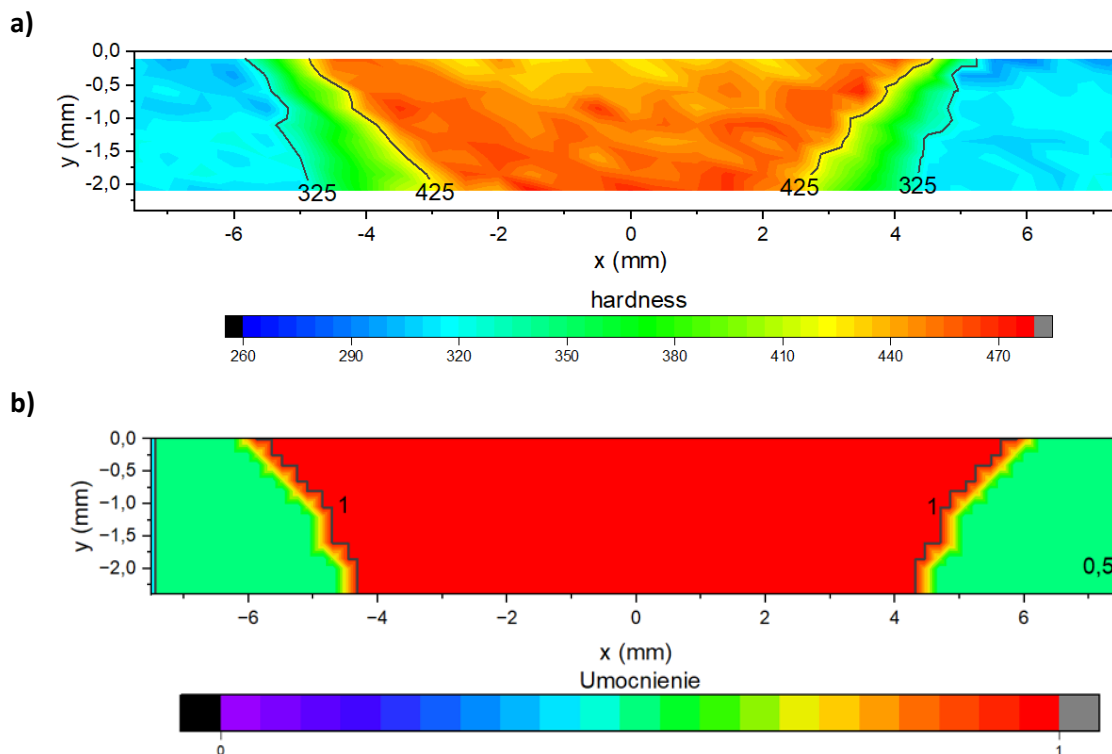
Rys. 95 Wykresy przebiegu twardości i symulacyjnie wyznaczonej temperatury maksymalnej na przekroju środkowym i głębokości -0,6 mm, dla parametrów procesu 1 mm/s 300 W.

Tab. 18 Szerokości obszaru umocnionego dla badanych parametrów procesowych wyznaczone na podstawie pomiarów eksperymentalnych oraz symulacji numerycznej opartej o temperaturę maksymalną

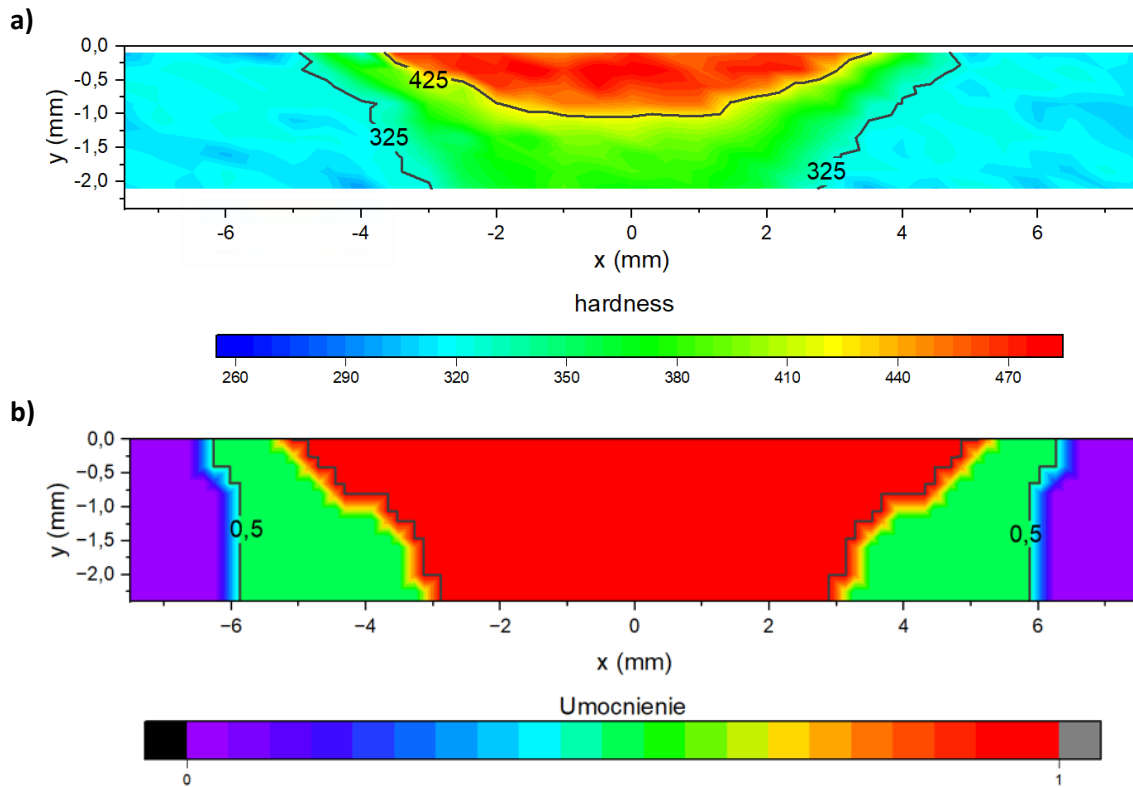
Parametry procesu	Głębokość pomiaru	Rzeczywista szerokość obszaru umocnionego [mm]		Szerokość obszaru umocnionego obliczona symulacyjnie w oparciu o temperatury $A_1$ i $A_3$ [mm]		Błąd wyznaczenia symulacyjnego	
		Umocnienie pełne	Umocnienie pełne + częściowe	Umocnienie pełne (granica temp. $A_3$ )	Umocnienie pełne + częściowe (granica temp. $A_1$ )	Umocnienie pełne	Umocnienie pełne + częściowe
0,5 mm/s 200 W	-0.6 mm	7	11	10	15,78	43 %	43 %
	-1.2 mm	5,5	9,5	8,82	15,74	60 %	66 %
	-1.8 mm	3,5	9	7,86	15,7	125 %	74 %
1 mm/s 300 W	-0.6 mm	8	11	10,96	15,2	37 %	38 %
	-1.2 mm	6	10	10,1	15,18	68 %	52 %
	-1.8 mm	5,5	9,5	9,48	15,18	72 %	60 %
2 mm/s 400 W	-0.6 mm	4	9	9,22	12,46	131 %	38 %
	-1.2 mm	0,5	7	7,58	12,08	-	73 %
	-1.8 mm	0	6	6,64	11,88	-	98 %
3 mm/s 500W	-0.6 mm	0	7	8,32	11,5	-	64 %
	-1.2 mm	0	5	6,1	10,9	-	118 %
	-1.8 mm	0	3	4,62	10,6	-	253 %
					<b>RMSPE</b>	<b>84,0 %</b>	<b>129,7 %</b>



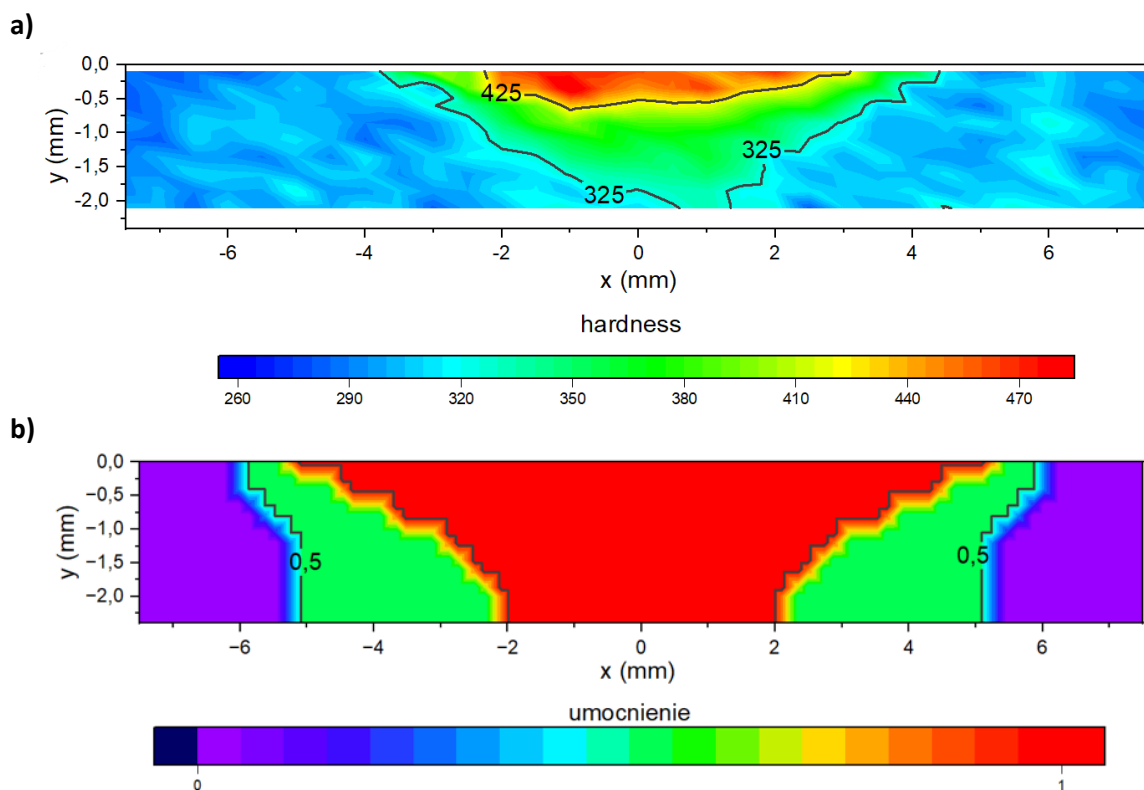
Rys. 96 Wyniki pomiaru obszaru umocnionego dla procesu o parametrach 0,5 mm/s, 200 W: a) eksperymentalne pomiary twardości, b) symulacyjnie wyznaczone obszary umocnienia pełnego i częściowego w oparciu o temperatury maksymalne



Rys. 97 Wyniki pomiaru obszaru umocnionego dla procesu o parametrach 1 mm/s, 300 W: a) eksperymentalne pomiary twardości, b) symulacyjnie wyznaczone obszary umocnienia pełnego i częściowego w oparciu o temperatury maksymalne



Rys. 98 Wyniki pomiaru obszaru umocnionego dla procesu o parametrach 2 mm/s, 400 W: a) eksperymentalne pomiary twardości, b) symulacyjnie wyznaczone obszary umocnienia pełnego i częściowego w oparciu o temperatury maksymalne



Rys. 99 Wyniki pomiaru obszaru umocnionego dla procesu o parametrach 3 mm/s, 500 W: a) eksperymentalne pomiary twardości, b) symulacyjnie wyznaczone obszary umocnienia pełnego i częściowego w oparciu o temperatury maksymalne



Na podstawie analizy wyników przedstawionych w Tab. 18 można stwierdzić, że metoda symulacyjnego szacowania kształtu obszaru umocnionego oparta o stałe wartości temperatur początku i końca austenitizacji w każdym przypadku znacząco przeszacowuje rozmiar rzeczywistej strefy umocnionej. Dla każdego z przypadków błąd wyznaczenia szerokości obszaru umocnionego zwiększa się wraz z głębokością pomiaru. Na podstawie analizy map twardości i rozkładu temperatur można stwierdzić, że w każdym przypadku obszarowi pełnego umocnienia odpowiadała znacznie wyższa temperatura (o ok. 100-200 °C) niż wyznaczone symulacyjnie wartości  $A_1$  oraz  $A_3$ . Z tego względu metoda symulacyjnego wyznaczania kształtu obszaru umocnionego oparta o stałe wartości temperatur początku i końca austenitizacji nie nadaje się do szacowania kształtu obszaru umocnionego. Podstawowymi wyznaczonymi wartościami  $A_1$  oraz  $A_3$  są wartości odpowiadające stanowi równowagowemu (dla nieskończone niskich zmian temperatur). Wartości te, zgodnie z teorią dotyczącą przemian fazowych wraz ze zwiększaniem prędkości nagrzewania rosną, i maleją wraz ze zwiększaniem prędkości chłodzenia. Sugeruje to konieczność uwzględnienia w symulacji prędkości nagrzewania, która ma wpływ na wartości temperatur austenitizacji. Z uwagi na bardzo wysokie prędkości nagrzewania występujące w procesie hartowania laserowego (rzędu kilkuset K/s), zastosowanie wartości zależnych od prędkości nagrzewania (odpowiednio  $A_{c1}$  i  $A_{c3}$ ) mogłoby znacząco zredukować błąd szacowania wielkości obszaru umocnionego.

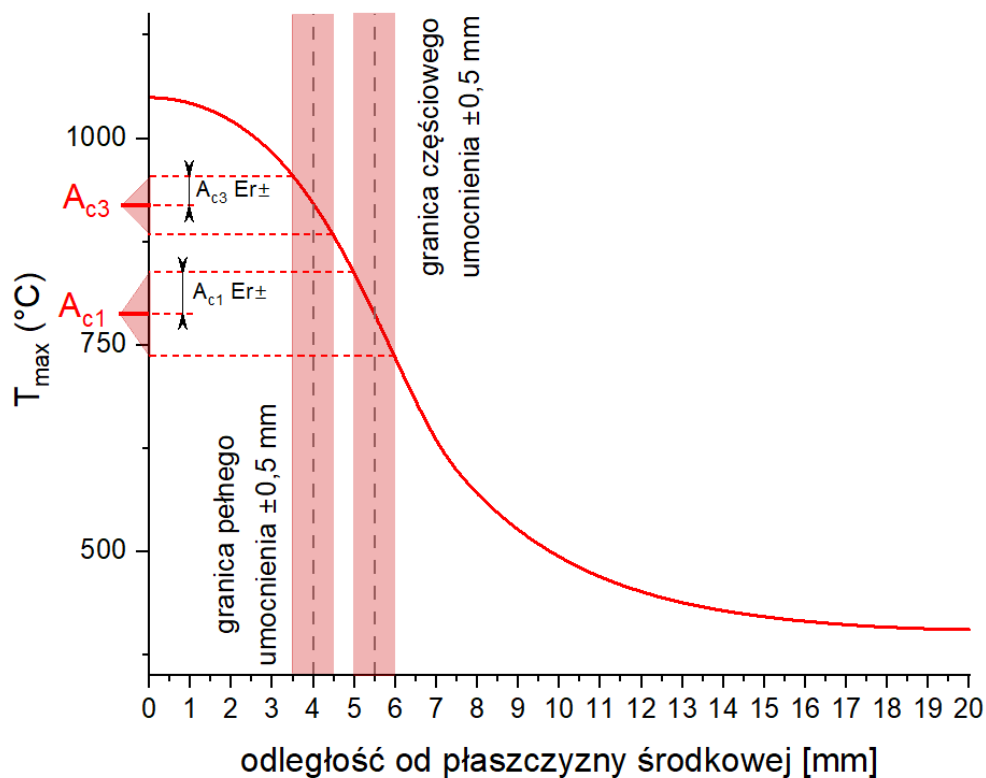
#### 8.6.2 Model dwuparametryczny

Podstawowym sposobem określania zależności temperatur austenitizacji od szybkości nagrzewania jest wykorzystanie wykresu TTA (Time-Temperature-Austenitization). Wykresy te tworzy się w oparciu o rozbudowane badania polegające na pomiarach dylatometrycznych próbek poddanych różnym prędkościom nagrzewania, lub na podstawie obliczeń numerycznych na podstawie składu chemicznego. Na ich podstawie możliwe jest wyznaczenie temperatur  $A_{c1}$  i  $A_{c3}$  dla określonej prędkości nagrzewania.

W niniejszej pracy zaproponowano alternatywny sposób wyznaczania zależności temperatur  $A_{c1}$  i  $A_{c3}$  na potrzeby symulacji numerycznej procesu hartowania laserowego. Celem wyznaczenia wpływu szybkości nagrzewania na wartości temperatur początku i końca austenitizacji (odpowiednio  $A_{c1}$  i  $A_{c3}$ ) konieczne było zestawienie wyników pomiaru twardości na próbkach rzeczywistych wraz z odpowiadającymi im maksymalnymi temperaturami i maksymalnymi prędkościami nagrzewania z symulacji numerycznej. W tym celu, analogicznie do przypadku rejestracji temperatury maksymalnej, rozszerzono model numeryczny o funkcję rejestracji maksymalnej prędkości nagrzewania (22) i przypisano jej zmienną  $m_3$ .

$$m_3 - nojac(if(Tt > m_3, Tt, m_3)) = 0 \quad (22)$$

Aby pozyskać informacje na temat zależności temperatur  $A_{c1}$  i  $A_{c3}$  od prędkości nagrzewania, na zmierzonych wykresach temperaturowych wyznaczono obszary odpowiadające początkowi i końcowi przejściowemu obszarowi twardości i przypisano im odpowiadające wartości maksymalnej temperatury i maksymalnej prędkości nagrzewania. Z uwagi na rozdzielczość pomiaru (co 0,5 mm), jako temperaturę referencyjną, zamiast dokładnej wartości odpowiadającej punktowi pomiarowemu w odległości  $x_n$ , stosowano średnią z temperatur odpowiadającym punktom  $x_n \pm 0,5$  mm. Opisany sposób wyznaczania odpowiednich wartości na przykładzie maksymalnej temperatury przedstawiono poglądowo na wykresie na Rys. 100.

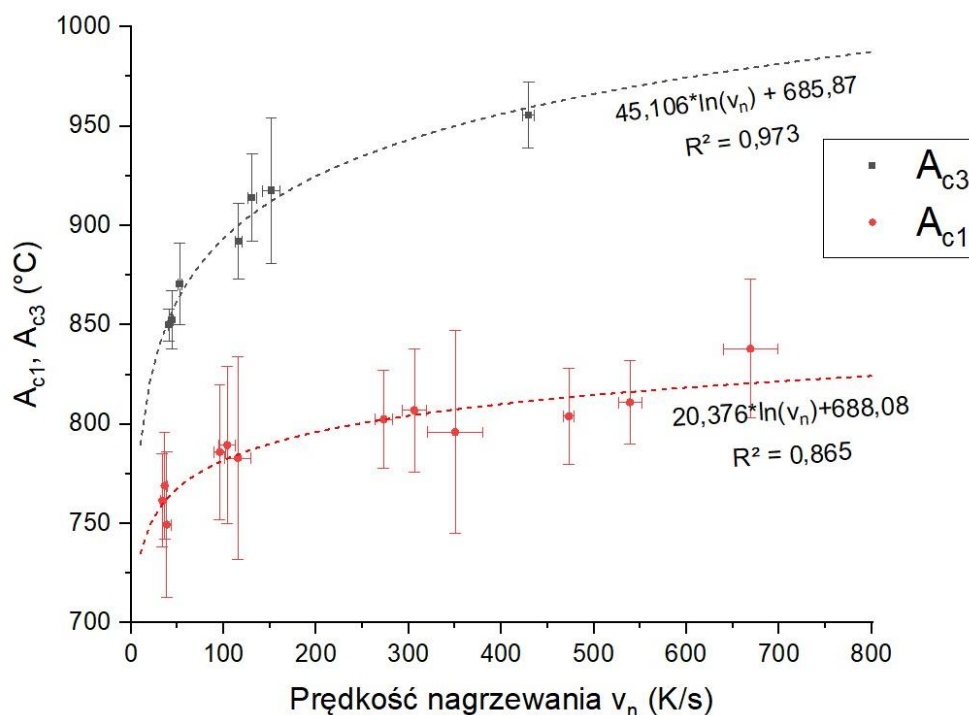


Rys. 100 Maksymalna temperatura i maksymalna prędkość nagrzewania w przekroju poprzecznym na głębokości -0,6 mm dla procesu z parametrami 1 mm/s, 300 W. Linią przerywaną zaznaczono granice strefy przejściowej odpowiadające początkowi i końcowi austenizacji.

W ten sposób otrzymano zestaw danych zawierających maksymalne prędkości nagrzewania i maksymalne temperatury w punktach odpowiadających początkowi i końcowi przemiany austenicznej. Wyniki te zestawiono w Tab. 19. Dzięki danym z procesów, realizowanych z różnymi parametrami, możliwe było oszacowanie zależności temperatur austenizacji od szybkości nagrzewania, które to wyniki przedstawiono na wykresie na Rys. 101. Do otrzymanych punktów dopasowano krzywe celem oszacowania zależności funkcyjnych służących określaniu temperatur austenizacji i szacowaniu kształtu obszaru umocnionego. Najlepsze dopasowanie ( $R^2 = 0,865$  dla  $A_{c1}$  oraz  $R^2 = 0,973$  dla  $A_{c3}$ ) uzyskano przy zastosowaniu funkcji logarytmicznej.

Tab. 19 Wartości zmierzonych prędkości nagrzewania i temperatur austenizacji odpowiadających wybranym punktom zmiany stopnia umocnienia materiału

Parametry procesu	głębokość [mm]	Pełne umocnienie				Częściowe umocnienie			
		$v_n$ [K/s]	błąd $v_n$ [K/s]	$A_{c3}$ [°C]	błąd $A_{c3}$ [°C]	$v_n$ [K/s]	błąd $v_n$ [K/s]	$A_{c1}$ [°C]	błąd $A_{c1}$ [°C]
P = 200 W $v = 0,5$ mm/s	-0,6	52,6	2,0	870,5	20,5	38,4	4,7	749,5	36,5
	-1,2	44,1	1,8	852,5	14,5	36,3	2,7	769	27
	-1,8	40,8	0,6	850	8	33,6	2,0	761,5	23,5
P = 300 W $v = 1$ mm/s	-0,6	151,4	9,3	917,5	36,5	115,4	14,2	783	51
	-1,2	130,8	4,4	914	22	104,0	8,8	789,5	39,5
	-1,8	116,0	3,5	892	19	95,8	6,6	786	34
P = 400 W $v = 2$ mm/s	-0,6	429,5	6,3	955,5	16,5	350,2	29,6	796	51
	-1,2	-	-	-	-	306,0	13,4	807	31
	-1,8	-	-	-	-	272,9	9,1	802,5	24,5
P = 500 W $v = 3$ mm/s	-0,6	-	-	-	-	669,2	29,2	838	35
	-1,2	-	-	-	-	539,1	12,6	811	21
	-1,8	-	-	-	-	472,9	6,0	804	24



Rys. 101 Opracowany na podstawie otrzymanych wyników wykres zależności temperatur austenizacji od prędkości nagrzewania

Należy zauważyć, że końcowe zależności zostały pozyskane na podstawie kilku serii danych (z czterech procesów dla różnych zestawów parametrów) a każda z serii mieści się w osobnym zakresie prędkości nagrzewania (np. dla parametrów  $P = 200$  W,  $v = 0,5$  mm/s prędkości nagrzewania przyjmowały wartości z zakresu 40-53 K/s, dla  $P = 300$  W,  $v = 1$  mm/s odpowiednio 116-152 K/s). Umożliwiło to

opracowanie zależności temperatur austenitizacji dla szerokiego zakresu prędkości nagrzewania, może jednak wpływać na zaniżenie błędu predykcji dla zestawów parametrów spoza badanego zakresu.

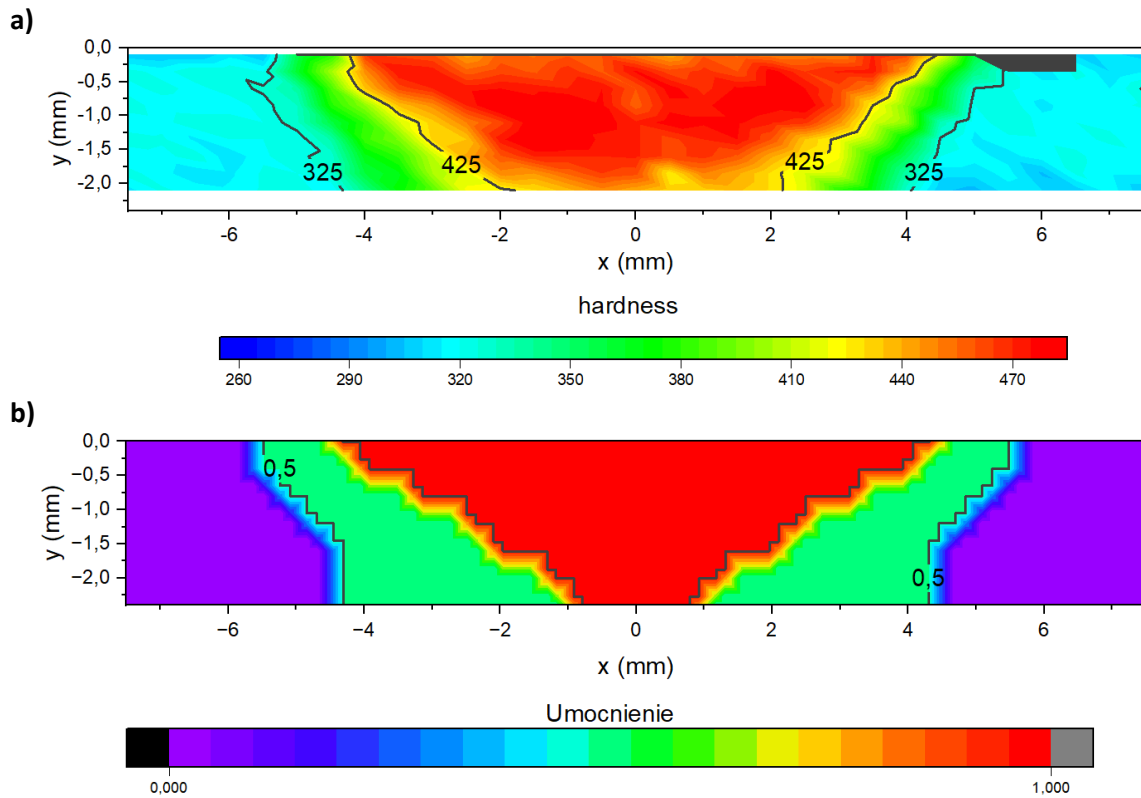
Opracowane zależności temperatur  $A_{c1}$  i  $A_{c3}$  w funkcji prędkości nagrzewania wykorzystano jako warunek uzyskania pełnego lub częściowego umocnienia w modelu symulacyjnym procesu hartowania laserowego. Bazując na zarejestrowanych maksymalnych wartościach temperatur (zmienna  $u$ ) oraz maksymalnych prędkościach nagrzewania (zmienna  $u3$ ) opisano warunek uzyskania pełnego lub częściowego umocnienia za pomocą równania (23). Przypisuje ono wartość umocnienia równą 1 dla  $T_{max} \geq A_{c3}$ , wartość 0,5 dla  $A_{c3} > T_{max} \geq A_{c1}$ , oraz wartość 0 dla  $T_{max} < A_{c1}$ .

$$if(u \geq (45.106 * \log(u3) + 685.87)[degC], 1, if(u > 20.376 * \log(u3) + 688.08[degC], 0.5, 0)) \quad (23)$$

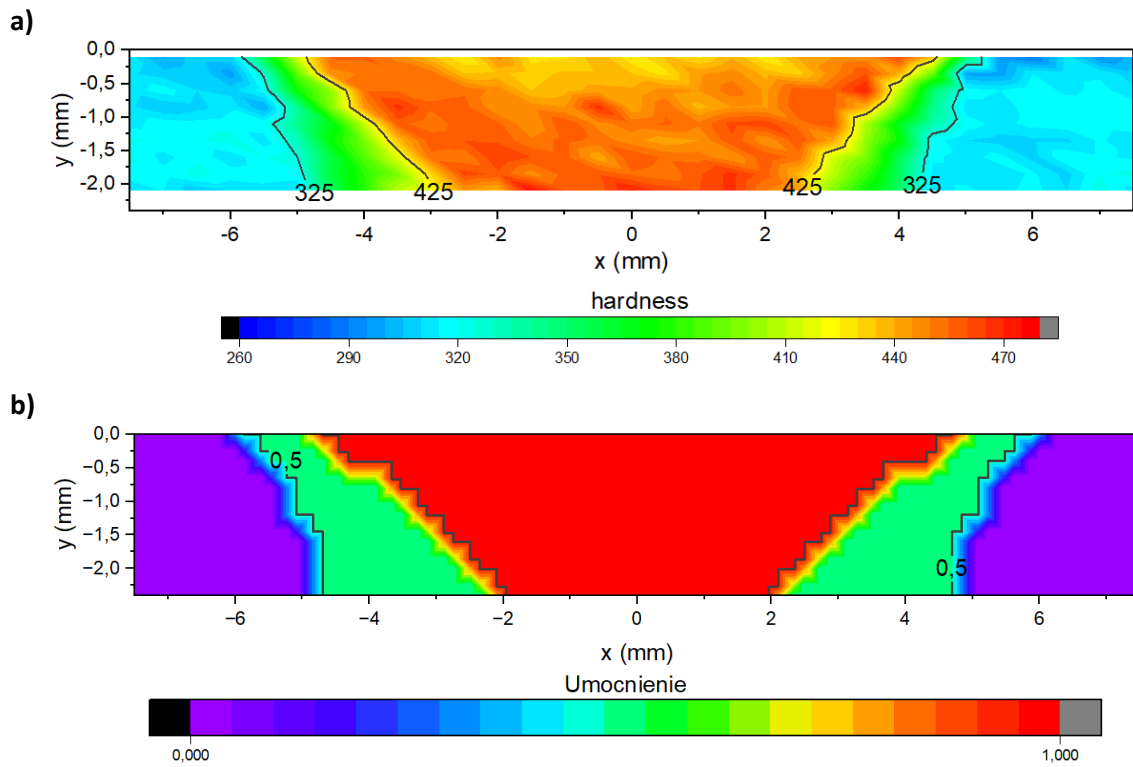
Wyniki pomiarów ilościowych na wybranych głębokościach przekroju, odpowiadających eksperymentalnym pomiarom twardości, przedstawiono w Tab. 20. Na Rys. 102, Rys. 103, Rys. 104 oraz Rys. 105 porównano mapy twardości wraz z rozkładami umocnienia wyznaczonymi symulacyjnie dla badanych zestawów parametrów procesowych.

Tab. 20 Wyniki pomiarów szerokości obszaru umocnionego wyznaczonego symulacyjnie na podstawie temperatur  $A_{c1}$  i  $A_{c3}$  wraz z błędami predykcji w porównaniu do wyników eksperymentalnych

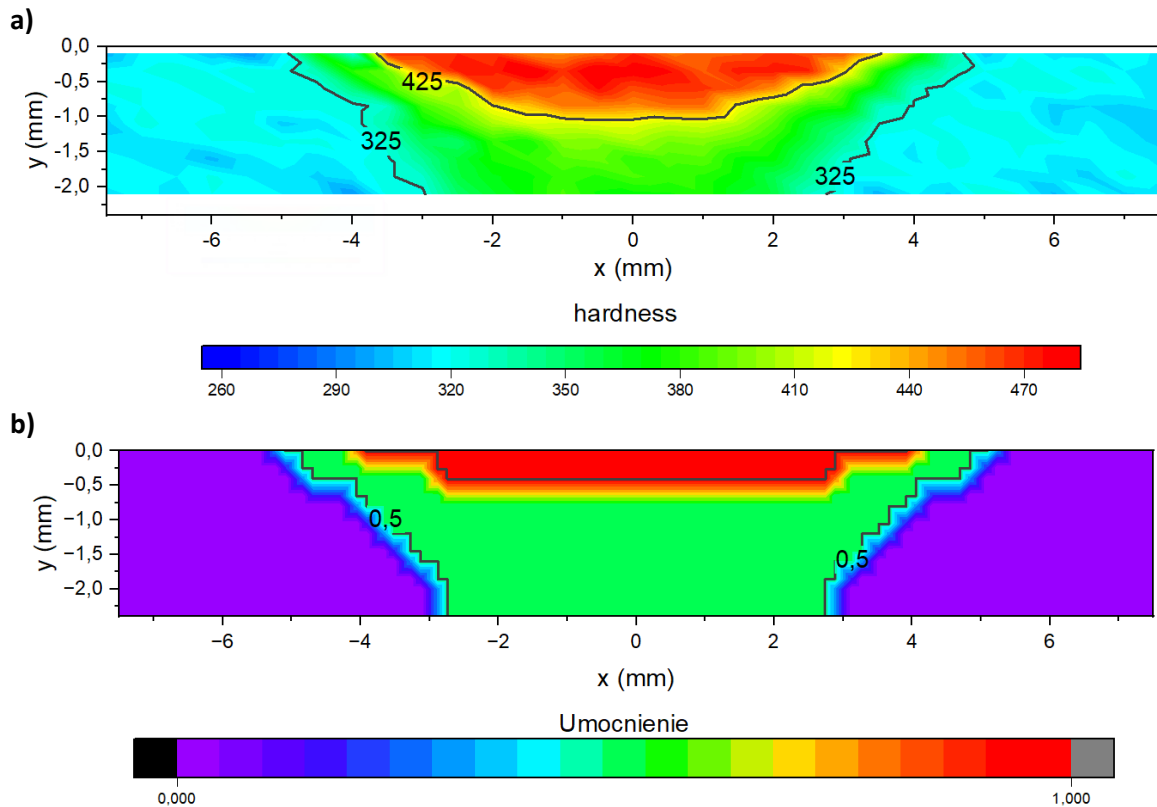
Parametry procesu	Głębokość pomiaru	Rzeczywista szerokość obszaru umocnionego [mm]		Szerokość obszaru umocnionego obliczona symulacyjnie w oparciu o temperatury $A_{c1}$ i $A_{c3}$ [mm]		Błąd wyznaczenia symulacyjnego	
		Umocnienie pełne	Umocnienie pełne + częściowe	Umocnienie pełne (granica temp. $A_{c3}$ )	Umocnienie pełne + częściowe (granica temp. $A_{c1}$ )	Umocnienie pełne	Umocnienie pełne + częściowe
0,5 mm/s 200 W	-0,6 mm	7	11	7,44	10,66	-6,3 %	3,1 %
	-1,2 mm	5,5	9,5	5,28	9,78	4,0 %	-2,9 %
	-1,8 mm	3,5	9	3,2	9,1	8,6 %	-1,1 %
1 mm/s 300 W	-0,6 mm	8	11	8,22	10,96	-2,8 %	0,4 %
	-1,2 mm	6	10	6,46	10,18	-7,7 %	-1,8 %
	-1,8 mm	5,5	9,5	5,08	9,68	7,6 %	-1,9 %
2 mm/s 400 W	-0,6 mm	4	9	3,78	8,8	5,5 %	2,2 %
	-1,2 mm	0,5	7	0	7,12	-	-1,7 %
	-1,8 mm	0	6	0	6,08	-	-1,3 %
3 mm/s 500W	-0,6 mm	0	7	0	7,92	-	-13,1 %
	-1,2 mm	0	5	0	5,16	-	-3,2 %
	-1,8 mm	0	3	0	3,32	-	-10,7 %
<b>RMSPE</b>						<b>6,4 %</b>	<b>6,9 %</b>



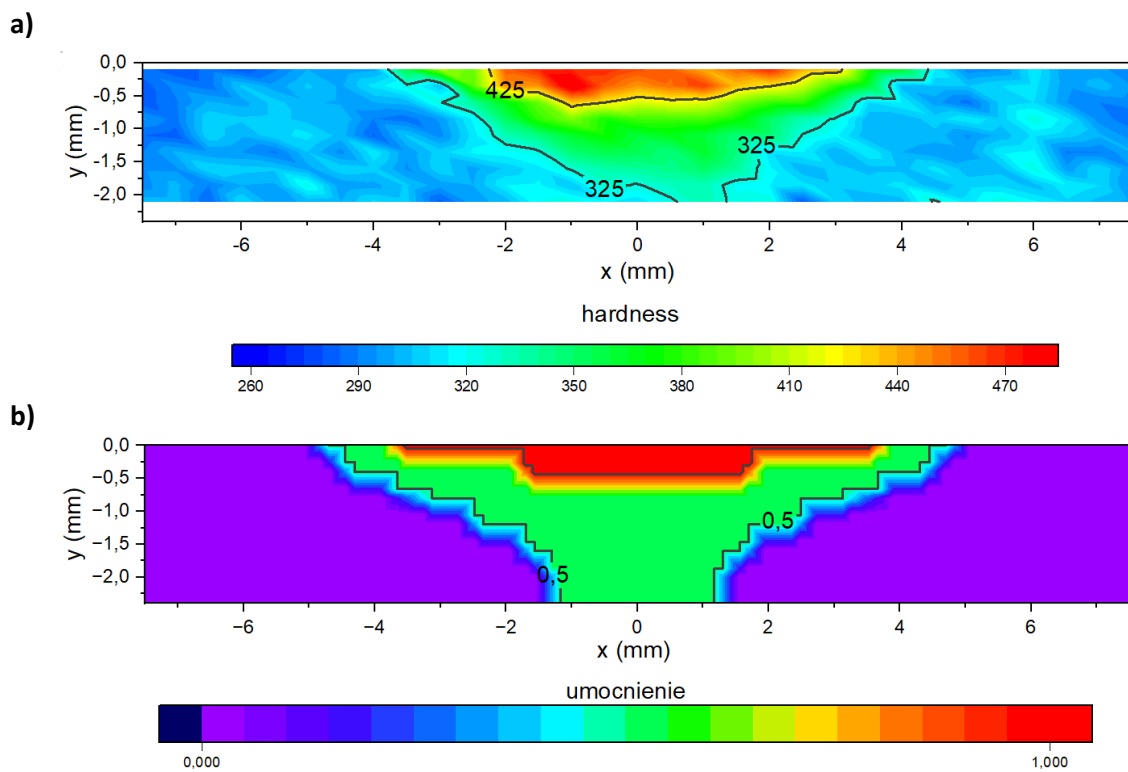
Rys. 102 Wyniki pomiaru obszaru umocnionego dla procesu o parametrach 0,5 mm/s, 200 W: a) eksperymentalne pomiary twardości, b) symulacyjnie wyznaczone obszary umocnienia pełnego i częściowego w oparciu o temperatury  $A_{c1}$  i  $A_{c3}$



Rys. 103 Wyniki pomiaru obszaru umocnionego dla procesu o parametrach 1 mm/s, 300 W: a) eksperymentalne pomiary twardości, b) symulacyjnie wyznaczone obszary umocnienia pełnego i częściowego w oparciu o temperatury  $A_{c1}$  i  $A_{c3}$



Rys. 104 Wyniki pomiaru obszaru umocnionego dla procesu o parametrach 2 mm/s, 400 W: a) eksperymentalne pomiary twardości, b) symulacyjnie wyznaczone obszary umocnienia pełnego i częściowego w oparciu o temperatury  $A_{c1}$  i  $A_{c3}$



Rys. 105 Wyniki pomiaru obszaru umocnionego dla procesu o parametrach 3mm/s, 500W: a) eksperymentalne pomiary twardości, b) symulacyjnie wyznaczone obszary umocnienia pełnego i częściowego w oparciu o temperatury  $A_{c1}$  i  $A_{c3}$



Na podstawie wyników przedstawionych w Tab. 20 określono błąd RMSPE predykcji szerokości obszaru w pełni umocnionego na poziomie 6,4 %, oraz 6,9 % dla szerokości obszaru umocnionego częściowo. Na tej podstawie można stwierdzić, że metoda dwuparametryczna symulacyjnego szacowania kształtu obszaru umocnionego oparta o temperatury  $A_{c1}$  i  $A_{c3}$  zależne od prędkości nagrzewania zapewnia wysoką dokładność predykcji kształtu obszaru umocnionego. Również na podstawie analizy map twardości i rozkładu wyznaczonych symulacyjnie obszarów umocnienia można stwierdzić, że w większości przypadków wyniki charakteryzują się wysokim stopniem zgodności.

Wadą metody jest nieznaczne przeszacowywanie szerokości obszaru umocnionego dla wysokich prędkości prowadzenia procesu. W przypadku parametrów 2 mm/s, 400 W, na mapach rozkładu umocnienia można zaobserwować niedoszacowanie głębokości pełnego umocnienia, co jest najprawdopodobniej spowodowane przez zbyt duży rozmiar elementów skończonych. Najistotniejszym ograniczeniem powyższej metody była konieczność eksperymentalnego wyznaczenia zależności temperatur austenitizacji od prędkości nagrzewania, wymaganych do symulacji. Zatem pozyskanie odpowiednich wyników końcowych wiąże się z podwójnym przetwarzaniem danych wyjściowych. Metoda ta pomija również rzeczywisty skład fazowy materiału i nie uwzględnia wpływu prędkości chłodzenia, która jest decydująca pod względem powstających w czasie chłodzenia faz i może mieć wpływ na ostateczną twardość materiału.

Należy mieć na uwadze, że weryfikacja opracowanego modelu została przeprowadzona na tym samym zestawie danych oraz że zależności będące podstawą wyznaczania zakresu przemian zostały pozyskane z obszarów odpowiadających ustabilizowanemu przebiegowi procesu. Obliczony błąd predykcji jest najprawdopodobniej zaniżony. Jakość predykcji kształtu w obszarach o istotnie różnych parametrach cyklu cieplnego (np. na początku lub końcu obszarów hartowania), dla których czasy przetrzymania w danej temperaturze znacznie się różnią, może ulec pogorszeniu.

Jednak z uwagi na niskie wartości błędów szacowania rozmiaru strefy umocnionej w stosunku do wartości rzeczywistych, metoda symulacyjnego wyznaczania kształtu obszaru umocnionego oparta o opracowane zależności temperatur  $A_{c1}$  i  $A_{c3}$  od prędkości nagrzewania może być uznana za skuteczną i służyć do poszerzonej charakteryzacji procesu hartowania laserowego wiązką oscylującą.

### 8.6.3 Model wieloparametryczny

Model wieloparametryczny symulacyjnego wyznaczania kształtu strefy zahartowanej powinien uwzględniać zjawiska przemian fazowych, które w zależności od rodzaju przemiany mają charakter dyfuzyjny lub bezdyfuzyjny. Do ich opisu należy wykorzystać zależności opisane za pomocą wykresów CTPc (czas-temperatura-przemiana przy chłodzeniu ciągłym). Opracowany model powinien umożliwić obliczenia rezultatów przemian fazowych zachodzących w czasie procesu - uwzględniać skład fazowy materiału wejściowego i jego zmiany wraz z procesem nagrzewania i chłodzenia. Głównym aspektem odróżniającym ten model przewidywania zjawisk umocnienia materiału od modeli jedno i dwupunktowych jest, prócz możliwości predykcji faz, przesunięcie punktu temperaturowego przemiany fazowej i momentu pobierania lub uwalniania związanej z nią energii wewnętrznej. Rzutuje to na rozkład temperatur, który może być inny niż w przypadku dwóch pierwszych modeli.

W celu zamodelowania przemian fazowych zachodzących w materiale skorzystano z modułu Metal Processing Module dostępnego w środowisku COMSOL Multiphysics. Model przemian fazowych oparty jest o interfejs Metal Phase Transformation, powiązany z modelem wymiany ciepła poprzez wiązanie Phase Transformation Latent Heat. Wykorzystuje ograniczenie ciepła utajonego transformacji fazowej w sposób proporcjonalny do stopnia zaawansowania wybranych przemian fazowych. Taki sposób budowy modelu symulacyjnego uwzględnia wzajemne oddziaływanie pola temperatur na

zjawiska przemian fazowych oraz wpływ ciepła utajonego przemiany za zmiany energii wewnętrznej w odpowiednich zakresach temperaturowych, opisanych wykresami CTPc.

Pierwszym etapem budowy modelu symulacyjnego uwzględniającego zachodzenie w procesie przemian fazowych jest ustanowienie możliwych do wystąpienia w materiale faz oraz ich początkowego udziału procentowego. W modelu zdefiniowano następujące potencjalnie występujące fazy: austenit, martenzyt, ferryt, perlit oraz bainit. Jako początkowy skład materiału ustanowiono 30 % zawartość austenitu oraz 70 % zawartość bainitu (jako fazy najbliższej rzeczywistej zawartości 70 % martenzytu wysokoodpuszczonego pod względem mikrostruktury i twardości). Jako możliwe do wystąpienia w symulacji przemiany fazowe zdefiniowano:

- przemianę austenityczną B-A (bainit → austenit)
- przemianę ferrytyczną A-F (austenit → ferryt)
- przemianę perlityczną A-P (austenit → perlit)
- przemianę bainityczną A-B (austenit → bainit)
- przemianę martenzytyczną A-M (austenit → martenzyt)

W przypadku przemian o charakterze dyfuzyjnym (austenityczna, ferrytyczna, perlityczna, bainityczna) do symulacji zachodzących zjawisk zastosowano model Leblonda-Devau, natomiast dla przemiany bezdyfuzyjnej (martenzytycznej) - model Koistinena-Marburgera. Podstawowym założeniem modeli jest spełnienie warunku bilansu wszystkich faz sumujących się do jedności (24).

$$\sum_{i=1}^N \xi^i = 1 \quad (24)$$

Równanie (25), przedstawiające wskaźnik przebiegu przemiany fazowej, opisuje jaka część fazy źródłowej (s) przekształciła się w fazę docelową (d). Suma wskaźników przebiegu przemian fazowych w każdej chwili czasu musi wynosić 0.

$$A_{s-d} = \dot{\xi}^d = -\dot{\xi}^s \quad (25)$$

Wskaźnik przemiany fazy powinien być opisany zależnością funkcyjną (26), dla której argumentami będą temperatura (T) a także ilość danej fazy ( $\xi$ ):

$$\dot{\xi} = F(T, \xi) \quad (26)$$

Model Leblonda i Devaux [155] użyty w niniejszej pracy uwzględnia przemiany fazowe oparte na dyfuzji węgla, występujące w stalach podczas obróbki cieplnej. Jedną z formuł modelu Leblonda-Devaux dostępną w oprogramowaniu COMSOL Multiphysics jest opis za pomocą współczynników głównych K oraz L zależnych od temperatury. Stosując tą formułę, transformacja fazy źródłowej w fazę docelową jest opisana następująco (27):

$$\dot{\xi}^d = K_{s \rightarrow d} \xi^s - L_{s \rightarrow d} \dot{\xi}^d \quad (27)$$

Równoważnym opisem przemian w modelu jest forma zdefiniowana przez równowagę frakcję fazową  $\xi_{eq}^d$  dla fazy docelowej oraz stałą czasową  $\tau_{s \rightarrow d}$ . W tym opisie, przemiana fazowa jest definiowana następująco (28):

$$\xi^d = \frac{\xi_{eq}^d - \xi^d}{\tau_{s \rightarrow d}} \quad (28)$$

Przemiana fazowa zachodzi jedynie wtedy, kiedy  $\xi^d > 0$  (gdy prawa strona równania (28) jest dodatnia). Podobnie jak przypadku modelu opisanego za pomocą współczynników głównych K oraz L, frakcja  $\xi_{eq}^d$  oraz stała czasowa  $\tau_{s \rightarrow d}$  są funkcjami temperatury.

Do opisu przemiany martenzytycznej wykorzystano model Koistinena-Marburgera [156]. Przemiana martenzytyczna jest przemianą, która zachodzi tylko podczas chłodzenia i charakteryzuje się krytyczną temperaturą początkową  $M_s$ . Powyżej niej zmiana nie jest możliwa, natomiast poniżej ilość utworzonego martenzytu jest proporcjonalna do wartości przechłodzenia. W warunkach stałej prędkości chłodzenia oraz przy założeniu, że ilość martenzytu w temperaturze  $M_s$  wynosi  $\xi_0^d$ , równanie opisujące przemianę martenzytyczną można sformułować następująco (29):

$$\xi^d = \xi_0^d (1 - \exp(-\beta(M_s - T))) \quad (29)$$

Wartości niezbędnych funkcji zastosowanych w czasie obliczeń numerycznych wraz ze sposobem ich pozyskania zostały opisane w dalszej części pracy.

#### 8.6.3.1 Implementacja wykresów CTPc

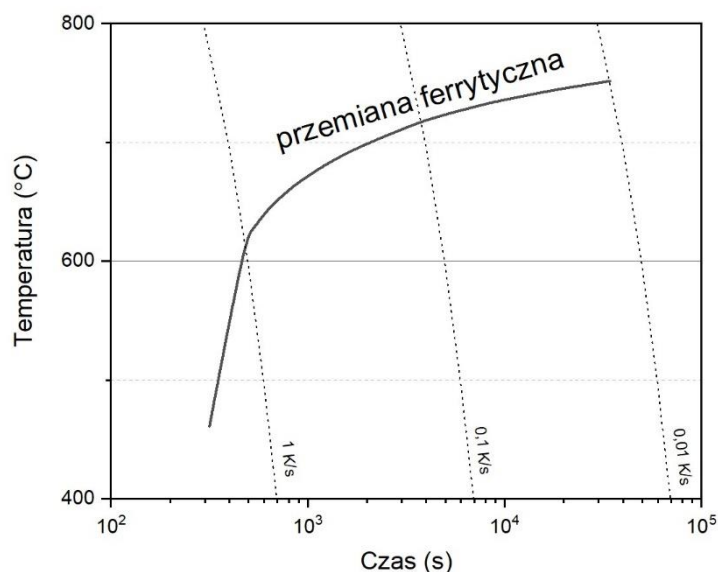
Implementacja wykresów CTPc wewnątrz oprogramowania symulacyjnego wymaga również zdefiniowania modelu przemian, który opisanego przez odpowiednie funkcje. Bardzo często do dyspozycji jest jedynie graficzna forma wykresu, otrzymana na drodze obliczeń numerycznych (np. w oprogramowaniu JMatPro lub Thermo-Calc) lub na podstawie literatury przedmiotu. Forma taka, bez opisu wybranym modelem przemian i zależnościami funkcyjnymi, nie może być zaimplementowana bezpośrednio do modelu symulacyjnego. Konieczny jest wtedy samodzielny dobór funkcji opisujący model przemian fazowych. Sposobem na wyznaczenie odpowiednich funkcji może być wykorzystanie do tego celu oprogramowania symulacyjnego celem wizualizacji rezultatów przykładowej funkcji wraz iteracyjną modyfikacją na podstawie oceny dopasowania do kształtu docelowego.

Dobór parametrów dla przemiany martenzytycznej, będącej przemianą bezdyfuzyjną jest znacznie mniej skomplikowany niż w przypadku przemian opartych o procesy dyfuzyjne, zachodzące ze zmienną prędkością, może być bardzo czasochłonnym procesem, ponieważ wymaga zdefiniowania nieznanych funkcji.

W literaturze przedmiotowej nie znaleziono schematu doboru wspomnianych funkcji, które umożliwiłyby opisanie procesu przemian fazowych wybranym modelem. Na potrzeby symulacji numerycznych opracowano i opisano metodykę doboru funkcji opisujących model przemian wg. Leblonda-Devauxa z wykorzystaniem współczynników ilości fazy  $\xi$  oraz stałej czasowej  $\tau$ . Wykresem podstawowym był wykres wyznaczony symulacyjnie w programie JMatPro i przedstawiony na Rys. 47.

#### Metodyka doboru parametrów funkcji głównych

Podstawowym odniesieniem w czasie procesu doboru są poszczególne krzywe z wykresu CTPc opisujące początek przemian: ferrytycznej, perlitycznej oraz bainitycznej. Funkcje  $\xi$  oraz  $\tau$  dobierane są osobno dla każdej z przemian. Poniżej zaproponowano metodykę postępowania celem ich określenia na przykładzie krzywej odpowiadającej przemianie ferrytycznej (Rys. 106).



Rys. 106 Krzywa odpowiadająca przemianie ferrytycznej z wykresu CTPc

Punktem wyjścia jest tabelaryczny opis funkcji wykorzystującej interpolację sześcienną częściową (*piecewise cubic interpolation*). Na podstawie punktów charakterystycznych pojedynczej krzywej definiujemy tabele wartości dla temperatur opowiadające funkcjom  $\xi$  oraz  $\tau$  (Tab. 21).

Tab. 21 Wartości wstępne funkcji  $\xi$  oraz  $\tau$  dla krzywej odpowiadającej przemianie ferrytycznej w modelu Leblonda-Devouxa

funkcja $\xi(T)$		funkcja $\tau(T)$	
temperatura [°C]	$\xi$	temperatura [°C]	$\tau$
452	1	452	1E+10
462	0,99	462	10000
779	0,01	779	10000
789	0	789	1

Wyjściowe punkty temperaturowe dobieramy jednakowe dla funkcji  $\tau$  oraz  $\xi$  w następujący sposób:

- Wartość temperatury odpowiadająca pierwszemu, dolnemu punktowi z wykresu (462 °C) oraz wartość ok. 10 °C mniejsza (452 °C)
- Wartość temperatury odpowiadająca temperaturze  $A_{c3}$  (789 °C) oraz wartość ok. 10 °C mniejsza (779 °C)

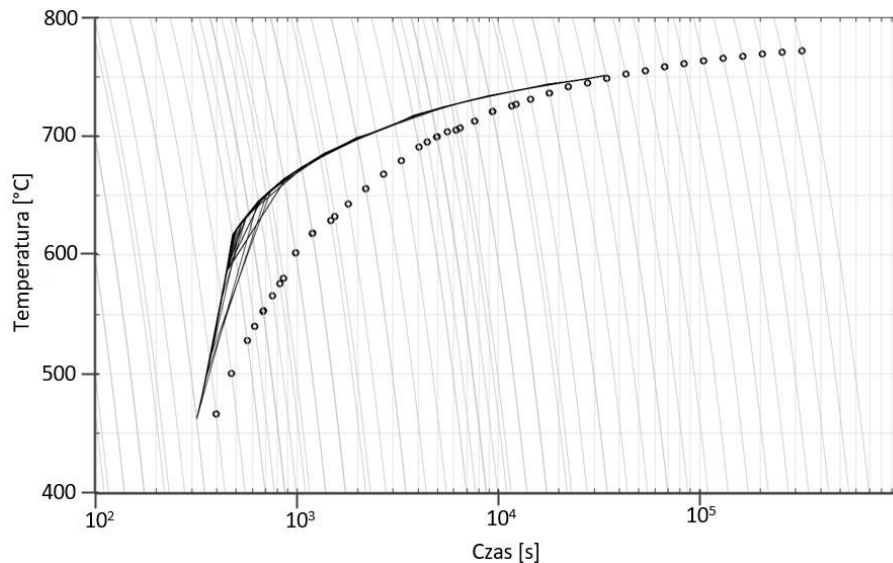
Funkcji  $\xi$ , powiązanej z obecnością danej fazy przypisujemy następujące wartości liczbowe:

- Temperaturze  $A_{c3}$  (789 °C) przypisujemy 0, zakładając, że materiał utrzymywany nieskończenie długo (chłodzony nieskończenie wolno) w tej temperaturze nigdy nie ulegnie przemianie z austenitu w ferryt.
- Temperaturze 779 °C przypisujemy 0,01, zakładając, że materiał ochłodzony poniżej temperatury  $A_{c3}$  zacznie przemianę z austenitu w ferryt.
- Temperaturze 462 °C przypisujemy 0,99.
- Temperaturze 452 °C przypisujemy 1.

Funkcji  $\tau$ , powiązanej z prędkością przemian przypisujemy następujące wartości liczbowe:

- Temperaturze najwyższej ( $A_{c_3} = 789 \text{ }^\circ\text{C}$ ) przypisujemy 1, zakładając, przemiana zachodzi nieskończenie wolno
- Temperaturze najniższej ( $452 \text{ }^\circ\text{C}$ ) przypisujemy  $1E+10$ , zakładając teoretycznie przemianę zachodzącą z bardzo wysoką prędkością.
- Temperaturom pośrednim ( $779 \text{ }^\circ\text{C}$  oraz  $462 \text{ }^\circ\text{C}$ ) przypisujemy wartość leżącą pomiędzy wartościami skrajnymi (np. 10000)

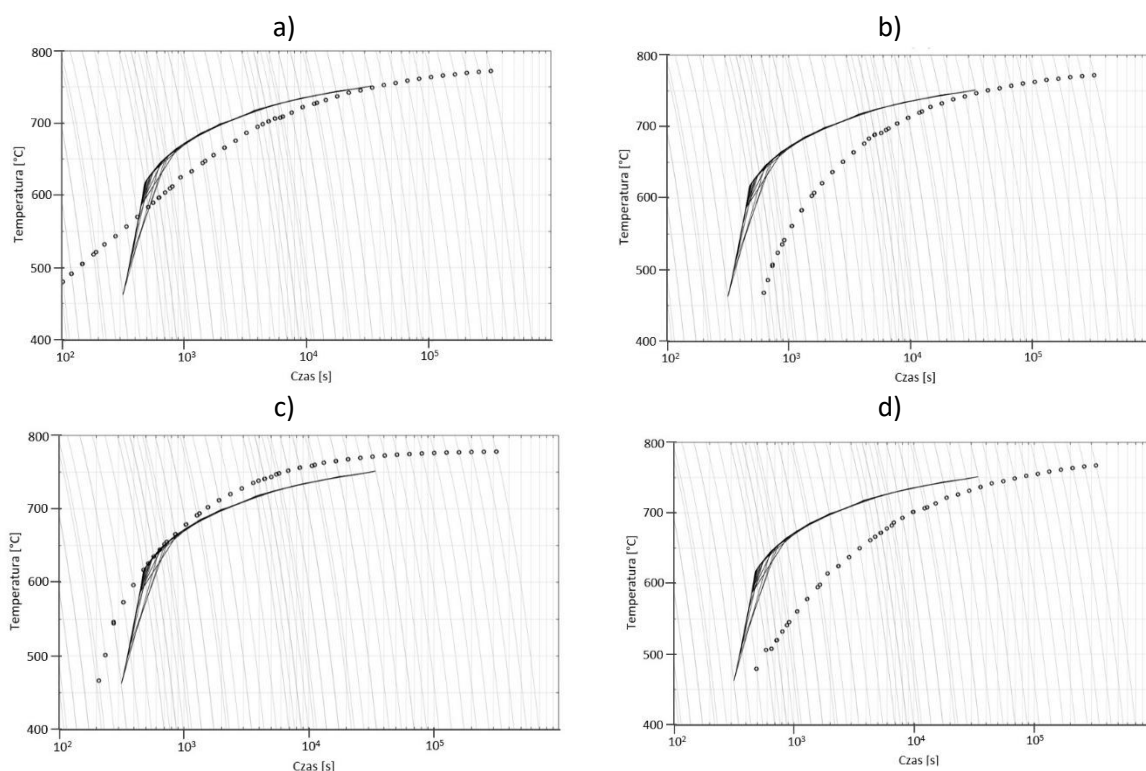
Zaproponowane w ten sposób funkcje pozwoliły na otrzymanie krzywej przedstawionej na Rys. 107.



Rys. 107 Krzywa otrzymana w oprogramowaniu COMSOL na podstawie wstępnych zależności funkcji  $\xi$  oraz  $\tau$ . Linia punktowa - krzywa obliczona, linia łamana - krzywa referencyjna.

Celem dopasowania krzywej obliczonej do krzywej referencyjnej stosowano modyfikacje funkcji  $\tau$  przy niezmienniczej funkcji  $\xi$ . Podstawowe dokonywane zmiany i ich rezultaty były następujące (Rys. 108):

- zmniejszanie wartości  $\tau$  dla punktu początkowego krzywej ( $462 \text{ }^\circ\text{C}$ ) zmniejsza nachylenie jej początkowej części
- zwiększanie wartości  $\tau$  dla punktu początkowego krzywej ( $462 \text{ }^\circ\text{C}$ ) zwiększa nachylenie jej początkowej części
- zmniejszanie wartości  $\tau$  dla punktu  $779 \text{ }^\circ\text{C}$  (leżącego poniżej temp.  $A_{c_3}$ ) wypłaszcza koniec krzywej
- zmniejszanie wartości  $\tau$  dla punktu  $779 \text{ }^\circ\text{C}$  zwiększa nachylenie końca krzywej



Rys. 108 Krzywa reprezentująca przemianę ferrytyczną obliczona na podstawie wartości parametrów z Tab. 21, ze zmianą parametru: a)  $\tau(462\text{ °C})=1000$ , b)  $\tau(462\text{ °C})=20000$ , c)  $\tau(779\text{ °C})=1000$ , d)  $\tau(779\text{ °C})=20000$ .

Dodatkowo zaobserwowano następujące zależności:

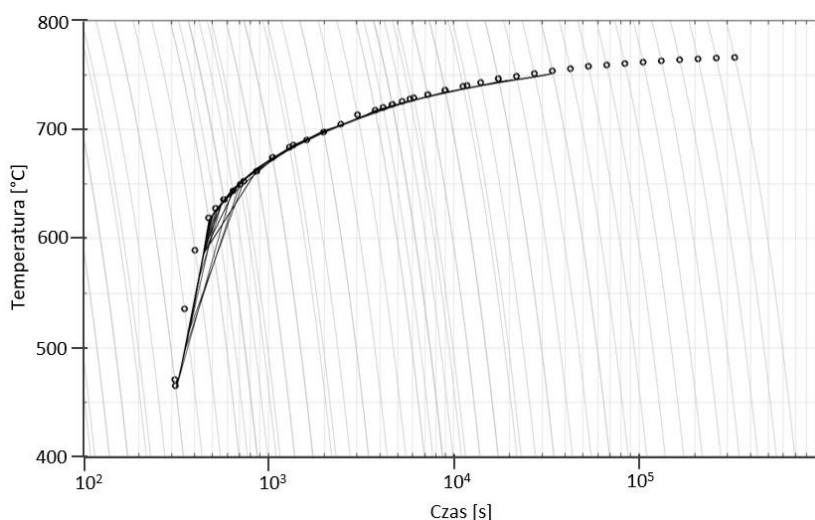
- Wartości  $\tau$  powiązane są z pochyleniem krzywej w danym punkcie. Krzywa kształtuje się poprzez dostosowanie całkowitego kształtu tak, aby zachować styczność i płynne przejście pomiędzy punktami. Znaczne pochylenie krzywej w jednym punkcie może wiązać się ze znacznym wydłużeniem lub skróceniem jej całkowitego zakresu tak, aby zadane pochylenia krzywych były zgodne.
- Możliwa jest zmiana zakresów temperatur, co skutkuje odpowiednim rozszerzeniem zakresu krzywej w osi pionowej. Zawsze należy jednak zapewniać zgodność zakresów dla funkcji  $\xi$  oraz  $\tau$ .
- Możliwe jest dodawanie punktów pośrednich, pozwalających na dokładniejsze zdefiniowanie krzywej w wybranym zakresie. Punkty pośrednie mogą być dodawane w samej funkcji  $\tau$  z możliwością pozostawienia niezmienionej funkcji  $\xi$ .

Na podstawie zaobserwowanych zależności dokonano doboru funkcji  $\xi$  oraz  $\tau$ . Dobre parametry oraz wynikowa krzywa zostały przedstawione w Tab. 22 oraz na Rys. 109.



Tab. 22 Dobrane wartości funkcji  $\xi$  i  $\tau$  dla przemiany ferrytycznej w modelu Leblonda-Devouxa dla stali StaVari

funkcja $\xi(T)$		funkcja $\tau(T)$	
temperatura [°C]	$\xi$	temperatura [°C]	$\tau$
450	1	450	1E+10
462	0,99	462	22000
769	0,01	600	8000
779	0	620	4000
		680	3000
		750	3000
		769	3000
		779	1000



Rys. 109 Dopasowanie wykresu przemiany ferrytycznej na podstawie dobranych wartości funkcji

W przypadku doboru wartości funkcji dla przemian perlitycznej i bainitycznej kierowano się analogiczną metodyką. Do wstępnych parametrów dolne zakresy temperatur dobierano na podstawie najniższej położonego punktu wykresu, górne na podstawie prognozowanego miejsca wypłaszczenia krzywej. Dobrane parametry dla przemiany perlitycznej oraz bainitycznej przedstawia odpowiednio Tab. 23 oraz Tab. 24.

Tab. 23 Dobrane wartości funkcji  $\xi$  i  $\tau$  dla przemiany perlitycznej w modelu Leblonda-Devouxa dla stali StaVari

funkcja $\xi(T)$		funkcja $\tau(T)$	
temperatura [°C]	$\xi$	temperatura [°C]	$\tau$
352	1	352	1E+10
362	0,99	362	200000
570	0,01	480	18000
580	0	570	5000
		580	1

Tab. 24 Dobrane wartości funkcji  $\xi$  i  $\tau$  dla przemiany bainitycznej w modelu Leblonda-Devouxa dla stali StaVari

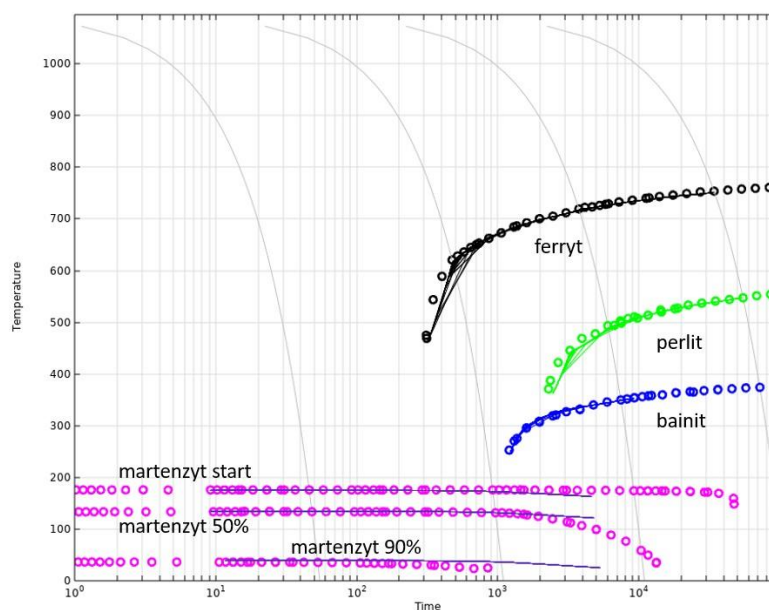
funkcja $\xi(T)$		funkcja $\tau(T)$	
temperatura [°C]	$\xi$	temperatura [°C]	$\tau$
236	1	236	1E+10
246	0,99	246	30000
380	0,01	380	700
390	0	390	1

Przemiana martenzytyczna ze względu na charakter bezdyfuzyjny, została opisana modelem Koistinena-Marburgera. Wartości parametrów opisujących model przedstawia Tab. 25.

Tab. 25 Dobrane wartości parametrów przemiany martenzytycznej dla modelu Koistinena-Marburgera dla stali StaVari

$M_s$ [°C]	$\beta$ [1/K]	$\Delta M_s$ [°C]
175	0,017	5

Końcową postać wykresu z wszystkimi wyznaczonymi krzywymi oraz referencjami przedstawiono na.



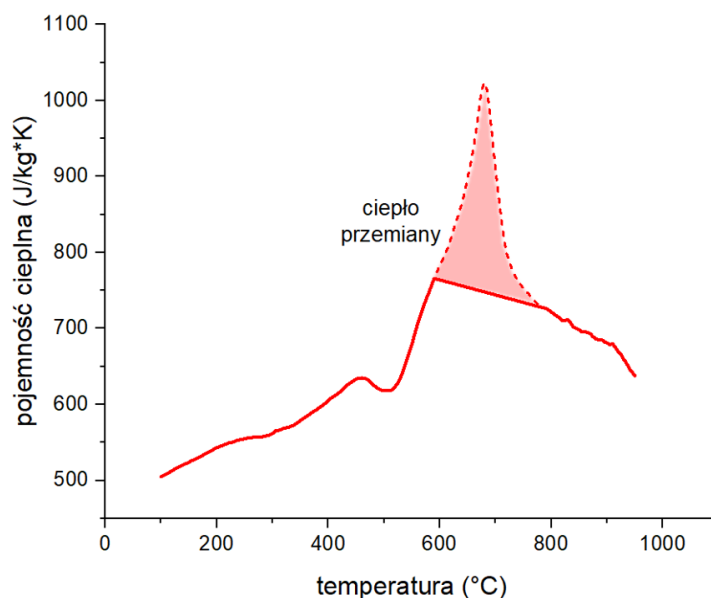
Rys. 110 Kompletny wykres CTPc wykreślony w programie COMSOL na podstawie dobranych parametrów modeli Leblonda-Devouxa (przemiany ferrytyczna, perlityczna i bainityczna) oraz Kostinena-Marburgera (przemiana martenzytyczna). Krzywe punktowe – wg obliczeń, krzywe łamane – referencja.

Wspomniane powyżej przemiany dotyczyły przemian austenitu w inne fazy w czasie chłodzenia. Do pełnego opisu modelu przemian wewnątrz symulacji numerycznej konieczne jest również zdefiniowanie odwrotnej przemiany – faz obecnych w chłodnym materiale w austenit podczas nagrzewania. Przemianę tę zdefiniowano w sposób uproszczony, jedynie jako przemianę bainitu (fazy opartej o ferrytyczną strukturę żelaza) w austenit. Parametry modelu dobrano na podstawie pracy [155] i przedstawiono w Tab. 26. Model opisany jest funkcjami K oraz L, będącymi powiązаныmi z funkcjami  $\xi$  i  $\tau$  wzorami (27) i (28).

Tab. 26 Wartości funkcji K i L do opisu przemiany ferrytu w austenit w modelu Leblonda-Devouxa [155]

funkcja K(T)		funkcja L(T)	
temperatura [°C]	K	temperatura [°C]	L
730	0	730	1
750	0,22	750	1
770	0,53	770	0,97
790	1,05	790	0,94
810	2,02	810	0,87
830	4,55	830	0,76
840	5,6	840	0,45
860	7,37	860	0
880	10,77	880	0
900	20	900	0
1000	20	1000	0

Oprócz opisu parametrów wszystkich przemian zdefiniowano wartości ciepła utajonego przemiany ferryt-austenit. Odpowiednią wartość, równą 165922 [kJ/m<sup>3</sup>] pozyskano na podstawie przebiegu wartości pojemności cieplnej – jako nadmiarową ilość energii ponad liniową interpolację między wartościami odpowiadającymi temperaturom A<sub>1</sub> i A<sub>3</sub> (Rys. 111), z jednoczesną odpowiednią modyfikacją przebiegów pojemności cieplnej o wspomnianą wartość.



Rys. 111 Przebieg pojemności cieplnej z zaznaczonym obszarem odpowiadającym ciepłu przemiany fazowej ferryt-austenit

Po przeprowadzeniu pierwszych obliczeń okazało się, że moduł oprogramowania odpowiedzialny za realizację obliczeń przemian fazowych według zadanych zależności poddaje przemianie martenzytycznej każdą część austenitu, jeśli tylko znalazła się w temperaturze przekraczającej wartość Ms i była następnie poniżej niej schłodzona. Taki sposób działania modułu obliczeniowego uzasadniony jest faktem, że większość aplikacji dot. symulacji procesu hartowania dotyczy materiału o początkowej strukturze ferrytycznej, która dopiero w czasie nagrzewania uzyskuje strukturę austenityczną. W czasie

procesu cała próbka została nagrzana do temperatury powyżej Ms. Z tego względu również w materiale niepoddanym austenitacji w ramach procesu (lecz posiadającej początkową zawartość 30 % austenitu) został końcowo obliczony udział 30 % martenzytu. Wiązało się to również z uwolnieniem energii przemiany fazowej, co jest niezgodne z warunkami rzeczywistymi. Wobec powyższego niezbędne było wprowadzenie współczynników pomocniczych umożliwiających śledzenie postępu austenitacji i uzależnienie od nich zarówno uwalniania energii przemiany fazowej jak również końcowej zawartości martenzytu.

Za pomocą opisanej we wcześniejszej części pracy funkcjonalności zdefiniowano zmienne pomocnicze wskazujące wystąpienie w danym punkcie początku lub końca przemiany austenitycznej. Zmiennym tym przypisano odpowiednio oznaczenia  $Pp$  (początek przemiany) i  $Kp$  (koniec przemiany) i opisano równaniami (30) i (31).

$$Pp - nojac \left( \text{if} \left( (d(austenite.phase, t) > 0) * (austenite.phase > 0.31) * (d(bainite.phase, t) < 0) * (bainite.phase < 0.69), 1, Pp \right) \right) = 0 \quad (30)$$

$$Kp - nojac \left( \text{if} \left( (d(austenite.phase, t) > 0) * (austenite.phase > 0.99) * (d(bainite.phase, t) < 0) * (bainite.phase < 0.01), 1, Kp \right) \right) = 0 \quad (31)$$

gdzie:  $austenite.phase$  – zawartość fazy austenitu,  $bainite.phase$  – zawartość fazy bainitu

Zmienne te przyjmują wartości równe 1, jeżeli zawartość bainitu malała i zawartość austenitu rosła, a także jeżeli równocześnie przekraczały odpowiednio wartości dla składu początkowego i składu odpowiadającego pełnej austenitacji.

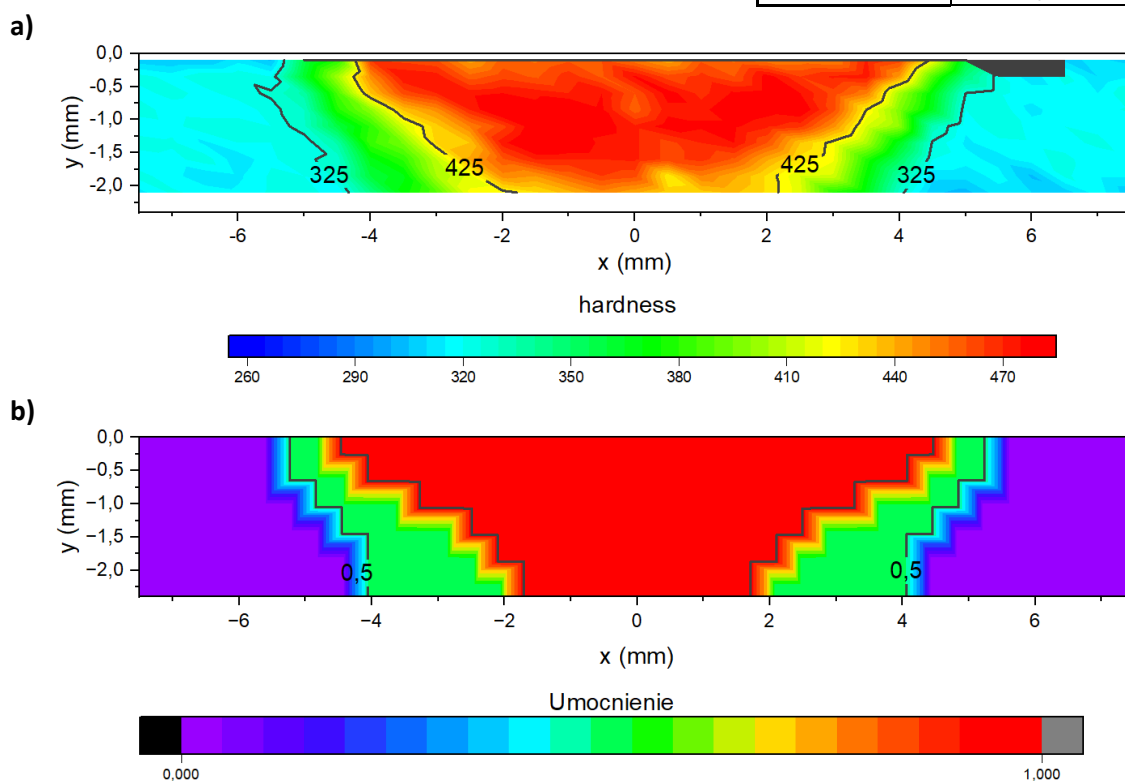
Wyniki obliczeń numerycznych wykazały, że w każdym przypadku materiał, który został nagrzany powyżej temperatury początku austenitacji, chłodzony był z prędkością większą od krytycznej i ulegał jedynie przemianie martenzytycznej. W żadnym przypadku nie wyznaczono obecności faz ferrytu, perlitu lub bainitu powstałych na drodze chłodzenia. Z tego względu, z uwagi na opisany wcześniej fakt poddawania w obliczeniach przemianie martenzytycznej każdej ilości austenitu początkowego, ostateczny kształt obszaru umocnionego wyznaczany był w oparciu o zmienne pomocnicze  $Pp$  i  $Kp$  według równania (32). Zrezygnowano z analizy ilości frakcji martenzytu w obszarze przejściowym ze względu na małą wartość poznawczą (liniowa zmiana między wartościami granicznymi), oraz niską rozdzielczość pomiarów względem rozmiaru strefy przejściowej.

$$\text{if}((Pp \geq 1) * (Kp \geq 1) \geq 1, 1, \text{if}((Pp \geq 1) * (Kp < 1) \geq 1, 0.5, 0)) \quad (32)$$

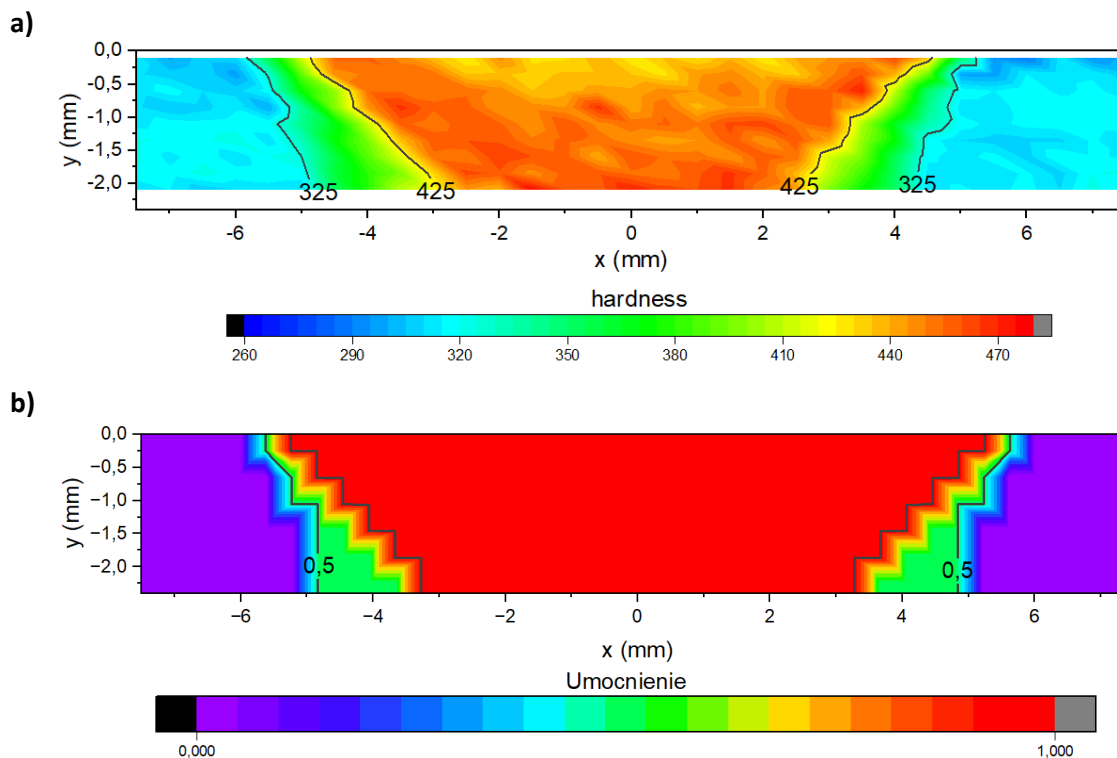
Wyniki pomiarów ilościowych na wybranych głębokościach przekroju, odpowiadających eksperymentalnym pomiarom twardości, przedstawiono w Tab. 27. Na Rys. 112, Rys. 113, Rys. 114 oraz Rys. 115 porównano mapy twardości wraz z rozkładami umocnienia wyznaczonymi symulacyjnie dla badanych zestawów parametrów procesowych.

Tab. 27 Wyniki pomiarów szerokości obszaru umocnionego wyznaczonego symulacyjnie na podstawie wykres CTPc wraz z błędami predykcji w porównaniu do wyników eksperymentalnych

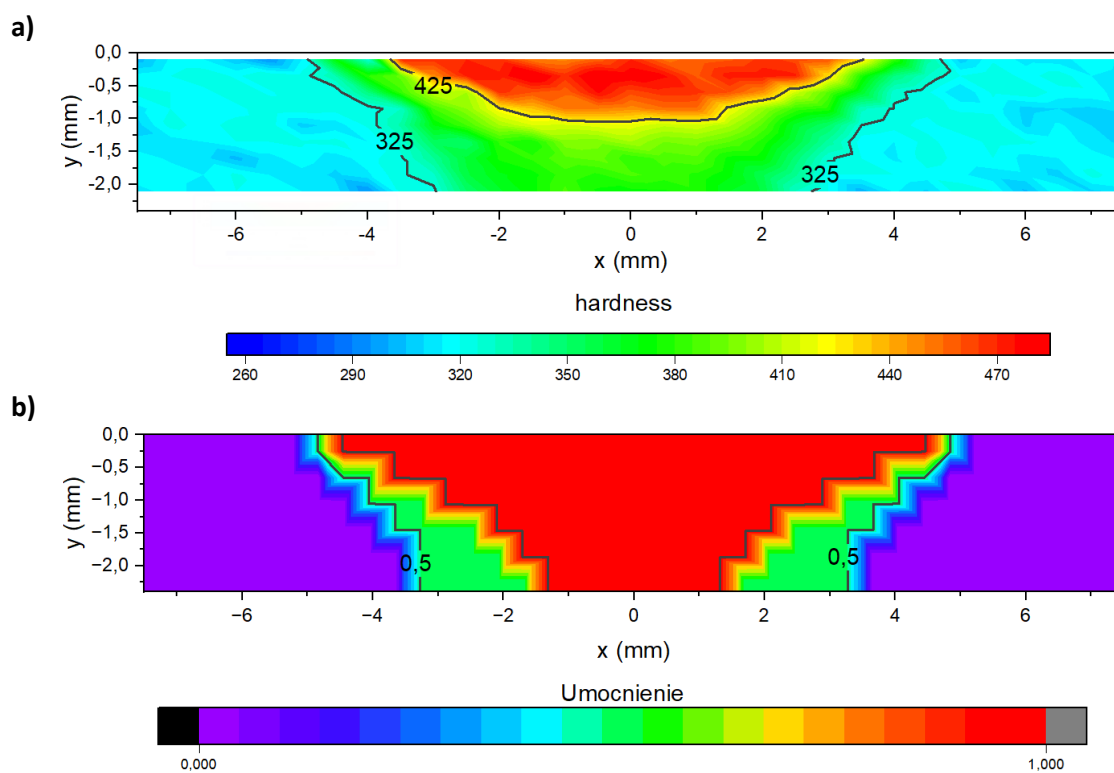
Parametry procesu	Głębokość pomiaru	Rzeczywista szerokość obszaru umocnionego [mm]		Szerokość obszaru umocnionego obliczona symulacyjnie w oparciu o temperatury wykres CTPc [mm]		Błąd wyznaczenia symulacyjnego	
		Umocnienie pełne	Umocnienie pełne + częściowe	Umocnienie pełne	Umocnienie pełne + częściowe	Umocnienie pełne	Umocnienie pełne + częściowe
0,5 mm/s 200 W	-0,6 mm	7	11	8,5	10,86	-21 %	1 %
	-1,2 mm	5,5	9,5	7,04	10,08	-28 %	-6 %
	-1,8 mm	3,5	9	4,68	8,5	-34 %	6 %
1 mm/s 300 W	-0,6 mm	8	11	10,06	10,86	-26 %	1 %
	-1,2 mm	6	10	9,38	10,86	-56 %	-9 %
	-1,8 mm	5,5	9,5	7,7	10,06	-40 %	-6 %
2 mm/s 400 W	-0,6 mm	4	9	7,7	9,38	-93 %	-4 %
	-1,2 mm	0,5	7	6,26	8,5	-	-21 %
	-1,8 mm	0	6	3,9	7,04	-	-17 %
3 mm/s 500W	-0,6 mm	0	7	6,26	8,5	-	-21 %
	-1,2 mm	0	5	3,9	7,7	-	-54 %
	-1,8 mm	0	3	0	5,36	-	-79 %
<b>RMSPE</b>						<b>48,5 %</b>	<b>38,8 %</b>



Rys. 112 Wyniki pomiaru obszaru umocnionego dla procesu o parametrach 0,5 mm/s, 200 W: a) eksperymentalne pomiary twardości, b) symulacyjnie wyznaczone obszary umocnienia pełnego i częściowego w oparciu o wykres CTPc

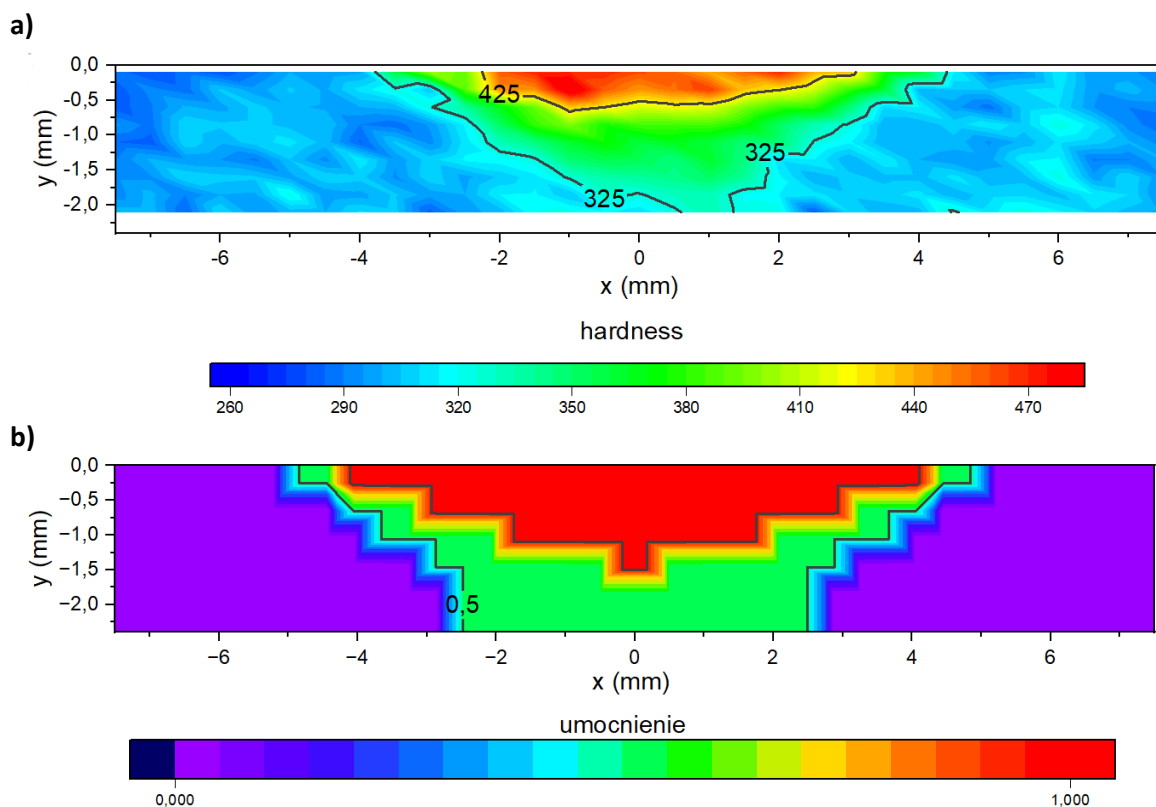


Rys. 113 Wyniki pomiaru obszaru umocnionego dla procesu o parametrach 1 mm/s, 300 W: a) eksperymentalne pomiary twardości, b) symulacyjnie wyznaczone obszary umocnienia pełnego i częściowego w oparciu o wykres CTPC



Rys. 114 Wyniki pomiaru obszaru umocnionego dla procesu o parametrach 2 mm/s, 400 W: a) eksperymentalne pomiary twardości, b) symulacyjnie wyznaczone obszary umocnienia pełnego i częściowego w oparciu o wykres CTPC





Rys. 115 Wyniki pomiaru obszaru umocnionego dla procesu o parametrach 3 mm/s, 500 W: a) eksperymentalne pomiary twardości, b) symulacyjnie wyznaczone obszary umocnienia pełnego i częściowego w oparciu o wykres CTPc

Na podstawie analizy wyników przedstawionych w Tab. 27 oraz Tab. 20 można stwierdzić, że metoda symulacyjnego szacowania kształtu obszaru umocnionego oparta o modele przemian fazowych na bazie wykresów CTPc zapewnia akceptowalną poprawność jedynie w przypadku predykcji zakresu częściowego umocnienia dla niższych prędkości prowadzenia procesu. Dla zestawów parametrów z prędkościami 0,5 mm/s oraz 1 mm/s, RMSPE wyznaczenia szerokości obszaru umocnionego częściowo przyjmował wartość 5,6 %. Biorąc pod uwagę wszystkie zestawy parametrów RMSPE wyznaczenia szerokości obszaru w pełni umocnionego wynosił 48,5 % natomiast dla obszaru częściowo umocnionego 38,8 %. W przypadku predykcji obszaru w pełni umocnionego, w każdym przypadku wynik symulacji numerycznych był o ponad 20 % większy od wartości rzeczywistej, zwiększając się wraz ze wzrostem prędkości prowadzenia procesu. Dla zestawów parametrów 2 mm/s, 400 W oraz 3 mm/s, 500 W, obliczenia bazujące na tym modelu wyznaczyły znaczną szerokość i głębokość obszaru w pełni umocnionego, podczas gdy w pomiarach eksperymentalnych jest on obserwowany jedynie w warstwie przypowierzchniowej.

Dla każdego przypadku prędkości chłodzenia materiału były większe od prędkości krytycznej skutkując powstawaniem jedynie fazy martenzytycznej. W związku z częściowo poprawną predykcją zakresu umocnienia częściowego, rozbieżności między wynikami symulacyjnymi a rzeczywistymi są najprawdopodobniej spowodowane niewystarczającym dopasowaniem przyjętego na podstawie literatury modelu przemiany austenitycznej, skutkującej zbyt szybkim osiągnięciem stanu pełnej austenityzacji (przy zbyt niskiej temperaturze). Model ten może być również nieprzystosowany do warunków obróbki laserowej, charakteryzującej się wysokimi prędkościami nagrzewania, co wnioskowane jest na podstawie lepszego dopasowania do niższych mocy i prędkości (powodujących niższe prędkości nagrzewania).

#### 8.6.4 Modele przemian – podsumowanie

Badania symulacyjne procesu hartowania laserowego wiązką oscylującą przeprowadzono z wykorzystaniem trzech metod modelowania umocnienia materiału na podstawie zweryfikowanego i zwalidowanego modelu przepływu ciepła. Badania przeprowadzono dla czterech zestawów parametrów procesowych, reprezentujących zakres okna procesowego wyznaczonego eksperymentalnie. W Tab. 28 przedstawiono zbiorczo wyniki symulacji numerycznych dla trzech metod predykcji umocnienia w odniesieniu do wartości zmierzonych eksperymentalnie.

Tab. 28 Zbiorcze wyniki dokładności symulacyjnego wyznaczenia szerokości obszaru umocnionego dla różnych modeli umocnienia (brak wartości oznacza brak podstaw wyliczenia wartości błędu)

		model jednoparametryczny		model dwuparametryczny		model wieloparametryczny	
		umocnienie nie pełne	umocnienie pełne + częściowe	umocnienie pełne	umocnienie pełne + częściowe	umocnienie pełne	umocnienie pełne + częściowe
wielkość modelu (stopnie swobody)		1 815 581		3 184 157		7 391 261	
średni czas obliczeń		9814 (2h 43 min. 33s)		13060 (3h 37 min. 40s)		88710 (24h 38 min. 30s.)	
Błąd RMSPE wyznaczenia szerokości obszaru dla zestawu parametrów (v/P)	0,5 mm/s 200 W	84 %	62 %	7 %	3 %	28 %	5 %
	1 mm/s 300 W	61 %	51 %	6 %	2 %	42 %	6 %
	2 mm/s 400 W	-	74 %	-	2 %	-	16 %
	3 mm/s 500 W	-	165 %	-	10 %	-	57 %

Na podstawie porównania wyników przedstawionych w Tab. 28 oraz Tab. 20, modelem o najwyższej dokładności wyznaczenia szerokości obszaru umocnionego jednoznacznie okazał się być model dwuparametryczny bazujący na temperaturze maksymalnej oraz prędkości nagrzewania.

Metoda jednowartościowa predykcji kształtu umocnienia, oparta o temperatury  $A_1$  oraz  $A_3$  (temperatury początku i końca austenizacji) znacznie przeszacowuje rozmiar obszaru umocnionego ze względu na zbyt niskie wartości temperatur austenizacji niż w odniesieniu do rzeczywistego procesu. Wyniki obliczeń modelu opartego o tę metodę predykcji kształtu umocnienia pomimo bardzo niskiej dokładności są bardzo istotne, ponieważ temperatury  $A_1$  oraz  $A_3$  odnoszące się do warunków równowagowych są najczęściej podawanymi danymi odnośnie przemian materiałowych w zestawieniach parametrów termofizycznych. Zwykle to właśnie te wartości są wartościami odniesienia (np. dla globalnej obróbki cieplnej materiału). Pozyskiwane są często jednocześnie z innymi danymi materiałowymi podczas wyznaczania zestawu własności termodynamicznych, zarówno na drodze obliczeniowej jak i eksperymentalnej. Nie są jednak użyteczne w kontekście obróbki laserowej charakteryzującej się wysokimi prędkościami nagrzewania. Pozyskanie wartości temperatur  $A_{c1}$  i  $A_{c3}$  w funkcji prędkości nagrzewania (np. w formie wykresów TTA) wymaga przeprowadzenia specjalnych badań lub pomiarów albo osobnych, dedykowanych obliczeń numerycznych. Model rozszerzony o tę metodę predykcji kształtu charakteryzuje się jednak dużą prostotą i krótkim czasem obliczeniowym.

Dzięki funkcjonalności zapisu temperatury maksymalnej daje możliwość prezentacji wyników dla dowolnie wybranej wartości temperatury. Przy znajomości orientacyjnej wartości temperatury przemian, model ten może być podstawą do szacowania zakresu umocnienia. Może być również podstawą obliczeń dla procesu hartowania laserowego innych materiałów. Model ten nie uwzględnia jednak czasów przetrzymania w danej temperaturze, które mogą mieć wpływ na stopień zajścia przemiany austenitycznej.

Metoda predykcji obszaru umocnionego oparta o przemiany fazowe i wykres CTPc nie zapewnia wyników umożliwiających skuteczne wyznaczenie obszaru umocnionego dla badanej stali. Bezpośrednia implementacja tej metody dla materiału który w stanie wejściowym posiada pewną zawartość austenitu powoduje wyznaczenie nadmiarowej ilości fazy martenzytycznej i z tego względu wiąże się z koniecznością rozszerzenia modelu o zmienne pomocnicze rejestrujące stopień zaawansowania wybranych przemian fazowych. Metoda ta dla wybranej stali przeszacowuje rozmiar obszaru w pełni umocnionego. Jej pełne wykorzystanie wymaga przeprowadzenia dodatkowych badań umożliwiających wyznaczenie odpowiednich funkcji głównych modelu przemiany fazowej wg określonego modelu (np. Leblonda-Devoux). Model ten mógłby znaleźć odpowiednie zastosowanie szczególnie w przypadku niższych prędkości chłodzenia lub innych rodzajów materiałów, w których fazy takie jak ferryt, perlit lub bainit pojawiają się znacznie szybciej (stali o niższej hartowności). Wartością opracowania tego modelu jest opis sposobu skutecznej implementacji modelu przemian fazowych z postaci wykresu CTPc (powszechnie stosowanego do opisu przemian w materiale) do postaci funkcji możliwych do wprowadzenia w oprogramowaniu symulacyjnym. Pomimo znacznego czasu potrzebnego zarówno na opracowanie modelu jak i obliczenia, umożliwia on predykcję obecności oraz ilości wybranych faz, co może być wysoce użytecznym narzędziem w przypadku potrzeby wytworzenia w materiale konkretnego składu fazowego.

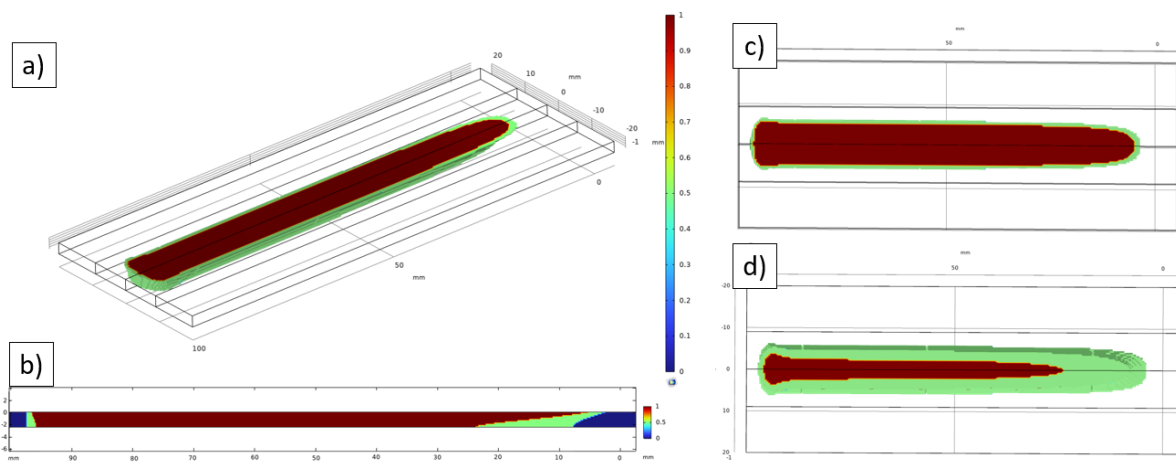
Najdokładniejszy z modeli, wyznaczający strefę umocnioną na podstawie temperatur austenitacji powiązanych z prędkością nagrzewania, charakteryzuje się jedynie nieznacznie dłuższym czasem obliczeń niż model jednoparametryczny. W przypadku prowadzonych badań model ten wymagał podwójnego przetworzenia wyników obliczeń numerycznych celem opracowania zależności temperatur austenitacji od prędkości nagrzewania. Możliwe jest jednak pozyskanie wspomnianych zależności w formie niezależnie opracowanych wykresów TTA – podejście to wymagałoby jednak walidacji w oparciu o wyniki eksperymentalne.

Na podstawie analizy wszystkich modeli można stwierdzić, że w przypadku procesu laserowego hartowania materiału StaVari wiązką oscylującą kluczową rolę w kształtowaniu obszaru umocnionego pełnią zjawiska zachodzące w czasie nagrzewania materiału. Powodują one wzrost temperatur austenitacji i w konsekwencji zakres objętości mogącej uzyskać strukturę martenzytyczną odpowiedzialną za efekty umocnienia. Twierdzenie to można rozszerzyć na obróbkę materiałów o wysokiej hartowności, dla których prędkości chłodzenia występujące w czasie obróbki laserowej w każdym przypadku pozwolą na uzyskanie struktury martenzytycznej. Stosowanie dla tego rodzaju materiałów pełnego opisu przemian fazowych z wykorzystaniem wykresów CTPc jest niecelowe, ponieważ w materiale po procesie można spodziewać się jedynie struktury martenzytycznej lub struktur początkowych z wąską strefą przejściową pomiędzy nimi.

### 8.7 Rozszerzona charakteryzacja wyników procesu hartowania

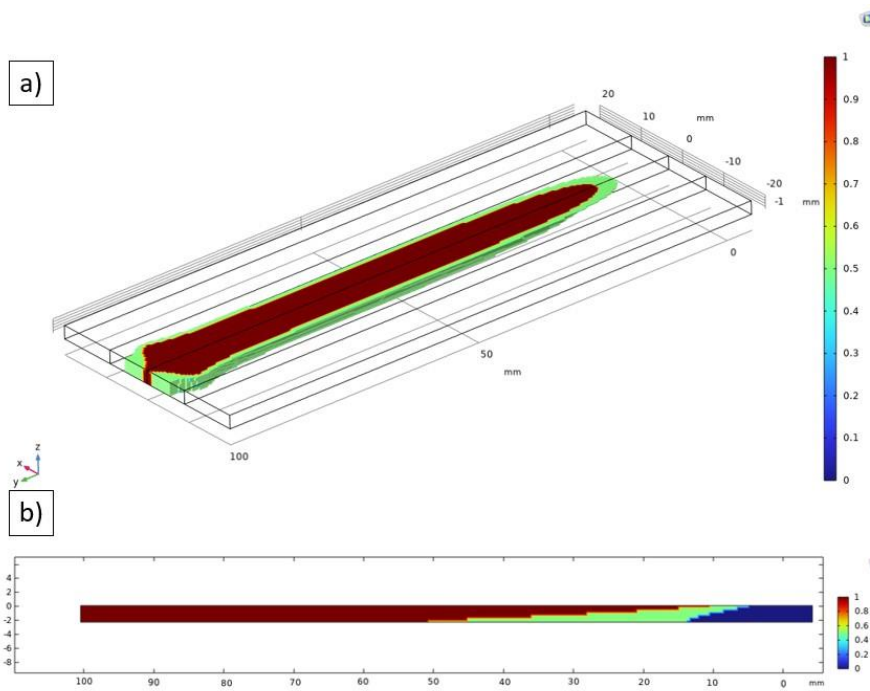
Dla najlepszego modelu przeprowadzono poszerzoną charakteryzację wyników technologii hartowania laserowego wiązką oscylującą wraz z opisem pełnego kształtu strefy umocnionej. Na Rys. 116 przedstawiono wyniki symulacji procesu hartowania dla głównych parametrów procesowych ( $P = 300 \text{ W}$ ,  $v = 1 \text{ mm/s}$ ), opartej o dwuparametryczny model umocnienia. Na podstawie analizy przedstawionych wyników można zaobserwować znaczne różnice pomiędzy rozmiarem strefy pełnego

zahartowania (obszar czerwony) na powierzchni górnej oraz dolnej. Na wierzchniej stronie próbki obszar ten rozpoczyna się ok. 5 mm od punktu początkowego procesu, podczas kiedy na powierzchni dolnej pełne umocnienie rozpoczyna się w odległości ok. 25 mm od punktu rozpoczęcia procesu. W przypadku strefy częściowo umocnionej (obszar zielony) nierównomierności pomiędzy stroną wierzchnią i spodnią próbki są znacznie mniejsze – obszar częściowo umocniony rozpoczyna się odpowiednio w odległości 4 mm i 8 mm od punktu rozpoczęcia procesu. W końcowym obszarze strefy umocnionej można zaobserwować miejscowy rozrost umocnienia, co spowodowane jest zbyt dużym zbliżeniem wiązki laserowej do krawędzi próbki – energia dostarczona została lokalnie zakumulowana z uwagi na znacznie mniejszą objętość otaczającego ją zimnego materiału. Aby uniknąć tego zjawiska należałoby zakończyć proces w większej odległości od krawędzi próbki. Jeszcze wyraźniej zjawisko to obserwowane jest dla zestawu parametrów  $P = 200 \text{ W}$ ,  $v = 0,5 \text{ mm/s}$  (Rys. 119 Rys. 117).

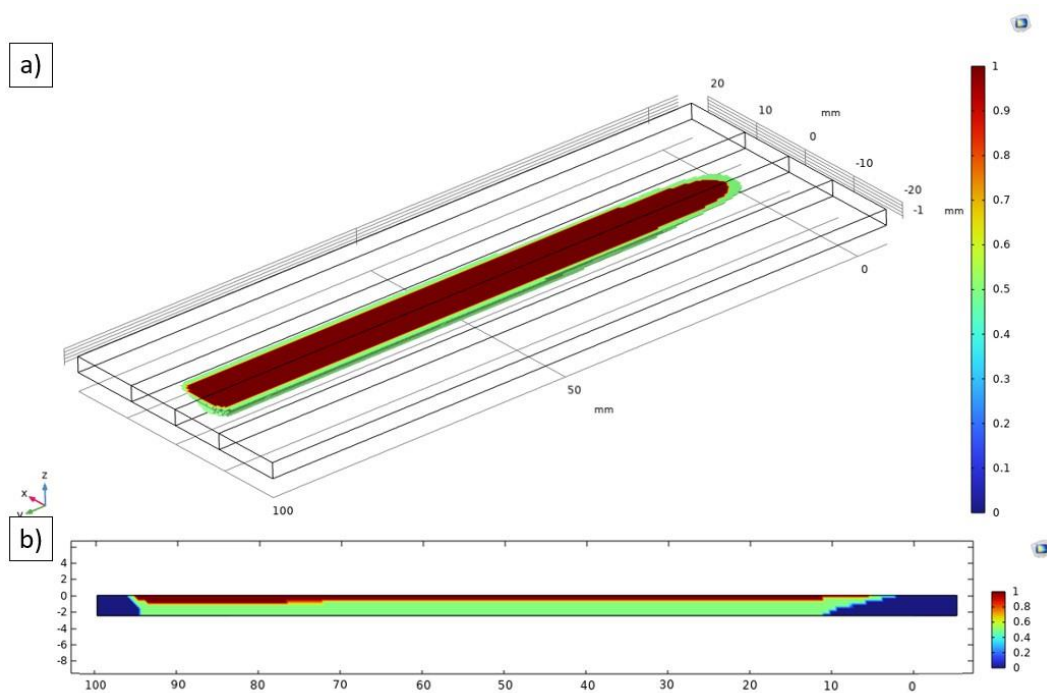


Rys. 116 Wyniki symulacji procesu hartowania opartego o dwuparametryczny model umocnienia dla głównych parametrów procesowych ( $P = 300 \text{ W}$ ,  $v = 1 \text{ mm/s}$ ): a) widok izometryczny, b) przekrój w osi wzdłużnej próbki, c) widok powierzchni górnej, d) widok powierzchni dolnej

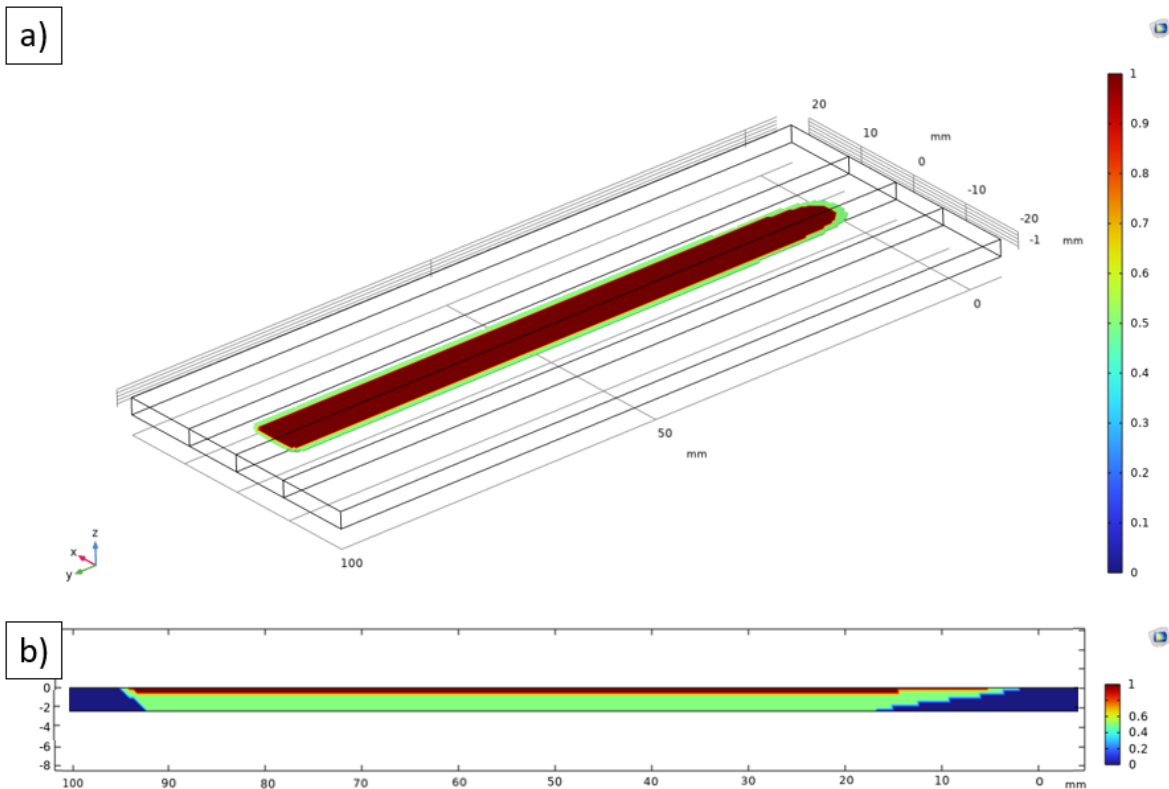
Biorąc pod uwagę wyznaczoną symulacyjnie geometrię umocnienia można stwierdzić, że dla głównych parametrów procesowych obszar przejściowy wzrostu twardości do ustabilizowania jest większy niż wyznaczono w badaniach eksperymentalnych i wynosi ok. 40 mm. Jest to odległość, w której na dolnej powierzchni stabilizuje się szerokość obszaru w pełni umocnionego. Aby uzyskać większą równomierność obszaru umocnionego należałoby zwiększyć moc wiązki na początku procesu, co skutkowałoby szybszym osiągnięciem równowagi termicznej w czasie prowadzenia wiązki i zredukowałoby długość obszaru przejściowego. Szybkość osiągnięcia stanu ustalonego jest również powiązana z prędkością prowadzenia procesu. Dla zestawów parametrów z prędkościami 2mm/s oraz 3mm/s, stan ustalony osiągnąć byłoby szybciej, nie było jednak możliwe uzyskanie umocnienia na pełnej głębokości (Rys. 118, Rys. 119).



Rys. 117 Wyniki symulacji procesu hartowania opartego o dwuparametryczny model umocnienia dla parametrów procesowych  $P = 200 \text{ W}$ ,  $v = 0,5 \text{ mm/s}$ : a) widok izometryczny, b) przekrój w osi wzdłużnej próbki



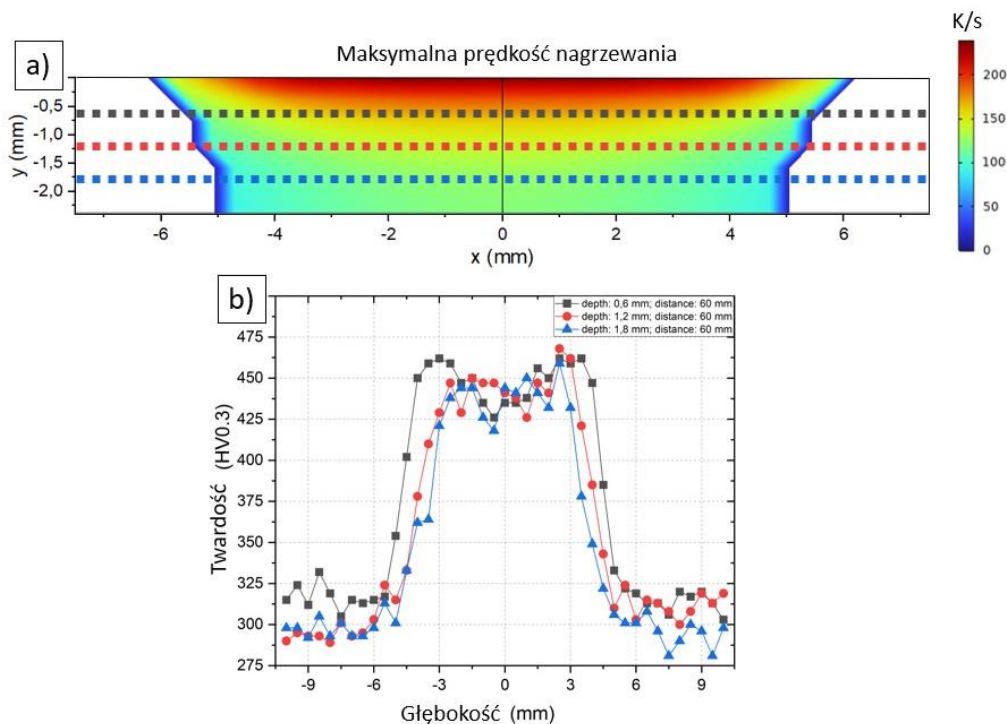
Rys. 118 Wyniki symulacji procesu hartowania opartego o dwuparametryczny model umocnienia dla parametrów procesowych  $P = 400 \text{ W}$ ,  $v = 2 \text{ mm/s}$ : a) widok izometryczny, b) przekrój w osi wzdłużnej próbki



Rys. 119 Wyniki symulacji procesu hartowania opartego o dwuparametryczny model umocnienia dla parametrów procesowych  $P = 500 \text{ W}$ ,  $v = 3 \text{ mm/s}$ : a) widok izometryczny, b) przekrój w osi wzdłużnej próbki

Wyniki symulacji numerycznej umożliwiają obserwację kształtu strefy przejściowej również w kierunku szerokości próbki. Analiza wspomnianej zmienności na podstawie pomiarów twardości lub analizy zgładów metalograficznych (na podstawie których opisywano strefę przejściową w kierunku wzdłużnym) wymagałaby dużej ilości próbek badawczych oraz byłaby wysoce czasochłonna. Wyniki symulacje numerycznej umożliwiają również analizę wartości niemożliwych precyzyjnego określenia na drodze eksperymentalnej, np. występującej prędkości nagrzewania w próbce, która może być związana z twardością. W przypadku procesu hartowania dla głównych parametrów procesu ( $P = 300 \text{ W}$ ,  $v = 1 \text{ mm/s}$ ) lokalny spadek twardości widoczny na linii pomiarowej z głębokości 0,6 mm (oznaczonej czarnymi punktami na Rys. 120) może być spowodowany nieosiągnięciem temperatury pełnej austenitizacji, której wartość została znacznie podniesiona za sprawą wysokiej prędkości nagrzewania.





Rys. 120 Przekrój poprzeczny w odległości 60mm od punktu rozpoczęcia procesu z parametrami głównymi: a) rozkład maksymalnych prędkości nagrzewania w obszarze umocnionym, b) rozkład twardości na oznaczonych liniach pomiarowych

## 8.8 Wnioski z badań symulacyjnych

Badania symulacyjne umożliwiły opis pełnego kształtu strefy umocnionej oraz pozwoliły na poszerzoną charakteryzację procesu hartowania laserowego w wyznaczonym eksperymentalnie oknie procesowym. Przedstawiony schemat prac stanowi również kompleksowy opis postępowania w przypadku modelowania procesu hartowania laserowego dla innych, nowo opracowywanych gatunków stali, dla których nieznane są parametry materiałowe.

Na podstawie analizy procesu modelowania hartowania laserowego wiązką oscylującą oraz otrzymanych wyników opracowano również wnioski dotyczące sposobu modelowania badanego procesu. Stanowią one odpowiedzi na postawione pytania badawcze i dotyczą one takich zagadnień jak: budowa modelu, opis parametrów termofizycznych i warunków brzegowych, modelowanie wiązki laserowej, dyskretyzacja i kalibracja modelu, sposób modelowania przemian materiałowych oraz specjalne ustawienia solvera. Sformułowano następujące wnioski:

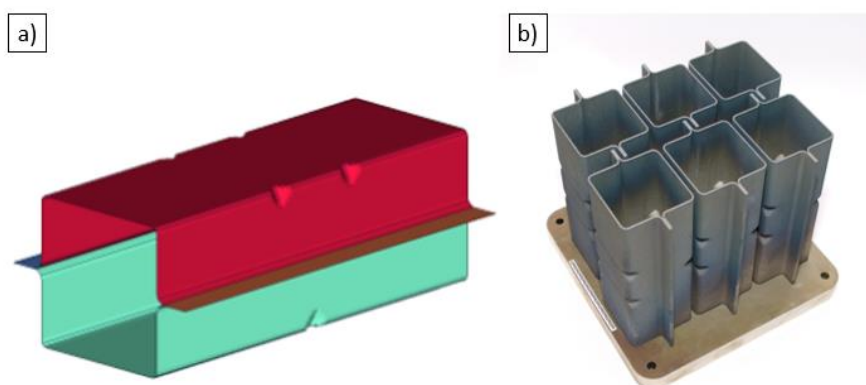
- Jako parametry termofizyczne materiału należy przyjąć wartości wyznaczone na drodze eksperymentalnej. Globalna obróbka cieplna materiału wytworzonego w technologii LPBF (będąca standardową procedurą przy jego wytwarzaniu) w istotny sposób wpływa na parametry termofizyczne. Zastosowanie parametrów teoretycznych, obliczonych symulacyjnie na podstawie składu chemicznego, może zapewnić zgodność z eksperymentem pod kątem osiąganych temperatur, jest ona jednak wynikiem odpowiedniego dostrojenia stosowanego współczynnika absorpcyjności (odbiegającego od warunków rzeczywistych) i implikuje konieczność założenia dodatkowego błędu predykcji o nieznaną wartość.
- W przypadku prowadzenia procesu hartowania laserowego elementu cienkościennego w warunkach konwekcji swobodnej (brak dodatkowego nadmuchu) należy przeprowadzić analizę jego wpływu na temperaturę występującą w czasie procesu. Możliwe jest również przyjęcie średniej wartości współczynnika z zakresu konwekcji swobodnej (ok.  $20 \text{ W/m}^2 \cdot \text{K}$ ).

- W przypadku lokalnej znacznej zmienności wartości parametrów materiałowych istnieje ryzyko uzyskania braku zbieżności obliczeń. Aby temu zapobiec należy odpowiednio dostosować przebiegi wartości parametrów termofizycznych poprzez wprowadzenie łagodnych przejść w miejscach nagłej zmienności lub zastosowanie wartości zastępczych rozłożonych w szerszym zakresie temperaturowym.
- Symulacja procesu hartowania laserowego wiązką oscylującą padającą na powierzchnię poza płaszczyzną ogniskowania wymaga uwzględnienia zmian rzeczywistego zakresu oscylacji oraz prędkości wiązki. Zmiany te są spowodowane przez wydłużenie się promienia wodzącego (odległości płaszczyzny obróbki od punktu obrotu zwierciadła) przy stałej prędkości kątowej zwierciadeł kierujących wiązkę wewnątrz głowicy skanującej. Dla przypadku płaszczyzny obróbki leżącej poniżej odległości ogniskowej prędkość prowadzenia wiązki i wielkość geometrii będą proporcjonalnie większe od wartości zadanych dla płaszczyzny ogniskowej.
- Wiązka dynamicznie oscylująca reprezentowana za pomocą ekwiwalentnego, zastępczego rozkładu liniowego, uzyskanego poprzez scałkowanie padającego strumienia mocy po powierzchni oddziaływania w czasie pojedynczej i podzielenie wartości przez czas jej trwania zapewnia zgodność i efektywność obliczeniową.
- Stosowalność otrzymanego rozkładu zastępczego dla danej częstotliwości oscylacji powinna być zweryfikowana poprzez porównanie cykli cieplnych pochodzących od obróbki rozkładem zastępczym oraz wiązką oscylującą. Celem redukcji czasu obliczeniowego, weryfikacja może być przeprowadzona z wykorzystaniem pomocniczego modelu procesu o ograniczonej geometrii, który jako stan wejściowy wykorzystuje wynik obliczeń stanu ustalonego dla rozkładu zastępczego.
- Krok obliczeniowy solvera powinien być równy lub mniejszy niż wynikający z częstotliwości próbkowania w czasie pomiaru eksperymentalnego. W przypadku symulacji pomocniczej analizującej efekty pochodzące od wiązki oscylującej, krok obliczeniowy powinien dodatkowo zapewniać podzielenie trajektorii wykonywanej w czasie oscylacji na co najmniej 20 części ( $f_{obl} \geq 20 * f_{osc}$ ). Aby ograniczyć czas obliczeń symulacji, można zwiększyć krok obliczeniowy dla czasu odpowiadającego swobodnemu stygnięciu elementu.
- Implementacja modelu przemian materiałowych w każdym przypadku wiąże się z koniecznością wykorzystania operatora poprzedniego rozwiązania, umożliwiającego rejestrację historii cieplnej. Do opisu przemian materiałowych reprezentujących umocnienie materiału należy przyjąć model dwuparametryczny, oparty o temperatury austenitacji w funkcji prędkości nagrzewania. Charakteryzuje się on najniższym błędem predykcji kształtu obszaru umocnionego (ok. 7 %) oraz względnie krótkim czasem obliczeń.
- Stosowanie jednoparametrycznego modelu umocnienia na potrzeby opisu kształtu strefy umocnionej jest niecelowe ze względu na znaczne przeszacowywanie jej rozmiaru. Wykorzystanie modelu wieloparametrycznego, opartego o wykresy CTPc wymaga opracowania dedykowanych parametrów przemian oraz implementacji dodatkowych zmiennych umożliwiających reprezentację zmian w materiale zawierającym austenit szczątkowy. Czas obliczeń modelu wieloparametrycznego jest o rząd dłuższy niż dla pozostałych modeli, ponieważ uwzględnia więcej zmiennych dodatkowych oraz wymaga obliczeń dla czasu chłodzenia po procesie. Model wieloparametryczny umożliwia jednak obliczenia składu fazowego, co może być korzystne dla przypadku wolniejszego stygnięcia, szczególnie dla stali o niższej hartowności.

## 9. Zastosowanie wyników prac

### 9.1 Aplikacja technologii lokalnego hartowania na elemencie typu crashbox

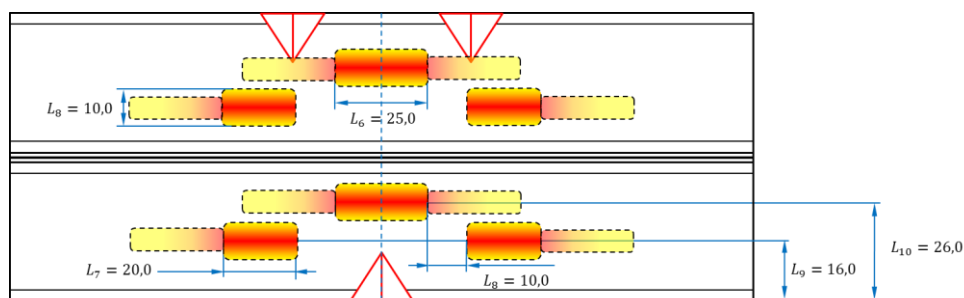
Opracowana technologia lokalnego hartowania laserowego była przedmiotem projektu badawczego Additive Manufacturing Technologies for Crash Loaded Structural Components (AM-Crash). Projekt realizowany był w okresie 08.2019 – 12.2021r. W ramach międzynarodowego programu M-ERA.NET 2 Cofund (Grant No. M-ERA.NET2/2018/1/2019) w konsorcjum z podmiotami: TU Chemitz, Salzgitter Mannesmann Forschung GmbH, EDAG Engineering GmbH, Simufact Engineering GmbH oraz Wadim Plast Sp. Z o. o. W ramach jednego z zadań projektowych należało opracować proces lokalnego umacniania cienkościennego elementu wytworzonego generatywnie celem zmiany jego charakterystyk pochłaniania energii w czasie odkształcania (warunki reprezentujące zderzenie). Elementem umacnianym był profil typu crashbox wytworzony z materiału StaVari (Rys. 121).



Rys. 121 Profil cienkościenny typu crashbox: a) założona geometria, b) elementy wytworzone generatywnie w technologii LPBF

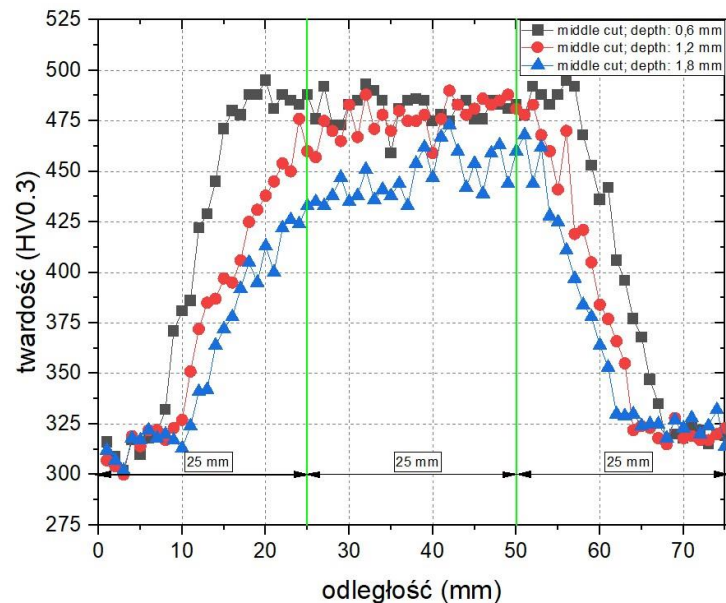
W ramach z zadań projektowych przedstawiono propozycję kształtu i rozmieszczenia lokalnych umocnień (Rys. 122) opracowanych przez zespół konstruktorski (EDAG Engineering GmbH). Głównymi założeniami odnośnie lokalnych umocnień elementu były:

- umocnienie na pełną głębokość materiału,
- szerokość umocnienia 10 mm,
- długość obszaru pełnego umocnienia równa 25 mm,
- symetryczne rozmieszczenie względem płaszczyzny symetrii w połowie wysokości elementu,
- dodatkowy odcinek o maksymalnej długości 25 mm przed obszarem pełnego zahartowania, w którym powinna zawrzeć się strefa przejściowa.

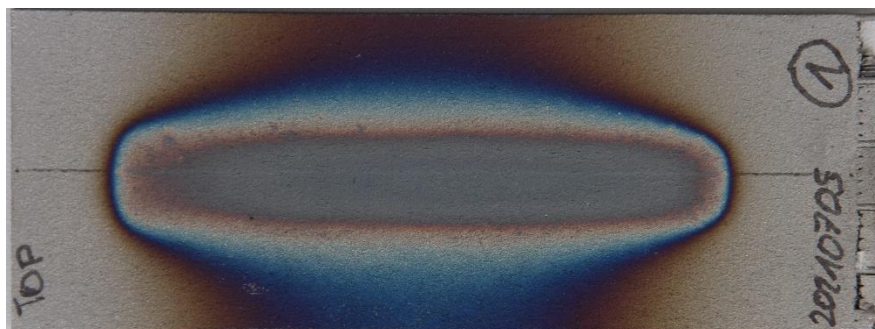


Rys. 122 Wytyczne odnośnie lokalizacji i geometrii lokalnych umocnień uwzględniających obszary przejściowe wzrostu twardości na przykładzie ściany bocznej profilu docelowego

Do wytworzenia zadanych umocnień wykorzystano parametry obróbki opracowane w ramach niniejszej pracy:  $P = 300 \text{ W}$ ,  $v = 1 \text{ mm/s}$ . Jednak aby wykonać zaproponowane umocnienia w środkowej części próbki przy spełnieniu wymagania symetrii, niezbędne było również zadanie odpowiedniego spadku mocy na końcu ścieżki, który spowodował powstanie odpowiedniego obszaru spadku twardości w końcowej jej części. Spadek mocy wyznaczono na drodze badań eksperymentalnych. Odpowiedni profil spadku twardości zapewniający akceptowalną przez konstruktora wzdłużną symetryczność obszaru umocnionego uzyskano zadając liniowy spadek mocy do 65 % wartości nominalnej na końcowym odcinku o długości 25 mm. Wyniki pomiaru twardości na płaszczyźnie symetrii wzdłuż próbki na trzech głębokościach przedstawiono na Rys. 123. Zdjęcie próbki wykonanej z zadanymi parametrami przedstawiono na Rys. 124.

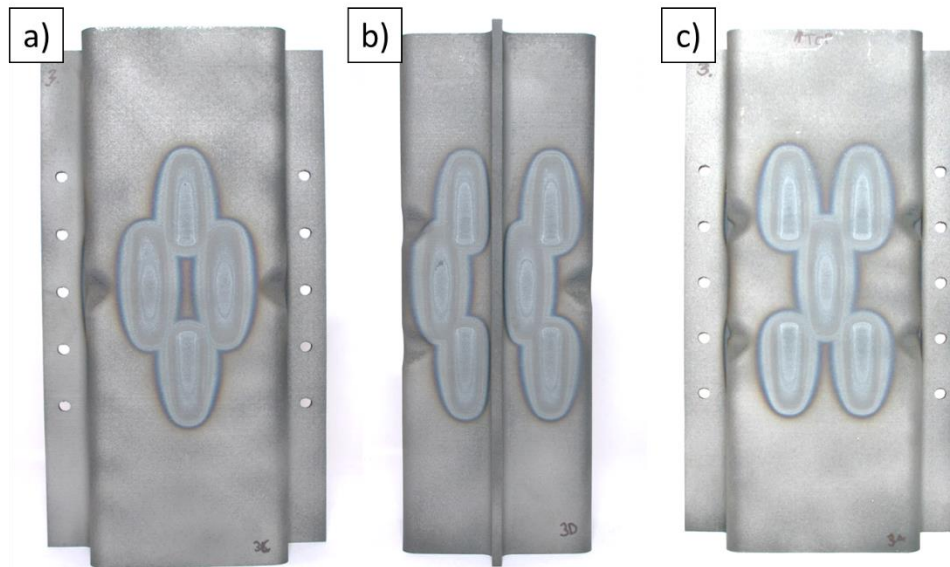


Rys. 123 Wyniki pomiaru twardości dla próbki wykonanej z liniowym spadkiem do 65 % mocy nominalnej na odcinku końcowym długości 25 mm.



Rys. 124 Próbką wykonana z parametrami uwzględniającymi liniowy spadek mocy w końcowej części hartowanego obszaru

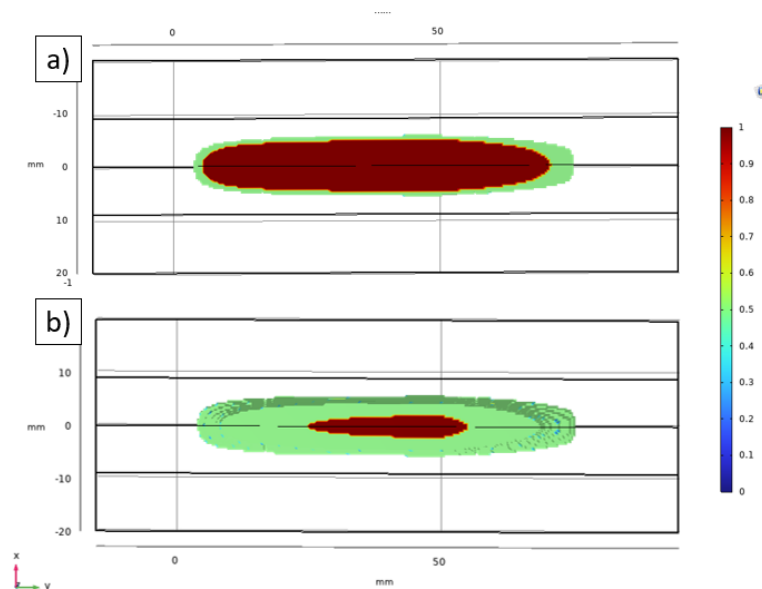
Podsumowaniem projektu było wykonanie lokalnych umocnień na docelowych profilach cienkościennych wg zadanego schematu. Widok umocnionych profili przedstawia Rys. 125.



Rys. 125 Lokalne umocnienia wykonane na cienkościennym profilu typu crashbox wytworzonym w technologii LPBF: a) strona wierzchnia, b) strona boczna, c) strona spodnia.

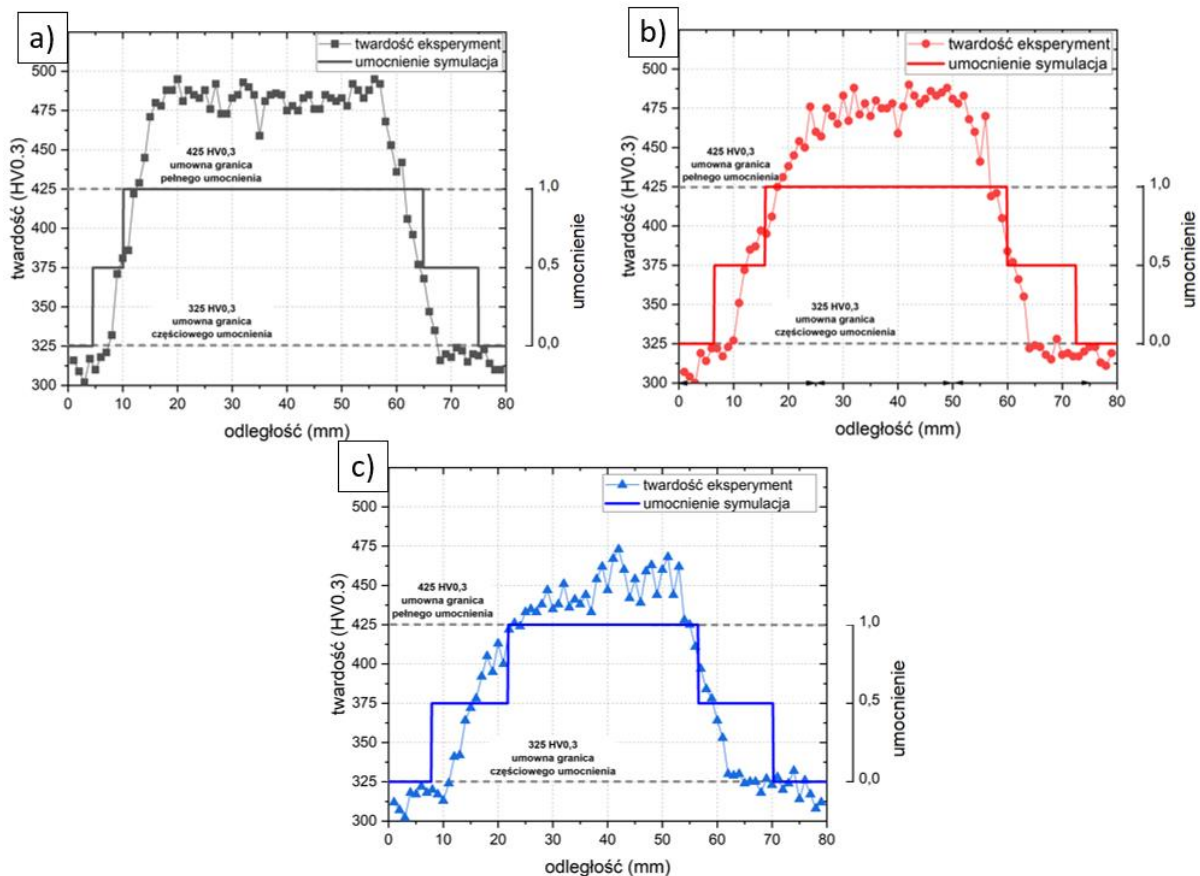
W projekcie AM-Crash prace nad ustaleniem końcowego sposobu umacniania oparte były od strony technologicznej w większości o badania eksperymentalne. Narzędzie symulacyjne opracowane w ramach niniejszych badań oferuje technologowi możliwość charakteryzacji geometrii umocnienia poprzez dostępność do cyfrowego bliźniaka (Digital Twin) umocnionego lokalnie elementu.

Celem oceny stosowalności opracowanych rozwiązań w ramach niniejszej dysertacji, przeprowadzono badania numeryczne z wykorzystaniem parametrów wyznaczonych w powyższym procesie. Symulacyjnie wyznaczony kształt strefy umocnionej przedstawiono na Rys. 126. Wyniki obliczeń symulacyjnych w porównaniu z odpowiednimi przebiegami twardości, przedstawiono na Rys. 127.



Rys. 126 Symulacyjnie wyznaczony kształt strefy umocnionej dla przebiegu z końcowym spadkiem mocy: a) widok z góry, b) widok z dołu





Rys. 127 Porównanie przebiegów twardości wzdłużnej z symulacyjnie wyznaczonymi przebiegami umocnienia w próbce wykonanej z liniowym spodkiem do 65 % mocy nominalnej na odcinku końcowym długości 25 mm, dla pomiaru na głębokości: a) -0,6 mm, b) -1,2 mm, c) -1,8 mm.

Na podstawie analizy wyników symulacyjnych stwierdzono akceptowalną zgodność obliczonego kształtu strefy w pełni umocnionej i potwierdzono użyteczność opracowanego modelu. Stwierdzono jednak symulacyjne przeszacowanie rozmiaru strefy częściowego umocnienia w końcowej strefie spadku mocy, co może sugerować konieczność uwzględnienia dodatkowych zależności (np. czasu przetrzymania w danej temperaturze) lub dokładniejszego zdefiniowania zależności temperatury austenitizacji od prędkości nagrzewania.

W przypadku kontynuacji prac badawczych opracowane narzędzie symulacyjne może stanowić alternatywę do badań eksperymentalnych kształtu lokalnych umocnień więc wspomagać proces doboru parametrów procesowych przez technologa. Za sprawą obliczeń symulacyjnych, dostępność wyników w formie map 3D umożliwi ich bezpośrednie wykorzystanie na potrzeby dalszych symulacji dynamiki nieliniowej skracając znacząco cykl projektowania. Dzięki podejściu symulacyjnemu możliwe będzie również znaczne poszerzenie spektrum analizowanych sposobów umocnień, co w sposób znaczący przyczyni się do opracowania zoptymalizowanych rozwiązań.

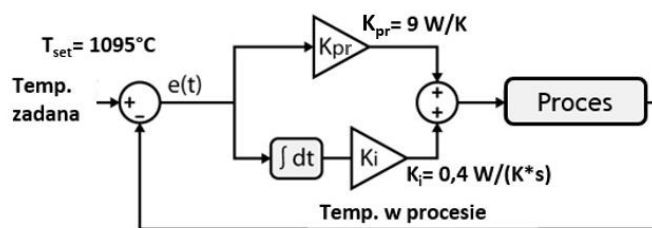
## 9.2 Wirtualna regulacja PI celem wyznaczenia specjalnego przebiegu mocy

Przeprowadzono badania nad możliwością sterowania mocą lasera podczas wirtualnego procesu hartowania. Zastosowanie stałej wartości mocy wiązki w połączeniu z nagrzewaniem próbki w trakcie procesu skutkuje różnicami w zdolności do odprowadzania ciepła ze strefy obróbki, a co za tym idzie, zmianami w wysokości osiągniętej temperatury. W konsekwencji w początkowej części strefy zahartowanej (od strony rozpoczęcia procesu) powstaje przejściowa strefa wzrostu twardości o znacznych rozmiarach. Aby zredukować jej długość, potrzebne jest dostosowanie mocy wiązki, które



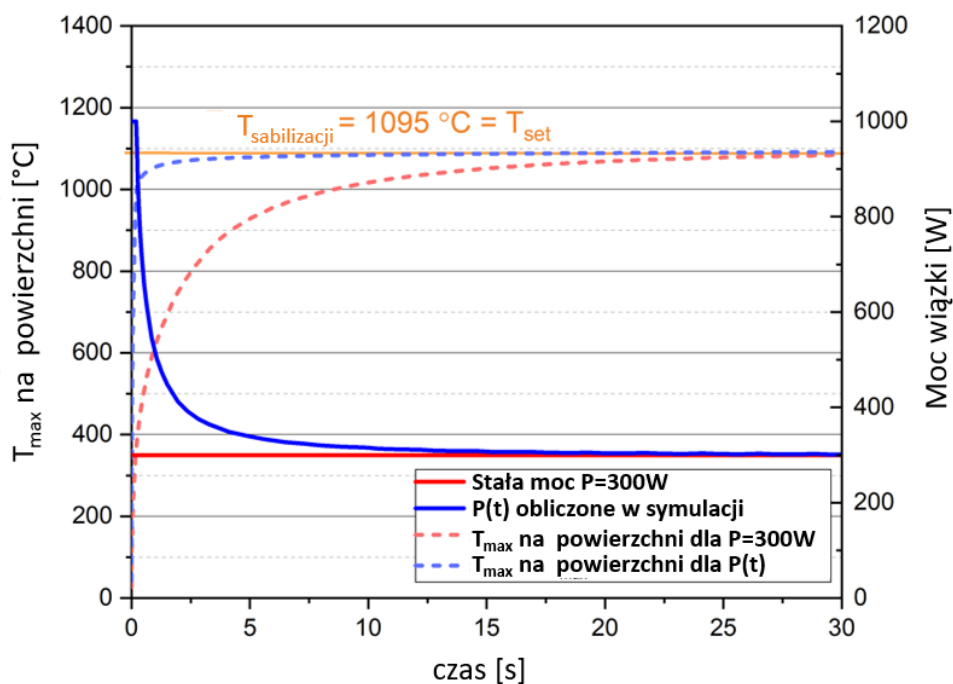
zmniejszy różnice temperatur pochodzące od obróbki materiału o zmiennej temperaturze. Aby zminimalizować długość strefy przejściowej, opracowany został symulacyjny model przepływu ciepła rozszerzony o wirtualny regulator PI. Celem symulacji numerycznej jest określenie wartości mocy wiązki w funkcji czasu procesu, która zastosowana w procesie hartowania laserowego pozwoli na utrzymanie stałej temperatury na powierzchni elementu.

Na podstawie skalibrowanego modelu opartego o teoretyczne własności materiałowe przeprowadzono symulację procesu, w której moc wiązki była kontrolowana przez wirtualny regulator PI. Wartością docelową była ustabilizowana maksymalna temperatura powierzchni  $T_{max}$  wyznaczona dla stałej mocy wiązki 300 W. Parametry wirtualnego regulatora PI zostały dostrójone przy użyciu metody Cohena-Coona. Schemat regulacji PI zastosowanej w modelu przedstawiono na Rys. 128.

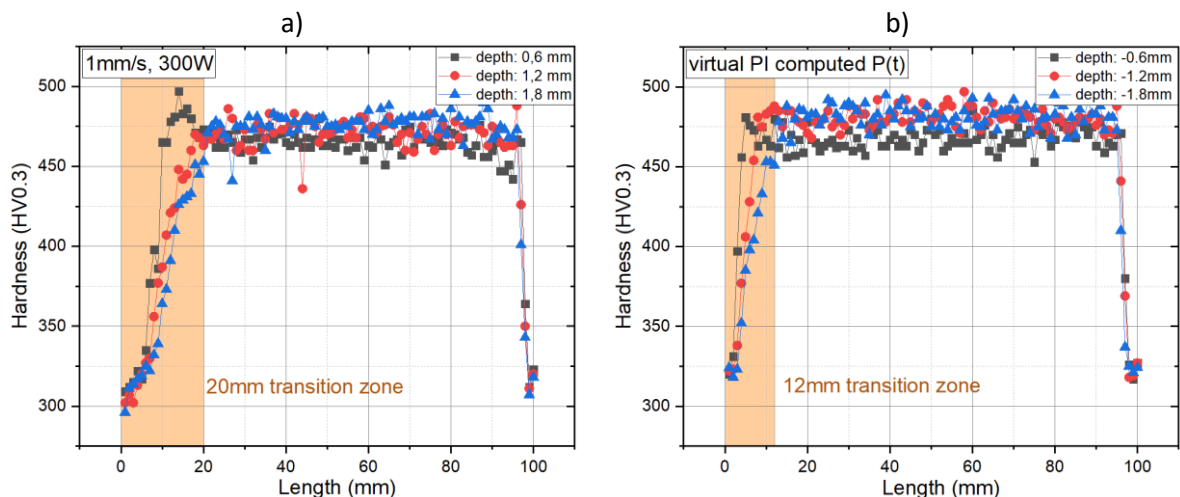


Rys. 128 Schemat wirtualnej regulacji PI

Uzyskane i wykorzystane w symulacji parametry sterowania były następujące:  $T_{set} = 1095$  [°C],  $K_{pr} = 9$  [W/K],  $K_i = 0,4$  [W/(K\*s)]. Aby uniknąć możliwości przetopienia materiału na początku procesu, założono, że maksymalną dobraną mocą wiązki może być 1000 W. Wyniki przebiegu czasowego wartości mocy i maksymalnej temperatury powierzchni uzyskane w symulacji z regulatorem PI przedstawiono na Rys. 129. Obliczony przebieg mocy ma charakter nieliniowy. Wartość mocy wiązki stabilizuje się na poziomie około 300 W - czyli wartości, która była stosowana przed optymalizacją procesu. Dla porównania na wykresie naniesiono wartości mocy i temperatury z symulacji procesu ze stałą mocą wiązki.



Rys. 129 Przebiegi mocy wiązki oraz temperatury maksymalnej na powierzchni dla procesu ze stałą oraz obliczoną symulacyjnie wartością mocy wiązki



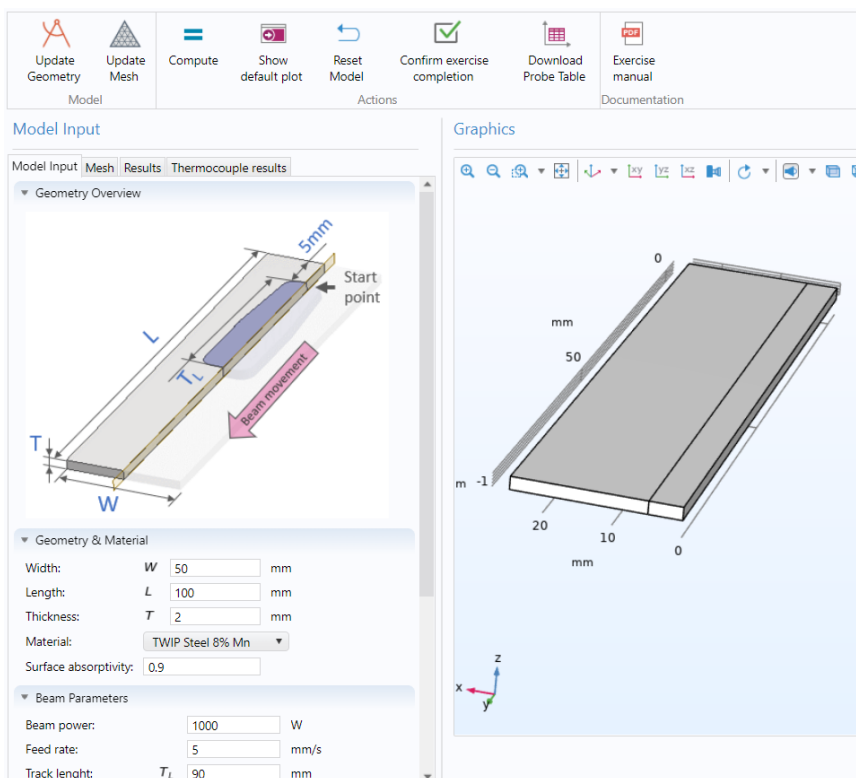
Rys. 130 Wyniki przebiegu twardości wzdłuż obszaru hartowanego na różnych głębokościach: a) dla procesu ze stałymi parametrami, b) dla procesu z parametrami wyznaczonymi na podstawie symulacji z regulacją PI

Na Rys. 130 przedstawiono profile twardości, przedstawiające rozkład twardości w przekroju wzdłużnym hartowanego obszaru na wybranych głębokościach. Na podstawie analizy uzyskanych wyników można zauważyć, że w przypadku stałej mocy wiązki twardość materiału ustabilizowała się powyżej 450 HV<sub>0,3</sub> po 20 mm od początku procesu. Zastosowanie do obróbki laserowej obliczonego symulacyjnie przebiegu mocy według regulacji PI spowodowało szybsze osiągnięcie zadanej temperatury na powierzchni materiału i skutkowało skróceniem obszaru przejściowego o około 40 %.

### 9.3 Wirtualne laboratorium hartowania laserowego

Wykorzystanie aplikacyjne modelu symulacyjnego w jego pełnej formie jest wiąże się koniecznością znajomości jego kompleksowej budowy i definicji złożonych funkcjonalności. Aby umożliwić jego wykorzystanie w prostszej formie, przystępnej dla szerszego grona użytkowników końcowych (np. technologów), celowe jest opracowanie aplikacji okienkowej z wybranymi funkcjonalnościami, użytecznymi dla wybranych użytkowników. Oprogramowanie COMSOL Multiphysics® z rozszerzeniem Developer umożliwiło opracowanie okienkowych aplikacji symulacyjnych. Ich podstawą był uprzednio opracowany pełny model symulacyjny wybranego procesu, zawierające kompletny opis wejść i wyjść z modelu. Aplikacje symulacyjne udostępniają jedynie wybrane uprzednio przed programistą funkcjonalności i mogą być dostosowane pod kątem złożoności i możliwości ingerencji w model do stopnia zaawansowania użytkownika końcowego.

Opracowany w ramach niniejszej pracy model procesu hartowania laserowego wiązką oscylującą, oparty o jednoparametryczny model umacniania, został wykorzystany jako podstawa aplikacji symulacyjnej do celów dydaktycznych. Aplikacja była pomocą zdalnych zajęć dydaktycznych w przypadku braku możliwości realizacji rzeczywistego procesu. Została ona opracowana i wykorzystana na potrzeby wirtualnego laboratorium hartowania laserowego w czasie pandemii COVID-19. Okno aplikacji przedstawiono poglądowo na Rys. 131

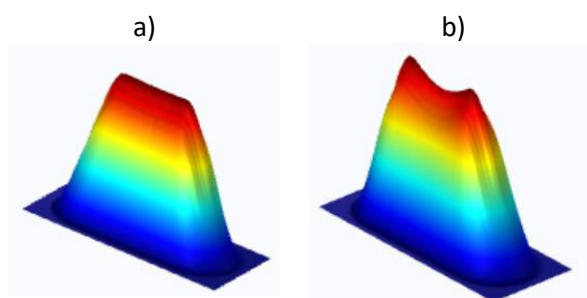


Rys. 131 Podstawowe okno aplikacji symulacyjnej procesu hartowania laserowego

Aplikacja symulacyjna, ze względu na swoją charakterystyczną strukturę, odzwierciedla sposób postępowania wykorzystywany w badaniach eksperymentalnych procesu hartowania laserowego. Użytkownik końcowy definiuje kolejno następujące elementy:

- geometrię próbki,
- rodzaj materiału (stal StaVari, stal S420M, stal AISI 316L, stop aluminium EN AW-6061, stop niklu Inconel 718, stop tytanu Ti6Al4V),
- deklarowany współczynnik absorpcyjności powierzchni próbki,
- moc i prędkość prowadzenia wiązki laserowej,
- długość wykonywanego ściegu,
- rozkład gęstości mocy.

Materiały posiadają uprzednio zdefiniowane parametry termofizyczne. Wprowadzenie stopów metali nieżelaznych umożliwia analizę efektów cieplnych obróbki laserowej dla materiałów o odmiennej dyfuzyjności cieplnej do celów edukacyjnych. Predefiniowane rozkłady gęstości mocy ekwiwalentnej wiązki liniowej umożliwiają analizę przypadku zmiany wartości mocy o  $\pm 30\%$  w punktach maksymalnego wychylenia wiązki oscylującej (Rys. 132). Aplikacja symulacyjna umożliwia również opcjonalną zmianę domyślnej wielkości elementu skończonego (gęstości siatki MES) w strefie bezpośrednio pod wiązką laserową oraz w pozostałej objętości modelu.

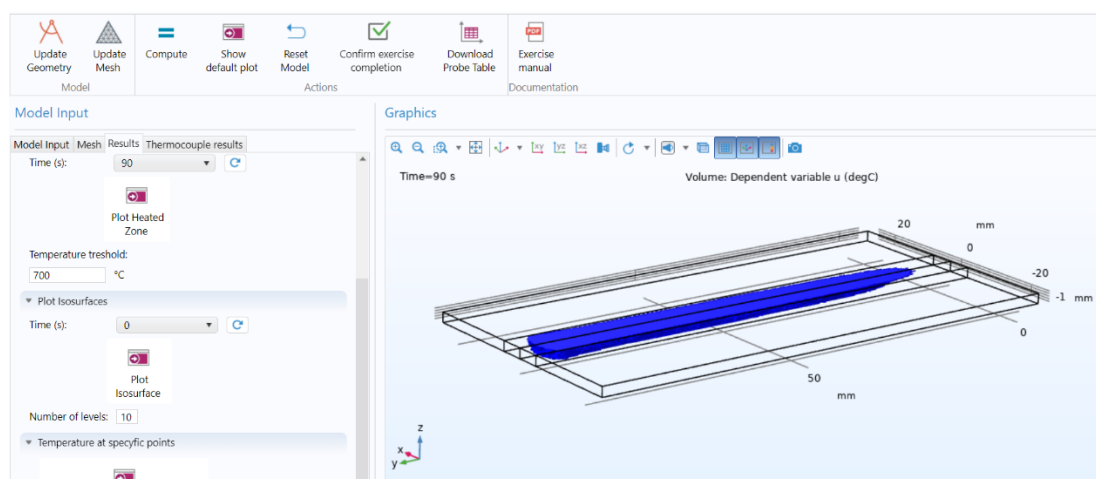


Rys. 132 Rozkłady gęstości mocy możliwe do wykorzystania w aplikacji symulacyjnej: a) równomierna moc w całym zakresie oscylacji, b) moc zwiększona o 30 % w punktach maksymalnej amplitudy oscylacji

Użytkownik, po zleceniu i wykonaniu obliczeń ma możliwość analizy następujących wyników:

- rozkładu temperatury na powierzchni próbki,
- maksymalnej wartości występującej temperatury oraz punktu jej wystąpienia,
- cykli cieplnych w wybranych trzech punktach próbki,
- wyznaczenia objętości materiału który został nagrany powyżej wybranej wartości temperatury.

Możliwa jest wizualizacja wyników w każdej sekundzie trwania procesu. Dzięki możliwości dostosowania progu temperatury dla wyznaczenia nagrzanej objętości możliwa jest analiza teoretycznej strefy zahartowanej przy założeniu stałej i znanej temperatury austenitizacji (Rys. 133). Może być ona jednak zadana na wybranym przez użytkownika poziomie zależnym od zdefiniowanego materiału.



Rys. 133 Przykładowe wyznaczenie objętości nagrzanej powyżej progu 700 °C dla wybranych parametrów wejściowych.

## 10. Wnioski i podsumowanie

Wynikiem badań prezentowanych w ramach niniejszej pracy jest charakteryzacja kształtu strefy przemian materiałowych reprezentujących umocnienie w eksperymentalnej stali przetwarzanej generatywnie (StaVari) na podstawie modelu symulacyjnego procesu hartowania laserowego. Opracowane modele symulacyjne umożliwiają analizę kształtu strefy częściowo oraz w pełni umocnionej. Rezultaty obliczeń numerycznych w postaci cyfrowej reprezentacji kształtu mogą być wykorzystane do wsparcia prac projektowych mających na celu opracowanie sposobu lokalnego umacniania elementów cienkościennych za pomocą hartowania laserowego. Wyniki niniejszej pracy podsumowano poprzez opis osiągnięć naukowych oraz użytkarnych a także poprzez wskazanie kierunków dalszych prac, umożliwiających rozwój badanego zagadnienia.

### 10.1 Osiągnięcia naukowe

- I. Sklasyfikowano oraz oceniono metody lokalnej modyfikacji własności elementów cienkościennych metodami obróbki laserowej pod kątem możliwości ich wykorzystania na użytek technologii umacniania elementów wytworzonych w technologii LPBF

W rozdziale 1. na podstawie analizowanych doniesień literaturowych oceniono cztery główne technologie laserowe (hartowanie, odpuszczanie, przetapianie oraz napawanie), wykorzystywane w celu lokalnej modyfikacji własności materiałowych w elementach cienkościennych. Następnie w oparciu o przykłady i rezultaty ich zastosowania opisane w przytoczonej literaturze, przeprowadzono analizę możliwości ich adaptacji na elementach wytworzonych ze stali w procesie LPBF. Analiza opierała się o następujące czynniki:

- stosowalność na elementach wytworzonych generatywnie,
- zdolność do utworzenia zróżnicowanej geometrii obszaru zmodyfikowanego,
- łatwość doboru parametrów procesu na potrzeby lokalnej modyfikacji,
- znikomość wpływu na deformację końcową elementu,
- możliwość reprezentacji w symulacji dynamiki nieliniowej.

Jako jedno z kryteriów zaproponowano możliwość reprezentacji wyników danego procesu w symulacji dynamiki nieliniowej, która jest narzędziem nowatorskiej metodyki projektowania elementów dynamicznie obciążanych. Na podstawie przeprowadzonej analizy wytypowano technologię hartowania oraz przetapiania jako użyteczne do celów lokalnej modyfikacji cienkościennych elementów stalowych wytworzonych w technologii LPBF.

- II. Przeprowadzono analizę metod symulacyjnego wspomaganie procesu lokalnego umacniania oraz określono sposób wspomaganie technologii wytwarzania proponowanych umocnień za pomocą wielofizycznych symulacji przepływu ciepła.

Na podstawie przeprowadzonego w rozdziale 1 przeglądu literaturowego wskazano sposoby symulacyjnego wspomaganie procesu lokalnego umacniania poprzez:

- określenie wpływu predefiniowanego kształtu zmodyfikowanego obszaru na deformację w warunkach obciążenia,
- wyznaczenie optymalnego rozkładu obszarów zmodyfikowanych (np. kształtu) dla zadanych warunków obciążenia.

Wskazano elementy niezbędne do przeprowadzenia symulacji dynamiki nieliniowej (dane wejściowe) oraz przykłady i postać proponowanych rozwiązań symulacyjnych (dane wyjściowe). Na podstawie ich analizy zaproponowano opracowanie wielofizycznego modelu symulacyjnego

procesu hartowania laserowego jako efektywnego narzędzia wspomagania projektowania procesu technologicznego.

- III. Wyznaczono własności mechaniczne średniomanganowej stali StaVari oraz scharakteryzowano jej własności termofizyczne w funkcji temperatury.

W rozdziale 6 scharakteryzowano własności badanej stali eksperymentalnej. Badania obejmowały:

- skład chemiczny stali,
- podstawowe własności mechaniczne oraz mikrostrukturę w stanie bazowym,
- teoretyczne parametry termofizyczne (gęstość, przewodność i pojemność cieplna) wyznaczone obliczeniowo na podstawie składu chemicznego,
- przemiany zachodzące w czasie chłodzenia, opisane wykresem CTPc na podstawie składu chemicznego,
- rzeczywiste parametry termofizyczne (gęstość, przewodność i pojemność cieplna) w funkcji temperatury, wyznaczone na drodze pomiarów eksperymentalnych.

Na podstawie informacji na temat procesu wytwórczego LPBF oraz analizy wyników badań stwierdzono, że strukturę materiału stanowi mieszanina wysokoodpuszczonego martenzytu z zawartością ok. 30 % austenitu szcążkowego. Dane z wykresu przemian w warunkach ciągłego chłodzenia (CTPc) wskazują na wysoką podatność materiału na hartowanie przy pomocy wiązki laserowej. Na podstawie analizy otrzymanych wyników własności termofizycznych wykazano istotne różnice w przebiegach między parametrami teoretycznymi (obliczonymi na podstawie składu chemicznego) a rzeczywistymi (wyznaczonymi eksperymentalnie). Kluczowym aspektem dot. wyników rzeczywistych pomiarów, wymagającym uwzględnienia w dalszych badaniach, jest różnica w przebiegu pojemności cieplnej w czasie nagrzewania i chłodzenia, spowodowana obecnością austenitu szcążkowego w materiale wejściowym. Różnice w przebiegach parametrów termofizycznych wymagają porównania wyników ich zastosowania w symulacji numerycznej oraz wskazują na konieczność każdorazowej eksperymentalnej weryfikacji parametrów teoretycznych dla materiału wytwarzanego generatywnie i poddawanego globalnej obróbce cieplnej. Opracowane wyniki badań materiałowych stanowią podstawę modelu symulacyjnego procesu hartowania laserowego oraz stanowią odniesienie do ewaluacji rezultatów rzeczywistej obróbki laserowej.

- IV. Opracowano parametry procesu lokalnego hartowania laserowego elementu cienkościennego oraz przeprowadzono badania i ocenę wpływu hartowania laserowego na zmiany struktury i własności mechanicznych w próbkach z materiału StaVari wytworzonych w technologii LPBF.

W rozdziale 7 opisano opracowaną technologię umożliwiającą wytworzenie lokalnej strefy umocnienia materiału na pełnej głębokości cienkościennego elementu wykonanego generatywnie z eksperymentalnej stali średniomanganowej. Dla badanego materiału o grubości 2,4 mm określono, że wykorzystanie wiązki laserowej o średnicy 5,5 mm, oscylującej w zakresie  $\pm 5,75$  mm z częstotliwością 100 Hz, pozwoli na uzyskanie efektów umocnienia na pełnej głębokości elementu przy wykorzystaniu mocy wiązki  $P = 300$  W oraz wzdłużnej prędkości przesuwu  $v = 1$  mm/s. Obszar umocniony poddano badaniom własności mechanicznych. Na ich podstawie określono jego wytrzymałość na rozciąganie  $R_m = 1475 \pm 32$  MPa (wzrost o 67 %), granicę plastyczności  $R_e = 875,1 \pm 94,3$  MPa (wzrost o 16 %), wydłużenie względne  $A = 9,2$  % (spadek o 66 %) oraz twardość 442 HV0,3 (wzrost o 46 %).



Wyniki powyższych badań zostały opublikowane w czasopiśmie naukowym *Journal of Materials Processing Technology* w formie artykułu zatytułowanego "Local laser hardening of heat treated medium manganese steel initially processed by laser powder bed fusion (LPBF)" [157]

V. Opracowano wielofizyczny model zjawisk występujących w procesie hartowania laserowego

W rozdziale 2 oraz 3 przeprowadzono klasyfikację, analizę i ocenę wpływu zjawisk występujących podczas procesu hartowania laserowego z uwzględnieniem ich reprezentowalności oraz istotności w procesie modelowania numerycznego. Dokonano oceny przykładów modelowania procesu hartowania laserowego z doniesień literaturowych oraz podsumowano je w rozdziale 8 w formie procedury i założeń odnośnie przebiegu procesu modelowania numerycznego tej technologii. Określono m.in.:

- zbiór zjawisk niezbędnych do zamodelowania,
- stosowane uproszczenia,
- sposób opisu parametrów materiałowych,
- dobór wartości współczynników absorpcji i konwekcji,
- metody walidacji.

Na podstawie opracowanych wytycznych, badań materiałowych oraz danych z procesu rzeczywistego opracowano wielofizyczny model symulacyjny procesu hartowania i zwalidowano go w oparciu o pomiary procesowe. Stwierdzono, że symulacja numeryczna procesu lokalnego umacniania hartowaniem laserowym eksperymentalnej stali wytworzonej w technologii LPBF powinna być oparta o parametry termofizyczne materiału wyznaczone na drodze eksperymentalnej oraz wymagane jest zweryfikowanie dobranej wartości współczynnika absorpcyjności. W przypadku kalibracji modelu opartej o strojenie nieznanego wartości współczynnika absorpcyjności, możliwe jest uzyskanie niskich błędów predykcji (rzędu pojedynczych punktów procentowych) zarówno dla parametrów materiałowych obliczonych symulacyjnie jak i zmierzonych eksperymentalnie, których przebiegi istotnie się różnią. Wskazuje to na ryzyko błędu wynikającego z zastosowania parametrów teoretycznych i niedostrojenia modelu.

Na podstawie otrzymanych wyników stwierdzono, że utlenianie materiału jest w większości odpowiedzialne za wzrost stopnia absorpcyjności powierzchni, natomiast wzrost temperatury w takim przypadku pełni jedynie rolę marginalną. Na tej podstawie wskazano na możliwość wykorzystania stałego współczynnika absorpcyjności. Potwierdzono, że stopień absorpcyjności w niższych temperaturach pełni marginalną rolę w procesie, z uwagi na padanie wiązki laserowej na powierzchnię o podwyższonej temperaturze, gdzie brak jest różnicy w stopniu absorpcyjności między modelem zależnym od temperatury oraz stałowartościowym. Stąd możliwe jest wykorzystanie w symulacji numerycznej pojedynczej, stałej wartości współczynnika absorpcyjności.

VI. Opisano sposób wyznaczania zastępczego źródła ciepła i opracowano metodę jego walidacji w oparciu o wynikowe cykle cieplne.

Z uwagi nieracjonalnie wysoki koszt obliczeniowy symulacji pełnych oscylacji, modelowanie numeryczne procesu hartowania laserowego z wykorzystaniem wiązki oscylującej podjęto opracowanie zastępczego źródła ciepła zapewniającego porównywalne efekty obróbki. W rozdziale 8.3 opracowano pomocniczy model symulacyjny służący do wyznaczania liniowego rozkładu ekwiwalentnego wiązki oscylującej a także opracowano metodę weryfikacji jego stosowalności w oparciu o wynikowe przebiegi cykli cieplnych z modelu pomocniczego.

Opracowana metoda walidacji, dzięki zapewnieniu jednakowej budowy modelu przepływu ciepła przed dalszą rozbudową modelu głównego, umożliwia późniejszą ocenę skuteczności zaimplementowanych modeli umocnienia.

VII. Opracowano sposób opisu przemian materiałowych umożliwiający ich implementację w modelu symulacyjnym

Zwalidowany główny model symulacyjny przepływu ciepła w rozdziale 8.7 rozszerzono o trzy modele predykcji kształtu umocnienia – jedno, dwu i wieloparametryczny. Implementacja modeli wyższego rzędu wymagała dodatkowego dostosowania. Dla modelu dwuparametrycznego opracowano metodę zastępczego wyznaczania zależności temperatur  $A_{c1}$  i  $A_{c3}$  od szybkości nagrzewania. Dla modelu wieloparametrycznego opracowano metodę opisu przemian materiałowych zdefiniowanych wykresem CTPc poprzez równania przemian dyfuzyjnych oparte o model Leblonda-Devouxa. W przypadku opisu modelu wieloparametrycznego opracowano również sposób modelowania umożliwiający analizę przemian w materiale posiadającym w stanie wejściowym strukturę ferrytyczno-austenityczną.

Stwierdzono, że model jednoparametryczny wyznaczania kształtu obszaru umocnionego, bazujący na stałych wartościach temperatur początku i końca austenizacji ( $A_1$  oraz  $A_3$ ) znacząco przeszacowuje rozmiar rzeczywistej strefy umocnionej. Model dwuparametryczny, oparty o temperatury  $A_{c1}$  i  $A_{c3}$  zależne od prędkości nagrzewania, zapewnia mały błąd predykcji kształtu obszaru umocnionego. Duży stopień jego zgodności potwierdzono również na podstawie analizy map twardości i rozkładu wyznaczonych symulacyjnie obszarów umocnienia. Metoda ta pomija jednak rzeczywisty skład fazowy materiału i nie uwzględnia wpływu prędkości chłodzenia. Model wieloparametryczny charakteryzował się możliwością predykcji powstających faz oraz uwzględnieniem przesunięcia punktu temperaturowego przemiany fazowej i momentu pobierania lub uwalniania związanej z nią energii wewnętrznej. Charakteryzował się jednak małym błędem predykcji kształtu umocnionego jedynie dla obszaru częściowo umocnionego i niskich prędkości nagrzewania. Jego implementacja w oprogramowaniu symulacyjnym, z uwagi na materiał zawierający w stanie wejściowym austenit szczątkowy, wymaga wprowadzenia współczynników pomocniczych umożliwiających śledzenie postępu austenizacji i uzależnienie od nich zarówno uwalniania energii przemiany fazowej jak również końcowej zawartości martenzytu. Jako najkorzystniejszy pod względem dokładności predykcji kształtu obszaru umocnionego wskazano model dwuparametryczny. Na jego podstawie którego przeprowadzono rozszerzoną charakteryzację wyników procesu hartowania laserowego opisującą rezultaty niedostępne do analizy na drodze badań eksperymentalnych.

Na podstawie analizy wyników badań symulacyjnych jednoznacznie wskazano, że kluczowy wpływ na jakość predykcji strefy umocnionej w materiale StaVari ma poprawność opisu dynamiki przemiany austenitycznej.

## 10.2 Osiągnięcia użyteczne

- I. Opracowano stanowisko badawcze umożliwiające realizację eksperymentów technologicznych oraz badań nad procesem hartowania laserowego.

W ramach prac przygotowawczych skonfigurowano stanowisko obróbki laserowej umożliwiające realizację procesu hartowania w odpowiednim zakresie oraz:

- wyznaczenie kaustyki oraz parametrów roboczej wiązki laserowej,
- rejestrację temperatury w wybranych punktach próbki,

- zapewnienie niezmiennych warunków zewnętrznych reprezentowalnych w symulacji wielofizycznej.
- II. Zastosowano opracowany model z wirtualnym regulatorem PI do poprawy kształtu strefy zahartowanej w elemencie cienkościennym:

Model numeryczny uwzględniający symulację przepływu ciepła wewnątrz elementu został rozszerzony o wirtualny regulator PI sterujący mocą wiązki i posłużył do wyznaczenia przebiegu mocy potrzebnej do redukcji długości przejściowego obszaru wzrostu twardości. Rezultaty badań symulacyjnych i eksperymentalnych zostały przedstawione na konferencji 12th CIRP Conference on Photonic Technologies [LANE 2022] (prezentacja: Improvement of laser hardening technology with oscillating beam using multiphysics simulation) i opublikowane w formie artykułu naukowego w czasopiśmie Procedia CIRP [158].

- III. Opracowano aplikację symulacyjną o uproszczonej funkcjonalności na użytek badań i nauki zdalnej.

Opracowany w ramach badań symulacyjnych model, bazujący na jednoparametrycznym wyznaczaniu umocnienia, wykorzystano jako podstawę do stworzenia aplikacji symulacyjnej na użytek dydaktyki studentów. Model formie aplikacji symulacyjnej pozwala modyfikować jedynie wybrane parametry wejściowe (np. moc, prędkość, materiał i geometria) oraz prezentuje określone wyniki w formie umożliwiającej przejrzystą interpretację.

- IV. Zastosowano opracowaną technologię hartowania laserowego do wytworzenia lokalnych umocnień w wytworzonym generatywnie z materiału StaVari elemencie typu crashbox.

W ramach realizacji projektu badawczego AM-Crash wykorzystano wyniki eksperymentalne do określenia stopnia i kształtu uzyskanego umocnienia materiału. Na podstawie późniejszych wytycznych konstruktorskich zrealizowano proces umacniania cienkościennego, wytworzonego generatywnie elementu typu crashbox według zadanego schematu oraz przeprowadzono jego symulacyjną weryfikację. Wyniki prac umożliwiły rozwój narzędzia symulacyjnego, które pozwala na w pełni symulacyjny opis rezultatów procesu na użytek projektowania sposobu umacniania.

### 10.3 Kierunki dalszych prac

Dalszym kierunkiem rozwoju niniejszej tematyki powinno być uwzględnienie w modelu dodatkowych parametrów (zmiennych) przyjętych na obecnym etapie prac jako stałe. Podstawowymi założeniami, przyjętymi na początku prac, są modelowanie i badania procesu z dwoma zmiennymi (moc oraz prędkość) a także wykonanie pojedynczego ściegu na próbce o prostej geometrii. Z tego powodu przyszłe prace mające na celu rozszerzenie i ulepszenie funkcjonalności opracowanych modeli powinny dotyczyć następujących zagadnień:

- walidacji opracowanego modelu dla innych rozkładów intensywności wiązki laserowej,
- walidacji modelu dla złożonej geometrii próbki (powierzchnie zakrzywione, zmienna grubość materiału).

Na podstawie wyników badań symulacyjnych bezpośrednio związanych z modelami umocnień, jako najistotniejsze elementy przyszłych prac należy wskazać:

- analizę stosowalności symulacyjnie wyznaczonych zależności temperatury austenizacji (wykresów TTA),

- dostosowanie modelu wieloparametrycznego pod względem dokładności opisu przebiegu przemiany austenicznej, celem umożliwienia dokładniejszej predykcji obszaru umocnionego i składu fazowego dla wyższych prędkości nagrzewania,
- rozszerzenie modelu procesu o predykcję kształtu umocnienia w przypadku powtórnego nagrzania (np. dla hartowania wielościgowego),
- rozszerzenia modelu procesu o obliczenia naprężeń resztkowych, istotnych w przypadku bardziej złożonych geometrii.

## Bibliografia

- [1] Pischinger S., and Seiffert U., 2021. *Vieweg Handbuch Kraftfahrzeugtechnik*, Springer Fachmedien Wiesbaden, Wiesbaden.
- [2] <https://ahssinsights.org/homepage-featured-top/benefits-of-tailored-products-in-automotive-body-construction/>. Data dostępu: 29.09.2023r.
- [3] Merklein M., Johannes M., Lechner M., and Kuppert A., 2014, "A review on tailored blanks— Production, applications and evaluation," *Journal of Materials Processing Technology*, **214**(2), pp. 151–164.
- [4] Gupta K., 2020. *Materials Forming, Machining and Post Processing*, Springer International Publishing AG, Cham.
- [5] Conrads L., Liebsch C., and Hirt G., 2017, "Increasing the energy absorption capacity of structural components made of low alloy steel by combining strain hardening and local heat treatment," *Procedia Engineering*, **207**, pp. 257–262.
- [6] Wagner M., Jahn A., Beyer E., and Balzani D., 2018, "Local laser-strengthening: Customizing the forming behavior of car body steel sheets," Author(s), p. 150016.
- [7] Conrads L., Hirt G., Hama-Saleh R., and Weisheit A., 2018, "Lightweight Design Using Local Heat Treatment of Cold Rolled Steels," *Lightweight des worldw*, **11**(6), pp. 52–57.
- [8] Nordin A., 2020, "Comparison of three different heuristics for laser heat treatment pattern design," *Balancing Innovation and operation*, The Design Society.
- [9] Ohlsen J., Herzog F., Raso S., and Emmelmann C., 2015, "Funktionsintegrierte, bionisch optimierte Fahrzeugleichtbaustruktur in flexibler Fertigung," *ATZ Automobiltech Z*, **117**(10), pp. 54–59.
- [10] Abburi Venkata K., Uppaluri R., Schob B., Zopp C., Kordass R., Bohlen J., Höfemann M., Kasprowicz M., Pawlak A., and Chlebus E., 2022, "Accurate numerical prediction of thermo-mechanical behaviour and phase fractions in SLM components of advanced high strength steels for automotive applications," *TLS*, **5**(1), pp. 41–50.
- [11] Kusinski J., Kac S., Kopia A., Radziszewska A., Rozmus-Górnikowska M., Major B., Major L., Marczak J., and Lisiecki A., 2012, "Laser modification of the materials surface layer – a review paper," *Bulletin of the Polish Academy of Sciences: Technical Sciences*, **60**(4), pp. 711–728.
- [12] Poprawe R., 2011. *Tailored Light 2*, Springer Berlin Heidelberg, Berlin, Heidelberg.
- [13] Wang Q., and Chung Y., Eds., 2013. *Encyclopedia of tribology*, Springer Reference, New York.
- [14] Anusha E., Kumar A., and Shariff S. M., 2020, "Diode laser surface treatment of bearing steel for improved sliding wear performance," *Optik*, **206**, p. 163357.
- [15] Sancho P., Cordovilla F., Dominguez J., Montealegre M. Á., Isaza J., García-Beltrán Á., and Ocaña J. L., 2019, "Customized laser beam intensity distribution for the laser surface treatment of geometrically convoluted components," *Journal of Materials Processing Technology*, **263**, pp. 223–232.
- [16] Sancho P., Montealegre M. A., Dominguez J., Alvarez P., and Isaza J., 2018, "Dynamic control of laser beam shape for heat treatment," *Journal of Laser Applications*, **30**(3), p. 32507.
- [17] Bonß S., 2010, Laser transformation hardening of steel, *Advances in Laser Materials Processing*, Elsevier, pp. 291–326.
- [18] Asadi M., and Palkowski H., 2010, "Designing Local Properties of Constructional Elements by Local Use of Ageing Effects in Multiphase Steels," *THERMEC 2009*, Trans Tech Publications Ltd, pp. 3062–3067.
- [19] Asnafi N., Andersson R., Persson M., and Liljengren M., 2016, "Tailored boron steel sheet component properties by selective laser heat treatment," *IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng.*, **159**, p. 12023.

- [20] Sagar V. R., Wärmefjord K., and Söderberg R., 2018, "Geometrical Variation from Selective Laser Heat Treatment of Boron Steels," *Procedia CIRP*, **75**, pp. 409–414.
- [21] Sagar V. R., Wärmefjord K., and Söderberg R., 2019, "Influence of Selective Laser Heat Treatment Pattern Position on Geometrical Variation," *Journal of Manufacturing Science and Engineering*, **141**(4).
- [22] Järvenpää A., Jaskari M., Hietala M., and Mäntyjärvi K., 2015, "Local Laser Heat Treatments of Steel Sheets," *Physics Procedia*, **78**, pp. 296–304.
- [23] Bergweiler G., 2013. *Lokale Wärmebehandlung mit Laserstrahlung zur Verbesserung der Umform- und Funktionseigenschaften von hochfesten Stählen*, Zugl.: Aachen, Techn. Hochsch., Diss., 2013, 1st ed., Apprimus-Verl., Aachen.
- [24] Evans G., 2016, "Improving the crash behavior of structural components made of advanced high strength steel by local heat treatment," *IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering*(159).
- [25] Neugebauer R., Scheffler S., Poprawe R., and Weisheit A., 2009, "Local laser heat treatment of ultra high strength steels to improve formability," *Prod. Eng. Res. Devel.*, **3**(4-5), pp. 347–351.
- [26] Merklein M., Böhm W., and Lechner M., 2012, "Tailoring Material Properties of Aluminum by Local Laser Heat Treatment," *Physics Procedia*, **39**, pp. 232–239.
- [27] Merklein M., Lechner M., Schneider T., and Plettke R., 2012, "Tailored Heat Treated Profiles - Enhancement of the Forming Limit of Aluminum Profiles under Bending Load," *KEM*, **504-506**, pp. 375–380.
- [28] Karkhin V. A., 2019. *Thermal Processes in Welding*, Springer Singapore, Singapore.
- [29] Kahrmanidis A., Lechner M., Degner J., Wortberg D., and Merklein M., 2015, "Process Design of Aluminum Tailor Heat Treated Blanks," *Materials (Basel, Switzerland)*, **8**(12), pp. 8524–8538.
- [30] Zarini S., Mostaed E., Vedani M., and Previtali B., 2017, "Formability enhancement of Al 6060 sheets through fiber laser heat treatment," *Int J Mater Form*, **10**(5), pp. 741–751.
- [31] Piccininni A., and Palumbo G., 2020, "Design and Optimization of the Local Laser Treatment to Improve the Formability of Age Hardenable Aluminium Alloys," *Materials (Basel, Switzerland)*, **13**(7).
- [32] Peixinho N., Pereira R., Carneiro V., Costa S., and Blanco V., 2021, "Development of laser heat treatment process for assisted forming of aluminum alloys," *2021 6th International Conference on Smart and Sustainable Technologies (SpliTech)*, IEEE, pp. 1–4.
- [33] Wagner M., 2018, "Lokales Laserumschmelzverfestigen von crashbelasteten Karosseriefeinblechstrukturen," *Dissertation*, Fraunhofer-Institut für Werkstoff- und Strahltechnik.
- [34] Jahn A., Heitmanek M., Standfuss J., Brenner B., Wunderlich G., and Donat B., 2011, "Local Laser Strengthening of Steel Sheets for Load Adapted Component Design in Car Body Structures," *Physics Procedia*, **12**, pp. 431–441.
- [35] Wagner M., Jahn A., Beyer E., and Balzani D., 2016, "Design and Optimization of Steel Car Body Structures via Local Laser-Strengthening," *ENG*, **08**(05), pp. 276–286.
- [36] Kędzia J., 2016, "Metoda doboru parametrów technologicznych procesu spawania laserowego z wykorzystaniem identyfikacji systemów," *Doktorska*, Mechniczny, Politechnika Wroclawska.
- [37] Le Zhou, Hyer H., Park S., Pan H., Bai Y., Rice K. P., and Sohn Y., 2019, "Microstructure and mechanical properties of Zr-modified aluminum alloy 5083 manufactured by laser powder bed fusion," *Additive Manufacturing*, **28**, pp. 485–496.
- [38] Li G., Li X., Guo C., Zhou Y., Tan Q., Qu W., Li X., Hu X., Zhang M.-X., and Zhu Q., 2022, "Investigation into the effect of energy density on densification, surface roughness and loss



- of alloying elements of 7075 aluminium alloy processed by laser powder bed fusion,” *Optics & Laser Technology*, **147**, p. 107621.
- [39] Bambach M., Sviridov A., and Weisheit A., 2017, “Stiffness management of sheet metal parts using laser metal deposition,” *AIP Conference Proceedings*, **1896**(1), p. 80014.
- [40] Ünsal I., Hama-Saleh R., Sviridov A., Bambach M., Weisheit A., and Schleifenbaum J. H., 2018, “Mechanical properties of sheet metal components with local reinforcement produced by additive manufacturing,” Author(s), p. 160028.
- [41] Ünsal I., Hirtler M., Sviridov A., Bambach M., Hama-Saleh R., Weisheit A., Schleifenbaum J. H., Kamaliev M., and Tekkaya A. E., 2019, “Investigation of martensite-transformation and forming properties of additively reinforced 22MnB5 sheet metals,” *PROCEEDINGS OF THE 22ND INTERNATIONAL ESAFORM CONFERENCE ON MATERIAL FORMING: ESAFORM 2019*, AIP Publishing, p. 170019.
- [42] Hama-Saleh R., Weisheit A., Schleifenbaum J. H., Ünsal I., Sviridov A., and Bambach M., 2020, “Formability Analysis of Micro-Alloyed Sheet Metals Reinforced by Additive Manufacturing,” *Procedia Manufacturing*, **47**, pp. 1023–1028.
- [43] Walter Johannes Sebastian Werner, “Methoden zur Entwicklung beanspruchungsgerechter gradiert Bauteileigenschaften mittels Laserumschmelzverfestigen,”
- [44] Daming T., Ziyang Z., Zhuguo L., Jianfeng G., Sijia L., Qunli Z., Chuanwei L., Junyu Z., and Zhaonan H., 2022, “Numerical simulation of two-track laser hardening process of 42CrMo steel,” *Heat Treatment and Surface Engineering*, **4**(1), pp. 20–34.
- [45] Evdokimov A., Jasiewicz F., Doynov N., Ossenbrink R., and Michailov V., 2022, “Simulation of surface heat treatment with inclined laser beam,” *Journal of Manufacturing Processes*, **81**, pp. 107–114.
- [46] Kik T., and Wyględacz B., 2019, “Measurements and numerical simulations of laser hardening and remelting thermal cycles,” *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, **2**(96), pp. 69–82.
- [47] Billaud G., Barka N., El Ouafi A., Chebak A., and Brousseau J., 2014, “Prediction of Hardness Profile of 4340 Steel Plate Heat Treated by Laser Using 3D Model and Experimental Validation,” *Volume 2B: Advanced Manufacturing*, American Society of Mechanical Engineers.
- [48] Bojinović M., Mole N., and Štok B., 2015, “A computer simulation study of the effects of temperature change rate on austenite kinetics in laser hardening,” *Surface and Coatings Technology*, **273**, pp. 60–76.
- [49] Schaaf P., 2010. *Laser Processing of Materials*, Springer Berlin Heidelberg, Berlin, Heidelberg.
- [50] Bergström D., 2008, “The Absorption of Laser Light by Rough Metal Surfaces,” Doctoral thesis, Department of Applied Physics and Mechanical Engineering, Luleå University of Technology, Sweden.
- [51] Steen W. M., and Mazumder J., 2010. *Laser Material Processing*, Springer London, London.
- [52] Poprawe R., Boucke K., and Hoffman D., 2018. *Tailored Light 1*, Springer Berlin Heidelberg, Berlin, Heidelberg.
- [53] Hummel M., Schöler C., Häusler A., Gillner A., and Poprawe R., 2020, “New approaches on laser micro welding of copper by using a laser beam source with a wavelength of 450 nm,” *Journal of Advanced Joining Processes*, **1**, p. 100012.
- [54] Bergman T. L., 2011. *Fundamentals of heat and mass transfer*, 7th ed., John Wiley & Sons, New York, N.Y.
- [55] Kannatey-Asibu E., 2009. *Principles of laser materials processing*, Wiley, Hoboken N.J.
- [56] Toyserkani E., Khajepour A., and Corbin S., 2005. *Laser cladding*, CRC Press, Boca Raton FL.
- [57] Blicharski M., 2017. *Inżynieria materiałowa: Stal*, 1st ed., Wydawnictwo WNT, Warszawa.

- [58] Przybyłowicz K., 2007. *Metaloznawstwo*, 8th ed., Wydawnictwa Naukowo-Techniczne, Warszawa.
- [59] Buchfink G., 2007. *The laser as a tool: A light beam conquers industrial production*, Vogel Buchverlag, Würzburg, Germany.
- [60] Rudlaff T., 1993. *Arbeiten zur Optimierung des Umwandlungshärtens mit Laserstrahlen*, Vieweg+Teubner Verlag, Wiesbaden.
- [61] Annika Völl, 2020, "Methodik zur Ermittlung und Realisierung anwendungsangepasster Intensitätsverteilungen für die Werkstoffbearbeitung mit Laserstrahlung," Dissertation, Fakultät für Maschinenwesen, Technischen Hochschule Aachen, Aachen.
- [62] Dickey F. M., Ed., 2014. *Laser beam shaping: Theory and techniques*, 2nd ed., CRC Press, Boca Raton, Fla.
- [63] Laskin A., Williams G., McWilliam R., and Laskin V., 2010, "Applying refractive beam shapers to improve other beam shaping techniques," *Laser Beam Shaping XI*, SPIE, p. 778907.
- [64] Prakapenka V. B., Kubo A., Kuznetsov A., Laskin A., Shkurikhin O., Dera P., Rivers M. L., and Sutton S. R., 2008, "Advanced flat top laser heating system for high pressure research at GSECARS: application to the melting behavior of germanium," *High Pressure Res.*, **28**(3), pp. 225–235.
- [65] Vogt S., 2019, "Lokale Laserentfestigung von Halbzeugen und Bauteilen aus hochfesten Stählen; 1. Auflage," Dissertation, RWTH Aachen University, Aachen, <https://publications.rwth-aachen.de/record/780677>.
- [66] Völl A., Vogt S., Wester R., Stollenwerk J., and Loosen P., 2018, "Application specific intensity distributions for laser materials processing: Tailoring the induced temperature profile," *Optics & Laser Technology*, **108**, pp. 583–591.
- [67] Völl A., Stollenwerk J., and Loosen P., 2016, "Computing specific intensity distributions for laser material processing by solving an inverse heat conduction problem," *High-Power Laser Materials Processing: Lasers, Beam Delivery, Diagnostics, and Applications V*, SPIE, p. 974105.
- [68] Völl A., Wester R., Berens M., Buske P., Stollenwerk J., and Loosen P., 2019, "Accounting for laser beam characteristics in the design of freeform optics for laser material processing," *Advanced Optical Technologies*, **8**(3-4), pp. 279–287.
- [69] Schwarz S., Götzendorfer B., Rung S., Esen C., and Hellmann R., 2021, "Compact Beam Homogenizer Module with Laser-Fabricated Lens-Arrays," *Applied Sciences*, **11**(3), p. 1018.
- [70] Hruska M., Vostrak M., Smazalova E., and Svantner M., Eds., 2013. *Standard and scanning laser hardening procedure*.
- [71] Martínez S., Lamikiz A., Ukar E., Calleja A., Arrizubieta J. A., and Lopez de Lacalle L. N., 2017, "Analysis of the regimes in the scanner-based laser hardening process," *Optics and Lasers in Engineering*, **90**, pp. 72–80.
- [72] Soriano C., Alberdi G., Lambarri J., Aranzabe A., and Yáñez A. J., 2021, "Study of the influence of the oscillation frequency on the surface hardening process of the 42CrMo4 alloy using an oscillating laser beam," *Surface and Coatings Technology*, **409**, p. 126877.
- [73] Cordovilla F., García-Beltrán A., Montealegre M. A., Álvarez P., Angulo I., and Ocaña J. L., 2021, "Development of model-based laser irradiation customization strategies for optimized material phase transformations in the laser hardening of Cr-Mo steels," *Materials & Design*, **199**, p. 109411.
- [74] Klimpel A., 2012. *Technologie laserowe: Spawanie, napawanie, stopowanie, obróbka cieplna i cięcie*, Wydawnictwo Politechniki Śląskiej, Gliwice.
- [75] Ki H., So S., and Kim S., 2014, "Laser transformation hardening of carbon steel sheets using a heat sink," *Journal of Materials Processing Technology*, **214**(11), pp. 2693–2705.

- [76] Sun P., Li S., Yu G., He X., Zheng C., and Ning W., 2014, "Laser surface hardening of 42CrMo cast steel for obtaining a wide and uniform hardened layer by shaped beams," *Int J Adv Manuf Technol*, **70**(5-8), pp. 787–796.
- [77] Babu P. D., Buvanashakaran G., and Balasubramanian K. R., 2014, "Numerical analysis and experimental validation of hardness and microstructural changes during laser transformation hardening of low alloy steel plates," *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part L: Journal of Materials: Design and Applications*, **228**(3), pp. 217–230.
- [78] Ishkinyaev E. D., Khriptovich E. V., v. d. Voronov, Petrovskiy V. N., and Shiganov I. N., 2022, "Determining the Size of the Hardening Zone by Temperature Fields during Laser Processing," *Phys. Atom. Nuclei*, **85**(12), pp. 2092–2098.
- [79] Palmieri M. E., Lorusso V. D., and Tricarico L., 2020, "Laser-induced softening analysis of a hardened aluminum alloy by physical simulation," *Int J Adv Manuf Technol*, **111**(5-6), pp. 1503–1515.
- [80] Palmieri M. E., and Tricarico L., 2022, "Physical Simulation of Laser Surface Treatment to Study Softening Effect on Age-Hardened Aluminium Alloys," *JMMP*, **6**(3), p. 64.
- [81] Purtonen T., Kalliosaari A., and Salminen A., 2014, "Monitoring and Adaptive Control of Laser Processes," *Physics Procedia*, **56**, pp. 1218–1231.
- [82] Schuöcker D., Aichinger J., Majer R., Spitzer O., Rau A., and Harrer T., Eds., 2014. *Improved laser hardening process with temperature control*, Bayerisches Laserzentrum GmbH.
- [83] Dillkötter D., Thiele M., Stoppok J., Döbelstein H., Esen C., and Mönnigmann M., 2020, "Model-based pyrometer alignment method for additive manufacturing by laser metal deposition," *Procedia CIRP*, **94**, pp. 436–440.
- [84] Martínez S., Lamikiz A., Ukar E., Taberero I., and Arrizubieta I., 2016, "Control loop tuning by thermal simulation applied to the laser transformation hardening with scanning optics process," *Applied Thermal Engineering*, **98**, pp. 49–60.
- [85] Homberg D., and Weiss W., 2006, "PID control of laser surface hardening of steel," *IEEE Trans. Contr. Syst. Technol.*, **14**(5), pp. 896–904.
- [86] Montealegre M. A., Arejita B., Alvarez P., Laorden C., and Diaz-Rozo J., 2018, "Control Quality on Process of Laser Heat Treatment," *MSF*, **941**, pp. 1860–1866.
- [87] Hipp D., Mahrle A., and Beyer E., 2019, "Beyond Fresnel: absorption of fibre laser radiation on rough stainless steel surfaces," *J. Phys. D: Appl. Phys.*, **52**(35), p. 355302.
- [88] KEYENCE CORPORATION, *Temperature Measurement Basics: Thermocouples*.
- [89] Joseph Wu, *A Basic Guide to Thermocouple Measurements* (Rev. A).
- [90] Hipp D., Mahrle A., Jäckel S., Beyer E., Leyens C., and Füssel U., 2018, "Method for high accuracy measurements of energy coupling and melting efficiency under welding conditions," *Journal of Laser Applications*, **30**(3), p. 32414.
- [91] Hung T.-P., Hsu C.-M., Tsai H.-A., Chen S.-C., and Liu Z.-R., 2019, "Temperature Field Numerical Analysis Mode and Verification of Quenching Heat Treatment Using Carbon Steel in Rotating Laser Scanning," *Materials (Basel, Switzerland)*, **12**(3).
- [92] Frerichs F., Lu Y., Lübben T., and Radel T., 2021, "Process Signature for Laser Hardening," *Metals*, **11**(3), p. 465.
- [93] Lin W.-F., Hsu H.-C., Wu S.-J., and Houg B., 2019, "Thermal Design and In Situ Temperature Measurement of Heterogeneous Material during Ultrafast Laser Scribing," *Sensors and Materials*, **31**(5), p. 1667.
- [94] Wang X. F., Lu X. D., Chen G. N., Hu S., and Su Y. P., 2006, "Research on the temperature field in laser hardening," *Optics & Laser Technology*, **38**(1), pp. 8–13.

- [95] Matthews M., Trapp J., Guss G., and Rubenchik A., 2018, "Direct measurements of laser absorptivity during metal melt pool formation associated with powder bed fusion additive manufacturing processes," *Journal of Laser Applications*, **30**(3), p. 32302.
- [96] SAINTE-CATHERINE C., JEANDIN M., KECHEMAIR D., RICAUD J.-P., and SABATIER L., 1991, "STUDY OF DYNAMIC ABSORPTIVITY AT 10.6  $\mu\text{m}$  (CO<sub>2</sub>) AND 1.06  $\mu\text{m}$  (Nd-YAG) WAVELENGTHS AS A FUNCTION OF TEMPERATURE," *J. Phys. IV France*, **01**(C7), C7-151-C7-157.
- [97] Indhu R., Vivek V., Sarathkumar L., Bharatish A., and Soundarapandian S., 2018, "Overview of Laser Absorptivity Measurement Techniques for Material Processing," *Lasers Manuf. Mater. Process.*, **5**(4), pp. 458–481.
- [98] Kumar V., Dixit U. S., and Zhang J., 2019, "Determining thermal conductivity, specific heat capacity and absorptivity during laser based materials processing," *Measurement*, **139**, pp. 213–225.
- [99] Dewi H. S., Volpp J., and Kaplan F. H., Eds., 2019. *Laser beam absorption depending on the angle of incidence on ground surfaces*.
- [100] Luo C., Cao Y., Zhao L., and Shan J., 2019, "Laser Heat Treatment of Low-Alloy Ultrahigh-Strength Steel Laser-Welded Joints," *WJ*, **98**(8), pp. 227–240.
- [101] Otto A., and Schmidt M., 2010, "Towards a universal numerical simulation model for laser material processing," *Physics Procedia*, **5**, pp. 35–46.
- [102] Savriama G., and Semmar N., 2016, Numerical Simulation of Laser Processing Materials: An Engineering Approach, *Modeling and Simulation in Engineering Sciences*, Akbar N. S., and Beg O. A., eds., InTech.
- [103] Fakir R., Barka N., Brousseau J., and Caron-Guillemette G., 2018, "Numerical Investigation by the Finite Difference Method of the Laser Hardening Process Applied to AISI-4340," *JAMP*, **06**(10), pp. 2087–2106.
- [104] Talesh Alikhani S., Kazemi Zahabi M., Javad Torkamany M., and Hasan Nabavi S., 2020, "Time-dependent 3D modeling of the thermal analysis of the high-power diode laser hardening process," *Optics & Laser Technology*, **128**, p. 106216.
- [105] Kik T., 2020, "Computational Techniques in Numerical simulations of arc and laser welding processes," *Materials (Basel, Switzerland)*, **13**(3).
- [106] Kik T., and Górká J., 2019, "Numerical Simulations of Laser and Hybrid S700MC T-Joint Welding," *Materials (Basel, Switzerland)*, **12**(3).
- [107] Jia Y., Saadlaoui Y., Hamdi H., Sijobert J., Roux J.-C., and Bergheau J.-M., 2022, "An experimental and numerical case study of thermal and mechanical consequences induced by laser welding process," *Case Studies in Thermal Engineering*, **35**, p. 102078.
- [108] Gan Z., Yu G., He X., and Li S., 2017, "Numerical simulation of thermal behavior and multicomponent mass transfer in direct laser deposition of Co-base alloy on steel," *International Journal of Heat and Mass Transfer*, **104**, pp. 28–38.
- [109] Gan Z., Yu G., He X., and Li S., 2017, "Surface-active element transport and its effect on liquid metal flow in laser-assisted additive manufacturing," *International Communications in Heat and Mass Transfer*, **86**, pp. 206–214.
- [110] Wirth F., and Wegener K., 2018, "A physical modeling and predictive simulation of the laser cladding process," *Additive Manufacturing*, **22**, pp. 307–319.
- [111] Morawiec M., Kik T., Stano S., Róžański M., and Grajcar A., 2022, "Numerical Simulation and Experimental Analysis of Thermal Cycles and Phase Transformation Behavior of Laser-Welded Advanced Multiphase Steel," *Symmetry*, **14**(3), p. 477.
- [112] Zhu D., Zhang P., Tian Z., Chen C., Hua X., Xu S., and Xie X., 2020, "Numerical Study on the Evolution Mechanism of the Crater under a Millisecond Laser," *Applied Sciences*, **10**(24), p. 9054.

- [113] Yan Z., Mei X., Wang W., Pan A., Lin Q., and Huang C., 2019, "Numerical simulation on nanosecond laser ablation of titanium considering plasma shield and evaporation-affected surface thermocapillary convection," *Optics Communications*, **453**, p. 124384.
- [114] Rethfeld B., Ivanov D. S., Garcia M. E., and Anisimov S. I., 2017, "Modelling ultrafast laser ablation," *J. Phys. D: Appl. Phys.*, **50**(19), p. 193001.
- [115] P. Koruba, M. Ćwikła, A. Zakrzewski, P. Jurewicz, J. Reiner, 2020, "Spectral analysis of thermal emission from melt pool during laser material processing," *COMSOL Conference Europe*.
- [116] Czupryński A., Janicki D., Górka J., Grabowski A., Wyględacz B., Matus K., and Karski W., 2022, "High-Power Diode Laser Surface Transformation Hardening of Ferrous Alloys," *Materials (Basel, Switzerland)*, **15**(5).
- [117] Kong F., Santhanakrishnan S., and Kovacevic R., 2013, "Numerical modeling and experimental study of thermally induced residual stress in the direct diode laser heat treatment of dual-phase 980 steel," *Int J Adv Manuf Technol*, **68**(9-12), pp. 2419–2430.
- [118] Ishkinyaev E. D., Khriptovich E. V., Voronov V. D., Petrovskiy V. N., Shiganov I. N., Shchekin A. S., and Gavrikov A. A., 2021, "Modeling of laser surface modification processes of tool steel to predict the temperature distribution and modification zone," *J. Phys.: Conf. Ser.*, **2036**(1), p. 12038.
- [119] Tricarico L., Ancona A., Palumbo G., Sorgente D., Spina R., and Lugarà P. M., 2017, "Discrete spot laser hardening and remelting with a high-brilliance source for surface structuring of a hypereutectoid steel," *Materials & Design*, **115**, pp. 194–202.
- [120] Fakir R., Barka N., and Brousseau J., 2018, "Case study of laser hardening process applied to 4340 steel cylindrical specimens using simulation and experimental validation," *Case Studies in Thermal Engineering*, **11**, pp. 15–25.
- [121] Zhang H., Zhu M., Ji S., Zhang J., and Fan H., 2021, "Numerical simulation and experimental study on laser hardening process of the 42CrMo4 steel," *Advances in Mechanical Engineering*, **13**(9), 168781402110446.
- [122] Mole N., Bojinović M., Koc P., and Štok B., 2018, "Effects of Prior Microstructure and Heating Rate on the Depth of Increased Hardness in Laser Hardening: Comparison of Computer Simulation and Experimental Results," *Metals*, **8**(12), p. 1016.
- [123] Römer G., and Huis in 't Veld A. J., 2010, "Matlab Laser Toolbox," *Physics Procedia*, **5**, pp. 413–419.
- [124] Kik T., 2020, "Heat Source Models in Numerical Simulations of Laser Welding," *Materials (Basel, Switzerland)*, **13**(11).
- [125] Klocke F., Schulz M., and Gräfe S., 2017, "Optimization of the Laser Hardening Process by Adapting the Intensity Distribution to Generate a Top-hat Temperature Distribution Using Freeform Optics," *Coatings*, **7**(6), p. 77.
- [126] Skvarenina S., and Shin Y. C., 2006, "Predictive modeling and experimental results for laser hardening of AISI 1536 steel with complex geometric features by a high power diode laser," *Surface and Coatings Technology*, **201**(6), pp. 2256–2269.
- [127] Kosky P., Balmer R., Keat W., and Wise G., 2013, *Mechanical Engineering, Exploring Engineering*, Elsevier, pp. 259–281.
- [128] Baltes H. P., 1976, *On the Validity of Kirchhoff'S Law of Heat Radiation for a Body in a Nonequilibrium Environment*, Elsevier, pp. 1–25.
- [129] Liverani E., Sorgente D., Ascari A., Scintilla L. D., Palumbo G., and Fortunato A., 2017, "Development of a model for the simulation of laser surface heat treatments with use of a physical simulator," *Journal of Manufacturing Processes*, **26**, pp. 262–268.

- [130] Fortunato A., Orazi L., Cuccolini G., and Ascari A., 2013, "An exhaustive model for the laser hardening of hypo eutectoid steel," *High-Power Laser Materials Processing: Lasers, Beam Delivery, Diagnostics, and Applications II*, SPIE, 86030F.
- [131] COMSOL Multiphysics® v. 6.1, "COMSOL Documentation: Metal Processing Module User's Guide,"
- [132] Sun Y., Weng C., Chen T., and Li W., 1996, "Estimation of Surface Absorptivity and Surface Temperature in Laser Surface Hardening Process," *Japanese Journal of Applied Physics*(35), pp. 3658–3664.
- [133] Shen F. H., Wang H. S., Xu H., Liu W. Q., Münstermann S., and Lian J. H., 2022, "Local Formability of Different Advanced High Strength Steels," *KEM*, **926**, pp. 917–925.
- [134] Raabe D., Sun B., Kwiatkowski Da Silva A., Gault B., Yen H.-W., Sedighiani K., Thouden Sukumar P., Souza Filho I. R., Katnagallu S., Jäggle E., Kürnstener P., Kusampudi N., Stephenson L., Herbig M., Liebscher C. H., Springer H., Zaefferer S., Shah V., Wong S.-L., Baron C., Diehl M., Roters F., and Ponge D., 2020, "Current Challenges and Opportunities in Microstructure-Related Properties of Advanced High-Strength Steels," *Metall Mater Trans A*, **51**(11), pp. 5517–5586.
- [135] Han J., and Lee Y.-K., 2014, "The effects of the heating rate on the reverse transformation mechanism and the phase stability of reverted austenite in medium Mn steels," *Acta Materialia*, **67**, pp. 354–361.
- [136] Soleimani M., Kalhor A., and Mirzadeh H., 2020, "Transformation-induced plasticity (TRIP) in advanced steels: A review," *Materials Science and Engineering: A*, **795**, p. 140023.
- [137] Ding R., Dai Z., Huang M., Yang Z., Zhang C., and Chen H., 2018, "Effect of pre-existed austenite on austenite reversion and mechanical behavior of an Fe-0.2C-8Mn-2Al medium Mn steel," *Acta Materialia*, **147**, pp. 59–69.
- [138] Heemann L., Mostaghimi F., Schob B., Schubert F., Kroll L., Uhlenwinkel V., Steinbacher M., Toenjes A., and Hehl A. von, 2021, "Adjustment of Mechanical Properties of Medium Manganese Steel Produced by Laser Powder Bed Fusion with a Subsequent Heat Treatment," *Materials (Basel, Switzerland)*, **14**(11).
- [139] N. Lun, D.C. Saha, A. Macwan, H. Pan, L. Wang, F. Goodwin, and Y. Zhou, 2017, "Microstructure and mechanical properties of fibre laser welded medium manganese TRIP steel," *Materials & Design*, **131**, pp. 450–459.
- [140] Razmpoosh M. H., Biro E., Goodwin F., and Zhou Y., 2019, "Dynamic Tensile Behavior of Fiber Laser Welds of Medium Manganese Transformation-Induced Plasticity Steel," *Metall Mater Trans A*, **50**(8), pp. 3578–3588.
- [141] Cao Y., Zhao L., Peng Y., Song L., Zhong M., Ma C., and Tian Z., 2020, "Microstructure and Mechanical Properties of Simulated Heat Affected Zone of Laser Welded Medium-Mn Steel," *ISIJ Int.*, **60**(10), pp. 2266–2275.
- [142] Zapf H., Höfemann M., and Emmelmann C., 2020, "Laser welding of additively manufactured medium manganese steel alloy with conventionally manufactured dual-phase steel," *Procedia CIRP*, **94**, pp. 655–660.
- [143] Pischinger S., and Seiffert U., Eds., 2021. *Vieweg Handbuch Kraftfahrzeugtechnik*, 9th ed., Springer Vieweg, Wiesbaden, Heidelberg.
- [144] Yadroitsev I., 2009. *Selective laser melting: Direct manufacturing of 3D-objects by selective laser melting of metal powders*.
- [145] Kruth J.-P., Dadbakhsh S., Vrancken B., Kempen K., Vleugels J., van Humbeeck J., Srivatsan T. S., and Sudarshan T. S., 2016, "Additive Manufacturing of Metals via Selective Laser Melting Process Aspects and Material Developments," 4987-1477, CRC PRESS-TAYLOR & FRANCIS GROUP.
- [146] Hung W., 2020, Post-Processing of Additively Manufactured Metal Parts, *Additive Manufacturing Processes*, ASM International.

- [147] Peachey D. D., Carter C. P., Garcia-Jimenez A., Mukundan A., Leonard D. N., Charpagne M.-A., and Cordero Z. C., 2022, "Directional recrystallization of an additively manufactured Ni-base superalloy," *Additive Manufacturing*, **60**, p. 103198.
- [148] Pawlak A., Dziejczak R., Kasprówicz M., Stopyra W., Kuźnicka B., Chlebus E., Schob B., Zopp C., Kroll L., Kordass R., and Bohlen J., 2023, "Properties of medium-manganese steel processed by laser powder bed fusion: The effect of microstructure in as-built and intercritically annealed state on energy absorption during tensile and impact tests," *Materials Science and Engineering: A*, **870**, p. 144859.
- [149] Yang J., Wang Y.-N., Ruan X.-M., Wang R.-Z., Zhu K., Fan Z.-J., Wang Y.-C., Li C.-B., and Jiang X.-F., 2015, "Effects of Manganese Content on Solidification Structures, Thermal Properties, and Phase Transformation Characteristics in Fe-Mn-Al-C Steels," *Metall Mater Trans B*, **46**(3), pp. 1365–1375.
- [150] Hipp D., Mahrle A., and Beyer E., Eds., 2017. *Dynamic method for determination of coupling efficiencies in laser material processing*.
- [151] Hipp D., Mahrle A., and Beyer E., 2019, "Energy Coupling of Laser Radiation on AISI 304 Stainless Steel: Effect of High Temperatures and Surface Oxidation," *Materials (Basel, Switzerland)*, **12**(17).
- [152] Pansar H., and Kujanpää V., 2004, "Diode laser beam absorption in laser transformation hardening of low alloy steel," *Journal of Laser Applications*, **16**(3), pp. 147–153.
- [153] Laurentowski M., 2023, "Opracowanie stanowiska badawczego oraz pomiar absorpcyjności wiązki podczerwonej na powierzchni materiału w temperaturach wyższych niż pokojowe," praca magisterska, Mechaniczny, Politechnika Wrocławska, promotor: dr Adrian Zakrzewski, konsultant: mgr inż. Przemysław Radkiewicz, Wrocław.
- [154] Pansar H., and Kujanpää V., 2006, "Effect of oxide layer growth on diode laser beam transformation hardening of steels," *Surface and Coatings Technology*, **200**(8), pp. 2627–2633.
- [155] J.B. Leblond, and J. Devaux, 1984, "A new kinetic model for anisothermal metallurgical transformations in steels including effect of austenite grain size," *Acta Metallurgica*, **32**(1), pp. 137–146.
- [156] Donald P. Koistinen, and Richard E. Marburger, 1959, "A general equation prescribing the extent of the austenite-martensite transformation in pure iron-carbon alloys and plain carbon steels," *Acta Metallurgica*, **7**, pp. 59–60.
- [157] Radkiewicz P., Kędzia J., Dziejczak R., and Reiner J., 2022, "Local laser hardening of heat treated medium manganese steel initially processed by laser powder bed fusion (LPBF)," *Journal of Materials Processing Technology*, **302**, p. 117471.
- [158] Radkiewicz P., Laurentowski M., and Reiner J., 2022, "Improvement of laser hardening technology with oscillating beam using multiphysics simulation," *Procedia CIRP*, **111**, pp. 557–561.



## Spis tabel

Tab. 1 Podsumowanie przeglądu technologii laserowej modyfikacji elementów cienkościennych.....	29
Tab. 2 Podstawowe parametry procesu harowania laserowego [74]. .....	43
Tab. 3 Parametry wytwarzania próbek w procesie LPBF .....	71
Tab. 4 Skład chemiczny materiału StaVari.....	71
Tab. 5 Wybrane własności mechaniczne stali StaVari w stanie wyjściowym.....	73
Tab. 6 Podstawowe parametry wykorzystanego systemu obróbki laserowej .....	91
Tab. 7 Wartości parametrów procesu wykorzystywane w badaniu technologii hartowania laserowego .....	94
Tab. 8 Własności mechaniczne materiału lokalnie zahartowanego wyznaczone w próbie statycznego rozciągania.....	100
Tab. 9 Odchylenia temperatur w czasie oscylacji z zadaną częstotliwością w porównaniu do wartości maksymalnej otrzymanej dla ekwiwalentnego rozkładu liniowego .....	112
Tab. 10 Wartości maksymalnych temperatur cykli cieplnych dla skrajnych wartości współczynnika konwekcji.....	115
Tab. 11 Wyniki porównania temperatur maksymalnych w punktach pomiarowych dla eksperymentu i symulacji dla materiału teoretycznego i stałego współczynnika absorpcyjności równego 0,75 .....	117
Tab. 12 Wartości błędów względnych symulacyjnego wyznaczenia czasu $t_{8/5}$ dla materiału teoretycznego i stałego współczynnika absorpcyjności równego 0,75.....	118
Tab. 13 Wyniki porównania temperatur maksymalnych w punktach pomiarowych dla eksperymentu i symulacji dla materiału rzeczywistego i stałego współczynnika absorpcyjności równego 0,84 .....	119
Tab. 14 Wartości błędów względnych symulacyjnego wyznaczenia czasu $t_{8/5}$ dla materiału rzeczywistego i stałego współczynnika absorpcyjności równego 0,84 .....	120
Tab. 15 Zależności współczynnika absorpcyjności od temperatury badane w symulacji parametrycznej .....	121
Tab. 16 Wyniki porównania temperatur maksymalnych w punktach pomiarowych dla eksperymentu i symulacji dla materiału rzeczywistego i temperaturowo zależnego współczynnika absorpcyjności	122
Tab. 17 Wartości błędów względnych symulacyjnego wyznaczenia czasu $t_{8/5}$ dla materiału rzeczywistego i temperaturowo zależnego współczynnika absorpcyjności.....	122
Tab. 18 Szerokości obszaru umocnionego dla badanych parametrów procesowych wyznaczone na podstawie pomiarów eksperymentalnych oraz symulacji numerycznej opartej o temperaturę maksymalną.....	125
Tab. 19 Wartości zmierzonych prędkości nagrzewania i temperatur austenitizacji odpowiadających wybranym punktom zmiany stopnia umocnienia materiału .....	130

Tab. 20 Wyniki pomiarów szerokości obszaru umocnionego wyznaczonego symulacyjnie na podstawie temperatur $A_{c1}$ i $A_{c3}$ wraz z błędami predykcji w porównaniu do wyników eksperymentalnych .....	131
Tab. 21 Wartości wstępne funkcji $\xi$ oraz $\tau$ dla krzywej odpowiadającej przemianie ferrytycznej w modelu Leblonda-Devouxa.....	137
Tab. 22 Dobrane wartości funkcji $\xi$ i $\tau$ dla przemiany ferrytycznej w modelu Leblonda-Devouxa dla stali StaVari.....	140
Tab. 23 Dobrane wartości funkcji $\xi$ i $\tau$ dla przemiany perlitycznej w modelu Leblonda-Devouxa dla stali StaVari .....	140
Tab. 24 Dobrane wartości funkcji $\xi$ i $\tau$ dla przemiany bainitycznej w modelu Leblonda-Devouxa dla stali StaVari.....	141
Tab. 25 Dobrane wartości parametrów przemiany martenzytycznej dla modelu Koistinen-Marburgera dla stali StaVari.....	141
Tab. 26 Wartości funkcji K i L do opisu przemiany ferrytu w austenit w modelu Leblonda-Devouxa [155] .....	142
Tab. 27 Wyniki pomiarów szerokości obszaru umocnionego wyznaczonego symulacyjnie na podstawie wykres CTPc wraz z błędami predykcji w porównaniu do wyników eksperymentalnych .	144
Tab. 28 Zbiorcze wyniki dokładności symulacyjnego wyznaczenia szerokości obszaru umocnionego dla różnych modeli umocnienia (brak wartości oznacza brak podstaw wyliczenia wartości błędu) .....	147

## Spis rysunków

Rys. 1 Przykładowe cykle cieplne otrzymywane w wyniku hartowania laserowego [13].....	17
Rys. 2 Próbka rozciągana z lokalnymi strefami zahartowanymi wraz z analizą odkształcenia względnego w oznaczonych obszarach [18].....	18
Rys. 3 Tworzenie siatki umocnień za pomocą technologii hartowania laserowego na elemencie tłoczonym [19].....	18
Rys. 4 Element z siatką umocnienia przed i po procesie tłoczenia [21] .....	19
Rys. 5 Proces odpuszczania laserowego: a) reprezentacja procesu z oznaczeniem przykładowych miejsc pomiaru twardości, b) rozkład twardości w poprzek obszaru hartowanego z widocznym spadkiem poziomu twardości [23] .....	20
Rys. 6 Porównanie zaabsorbowanej energii w czasie deformacji przez element po globalnym odpuszczaniu oraz elementy z lokalnymi obszarami odpuszczonymi w wyniku obróbki laserowej: a) krzywe absorpcji energii, b) porównanie symulacji oraz rzeczywistego odkształcenia [7].....	21
Rys. 7 Sposoby wykorzystania obróbki laserowej do wytwarzania elementów typu Tailored Blanks [26] .....	21
Rys. 8 Cykl produkcyjny elementu typu Tailored Blank uwzględniający wykorzystania obróbki laserowej [29].....	22
Rys. 9 Schemat procesu umacniania laserowego z przedstawieniem geometrii przetopu oraz odpowiadającego mu typowego rozkładu twardości [33] .....	23
Rys. 10 Przykłady aplikacji technologii przetapiania laserowego dla stalowych elementów cienkościennych [33] .....	23
Rys. 11 Umacnianie dźwigara siedziska samochodowego; a) element na stanowisku obróbki laserowej, b) geometria wykonywanych umocnień [36] .....	24
Rys. 12 Element hartowany w prasie z dodatkowymi wzmocnieniami wytworzonymi technologią napawania laserowego [41] .....	25
Rys. 13 Wzór ścieżki odpuszczania w modelu symulacji dynamiki nieliniowej oraz ścieg utworzony poprzez odpuszczanie laserowe na elemencie przeznaczonym do testów zderzeniowych [7].....	26
Rys. 14 Sposoby modelowania lokalnych umocnień w symulacji dynamiki nieliniowej. SP - strefa przetopu, SWC - strefa wpływu ciepła, MB - materiał bazowy [33].....	26
Rys. 15 Wyznaczony symulacyjnie proponowany sposób umocnienia elementów rurowych w oparciu o: a) maksymalne odkształcenie plastyczne, b) maksymalne naprężenia główne [33] .....	27
Rys. 16 Symulacyjnie wyznaczona geometria umocnienia przetapianiem dla obciążonego elementu z otworem przy podstawie: a) odkształcenie bez umocnienia, b) proponowana geometria umocnienia, c) odkształcenie elementu z umocnieniami [43].....	27

Rys. 17 Proponowane wzory umocnienia dla trzech metod określania ich optymalnego rozkładu: a) w oparciu o naprężenia główne, b) w oparciu o wyniki optymalizacji topologicznej, c) w oparciu o odkształcenia plastyczne [8].....	27
Rys. 18 Propozycja sposobu umocnienia o złożonej geometrii na profilu cienkościennym: a) odkształcenia plastyczne profilu w czasie trójpunktowego zginania, b) proponowany na podstawie odkształceń rozkład umocnienia materiału [8] .....	28
Rys. 19 Schemat procesu u technologiczniania złożonych umocnień: 1,2 – podejście tradycyjne, 3 - przedmiot niniejszej pracy, 4 – potencjalny kierunek dalszych badań nad technologią hartowania ...	30
Rys. 20 Zależność stopnia absorpcyjności (%) promieniowania od długości fali dla wybranych stopów metali [53] .....	33
Rys. 21 Zależność współczynnika emisyjności od rodzaju oraz stanu powierzchni materiału (wsp. emisyjności jest bezpośrednio powiązana ze wsp. absorpcyjności) [54] .....	34
Rys. 22 Gęstość mocy i czas interakcji dla różnych rodzajów laserowej obróbki materiałów [56].....	36
Rys. 23 Przebieg cyklu cieplnego dla procesu hartowania z zaznaczeniem przemian austenitu w martenzyt [12] .....	37
Rys. 24 Schemat procesu hartowania wiązką laserową .....	37
Rys. 25 Intensywności wiązki i odpowiadające im pola temperatur dla a) wiązki gaussowskiej, b) wiązki o przekroju prostokątnym [61].....	38
Rys. 26 Element kształtujący wiązkę PiShaper wraz ze schematem wewnętrznego układu optycznego [63] .....	40
Rys. 27 Przykład swobodnie ukształtowanej optyki bazującej na obliczeniach numerycznych [61] ....	40
Rys. 28 Przykład homogenizera wiązki wykorzystującego soczewkę segmentową [69].....	41
Rys. 29 Ekwiwalentne rozkłady gęstości mocy uzyskane za poprzez oscylacje wiązki podstawowej po określonej trajektorii [15].....	41
Rys. 30 Przekrój poprzeczny obszaru zahartowanego w postaci zglądu metalograficznego: (a) obraz z mikroskopu optycznego z prostokątnym zaznaczeniem ocenianego obszaru oraz (b) kształt obszaru zahartowanego z obrazu (a) [99].....	45
Rys. 31 Schemat rozkładu punktów pomiarowych na przekroju hartowanego elementu [23].....	46
Rys. 32 Analiza mikrostruktury poszczególnych stref elementu hartowanego [14] .....	46
Rys. 33 Próbkę do badań własności wytrzymałościowych strefy lokalnie umocnionej przetopieniem [33] .....	47
Rys. 34 Walidacja wyników symulacyjnych w oparciu o cykle cieplne zarejestrowane z wykorzystaniem termopar: a) lokalizacje punktów przygrzania termopar, b) cykle cieplne zarejestrowane eksperymentalnie oraz pozyskane z symulacji [46] .....	56

Rys. 35 Przykład walidacji wyników symulacyjnych w oparciu o porównanie z obrazem zgiętu trawionego [44].....	57
Rys. 36 Schemat podstawowej obróbki cieplnej w czasie konwekcyjnego wytwarzania stali średniomanganowych [136].....	61
Rys. 37 Przebieg obróbki cieplnej stali średniomanganowej o drobnoziarnistej strukturze [137].....	62
Rys. 38 Uproszczony schemat prac prowadzonych w ramach zagadnienia badawczego.....	67
Rys. 39 Szczegółowy schemat prac dot. charakteryzacji materiałowej .....	67
Rys. 40 Szczegółowy schemat eksperymentalnych badań procesowych.....	68
Rys. 41 Poglądowy schemat symulacyjnych badań procesowych .....	69
Rys. 42 Etapy procesu wytwórczego próbek z uwzględnieniem końcowego procesu hartowania laserowego .....	71
Rys. 43 Wykres XRD badanej stali StaVari w stanie bezpośrednio po procesie LPBF oraz po obróbce cieplnej. ....	72
Rys. 44 Obraz SEM badanej stali StaVari: a) w stanie as-built, wykazującą mikrostrukturę martenzytyczną; b) po wyżarzaniu międzykrytycznym w 670 °C przez 1 h - odpuszczony martenzyt i ziarna austenitu szczątkowego (zaznaczone strzałkami).....	72
Rys. 45 Geometria próbki do badań wytrzymałościowych wg ASTM E8 - wartiant subsize .....	73
Rys. 46 Wykres równowagowy dla stali StaVari wyznaczony w programie ThermoCalc na podstawie zmierzonego składu chemicznego.....	75
Rys. 47 Wykres CTPc obliczony symulacyjnie dla stali StaVari .....	76
Rys. 48 Wykres zależności gęstości materiału ot temperatury dla materiału teoretycznego .....	76
Rys. 49 Pojemność cieplna materiału teoretycznego StaVari wyznaczona obliczeniowo na podstawie składu chemicznego .....	77
Rys. 50 Przebieg przewodności cieplnej dla materiału teoretycznego StaVari dobrany na podstawie [149] .....	77
Rys. 51 Urządzenie STA 2500 Regulus do wstępnej analizy termogravimetrycznej: a) stanowisko pomiarowe, b) naczynka do precyzyjnego ważenia próbek w wysokich temperaturach.....	79
Rys. 52 Badanie dyfuzyjności cieplnej metodą DSC: a) schemat układu pomiarowego [NETZSCH], b) uchwyt na próbki, c) próbki wycięte z materiału docelowego.....	80
Rys. 53 Stanowisko pomiarowe do wyznaczania pojemności cieplnej: a) mikrokalorymetr różnicowy skaningowy NETZSCH DSC 404 F1 Pegasus, b) schemat urządzenia pomiarowego [NETZSCH] .....	80
Rys. 54 Wyniki pomiaru pojemności cieplnej materiału StaVari .....	81
Rys. 55 Badanie gęstości materiału metodą podwójnego ważenia: a) waga precyzyjna Sartorius, b) ważenie próbki w wodzie .....	82

Rys. 56 Badanie rozszerzalności cieplnej: a) dylatometr NETZSCH DIL 402C, b) próbki do badań wycięte z materiału docelowego.....	82
Rys. 57 Wydłużenie względne materiału StaVari w zależności od temperatury.....	83
Rys. 58 Wykres gęstości materiału StaVari w zależności od temperatury .....	83
Rys. 59 Stanowisko do pomiaru dyfuzyjności cieplnej: a) urządzenie NETZSCH LFA 427, b) schemat układu pomiarowego [NETZSCH] .....	84
Rys. 60 Schemat przeprowadzenia pomiaru dyfuzyjności cieplnej: a) układ pomiarowy [NETZSCH], b) próbki wycięte z materiału docelowego .....	84
Rys. 61 Wyniki pomiaru dyfuzyjności cieplnej materiału StaVari.....	85
Rys. 62 Zależność przewodności cieplnej od temperatury dla materiału StaVari. Linia przerywaną zaznaczono interpolację liniową wyników dla wartości z zakresu początku i końca przemiany austenitycznej.....	85
Rys. 63 Schemat układu do pomiaru stopnia absorpcyjności próbki w podwyższonych temperaturach: 1) próbka pomiarowa, 2) sfera całkująca, 3) wiązka laserowa nagrzewająca próbkę, 4) pointer laserowy małej mocy skierowany na próbkę, 5) układ termopar, 6) miernik mocy optycznej. ....	87
Rys. 64 Wynik pomiarów kaustyki wiązki laserowej uformowanej przez układ optyczny głowicy skanującej PFO33-2. ....	91
Rys. 65 Rozkład gęstości mocy: a) w ognisku wiązki, b) w płaszczyźnie leżącej 100 mm poniżej ogniska wiązki (prezentowane wartości względne intensywności).....	91
Rys. 66 Układ stanowiska do procesu hartowania laserowego .....	92
Rys. 67 Zmiana zakresu wychylenia wiązki do wartości zadanej (w płaszczyźnie ogniskowania) w przypadku pracy poza ogniskiem [Wavelength Opto-Electronic (S) Pte Ltd] .....	92
Rys. 68 Schemat konfiguracji: 1 – nadmuchiwanie gazu, 2 - imadło, 3 - próbka.....	93
Rys. 69 Sposób mocowania próbki: 1 - w imadle, 2 - poza imadłem.....	93
Rys. 70 Schemat umiejscowienia termopar.....	94
Rys. 71 Schemat procesu na potrzeby badań parametrycznych: a) kształt obszaru hartowanego, b) lokalizacja pomiaru twardości .....	95
Rys. 72 Wybrane zestawy mocy oraz prędkości prowadzenia procesu dla eksperymentalnego doboru parametrów procesu hartowania laserowego.....	95
Rys. 73 Przebieg twardości w głąb próbki dla wybranych zestawów parametrów procesowych .....	96
Rys. 74 Lokalizacja płaszczyzny i punktów pomiaru twardości na próbce hartowanej .....	97
Rys. 75 Wyniki pomiarów twardości na przekroju poprzecznym dla parametrów: a) $v=0,5$ mm/s, $P=200$ W; b) $v=1$ mm/s, $P=300$ W; c) $v=2$ mm/s, $P=400$ W; d) $v=3$ mm/s, $P=500$ W .....	97
Rys. 76 Ocena efektywności hartowania: a) metoda pomiaru średniej wartości twardości; b) porównanie średnich wartości twardości i efektywności hartowania.....	98

Rys. 77 Mikrostruktura materiału próbki po procesie lokalnego hartowania: a) zgiąd trawiony (FHZ - strefa pełnego zahartowania, PHZ - strefa przejściowa częściowego zahartowania, BM - materiał bazowy), b) mikrostruktura obszaru FHZ, c) mikrostruktura obszaru PHZ, d) mikrostruktura obszaru BM .....	99
Rys. 78 Lokalizacja próbki do rozciągania względem hartowanej geometrii .....	99
Rys. 79 Wyniki próby statycznego rozciągania: a) próbki pomiarowe po badaniu, b) przebieg naprężenia od odkształcenia w czasie próby statycznego rozciągania .....	100
Rys. 80 Zarejestrowane cykle cieplne w wybranych punktach pomiarowych dla zestawów parametrów: a) $v=0,5$ mm/s, $P=200$ W; b) $v=1$ mm/s, $P=300$ W; c) $v=2$ mm/s, $P=400$ W; d) $v=3$ mm/s, $P=500$ W .....	101
Rys. 81 Mapy rozkładu twardości na przekroju próbki dla zestawu parametrów: a) $v = 0,5$ mm/s, $P = 200$ W; b) $v = 1$ mm/s, $P = 300$ W; c) $v = 2$ mm/s, $P = 400$ W; d) $v = 3$ mm/s, $P=500$ W .....	102
Rys. 82 Geometria modelu symulacyjnego z wyszczególnieniem punktów wirtualnych termopar ...	106
Rys. 83 Przyjęte w symulacji wartości gęstości w zależności od temperatury.....	107
Rys. 84 Przyjęte w symulacji wartości przewodności cieplnej w zależności od temperatury.....	107
Rys. 85 Przyjęte w symulacji wartości pojemności cieplnej w zależności od temperatury.....	108
Rys. 86 Schemat prac symulacyjnych dotyczących wyznaczenia i weryfikacji zastosowania liniowego rozkładu ekwiwalentnego .....	109
Rys. 87 Schemat pozyskania ekwiwalentnego rozkładu liniowego wiązki roboczej .....	109
Rys. 88 Schemat weryfikacyjnego procesu hartowania wiązką oscylującą (wycinek z pełnej geometrii modelu z widokiem na strefę obróbki laserowej).....	111
Rys. 89 Wykres przebiegu temperatur w punktach P1 oraz P2 w czasie oscylacji dla różnych częstotliwości oraz wiązki liniowej. Strzałkami oznaczono punkty kontrolne, dla których porównywano wartości temperatur wiązki oscylującej z wiązką liniową .....	111
Rys. 90 Porównanie wielkości i rodzajów siatki elementów skończonych na fragmencie geometrii.	113
Rys. 91 Zależność czasu obliczeń oraz kontrolnej wartości temperatury od typu oraz wielkości siatki MES.....	114
Rys. 92 Porównanie cykli cieplnych zarejestrowanych w czasie pomiarów procesu rzeczywistego dla parametrów 1 mm/s, 300 w oraz cykli cieplnych wyliczonych symulacyjnie dla materiału teoretycznego wraz z prezentacją odczytu pożądaných wartości. ....	117
Rys. 93 Porównanie cykli cieplnych wyliczonych symulacyjnie dla materiału rzeczywistego oraz otrzymanych w czasie pomiarów eksperymentalnych.....	119
Rys. 94 Zakres badanych symulacyjnie zależności współczynnika absorpcyjności od temperatury...	121
Rys. 95 Wykresy przebiegu twardości i symulacyjnie wyznaczonej temperatury maksymalnej na przekroju środkowym i głębokości -0,6 mm, dla parametrów procesu 1 mm/s 300 W. ....	124



Rys. 96 Wyniki pomiaru obszaru umocnionego dla procesu o parametrach 0,5 mm/s, 200 W: a) eksperymentalne pomiary twardości, b) symulacyjnie wyznaczone obszary umocnienia pełnego i częściowego w oparciu o temperatury maksymalne .....	126
Rys. 97 Wyniki pomiaru obszaru umocnionego dla procesu o parametrach 1 mm/s, 300 W: a) eksperymentalne pomiary twardości, b) symulacyjnie wyznaczone obszary umocnienia pełnego i częściowego w oparciu o temperatury maksymalne .....	126
Rys. 98 Wyniki pomiaru obszaru umocnionego dla procesu o parametrach 2 mm/s, 400 W: a) eksperymentalne pomiary twardości, b) symulacyjnie wyznaczone obszary umocnienia pełnego i częściowego w oparciu o temperatury maksymalne .....	127
Rys. 99 Wyniki pomiaru obszaru umocnionego dla procesu o parametrach 3 mm/s, 500 W: a) eksperymentalne pomiary twardości, b) symulacyjnie wyznaczone obszary umocnienia pełnego i częściowego w oparciu o temperatury maksymalne .....	127
Rys. 100 Maksymalna temperatura i maksymalna prędkość nagrzewania w przekroju poprzecznym na głębokości -0,6 mm dla procesu z parametrami 1 mm/s, 300 W. Linią przerywaną zaznaczono granice strefy przejściowej odpowiadające początkowi i końcowi austenitacji.....	129
Rys. 101 Opracowany na podstawie otrzymanych wyników wykres zależności temperatur austenitacji od prędkości nagrzewania.....	130
Rys. 102 Wyniki pomiaru obszaru umocnionego dla procesu o parametrach 0,5 mm/s, 200 W: a) eksperymentalne pomiary twardości, b) symulacyjnie wyznaczone obszary umocnienia pełnego i częściowego w oparciu o temperatury $A_{c1}$ i $A_{c3}$ .....	132
Rys. 103 Wyniki pomiaru obszaru umocnionego dla procesu o parametrach 1 mm/s, 300 W: a) eksperymentalne pomiary twardości, b) symulacyjnie wyznaczone obszary umocnienia pełnego i częściowego w oparciu o temperatury $A_{c1}$ i $A_{c3}$ .....	132
Rys. 104 Wyniki pomiaru obszaru umocnionego dla procesu o parametrach 2 mm/s, 400 W: a) eksperymentalne pomiary twardości, b) symulacyjnie wyznaczone obszary umocnienia pełnego i częściowego w oparciu o temperatury $A_{c1}$ i $A_{c3}$ .....	133
Rys. 105 Wyniki pomiaru obszaru umocnionego dla procesu o parametrach 3mm/s, 500W: a) eksperymentalne pomiary twardości, b) symulacyjnie wyznaczone obszary umocnienia pełnego i częściowego w oparciu o temperatury $A_{c1}$ i $A_{c3}$ .....	133
Rys. 106 Krzywa odpowiadająca przemianie ferrytycznej z wykresu CTPc.....	137
Rys. 107 Krzywa otrzymana w oprogramowaniu COMSOL na podstawie wstępnych zależności funkcji $\xi$ oraz $\tau$ . Linia punktowa - krzywa obliczona, linia łamana - krzywa referencyjna.....	138
Rys. 108 Krzywa reprezentująca przemianę ferrytyczną obliczona na podstawie wartości parametrów z Tab. 21, ze zmianą parametru: a) $\tau(462\text{ }^\circ\text{C})=1000$ , b) $\tau(462\text{ }^\circ\text{C})=20000$ , c) $\tau(779\text{ }^\circ\text{C})=1000$ , d) $\tau(779\text{ }^\circ\text{C})=20000$ .....	139

Rys. 109 Dopasowanie wykresu przemiany ferrytycznej na podstawie dobranych wartości funkcji .	140
Rys. 110 Kompletny wykres CTPc wykreślony w programie COMSOL na podstawie dobranych parametrów modeli Leblonda-Devouxa (przemiany ferrytyczna, perlityczna i bainityczna) oraz Kostinena-Marburgera (przemiana martenzytyczna). Krzywe punktowe – wg obliczeń, krzywe łamane – referencja. ....	141
Rys. 111 Przebieg pojemności cieplnej z zaznaczonym obszarem odpowiadającym ciepłu przemiany fazowej ferryt-austenit.....	142
Rys. 112 Wyniki pomiaru obszaru umocnionego dla procesu o parametrach 0,5 mm/s, 200 W: a) eksperymentalne pomiary twardości, b) symulacyjnie wyznaczone obszary umocnienia pełnego i częściowego w oparciu o wykres CTPc.....	144
Rys. 113 Wyniki pomiaru obszaru umocnionego dla procesu o parametrach 1 mm/s, 300 W: a) eksperymentalne pomiary twardości, b) symulacyjnie wyznaczone obszary umocnienia pełnego i częściowego w oparciu o wykres CTPc.....	145
Rys. 114 Wyniki pomiaru obszaru umocnionego dla procesu o parametrach 2 mm/s, 400 W: a) eksperymentalne pomiary twardości, b) symulacyjnie wyznaczone obszary umocnienia pełnego i częściowego w oparciu o wykres CTPc.....	145
Rys. 115 Wyniki pomiaru obszaru umocnionego dla procesu o parametrach 3 mm/s, 500 W: a) eksperymentalne pomiary twardości, b) symulacyjnie wyznaczone obszary umocnienia pełnego i częściowego w oparciu o wykres CTPc.....	146
Rys. 116 Wyniki symulacji procesu hartowania opartego o dwuparametryczny model umocnienia dla głównych parametrów procesowych (P = 300 W, v = 1 mm/s): a) widok izometryczny, b) przekrój w osi wzdłużnej próbki, c) widok powierzchni górnej, d) widok powierzchni dolnej .....	149
Rys. 117 Wyniki symulacji procesu hartowania opartego o dwuparametryczny model umocnienia dla parametrów procesowych P = 200 W, v = 0,5 mm/s: a) widok izometryczny, b) przekrój w osi wzdłużnej próbki .....	150
Rys. 118 Wyniki symulacji procesu hartowania opartego o dwuparametryczny model umocnienia dla parametrów procesowych P = 400 W, v = 2 mm/s: a) widok izometryczny, b) przekrój w osi wzdłużnej próbki .....	150
Rys. 119 Wyniki symulacji procesu hartowania opartego o dwuparametryczny model umocnienia dla parametrów procesowych P = 500 W, v = 3 mm/s: a) widok izometryczny, b) przekrój w osi wzdłużnej próbki .....	151
Rys. 120 Przekrój poprzeczny w odległości 60mm od punktu rozpoczęcia procesu z parametrami głównymi: a) rozkład maksymalnych prędkości nagrzewania w obszarze umocnionym, b) rozkład twardości na oznaczonych liniach pomiarowych .....	152

Rys. 121 Profil cienkościenny typu crashbox: a) założona geometria, b) elementy wytworzone generatywnie w technologii LPBF .....	154
Rys. 122 Wytyczne odnośnie lokalizacji i geometrii lokalnych umocnień uwzględniających obszary przejściowe wzrostu twardości na przykładzie ściany bocznej profilu docelowego .....	154
Rys. 123 Wyniki pomiaru twardości dla próbki wykonanej z liniowym spadkiem do 65 % mocy nominalnej na odcinku końcowym długości 25 mm. ....	155
Rys. 124 Próbka wykonana z parametrami uwzględniającymi liniowy spadek mocy w końcowej części hartowanego obszaru.....	155
Rys. 125 Lokalne umocnienia wykonane na cienkościennym profilu typu crashbox wytworzonym w technologii LPBF: a) strona wierzchnia, b) strona boczna, c) strona spodnia. ....	156
Rys. 126 Symulacyjnie wyznaczony kształt strefy umocnionej dla przebiegu z końcowym spadkiem mocy: a) widok z góry, b) widok z dołu .....	156
Rys. 127 Porównanie przebiegów twardości wzdłużnej z symulacyjnie wyznaczonymi przebiegami umocnienia w próbce wykonanej z liniowym spadkiem do 65 % mocy nominalnej na odcinku końcowym długości 25 mm, dla pomiaru na głębokości: a) -0,6 mm, b) -1,2 mm, c) -1,8 mm. ....	157
Rys. 128 Schemat wirtualnej regulacji PI.....	158
Rys. 129 Przebiegi mocy wiązki oraz temperatury maksymalnej na powierzchni dla procesu ze stałą oraz obliczoną symulacyjnie wartością mocy wiązki.....	158
Rys. 130 Wyniki przebiegu twardości wzdłuż obszaru hartowanego na różnych głębokościach: a) dla procesu ze stałymi parametrami, b) dla procesu z parametrami wyznaczonymi na podstawie symulacji z regulacją PI.....	159
Rys. 131 Podstawowe okno aplikacji symulacyjnej procesu hartowania laserowego .....	160
Rys. 132 Rozkłady gęstości mocy możliwe do wykorzystania w aplikacji symulacyjnej: a) równomierna moc w całym zakresie oscylacji, b) moc zwiększona o 30 % w punktach maksymalnej amplitudy oscylacji .....	161
Rys. 133 Przykładowe wyznaczenie objętości nagrzanej powyżej progu 700 °C dla wybranych parametrów wejściowych. ....	161