

Joanna Radziejewska

# Laserowa modyfikacja właściwości warstwy wierzchniej wspomagana nagniataniem



INSTYTUT PODSTAWOWYCH PROBLEMÓW TECHNIKI  
POLSKIEJ AKADEMII NAUK

WARSZAWA 2011

ISBN 978-83-89687-70-8  
ISSN 0208-5658

Redaktor Naczelny:  
Prof. dr hab. Zbigniew Kotulski

Recenzent:  
Prof. dr hab. inż. Adam Ruszaj

Praca wpłynęła do Redakcji w listopadzie 2011 roku

---

Instytut Podstawowych Problemów Techniki PAN

Nakład: 100 egz. Ark. Wyd: 20

---

Druk Instytut Podstawowych Problemów Techniki PAN, ul. Pawińskiego 5b, Warszawa

## Spis treści

Wykaz ważniejszych definicji, skrótów i stosowanych oznaczeń .....	10
1. Geneza tematu i stan wiedzy .....	13
1.1. Geneza tematu .....	13
1.2. Laserowe technologie modyfikacji materiałów .....	16
1.2.1. Zjawiska fizyczne towarzyszące modyfikacji laserowej z przetopieniem.....	18
1.2.2. Technologie laserowe modyfikacji warstwy wierzchniej.....	23
1.2.3. Właściwości warstw modyfikowanych laserowo z przetopieniem.....	28
1.2.4. Właściwości eksploatacyjne .....	47
1.3. Modelowanie laserowej obróbki z przetopieniem .....	52
1.3.1. Modele procesu przetapiania laserowego.....	52
1.3.2. Wielkość i kształt strefy przetopionej.....	57
1.4. Nagniatanie powierzchniowe .....	64
1.4.1. Procesy fizyczne i stan warstwy wierzchniej po nagniataniu .....	65
1.4.2. Właściwości użytkowe warstw nagniatanych powierzchniowo .....	70
1.4.3. Klasyfikacja sposobów nagniatania.....	71
1.4.4. Nagniatanie w podwyższonej temperaturze.....	74
1.5. Podsumowanie analizy stanu zagadnienia .....	76

2. Koncepcja powierzchniowej obróbki laserowej wspomaganej nagniataniem .....	79
2.1. Stanowisko do obróbki laserowej.....	83
2.2. Dobór metod nagniatania.....	84
2.3. Materiały i przygotowanie próbek.....	85
2.4. Metody oceny stanu warstwy wierzchniej.....	88
2.5. Metodyka badań.....	91
3. Analiza pola temperatury w strefie obróbki - badania własne.....	97
3.1. Analiza wiązki laserowej.....	98
3.2. Model matematyczny procesu przetapiania laserowego.....	100
3.3. Wyniki obliczeń pola temperatury w procesie przetapiania laserowego.....	108
3.3.1. Badania temperatury dla różnych prędkości skanowania.....	109
3.3.2. Badania rozkładu temperatury przy ruchu oscylacyjnym.....	112
3.4. Weryfikacja doświadczalna modelu obróbki laserowej.....	120
3.4.1. Badania kształtu strefy przetopienia.....	120
3.4.2. Weryfikacja doświadczalna rozkładu temperatury metodą termowizyjną.....	122
3.5. Analiza wyników badań eksperymentalnych i modelu obróbki laserowej.....	123
3.6. Model fizyczny procesu przetapiania powierzchni w obecności tlenu.....	133
3.7. Analiza temperatury w obszarze nagniatania .....	139
3.8. Wnioski.....	141



4. Obróbka hybrydowa z zastosowaniem nagniatania ślizgowego.....	143
4.1. Stanowisko obróbkowe.....	143
4.2. Badania wstępne obróbki hybrydowej .....	146
4.2.1. Hartowanie przetopieniowe stali 45 z nagniataniem ślizgowym .....	147
4.2.2. Stopowanie laserowe wspomagane nagniataniem ślizgowym .....	156
4.3. Badania wpływu parametrów obróbki hybrydowej na zgniot powierzchniowy i topografię powierzchni .....	162
4.3.1. Wyniki badań mikrostruktury i wielkości strefy zgniotu po obróbce hybrydowej z nagniataniem ślizgowym.....	163
4.3.2. Badania struktury geometrycznej powierzchni po stopowaniu laserowym z nagniataniem ślizgowym .....	176
4.4. Analiza wyników badań .....	184
5. Obróbka hybrydowa z zastosowaniem nagniatania tocznego .....	187
5.1. Stanowisko do nagniatana tocznego powierzchni płaskich .....	187
5.2. Wpływ parametrów obróbki hybrydowej z nagniataniem tocznym na stan warstwy wierzchniej .....	193
5.2.1. Mikrostruktura i wielkości strefy zgniotu po obróbce hybrydowej .....	194
5.2.2. Struktura geometryczna powierzchni po obróbce hybrydowej .....	204
5.3. Wnioski.....	212

6. Obróbka hybrydowa z zastosowaniem mikro-młoteczkowania.....	215
6.1. Stanowisko do mikro-młoteczkowania.....	215
6.2. Badania oddziaływań pojedynczych mikro-młoteczków z obrabianą powierzchnią.....	218
6.3. Badania wstępne na przykładzie hartowania laserowego połączonego z mikro-młoteczkowaniem.....	224
6.4. Wpływ parametrów stopowania laserowego wspomaganego mikro-młoteczkowaniem na stan warstwy wierzchniej.....	228
6.4.1. Mikrostruktura i wielkość strefy odkształceń plastycznych po obróbce hybrydowej.....	230
6.4.2. Struktura geometryczna powierzchni po obróbce hybrydowej.....	244
7. Wybrane właściwości warstw po obróbce hybrydowej.....	255
7.1. Naprężenia własne warstwy wierzchniej po obróbce hybrydowej.....	255
7.1.1. Wyniki pomiarów makronaprężeń własnych dla laserowej i hybrydowej obróbki wielościeżkowej.....	256
7.1.2. Badania makronaprężeń własnych i austenitu szczątkowego po obróbce hybrydowej z zastosowaniem różnych metod nagniatania.....	259
7.2. Sztywność kontaktowa po obróbce hybrydowej.....	264
7.2.1. Stanowisko do badań odkształceń kontaktowych.....	265
7.2.2. Charakterystyka badanych powierzchni.....	267
7.2.3. Wyniki badań sztywności kontaktowej po obróbce hybrydowej z mikro-młoteczkowaniem.....	268
7.2.4. Wnioski z badań.....	271

7.3. Badania odporności na zużycie erozyjne po obróbce hybrydowej.....	273
7.3.1. Stanowisko do badań zużycia erozyjnego.....	274
7.3.2. Wyniki badań odporności erozyjnej po obróbce hybrydowej dla różnych sposobów nagniatania.....	275
7.3.3. Analiza wyników.....	286
7.4. Badania odporności na zużycie ściernie po obróbce hybrydowej.....	289
7.4.1. Metody badań.....	289
7.4.2. Wyniki badań trybologicznych.....	289
7.4.3. Wnioski.....	299
8. Analiza końcowa wyników badań i wnioski.....	301
8.1. Analiza końcowa wyników badań.....	301
8.2 Wnioski końcowe.....	307
Literatura.....	309

## Streszczenie

Praca zawiera wyniki badań teoretycznych i eksperymentalnych nad nową hybrydową obróbką metali i stopów, polegającą na laserowej modyfikacji warstwy wierzchniej połączonej z nagniataniem. Idea obróbki hybrydowej oparta jest na laserowym ulepszaniu warstwy wierzchniej i wygładzaniu jej powierzchni poprzez plastyczne odkształcanie w wysokiej temperaturze—oraz redukcji rozciągających naprężeń w warstwie wierzchniej poprzez obróbkę plastyczną w niskiej temperaturze. Zarówno laserowa modyfikacja warstwy wierzchniej, jak i nagniatanie na gorąco i nagniatanie na zimno, wykonywane są w jednym przejściu na stanowisku laserowym.

Przedstawiono wyniki obliczeń rozkładu temperatury w strefie obróbki, który umożliwia wyznaczenie stref nagniatania na gorąco i na zimno. Zaproponowano model procesu topnienia z uwzględnieniem oddziaływania tlenu, wyjaśniający rozbieżności wyników teoretycznych i doświadczalnych dotyczących grubości strefy przetopienia.

W ramach pracy opracowano projekt stanowiska do powierzchniowego mikro-nagniatnia powierzchni metodą ślizgową, toczną i mikro-młoteczkowaniem, przystosowanych do pracy na obrabiarce laserowej. Przeprowadzono badania stanu warstwy wierzchniej po obróbce hybrydowej. Przedstawiono analizę struktury geometrycznej powierzchni, mikrostruktury materiału oraz naprężeń własnych. Wyznaczono związki pomiędzy najistotniejszymi cechami wytworzonej warstwy wierzchniej a parametrami obróbki hybrydowej.

Ponadto praca zawiera wyniki badań wybranych właściwości użytkowych modyfikowanych warstw: odporności na zużycie erozyjne, ścierne i sztywności kontaktowej. Wykazano, że opracowana metoda obróbki hybrydowej zapewnia lepsze cechy wytworzonych warstw aniżeli stopowanie laserowe.

## Abstract

The work presented a new hybrid treatment that was designed and elaborated for metals and alloys. The treatment, simultaneously combining the laser melting with the burnishing process, was performed at the laser stage. The aim of the hybrid treatment was to reduce surface roughness formed in the laser process and induce compressive stresses. A surface smoothing effect, resulted from plastic deformation in high temperature while reducing the tensile stresses within surface layer, was due to cold work.

The work presented a research on designing the stage for three different types of burnishing: slide, rolling and micro-hammering. They were adapted for work directly on the laser station. The theoretical analysis of a distribution of temperature in the treatment zone was done. The new model of laser melting of surface, with taking oxygen into account, was elaborated. It allowed to explain the divergence between theoretical and experimental results.

The experimental studies on the influence of parameters of the burnishing process on surface layer properties were conducted. The results of roughness measurements, material microstructure and microhardness of surface layers after hybrid process were presented. The research has shown that the new hybrid treatment assured an improvement of modified layer properties, such as: residual stresses, roughness, wear erosive resistance and contact stiffness. This has a high importance in exploitation processes.

## Wykaz ważniejszych definicji, skrótów i stosowanych oznaczeń

### Definicje i stosowane skróty

Obróbka hybrydowa – w pracy rozumiana jako powierzchniowa modyfikacja warstwy wierzchniej wiązką laserową, związana z przetopieniem powierzchni, prowadzona jednocześnie z procesem nagniatania na gorąco i zimno.

Obróbka hybrydowa z nagniataniem ślizgowym powierzchniowa – modyfikacja warstwy wierzchniej wiązką laserową, prowadzona jednocześnie z nagniataniem ślizgowym w jednym przejściu obróbkowym.

Obróbka hybrydowa z nagniataniem tocznym – powierzchniowa modyfikacja warstwy wierzchniej wiązką laserową, prowadzona jednocześnie z nagniataniem tocznym w jednym przejściu obróbkowym.

Obróbka hybrydowa z mikro-młoteczkowaniem – powierzchniowa modyfikacja warstwy wierzchniej wiązką laserową, prowadzona jednocześnie z mikro-młoteczkowaniem w jednym przejściu obróbkowym.

LBM (*Laser Beam Machining*) – obróbka laserowa materiałów, obejmująca wszystkie procesy, w których laser jest wykorzystywany jako narzędzie.

OL – w pracy przyjęto jako obróbka laserowa, związana z powierzchniową modyfikacją warstwy wierzchniej.

OLM – w pracy przyjęto jako obróbka laserowo-mechaniczna, modyfikacja warstwy wierzchniej wiązką laserową z przetopieniem powierzchni, prowadzona jednocześnie z nagniataniem powierzchniowym.

PD (*Plasma Deposition*) – metoda otrzymywania warstw poprzez natrysk plazmowy.

SGP – struktura geometryczna powierzchni

WW – warstwa wierzchnia

### Oznaczenia

$A$  – amplituda oscylacji

$a_s$  – kontaktowe odkształcenia sprężyste

$a_p$  – kontaktowe odkształcenia plastyczne

$\alpha$  – poziom ufności

$c_p$  – ciepło właściwe

$d$  – średnica wiązki laserowej na powierzchni obrabianej

$\varepsilon$  – emisyjność  
 $F$  – siła  
 $F_{kr}$  – krytyczna wartość liczby Fiszera  
 $g$  – przyspieszenie ziemskie  
 $Gp$  – grubość strefy przetopionej  
 $Gz$  – grubość strefy zgniotu  
 $\Delta H_v$  – ciepło parowania  
 $HV$  – twardość  
 $i$  – liczba wielkości wejściowych  
 $j$  – sztywność kontaktowa  
 $\kappa$  – absorpcyjność promieniowania laserowego  
 $L$  – faza ciekła (*liquid*)  
 $L-S$  (*liquid-solid*) granica fazowa cieczerokrewność stała,  
 $L_v$  – ciepło parowania  
 $\lambda$  – ciepło topnienia  
 $M$  – masa molowa  
 $\mu$  – współczynnik tarcia  
 $P$  – moc wiązki laserowej  
 $p_r$  – ciśnienie otoczenia  
 $P_a, P_b, P_p, PSm$  – parametry profilu powierzchni  
 $q$  – gęstość mocy promieniowania  
 $r$  – promień  
 $R$  – stała gazowa  
 $Re$  – liczba Reynolds’a  
 $R_a, R_p, R_b, RSm$  – parametry chropowatości powierzchni  
 $R_{kr}$  – krytyczna wartość współczynnika korelacji wielokrotnej  
 $\rho$  – gęstość  
 $S$  – powierzchnia  
 $S_a, S_p, S_z, S_{sc}, S_{ds}, S_{dr}$  – parametry topografii powierzchni  
 $\sigma$  – napięcie powierzchniowe  
 $d\sigma/dT$  – gradient napięcia powierzchniowego  
 $t$  – czas  
 $T$  – temperatura  
 $T_L$  – temperatura liquidus  
 $T_S$  – temperatura solidus  
 $T_v$  – temperatura wrzenia

$T_0$  – temperatura otoczenia

$T_1, T_2 \dots$  – współczynniki  $T$  – Studenta określające istotność kolejnych zmiennych niezależnych

$v$  – prędkość

$V_f$  – prędkość posuwu próbki

$V_{obr}$  – prędkość obrotowa głowicy nagniatającej

$V_{osc}$  – prędkość oscylacji

$x, y, z$  – współrzędne

$X$  – odległość narzędzia nagniatającego od osi wiązki laserowej

$x_k$  – wielkość wejściowa



# 1. Geneza tematu i stan wiedzy

## 1.1. Geneza tematu

Warstwa wierzchnia decyduje o właściwościach użytkowych elementów maszyn i urządzeń. Kilka procent objętości materiału wpływa na własności eksploatacyjne, takie jak odporność na zużycie ścierne, korozyjne i zmęczeniowe całych elementów. Przez wiele lat konstituowanie warstwy wierzchniej (WW) koncentrowało się głównie na obróbkach mechanicznych, cieplnych i ciepłno-chemicznych.

Rozwój technik laserowych, a w szczególności opracowanie w 80-tych latach laserów dużej mocy, stworzyło nowe możliwości wykorzystania tego uniwersalnego narzędzia do wytwarzania ulepszonych warstw. Procesy modyfikacji WW metali wiązką laserową, takie jak hartowanie, stopowanie, natapianie i wtapianie, czy ablacja laserowa znajdują coraz większe zastosowanie w przemyśle i wypierają tradycyjne obróbki powierzchniowe. Jest to związane z szybkim rozwojem technik laserowych, zaletami tych procesów, niskimi kosztami oraz szerszym dostępem do laserów dużej mocy. Do zalet tych procesów można zaliczyć: możliwość lokalnej obróbki, brak odkształceń przedmiotu obrabianego, wysoką prędkość procesu oraz szerokie możliwości kształtowania struktury materiału, jego składu chemicznego i właściwości użytkowych. Podczas obróbki laserowej z przetopieniem występują zmiany struktury geometrycznej powierzchni - powstaje falistość i chropowatość o stosunkowo dużych wysokościach nierówności, co wiąże się z koniecznością stosowania dodatkowej obróbki mechanicznej dla poprawienia gładkości. Ponadto, w warstwie wierzchniej występują na ogół duże naprężenia rozciągające, prowadzące w skrajnych przypadkach do utworzenia mikropęknięć.

Najczęściej stosowanym zabiegiem po obróbce laserowej, zapewniającym wymaganą niską chropowatość powierzchni i dokładność wymiarów elementu maszynowego, jest szlifowanie. Zabieg ten w wielu przypadkach oddziałuje niekorzystnie na stan warstwy wierzchniej, gdyż związany jest z usunięciem części zmodyfikowanej laserowo warstwy, zmianą jej własności mechanicznych, a w przypadku materiałów twardych i trudnoobrabialnych może prowadzić do powstawania mikropęknięć, przypaleń oraz szybkiego zużycia narzędzi. W praktyce obróbkę mechaniczną stosuje się po zakończeniu obróbki laserowej, co dodatkowo podnosi koszty procesu.

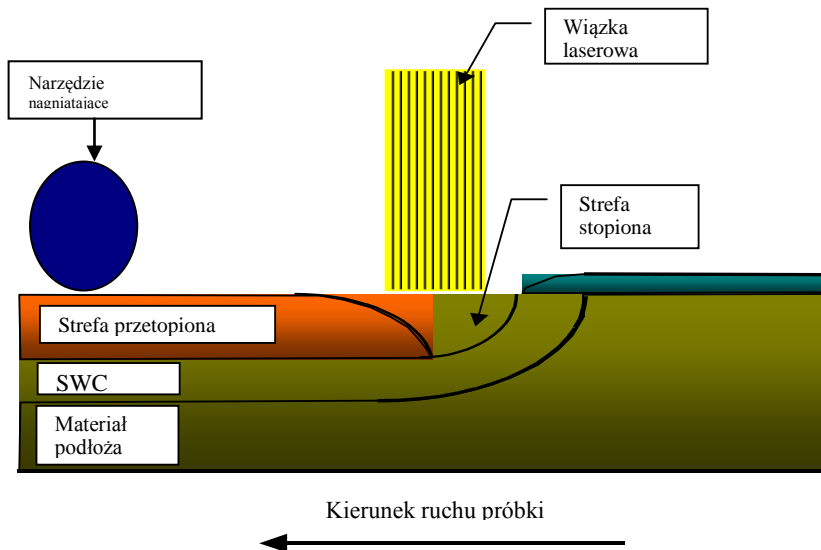
Metodą alternatywną do wykończeniowej obróbki ubytkowej, np. szlifowania, może być proces nagniatania powierzchni, od lat stosowany jako obróbka gładkościowa i umacniająca. Jej efekty zależą od własności materiału obrabianego. W przypadku materiałów twardych, o niskiej plastyczności, jej efektywność jest mała. Zmiana topografii powierzchni wymaga dużych sił i odpowiedniej energii i może prowadzić do mikropęknięć w materiale warstwy wierzchniej. Analizując inną możliwość konstytuowania WW o wysokiej gładkości, można zauważyć, że proces jej mechanicznego kształtowania jest bardziej efektywny w wysokich temperaturach, gdy materiał jest plastyczny. Do tej pory brak jest rozwiązań wykorzystujących proces odkształcenia plastycznego w podwyższonych temperaturach do kształtowania topografii powierzchni po obróbce laserowej, jakkolwiek nagrzewanie laserowe znalazło zastosowanie do wspomaganie obróbki mechanicznej materiałów trudno obrabialnych.

Z tego względu podjęto badania nad opracowaniem nowej hybrydowej metody obróbki, łączącej proces przetapiania laserowego z procesem powierzchniowej obróbki plastycznej w podwyższonej temperaturze. Uzyskiwana w procesie laserowego przetapiania warstwa wierzchnia, zwłaszcza przy hartowaniu i stopowaniu, charakteryzuje się wysoką twardością, niską plastycznością oraz dużą chropowatością powierzchni. Stąd idea obróbki hybrydowej oparta jest na wygładzaniu powierzchni poprzez plastyczne odkształcanie warstwy wierzchniej w wysokiej temperaturze, bezpośrednio po krzepnięciu, i redukcji rozciągających naprężeń w warstwie wierzchniej poprzez obróbkę plastyczną w niskiej temperaturze. Na rysunku 1.1a przedstawiono schemat ideowy obróbki hybrydowej. Przykładowy rozkład temperatury na powierzchni materiału wzdłuż osi ścieżki laserowej z zaznaczonym polem, w którym odbywał się proces obróbki mechanicznej, przedstawia rysunek 1.1b.

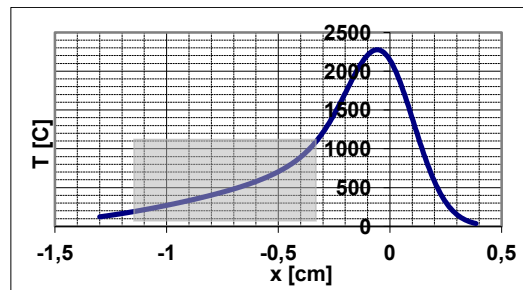
Wszystkie operacje – laserowa modyfikacja WW z przetopieniem, nagniatanie na gorąco, nagniatanie na zimno – wykonywane są na stanowisku laserowym w jednym przejściu obróbkowym. Nagniatanie prowadzone jest w strefie, w której materiał ulega samochłodzeniu. Rozwiązanie takie nie przedłuża czasu obróbki oraz nie wymaga dodatkowego grzania materiału.

Proces nagniatania prowadzony był w podwyższonej temperaturze, jego celem była obróbka gładkościowa i umacniająca. W pracy zostały zaprojektowane i wykonane głowice do powierzchniowego mikro-nagniatnia powierzchni metodą statyczną i dynamiczną. Urządzenia te przystosowano do montażu i pracy bezpośrednio na obrabiarce laserowej. Szeroki zakres stosowanych metod nagniatania: ślizgowe, toczne i dynamiczne, pozwolił na obróbkę materiałów o zróżnicowanych własnościach plastycznych i wybór najbardziej optymalnego rozwiązania dla

konkretnych przypadków. Warunkiem upowszechnienia nowej metody obróbki jest pełna wiedza o stanie WW po obróbce hybrydowej oraz możliwość sterowania procesem i kontrola. W związku z tym zostały przeprowadzone badania stanu WW oraz ocena korelacji pomiędzy parametrami obróbki hybrydowej a najistotniejszymi cechami wytworzonej warstwy.



a



b

Rys.1.1. Schemat ideowy obróbki hybrydowej – a. Przykładowy rozkład temperatury na powierzchni próbki przetapianej, z zaznaczonym obszarem temperatury obróbki nagniataniem – b.

Opracowana metoda obróbki laserowo-mechanicznej (OLM) gwarantuje zmniejszenie chropowatości, umocnienie zgniotem powierzchniowym oraz wprowadzenie do WW naprężeń ściskających. Zapewnia to modyfikowanym warstwom korzystniejsze własności eksploatacyjne, takie jak odporność na zużycie erozyjne,

ścierne i sztywność kontaktową. Możliwe jest wyeliminowanie dodatkowej obróbki gładkościowej warstw modyfikowanych laserowo lub zmniejszenie naddatków obróbkowych. W efekcie obniżone zostają koszty. Laserowa modyfikacja WW z przetopieniem zyskuje coraz szersze zastosowanie w przemyśle.

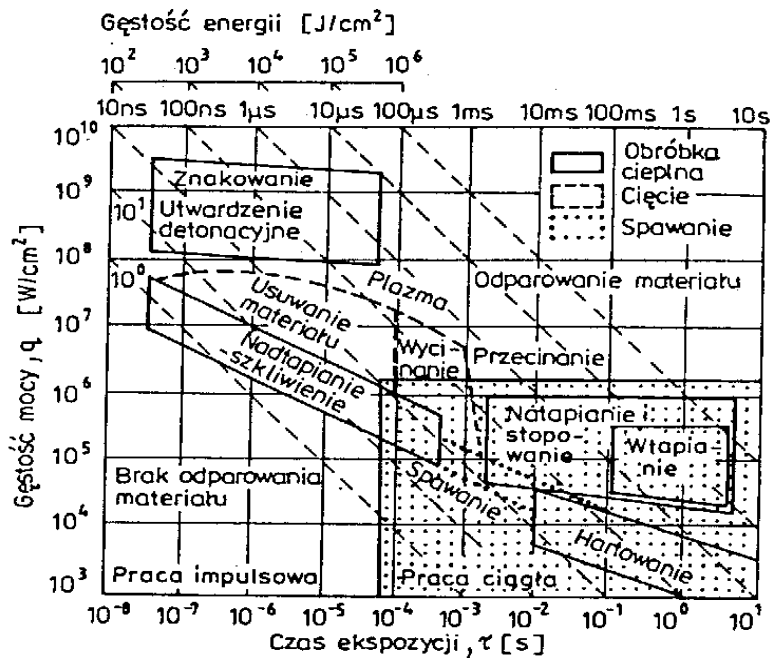
## 1.2. Laserowe technologie modyfikacji materiałów

Wynalezienie przez Maiman'a w 1960 r. pierwszego lasera [1], zapoczątkowało bardzo szybki rozwój technik laserowych. Większość stosowanych do dziś typów laserów została opracowana w latach 1962-1968. Od połowy lat 70-tych lasery znalazły zastosowanie w przemyśle głównie do cięcia, spawania i znakowania, a także w technice wojskowej, kosmicznej oraz medycynie i geodezji. Rozwój technik laserowych związanych z ulepszaniem powierzchni, takich jak hartowanie, stopowania, natapianie, szklwienie oraz wytwarzanie cienkich warstw nastąpił w latach 80-tych i na początku lat 90-tych.

W przemyśle wykorzystuje się głównie lasery o mocy powyżej 1 kW, molekularne CO<sub>2</sub>, a w ostatnich latach również lasery na ciele stałym Nd – YAG, ekscimerowe i diodowe [2]. Spośród laserów przemysłowych najbardziej popularne wciąż pozostają lasery CO<sub>2</sub> dzięki stosunkowo dużej sprawności (15-20%) i wysokiej mocy promieniowania, do 50 kW. Lasery te generują promieniowanie podczerwone o długości  $\lambda = 10.6 \mu\text{m}$  i małej rozbieżności wiązki  $\Delta\varphi$ , która wynosi od 1 do 10 mrad. Szczegółowy opis zasad działania laserów, ich budowy i własności promieniowania laserowego zostały przedstawione w wielu pracach krajowych, między innymi w pracach Domańskiego, Kujawskiego [3, 4], a także w wielu publikacjach zagranicznych [5, 6, 7]. Obecnie laserowa obróbka materiałów (Laser Beam Machining – LBM) w przemyśle metalowym stosowana jest do cięcia, spawania, drążenia, wykrawania i lutowania. Lasery technologiczne wykorzystywane są w ponad 50% do cięcia materiałów niemetalicznych, np. szkła, ceramiki, w mniejszym stopniu metali. Wykorzystanie laserów w inżynierii powierzchniowej stanowi zaledwie kilka procent wszystkich zastosowań, najczęściej używane są do hartowania powierzchniowego [18]. Efekt oddziaływania promieniowania laserowego na materiał zależy przede wszystkim od:

- rodzaju materiału,
- długości fali promieniowania,
- gęstości mocy promieniowania,
- czasu oddziaływania promieniowania na materiał.

W zależności od tych czynników w materiale mogą zachodzić różne procesy. Do zastosowań przemysłowych wykorzystuje się głównie cieplne efekty oddziaływania promieniowania na materiał, które prowadzą do nagrzewania, topnienia oraz parowania materiału. Rysunek 1.2 przedstawia schematycznie zależność procesów zachodzących w metalach i stopach od gęstości mocy promieniowania laserowego i czasu oddziaływania wiązki laserowej na materiał. Poprzez zastosowanie różnych kombinacji gęstości mocy i czasu oddziaływania możliwe jest prowadzenie różnych procesów technologicznych. W większości z nich wykorzystywany jest efekt nagrzewania i topnienia warstwy wierzchniej. Procesom tym mogą towarzyszyć inne zjawiska, jak np. tworzenie plazmy, emisja jonów itp. Zjawiska fizyczne zachodzące przy nagrzewaniu różnych materiałów wiązką laserową zostały dobrze poznane i opisane w wielu pracach [5, 8, 9, 10]. W związku z tym zostaną one tylko zasygnalizowane, natomiast proces topnienia, który jest wykorzystany w koncepcji obróbki laserowo-mechanicznej, jako decydujący o jej modyfikacji i najbardziej złożony, zostanie omówiony szczegółowo w rozdziale 3.



Rys.1.2. Wpływ gęstości mocy promieniowania i czasu oddziaływania wiązki laserowej na procesy zachodzące w metalach [9].

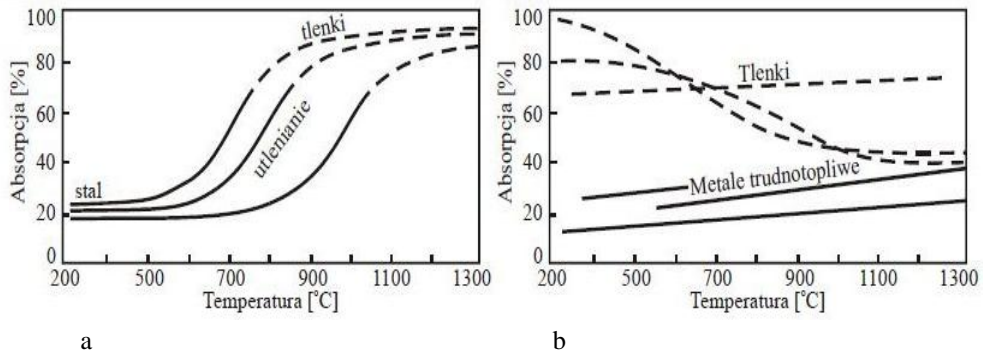
### 1.2.1. Zjawiska fizyczne towarzyszące modyfikacji laserowej z przetopieniem

Promieniowanie laserowe powoduje w bardzo krótkim czasie wzbudzenie elektronów w wąskim obszarze przy powierzchni. Oddziaływanie to doprowadza do szybkiego nagrzania ( $10^3$ - $10^{10}$  K/s) strefy przypowierzchniowej. Jednocześnie dostarczona energia (do  $10$  J/cm<sup>2</sup>) jest zbyt mała, aby wywołać wzrost temperatury w całej objętości materiału. Obszary przypowierzchniowe poddane są ekstremalnym warunkom. Wpływ procesu na resztę obrabianego elementu jest niewielki. Zjawisko to stanowi podstawę wszystkich obróbek laserowych. Oddziaływanie wiązki laserowej z materiałem, w zależności od czasu i energii, może zostać wykorzystane do różnych procesów technologicznych, co przedstawiono na rysunku 1.2.

W początkowym etapie oddziaływania promieniowania laserowego z metalem występuje absorpcja fotonów przez elektrony walencyjne, które zwiększają swoją energię. Gdy energia fotonów jest wystarczająco duża, elektrony mogą być usunięte z powierzchni metalu i występuje efekt fotoelektryczny. Dla większości parametrów stosowanych w obróbce laserowej, energia ta jest jednak zbyt niska, aby wywołać emisję elektronów i zwykle wracają one do stanu równowagi zamieniając energię w ciepło wykorzystywane w obróbce laserowej. Absorpcja promieniowania laserowego występuje w cienkiej warstwie przypowierzchniowej, w metalach wynoszącej około 100-200 Å. Tylko część energii jest zaabsorbowana przez materiał. W przypadku metali większość promieniowania ulega odbiciu.

Absorpcyjność zależy głównie od długości promieniowania i temperatury materiału. Dla większości elementów metalowych o szlifowanej powierzchni przy długości promieniowania  $\lambda = 10.6$   $\mu\text{m}$  absorpcyjność wynosi poniżej 10% [3, 11, 12]. Im krótsza długość fali, tym absorpcja wyższa, jednak w przypadku większości metali nie przekracza kilkunastu procent [7], rys. 1.3. Najniższą absorpcyjność wykazują metale charakteryzujące się dużym przewodnictwem cieplnym, takie jak miedź, złoto, aluminium. Najczęściej jej wartość wyznaczana jest na podstawie wykonywanych w próżni pomiarów zmian oporu właściwego materiału z temperaturą lub badań kalorymetrycznych. W związku z tym w warunkach obróbki rzeczywiste jej wartości mogą być większe na skutek utleniania powierzchni. W literaturze można znaleźć wartości absorpcyjności dla wybranych materiałów. Na rysunku 1.3 przedstawiono przykładowe zmiany absorpcyjności wraz z temperaturą dla metali i ich tlenków [9]. Absorpcja promieniowania rośnie ze wzrostem temperatury na skutek utleniania się powierzchni. Tlenki znacznie lepiej absorbują promieniowanie

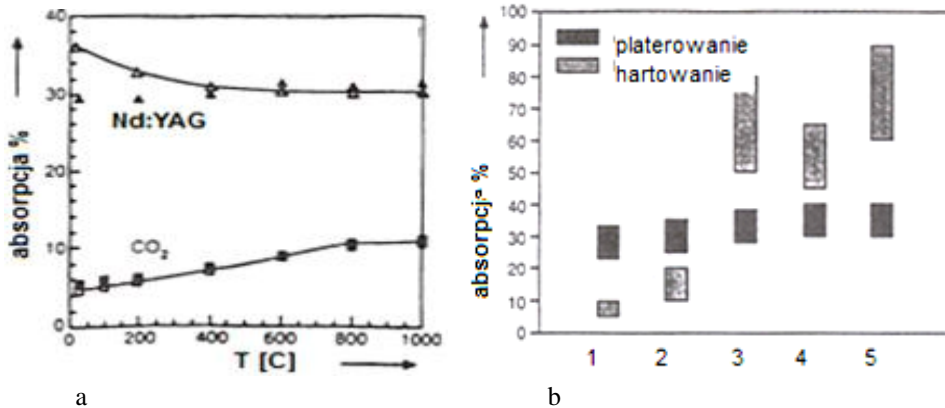
absorpcyjność może przekroczyć 80% w wysokiej temperaturze. W przypadku tlenków metali trudnotopliwych, w wyższych temperaturach ich wartość jest niższa, rys. 1.3.b.



Rys.1.3. Wpływ temperatury na współczynnik pochłaniania: a – dla stali czystej i utlenionej, b – dla metali trudnotopliwych i ich tlenków [9].

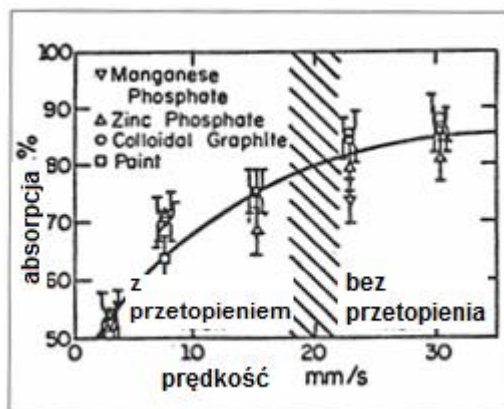
W celu zwiększenia absorpcji promieniowania stosuje się następujące metody:

- zwiększenie chropowatości powierzchni poprzez piaskowanie, kulowanie itp.; powoduje to wzrost współczynnika absorpcji do około 40%,
- stosowanie pokryć absorpcyjnych, np. grafitu koloidalnego, tlenków metali, fosforanów cynku i magnezu, zwiększających absorpcję nawet do 90%,
- wstępne podgrzanie powierzchni.



Rys.1.4. Wpływ temperatury i długości fali promieniowania na absorpcyjność stali niskowęglowej: a – wpływ stanu powierzchni na absorpcję w procesie hartowania ▲ ■ - eksperyment, ○ △ - obliczenia; b – hartowania i platerowania: 1 – powierzchnia polerowana, 2 – frezowana, 3 – utleniona, 4 – piaskowana, 5 – pokryta grafitem [7].

Metody te są szczególnie uzasadnione w przypadku obróbek bez przetopienia, np. hartowania czy wygrzewania laserowego, podczas których straty energii związane z odbiciem są duże, a stosowane pokrycia nie ulegają degradacji w warunkach obróbki. Przykładowe wyniki badań wpływu stanu powierzchni na wartość absorpcyjności promieniowania dla hartowania i natapiania pokazane są na rysunku 1.4. Przy natapianiu z przetopieniem stan powierzchni w niewielkim stopniu zmienia ilość zaabsorbowanej energii. Na rysunku 1.5. przedstawiono wyniki badań dotyczące zmian absorpcyjności przy obróbce z przetopieniem i bez przetopienia powierzchni [13]. Zastosowano różne pokrycia absorpcyjne na stali węglowej o zawartości 0.4% C oraz szeroki zakres prędkości skanowania. Badania prowadzone były metodą kalorymetryczną. Dla wszystkich pokryć stwierdzono wzrost średniego współczynnika absorpcji ze wzrostem prędkości posuwu, co jest wynikiem niższej temperatury i krótszego czasu obróbki. Największą absorpcyjność, do 80% zaabsorbowano dla powierzchni, gdy nie występuje topnienie.



Rys.1.5. Wpływ współczynnika absorpcji promieniowania laserowego dla różnych pokryć absorpcyjnych przy zastosowaniu zmiennych prędkości posuwu [13].

Dla obróbek związanych z topnieniem powierzchni absorpcja jest zwykle znacznie większa; bez stosowania dodatkowych środków może wynosić nawet do 90% na skutek jedynie wzrostu temperatury powierzchni i zmiany stanu skupienia materiału [9, 14]. Absorpcyjność znacznie wzrasta pod wpływem pojawienia się nowych zjawisk, lawinowej jonizacji oraz absorpcji wielofotonowej. Procesy te są odpowiedzialne za przejmowanie dużych ilości energii termicznej w ilościach znacznie większych niż przy klasycznej absorpcji. W obu przypadkach następuje proces jonizacji neutralnych cząstek cieczy. Wolne elektrony tworzą zimną plazmę, która powoduje bardzo wysoką absorpcję promieniowania laserowego. Na początku



procesu wolne elektrony oscylują i przejmują energię promieniowania laserowego. Zderzenia neutralnych molekuł cieczy wywołują jonizację i tworzenie dodatkowych wolnych elektronów. Lawinowa jonizacja jest procesem znaczącym przy przekroczeniu progowej granicy energii promieniowania. Jeśli więcej niż kilka procent atomów cieczy jest zjonizowana rozpoczyna się przebiecie obserwowane jako iskry. Zjawisko występuje w szerokim zakresie gęstości mocy, zazwyczaj  $10^7$ - $10^{11}$  W/cm<sup>2</sup> w zależności od długości promieniowania i rodzaju cieczy. Oba zjawiska występują w podobnych warunkach, gdy molekuly cieczy absorbują co najmniej po dwa fotony i występuje jonizacja lub dysocjacja cieczy. Nowe swobodne elektrony silnie absorbują promieniowanie laserowe na poziomie zbliżonym do procesu jonizacji. Próg natężenia i rodzaj dominującego mechanizmu zależy głównie od czasu, długości fali i rodzaju cieczy. Generalnie, konieczne są badania doświadczalne [7], aby ustalić progową gęstość energii i nierównowagowy współczynnik absorpcji dla danej cieczy.

Pochłonięte promieniowanie laserowe wnika w materiał na niewielkie odległości, porównywalne z długością fali promieniowania laserowego. Energia elektronów przekazywana jest w głąb materiału drogą przewodnictwa cieplnego, powodując wzrost temperatury materiału. Czas zamiany energii promieniowania laserowego na energię cieplną jest bardzo krótki i wynosi około  $10^{-13}$  s, co odpowiada średniemu czasowi między zderzeniami elektronów. Zatem temperatura powierzchni materiału rośnie bardzo szybko. Wskutek przewodnictwa cieplnego głębsze warstwy ogrzewane są z prędkością zależną od współczynnika przewodnictwa cieplnego danego materiału. Najwyższa temperatura występuje na powierzchni, a jej rozkład w przybliżeniu odpowiada rozkładowi gęstości mocy promieniowania w wiązce [14].

Przy wzroście temperatury materiału ilość pochłanianej energii rośnie na skutek spadku wartości współczynnika odbicia powierzchni. Wraz z temperaturą zmieniają się również takie własności materiału jak: gęstość, ciepło właściwe, współczynnik przewodnictwa cieplnego itp. W tej fazie procesu może zachodzić również emisja elektronów oraz wypromieniowanie energii cieplnej z powierzchni materiału [5].

W zależności od temperatury materiał może być tylko grzany, topiony lub ulegać odparowaniu. Na skutek zwiększenia gęstości mocy i czasu oddziaływania wiązki temperatura warstwy wierzchniej może przekroczyć temperaturę topnienia i rozpoczyna się proces topnienia. Granica fazowa, ciec-ciało stałe (S-L), przesuwa się w głąb materiału, a następnie wraca z dużymi prędkościami, rzędu 1-30 m/s.

W procesie topnienia niezwykle istotny jest właściwy dobór parametrów obróbki. W celu uzyskania głębokiego przetopienia czas oddziaływania wiązki

powinien być możliwie długi, a wartość energii dostarczanej do powierzchni nieco mniejsza od ciepła parowania danego materiału. Przy zbyt dużych gęstościach mocy występuje gwałtowne parowanie materiału i granica rozdziału faz ciecz – ciało stałe nie przesuwa się w głąb materiału. Proces topnienia jest zawsze związany ze zmianą chropowatości powierzchni [16].

Przy gęstościach mocy wynoszących  $10^5 - 10^6$  W/cm<sup>2</sup> dla większości metali i stopów rozpoczyna się proces parowania [5]. Po kilku nanosekundach oddziaływania wiązki laserowej ustala się stała szybkość przesuwania powierzchni parującej w głąb materiału. Ilość materiału odparowanego zależy liniowo od zaabsorbowanej energii. W czasie pierwszych 50 – 100 μs materiał usuwany jest głównie w wyniku parowania, później 90% materiału wyrzucane jest z fazy ciekłej przez sprężone pary materiału. Temperatura pod parującą powierzchnią jest wyższa niż temperatura powierzchni, co powoduje wzrost ciśnienia par w obszarze oddziaływania wiązki i w konsekwencji wyrzucanie ciekłego metalu. Proces ten wykorzystywany jest przy obróbkach ubytkowych, takich jak cięcie, znakowanie lub drążenie. W przypadku modyfikacji z przetapianiem powierzchni proces parowania jest niekorzystny, gdyż prowadzi do powstawania wysokiej chropowatości powierzchni oraz ograniczenia głębokości przetopu. W związku z tym dąży się do jego wyeliminowania zapewniając właściwy dobór parametrów procesu.

Zjawiskiem towarzyszącym oddziaływaniu promieniowania na materiał jest emisja elektronów z powierzchni. Ma ona głównie termiczny charakter [5, 10] i może pojawić się, gdy powierzchnia nie osiąga jeszcze temperatury topnienia. Im wyższa temperatura materiału tym emisja elektronów jest większa. Emisja elektronów jest bardzo szybka i zależy od gęstości mocy promieniowania. W wielu badaniach obserwowano podwójne maksimum gęstości prądu elektronów. Pierwsze z nich, mniejsze – związane jest z termoemisją, drugie – występujące po kilkuset nanosekundach od rozpoczęcia impulsu, wywołane jest tworzeniem plazmy. Badania [5] wykazały, że trzykrotny wzrost gęstości mocy, od 0.8 do 2.4 kW/cm<sup>2</sup> powoduje wzrost gęstości prądu o trzy rzędy wielkości, z  $10^{-6}$  do  $10^{-3}$  A/cm<sup>2</sup>.

Materiał podgrzany do temperatury powyżej 2000 K emituje również jony pierwiastków obecnych na powierzchni jako zanieczyszczenia, a także jony metalu macierzystego. Przy gęstości mocy około  $10^7$  W/cm<sup>2</sup> może powstawać plazma o temperaturze rzędu tysięcy Kelwinów. Proces ten obserwuje się przy czasie impulsu 0.1-1 μs. Ze wzrostem długości czasu oddziaływania promieniowania na materiał wartość gęstości energii wywołującej tworzenie się plazmy obniża się i dla promieniowania ciągłego wynosi około  $10^6$  W/cm<sup>2</sup> [17]. Gwałtowne parowanie również

rozpoczyna się przy tej gęstości mocy, a więc plazma może występować podczas obróbek związanych z głębokim przetopieniem, np. przy cięciu czy spawaniu.

Powstawanie plazmy silnie zmienia charakter oddziaływania promieniowania laserowego na materiał. Przy krótkich impulsach rzędu  $1\mu\text{s}$ , gdy obłok plazmy znajduje się przy powierzchni, promieniowanie z plazmy jest pochłaniane intensywniej niż promieniowanie laserowe [18]. Przy długim czasie impulsu lub pracy ciągłej tworzenie się plazmy powoduje rozproszenie promieniowania laserowego. Żeby zapobiec temu zjawisku obróbkę przeprowadza się w atmosferze gazu obojętnego, np. helu, argonu lub stosuje się zdmuchiwanie obłoku plazmy.

Absorpcja promieniowania laserowego o dużej energii w krótkim czasie może spowodować powstanie fali ciśnieniowej w materiale. Warstwa wierzchnia pod wpływem promieniowania nagrzewa się i rozszerza powodując odkształcanie sąsiadujących warstw. Przy krótkim czasie oddziaływania (rzędu ns) relaksacja naprężeń nie zdąży zajść w materiale. Powstaje wówczas fala naprężeń ściskających przemieszczająca się w głąb materiału. Po osiągnięciu wolnej powierzchni zostaje ona odbita z równoczesną zmianą znaku – na naprężenia rozciągające. Gdy naprężenia te przekroczą wytrzymałość materiału, na powierzchni pojawiają się mikropęknięcia. Zjawisko to wykorzystuje się do utwardzenia materiału poprzez zgniot [5, 19]. Fala ciśnienia może również powodować wyrzucanie ciekłego metalu z powierzchni obrabianego materiału, co prowadzi do powstawania kraterów na powierzchni.

### 1.2.2. Technologie laserowe modyfikacji warstwy wierzchniej

W zastosowaniach przemysłowych wykorzystywane są głównie efekty cieplne oddziaływania wiązki promieniowania laserowego z powierzchnią. Ciągły wzrost ilości zastosowań obróbek laserowych (*Laser Beam Machining, LBM*) oraz powstawanie nowych technologii laserowych wynika z zalet tych procesów. Do najważniejszych z nich należą: wysoka wydajność, możliwość automatyzacji i kontroli procesu, obniżenie kosztów, eliminacja operacji wykończeniowych, podniesienie jakości wyrobów, oszczędność materiałów, obróbka bezdotykowa i brak odkształceń termicznych. Na rysunku 1.6 przedstawiono ogólną klasyfikację obróbek laserowych, zaproponowaną przez Dutta [20]. Generalnie obróbki laserowe LBM można podzielić na dwie grupy: obróbki, w których zachodzi zmiana stanu skupienia materiału oraz obróbki bez tej przemiany.

Proces bardzo szybkiego odparowania materiału wykorzystywany jest we wszystkich obróbkach ubytkowych – przy cięciu, znakowaniu, drażeniu otworów

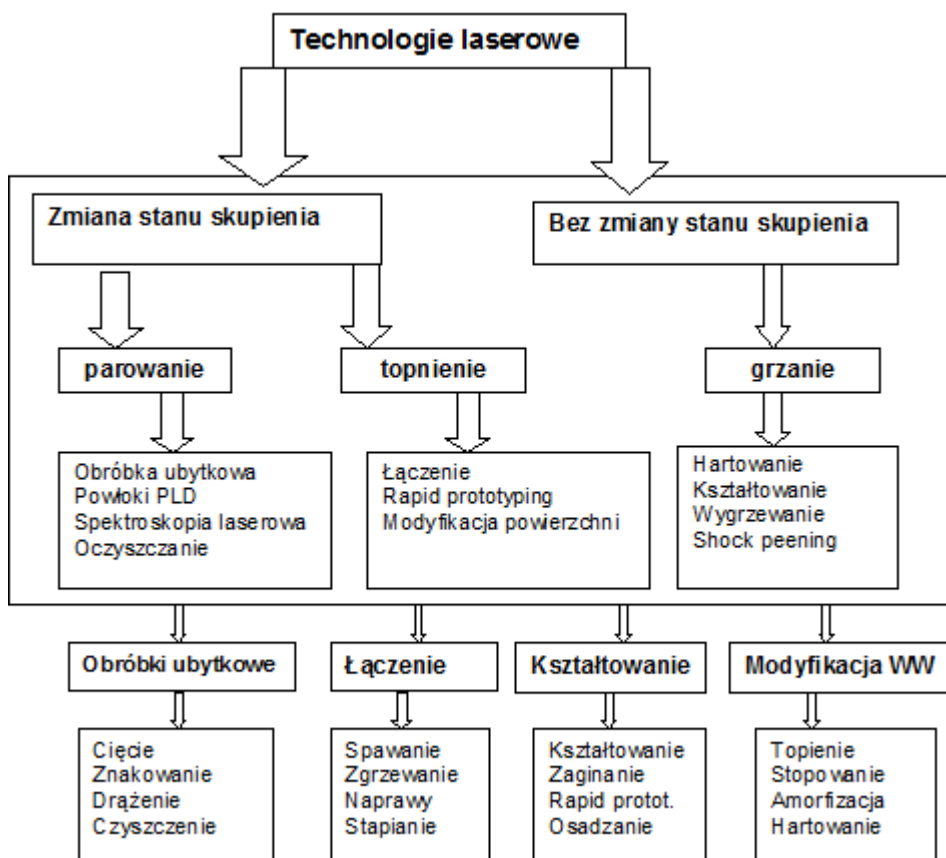
i czyszczeniu powierzchni. Zaletami technologii laserowych w stosunku do tradycyjnych metod jest duża szybkość, możliwość cięcia i drążenia materiałów bardzo twardych, trudnoobrabialnych innymi metodami, duża wydajność procesu oraz możliwość jego automatyzacji. Z tych względów obróbki te znalazły szerokie zastosowanie w przemyśle. Wraz z pojawieniem się laserów o bardzo krótkiego czasu impulsu (nano-, piko- sekundowych) laserowa ablacja wykorzystywana została w do osadzania cienkich warstw o grubości od kilku nanometrów do kilkuset mikrometrów. Metoda PLD (Pulse Laser Deposition) pozwala na otrzymywanie warstw o bardzo zróżnicowanym składzie chemicznym, wykorzystywanych głównie w zastosowaniach elektronicznych a także w przemyśle i medycynie, jako pokrycia na narzędzia i elementy o specjalnych wymaganiach, np. odporne na zużycie, korozję, wykazujące biozgodność itp.

Proces topnienia materiałów wykorzystywany jest najczęściej w przypadku spawania, zgrzewania i lutowania. Łączenie materiałów jest jednym z pierwszych i najszerzej rozpowszechnionych zastosowań LBM. Obecnie w przemyśle samochodowym i lotniczym lasery wykorzystywane są częściej niż inne, tradycyjne metody do spawania blach, a także oczyszczania powierzchni i podgrzewania. W porównaniu z innymi metodami łączenia zaletami tego procesu są: wąska strefa przetopu, duża szybkość i wydajność procesu, mniejsze odkształcenia cieplne łączonych elementów, mała strefa wpływu ciepła, możliwość spawania różnych materiałów, duża precyzja obróbki i niskie koszty. Jakość połączeń jest porównywalna ze spawaniem wiązką elektronów, natomiast technologia laserowa jest prostsza i tańsza, gdyż nie wymaga stosowania próżni. Do łączenia elementów wykorzystywane są lasery dużej mocy, głównie Nd:YAG, CO<sub>2</sub>, o pracy ciągłej i impulsowej. Proces topnienia wykorzystywany jest także w szeregu obróbek związanych z modyfikacją warstwy wierzchniej, stanowiących temat pracy. Zostaną one szczegółowo omówione w następnym rozdziale.

Nagrzewanie wiązką laserową wykorzystywane jest w przemyśle do modyfikacji WW, np. hartowania stali i żeliw, odpuszczania, modyfikacji mikrostruktury. Proces ten stosuje się również, jako obróbka wspomagająca inne obróbki – toczenie, frezowanie, kształtowanie plastyczne, itp., do podgrzewania materiałów twardych i trudnoobrabialnych w celu zwiększenia ich plastyczności.

Podział technologii laserowych związanych z procesami fizycznymi jest rzadko stosowany. Najczęściej używana jest klasyfikacja procesów LBM związana z procesem technologicznym. Na rysunku 1.7. przedstawiono schematyczny podział obróbek laserowych związanych z modyfikacją warstwy wierzchniej. Obróbki te

można ogólnie podzielić na obróbki ze zmianą składu chemicznego oraz związane tylko z efektami termicznymi, tj. grzaniem i topieniem powierzchni.



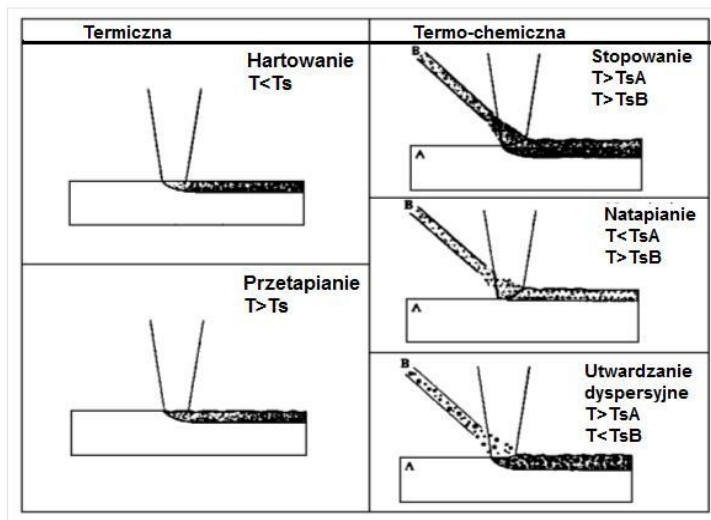
Rys.1.6.Schemat klasyfikacji obróbek laserowych [20].

Laserowa obróbka wykorzystywana jest do zmiany własności warstwy wierzchniej bez zmiany jej składu chemicznego. Dotyczy ona takich obróbek jak: hartowanie powierzchniowe, szklwienie (amorfizacja) czy przetapianie warstwy wierzchniej.

Proces topnienia umożliwia również zmianę składu chemicznego warstwy wierzchniej, co wykorzystywane jest w stopowaniu, platerowaniu i wtapieniu. Technologie laserowe związane z przetopieniem wymagają większej gęstości mocy promieniowania,  $10^4$ - $10^{10}$  W/cm<sup>2</sup> niż modyfikacja WW bez przetopienia i czas

oddziaływania wiązki z materiałem  $10^{-1}$ - $10^{-9}$  s. Wykorzystywane są głównie lasery dużej mocy Nd:YAG oraz  $\text{CO}_2$  o pracy ciągłej i impulsowej.

Modyfikacja WW wykorzystuje proces bardzo szybkiego przetopienia i krystalizacji cienkiej warstwy materiału przy powierzchni. Ekstremalne warunki procesu mogą prowadzić do uzyskania mikrostruktury materiału odmiennych niż uzyskiwane w warunkach równowagowych. Proces ten wykorzystywany jest do hartowania przetopieniowego, amorfizacji i zagęszczania.

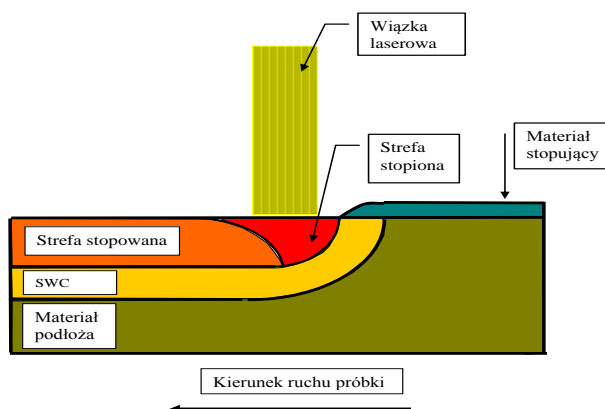


Rys.1.7. Rodzaje laserowych obróbek powierzchniowych [21]

Hartowanie stosuje się głównie do obróbki żeliw, stali nierdzewnych i stali narzędziowych. W trakcie przetopienia materiału występuje całkowite rozpuszczenie faz węglkowych i grafitu, dochodzi do homogenizacji materiału. Dzięki temu uzyskuje się drobnoziarnistą, jednorodną strukturę materiału o bardzo wysokiej twardości. W przypadku przetapiania z bardzo dużymi prędkościami niektórych stopów, w szczególności eutektycznych ( $\text{Fe-C-Si-B}$ ,  $\text{Pd-Cu-Si}$ ), proces krystalizacji nie zachodzi i możliwe jest uzyskanie struktury całkowicie lub częściowo amorficznej. Laserowe przetapianie stosuje się również w celu eliminacji porów i pęknięć występujących w warstwie wierzchniej. Proces ten stosowany jest w przypadku materiałów spiekanych i powłok natryskiwanych cieplnie.

Proces stopowania polega na przetopieniu wiązką laserową materiału stopującego i materiału podłoża. Na poniższym rysunku przedstawiono schemat procesu.

Wiązka laserowa dużej mocy topi materiał stopujący i podłoże. Na skutek ruchu konwekcyjnego i grawitacyjnego ciekłego materiału występuje bardzo szybkie mieszanie się cieczy. Po zakrzepnięciu powstaje warstwa wierzchnia o składzie chemicznym i strukturze zmienionych w stosunku do materiału podłoża. Właściwości warstw stopowanych laserowo różnią się od własności materiału podłoża i pierwiastka stopującego. Zależą one zarówno od rodzaju wprowadzanego pierwiastka jak i w silnym stopniu od parametrów obróbki laserowej, które wpływają na szybkość procesu grzania, topnienia, mieszania materiału i krzepnięcia, a zatem decydują o strukturze, grubości, naprężeniach i własnościach użytkowych uzyskanych warstw. Istotny wpływ ma dodatkowo sposób wprowadzania materiału stopującego. Może on być nałożony na podłoże przed obróbką laserową i wówczas proces stopowania nazywamy przetapianiem lub w trakcie obróbki laserowej, co nazywane jest wtapianiem [9]. Materiał stopujący może być nakładany galwanicznie, dyfuzyjnie, napyłany plazmowo [104], наносzony w postaci past, folii, cienkich płytek, prętów, elektroiskrowo, przez malowanie albo natryskiwanie cieplne. W przypadku wtapiania, materiał podawany jest w postaci drobnoziarnistego proszku w miejsce stopienia w osłonie gazu obojętnego. Często elementem stopującym jest atmosfera otaczająca miejsce obróbki albo gaz nadmuchiwany przez specjalne dysze [9].



Rys.1.8. Schemat procesu stopowania.

W przypadku nanoszenia materiałów stopujących w postaci past, niektóre ich składniki mogą powodować porowatość warstw. Jest to cecha niekorzystna w przypadku własności antykorozyjnych, lecz pożądana dla niektórych zastosowań trybologicznych, gdyż pory mogą stanowić zbiorniki smaru.

Najczęściej spotykanymi sposobami nanoszenia materiałów stopujących jest wtapianie proszkowe, które eliminuje problem wpływu lepiszcza, jednak wymaga zastosowania dodatkowego urządzenia dozującego proszek i szeregu badań doświadczalnych pozwalających na określenie optymalnych warunków podawania proszku w określonych warunkach LBM. Metoda ta jest najczęściej stosowana w zastosowaniach przemysłowych, zwłaszcza przy modyfikacji długich serii elementów. Warstwy proszkowe mają ponadto tę zaletę, iż dobrze pochłaniają promieniowanie laserowe i nie jest konieczne stosowanie dodatkowych środków zwiększających absorpcję promieniowania laserowego.

Proces platerowania, często nazywany natapianiem, przebiega analogicznie do stopowania, przy czym nie następuje mieszanie nanoszonego materiału z materiałem podłoża. Parametry procesu dobierane są tak, aby występowało przetopienie tylko naniesionego materiału. Wiązka laserowa stosowana jest do przetapiania materiału pokrycia o dobranym składzie chemicznym i własnościach. W wyniku procesu uzyskuje się warstwy o bardzo dobrej adhezji do podłoża, określonym składzie chemicznym gwarantującym najczęściej wysoką odporność korozyjną, odporność na zużycie itp. Proces ten stosowany jest często do regeneracji części maszyn, a także na pokrycia elementów pracujących w szczególnie trudnych warunkach.

### **1.2.3. Właściwości warstw modyfikowanych laserowo z przetopieniem**

Celem laserowej modyfikacji jest uzyskanie założonych własności warstwy wierzchniej zapewniających wyższą trwałość obrobionego elementu w warunkach eksploatacyjnych. W związku z tym publikacje na temat technologii laserowych dotyczą w głównej mierze badań eksperymentalnych opisujących strukturę i właściwości otrzymanych warstw po modyfikacji laserowej [8, 9, 24-30]. Modele teoretyczne procesu modyfikacji warstwy wierzchniej z przetopieniem zostaną przedstawione w rozdziale 1.3.

#### **Mikrostruktura i twardość warstwy wierzchniej**

Po laserowej modyfikacji WW z przetopieniem np. stopowaniu, w warstwie wierzchniej, niezależnie od rodzaju materiału podłoża oraz pierwiastka stopującego, występują dwie strefy:

- strefa przetopienia, o podwyższonej koncentracji pierwiastka stopującego,
- strefa wpływu ciepła, o składzie chemicznym takim jak podłoże, ale zmienionej strukturze.



Własności warstwy przetopionej zależą od rodzaju materiału stopującego i podłoża, a także od parametrów obróbki laserowej, które z kolei wpływają na procesy zachodzące w materiale podczas grzania, topnienia oraz krystalizacji.

W czasie procesu występują bardzo duże prędkości grzania i chłodzenia materiału w porównaniu z obróbkami tradycyjnymi. Szybkości nagrzewania w zależności od rodzaju materiału i parametrów wynoszą od  $10^3$  K/s do  $10^6$  K/s. Powoduje to przesunięcie punktów krytycznych przemian fazowych zachodzących w materiale w stronę wyższych temperatur. W pracy [31] stwierdzono, że temperaturę rekrytalizacji  $T_\alpha$  i temperaturę przemian fazowych  $T_\beta$  można określić na podstawie wzorów:

$$T_\alpha = T_{\alpha 0} + \alpha \sqrt{v}$$
$$T_\beta = T_{\beta 0} + \beta \sqrt{v}$$

gdzie:

$v$  – prędkość grzania,

$T_{\alpha 0}$  – temperatura rekrytalizacji w warunkach równowagi,

$T_{\beta 0}$  – temperatura przemiany fazowej,

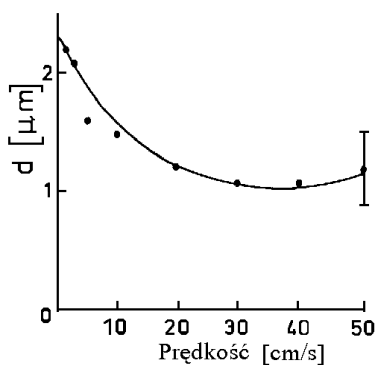
$\alpha, \beta$  – stałe zależne od własności materiału.

Przy prędkościach nagrzewania rzędu  $10^4 - 10^5$  K/s punkty krytyczne przemian mogą ulec przesunięciu aż do temperatury topnienia, co w praktyce oznacza, że przemiany fazowe mogą się na siebie nakładać lub występować w innej kolejności. Możliwa jest również zmiana mechanizmu przemian z dyfuzyjnego na bezdyfuzyjny. Szczegółowe badania dotyczące procesów zachodzących podczas nagrzewania różnych materiałów wiązką laserową zostały przedstawione między innymi w pracach [13, 14, 31]. Dla materiałów nieżelaznych nawet silnie odkształconych, przy prędkościach nagrzewania  $10^3 - 10^4$  K/s w, rekrytalizacja jest silnie tłumiona i nie występuje wzrost ziarna. Również przy laserowym nagrzewaniu stali z szybkością  $10^5 - 10^6$  K/s nie obserwuje się rekrytalizacji aż do temperatury topnienia.

W przypadku stali podeutektoidalnych nagrzewanych z prędkościami ponad  $10^3$  K/s przemiana perlit→austenit nie zachodzi zgodnie z mechanizmem dyfuzyjnym i część ferrytu występuje aż do temperatury  $910^\circ\text{C}$ . W stalach wyżarzanych przemiana każdego składnika strukturalnego zachodzi niezależnie, tj. perlit ulega przemianie w austenit w granicach swoich ziaren a ferryt przemienia się w austenit w temperaturze  $910^\circ\text{C}$ . Przy szybkościach  $10^5 - 10^6$  K/s nie występuje dyfuzja węgla z austenitu utworzonego z perlitu aż do temperatury topnienia. Po hartowaniu laserowym struktura składa się z martenzytu o zawartości 0.8% C

w obszarach dawnego perlitu oraz ferrytu. Badania innych autorów wykazały, że podobne wyniki możliwe są także dla innych gatunków stali [32, 33, 34, 35]. Przy grzaniu stali o strukturze martenzytycznej, martenzyt ulega rozpadowi przy temperaturze przemiany  $\alpha \rightarrow \gamma$ , natomiast austenit szczątkowy nie ulega przemianom. Badania żeliw o zawartości węgla 1.6% wykazały, że wyjściowa wielkość ziarna austenitu, materiału wcześniej zahartowanego nie ulega zmianie przy grzaniu z prędkością  $10^5$ - $10^6$  K/s; rozdrobnienie ziarna austenitu może nastąpić dopiero w przypadku przetopienia.

Również w przypadku stali niskowęglowych (do 0.2% C) wielkość ziarna austenitu zależy od prędkości obróbki [35]. Na rysunku 1.9 przedstawiono wpływ prędkości posuwu próbki, a więc szybkości grzania i chłodzenia materiału, na wielkość ziarna. Podobne wyniki uzyskano również dla materiałów nieżelaznych [36], dla których badano wpływ prędkości chłodzenia na wielkość ziarna stopów Al-Si, Al-Cu-Mg. Zależność wielkości ziarna od szybkości obróbki wykazano również w pracach [8, 37].



Rys.1.9. Wpływ prędkości przesuwu próbki względem padającej wiązki na wielkość ziarna austenitu dla stali o zawartości 0.2% C [35].

Przetopienie warstwy wierzchniej oprócz zmiany wielkości ziarna powoduje także ujednoczenie składu chemicznego stopu. Część faz o wysokiej temperaturze topnienia, które w czasie szybkiego grzania nie ulegną rozpuszczeniu, np. grafit w przypadku żeliw lub węgliki pierwotne w stalach ledeburytycznych, rozpuszcza się dopiero w czasie topnienia materiału. Wówczas jedynie proces z nadtopieniem powierzchni może doprowadzić do ujednorodnienia składu chemicznego tych materiałów.

Struktura metalograficzna warstw metali i stopów przetopionych wiązką laserową kształtowana jest w czasie chłodzenia, którego prędkość może lokalnie

dochodzić nawet do  $10^{11}$  K/s. Parametrami technologicznymi decydującymi o prędkości chłodzenia jest czas obróbki, gęstość mocy promieniowania oraz objętość materiału roztopionego [9, 17, 35]. Im większa grubość roztopionego materiału i mniejsza prędkość przesuwu próbki tym prędkość chłodzenia jest mniejsza.

W obrębie roztopionej strefy występują również różne warunki, tj. różna szybkość chłodzenia i stopień przechłodzenia, co wpływa na strukturę zakrzepłego materiału. Najmniejsza różnica temperatury występuje pomiędzy fazą ciekłą a nieroztopionym materiałem; w tym obszarze krzepnie cienka warstwa stopu przy płaskim froncie krystalizacji [17, 50]. Na skutek przepływu ciepła przez zakrzepłą warstwę od cieczy do rdzenia materiału rozpoczyna się proces wzrostu kryształów kolumnowych lub dendrytów. Procesy zachodzące podczas krzepnięcia zostały omówione w szeregu pracach [11, 21, 31, 35, 41, 42, 43]. W zależności od rodzaju materiału i warunków obróbki materiał może mieć strukturę zbliżoną do struktury wlewa lub spoiny spawalniczej, ale o drobniejszym ziarnie.

Ze względu na bardzo szybkie chłodzenie struktura różni się od równowagowej. W wielu przypadkach stwierdzono rozszerzenie zakresu rozpuszczalności pierwiastków stopowych (efekt ten wykorzystywany jest przy stopowaniu laserowym), tworzenie faz metastabilnych i rozdrobnienie struktury krystalicznej. W przypadku niektórych stopów możliwe jest otrzymanie struktury amorficznej [17, 44, 45].

Duże szybkości chłodzenia sprzyjają powstawaniu naprężeń, powodują deformację materiału oraz wzrost gęstości defektów liniowych i punktowych. Dla czystego aluminium gęstość dyslokacji jest stosunkowo niewielka i niezależna od prędkości chłodzenia, natomiast gęstość defektów punktowych rośnie wraz z prędkością obróbki [36]. W przypadku stopów eutektycznych Al-Si występuje wzrost gęstości zarówno defektów liniowych jak i punktowych wraz ze wzrostem prędkości przesuwu próbki powyżej granicznej prędkości, która wynosi około 1 cm/s. Przy takich warunkach czas jest wystarczający do uzyskania równowagowej koncentracji defektów. Podobne badania przeprowadzono w pracy [46] dla stopów Al-Cu-Mg i Al-Si, dla których badano gęstość dyslokacji w warstwie wierzchniej stopionej laserowo w zależności od prędkości obróbki w zakresie prędkości przesuwu od 0.1 do 10 cm/s. Stwierdzono, że minimum gęstości dyslokacji występuje przy prędkości 1 cm/s. Powyżej tej wartości gęstość dyslokacji rośnie, ale nie w sposób liniowy jak podano w pracy [46]. Przyczyną rozbieżności wyników badań są prawdopodobnie odmienne zakresy parametrów obróbki laserowej, a co za tym idzie różne prędkości nagrzewania i chłodzenia materiału, co nie pozwala na porównywanie wyników.

Podobny problem występuje w przypadku analizy struktury zakrzepłego materiału i identyfikacji poszczególnych faz. Większość publikacji dotyczących przetapiania i stopowania laserowego, zawiera opis mikrostruktury warstwy wierzchniej materiału. Jednak ze względu na stosowanie różnych parametrów obróbki wyniki badań różnią się znacznie między sobą i przy braku szczegółowych danych o warunkach obróbki laserowej niemożliwe jest wyciąganie wniosków ogólnych. Zmiana nawet jednego parametru może powodować zmiany w prędkości nagrzewania i chłodzenia, a przez to grubości warstwy przetopionej, koncentracji pierwiastków stopowych, a także różnice w składzie fazowym otrzymanej warstwy wierzchniej.

Jak wcześniej wspomniano, wspólną cechą warstw stopowych jest ich duża jednorodność struktury i składu chemicznego. W przypadku występowania kilku składników strukturalnych, np. eutektyki, związków międzymetalicznych itp. są one równomiernie rozłożone w całej objętości przetopionego materiału z wyjątkiem wąskiej, zwykle kilku mikronowej, strefy przylegającej do materiału nieprzetopionego. W strefie tej zwykle stwierdza się obniżoną koncentrację pierwiastków stopowych w stosunku do reszty materiału przetopionego. Według niektórych autorów jest to strefa dyfuzyjna [9, 47, 48], natomiast inni autorzy [11, 50] sugerują, że jest to strefa przyścienna, w której procesy przepływu i mieszania cieczy zachodzą znacznie wolniej.

Na podstawie przeprowadzonych dotychczas badań można wnioskować, że w wyniku modyfikacji WW z przetopieniem powierzchni uzyskuje się warstwy charakteryzujące się: dużą jednorodnością składu chemicznego, równomiernym rozmieszczeniem faz w obszarze przetopionym, drobnoziarnistą strukturą i występowaniem dużej ilości defektów strukturalnych. Powstające defekty to wakanse i dyslokacje. Można zauważyć obecność strefy gradientowej przy granicy z materiałem nieprzetopionym o odmiennej koncentracji pierwiastków niż w centralnej strefie przetopienia.

Przetopienie warstwy wierzchniej wiązką laserową powoduje na ogół wzrost twardości materiału na skutek następujących czynników:

- silnego rozdrobnienia ziarna,
- wydzielenia się twardych, drobno dyspersyjnych faz,
- przesylenia warstwy wierzchniej składnikami stopowymi,
- wzrostu gęstości defektów punktowych i liniowych,
- dużych naprężeń w warstwie wierzchniej.

W zależności od rodzaju materiału obrabianego, dodatków stopowych oraz warunków obróbki decydujący wpływ na twardość materiału mogą mieć różne z wymienionych czynników.

Dla stopów aluminium występuje wzrost twardości wraz z rozdrobnieniem ziarna [51]. Nie jest to zależność liniowa, w pewnym zakresie parametrów obróbki (szybkości chłodzenia) nakładają się procesy wydzieleniowe i rozdrobnienie ziarna. Podobne badania przeprowadzone dla stali podeutoktoidalnych wykazały związek twardości z wielkością ziarna austenitu. Stwierdzono liniowy związek twardości z wielkością ziarna tylko dla pewnego zakresu parametrów obróbki.

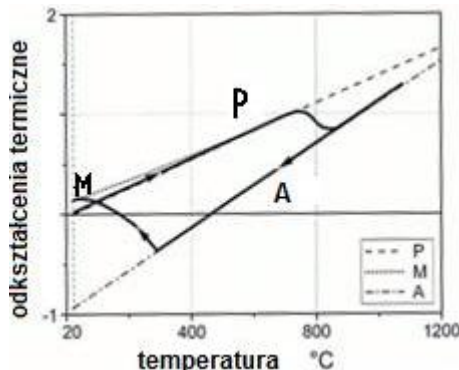
Istotnym czynnikiem w przypadku stopowania laserowego jest wzrost koncentracji wprowadzanych pierwiastków. Może on powodować wzrost twardości warstwy wierzchniej. W pracy [55] stwierdzono wzrost twardości warstwy wierzchniej stali węglowej po nasyceniu borem wraz ze wzrostem zawartości tego składnika w warstwie wierzchniej. Jednak optymalne właściwości użytkowe uzyskano przy niższej twardości i koncentracji boru. Wzrost twardości wraz ze wzrostem zawartości pierwiastka stopującego – wanadu, obserwuje się dla stali szybko tnącej SW7M [53, 54].

W przypadku stopowania materiałów o złożonym składzie chemicznym i strukturalnym, np. żeliw, stali szybko tnących i niektórych gatunków stali, przetopienie może spowodować obniżenie twardości na skutek rozpuszczenia umacniających faz węglkowych i braku ponownego wydzielenia się ich przy krystalizacji. Również gwałtowne chłodzenie stali może spowodować, że ferryt nie zdąży zamienić się w austenit i pozostaje w strukturze przechłodzonego materiału powodując obniżenie twardości i odporności na ścieranie [55].

#### Naprężenia własne po przetapianiu laserowym

Duże prędkości nagrzewania i chłodzenia powierzchni wywołują powstawanie naprężeń termicznych. Rodzaj i wartość tych naprężeń zależą od typu obróbki, gradientu temperatury oraz przemian fazowych zachodzących w czasie procesu. Wszystkie obróbki związane z przetopieniem powierzchni na ogół prowadzą do powstania naprężeń rozciągających, co związane jest z nierównomiernym procesem grzania i chłodzenia obrabianej warstwy [56, 57]. W czasie chłodzenia stopiony materiał krzepnie i zmniejsza swoją objętość. W tym samym czasie ciepło jest odprowadzane do podłoża, które na skutek rozszerzalności cieplej zwiększa swoją objętość. Zjawiska te prowadzą do powstawania naprężeń cieplnych, odkształceń plastycznych a nawet pęknięć lub odwarstwień warstwy wierzchniej.

Oprócz naprężeń cieplnych w WW możliwe jest pojawienie się naprężeń strukturalnych związanych z zachodzeniem przemian fazowych. Przykładem może być przemiana martenzytyczna w stalach, która poprzez wzrost objętości fazy martenzytycznej powstającej w czasie chłodzenia wprowadza do WW dodatkowe naprężenia ściskające. Wówczas naprężenia w WW są wypadkową od naprężeń cieplnych oraz strukturalnych. Na rysunku 1.10 przedstawiono schemat odkształceń cieplnych powierzchni stali grzanej laserowo. W początkowej fazie materiał o strukturze perlitu „P” nagrzewa się, zwiększając swoją objętość. W temperaturze około 800°C zachodzi przemiana austenityczna i następuje dalsze nagrzewanie austenitu „A”. Przy chłodzeniu austenit liniowo zmniejsza swoją objętość aż do temperatury martenzytycznej, wówczas powstaje martenzyt o większej objętości a jego wydzielenie powoduje odkształcenia termiczne.



Rys.1.10. Ewolucja odkształceń cieplnych w stali podczas grzania wiązką laserową. A – austenit, P – perlit, M – martenzyt [14].

Wyniki badań wskazują jednoznacznie, że w przypadku procesów laserowego ulepszania warstwy wierzchniej związanej z przetopieniem powierzchni występują naprężenia rozciągające. Na wartość tych naprężeń ma wpływ szereg czynników takich jak: parametry obróbki laserowej, tj. gęstość mocy promieniowania, sposób obróbki laserowej, czy jest to pojedyncze przejście czy obróbka wielościeżkowa, stopień przykrycia ścieżek a także rodzaj materiału i przemiany fazowe zachodzące w trakcie obróbki. Wartość mierzonych naprężeń zależy także od przyjętej metody pomiarowej.

W pracy [58] analizowano wartość naprężeń warstwy wierzchniej po laserowym natapianiu stali nierdzewnej na stal ferrytyczną w zależności od przyjętej metody pomiarowej. Naprężenia wyznaczano czterema różnymi metodami: dyfrakcją neutronową ND, metodą wiercenia otworu DH, ring core RC oraz obliczano metodą elementów skończonych przy wykorzystaniu nieliniowej

sprężysto-plastycznej analizie. We wszystkich przypadkach uzyskano naprężenia rozciągające w WW, jednak zmierzone, przy powierzchni, wartości różniły się w zależności od zastosowanej metody od około +500 MPa do +250 MPa.

Szerokie badania naprężeń w WW dwóch gatunków stali po hartowaniu laserowym przeprowadzono w pracy Kovalienko'wa [57]. Badania wykazały, że wartość naprężeń zależy głównie od parametrów obróbki laserowej. Przy niskich gęstościach mocy promieniowania, gdy nie występuje proces topnienia uzyskiwano naprężenia ściskające rzędu -400 MPa. Przy nadtopieniu powierzchni występowały naprężenia rozciągające a ich wartość rosła wraz z gęstością mocy promieniowania i głębokością przetopienia od +100 do +900 MPa.

Analiza naprężeń metodą rentgenowską w WW stopu tytanu Ti-6Al-4V przetapianego wiązką laserową, przedstawiona w pracy [59], wykazała, że rozkład naprężeń przy powierzchni, wzdłuż linii prostopadłej do osi przesuwu próbki względem wiązki laserowej w pojedynczej ścieżce laserowej jest niejednorodny. Stwierdzono, że w centrum przetopienia występują naprężenia rozciągające rzędu +100 MPa, natomiast przy granicy z materiałem nieprzetopionym naprężenia ściskające. Badano również rozkład naprężeń materiału przetapianego wielościeżkowo przy 50% stopniu przykrycia ścieżek. W tym przypadku stwierdzono, że wraz z kolejnymi przejściami wartość naprężeń silnie rośnie. Wartości naprężeń w pierwszej ścieżce są najmniejsze, od -50 MPa do +100 MPa, zbliżone do wyników uzyskanych dla pojedynczej ścieżki. Przy kolejnych przejściach występują tylko naprężenia rozciągające a ich wartość rośnie z liczbą przejść lasera osiągając maksimum + 560 MPa w okolicach osi czwartej ścieżki. Wysoka wartość naprężeń rozciągających tłumaczy pojawianie się pęknięć przy przetapianiu wielościeżkowym, zjawisko to nie jest obserwowane dla pojedynczych ścieżek laserowych.

Badania naprężeń stali chromowej przetapianej laserowo, wykonane wzdłuż osi pojedynczych ścieżek, wykazały występowanie naprężeń rozciągających przy powierzchni. W tym przypadku wartości naprężeń również znacznie się różniły w zależności od miejsca pomiarowego [60].

Grum i Sturm analizowali odkształcenia i naprężenia w trakcie procesu laserowego przetapiania żeliwa przy różnych stopniach przykrycia ścieżek laserowych i różnych strategiach obróbki – kolejności wykonywania ścieżek laserowych [61]. Stwierdzono, że najwyższe naprężenia rozciągające przy powierzchni zawsze występowały, gdy nie zachodziło przykrywanie się ścieżek laserowych. Ze wzrostem stopnia przykrywania się ścieżek naprężenia rozciągające malały, co tłumaczono przemianą austenitu szcążkowego oraz efektem odpuszczania w strukturze martenzytycznej. Również przyjęta strategia obróbki

powierzchni miała wpływ na wartość naprężeń, lecz w mniejszym stopniu niż stopień przykrycia ścieżek.

Naprężenia rozciągające w warstwie wierzchniej dominują również w przypadku laserowego stopowania stali Stelitem kobaltowym. Badania takie, przy różnych parametrach obróbki laserowej, przeprowadzono między innymi w pracach [62, 63]. Obecność naprężeń ściskających stwierdzono po stopowaniu stopu niklu ZS6-k stopem NiAl50 [64]. Stwierdzono, że wartość naprężeń zależy przede wszystkim od warunków obróbki laserowej. W przypadku niższych prędkości obróbki stwierdzono mniejszą wartość naprężenia. Obecność naprężeń ściskających w warstwie stopowej autor pracy tłumaczy obecnością ściskających, dużych naprężeń strukturalnych, które przewyższają naprężenia cieplne w warstwie wierzchniej. Również w przypadku przetapiania stali chromowej przy dłuższych czasach oddziaływania wiązki uzyskano naprężenia ściskające, a naprężenia rozciągające w przypadku krótkich czasów [65].

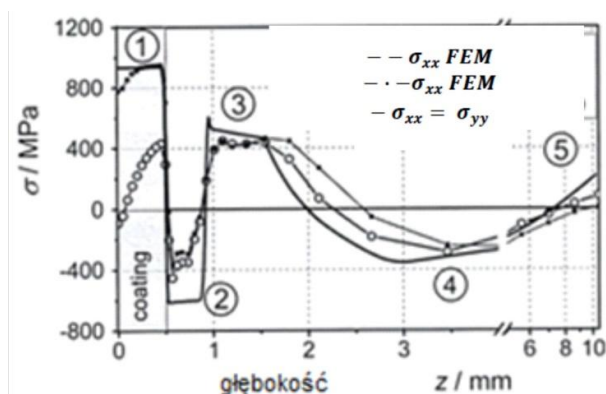
Wyniki dotychczas przeprowadzonych badań wskazują, że przetopienie i stopowanie warstwy wierzchniej większości metali i stopów wiązką laserową prowadzi do powstawania rozciągających naprężeń własnych. Ich wartość silnie zależy od parametrów procesu, składu chemicznego i fazowego warstwy wierzchniej a także miejsca pomiaru.

Matematyczne modelowanie stanu naprężeń w przypadku modyfikacji laserowej z przetopieniem jest zagadnieniem bardzo złożonym ze względu na dużą liczbę czynników wpływających na stan naprężeń WW. Dokładne obliczenia możliwe są jedynie przy zastosowaniu metod numerycznych, chociaż modele analityczne stosowane są również w celu poznania zjawisk występujących w czasie obróbki [13]. W ostatnich latach opracowano modele pozwalające określić stan naprężeń z uwzględnieniem przemian fazowych w materiale [66, 67, 68], co pozwoliło na uzyskanie lepszej zgodności wyników teoretycznych i eksperymentalnych. W pracy [67] przedstawiono model teoretyczny procesu natapiania Stelitu 21 na stal węglową 1045 i rozkład naprężeń zarówno w pojedynczej ścieżce laserowej jak i przy obróbce wielościeżkowej. Na rysunku 1.11 przedstawiono przykładowe wyniki obliczeń rozkładu naprężeń poprzecznych  $\sigma_{xx}$  i wzdłużnych  $\sigma_{yy}$  dla stali węglowej stopowanej Stelitem, uzyskane metodą FEM oraz metodą analityczną w przekroju prostopadłym do kierunku ruchu próbki. Obie składowe naprężeń mają wartości dodatnie. Generalnie, uzyskano wyższą wartość naprężeń wzdłużnych niż poprzecznych. W pokryciu stelitowym występują naprężenia rozciągające. Naprężenia ściskające stwierdzono w podłożu, w obszarze,



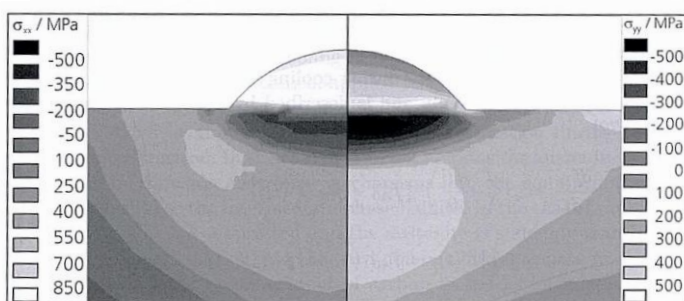
w którym wystąpiła przemiana martenzytyczna. Przestrzenny rozkład naprężeń poprzecznych  $\bar{\sigma}_{xx}$  i wzdłużnych  $\bar{\sigma}_{yy}$  przedstawia rysunek 1.12.

W przypadku platerowania wykonuje się zwykle wiele przetopień. Analizę zmian naprężeń przedstawiono w pracy [13]. Podobnie jak dla pojedynczego przetopienia otrzymano naprężenia rozciągające w warstwie przetapianej. Najmniejsze naprężenia rozciągające stwierdzono dla pierwszej ścieżki laserowej, co jest zgodne z obserwacjami doświadczalnymi uzyskanymi w pracy Strum'a.



Rys.1.11. Rozkład naprężeń w warstwie Stellite 21 natopionego na stal węglową obliczony według różnych modeli [67].

Wartość i rozkład naprężeń własnych ma duży wpływ na takie własności jak wytrzymałość zmęczeniowa, odporność na zużycie i pękanie. Aby zapobiec powstawaniu pęknięć stosuje się wygrzewanie przed lub po laserowej modyfikacji obrabianych elementów. Obróbka ta powoduje zmniejszenie prędkości grzania i chłodzenia WW. Szczególnie w przypadku warstw stellite'ów wstępne podgrzanie elementu przed obróbką, indukcyjnie lub w piecu, pozwala na uniknięcie pęknięć w warstwie przetapianej laserowo. Wpływ temperatury wygrzewania na maksymalną wartość naprężeń rozciągających w warstwie Stellite 21 naniesionego na dwa gatunki stali – węglową i kwasoodporną 304, analizowano w pracy [13]. Znaczną redukcję naprężeń uzyskano tylko w przypadku natapiania Stellite na stal stopową. Zabieg ten wydłuża jednak proces wytwarzania, podnosi koszty, często powoduje niekorzystne zmiany mikrostruktury i twardości, związane z mniejszą szybkością chłodzenia.



Rys.1.12. Rozkład naprężeń w pojedynczej ścieżce laserowej stali węglowej z natopioną warstwą Stellite [13].

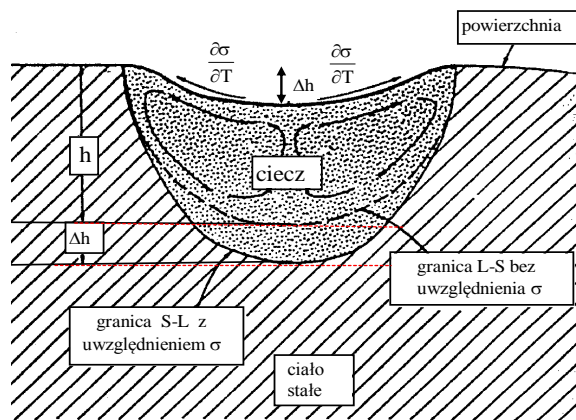
Inną metodą redukcji naprężeń jest nagniatanie powierzchniowe. Ze względu na wysokie twardości warstw i zazwyczaj stosunkowo duże grubości proces ten nie znalazł dotychczas zastosowania w przemyśle. Nagniatanie powierzchniowe było tematem nielicznych prac badawczych. Próby redukcji naprężeń oraz zmniejszenia chropowatości poprzez powierzchniową obróbkę plastyczną zostały przeprowadzone przez Ignatiev'a i współpracowników [70]. Warstwę azotku tytanu wytworzoną poprzez stopowanie laserem impulsowym poddano nagniataniu rolką, w wyniku, czego uzyskano redukcję naprężeń rozciągających oraz zmniejszenie wysokości chropowatości tym większe im wyższe nierówności występowały po procesie laserowej obróbki. W cienkich warstwach TiN, do  $5\mu\text{m}$ , nie stwierdzono mikropęknięć po nagniataniu, co autorzy tłumaczą występowaniem stosunkowo grubej ( $150\mu\text{m}$ ), plastycznej warstwy materiału pod warstwą azotku tytanu. Innym rozwiązaniem jest zastosowanie klasycznego procesu „shot-peening” po przetopieniu laserowym. Badania takie zostały przeprowadzone przez De Hosson'a i Noordhuis'a [71]. W wyniku hartowania przetopieniowego stali wiązką laserową i „shot-peeningu” uzyskano zmianę naprężeń rozciągających w warstwie wierzchniej z  $+1200\text{ MPa}$  do  $-900\text{ MPa}$ , w strefie o grubości około  $70\mu\text{m}$ . Zastosowana obróbka przy spadku twardości materiału spowodowała dwukrotny wzrost odporności na zużycie przez tarcie.

### Struktura geometryczna powierzchni

Problem struktury geometrycznej powierzchni – SGP po przetopieniu wiązki laserowej praktycznie nie został rozwiązany. Pomimo długoletnich badań prowadzonych w wielu ośrodkach nie opracowano dotychczas spójnych modeli fizycznych i matematycznych opisujących zagadnienia konstytuowania SGP w procesie obróbki laserowej. Brak jest również kompleksowych prac eksperymentalnych na ten temat, w szczególności dla obróbki wiązką ciągłą.

Pierwsze prace pojawiły się pod koniec lat 70-tych i na początku lat 80-tych [9, 11, 48, 74]. Stwierdzono, że w wyniku stopienia powierzchni powstaje chropowata warstwa, w której na granicy z materiałem nieprzetopionym powstają charakterystyczne wzniesienia, tzw. wypłytki. W zależności od zastosowanych parametrów obróbki laserowej wypłytki te mogą osiągać wysokość od kilkunastu nawet do 100  $\mu\text{m}$  [11, 74]. Za zmiany kształtu powierzchni odpowiedzialny jest ruch termokapilarny topionego wiązka laserową materiału. Pierwsze próby oszacowania wielkości zmian geometrii powierzchni po przetopieniu wiązką laserową przedstawiono w 1977 r., w pracy Cline'a i Anthony'ego [74]. Schemat zmian geometrii powierzchni pod wiązką laserową przedstawiono na rysunku 1.13. Na skutek sił napięcia powierzchniowego występuje ruch cieczy od centrum, gdzie jest najwyższa temperatura, do brzegów przetopienia o najniższej temperaturze. Dochodzi do obniżenia lustra cieczy w centrum strefy przetopionej. W modelu tym uwzględniono tylko zmiany napięcia powierzchniowego ze wzrostem temperatury cieczy. W przypadku metali napięcie powierzchniowe maleje z temperaturą, co powoduje ruch wirowy cieczy w kierunku pokazanym na rysunku 1.13. Ze względu na liczne założenia upraszczające ten model procesy pozwolił jedynie na jakościową, a nie ilościową analizę zagadnienia.

Większość prac dotyczących kształtu powierzchni po przetopieniu odnosi się do obróbki materiałów wiązką impulsową. Wyniki tych badań nie mogą być jednak przeniesione wprost na obróbkę laserową wiązką ciągłą, gdyż w przypadku wiązki impulsowej duży wpływ na SGP ma ciśnienie parującego metalu. Przyjmuje się, że, przy parametrach procesu, dla których ciśnienie par jest niewielkie, zjawiska fizyczne zachodzące przy obróbce impulsowej i ciągłej są zbliżone. SGP jest kształtowana na skutek ruchu termokapilarnego cieczy, a wówczas głównymi parametrami decydującymi o SGP jest rozkład gęstości mocy promieniowania i czas obróbki.

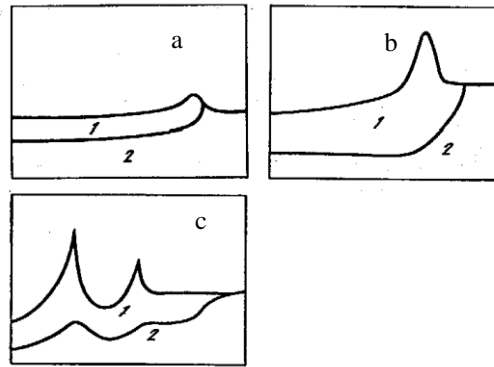


Rys.1.13. Ruch cieczy wywołany gradientem sił napięcia powierzchniowego pod wpływem oddziaływania wiązki laserowej na metal. S – L – granica rozdziału faz ciało stałe – ciecz (Solid –Liquid),  $h$  – grubość cieczy  $\Delta h$ - przyrost grubości cieczy na skutek konwekcji termokapilarnej [74].

Chen et al. [78] i Willis [130] w 2000 r. wykazali, że zależnie od energii impulsu, występuje kilka typowych kształtów powierzchni po przetopieniu wiązki impulsową: typ „V” – krater, typ sombrero „W” oraz sombrero z podwójnym pierścieniem. W pracy Chen’a [78] wykazano, że kształt powierzchni zależy nie tylko od energii impulsu laserowego i rozkładu temperatury na powierzchni ciekłego metalu, ale także od pierwiastków powierzchniowo czynnych. Po przekroczeniu odpowiedniej temperatury występujące na powierzchni tlenki ulegają rozpadowi, co może powodować taką koncentrację pierwiastków na powierzchni, która zmienia znak napięcia powierzchniowego i przepływ cieczy odbywa się od brzegów przetopienia do centrum. Zgodnie z tą teorią efekt ten jest odpowiedzialny za kształt powierzchni typu sombrero dla stopu Ni-P [76].

Obliczenia kształtu powierzchni po przetopieniu wiązki impulsową o różnym rozkładzie energii w wiązce zostały przedstawione w pracy [17]. Autorzy opracowali model procesu dla dwuwymiarowego przypadku nagrzewania, topnienia, parowania materiału oraz ruchu cieczy z uwzględnieniem sił napięcia powierzchniowego i lepkości cieczy. Obliczenia wykazały, że przy jednorodnym rozkładzie gęstości mocy powierzchnia po zakrzepnięciu powinna pozostać gładka. Wzrost wysokości wypływu występuje przy wzroście temperatury początkowej materiału. W przypadku niejednorodnego rozkładu energii profil powierzchni po zakrzepnięciu jest również niejednorodny i w pewnym zakresie odzwierciedla rozkład energii w wiązce laserowej. Rysunek 1.14 przedstawia wyniki obliczeń kształtu powierzchni dla różnej temperatury powierzchni i rozkładu energii w impulsie laserowym.

Wzrost temperatury materiału powoduje wzrost wysokości wypływek oraz głębokości przetopienia – rysunek 1.14. a i b, natomiast zmiana rozkładu energii zmienia kształt przetopu – rys. 1.14 c.



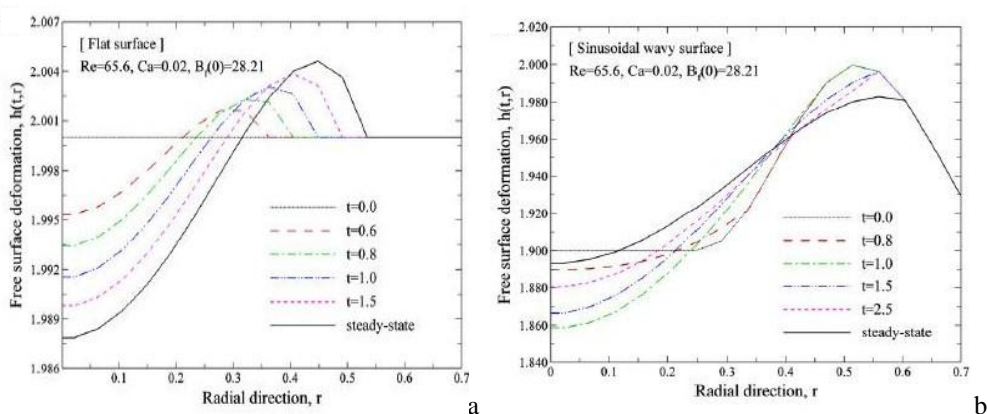
Rys.1.14. Wpływ rozkładu energii promieniowania  $q$  i temperatury początkowej powierzchni  $T_0$  na deformację powierzchni roztopionej pojedynczym impulsem laserowym o długości  $10^{-6}$  s i gęstości energii  $q_0 = 20 \text{ MW/cm}^2$  i  $r$ , 1- ciecz, 2 – ciało stałe

- a:  $q = q_0 \exp(-r^2/a^2) \equiv q_1$ ,  $t = 15 \cdot 10^{-6}$  s, temperatura początkowa  $T_0 = 300 \text{ K}$ ,  
 b:  $q = q_0 \exp(-r^2/a)$ ,  $t = 15 \cdot 10^{-6}$  s,  $T_0 = 1600 \text{ K}$ ,  
 c:  $q = q_0 [\cos^2(3\pi r/2a) + 1/2]$ ,  $t = 25 \cdot 10^{-6}$  s,  $T_0 = 300^\circ\text{C}$  [17].

Rozwój technik numerycznych spowodował, że w ostatnich dziesięciu latach pojawiły się nowe prace teoretyczne dotyczące modelowania kształtu powierzchni po przetopieniu wiązką laserową. Są to rozwiązania dla przypadków uproszczonych, zwykle osiowosymetrycznych, gaussowskiego źródła promieniowania i przy założeniu nieruchomej wiązki względem próbki. Często przyjmuje się rozwiązania dla procesu płytkiego spawania wiązką laserową lub metodą tradycyjną. Pierwsze uproszczone rozwiązanie zostało przedstawione przez Iwamoto et al. w 1998 roku [79] dla Gaussowskiego źródła promieniowania i wykazało, że kształt powierzchni jest zbliżony do krateru (typ V). Fun [80] przedstawił rozwiązanie zagadnienia z uwzględnieniem sił kapilarnych dla procesu spawania GTAW.

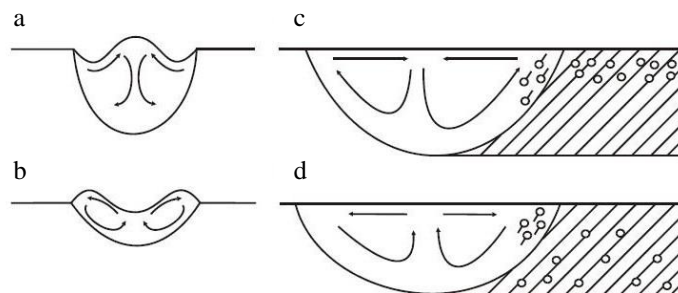
Sim i Kim 2005 [79] analizowali wpływ liczby Reynolds'a –  $Re$  na kształt strefy przetopionej. Stwierdzono, że dla dużych liczb  $Re$  powierzchnia może mieć kształt zarówno krateru jak i sombrero. Model przetapiania z uwzględnieniem deformacji powierzchni przy oddziaływaniu wiązki laserowej z płaską powierzchnią przedstawiono również w pracach Ha i Kim [82], Ha 2006 [83] dla dwuwymiarowego i osiowosymetrycznego przypadku, który potwierdził obserwacje doświadczalne, że powierzchnia po przetopieniu ma kształt krateru. Wszystkie te prace zakładały oddziaływanie wiązki laserowej z płaską powierzchnią.

W najnowszym modelu, Kim [84] analizował wpływ początkowego kształtu powierzchni na profil powierzchni po przetopieniu materiału. Obliczenia przeprowadzono dla przypadku oddziaływania wiązki laserowej z powierzchnią płaską, paraboliczną oraz sinusoidalną. Analizowano zmiany topografii powierzchni w czasie topnienia dla różnych warunków procesu. We wszystkich przypadkach po zakrzepnięciu stwierdzono w centrum występowanie krateru, zaś na granicy z materiałem nieprzetopionym powstawała wypływka. Stopień zakrzywienia powierzchni nie wpływa istotnie na kształt i głębokość krateru. Mniejszą głębokość krateru w stosunku do powierzchni płaskiej oraz parabolicznej stwierdzono w przypadku powierzchni sinusoidalnej oraz przy dużych liczbach Reynoldsa spowodowane szybszym przepływem cieczy do centrum krateru. Rysunek 1.15 przedstawia kształt powierzchni dla różnego czasu oddziaływania wiązki z materiałem dla powierzchni wyjściowej płaskiej i sinusoidalnej [84].



Rys.1.15. Kształt powierzchni po różnym czasie oddziaływania wiązki z materiałem dla wyjściowej powierzchni: a – płaskiej, b – sinusoidalnej [84].

W pracy [86] stwierdzono, że zawartość siarki i związany z nią kierunek przepływu cieczy ma również wpływ na kształt powierzchni i rozmieszczenie porów. W przypadku przepływu od brzegów do środka powierzchnia przybiera kształt typu „W” (rys. 1.16.a), pory występują w górnej strefie przetopu. Dla ujemnego gradientu napięcia powierzchniowego powierzchnia ma kształt krateru, typ „V”, a pory rozmieszczone są równomiernie w całej strefie (rys. 1.16 b i d).



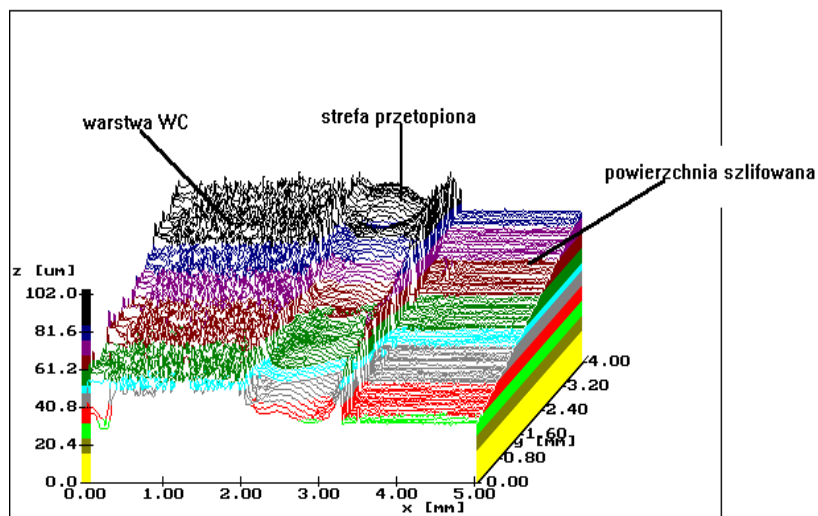
Rys.1.16. Wpływ kierunku przepływu cieczy na kształt powierzchni i rozmieszczenie porów [86].

Dotychczas opracowane nieliczne modele nie uwzględniają procesu krystalizacji i skurczu materiału z tym związanego, oddziaływania atmosfery i pierwiastków powierzchniowo czynnych oraz tworzenia się tlenków. Brak jest opisu procesu uwzględniającego ruch próbki względem wiązki, który może znacząco zmienić kształt strefy przetopionej w stosunku do pojedynczego impulsu.

Część prac dotyczących struktury geometrycznej powierzchni obejmuje badania doświadczalne wpływu różnych czynników na chropowatość powierzchni i zalecenia dla technologów w celu uzyskania gładkich powierzchni. W większości procesów związanych z przetopieniem powierzchni chropowatość po obróbce laserowej jest duża. Aby uzyskać wymagane w budowie maszyn wysokości chropowatości zaleca się szlifowanie lub docieranie powierzchni po modyfikacji laserowej.

W eksperymentalnej pracy Grigorijanc'a i Safonow'a [48], jednej z nielicznych, w której problem ten został poruszony stwierdzono, że wygładzenie powierzchni można uzyskać poprzez zastosowanie drugiego przetopienia warstwy wierzchniej przy małej gęstości mocy promieniowania i małych prędkości przesuwu próbki. W wyniku tego rodzaju obróbki następuje stopnienie cienkiej warstwy, utworzonej przy pierwszym przejściu wiązki laserowej. Ze względu na jej małą grubość, w warstwie tej powstaje szereg drobnych wirów, które korzystniejszym kształtują strukturę geometryczną powierzchni aniżeli wiry powstające przy głębokim przetopieniu. Brak jest jednak konkretnych wyników badań doświadczalnych. Stwierdzono jedynie, że przez zastosowanie wygładzenia laserowego możliwe jest uzyskanie chropowatości powierzchni porównywalnej do chropowatości po toczeniu. Ponieważ wysokości nierówności po toczeniu mogą wynosić od kilku do kilkuset mikrometrów w zależności czy jest to proces zgrubny czy toczenie dokładne oraz przy jakich parametrach został przeprowadzony

stwierdzenie to jest bardzo nieprecyzyjne. Zalecenie stosowania małych prędkości obróbki jest sprzeczne z wnioskami wynikającymi z wcześniejszych teoretycznych prac Anthony'ego i Cline'a [72, 84] gdzie wykazano, iż przy wzroście prędkości obróbki chropowatość maleje.



Rys.1.17. Widok powierzchni stali z pokryciem WC po przetopieniu wiązką laserową [87].

Problem struktury geometrycznej powierzchni po przetopieniu laserowym wiązką ciągłą został przedstawiony w pracach [85-89]. Analizowano w nich wpływ warunków procesu przetapiania oraz rodzaju materiału na chropowatość i falistość powierzchni. Potwierdzono, że SGP kształtowana jest w wyniku termokapilarnego ruchu cieczy i zmienia się z jej charakterem [87]. Wzrost gęstości mocy i czasu oddziaływania wiązki z materiałem wpływa na wzrost chropowatości. W przypadku procesu stopowania, bez dodatkowych zabiegów, nie jest możliwe uzyskanie powierzchni o dużej gładkości wymaganych w budowie maszyn. Ze względu na specyficzny kształt powierzchni po przetopieniu laserowym standardowe pomiary profilowe chropowatości nie pozwalają na pełną analizę SGP. Ocena chropowatości powinna obejmować również pomiary 3D. Powierzchnie przetapiane laserowo wymagają stosowania dodatkowej obróbki wykończeniowej, która wyeliminowałaby przede wszystkim falistość powierzchni występującą w kierunku zgodnym z kierunkiem ruchu próbki. Typowy obraz powierzchni po stopowaniu laserowym stali węglowej węglikiem wolframu przedstawiono na rysunku 1.17. Widoczne są wypłytki przy granicy z materiałem nieprzetopionym oraz falistość równoległą do osi ścieżki.

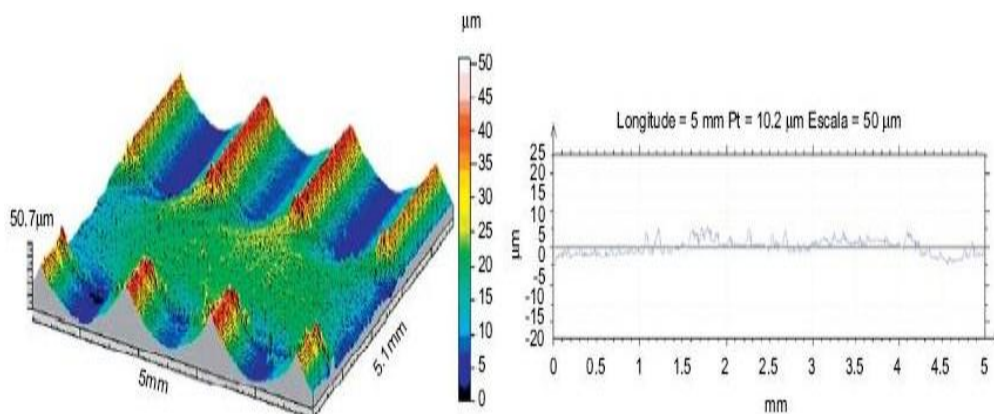


W stosunku do chropowatości naniesionej przed obróbką warstwy WC można stwierdzić wygładzenie po przetopieniu laserowym.

W praktycznych zastosowaniach w celu zmniejszenia wysokości wypływek obszaru przetapianego, stosuje się obróbkę wiązką rozogniskowania o równomiernym rozkładzie energii. Stosowane są wiązki promieniowania w kształcie prostokąta, które topią cały modyfikowany obszar w trakcie jednego przejścia [9, 48]. Innym rozwiązaniem jest zastosowanie drgań wiązki laserowej tak, aby objęła ona cały obszar obrabiany. Metody te związane są z koniecznością użycia laserów dużej mocy. Brak jest kompleksowych badań nad wpływem tego sposobu obróbki na chropowatość powierzchni oraz porównawczych SGP uzyskanej tym sposobem i poprzez obróbkę wiązką niemodulowaną. Metoda ta jest stosowana głównie w celu uniknięcia niejednorodności mikrostruktury materiału, pojawiającej się w miejscach nakładania się ścieżek laserowych w procesie skanowania powierzchni.

W ostatnich latach podjęto próby zastosowania wiązki laserowej do wygładzania powierzchni po obróbce mechanicznej. Metoda polega na stopieniu cienkiej warstwy materiału o dużej chropowatości, np. po frezowaniu [90] czy obróbce elektroiskrowej [91]. Na skutek przetopienia następuje rozplynięcie się wierzchołków chropowatości i wygładzenie powierzchni. Na rysunku 1.18 przedstawiono powierzchnię po frezowaniu wygładzoną w wyniku przetopienia laserowego. Metodą tą uzyskano redukcję średnich wysokości nierówności rzędu 70%-80%, parametr  $R_a$  wynosił poniżej 0.5  $\mu\text{m}$ . W pracy nie analizowano falistości. W wyniku obróbki nastąpiła typowa dla przetopienia modyfikacja mikrostruktury i powstały duże naprężenia rozciągające, prowadzące do mikropęknięć, przy zastosowaniu większych prędkości obróbki.

Znacznie więcej prac zostało poświęcone strukturze geometrycznej powierzchni w przypadku obróbki materiałów wiązką impulsową. Już w 1977 roku Kovalienko [55] określił doświadczalnie zależność wysokości chropowatości, powstającej po przetopieniu powierzchni wiązką impulsową, w zależności od kroku obróbki  $S$  i średnicy strefy przetopionej  $D$ . Stwierdził on doświadczalnie, że w przypadku przetapiania powierzchni optymalną chropowatość uzyskuje się przy nakładaniu się śladów obróbki w 75%. Przy pokryciu śladów  $(0 - 0.6)D$  chropowatość powierzchni rośnie, a powyżej 80% ponownie maleje. Najniższą chropowatość uzyskuje się przy zastosowaniu niskich gęstości mocy promieniowania, przy którym uzyskuje się małe głębokości przetopienia.

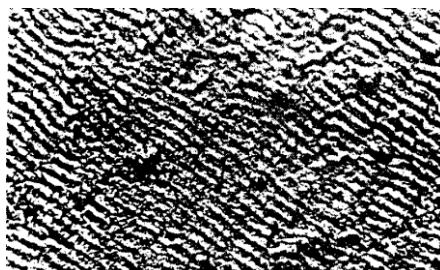


Rys.1.18. Struktura geometryczna powierzchni po laserowym polerowaniu powierzchni frezowanej stali narzędziowej [83].

W przypadku obróbki impulsowej przyjmuje się, że głównym czynnikiem decydującym o profilu powierzchni po zakrzepnięciu jest ciśnienie par materiału obrabianego, które powoduje “wyrzucanie” materiału z centralnego obszaru i powstawanie charakterystycznych wypływek na granicy z obszarem nieprzetopionym. Uprozczone rozważania na ten temat przedstawiono w pracach [11, 17]. Na podstawie wyliczeń prędkości ruchu cieczy stwierdzono, że przy czasie impulsu krótszych niż  $10^{-5}$  s dominującą rolę w procesie ruchu cieczy ma ciśnienie par metali. Energia impulsu wywołująca wypłynięcie materiału poza obręb jeziorka ciekłego metalu rośnie wraz ze wzrostem średnicy wiązki laserowej.

Przy dłuższym czasie impulsu decydujący wpływ na proces wyrzucania cieczy ma niejednorodność ciśnienia par na powierzchni ciekłego materiału. Wyrzucanie metalu następuje, gdy ciśnienie par jest duże. Przy gęstościach mocy promieniowania rzędu  $1 \text{ MW/cm}^2$  ciśnienie to wynosi dziesiątki atmosfer.

Innym, często badanym zjawiskiem, występującym w czasie obróbki impulsowej, przy przetopieniu cienkich warstw jest tworzenie się na powierzchni materiału struktury periodycznej, tzw. PS (Periodic Structure) lub PSS (Periodic Surface Structure). Od połowy lat 80-tych zagadnieniu temu poświęcono wiele prac teoretycznych i badań doświadczalnych [11, 73, 92, 93]. Struktura periodyczna powstaje przy przetopieniu cienkiej (do kilku  $\mu\text{m}$ ) warstwy wierzchniej metali i półprzewodników. Na rysunku 1.19 przedstawiono zdjęcia skaningowe powierzchni stali, dla którego uzyskano taką strukturę.



Rys.1.19. Zdjęcie SEM powierzchni stali po stopieniu wiązką impulsową lasera CO<sub>2</sub> [11].

Na podstawie przeprowadzonych prac [8, 50, 73] stwierdzono, że struktury periodyczne występują w wyniku niestabilności procesów pojawiających w czasie topnienia warstwy wierzchniej materiału, przy bardzo krótkim oddziaływaniu wiązki laserowej. Według autorów pracy [94] PS jest efektem powstawania niestabilnych fal termokapilarnych, innym czynnikiem może być niestabilność ciśnienia par materiału na topionej powierzchni [11]. Na powstawanie PS mają wpływ ponadto takie czynniki jak: polaryzacja wiązki, chropowatość wyjściowa powierzchni, długość promieniowania oraz czas oddziaływania wiązki na materiał. Zjawisko to jest szczególnie niekorzystne przy obróbce elementów stosowanych w mikroelektronice, dla których wymagane są gładkie powierzchnie.

W pracy [95] określono teoretycznie i potwierdzono doświadczalnie warunki topnienia ceramiki wiązką impulsową, gdy proces topnienia jest stabilny i nie tworzy się PS. Określono również zakres parametrów, dla których możliwe jest wygładzenie ceramiki impulsową wiązką. Stwierdzono, że zmniejszenie wyjściowej chropowatości powierzchni możliwe jest przy odpowiednio głębokim przetopieniu warstwy wierzchniej, tak, aby został spełniony warunek:  $n > \Lambda_{max} / 2\pi$ , gdzie  $\Lambda_{max}$  to maksymalny okres nierówności powierzchni przed obróbką,  $n$  – głębokość przetopu, i w takim zakresie parametrów, dla których proces topnienia jest stabilny, tzn. siły lepkości są większe od sił termokapilarnych. W powyższych rozważaniach pominięto proces parowania i jego wpływ na niestabilność powierzchni cieczy, a także oddziaływanie elektromagnetyczne wiązki i materiału.

Zagadnienie występowania PS wciąż jest badane i analizowane, gdyż pojawia się w przypadku obróbki nowymi rodzajami laserów, np. femtosekundowych [96]. Tworzenie się struktury periodycznej, otrzymywanej w przypadku obróbki impulsowej, jest teoretycznie możliwe również przy zastosowaniu wiązki ciągłej na skutek powstawania powierzchniowych fal termokapilarnych. Zostało to udowodnione w pracach Lewczenki [97]. Ze względu na dłuższy czas oddziaływania wiązki oraz

większe głębokości cieczy przy obróbce wiązką ciągłą skala tego zjawiska może być inna.

#### 1.2.4. Właściwości eksploatacyjne

Głównym celem modyfikacji laserowej jest zmiana właściwości chemicznych i fizycznych warstwy wierzchniej, a przez to zwiększenie trwałości elementów maszyn. Stopowanie laserowe wykorzystywane jest głównie, jako obróbka pozwalająca na podniesienie odporności na zużycie oraz korozję.

Warstwy odporne na zużycie przez tarcie powinny spełniać szereg wymagań, między innymi powinny się charakteryzować:

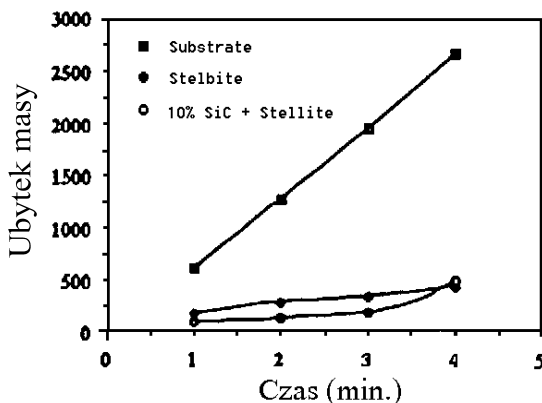
- wysoką twardością,
- odpowiednią grubość,
- bardzo dobrą przyczepnością do podłoża,
- składem chemicznym zapewniającym niską adhezję do przeciwności,
- porowatością i chropowatością zapewniającą odpowiednie zbiorniki smaru.

Wymagania te, poza chropowatością, mogą spełniać warstwy modyfikowane laserowo przy odpowiednio dobranym składzie chemicznym WW i parametrach obróbki. Wzrost odporności na zużycie przez tarcie uzyskuje się poprzez hartowanie [110, 112], stopowanie [111], platerowanie i wtapianie stopami typu stellite [1, 3, 10, 20, 101], pierwiastkami niemetalicznymi: C, B [8,98], węglnikami TiC, WC [99, 100, 101], SiC [24], TaC, VC, B, C, azotkami BN [29], TiN [101], a także tlenkami Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> [122]. Stopuje się również metalami: V, W, Cr, Ni, Co, Al [17, 31, 39, 55, 104] lub zestawami różnych pierwiastków, które pozwalają na uzyskanie lepszych własności niż stopowanie pojedynczymi pierwiastkami.

Korzystne wyniki można uzyskać zmieniając skład chemiczny WW aluminium i jego stopów wprowadzając takie elementy jak: Ni, Cr, B, VC [106]. Prowadzone są badania nad uzyskaniem warstw odpornych na ścieranie na tytanie i jego stopach poprzez stopowanie N [107], Cr w połączeniu z węglnikami: Mo<sub>2</sub>C, VC, B<sub>4</sub>C [108].

Uzyskiwana odporność na zużycie nie zawsze jest zadowalająca. W pracy Belmod'a i Castang'a [109] po stopowaniu żeliwa proszkiem stopu odpornego na zużycie ściernie, o składzie: 70% Mo, 1.2%Cr, 18.8% węgliku chromu i dodatkiem krzemu (w celu uzyskania porowatości warstwy), wzrost odporności na zużycie przez tarcie uzyskano tylko w przypadku pracy przy dużych naciskach. Przy niższych naciskach (do 1000 N/cm<sup>2</sup>) lepsze własności wykazywały warstwy napyłane plazmowo o zbliżonym składzie chemicznym.

Istotny wzrost odporności na zużycie ściernie stwierdzono dla stali pokrywanych Stelitem oraz kompozytem Stellit + SiC [24] (rys.1.20).



Rys.1.20. Zużycie ściernie po stopowaniu laserowym stali [24]

■ - bez obróbki, ● - stopowanej Stelitem, ⊗ - stopowanej Stelitem + SiC.

Wyniki badań porównano jednak tylko ze zużyciem miękkiej stali, co uniemożliwia ocenę przydatności tego rodzaju warstwy do innych zastosowań, gdzie używane są stale obrabiane cieplnie. Wzrost twardości i odporności na zużycie w przypadku dodatku węgla krzemu do warstwy stopowanej stelitem, autorzy wyjaśniają wyższą koncentracją węgla w warstwie wierzchniej w stosunku do materiału niestopowanego SiC, a nie obecnością nierozpuszczalnych cząstek SiC.

Znaczny wzrost odporności na zużycie kawitacyjne uzyskano dla żeliwa typu Cr-Mo-Cu, stosowanego na cylindry w silnikach Diesla po stopowaniu stopem kobaltu, zawierającym takie składniki stopowe jak: Ni, Cr, B, Si, Fe [113]. Po przetopieniu struktura warstwy wierzchniej składała się z drobnoziarnistego roztworu stałego bogatego w kobalt, eutektyki oraz wydzielen węglikowych i borków. Dużą odporność na kawitację warstwy stopowanej autorzy tłumaczą korzystniejszą mikrostrukturą materiału. W przypadku żeliwa bez obróbki oraz po hartowaniu laserowym agresywne środowisko atakowało przede wszystkim bardziej miękkie składniki struktury - grafit i dendrytyczny martenzyt, które stawały się punktem inicjującym pęknięcia.

Wzrost odporności na zużycie w warunkach tarcia suchego uzyskano również w przypadku stopowania żeliwa szarego chromem [114]. Pięciokrotny wzrost odporności w stosunku do żeliwa białego stopowego o zawartości chromu 16% uzyskano dla próbek stopowanych chromem, w którym koncentracja tego pierwiastka

wynosiła 17%. Podobny wzrost odporności uzyskano również dla próbek stopowanych o zawartości chromu do 40%.

Brak różnic w odporności na zużycie wykazał test przeprowadzony przez Agarnal'a i Ocken'a [103] dla warstwy Stellitu naniesionego na stal nierdzewną poprzez napylenie plazmowe i po przetopieniu tego materiału wiązką laserową. Przetopienie laserowe pozwoliło na uzyskanie wzrostu twardości warstwy Stellitu od 25 do 50% i zmniejszenie wielkości ziarna o 5 do 10 razy. Warstwa przetopiona nie zawierała porów i pęknięć. Pomimo tak korzystnych cech test na zużycie nie wykazał różnic między próbkami.

Natapianie laserowe na stal proszków PDS, które mają wewnętrzną warstwę z boru i miękki rdzeń, znacznie podnosi odporność na zużycie ścierne w warunkach tarcia ślizgowego [108]. Szerokie badania porównawcze warstw przetapianych laserowo z warstwami, uzyskiwanymi metodą gazową, jednak wykazały, że obróbka laserowa daje korzystniejsze własności tworzonych warstw tylko w pewnym zakresie stężeń boru. Maksymalną odporność na zużycie tego typu warstw laserowych uzyskuje się przy niższych stężeniach boru niż dla powłok gazowych, gdyż zbyt duże przesylenie austenitu borem powoduje ich kruchość. Ustalono, że w zakresie struktur podeutektycznych, lepsze własności wykazują powłoki natapiane gazowo, natomiast technologia laserowa jest korzystniejsza w przypadku struktur nadeutektycznych.

Wyniki badań odporności na zużycie przez tarcie dla stali narzędziowej poddanej różnym obróbkom przedstawiono w pracy [115]. Trzy gatunki stali narzędziowej były hartowane, stopowane laserowo twardym stopem, pokrywane chemicznie stopem Ni-P i pokrywane chemicznie po hartowaniu i obróbce laserowej. Badania przeprowadzono w zakresie nacisków kontaktowych od 900 - 1800 MPa. Stwierdzono, że decydujący wpływ na wartość współczynnika tarcia ma wartość nacisków - przy dużych naciskach różnice pomiędzy warstwami wytworzonymi różnymi metodami zanikają.

Obniżenie współczynnika tarcia dla stali hartowanych oraz stopowanych laserowo WC stwierdzono również w pracy [24]. Przeciwpóbkami były trzy gatunki stopów aluminium o różnej twardości. Po stopowaniu stali węglikiem wolframu współczynnik tarcia uległ obniżeniu z wartości 0.1 dla stali hartowanej laserowo do 0.075 po stopowaniu węglikiem wolframu.

Stosunkowo niewiele prac zostało poświęconych badaniom na odporność na zużycie zmęczeniowe po stopowaniu laserowym. W pracy [116] dotyczącej badań wytrzymałości zmęczeniowej stali konstrukcyjnych 45 i 20 po powierzchniowych obróbkach laserowych i plazmowych stwierdzono obniżenie granicy wytrzymałości

zmęczeniowej. Spadek wytrzymałości był zależny przede wszystkim od rodzaju natapianego materiału. Proszki trudno topliwe silniej obniżały własności zmęczeniowe niż stopy o niskiej temperaturze topnienia. Również po hartowaniu z przetopieniem powierzchni stwierdzono obniżenie wytrzymałości zmęczeniowej. Wzrost odporności na zmęczenie stwierdzono natomiast dla próbek hartowanych bez przetopienia. Cenuj i współpracownicy [117] badając własności stali 45 po hartowaniu laserowym stwierdzili spadek wytrzymałości zmęczeniowej dla próbek hartowanych w stosunku do normalizowanych. Obniżenie wytrzymałości na zmęczenie może być powodowane różnicami naprężeń własnych w warstwie wierzchniej i silnym gradientem własności materiału.

Rozdrobnienie ziarna, jednorodna struktura oraz brak pęknięć i porów w warstwach stopowanych laserowo są wykorzystywane do tworzenia warstwy wierzchniej odpornej na korozję.

Wzrost odporności korozyjnej uzyskiwany jest poprzez stopowanie takimi pierwiastkami jak: Cr, Ni, Ti, B, Ni-Cr, Al, Zr, Hf [10, 21, 118, 119, 120] oraz stopami kwasoodpornymi, typu Me-Cr-Al-Y, Cr-Al-Hf [108, 121, 122]. Ilość publikacji na ten temat jest bardzo duża i praktycznie niemożliwe jest przedstawienie pełnego przeglądu literatury z tego zakresu. Szeroki przegląd publikacji, dotyczący zastosowania obróbki laserowej do poniesienia odporności korozyjnej w wysokiej temperaturze, został przedstawiony w pracy [122]. Wysoką odporność na utlenianie w wysokiej temperaturze (ok. 1000°C) można uzyskać poprzez stopowanie stali kwasoodpornej proszkami stopów typu Fe-Cr-Al-Y lub Co-Cr-Al-Y. Jednak w przypadku stopów na bazie kobaltu pojawiają się w warstwie wierzchniej mikro-pęknięcia, które wywołane są kruchością tego stopu. Korzystne efekty uzyskuje się stopując stal chromem naniesionym galwanicznie przed obróbką [121]. Wzrost do 24% koncentracji Cr w warstwie wierzchniej i bardzo drobnoziarnista struktura zapewniają szybszą dyfuzję Cr do powierzchni i tworzenie cienkiej ochronnej warstwy tlenkowej Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, która zwiększa odporność stali kwasoodpornej i stopu Incoloy na utlenianie w wysokiej temperaturze. Również dodatek proszku Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> do stali żarowytrzymałych powoduje 2-3 krotny wzrost żaroodporności stali w temperaturze 500- 650°C oraz podwyższa odporność na pełzanie. Obecność Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> w warstwach stopowanych laserowo powoduje utrudnienie rozwijania się procesów deformacji plastycznej oraz pęknięcia korozyjnego [115].

Dodatek grafitu do stopu Nimonic 80A pozwala na dwukrotne wzrost odporności na zużycie przez tarcie, również prędkość utleniania w temperaturze 800°C ulega obniżeniu na skutek lepszej przyczepności warstwy tlenkowej do podłoża [123].

Innym ciekawym przykładem poprawy żaroodporności jest stopowanie żelaza i niklu borem [122]. Odporność na utlenianie w przypadku borowanego żelaza wzrosła 5 - 10 razy na skutek tworzenia się związków typu  $\text{Fe}_2\text{B}$ , których obecność powoduje, że w trakcie utleniania tworzą się tlenki boru bardziej stabilne niż  $\text{FeO}$ .

Ostatnio zauważoną tendencją jest wprowadzanie poprzez stopowanie laserowe pierwiastków aktywnych, takich jak: iryt, cyrkon, hafn [102], podnoszących odporność na utlenianie w wysokiej temperaturze.

W wyniku procesu stopowania, przy odpowiednim doborze materiałów i warunków obróbki laserowej, możliwe jest uzyskanie warstw wierzchnich, które charakteryzuje:

- wysoka twardość,
- rozciągające naprężenia w warstwie przetopionej,
- odporność na zużycie przez tarcie,
- duża odporność na korozję i kawitację,
- żaroodporność i żarowytrzymałość.

Właściwości uzyskanych warstw stopowych zależą w głównej mierze od rodzaju materiału podłoża i materiału stopującego oraz prawidłowego doboru parametrów obróbki laserowej. Niewielkie zmiany warunków obróbki mogą powodować zmiany właściwości otrzymywanych warstw. Stopowanie laserowe poprzez zmianę składu chemicznego, struktury, twardości i naprężeń warstwy wierzchniej wpływa niewątpliwie na wszystkie podstawowe właściwości użytkowe. Może to być oddziaływanie pozytywne, np. z punktu widzenia odporności na korozję, erozję, lub negatywne z punktu widzenia na wytrzymałość zmęczeniową. Istotnie wpływają na te efekty warunki obróbki. Ich dobór powinien być oparty o badania doświadczalne.

### 1.3. Modelowanie laserowej obróbki z przetopieniem

Jednym z głównych nurtów tematów prac dotyczących obróbek laserowych są zagadnienia związane z matematycznym opisem zagadnień związanych z transportem ciepła i masy w strefie obróbki.

Zagadnieniu oddziaływania promieniowania laserowego na obrabiany materiał poświęcono wiele prac teoretycznych [9, 17, 124] i doświadczalnych [38]. Ich celem jest wyjaśnienie mechanizmów transportu ciepła i masy podczas topnienia warstwy wierzchniej materiałów wiążką laserową. Poznanie tych zjawisk ma szczególnie istotne znaczenie w przypadku stopowania, wtapiania, gdyż właśnie transport masy w ciekłym metalu decyduje o tworzeniu się warstw stopowych, koncentracji wprowadzanych pierwiastków, strukturze geometrycznej powierzchni a w konse-



kwencji właściwościach przetopionego materiału. Występowanie jednocześnie wielu procesów, tj. nagrzewania, topnienia, ruchu cieczy, procesów dyfuzyjnych, parowania materiału, krystalizacji i szybkiego stygnięcia powoduje, że przez długi okres brak było kompleksowego opisu matematycznego tych zjawisk. Pierwsze modele matematyczne uwzględniały zwykle część zjawisk fizycznych występujących podczas procesu przetapiania laserowego. Związane to było ze skomplikowanym opisem matematycznym tych zjawisk. Do opisu zjawisk fizycznych wykorzystywane są często modele opracowane dla płytkiego spawania materiałów innymi, konwencjonalnymi metodami. Zjawiska występujące w trakcie spawania, przy niskich gęstościach mocy, gdy oddziaływanie par metalu można pominąć, są zbliżone do przetapiania powierzchni wiązką laserową. Również badania eksperymentalne weryfikujące modele teoretyczne w tym przypadku zawodzą, ze względu na występowanie bardzo dużych prędkości procesu i wysokiej temperatury. Prowadzone były badania na materiałach modelowych, np. parafinie [17], których zachowanie jednak znacznie różni się od metali. W przypadku badań doświadczalnych obserwuje się skutki procesów zachodzących w trakcie obróbki i na tej podstawie wyciągane są wnioski o zjawiskach, które odgrywają dominującą rolę podczas topnienia materiału wiązką laserową.

### 1.3.1. Modele procesu przetapiania laserowego

Pierwsze modele teoretyczne procesu oddziaływania skoncentrowanej wiązki energii na powierzchnie metali opierały się na analitycznym rozwiązaniu równania przewodnictwa cieplnego dla punktowego źródła ciepła oddziaływującego na półprzestrzeń. Jednym z pierwszych opublikowanych rozwiązań, które zostało wykorzystane do opisu procesu płytkiego spawania było rozwiązanie Rosenthala [125] z 1946 roku, analizujące oddziaływanie skoncentrowanego źródła ciepła z półprzestrzenią. W dalszych, licznych pracach opartych na modelu przewodnictwa cieplnego wprowadzane były kolejne modyfikacje tego rozwiązania, pozwalające na uzyskanie wyników zbliżonych do rzeczywistych. Do najważniejszych z nich należały rozwiązanie dla liniowego poruszającego się źródła energii, wprowadzone zostały skończone wymiary elementu, a źródło punktowe zostało zastąpione źródłem energii o gaussowskim rozkładzie mocy promieniowania. W 1986 roku Ashby i Shercliff [126] przedstawił rozwiązanie dla punktowego i liniowego źródła ciepła, które pozwoliło na wyeliminowanie niejednoznaczności występujących we wcześniejszych rozwiązaniach oraz określenia maksymalnego teoretycznego współczynnika wykorzystania mocy promieniowania w procesie topnienia. W pracy

stwierdzono, że wynosi on 48%, a reszta dostarczanej energii jest odprowadzona w wyniku przewodnictwa cieplnego do rdzenia obrabianego materiału i otoczenia. Wszystkie te rozwiązania zakładały niezmiennie własności materiału wraz z temperaturą i nie uwzględniały przemian fazowych występujących w trakcie procesu. W przypadku procesów, w których zachodziło topnienie materiału, różnice wyników teoretycznych i doświadczalnych były znaczne. Uzyskiwane rzeczywiste wielkości strefy przetopienia dla metali i stopów były istotnie większe od wyliczonych teoretycznie, natomiast uzyskiwano dość dobrą zgodność kształtu strefy wpływu ciepła. Szczegółowy przegląd tych modeli można znaleźć w pracy Carslaw i Jaeger'a [127].

Brak wystarczającej zgodności wyników teoretycznych i doświadczalnych, które można by wytłumaczyć tylko przyjętymi założeniami upraszczającymi w modelach opartych na przewodnictwie cieplnym przyczyniło się to do podjęcia badań nad procesami zachodzącymi w ciekłym metalu.

Na początku lat 80-tych przedstawione zostały pierwsze analityczne opisy procesów zachodzących w ciekłym metalu pod wpływem działania skoncentrowanego źródła energii między innymi przez Liewczenkę i współpracowników [99] oraz Gładusza [15], Antony'ego [72], Yokoya [128] i Chande'a [129]. Pozwoliły one na poznanie procesów występujących podczas topnienia materiału. Modele te zostały opracowane przy założeniach, że głębokość warstwy cieczy jest znacznie mniejsza od średnicy wiązki laserowej, pary metalu nie oddziałują z ciekłym metalem, nie uwzględnia się zmian własności materiału związanych ze zmianą temperatury, a także takich zjawisk jak krzepnięcie materiału i skurczu związanego z nim, tworzenie się tlenków na powierzchni oraz przemian fazowych występujących w czasie procesu. Na podstawie tych prac stwierdzono, że głównym czynnikiem decydującym o transporcie materiału w ciekłym metalu są siły napięcia powierzchniowego. Nierównomierne nagrzanie się materiału pod wiązką laserową powoduje, że na powierzchni cieczy powstaje gradient napięcia powierzchniowego. Siła ta skierowana jest od centrum wiązki, gdzie temperatura jest najwyższa, do jej brzegów (rys.1.21) i powoduje ruch roztopionego materiału tak zwany przepływ termokapilarny lub przepływ Marangoni'ego. Siły napięcia powierzchniowego są znacznie większe od konwekcji grawitacyjnej i to one są czynnikiem determinującym charakter przepływu w ciekłym metalu oraz decydującym o procesach występujących przy mieszaniu się cieczy.

Pierwsze matematyczne modele dla przypadku dwuwymiarowego procesu, w którym czynnikiem decydującym o jego przebiegu jest gradient napięcia powierzchniowego związany z nierównomiernym nagrzaniem powierzchni, zostały

przedstawione między innymi w pracach Anthony'go [72], Viedienov'a [17] Chandé'a [129]. Rozwiązanie zagadnienia sprowadzało się do rozwiązania równania Naviera – Stokesa dla cieczy nieściśliwych przy zaniechaniu jego nieliniowych członów. Rozwiązania dotyczące oceny prędkości ruchu cieczy zostały wyprowadzona przy założeniach, że przemieszczenie się granicy faz ciec - ciało stałe  $L-S$  związane jest jedynie z przewodnością cieplną materiału. W celu uproszczenia obliczeń zakładano, że ruch cieczy nie wpływa i nie przenosi ciepła, a rozkład temperatury w materiale opisuje równanie przewodnictwa cieplnego. Rozwiązanie takie prowadziło do dużych rozbieżności pomiędzy przewidywaniami teoretycznymi a wynikami badań doświadczalnych. Ruch cieczy wywołany tylko siłami napięcia powierzchniowego znacznie podnosi przewodność cieplną materiału i przez to zwiększa głębokość przetopienia, co ilustruje rys. 1.21. Pomijanie tego zjawiska w obliczeniach prowadzi do dużych rozbieżności wyników teoretycznych i doświadczalnych.

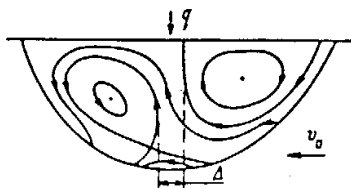
Opis przepływu cieczy z uwzględnieniem konwekcji termokapilarnej przedstawił Chan [131] i Viedienov [17, 52]. Dwuwymiarowy, osiowosymetryczny model z wykorzystaniem metody elementów skończonych (FE) zaproponowany przez Chan'a pozwolił na rozwiązanie równania z uwzględnieniem nieliniowego członu w równaniu Navier-Stokes'a dla przepływu Marangoni'ego. Model ten zakładał źródło ciepła o stałej gęstości mocy, straty ciepła poprzez radiację i parowanie, zaś ciepło topnienia zostały pominięte. Ponadto rozwiązanie to nie uwzględniało przepływu ciepła równoległe do osi wiązki laserowej oraz turbulencji.

W analitycznym modelu Viedienov'a [52] uwzględniono konwekcję termokapilarną i założono, że gdy ciec płynie w dół ścianek to ulega ochłodzeniu, a przy ruchu w górę ogrzewa się (rysunek 1.21). W ciągu jednego obrotu cieczy zaburzenie temperatury zdąży przeniknąć na odległość  $\delta$ . Im większa jest prędkość cieczy tym cieńsza będzie warstwa graniczna.



Rys.1.21. Schemat przepływu cieczy przy dużych liczbach Reynoldsa [52].

W tym przypadku spadek temperatury  $\Delta T$  wystąpi w warstwie granicznej  $\Delta\delta$ . Stwierdzono, że wir prędkości w roztopionym metalu jest stały i zmienia się tylko w wąskim paśmie warstwy przyściennej. Obliczenia pozwoliły na wyznaczenie prędkości ruchu cieczy przy uwzględnieniu konwekcji; dla żelaza oszacowano ją na  $v \sim 2.6$  m/s. Model ten uwzględniał również ruch próbki z prędkością  $V_0$ . Stwierdzono, że powoduje to wzajemne zbliżenie się linii prądu (wirów) w pasie o szerokości  $\Delta \approx V_0 d / \nu$  (rysunek 1.22), co prowadzi do zwiększenia się głębokości strefy przetopionej w porównaniu z próbką nieruchomą. Głębokość warstwy stopowej ( $l_v$ ), uzyskanej przy ruchu próbki z prędkością  $V_0$ , zwiększy się w stosunku do próbki nieruchomej i wynosi:  $l_v = l_0(\sqrt{V}/V_0)$ .



Rys.1.22. Schemat ruchu ciekłego metalu pod wiązką laserową przy ruchu próbki [52].

Prace teoretyczne pozwoliły na poznanie procesów zachodzących w ciekłym metalu oraz mechanizmów powstawania warstw stopowych pod wpływem oddziaływania wiązki laserowej. Ze względu na ich złożoność i trudności obliczeniowe nie znalazły one szerszego zastosowania do weryfikacji badań doświadczalnych. Dopiero rozwój metod numerycznych, a w szczególności takich metod jak metoda elementów skończonych, metoda różnic skończonych, przyczynił się do opracowania nowych, dokładniejszych modeli opisujących procesy zachodzące w ciekłym metalu.

Jednym z pierwszych rozwiązań numerycznych, opisujących proces nagrzewania wiązka laserową przedstawił Mazumder i Steen w [134]. W dalszych pracach uwzględniono takie zjawiska jak: radiacyjne i konwekcyjne straty ciepła, zmiany własności materiału wraz z temperaturą, ciepło właściwe przemian fazowych [136]. Semak i współpracownicy w 1999 przedstawili model spawania z uwzględnieniem termodynamicznego przepływu cieczy, konwekcji w ciekłym metalu oraz oddziaływania par metalu. Rozwiązanie dla dwuwymiarowego przypadku przetapiania powierzchni wiązka laserową metodą elementów skończonych równania Navier-Stokes'a z uwzględnieniem przepływu Marangoni'ego zostało

przedstawione przez Chan'a [131]. Zawierało on liczne założenia upraszczające i nie uwzględniał turbulencji przepływu. Również Dutta [137] w 1995 przedstawił rozwiązanie dla przypadku nie osiowo symetrycznego, z uwzględnieniem ruchu próbki.

Pierwszy trójwymiarowy numeryczny model przepływu cieczy dla gaussowskiego źródła ciepła z uwzględnieniem turbulencji przedstawiono w pracy Chan i Mazumder [132]. Model ten pozwolił na wyznaczenie pola prędkości przepływu cieczy, położenia granicy fazowej  $S-L$ , jak również wykazał, że zmiana znaku gradientu napięcia powierzchniowego prowadzi do zmiany kierunku cyrkulacji wirów i w konsekwencji głębszego przetopienia powierzchni. W pracy stwierdzono, że również wzrost szybkości konwekcji prowadzi do uzyskania głębszego i szerszego przetopienia. Model zakładał stałe własności fizyczne cieczy i ciała stałego. Ci sami autorzy w następnej pracy [134] przedstawili rozwinięcie tego modelu dla małych prędkości skanowania. W pracy [130] przedstawiono numeryczny model 3D procesu spawania niklu z miedzią. Założono przepływ laminarny cieczy i uwzględniono zmianę własności materiału z temperaturą. Uzyskano zadowalającą zgodność wielkości i kształtu strefy przetopienia wyznaczoną teoretycznie i doświadczalnie. Proces stopowania laserowego aluminium niklem został przedstawiony w pracy [138], w której na podstawie numerycznego modelu 3D uzyskano rozkład koncentracji pierwiastków w strefie przetopienia.

Przegląd ważniejszych prac teoretycznych dotyczących procesów obróbki laserowej do 2002 roku, został przedstawiony w pracy Mackwood i Crafer'a [141]. Najważniejsze modele numeryczne dotyczące procesów związanych z topnieniem materiału skoncentrowaną wiązką energii oraz ich porównanie zostały omówione w pracy [13]. W pracy tej przedstawiono założenia upraszczające najnowszych modeli numerycznych, mogących być przyczyną rozbieżności wyników teoretycznych i eksperymentalnych.

Pomimo rozwoju technik obliczeniowych, pozwalających na uwzględnienie coraz większej liczby czynników wpływających na procesy w ciekłym metalu, dobra zgodność wyników teoretycznych i doświadczalnych uzyskiwana jest w szczególnych przypadkach. Wciąż ukazują się prace, których celem jest wyjaśnienie rozbieżności wyników dotyczących głównie kształtu strefy przetopienia. Przedstawione rozwiązania zakładają np. płaską powierzchnię oraz gaussowski lub jednorodny rozkład mocy w wiązce laserowej. Dla uproszczenia obliczeń przyjmuje się zazwyczaj przypadek osiowo symetryczny. Ruch względny próbki i źródła promieniowania uwzględnia się w nielicznych pracach, a dla uproszczenia obliczeń zakłada się, że źródło ciepła porusza się. Jedyne w modelu

Dutta 1995 [142] uwzględniono ruch próbki i założono, że nie jest to przypadek osiowo symetryczny.

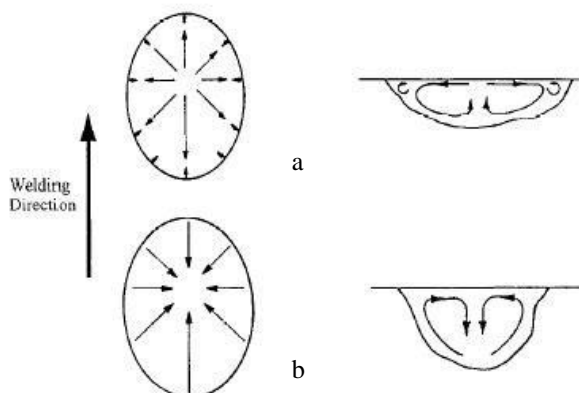
Obecnie przetapianie laserowe modelowane jest numerycznie, najczęściej są to modele 3D, w którym uwzględnia się przepływ Marangoni'ego oraz konwekcję termokapilarną, a ruch cieczy opisywany jest głównie, jako przepływ  $k$ - $\mathcal{E}$  turbulentny lub laminarny. Do tej pory nie została wyznaczona krytyczna liczba Reynolds'a. Obliczenia przeprowadzone w pracach [143, 144, 145] wykazały, że prędkość cieczy wynosi około 1m/s i dla większości metali liczba Reynolds'a przy przetapianiu wiązką o średnicy 0.1 mm  $Re$  wynosi około 1000. Według Atthey'a [145] wartość krytyczna  $Re$  wynosi 600, natomiast prace [146, 147] wskazują, że już przy wartościach  $Re$  około 100 przepływ może mieć charakter turbulentny.

### 1.3.2. Wielkość i kształt strefy przetopionej

Większość prac dotyczących kształtu i głębokości przetopu na skutek oddziaływania skoncentrowanego źródła energii był badany głównie dla procesu spawania. Zagadnienie to jest szczególnie istotne w tym przypadku, gdyż zmiany kształtu i grubość złączy spawanych występujące w trakcie procesu prowadzą do powstawania wad elementów spawanych.

Zjawiskiem powierzchniowym, decydującym o kształcie przetopu jest efekt Marangoni'ego. Napięcie powierzchniowe zależy głównie od temperatury i składu chemicznego cieczy. Wpływ gradientu napięcia powierzchniowego na kształt strefy przetopienia został wykazany w latach siedemdziesiątych przy okazji badań nad spawaniem różnych gatunków stali. Odkryto, że przy tych samych warunkach procesu spawania kształt strefy przetopionej jest różny. Od tamtej pory powstało szereg teorii, których celem jest wyjaśnienie tego zjawiska. W pierwszych pracach, dotyczących konwekcji termokapilarnej, analizowany był głównie wpływ temperatury na kształt strefy przetopionej.

Dla większości metali i stopów dla temperatury, występującej przy przetapianiu laserowym, napięcie powierzchniowe maleje wraz z temperaturą. Powoduje to, że ruch cieczy występuje od centrum do brzegów przetopienia. W przypadku zmiany znaku gradientu napięcia powierzchniowego przepływ cieczy będzie odbywać się w odwrotnym kierunku od brzegów przetopienia do centrum. Na rysunku 1.23 przedstawiono schematycznie proces przepływu cieczy w zależności od gradientu napięcia powierzchniowego zaproponowany przez Heiple et al. w pracy dotyczącej procesu spawania metodą GTA [157].



Rys. 1.23. Wpływ gradientu napięcia powierzchniowego na kierunek przepływu cieczy: a - ujemny gradient, b - dodatni [157].

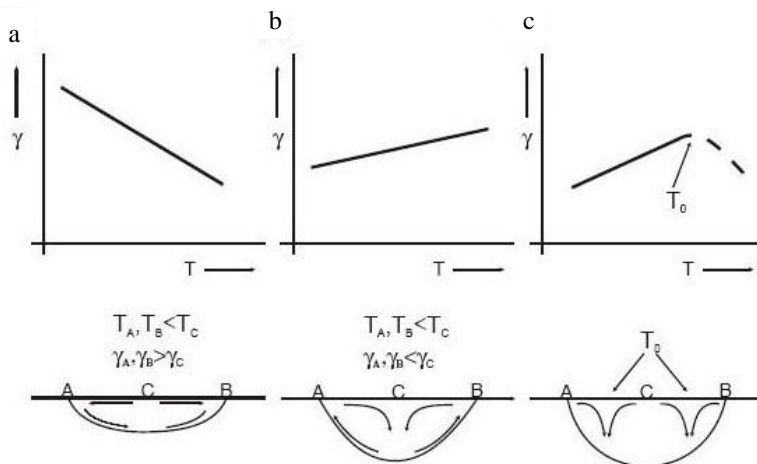
Zmiana kierunku przepływu powoduje zmiany kształtu strefy przetopionej. Przy dodatnim gradiencie napięcia powierzchniowego jest ona węższa i głębsza, gdyż dostarczana energia z wiązki laserowej szybciej przekazywana jest do głębszych warstw stopionego materiału, przez co transport energii jest bardziej efektywny. Większe grubości strefy przetopienia korzystne są szczególnie w procesie spawania. W wielu publikacjach kształt strefy przetopionej określany jest stosunkiem głębokości do szerokości przetopu  $D/W$ .

W przypadku stali różnice pomiędzy teoretycznymi i eksperymentalnymi wynikami, uzyskiwanymi dla danego kształtu i wymiarów przetopu, tłumaczone są często obecnością śladowych ilości pierwiastków powierzchniowo czynnych, które wpływają na wartość napięcia powierzchniowego i mogą prowadzić do zmiany kierunku ruchu cieczy od brzegów do środka przetopu. Zjawisko takie prowadzi do zwiększenia głębokości oraz zmiany kształtu przetopu [151]. W pracy [158] po raz pierwszy udowodniono eksperymentalnie, że na ruch ciekłego metalu istotny wpływ może mieć lokalna różnica stężenia pierwiastka powierzchniowo czynnego. Dalsze prace wykazały, że niewielkie zmiany koncentracji niektórych pierwiastków w stalach, a w szczególności tlenu i siarki, mogą być przyczyną różnic w przepływie ciekłego metalu. Wartość napięcia powierzchniowego metali i stopów jest wrażliwa na obecność śladowych ilości pierwiastków powierzchniowo czynnych. W pracy [159] określono, że dla czystego ciekłego żelaza intensywność oddziaływania pierwiastków można uszeregować w następujący sposób:

$$Te > Se > F > O > S > Sb > As > P > Si > C > B \quad (1.1)$$

Oprócz wymienionych pierwiastków powierzchniowo czynnych wpływ na konwekcje termokapilarną mają również pierwiastki reaktywne, które wchodzą w reakcje z tymi pierwiastkami tworząc związki neutralizujące ich działanie. W przypadku siarki należą do nich Mg, Ca, Ce, Fe, a dla tlenu Al. Według teorii Heiple-Roper'a [159] zmiany kształtu strefy przetopienia są wynikiem zmian gradientu napięcia powierzchniowego, na który ma wpływ zarówno gradient temperatury jak i stężenie tlenu i siarki. Gdy stężenie tych pierwiastków przekroczy 50 ppm napięcie powierzchniowe zmienia znak z ujemnego na dodatni. Dla większości metali i stali o niskiej zawartości O i S możliwy jest jeden z trzech wariantów przedstawionych na rysunku 1.24.

Dla większości metali i stopów występuje przypadek „a”, gdy napięcie powierzchniowe maleje z temperaturą i następuje ruch cieczy od centrum o najwyższej temperaturze do brzegów przetopu. Kształt przetopu jest płaski i szeroki, stosunek  $D/W$  mały. Przypadek „b”, odwrotny - napięcie powierzchniowe maleje z temperaturą, występuje przy dużych zawartościach tlenu i siarki. Wówczas przepływ jest od brzegów do centrum, a przetop jest głęboki i wąski. Przypadek „c” występuje, gdy gradient napięcia powierzchniowego zmienia znak w określonej temperaturze  $T_0$  i wtedy przepływ cieczy ma charakter mieszany. Model Heiple-Roper'a pomija inne czynniki, które mogą mieć wpływ na przepływ cieczy. Należą do nich siła elektromagnetyczna przy konwencjonalnym spawaniu, siła wyporu i siły aerodynamiczne związane z opływem gazu ochronnego.



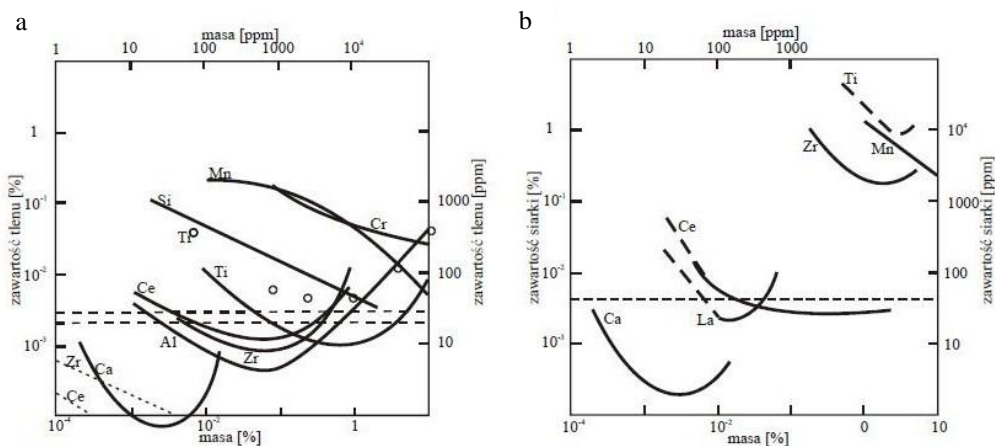
Rys.1.24. Zmiana kształtu strefy przetopionej według modelu Heiple-Roper'a [159] oraz kierunku ruchu cieczy dla różnych wariantów zmiany gradientu napięcia powierzchniowego z temperaturą.



Wpływ pierwiastków powierzchniowo-czynnych na kształt przetopu był przedmiotem szeregu prac doświadczalnych. Mills i współpracownicy w pracach [160, 161] zmierzili napięcie powierzchniowe stali nierdzewnej o małej i dużej zawartości siarki i przedstawił wpływ tego czynnika na kształt strefy przetopionej. Wyniki badań wykazały, że ze wzrostem zawartości siarki gradient napięcia powierzchniowego rośnie i przy zawartości około 40 ppm zmienia znak na dodatni. Zjawisko to powoduje większe głębokości przetopu dla stali o wyższej zawartości siarki. Wpływ zawartości siarki na kształt przetopu badany był również w pracy [162]. Wartość progową koncentracji tego pierwiastka określono dla stali nierdzewnej na poziomie 60 ppm. Lancaster et al. [162] analizował wpływ pierwiastków reaktywnych na rzeczywiste stężenie siarki. Stwierdzono, że ilość siarki rozpuszczonej w ciekłym metalu można wyznaczyć na podstawie zależności:

$$S = S_{cat} - 1.3Mg - 0.8Ca - 0.22(Ca + Ce) \quad (1.2)$$

W przypadku stali pierwiastki te zwykle nie występują. Natomiast w pracy [163] badano wpływ innych pierwiastków na zawartość rozpuszczonej siarki i tlenu w stali, otrzymane wyniki przedstawiono poniżej. Tytan, mangan i cyrkon obniżają zawartość siarki w ciekłym metalu, ale w znacznie mniejszym stopniu niż tlenu, dla którego obecność niewielkich ilości pierwiastków, takich jak Ce, Ca, Zr, Al, Ti, Si, Mn, powoduje tworzenie się tlenków i obniża ilość rozpuszczonego w stali tlenu.



Rys.1.25. Wpływ pierwiastków na zawartość rozpuszczonego tlenu – a i siarki – b w ciekłym żelazie [163].

Wpływ O, S, P, Si i Al na kształt strefy przetopienia stali nierdzewnej był analizowany w pracy [164]. Stwierdzono w niej istotną rolę tlenu na kształt strefy przetopionej. W próbkach o głębokim przetopieniu ( $D/W=0.7$ ) obserwowano ponad dwukrotnie większą zawartość tlenków zawierających tytan, chrom, aluminium, mangan w strefie przetopienia niż dla próbek o małej głębokości przetopu ( $D/W=0.2$ ). Wpływ pierwiastków reaktywnych na kształt strefy przetopionej określono zależnością:

$$D/W=0.2+57.2 O - 36.2 Al + 2.6 S - 0.18 P + 0.17 Si \quad (1.3)$$

Próby wyjaśnienia zmiany kształtu przetopu, z typu V na typ W, wraz z czasem oddziaływania wiązki na materiał, podjęto w pracy [151]. Efekt ten przypisano zmianie znaku gradientu napięcia powierzchniowego, występującą przy dłuższym czasie oddziaływania wiązki na materiał i wyższych mocach promieniowania laserowego. Stwierdzono, że przy takich warunkach gradient temperatury na powierzchni jest mały i dla niektórych materiałów może nastąpić zmiana kierunku ruchu wirowego cieczy prowadząca do zmiany kształtu strefy przetopienia. Jednak analiza wyników nie potwierdziła tej teorii. Temperatura na powierzchni materiału nawet przy największych mocach i dłuższym czasie oddziaływania wiązki na materiał była zbyt niska, żeby osiągnąć wartość krytyczną, przy której występuje zmiana znaku napięcia powierzchniowego.

Wpływ rodzaju przepływu ciekłego metalu dla płytkiego spawania, dla którego występujące procesy są zbliżone do procesów przy modyfikacji z przetapianiem powierzchni wiązką laserową, na kształt i wielkość strefy przetopu został przedstawiony w pracach [148, 149]. Hong i współpracownicy analizowali różnice, jakie wywołuje przyjęcie modelu opartego na przewodnictwie cieplnym oraz z uwzględnieniem przepływu termokapilarnego, przy założeniu turbulentnego i laminarnego przepływu cieczy [148]. Stwierdzono, że dla przypadku spawania stali nierdzewnej 304 i stopu aluminium lepsze dopasowanie wykazuje model z turbulentnym przepływem cieczy. Dla materiału o niskiej przewodności (stal 304) stwierdzono niewielką intensywność turbulencji, jednak ich wpływ na kształt przetopu jest znaczący. W przypadku stopu aluminium wykazano, że przepływ ma charakter typowo turbulentny, natomiast wpływ rodzaju przepływu na kształt strefy przetopu i rozkład temperatury jest niewielki. W obu przypadkach stwierdzono, że w wyniku przepływu laminarnego strefa przetopienia jest głębsza i węższa aniżeli dla modelu turbulentnego. W tabeli 1.1 przedstawiono wyniki obliczeń wielkości strefy przetopionej obliczone na podstawie modelu przewodnictwa cieplnego, z uwzględnieniem laminarnego przepływu i turbulentnego cieczy.

Tabela 1.1. Wielkość strefy przetopienia dla stali 304 i stopów aluminium AA6061, AA1100 uzyskane na podstawie eksperymentu i obliczeń według modelu: przewodnictwa cieplnego, z uwzględnieniem przepływu laminarnego oraz przepływu turbulენტnego cieczy [148].

		AISI 304		AA6061	AA1100	
		mm	Różnica %	mm	mm	Różnica %
Eksperyment	Szerokość	5.84			6.9	
	grubość	1.44			1.45	
Przewodnictwo	Szerokość	5.45	-6.7	6.36	6.63	-3.9
	grubość	0.81	-44	1.91	1.4	-3.4
Przepływ laminarny	Szerokość	5.51	-5.6	6.76	6.89	-0.1
	grubość	2.35	+63	2.31	1.43	-1.4
Przepływ turbulენტny	Szerokość	5.82	-0.3	6.78	7.25	-5
	grubość	1.43	-0.7	1.61	1.36	-6.2

Chakraborty [149] analizował wpływ przyjętego modelu przepływu cieczy na efekty spawania laserowego niklu z miedzią. Wykazał, że temperatura i rozkład prędkości cieczy dla obu przypadków są jakościowo zgodne. Założenie modelu laminarnego przepływu prowadzi do uzyskania wyższej temperatury na powierzchni i prędkości przepływu cieczy, w konsekwencji większych głębokości przetopienia. Podobne wyniki uzyskał Zacharia [150] dla przypadku przetapiania stali 304 wiązką laserową, w której analizowano wpływ struktury przepływu na rozkład temperatury w ciekłym metalu. Natomiast obliczenia dla turbulენტnego i laminarnego przepływu przeprowadzone przez Hong'a [148] wykazały, że pomimo uzyskania zbliżonej temperatury przyjęcie laminarnego przepływu cieczy prowadzi do prawie trzykrotnego wzrostu maksymalnych prędkości cieczy i znacznie większych głębokości i szerokości strefy przetopienia.

Robert [153] zaproponował modelowanie wpływu parametrów procesu spawania i właściwości materiału na wymiary strefy przetopionej metodą analizy wymiarowej. Metoda ta pozwoliła na uzyskanie dobrej zgodności wyników eksperymentalnych i teoretycznych, określających kształt przetopu, bez konieczności zakładania określonego modelu przepływu cieczy. Stwierdzono dobrą korelację pomiędzy liczbą Pecleta i Marangoni'ego, a wymiarami strefy przetopionej dla materiałów o różnych właściwościach fizycznych. Rozwiązanie to wymaga jednak wyznaczenia szeregu danych wejściowych, np. prędkości cieczy na powierzchni, innymi metodami.

W Polsce tematem modelowania procesu przetapiania powierzchni i stopowania wiązką laserową zajmował się Didenko i Kusiński [154-6]. Przedstawili kompleksowy model, uwzględniający takie zjawiska jak przewodnictwo cieplne, konwekcja, radiacja, parowanie, efekt Marangoni'ego,

mieszanie faz oraz turbulencje. W pracy [154] przeprowadzona została analiza procesu transportu masy w przypadku przetapiania żeliwa wiązką laserową przy dwóch prędkościach posuwu. Przyjęto turbulentny model przepływu i uzyskano dobrą zgodność wyników teoretycznych i doświadczalnych. Stwierdzono, że dla obu prędkości posuwu rośnie lepkość, w większym stopniu dla niższej prędkości posuwu, natomiast przewodność cieplna cieczy jest wyższa przy niższych prędkościach posuwu. Proces stopowania żelaza chromem był przedmiotem pracy [155]. Obliczenia dla dwóch mocy promieniowania laserowego nie wykazały istotnych różnic w strukturze przepływu ciekłego metalu. W wyniku przyjętego dwu modowego rozkładu energii promieniowania stwierdzono występowanie wielokierunkowej cyrkulacji cieczy, która prowadzi do równomiernego rozkładu pierwiastka stopującego.

Na podstawie analizy przedstawionych prac można stwierdzić, że głównym czynnikiem decydującym o kształcie i wymiarach strefy przetopionej oraz powstawaniu warstw stopowych jest ruch ciekłego metalu wywołany siłami napięcia powierzchniowego. Jest on czynnikiem decydującym o kształcie, głębokości strefy przetopienia oraz topografii powierzchni w przypadku obróbek powierzchniowych ciągłą wiązką laserową. Przepływ cieczy umożliwia transport pierwiastków stopujących w głąb strefy przetopienia i tworzenie grubych warstw stopowych, rzędu milimetra, oraz złączy spawanych. Warstwa wierzchnia charakteryzuje się jednorodnym składem chemicznym, związane jest to z bardzo intensywnym ruchem cieczy. Na granicy ze strefą nieprzetopioną występuje gradient stężenia pierwiastków stopujących.

Opracowane dotychczas modele numeryczne pozwalają na uwzględnienie z dość dużą dokładnością większości zjawisk występujących przy przetapianiu materiału wiązką laserową i uzyskanie informacji dotyczących rozkładu temperatury, kształtu i wymiarów przetopu, elementów domieszek i procesów zachodzących w trakcie topnienia. W wielu przypadkach przetapiania laserowego oraz konwencjonalnego spawania kształt strefy przetopionej odbiega jednak od obliczeń teoretycznych. Do tej pory nie powstała teoria jednoznacznie wyjaśniająca to zjawisko. Najczęściej rozbieżność wyników teoretycznych i doświadczalnych tłumaczona jest wpływem pierwiastków powierzchniowo czynnych na ruch ciekłego metalu oraz inną bardziej złożoną strukturą przepływu cieczy w trakcie procesu niż założona teoretycznie. Brak zgodności wyników może wynikać także z obecności tlenków na powierzchni materiału oraz braku dokładnych danych, dotyczących rzeczywistego współczynnika absorpcji w wysokiej temperaturze.

## 1.4. Nagniatanie powierzchniowe

Obróbka nagniataniem jest obróbką wykończeniową elementów metalowych. Jej idea polega na wykorzystaniu miejscowego odkształcenia plastycznego warstwy wierzchniej w temperaturze otoczenia wywołanego oddziaływaniem twardego narzędzia z powierzchnią. Opracowano wiele sposobów realizacji tej obróbki. Głównym jej celem może być obróbka umacniająca, gładkościowa i umacniająco-gładkościowa.

Obróbka nagniataniem jest znana i stosowana od kilkudziesięciu lat. Pierwsze próby były przeprowadzone na początku XX wieku, natomiast najbardziej intensywny jej rozwój nastąpił w latach sześćdziesiątych ubiegłego wieku. W tym okresie stosowano głównie nagniatanie krążkami stalowymi materiałów o małej i średniej twardości. W latach osiemdziesiątych, jako materiały na narzędzia zaczęto stosować diamenty i węgliki spiekane, co pozwoliło na zwiększenie zakresu wykorzystania obróbki również w przypadku twardych materiałów i powłok.

Obróbka nagniataniem była przedmiotem bardzo licznych badań w kraju i na świecie. Opracowano technologie nagniatania różnych materiałów, powstały nowe narzędzia, głowice do nagniatania, zalecenia technologiczne. Literatura dotycząca tego tematu jest bardzo bogata, oprócz artykułów, patentów, powstały liczne monografie na ten temat między innymi [166-170]. Publikacje dotyczą badań podstawowych dotyczących procesów fizycznych, zachodzących w trakcie obróbki, własności różnych materiałów po nagniataniu, modeli teoretycznych procesu, oraz bardzo licznych technologii nagniatania. Obecnie badania w tym zakresie koncentrują się głównie na obróbce materiałów twardych oraz nowych rozwiązaniach konstrukcyjnych.

### 1.4.1. Procesy fizyczne i stan warstwy wierzchniej po nagniataniu

Na skutek oddziaływania narzędzia nagniatającego na obrabianą powierzchnię w strefie styku powstają odkształcenia sprężyste, a po przekroczeniu naprężenia uplastyczniającego plastyczne. Na początku procesu odkształcenia plastyczne zachodzą głównie w wyniku poślizgów. Po osiągnięciu granicznej wartości poziomu defektów strukturalnych następuje rozdrobnienie ziarna oraz zmiana ich orientacji i kształtu. Ulegają one rozdrobnieniu i spłaszczeniu w kierunku normalnym do działania siły. Powstaje strefa stekstrowana o własnościach anizotropowych. Odkształcenia plastyczne występują do pewnej głębokości od powierzchni, zależnej głównie od własności materiału i parametrów technologicznych procesu.

Umocnienie warstwy przez zgniot tłumaczy teoria dyslokacji [166, 171]. Według niej można wyróżnić trzy stadia odkształceń. W stadium I, łatwego poślizgu, występuje wzrost gęstości dyslokacji, a umocnienie jest małe. W stadium II poślizg odbywa się w pierwotnych i wtórnych systemach i występuje duże umocnienie. Ostatnie III stadium to zdrowienie dynamiczne. Na skutek odkształcenia w materiale zostaje zgromadzona energia zgniotu. WW ma ograniczoną zdolność magazynowania energii. W pewnych warunkach występuje stan nasycenia i dalsze zwiększanie siły nagniatającej prowadzi do występowania mikropęknięć i łuszczenia materiału. W określonych warunkach energia zmagazynowana może zostać wydzielona w postaci ciepła rekrytalizacji materiału.

Stopień umocnienia przez zgniot zależy w głównej mierze od rodzaju materiału. Dla nagniatania powierzchniowego umocnienie określane jest względnym procentowym przyrostem twardości ( $\Delta H/H\%$ ). Niską zdolność do umocnienia wykazują stale o strukturze sorbitycznej i perlitycznej, wysoką stale o strukturze ferrytycznej (do 100%). Przyjmuje się, że materiały o wysokiej twardości, powyżej 45 HRC, i wydłużeniu względnym  $A_5$  poniżej 6% są trudno lub nieobrabbiane metodą nagniatania [172, 173]. Nie jest to kryterium ostateczne. W szczególnych przypadkach stosuje się nagniatanie stali hartowanych o wysokiej twardości jak również żeliw o niskiej ciągliwości. Grubość strefy zgniotu i względne utwardzenie jest wówczas stosunkowo małe. Nagniatanie materiałów twardych wiąże się z szybkim zużyciem narzędzi. W związku z tym stosuje się głównie nagniatanie ślizgowe z zastosowaniem diamentowych elementów nagniatających. Duże wydłużenie względne nie gwarantuje uzyskania pozytywnych skutków nagniatania. W przypadku niektórych stopów aluminium i miedzi nagniatanie powierzchniowe nie jest zalecane ze względu na trudności z uzyskaniem wymaganych chropowatości powierzchni.

Obróbka nagniataniem powoduje zmiany struktury WW. W strefie zgniotu można stwierdzić występowanie tekstury materiału, rozdrobnienie ziarna, rozpad austenitu szczątkowego w stalach i wydzielanie węglików. W wyniku nagniatania przy powierzchni tworzy się ukierunkowana warstwa włóknista. W stalach o strukturze martenzytycznej największe zmiany zachodzą na głębokości do 0.1 mm od powierzchni. Występuje rozpad austenitu szczątkowego, co prowadzi do wzrostu naprężeń ściskających. Im większa siła nagniatająca i liczba przejść narzędzia nagniatającego, tym większy stopień tej przemiany. Obróbka może sprzyjać wydzielaniu się węglików. Wydzielenia występują głównie na płaszczyznach poślizgu, a nie w całej objętości jak przy obróbce cieplnej. WW ma budowę strefową, w której można wyróżnić następujące obszary:

- strefa rozdrobnienia,
- strefa odkształceń plastycznych,
- odkształceń sprężystych,
- naprężeń własnych.

W strefie rozdrobnienia występuje warstwa zewnętrzna, składająca się z zaabsorbowanych dipolowych cząsteczek pochodzenia organicznego, tlenków metali i rozdrobnionych cząstek materiału często bezpostaciowych, które tworzą warstwę amorficzną trudno wytrawialną tzw. warstwę Beilleby'ego. W strefie odkształceń plastycznych można wyróżnić warstwę ukierunkowaną, stekstrowaną oraz warstwę odkształceń plastycznych, bez tekstury materiału. Strefa odkształceń sprężystych występuje pomiędzy strefą plastyczną, a rdzeniem przedmiotu. Najgrubszą strefą, obejmującą wszystkie wyżej wymienione jest strefa naprężeń własnych. Grubość warstwy nagniatanej określa głębokość zalegania naprężeń ściskających w WW.

W wyniku obróbki nagniataniem powstają naprężenia ściskające I, II, i III rodzaju. Przyczyną powstawania naprężeń są odkształcenia plastyczne, przemiany strukturalne i wzrost temperatury materiału w trakcie obróbki. Na skutek odkształceń plastycznych zmniejsza się gęstość materiału w warstwie wierzchniej (objętość właściwa o 0.3-0.8%). Głębiej położone warstwy materiału nie pozwalają na rozprzestrzenianie się odkształceń plastycznych, co wytwarza stan naprężeń. Warstwa odkształcona dąży do zwiększenia objętości, czemu przeciwdziałają warstwy położone niżej. Rezultatem jest powstawanie naprężeń ściskających przy powierzchni i naprężeń rozciągających w rdzeniu.

Stan naprężeń zależy głównie od własności mechanicznych obrabianego materiału oraz rodzaju i warunków procesu nagniatania. W wielu przypadkach obserwuje się znacznie większe wartości naprężeń wzdłużnych aniżeli obwodowych. Dla kulkowania naporowego naprężenia wzdłużne są 1.5-1.7 razy większe od obwodowych. Na ich wartość ma wpływ geometria oraz liczba przejść narzędzia. W tych samych warunkach obróbki zwiększenie średnicy kulki nagniatającej powoduje zmniejszenie głębokości zalegania naprężeń oraz niewielki wzrost ich wartości. Wzrost liczby przejść narzędzia prowadzi do zmniejszenia wartości naprężeń obwodowych i zwiększenia naprężeń stycznych. Największy wzrost naprężeń własnych uzyskuje się przy pierwszym przejściu nagniatającym, w związku z tym stosuje się zwykle od 1-2 przejścia. Przeprowadzone badania [166] wykazały, że maksymalne naprężenia wzdłużne wynoszą około 800-900 MPa dla stali konstrukcyjnej normalizowanej, dla stali ulepszanych cieplnie 1000-1200 MPa, zaś dla stali nawęglanej

i hartowanej o twardości 58-62 HRC - 600-800 MPa. Generalnie wzrost wytrzymałości materiału i siły docisku powoduje wzrost wartości naprężeń ściskających WW.

W przypadku nagniatania umacniającego szczególnie ważna jest grubość strefy odkształceń plastycznych. Od jej wielkości zależy wiele własności użytkowych, np. wytrzymałość zmęczeniowa przedmiotu. Dlatego istotne jest wyznaczenie jej grubości. Badania eksperymentalne wykazały, że grubość ta zależy głównie od siły dociskającej narzędzie do obrabianej powierzchni oraz rodzaju materiału. Analityczne określenie zależności grubości strefy zgniotu od siły jest zagadnieniem złożonym i dotychczas nie zostało w pełni rozwiązane. Istniejące rozwiązania, otrzymane w oparciu o teorię sprężystości, są mało dokładne. Nie uwzględniają procesu tarcia, chropowatości powierzchni i kinematyki procesu nagniatania, a w związku z tym istnieje konieczność posługiwania się zależnościami otrzymanymi doświadczalnie. W przypadku kulowania powierzchni często stosowana jest zależność ustalona przez Drozda [174]:

$$\delta = 5.5 h (D/d) \quad (1.4)$$

gdzie:  $h$  – głębokość odcisku kulki na płaskiej powierzchni,  $F$  – siła,  $D$  – średnica kulki nagniatającej,  $d$  – średnica odcisku kulki na płaskiej powierzchni.

Dla procesu młotkowania zależność empiryczna została przedstawiona w pracy [175]:

$$\delta = (1-1.5) \eta v_n [m(1-K^2)/(\Pi 2 R HB)]^{0.5} \quad (1.5)$$

gdzie:

$\eta$  – współczynnik proporcjonalności

$R$  – promień elementu nagniatającego

$m$  – masa elementu

$v$  – prędkość elementu w momencie uderzenia

$K$  – współczynnik sprężystości dla stali  $K=0.7$ .

Współczynnik 1-1.5 zależy od czasu obróbki.

Dla kulowania naporowego zależność przybiera postać:

$$\delta = (1/(1+0.07r_k) [F/2Re]^{0.5} \quad (1.6)$$

Przegląd uzyskanych i potwierdzonych doświadczalnie zależności, pozwalających na wyznaczenie grubości strefy zgniotu dla różnych rodzajów procesów nagniatania, przedstawiono w pracy [166].

Odształcenia plastyczne w trakcie procesu nagniatania powodują zmiany struktury geometrycznej powierzchni. Element nagniatający oddziałuje na nierówności powierzchni powodując płynięcie plastyczne materiału. Na początku procesu



występuje kontakt elementu nagniatającego tylko z wierzchołkami nierówności, w związku z czym naciski powierzchniowe są duże. Następuje spęczanie nierówności. Przy dalszym wzroście nacisków następuje płynięcie materiału wierzchołków nierówności do wgłębień i wzrost powierzchni kontaktu narzędzia z powierzchnią obrabianą. Gdy całe nierówności są w kontakcie z narzędziem następuje poślizg w kierunku posuwu i płynięcie plastyczne materiału. Przy dostatecznie dużych naciskach może tworzyć się fala spiętrzonego materiału przed elementem nagniatającym. Jest to etap procesu, podczas którego tworzy się tekstura.

Przy mniejszych naciskach i dużych promieniach zaokrąglenia elementów może nie dojść do całkowitego odkształcenia nierówności. Deformacjom plastycznym ulegają tylko wierzchołki nierówności.

Chropowatość powierzchni zależy od sposobu nagniatania, geometrii narzędzi, parametrów procesu, rodzaju materiału oraz wyjściowej chropowatości obrabianego elementu. Najistotniejszym parametrem jest siła docisku. Dla każdego typu obróbki ma ona optymalną wartość, dla której chropowatość powierzchni jest najmniejsza. Zastosowanie zbyt małych sił nie prowadzi do całkowitego odkształcenia nierówności. Przy zbyt dużych naciskach może wystąpić łuszczenie powierzchni. Drugim parametrem, decydującym o SGP jest posuw. Podobnie jak dla siły wartość tego parametru ma swój najkorzystniejszy zakres. Zbyt duże wartości posuwu nie zapewniają odkształceń plastycznych nierówności, małe wartości mogą prowadzić do łuszczenia powierzchni. Stwierdzono, że w przypadku nagniatania ślizgowego najlepsze efekty uzyskuje się dla małych prędkości posuwu. Zapewnia to wielokrotne odkształcenia tej samej nierówności.

Efekt wygładzenia powierzchni zależy również od geometrii narzędzia. Niezbędny jest właściwy dobór promieni zaokrąglenia narzędzi nagniatających w zależności od siły docisku. Proces nagniatania może prowadzić do powstawania falistości powierzchni. Jest to związane z nierównomiernym odkształceniem plastycznym WW. Jej główne przyczyny to niewłaściwy dobór siły nagniatającej, duża plastyczność materiału sprzyjająca powstawaniu spiętrzenia materiału w kierunku posuwu, drgania w układzie obróbkowym.

W szeregu pracach można znaleźć zależności pozwalające na określenia chropowatości powierzchni w zależności od parametrów procesu, własności materiału i chropowatości wyjściowej dla różnych typów nagniatania. Pozwalają one na właściwy dobór sposobu i parametrów procesu nagniatania.

### 1.4.2. Właściwości użytkowe warstw nagniatanych powierzchniowo

Proces nagniatania powoduje wzrost odporności na zmęczenie w wyniku występowania ściskających naprężeń własnych oraz umocnienia WW. Przyjmuje się, że przyrost wytrzymałości po procesie nagniatania jest proporcjonalny do przyrostu twardości materiału. Drugim czynnikiem decydującym o wzroście wytrzymałości zmęczeniowej są naprężenia ściskające występujące w warstwie nagniatanej. Stwierdzono prawie liniową zależność pomiędzy wzrostem odporności na zmęczenie a wartością naprężeń ściskających. Zmniejszenie chropowatości powierzchni, ilości wad powierzchniowych – typu przypalenia, rysy czy zadziory – w stosunku do wad po innych obróbkach powierzchniowych, podnosi wytrzymałość zmęczeniową elementów.

Istotą wzrostu odporności na zmęczenia po procesie nagniatania jest przesunięcie punktu powstawania ogniska zmęczeniowego z powierzchni w głąb materiału. Ogniska zmęczeniowe są odizolowane od powierzchniowych koncentratorów naprężeń, jakimi są np. chropowatości. W praktycznych zastosowaniach przemysłowych istotny jest stosunek głębokości strefy zgniotu ( $Gz$ ) do wymiaru obrabianego elementu ( $r$ ). Dla  $Gz/r=0.1-0.2$  wzrost wytrzymałości zmęczeniowej rośnie z głębokością strefy zgniotu i nie zależy od twardości materiału. Przy  $Gz/r > 0.25$  wzrost wytrzymałości zmęczeniowej można uzyskać przez wzrost twardości materiału w WW, natomiast wzrost grubości warstwy umocnionej nie powoduje już wzrostu odporności na zmęczenie. Dla dużych elementów, aby osiągnąć wzrost wytrzymałości zmęczeniowej zaleca się uzyskanie w procesie nagniatania  $Gz/r=0.1-0.05$ .

Przyrost wartości wytrzymałości zmęczeniowej zależy od sposobu nagniatania i parametrów procesu. Szczególnie korzystny efekt można uzyskać w przypadku zastosowania nagniatania elementów z koncentratorami naprężeń, takimi jak podcięcia, otwory itp.

Nagniatanie powoduje wzrost odporności na zużycie ściernie w porównaniu ze szlifowaniem i toczeniem [166]. Generalnie korzystny efekt uzyskuje się dla tarcia ze smarowaniem, niekorzystny dla tarcia suchego. Zużycie zależy od rodzaju materiału i stopnia zgniotu WW. Dla każdego typu obróbki istnieją optymalne warunki nagniatania. Wzrost odporności na zużycie ściernie wynosi do kilkudziesięciu procent w stosunku do powierzchni szlifowanych. Spowodowany jest on wzrostem twardości i korzystniejszą SGP, która minimalizuje czas docierania. Ponieważ zużycie ściernie jest procesem lokalnym, który przebiega szczególnie intensywnie przy niejednorodnej strukturze materiału, istotnym czynnikiem podnoszącym odporność

jest jednorodność WW po nagniataniu. Na powierzchni nie występują ziarna szlifierskie jak w przypadku próbek szlifowanych, które intensyfikują proces zużycia. Dodatkowo powierzchnia charakteryzuje się większą dyfuzyjnością tlenu do WW, co pozwala na tworzenie się twardych tlenków.

Najkorzystniejsze efekty uzyskuje się w przypadku nagniatania oscylacyjnego. Zużycie ściernego materiału po nagniataniu może być mniejsze nawet kilkukrotnie. Korzystne efekty uzyskuje się również przy nagniataniu elektromechanicznym. Dla stali normalizowanych odporność na zużycie można zwiększyć około 4-9 razy, a dla hartowanych około dwukrotnie [166]. Przy tarcii ślizgowym następuje zmniejszenie współczynnika tarcia. Współczynnik tarcia ślizgowego dla pary stal 45 po krążkowaniu i brązu są mniejsze o 50-72% w stosunku do próbki szlifowanej. Współczynnik tarcia szybciej się stabilizuje (krótszy okres docierania). Spowodowane jest korzystniejszą SGP, większe promienie zaokrąglenia nierówności i lepsze warunki smarowania dla powierzchni nagniatanych w stosunku do szlifowanych.

Po procesie nagniatania można również uzyskać wzrost odporności na zatarcie. Cecha ta zależy od warunków pracy oraz SGP i własności WW. W przypadku próbek ze stali 45 kulkowanych naporowo uzyskano w stosunku do próbek szlifowanych kilkadziesiąt razy dłuższy czas do wystąpienia pierwszych objawów zatarcia przy naciskach 890 N [166].

Proces nagniatania znacznie zwiększa sztywność kontaktową elementów. Związane jest to z odkształceniem plastycznym nierówności powierzchni zachodzącym w trakcie procesu nagniatania, który jest ostatnim zabiegiem operacyjnym przed montażem i współpracą. Nierówności powierzchni po nagniataniu pracują w sposób sprężysty. W porównaniu z innymi obróbkami wykańczającymi, np. szlifowaniem, udział odkształceń plastycznych powierzchni jest kilkukrotnie mniejszy, co zapewnia większą sztywność kontaktową i lepszą współpracę. Drugim czynnikiem zwiększającym sztywność kontaktową jest spłaszczenie wierzchołków nierówności przy współpracy, co gwarantuje większą rzeczywistą powierzchnię styku i mniejsze naciski jednostkowe. Przeprowadzone badania eksperymentalne próbek ze stali 45 i żeliwa szarego po kulkowaniu naporowym, szlifowaniu i frezowaniu wykazały, że po nagniataniu sztywność kontaktowa jest 3.1 razy większa w stosunku do próbek frezowanych i 2 razy w stosunku do szlifowanych [166].

#### **1.4.3. Klasyfikacja sposobów nagniatania**

Nagniatanie powierzchniowe ugrupować w według kilku kryteriów. Do najczęściej stosowanej systematyki zalicza się podział ze względu na skutki obróbki

lub na jej charakter mechaniczny. W pierwszym przypadku wyróżnia się następujące sposoby:

- obróbkę umacniającą,
- obróbkę gładkościową,
- obróbkę dokładnościową.

Wymienione sposoby podkreślają główny cel zastosowania obróbki. W większości przypadków występują wszystkie skutki nagniatania.

Drugie kryterium charakteryzuje sposób oddziaływania narzędzia z przedmiotem obrabianym. Wyróżnia się:

- nagniatanie statyczne,
- nagniatanie dynamiczne.

Podczas nagniatania statycznego kontakt narzędzia z przedmiotem obrabianym jest ciągły, nieprzerwany. Siły nagniatania są w przybliżeniu stałe i działają statycznie na obrabiany przedmiot. Do tej grupy obróbek zalicza się: rolkowanie, krążkowanie, kulkowanie zwykłe i oscylacyjne, przepychanie, wygładzanie ślizgowe. Sposoby te stosowane są, jako obróbki umacniające i gładkościowe, a przepychanie w celu podwyższenia dokładności. W przypadku rolkowania narzędzie (rolka, kulka, wałeczek) toczy się po obrabianej powierzchni. Przy przepychaniu narzędzie ślizga się po powierzchni. Nagniatanie statyczne realizowane jest zwykle bezpośrednio po obróbce skrawaniem często w jednym, złożonym zabiegu.

Obróbkę tą można podzielić ze względu na charakter ruchu narzędzia po powierzchni na naporowe toczne (element nagniatający toczny obtacza się po powierzchni), lub naporowe ślizgowe, gdy występuje tarcie ślizgowe.

Do nagniatania dynamicznego zalicza się; młotkowanie, śrutowanie oraz kulowanie strumieniowe i wibracyjne. Ich głównym celem jest umocnienie warstwy wierzchniej. Siły nagniatania są okresowo zmienne w czasie obróbki. Kontakt narzędzia z przedmiotem jest krótkotrwały lub jak przy nagniataniu wibracyjnym siła jest zmienna. Metoda ta jest stosowana często w przypadku elementów cienkościennych, gdy nie można stosować dużych sił ze względu na możliwość odkształcenia przedmiotu. Nagniatanie dynamiczne można podzielić na nagniatanie uderzeniowe skoncentrowane i rozproszone. Dla pierwszego sposobu elementy nagniatające prowadzone są w narzędziu. Uderzają one kolejno w obrabianą powierzchnię z siłą odśrodkową. Nagniatanie dynamiczne rozproszone można podzielić na uderzeniowe strumieniowe i wibracyjne. Dla sposobu strumieniowego elementy, małe kulki stalowe lub szklane, o określonym kierunku i energii oddziałują na powierzchnię. Dla nagniatania wibracyjnego obrabiany element umieszczony jest w pojemnikach,

które wykonują ruch drgający lub obrotowy. Kukli oddziałują z całą powierzchnią przedmiotu obrabianego.

#### 1.4.4. Nagniatanie w podwyższonej temperaturze

Klasyczny sposób nagniatania przebiega w temperaturze otoczenia. Niewielki procent energii odkształcenia plastycznego ok. 10% zamieniany jest na ciepło. Przy intensywnym procesie nagniatania może wystąpić chwilowy wzrost temperatury materiału do 850-950 K [176]. Źródłem ciepła jest także tarcie elementu nagniatającego o powierzchnię obrabianą. Tarcie to ma istotne znaczenie dla nagniatania ślizgowego. W tym przypadku temperatura lokalnie może dochodzić do 1000 K. Czas grzania są bardzo krótkie 0.001-0.01 s i zależne od czasu kontaktu narzędzia z powierzchnią. Wzrost temperatury obserwuje się tylko lokalnie przy powierzchni, poza tą strefą temperatura jest niższa 300-350 K. Dlatego obróbkę nagniataniem klasyfikuje się, jako obróbkę na zimno. Jedynie w przypadku obróbki elektromechanicznej, w której ciepło dostarczane jest z zewnątrz, temperatura powierzchni jest wysoka i wynosi 1200 K [169].

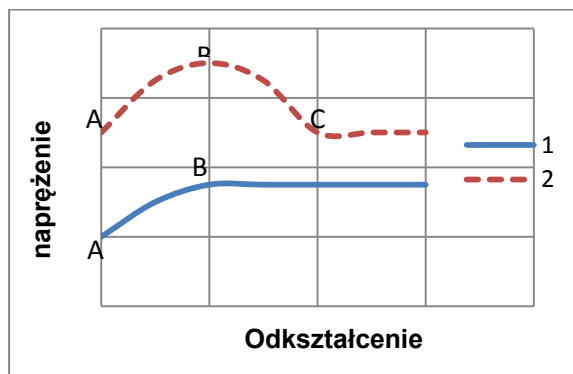
Przebieg procesu umocnienia i płynięcia plastycznego zależy od temperatury materiału. Jej wzrost dla większości materiałów powoduje zmniejszenie granicy plastyczności. Analizując wpływ temperatury na odkształcenia plastyczne wyróżnia się trzy zakresy temperatur:

- do  $0.25 T_i$  odkształcenia na zimno, w których procesy aktywowane cieplnie nie wpływają na odkształcenie plastyczne,
- $0.25 - 0.5 T_i$  – odkształcenia plastyczne w przejściowym zakresie temperatury,
- $0.5 - 0.6 T_i$  odkształcenia plastyczne na gorąco, gdy z razem z procesem odkształcenia może zachodzić rekrytalizacja.

Odształcenia plastyczne na zimno zostało omówione w punkcie 1.4.1. Odształceniu w temperaturze powyżej  $0.25 T_i$  towarzyszy proces zdrowienia. Proces ten charakteryzuje się zmniejszeniem ilości defektów punktowych i przebudową struktury dyslokacyjnej poprzez poślizg i wspinanie się dyslokacji. Przebudowa struktury dyslokacyjnej prowadzi do zmniejszeniem gęstości dyslokacji i tworzeniem ścian dyslokacji tj. wąskokątowych granic subziarn; jest to proces poligonizacji dynamicznej. W tym zakresie temperatury proces umocnienia konkuruje z procesem zdrowienia. Zdrowienie jednak nie zachodzi do końca w związku z tym obserwuje się umacnianie materiału. Odształcenia w zakresie średniej temperatury stosowane są w celu zmniejszenia oporu odkształcenia i zwiększenia plastyczności materiałów kruchych o niskiej plastyczności w temperaturze pokojowej.

Oslabienie materiału jest obserwowane w trakcie odkształcania w wysokiej temperaturze  $0.5-0.6 T_r$ . Wynika ono ze zmniejszania się gęstości dyslokacji na skutek poligonizacji dynamicznej i zdrowienia, które występują w niższej temperaturze a także rekrytalizacji dynamicznej. Szerokokątowe granice ziaren migrują pochłaniając nadmiar dyslokacji powstających w czasie odkształcania. Podwyższenie temperatury zmniejsza naprężenia płynięcia plastycznego oraz prawdopodobieństwo rekrytalizacji dynamicznej. Możliwe są dwa warianty przebiegu procesu odkształcania w tym zakresie temperatury. W pierwszym przypadku (krzywa 1 rys.1.26) materiał w początkowym etapie AB umacnia się, proces zdrowienia nie zachodzi do końca. Wzrost odkształcenia powoduje rozpoczęcie procesu poligonizacji dynamicznej. Gdy zdrowienie zajdzie do końca występuje kolejne stadium, w który ustala się równowaga między umocnieniem związanym z odkształceniem a rekrytalizacją. Materiał nie wykazuje umocnienia a jego mikrostruktura nie zmienia się.

Część metali odkształca się według krzywej 2. W pierwszym stadium materiał umacnia się w większym stopniu na skutek bardziej złożonego mechanizmu przebudowy struktury dyslokacyjnej, poligonizacja nie zachodzi całkowicie i tworzą się zarodki do rekrytalizacji dynamicznej. W następnym stadium występuje rekrytalizacja dynamiczna i osłabienie materiału (odcinek BC) na skutek zmniejszenia gęstości dyslokacji. W trzecim etapie ustala się równowaga pomiędzy procesami umocnienia i rekrytalizacji. Na tym etapie nie występuje umocnienie materiału.



Rys.1.26. Krzywe odkształcenia na gorąco metali wg. [171]

Oprócz temperatury na umocnienie materiału istotny wpływ ma prędkość odkształcania. Im wyższa prędkość odkształcania tym większe naprężenie płynięcia plastycznego oraz współczynnik umocnienia materiału. Wraz ze wzrostem prędkości odkształcania występuje tłumienie procesów aktywowane cieplnie – zdrowienia

i rekrytalizacji. Wpływ prędkości jest szczególnie wyraźny w obróbce plastycznej na gorąco. Dla odkształcenia na gorąco w stałej temperaturze wzrost prędkości odkształcenia zmniejsza prawdopodobieństwo wystąpienia rekrytalizacji.

W ciągu ostatnich dziesięciu lat proces odkształcania plastycznego w zakresie średniej temperatury był przedmiotem badań w przypadku powierzchniowego nagniatania dynamicznego [181-183]. Harakada i współpracownicy [181] analizowali wpływ temperatury w zakresie 100-300°C na właściwości stali szybko tnącej po nagniataniu dynamicznym typu shot-peening kulkami z węgla spiekane go. Stwierdzono wzrost twardości, wytrzymałości zmęczeniowej oraz naprężenia ściskające w warstwie o grubości około 0.15 mm. Grubość strefy umocnionej była tym większa im wyższa temperatura procesu.

Proces nagniatania dynamicznego stali sprężynowej w podwyższonej temperaturze był przedmiotem badań w pracy [182]. Również w tym przypadku stwierdzono korzystny wpływ wzrostu temperatury procesu na własności warstwy wierzchniej. Najlepsze efekty uzyskano po nagniataniu w temperaturze 200°C. Stwierdzono, że efekty umocnienia jest trwałe i utrzymuje się również po ponownym nagraniu materiału do 500°C. Podobne wyniki uzyskano w przypadku klasycznego nagniatania kulkami stali niskostopowej ulepszonej cieplnie. Nagniatanie w temperaturze około 290°C pozwoliło na uzyskanie wyższej odporności na zmęczenie w stosunku do próbek po nagniataniu w temperaturze otoczenia. Korzystny efekt utrzymywał się po nagraniu materiału do temperatury 300°C. Próbki nagniatane w podwyższonej temperaturze wykazywały nieznacznie wyższe naprężenia ściskające, lepszą odporność na zużycie zmęczeniowe oraz brak relaksacji naprężeń. Korzystny efekt obróbki tłumaczony był procesem starzenia materiału, który występował w trakcie nagniatania w podwyższonej temperaturze i wygrzewaniu po tym procesie. Starzenie prowadzi do wydzielenia węglków i uzyskania stabilnej struktury dyslokacyjnej. Dla materiału po konwencjonalnym nagniataniu występuje spadek naprężeń oraz zmniejszenie wytrzymałości zmęczeniowej po wygrzewaniu w podwyższonej temperaturze. Badania nad optymalizacją parametrów procesu nagniatania wykazały, że w zakresie temperatury 20-410°C, najkorzystniejsze naprężenia, wysoką trwałość zmęczeniową oraz najmniejszą relaksację naprężeń po nagraniu można uzyskać dla nagniatania w temperaturze 320°C [184].

### 1.5. Podsumowanie analizy stanu zagadnienia

Na podstawie przeprowadzonej analizy stanu zagadnienia można stwierdzić, że występują dwa nurty literatury dotyczącej tematu obróbki laserowej z przetopieniem. Bardzo liczne publikacje dotyczące badań stanu WW i własności eksploatacyjnych warstw po obróbce laserowej oraz nieliczne prace przedstawiające teoretyczne modele procesu obróbki z przetopieniem. Ze względu na bardzo złożony mechanizm procesu i trudności eksperymentalne (wysoka temperatura, krótki czas obróbki itp.) praktycznie brak jest prac doświadczalnych weryfikujących modele teoretyczne.

Głównym czynnikiem decydującym o kształcie i wymiarach strefy przetopionej oraz powstawaniu warstw stopowych jest ruch ciekłego metalu wywołany siłami napięcia powierzchniowego. Przepływ cieczy umożliwia transport pierwiastków stopujących w głąb strefy przetopienia i tworzenie się grubych warstw stopowych. Nierównomierne nagrzanie się materiału pod wiązką laserową powoduje, że na powierzchni cieczy powstaje gradient napięcia powierzchniowego. Siła ta skierowana jest od centrum wiązki, gdzie temperatura jest najwyższa, do jej brzegów i powoduje ruch roztopionego materiału. Siły napięcia powierzchniowego są znacznie większe od konwekcji grawitacyjnej i to one są czynnikiem determinującym charakter przepływu w ciekłym metalu oraz decydującym o procesach występujących przy mieszaniu się cieczy. Opracowane dotychczas modele teoretyczne pozwalają na uwzględnienie większości zjawisk występujących przy przetapianiu materiału wiązką laserową i uzyskanie informacji dotyczących rozkładu temperatury, kształtu i wymiarów przetopu, elementów domieszek i procesów zachodzących w trakcie topnienia. Pomimo tego wciąż występują rozbieżności pomiędzy wynikami eksperymentalnymi i teoretycznymi dotyczącymi głównie kształtu strefy przetopienia, których nie można wytłumaczyć na podstawie dotychczasowego stanu wiedzy.

Celem modyfikacji laserowej jest zmiana własności chemicznych i fizycznych warstwy wierzchniej, a przez to zwiększenie trwałości elementów maszyn i urządzeń. Obróbka laserowa poprzez zmianę składu chemicznego, struktury, twardości i naprężeń warstwy wierzchniej wpływa na wszystkie podstawowe właściwości użytkowe. Może to być oddziaływanie pozytywne, np. z punktu widzenia odporności na korozję, erozję, lub negatywne z punktu widzenia na wytrzymałość zmęczeniową. Istotnie wpływają na te efekty warunki obróbki. Ich dobór powinien być oparty o badania doświadczalne.



Na podstawie analizy publikowanych dotychczas wyników badań, można stwierdzić,

- Warstwy stopowane oraz struktura geometryczna powierzchni po modyfikacji laserowej tworzone są w wyniku ruchu termokapilarnego cieczy.
- Brak jest modeli teoretycznych opisujących kształt powierzchni po procesie stopowania wiązką ciągłą z uwzględnieniem ruchu próbki względem wiązki.
- SGP zależy głównie od rozkładu temperatury na powierzchni i związanego z tym gradientem napięcia powierzchniowego.
- Brak jest prac doświadczalnych dotyczących struktury geometrycznej powierzchni i minimalizacji wysokości nierówności powierzchni po przetapieniu laserowym. W praktyce w celu osiągnięcia wymaganych gładkości stosuje się dodatkowe obróbki np. szlifowanie, docieranie.
- W wyniku procesu stopowania powstaje warstwa wierzchnia, w której koncentracja wprowadzanego pierwiastka wynosi od kilku do kilkudziesięciu procent w zależności od zastosowanych parametrów obróbki i ilości wprowadzanego pierwiastka.
- Proces przetapienia laserowego prowadzi do uzyskania jednorodnej drobno-kryształicznej struktury materiału o wysokiej twardości, z rozciągającymi naprężeniami w warstwie wierzchniej.  
Klasyczne nagniatanie stosowane, jako obróbka umacniająca i gładkościowa po przetapieniu laserowym pozwala na uzyskanie pozytywnych efektów tylko w przypadku cienkich warstw charakteryzujących się wystarczającą plastycznością.
- Nagniatanie powierzchniowe w podwyższonej temperaturze jest obróbką nową, która stwarza dodatkowe możliwości stosowania procesu nagniatania w przypadku materiałów twardych i kruchych. Zapewnia uzyskanie własności WW porównywalnych lub lepszych niż po klasycznym nagniataniu.



## **2. Koncepcja powierzchniowej obróbki laserowej wspomaganej nagniataniem**

Praca obejmuje badania nad opracowaniem nowej hybrydowej metody obróbki powierzchniowej łączącej proces przetapiania laserowego z nagniataniem powierzchniowym w podwyższonej temperaturze. Idea obróbki hybrydowej oparta jest na wygładzaniu powierzchni poprzez plastyczne odkształcenia warstwy wierzchniej w wysokiej temperaturze, bezpośrednio po jego krzepnięciu, oraz redukcji naprężeń rozciągających w warstwie wierzchniej poprzez obróbkę plastyczną w niskiej temperaturze.

W procesach modyfikacji warstwy wierzchniej metali wiązką laserową z przetopieniem występują duże zmiany struktury geometrycznej powierzchni. Na skutek termokapilarnego ruchu ciekłego metalu na powierzchni tworzy się charakterystyczna, silnie anizotropowa struktura geometryczna powierzchni. Występuje falistość i chropowatość o stosunkowo dużych wysokościach nierówności. Wiąże się to z koniecznością stosowania dodatkowej obróbki mechanicznej w celu nadania gładkości powierzchni i dokładności wymiarowej. Ponadto, w warstwie wierzchniej występują naprężenia rozciągające.

Zjawisko to jest szczególnie niebezpieczne w przypadku stopów o niskiej przewodności ciepłej, np. Stelitów i przy dużych prędkościach chłodzenia, gdyż może prowadzić do powstawania mikropęknięć warstwy wierzchniej. Występowanie naprężeń rozciągających w warstwie wierzchniej może mieć niekorzystny wpływ na własności eksploatacyjne, a w szczególności wytrzymałość zmęczeniową.

Najczęściej stosowanym zabiegiem po obróbce laserowej, zapewniającym wymaganą chropowatość powierzchni i dokładność wymiarów elementu maszynowego, jest szlifowanie. Zabieg ten w wielu przypadkach oddziałuje niekorzystnie na stan warstwy wierzchniej. Wiąże się z usunięciem części zmodyfikowanej laserowo warstwy, zmianą jej własności mechanicznych, a w przypadku materiałów twardych i trudnoobrabialnych może prowadzić do powstawania mikropęknięć, przypaleń oraz szybkiego zużycia narzędzi. Obróbkę mechaniczną prowadzi się po zakończeniu modyfikacji laserowej, co dodatkowo podnosi koszty procesu.

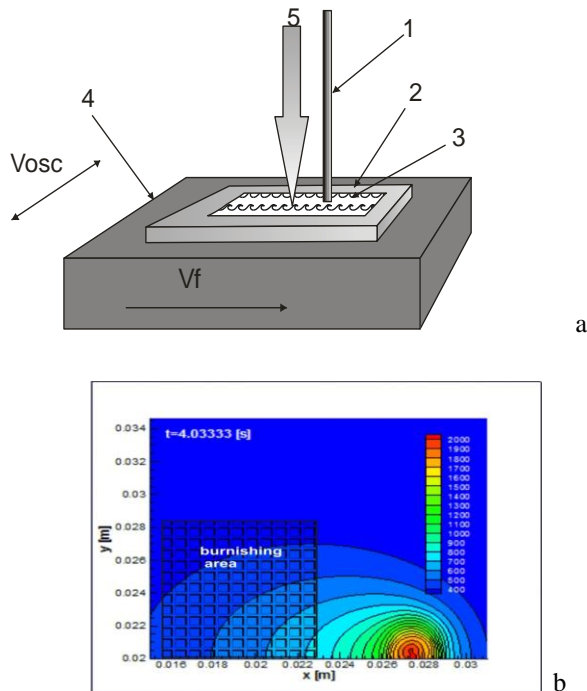
Metodą alternatywną do wykończeniowej obróbki ubytkowej, np. szlifowania, może być proces nagniatania powierzchni stosowany, jako obróbka gładkościowa i umacniająca. Jej efekty zależą od własności materiału obrabianego.

W przypadku materiałów twardych o niskiej plastyczności efektywność metody jest niska, zmiana topografii powierzchni wymaga dużych sił i energii oraz może prowadzić do mikropęknięć warstwy wierzchniej. Próby zastosowania nagniatania powierzchniowego po modyfikacji laserowej WW były prowadzone w nielicznych pracach i nie znalazły szerszego zastosowania w przemyśle.

Redukcję naprężeń oraz zmniejszenia chropowatości poprzez nagniatanie powierzchniowe uzyskano w pracy Ignatiev'a i współpracowników [72, 185]. Warstwę azotku tytanu, wytworzoną laserem impulsowym poprzez stopowanie azotem stopu tytanu, poddano rolowaniu. W wyniku nagniatania uzyskano redukcję naprężeń rozciągających oraz zmniejszenie wysokości chropowatości tym większe im wyższe nierówności występowały po procesie stopowania. W cieńszej warstwie TiN, – do 5µm, nie stwierdzono mikropęknięć po nagniataniu. Związane to było z występowaniem stosunkowo grubej, plastycznej warstwy, 150 µm pod warstwą azotku tytanu. Innym rozwiązaniem było zastosowanie klasycznego procesu shot-peening po przetapianiu laserowym. Badania takie zostały przeprowadzone przez De Hosson'a i Noordhuis'a [73]. W wyniku przetopieniowego hartowania stali wiązką laserową i shot-peeningu uzyskano zmianę naprężeń rozciągających w warstwie wierzchniej z + 1200 MPa do – 900 MPa w strefie o grubości około 70 µm. Zastosowana obróbka pomimo spadku twardości materiału warstwy wierzchniej spowodowała dwukrotny wzrost odporności na zużycie przez tarcie.

Analizując inne możliwości konstituowania warstwy wierzchniej o wysokiej gładkości, można zauważyć, że proces jej mechanicznego kształtowania jest bardziej efektywny w wysokiej temperaturze, gdy materiał jest plastyczny. Do tej pory brak jest rozwiązań wykorzystujących proces odkształcenia plastycznego w podwyższonej temperaturze do kształtowania topografii powierzchni po modyfikacji laserowej WW. Nagrzewanie laserowe znalazło zastosowanie do wspomaganie obróbki mechanicznej materiałów trudno obrabialnych. Taka hybrydowa metoda stosowana jest do cięcia i toczenia twardej ceramiki [23], a obecnie prowadzone są prace badawcze wykorzystujące lokalne nagrzewanie wiązką lasera także dla toczenia, frezowania i szlifowania takich materiałów jak stopy tytanu, żeliwo oraz stale specjalne [186, 187]. W 2007 nowy sposób obróbki materiałów LAB-Laser Assisted Burnishing czyli nagniatanie powierzchniowe wspomagane podgrzewaniem materiału wiązką laserową został opracowany przez Tien'a i współpracowników [188]. Laserowe grzanie twardej stali w trakcie procesu nagniatania wyeliminowało niekorzystne zużywanie narzędzi oraz zapewniło na redukcję siły nagniatającej. W wyniku zastosowania LAB otrzymano lepszą gładkość powierzchni oraz wyższe twardości w stosunku do nagniatania w temperaturze otoczenia.

W pracy podjęto badania nad opracowaniem nowej hybrydowej metody obróbki powierzchniowej łączącej proces przetapiania laserowego z nagniataniem powierzchniowym w podwyższonej temperaturze. Ideę obróbki przedstawia rysunek 2.1. Wszystkie operacje – laserowa modyfikacja WW z przetopieniem, nagniatanie na gorąco, nagniatanie na zimno – wykonywane są na stanowisku laserowym w jednym przejściu obróbkowym. Nagniatanie prowadzone jest w strefie, w którym materiał ulega samochłodzeniu. Rozwiązanie takie nie przedłuża czasu obróbki oraz nie wymaga dodatkowego grzania materiału. Gwarantuje to niski koszt i krótszy czas modyfikacji WW w stosunku do rozwiązań dotychczas stosowanych, czyli przetapiania laserowego i szlifowania. Dodatkowo spodziewane są korzystne skutki nagniatania takie jak redukcja naprężeń rozciągających, zmniejszenie chropowatości i falistości powierzchni, umocnienie materiału WW. Zapewnia to lepsze własności eksploatacyjne takie jak: wytrzymałość zmęczeniową, odporność na zużycie, sztywność kontaktową itp.



Rys.2.1. Schemat obróbki hybrydowej – a; 1 – wiązka laserowa, 2 – próbka, 3 – ścieżka laserowa, 4 – stół, 5 – głowica nagniatająca. Rozkład temperatury na powierzchni próbki przetapianej z zaznaczonym obszarem, w którym realizowany jest proces nagniatania – b.

Celem pracy jest opracowanie nowego sposobu obróbki hybrydowej, która przy zachowaniu korzystnych cech obróbki laserowej powinna spełniać następujące kryteria:

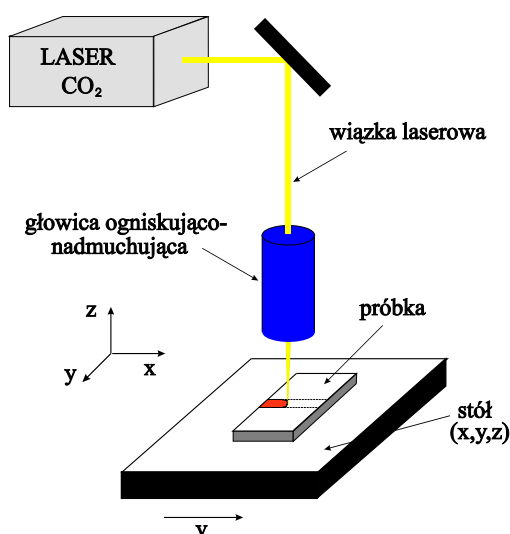
- uzyskanie korzystnej SGP i wyeliminowanie procesu szlifowania lub zmniejszenie naddatków obróbkowych, po modyfikacji laserowej,
- zmniejszenie naprężeń rozciągających w warstwie wierzchniej,
- uzyskanie korzystnej mikrostruktury materiału – rozdrobnienie ziaren dendrytycznych tworzących się w trakcie krzepnięcia materiału podczas przetapiania laserowego,
- wzrost odporności na zużycie jako efekt korzystniejszej mikrostruktury materiału i rozkładu naprężeń,
- wzrost sztywności kontaktowej, jako efekt utworzenia WW o wysokiej twardości i korzystnej topografii powierzchni.

Zakres badań nad obróbką laserowo-mechaniczną obejmował:

- analizę pola temperatury materiału obrabianego wiązką laserową z przetopieniem i dobór najkorzystniejszego miejsca obciążenia kształtującego,
- dobór parametrów obróbki laserowej (moc, prędkość przesuwu, średnica wiązki) dla modyfikacji WW,
- budowę modeli urządzeń do nagniatania powierzchniowego,
- dobór warunków kształtowania SGP (siła i parametry geometrii elementów roboczych),
- synchronizację procesu obróbki laserowej i nagniatania,
- określenie optymalnych warunków obróbki laserowo-mechanicznej z punktu widzenia oddziaływań termicznych obróbki laserowej i zgniotu powierzchniowego,
- opracowanie matematycznego modelu procesu obróbki laserowo-mechanicznej,
- badania SGP po procesie obróbki laserowo-mechanicznej,
- badanie strukturalne, składu chemicznego, mikrotwardości, rozkładu naprężeń własnych utworzonych warstw,
- badania wybranych właściwości eksploatacyjnych: zużycie ściernie, erozyjne, sztywność kontaktowa warstw dla różnych wariantów obróbki laserowo-mechanicznej.

## 2.1. Stanowisko do obróbki laserowej

Badania nad opracowaniem procesu realizowano na stanowisku do obróbki laserowej znajdującym się w IPPT PAN, wyposażonym w laser CO<sub>2</sub> o maksymalnej mocy 2.5 kW firmy Wegmann-Baasel pracujący w trybie ciągłym i impulsowym oraz w stół roboczy z możliwością przesuwu w kierunku  $x$  i  $y$ . Maksymalna prędkość przesuwu stołu wynosi 15 m/min, a jego udźwieg 1000 N, co pozwala na zastosowanie wymaganych obciążeń. Na rysunku 2.2. przedstawiono schemat stanowiska.



Rys.2.2. Schemat stanowiska do obróbki laserowej.

Fluktuacje mocy promieniowania w trakcie obróbki, mogące wynosić maksymalnie 2%, nie powinny mieć istotnego wpływu na efekty obróbki. Proces obróbki laserowej przeprowadzono w atmosferze argonu przy stałym ciśnieniu.

Moc promieniowania oraz rozkład energii w wiązce laserowej mają najistotniejszy wpływ na rozkład temperatury w warstwie wierzchniej materiału, a przez to na właściwości warstwy stopowej. Z tego względu przeprowadzono pomiary wiązki szczegółowo opisane w rozdziale 3.2. Zmianami efektywnej mocy wiązki promieniowania laserowego ( $P$ ) sterowano nastawieniem mocy w układzie sterowania lasera. Prędkość przesuwu próbki ( $V_f$ ) względem padającej wiązki zmieniano poprzez zadawanie różnych prędkości przesuwu stołu. Średnica plamki ( $d$ ) była regulowana w wyniku zmiany odległości pomiędzy obrabianą powierzchnią i ogniskiem soczewki.

Regulacja powierzchniowej gęstości mocy promieniowania laserowego była możliwa do zrealizowania dwoma sposobami:

- zmiana mocy przy stałej średnicy wiązki,
- zmiana średnicy padającej wiązki przy stałej mocy promieniowania.

Równie istotnym czynnikiem jest czas oddziaływania wiązki laserowej na materiał. Parametr ten określano na podstawie zależności:  $t = d/V_f$  (gdzie:  $d$  – średnica wiązki,  $V_f$  – prędkość ruchu próbki). W przypadku obróbki wiązką ciągłą czasem oddziaływania można sterować poprzez:

- zmiany prędkości przesuwu próbki względem padającej wiązki,
- zmiany średnicy wiązki laserowej na powierzchni obrabianej.

Proces przetapiania laserowego prowadzono w następujący sposób: po umieszczeniu próbki na stole roboczym i nastawieniu w układzie sterowania stanowiska wybranych parametrów obróbki ( $P$ ,  $V_f$ ,  $d$ ), następowało przemieszczenie próbki pod wiązką laserową prostopadle do jej dłuższego boku. Obszar po obróbce miał kształt „ścieżki” o szerokości zbliżonej do średnicy wiązki. Kolejne przejścia były realizowane w odstępach czasu zapewniających stałą temperaturę początkową próbki, zbliżoną do temperatury otoczenia.

## 2.2. Dobór metod nagniatania

W celu kształtowania struktury geometrycznej warstwy wierzchniej i wprowadzania naprężeń ściskających skonstruowano i zastosowano głowice czołowe do nagniatania ślizgowego i tocznego w wysokiej temperaturze oraz urządzenia do nagniatania dynamicznego ze „związanymi” elementami roboczymi.

Zaprojektowano i wykonano miniaturowe głowice do nagniatania ślizgowego z elementami nagniatającymi z węglików spiekanych o różnej geometrii. Parametry pracy głowicy dobrane były pod kątem nagniatania wygładzającego materiałów twardych. Głowica do nagniatania statycznego rolkami przeznaczona była do obróbki gładkościowej materiałów o niższej twardości. Obróbkę umacniającą i gładkościową realizowano poprzez nagniatanie dynamiczne trzema typami głowic do nagniatania dynamicznego. Wszystkie głowice zapewniały szeroki zakres regulacji sił nagniatających oraz intensywności procesu nagniatania. Ich konstrukcja umożliwiała pracę w wysokiej temperaturze, w bezpośrednim sąsiedztwie oddziaływania wiązki laserowej. Obróbki te realizowano w wariacie obróbki prowadzonej jednocześnie z obróbką laserową oraz jako proces wygładzający realizowany w dodatkowym przejściu. W zakresie badań obróbki wygładzającej nagniataniem



opracowano modele odpowiednich urządzeń obróbczych, przeprowadzono ich badania funkcjonalne oraz wytypowano najkorzystniejsze rozwiązania do współpracy ze stanowiskiem do obróbki laserowej. Budowę głowic nagniatających przeprowadzono na Politechnice Warszawskiej w ramach projektów badawczych [189, 190].

W pracy została przeprowadzona optymalizacja parametrów obróbki laserowo-mechanicznej ze względu na stan warstwy wierzchniej przy zastosowaniu teorii eksperymentu planowanego. Umożliwiło to określenie związków pomiędzy parametrami obróbki hybrydowej: prędkością skanowania, siłami nacisku oraz temperaturą obróbki a wybranymi parametrami stanu warstwy wierzchniej. Zminimalizowało to ilość prób i obniżyło koszty eksperymentu. Badania przeprowadzono dla typowych materiałów podłoża i stopującego pokrycia, o różnych własnościach plastycznych. Pozwoliło to na określenie zakresu wykorzystania różnych typów obróbek hybrydowych w zależności od cech materiałowych.

### 2.3. Materiały i przygotowanie próbek

Badania obróbki OLM przeprowadzono dla najczęściej stosowanych laserowych modyfikacji WW z przetopieniem. Kryterium wyboru obróbek i materiałów były zróżnicowane własności, w szczególności własności plastyczne WW. Wyznaczono zakres stosowania różnych typów obróbek hybrydowych w zależności od cech materiałowych. Badania przeprowadzono dla następujących wariantów obróbki laserowej z przetopieniem:

- hartowanie stali węglowej 45,
- stopowanie Stelitem stali 45 oraz stali 0H18N9.

Są to typowe, powszechnie stosowane w przemyśle materiały. Materiał stopujący Stelit 6 to stop o tak dobranym składzie chemicznym, aby zapewnić wysoką twardość, dobrą odporność na zużycie ścierne i erozyjne. Wybór Stelitu 6 jako materiału stopującego wynikał głównie z powszechnie szerokiego stosowania tego stopu w przemyśle, jako materiału o dużej odporności na zużycie ścierne, odporność korozyjną, żaroodporność itp. Stop ten wykorzystywany jest w takich narzędziach jak stemple, tłoczniaki, matryce do pras do wyciskania na zimno i gorąco, nożyce do cięcia na gorąco, kowadła do kowarek [191, 192]. Stelity w większości są napawane na powierzchnie robocze tych narzędzi, a także w postaci proszków natryskiwane plazmowo lub detonacyjnie tworząc warstwę wierzchnią o pożądanym składzie chemicznym i właściwościach. Stelity od wielu lat z powodzeniem są też natapiane przy użyciu wiązki laserowej na takie elementy jak zawory, przyłgnie zaworów, popychacze, matryce itp. [17, 24]. W stosunku do natryskiwania plazmowego

i detonacyjnego warstwy stellite wytworzone metodą laserową charakteryzują się lepszą przyczepnością do podłoża, praktycznie brakiem porowatości i pęknięć, występujących w innych metodach oraz drobnoziarnistą, jednorodną mikrostrukturą materiału. Ich mikrostruktura składa się z roztworu stałego  $\alpha$  i licznych węglików, głównie typu  $M_7C$ . Charakteryzują się złą skrawalnością i odkształcalnością, co znacznie utrudnia lub wręcz uniemożliwia ich obróbkę skrawaniem. Z tego względu wciąż poszukiwane są nowe technologie pozwalające na szersze wykorzystanie tych stopów w przemyśle.

Tabela 2.1. Skład chemiczny materiału pokrycia.

	% Fe	% Co	% Cr	% Ni	% Si	C%	%W
Stellit 6	3	Bal.	28	3	1.1	1.2	4.5

Przed obróbką laserową Stellit 6 był наносzony na odpowiednio przygotowane powierzchnie próbek metodą natrysku plazmowego oraz natrysku detonacyjnego. W obu przypadkach grubość warstwy pokrycia wynosiła około 0.25 mm.

Stal 45 jest typowym materiałem stosowanym w badaniach podstawowych. Procesy zachodzące podczas nagrzewania tej stali i w wyniku topnienia jej warstwy wierzchniej wiązką laserową zostały zbadane i dokładnie opisane w literaturze, co znacznie ułatwia interpretację wyników uzyskanych po stopowaniu laserowym. Stal stosowano w stanie normalizowanym o strukturze ferrytyczno-perlitycznej. Skład chemiczny stali podano w tabeli 2.2.

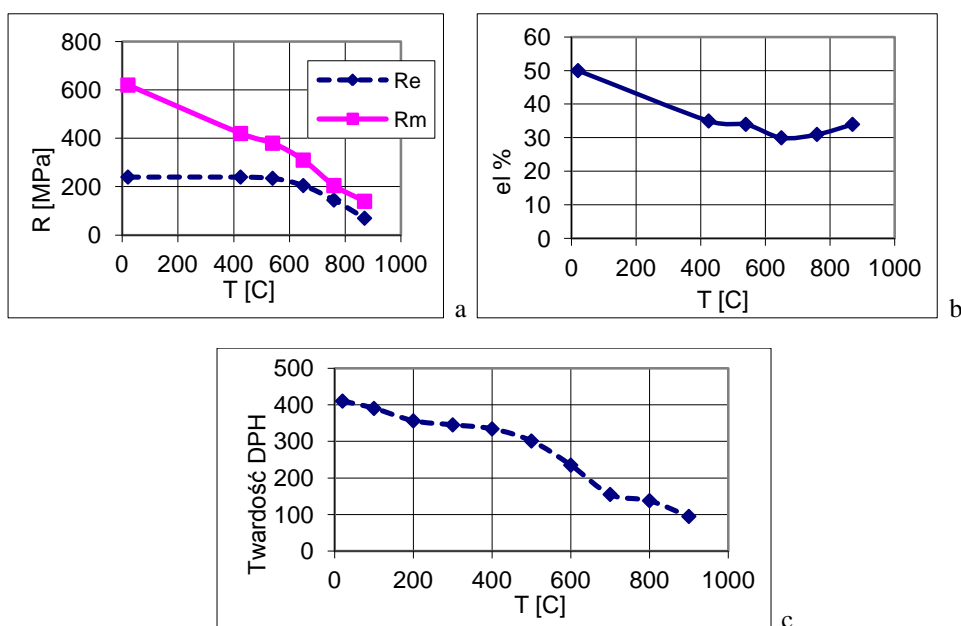
Stal 0H18N9 (AISI 304) jest stalą kwasoodporną o strukturze austenitycznej, szeroko stosowaną w warunkach, gdy wymagana jest duża odporność na korozję, a więc w wielu urządzeniach dla przemysłu spożywczego i chemicznego. Skład chemiczny przedstawiono w tabeli 2.2.

Tabela 2.2. Skład chemiczny i podstawowe własności materiałów podłoża.

Material	% C	% Mn	% Si	% Cr	% Ni
stal 45	0.42-0.50	0.50-0.80	0.17-0.37	-	-
0H18N9	0.04	2	1	18.5	9

Wszystkie badania nad OLM prowadzono na próbkach prostokątnych. Próbki miały wymiary  $45 \times 55 \times 15$  mm dla próbek poddanych nagniataniu ślizgowemu i tocznemu oraz  $50 \times 5 \times 40$  mm dla nagniatania dynamicznego. Powierzchnia próbek była szlifowana i odtłuszczona przed nałożeniem pokrycia.

Analiza własności WW obejmowała porównanie własności warstw otrzymanych zarówno nową, proponowaną metodą jak i dotychczas stosowaną – obróbka laserowa i następnie szlifowanie powierzchni. Pozwoliło to na dokonanie oceny zasadności i możliwości stosowania nowego, proponowanego procesu obróbki hybrydowej w przemyśle.

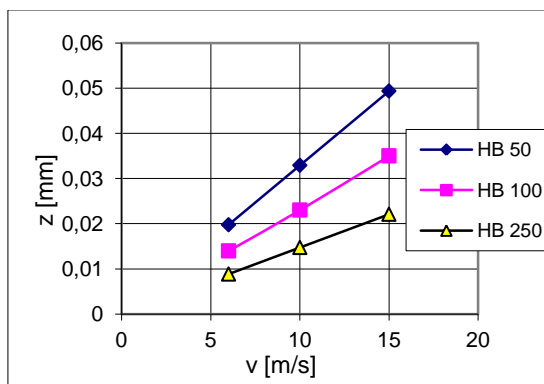


Rys.2.3. Wpływ temperatury na a – granicę plastyczności  $Re$  i wytrzymałości na rozciąganie  $Rm$  stali 0H18N9, wydłużenia stali – b oraz na twardość Stellite 6 – c.

Wzrost temperatury powoduje uplastycznienie i spadek własności wytrzymałościowych oraz twardości materiału. Zjawisko to zostało omówione szczegółowo w rozdziale 1.4.3. Przykładowe zmiany własności plastycznych wraz z temperaturą, dla stali typu 18-8 użytej w badaniach, przedstawia rysunek 2.3. Zależność twardości od temperatury dla Stellite 6, który był głównym materiałem stopującym, przedstawia rys. 2.3.c. W przypadku stali obniżenie wartości granicy plastyczności występuje powyżej  $500^{\circ}\text{C}$ , natomiast dla Stellite spadek twardości obserwuje już przy  $200^{\circ}\text{C}$ , jednak znaczące zmiany występują powyżej  $400^{\circ}\text{C}$ . Zatem proces nagniatania powinien przebiegać w zakresie powyżej  $400^{\circ}\text{C}$ .

Upłastycznienie materiału wraz ze wzrostem temperatury powoduje, że grubość strefy odkształceń plastycznych również rośnie. Zmiany można oszacować na podstawie przybliżonego wzoru dla nagniatania dynamicznego. Wzrost głębokości odkształceń jest odwrotnie proporcjonalny do pierwiastka kwadratowego twardości

HB. Na rysunku 2.4. przedstawiono przykładowe zmiany głębokości strefy odkształceń plastycznych WW dla trzech różnych twardości stali, w zależności od prędkości liniowej narzędzia, obliczone według przedstawionej zależności 1.4. Spadek twardości materiału powoduje istotny wzrost głębokości strefy odkształceń plastycznych.



Rys.2.4. Wpływ twardości na głębokość strefy zgniotu dla młoteczkowania powierzchni, według zależności 1.4.

Dokładniejsze obliczenia wymagają znajomości pola rozkładu temperatury za wiązką laserową, położenia narzędzia nagniatającego oraz rodzaju i parametrów procesu nagniatania.

## 2.4. Metody oceny stanu warstwy wierzchniej

Struktura geometryczna powierzchni była badana na zmodyfikowanym profilometrze skaningowym Talysurf 5M oraz profilometrze skaningowym Nanoscan T 8000 firmy HommelWerke. Stosowano końcówkę pomiarową o promieniu zaokrąglenia 2  $\mu\text{m}$ . Rozdzielczość pionowa 1 nm osiągnięta na urządzeniu Nanoscan T 8000 pozwala na analizę chropowatości oraz zmian powierzchniowych bardzo gładkich powierzchniach. Oprogramowanie umożliwia analizę profili niefiltrowanych, falistości, chropowatości oraz kształtu zgodnie z normami DIN EN ISO 11562 oraz:

- wizualizację trójwymiarową powierzchni przy dowolnych powiększeniach oraz obrocie powierzchni,
- generowanie map topograficznych powierzchni,
- wyznaczanie stereometrycznych (3D) parametrów chropowatości,
- wyznaczanie parametrów profilu chropowatości, falistości i profilu niefiltrowanego.

Do analizy SGP wykorzystano parametry stereometryczne topografii powierzchni:

$S_a$  – średnia arytmetyczna wartości absolutnych odległości powierzchni od średniej płaszczyzny w obrębie mierzonego pola.

$S_p$  – maksymalna wysokość wierzchołków. Jego wartość równa jest wysokości tego wierzchołka powyżej płaszczyzny średniej, w obrębie mierzonego pola.

$S_z$  – dziesięciopunktowa wysokość chropowatości powierzchni, średnia wartość z absolutnych wysokości pięciu najwyższych wierzchołków i pięciu wartości głębokości najgłębszych dolin lub wgłębień, w obrębie mierzonego pola.

$S_{sk}$  – skośność rozkładu wysokości topografii. Parametr ten jest miarą asymetrii odchyłeń powierzchni od płaszczyzny średniej.

$S_{dr}$  – rozwinięcie powierzchni.

$S_{ds}$  – gęstość wierzchołków na powierzchni. Określa liczbę wierzchołków na jednostkę powierzchni.

$S_{sc}$  – parametr hybrydowy topografii. Średnia arytmetyczna krzywizna wierzchołków powierzchni definiowany, jako wartość średnia z głównych krzywizn wierzchołków wewnątrz badanego obszaru.

$S_{dc}$  – (w zakresie 20% - 80%), parametr ten opisuje różnicę pomiędzy dwiema wartościami wysokości na krzywej powierzchniowego udziału nośnego – odpowiadającymi poziomom 80% i 20% udziału nośnego.

Ponadto, dla lepszego zobrazowania charakteru chropowatości wybranych próbek, przeprowadzono analizę dwuwymiarową (2D) chropowatości powierzchni i podano znormalizowane parametry chropowatości dla profilu niefiltrowanego:  $P_a$ ,  $P_p$ ,  $P_z$ , oraz po filtracji:  $R_a$ ,  $R_p$ ,  $S_m$ ,  $W_a$ ,  $W_t$ , zmierzone wzdłuż osi „ścieżki”. Parametry te są najistotniejszymi cechami chropowatości, decydującymi o warunkach współpracy [195-198].

$R_a$  – średnie arytmetyczne odchylenie profilu od linii średniej,

$R_p$  – maksymalna wysokość profilu powyżej linii średniej,

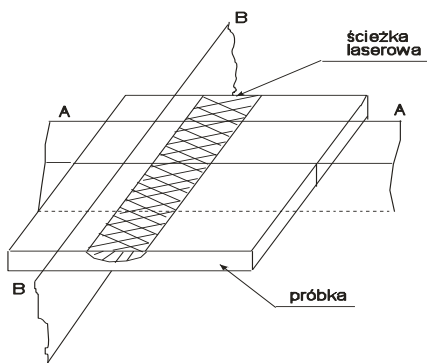
$R_z$  – średnia wysokość pięciu najwyższych nierówności, liczonych od najniższego do najwyższego punktu profilu,

$W_a$  – średnie arytmetyczne odchylenie profilu falistości od linii średniej,

$W_t$  – maksymalna wysokość profilu falistości (odległość pomiędzy najwyższym i najniższym punktem profilu falistości).

W celu oceny zmian strukturalnych wprowadzonych proponowaną obróbką przeprowadzono badania na mikroskopie optycznym Neophot 2. Zastosowano powiększenia 50 – 1000 razy. Badania prowadzono na zgładach metalograficznych, wykonanych w kierunkach prostopadłych do śladu obróbki oraz dla wybranych

próbek z każdej serii na zglądzie równoległym do kierunku obróbki w przekroju pokrywającym się z osią wiązki (rys. 2.5.). Próbki zostały wytrawione, co pozwoliło na ujawnienie strefy przetopionej i strefy wpływu ciepła oraz struktury materiału podłoża. Na podstawie obserwacji mikroskopowych określono kształt strefy przetopionej, jej maksymalną głębokość i szerokość, rozmiary strefy wpływu ciepła oraz wielkość ziarna.



Rys.2.5. Usytuowanie zglądów metalograficznych.

Z uwagi na występowanie rozdrobnionej struktury oraz dużą odporność chemiczną uzyskanych warstw stopowych niemożliwy był pełny opis struktury strefy przetopionej na podstawie badań na mikroskopie optycznym. Dlatego dla wybranych próbek przeprowadzone zostały badania na mikroskopie skaningowym oraz transmisyjnym. Pozwoliły one na identyfikację większości składników strukturalnych występujących w materiale warstwy wierzchniej.

Na wykonanych zglądach przeprowadzono pomiary mikrotwardości na przystawce Hanemanna przy obciążeniu 0.2 N. Wartość obciążenia wynikała z małych rozmiarów strefy przetopienia otrzymywanych przy krótkim czasie oddziaływania. Pomiary prowadzono na próbkach wzdłuż prostej prostopadłej do powierzchni próbki, przeprowadzonej w miejscu maksymalnej głębokości przetopienia. Wykonywano wgłębnikiem po pięć odcisków w ustalonej odległości od powierzchni i obliczano wartość średnią mikrotwardości na ich podstawie. Otrzymane wyniki pozwoliły na sporządzenie wykresów rozkładów mikrotwardości w funkcji odległości od powierzchni oraz analizę stopnia zgniotu WW.

W celu określenia rozmieszczenia pierwiastków stopowych, wprowadzanych do warstwy wierzchniej w czasie stopowania laserowego, przeprowadzono badania metodą mikroanalizy rentgenowskiej przy użyciu mikroanalizatora EDS. Za pomocą wiązki elektronowej o średnicy ok. 3  $\mu\text{m}$ , padającej prostopadle do płaszczyzny przekroju poprzecznego próbki, wzbudzono

materiał próbki do emisji charakterystycznego promieniowania rentgenowskiego. Próbka przesuwana była w sposób ciągły wzdłuż linii prostopadłej do powierzchni. Na podstawie rejestracji natężenia promieniowania charakterystycznego badanego pierwiastka określono stężenie procentowe badanego pierwiastka wzdłuż tych linii. Wyniki badań przedstawiono na wykresach stężenia w funkcji odległości od powierzchni. Analiza ta pozwoliła na określenie rozkładu pierwiastków stopujących (W, Cr i Co) w warstwie wierzchniej stopowanej stali w celu oceny jednorodności składu chemicznego. Dla wybranych próbek przeprowadzono również badania rozkładu powierzchniowego wybranych pierwiastków.

## **2.5. Metodyka badań**

Obróbka hybrydowa, łącząca proces laserowej modyfikacji i nagniatania powierzchniowego jest nowym sposobem konstituowania warstwy wierzchniej. Brak jest modelu umożliwiającego ocenę wpływu warunków obróbki na topografię powierzchni i grubość strefy zgniotu. Poznanie tych zależności jest niezbędne do oceny celowości stosowania w praktyce takiego sposobu obróbki. W związku z tym podjęto badania nad wyznaczeniem zależności między podstawowymi parametrami OLM i jej efektami.

Badania nad OLM prowadzono w dwóch etapach, badań wstępnych oraz badań według eksperymentu planowanego. Przeprowadzenie badań wstępnych było niezbędne gdyż jest to nowy sposób obróbki powierzchniowej i brak jest danych dotyczących podstaw fizycznych procesu w zakresie nagniatania materiałów przeta-pianych laserowo w podwyższonej temperaturze. Konieczne było ustalenie najistotniejszych czynników wpływających na efekty obróbki oraz zakresu parametrów obróbki laserowo-mechanicznej, w którym proces modyfikacji przebiega prawidłowo. Stanowiło to podstawę do określenia zakresu parametrów OLM w eksperymencie planowanym przeprowadzonym w kolejnym etapie badań. Ponadto w ramach badań wstępnych przeprowadzono szersze badania stanu WW. Celem badań według eksperymentu planowanego było wyznaczenie zależności statystycznych pomiędzy parametrami procesu a stanem WW.

Badania stanu WW są bardzo pracochłonne, z tego względu wpływ warunków obróbki na stan WW określono na podstawie eksperymentu planowanego, który umożliwia minimalizację liczby doświadczeń [200-202]. Przeprowadzono eksperyment planowany w oparciu o program statyczny, zdeterminowany, wieloczynnikowy, rotatabilny z powtórzeniami PS/DS- $\lambda$ . W oparciu o badania wstępne został

wyznaczony obszar zmienności parametrów obróbki, określono przedziały zmienności wielkości wejściowych, dla których przyjęto oznaczenia:

$$x_k; \quad k = 1, 2, \dots, i; \quad x_k \in [x_{k \min}, x_{k \max}],$$

gdzie:

$x_k$  – wielkość wejściowa,

$i$  – liczba wielkości wejściowych,  $i = 3$ .

Przyjęto pięciopoziomowy program badań i przedział normowania  $[-\alpha, \alpha]$ ;  $\alpha = 2$ , odpowiadający ramionom gwiazdnym planu PS/DS- $\lambda$  oraz następujące oznaczenia wielkości kodowych zmiennych niezależnych:

$$x_k \equiv X_k \equiv X_k; \quad x_k \equiv X_k \in [-\alpha, \alpha]$$

Obliczono odpowiadające im wartości parametrów wejściowych dla poszczególnych układów czynników według następujących zależności:

$$x_k = \exp \left[ \frac{\ln x_{k \min} + \ln x_{k \max}}{2} + \frac{\ln x_{k \max} - \ln x_{k \min}}{2\alpha} \alpha_k \right]$$

gdzie:

$\alpha_k = \{-2, -1, 0, 1, 2\}$  oznacza promień aktualnego ramienia przestrzeni badanej, wartość kodu,

$\alpha$  – promień ramienia gwiazdnego dla eksperymentu 3-czynnikowego  $\alpha = 2$ .

Macierz planowania eksperymentu przedstawiono w tabeli 2.3.

Wyboru wielkości wejściowych oraz przedziałów ich zmienności dokonano w oparciu o wyniki badań wstępnych procesu obróbki laserowo-mechanicznej przyjmując za dodatkowe kryterium ich przydatność do sterowania obróbką hybrydową. Duża liczba czynników wpływających na przebieg procesu obróbki laserowo-mechanicznej sprawia, że w podjęcie decyzji co do wyboru wielkości wejściowych i przedziałów ich zmienności jest utrudnione. Do parametrów wejściowych, związanych z procesem obróbki laserowo-mechanicznej i decydujących o jej efektach można zaliczyć:

- moc wiązki laserowej,
- średnica wiązki laserowej,
- rodzaj gazu osłonowego,
- prędkość posuwu próbki,
- prędkość obrotowa głowicy nagniatającej,
- siła docisku narzędzia nagniatającego do obrabianej powierzchni,
- odległość mikro-młoteczków od obrabianej powierzchni,
- odległość głowicy nagniatającej od wiązki laserowej.



Parametry wejściowe związane z materiałem obrabianym i wpływające na proces to:

- rodzaj materiału podłoża,
- rodzaj materiału pokrycia,
- chropowatość powierzchni,
- kształt i pojemność cieplna obrabianego elementu.

Tabela 2.3 Macierz planowania eksperymentu PS/DS- $\lambda$  [201].

n	X1	X2	X3
1	-1	-1	-1
2	1	-1	-1
3	-1	1	-1
4	1	1	-1
5	-1	-1	1
6	1	-1	1
7	-1	1	1
8	1	1	1
9	-2	0	0
10	2	0	0
11	0	-2	0
12	0	2	0
13	0	0	-2
14	0	0	2
15	0	0	0
16	0	0	0
17	0	0	0
18	0	0	0
19	0	0	0
20	0	0	0

Ze względu na tak dużą liczbę czynników decydujących o efektach obróbki hybrydowej konieczne było ograniczenie czynników zmiennych. Na podstawie wcześniejszych wyników badań oraz badań wstępnych przyjęto za stałe następujące parametry obróbki:

- moc promieniowania 2 kW,
- średnicę wiązki laserowej na powierzchni, 2.5 mm,
- gaz osłonowy argon o stałym ciśnieniu,
- dosuw głowicy do mikro-młoteczkowania,
- stały kształt i pojemność cieplną przedmiotu obrabianego.

**Moc wiązki** laserowej oraz jej **średnica** decydują o gęstości mocy promieniowania, a więc o efektach oddziaływania promieniowania laserowego na materiał. Tylko w wąskim zakresie gęstości mocy proces przetapiania przebiega optymalnie, tj. pozwala na uzyskanie dostatecznej grubości strefy przetopienia, odpowiedniej mikrostruktury materiału wolnej od pęknięć i porów, a także

minimalnej chropowatości powierzchni. Czynniki te wpływają na proces nagniatania pośrednio poprzez zmianę temperatury materiału w miejscu oddziaływania elementu nagniatającego. Przy dużych gęstościach mocy wiązki laserowej temperatury materiału są wyższe. Dla danego materiału podłoża i pokrycia poprawny zakres zmienności gęstości mocy promieniowania jest stosunkowo niewielki. Również dobór **gazu osłonowego** i jego wydatek jest ustalany w taki sposób, aby uzyskać optymalne własności wytwarzanej WW. Badania wstępne pozwoliły na dobór tych parametrów dla procesu modyfikacji laserowej badanych materiałów. W związku z tym dalsze badania prowadzone były przy stałej gęstości mocy promieniowania.

Za parametr stały przyjęto odległość mikro-młoteczków od obrabianej powierzchni. Decyduje on o prawidłowym oddziaływaniu głowicy nagniatającej na materiał oraz sile i kącie uderzeń mikro-młoteczków w powierzchnię. Zakres zmienności tego parametru był wąski i badania wstępne nie wykazały dużego wpływu na wysokość chropowatości powierzchni.

Jako zmienne wejściowe, mierzalne i sterowalne, charakteryzujące model matematyczny obiektu badań, przyjęto następujące wielkości:

- prędkość posuwu próbki –  $V_f$ ,
- prędkość obrotowa głowicy nagniatającej –  $V_{obr}$ ,
- siła docisku narzędzia nagniatającego –  $F$ ,
- odległość głowicy nagniatającej od osi wiązki laserowej –  $X$ .

Prędkość posuwu decyduje o czasie oddziaływania promieniowania laserowego na materiał, szybkości procesu grzania i chłodzenia WW, a przez to wpływa na wielkość strefy przetopionej, tj. jej szerokość i grubość mikrostrukturę, twardość oraz w przypadku stopowania skład chemiczny warstwy wierzchniej. Jest to parametr decydujący jednocześnie o intensywności procesu nagniatania powierzchni i stopniu pokrycia powierzchni śladami oddziaływania narzędzia nagniatającego. Wpływa zatem istotnie na topografię powierzchni. Obliczenia teoretyczne [9, 10] wykazały, że zmiany prędkości posuwu silnie wpływają na temperaturę materiału na powierzchni próbki, a więc również na temperaturę, w której prowadzony był proces nagniatania.

Prędkość obrotowa głowicy nagniatającej –  $V_{obr}$ , w przypadku nagniatania dynamicznego, decyduje o sile oddziaływania mikro-młoteczków na powierzchnię obrabianą a dla nagniatania ślizgowego i tocznego o stopniu pokrycia powierzchni śladami narzędzia. Na podstawie badań wstępnych stwierdzono istotny wpływ tego czynnika zarówno na chropowatość powierzchni jak i głębokość strefy zgniotu.

Następnym zmiennym czynnikiem było położenie narzędzia nagniatającego względem laserowo przetapianego obszaru, mierzona poprzez odległość głowicy nagniatającej od osi wiązki laserowej  $X$ . Czynnikiem ten decyduje o temperaturze, w której prowadzony jest proces nagniatania. Wpływa on w dużym stopniu na topografię powierzchni i głębokość odkształceń plastycznych.

Jako czynniki wyjściowe, charakteryzujące stan warstwy wierzchniej oraz efekty obróbki hybrydowej, przyjęto:

- parametry topografii powierzchni 3D,
- parametry profilu, chropowatości i falistości powierzchni 2D,
- względny przyrost mikrotwardości WW po obróbce hybrydowej w stosunku do mikrotwardości WW po stopowaniu laserowym –  $\Delta H$ ,
- grubość strefy zgniotu –  $G_z$ ,
- stosunek grubości strefy zgniotu do grubości przetopienia  $G_z/G_p$ .

Spśród analizowanych stereometrycznych parametrów chropowatości powierzchni, wyznaczanych w badaniach wstępnych, za najlepiej opisujące SGP po stopowaniu laserowym połączonym z nagniataniem uznano parametry SGP mierzone w zakresie obejmującym całą szerokość obszaru po obróbce hybrydowej. Niefiltrowane parametry topografii powierzchni pozwalają na ocenę zmian kształtu mierzonego obszaru, a więc efektów procesu nagniatania powierzchniowego. Wyznaczono średnie wysokości chropowatości  $S_a$ , maksymalne wysokości wzniesień  $S_p$  oraz maksymalne wysokości nierówności  $S_y$ .

W przypadku parametrów liniowych, mierzonych wzdłuż osi ścieżki laserowej w centralnym obszarze przetopu, jako najbardziej reprezentatywne i wrażliwe na zmiany parametrów OLM przyjęto  $P_a$  dla profilu niefiltrowanego oraz  $R_a$  dla profilu po filtracji. Parametr  $P_a$  charakteryzuje cechy chropowatości i falistości łącznie.

Ocenę wielkości strefy oddziaływania procesu mikro-nagniatania przeprowadzono na podstawie grubości strefy odkształceń plastycznych, tj. grubości strefy, w której występuje przyrost twardości materiału powyżej 10% w stosunku do materiału tylko modyfikowanego laserowo, mierzonej na zglądzie prostopadłym do osi ścieżki oraz stosunkiem grubości strefy odkształceń plastycznych do całkowitej grubości strefy stopowej. Jak wykazały badania wstępne, charakter zmian obu tych wielkości wraz ze zmianą parametrów obróbki jest odmienny.

Ponieważ własności materiału stopującego i podłoża mają decydujący wpływ na przebieg procesu, badania przeprowadzono dla różnych wariantów procesu stopowania i natapiania. Duża zmienność własności fizycznych i mechanicznych

materiałów poddanych różnym wariantom OLM pozwoliła na określenie zakresu stosowania proponowanej obróbki hybrydowej.

Analiza statystyczna wyników badań eksperymentalnych obejmowała dobór funkcji regresji, statystyczną weryfikację adekwatności funkcji aproksymującej oraz statystyczną weryfikację istotności współczynników funkcji aproksymującej. Przeprowadzono próby aproksymacji przy pomocy funkcji potęgowej oraz wielomianu pierwszego stopnia. Ocena korelacji i istotności uzyskanych zależności wyznaczano w oparciu o kryteria I.P.Guilforda. Opracowane wyniki zamieszczono w tabelach, które zawierają:

- funkcję aproksymującą,
- wartość współczynnika korelacji wielokrotnej  $R$ ,
- wartość liczby Fiszera  $F$ ,
- współczynniki  $T$  – Studenta, określające istotność kolejnych zmiennych niezależnych  $T1, T2, T3$ .

Przyjęto poziom ufności  $\alpha = 0.05$  lub  $0.1$ . Wiarygodność wyznaczonych równań oceniano w oparciu o następujące kryteria:

- krytyczną wartość statystyki  $F$  dla wyznaczonych równań wynosi  $F_{kr} = 2.71$ ,
- krytyczną wartość współczynników  $T$  – Studenta, która dla wyznaczonych równań wynosi  $T_{kr} = 2.1$  dla  $\alpha = 0.05$  lub  $T_{kr} = 1.4$  dla  $\alpha = 0.1$ .

### **3. Analiza pola temperatury w strefie obróbki – badania własne**

Rozkład temperatury na powierzchni metalu oraz głębokość strefy przetopienia ma istotne znaczenie na efekty obróbki laserowo-mechanicznej. Są to czynniki, które determinuje założenia konstrukcyjne dla stanowiska do nagniatania powierzchniowego. Ze względu na duże prędkości obróbki laserowej konieczne jest określenie obszaru, w którym możliwe byłoby przeprowadzenie obróbki mechanicznej z dostateczną intensywnością. Grubość strefy przetopienia powinna zostać precyzyjnie wyznaczona w celu właściwego doboru siły i intensywności procesu nagniatania tak, aby zapewnić eliminację niekorzystnych, rozciągających naprężeń własnych w strefie przetopienia.

Z tego względu przeprowadzono obliczenia pola rozkładu temperatury dla przypadku przetapiania powierzchni próbek ciągłą wiązką laserową. Jako materiał modelowy wybrano stal nierdzewną 0H18N9. Jest to materiał często ulepszany laserowo, stosowany w badaniach modelowych. Wykorzystany został w dalszych pracach nad obróbką hybrydową. Obliczenia wykonano dla typowych parametrów procesu stosowanych w obróbkach z przetopieniem powierzchni. Badania prowadzone były na laserze CO<sub>2</sub> o maksymalnej mocy 2.5 kW. Moc promieniowania determinowała dobór pozostałych parametrów obróbki. Na podstawie danych literaturowych oraz badań realizowanych w ramach projektów badawczych [189, 190] przeprowadzono obliczenia numeryczne pola rozkładu temperatury i głębokości przetopienia dla trzech różnych prędkości posuwu: 150, 360, 900 mm/min. Przy ustalonej mocy promieniowania prędkości skanowania obejmowały praktycznie cały zakres parametrów procesu, w którym występuje przetopienie powierzchni. Gwarantowało to stabilny przebieg przetapiania, bez niekorzystnego w tym przypadku procesu parowania.

Część badań procesu przetapiania i nagniatania prowadzono w obecności ruchu oscylacyjnego próbki w kierunku prostopadłym do kierunku posuwu. Celem wprowadzenia oscylacji było zapewnienie równomiernego zgniotu powierzchniowego. Brak jest prac doświadczalnych lub teoretycznych dotyczących wpływu oscylacji na rozkład temperatury i głębokości przetopienia, dlatego dodatkowo zostały przeprowadzone obliczenia pola temperatury i głębokości przetopienia przy uwzględnieniu tego ruchu.

Modelowanie procesu przetapiania powierzchni stali wiązką laserową składało się z następujących etapów:

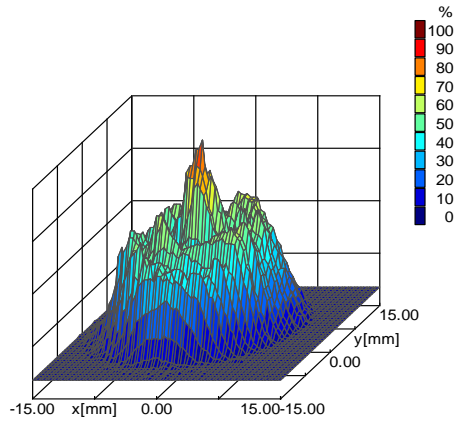
- analiza wiązki laserowej,
- wybór modelu numerycznego,
- obliczenia pola rozkładu temperatury dla wybranych parametrów procesu,
- obliczenia pola rozkładu temperatury z uwzględnieniem ruchu oscylacyjnego dla wybranych parametrów procesu,
- weryfikacja doświadczalna obliczeń,
- porównanie wyników teoretycznych i doświadczalnych,
- dyskusja i wnioski.

### 3.1. Analiza wiązki laserowej

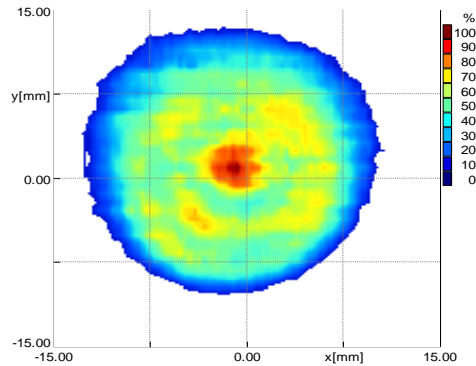
Rozkład temperatury, kształt strefy przetopu oraz procesy zachodzące w ciekłym metalu w dużym stopniu zależą od źródła promieniowania laserowego. W pierwszym etapie prac wykonano analizę wiązki laserowej w celu dokładnego zamodelowania źródła ciepła, które ma decydujący wpływ na poprawność modelu i dokładność obliczeń.

Badaniom poddano wiązkę niezogniskowaną i zogniskowaną. Analiza wiązki bezpośrednio po opuszczeniu rezonatora i po przejściu przez drogę optyczną dostarcza informacji na temat deformacji spowodowanych wadami zastosowanych zwierciadeł i soczewek. W wyniku przeprowadzonej analizy określono mod, odchylenie od osiowej symetrii oraz rozkład gęstości mocy promieniowania. Charakterystyka wiązki zogniskowanej została wykonana w celu określenia położenia ogniska i pozostałych parametrów wiązki. Szczegółowy opis badań przedstawiono w raporcie z projektu badawczego [189]. W pomiarach tych wykorzystano analizator wiązki PROMETEC UFF 100. Urządzenie to umożliwia badanie wiązki promieniowania o średniej gęstości mocy do  $10^7$  W/cm<sup>2</sup> i maksymalnej mocy 25 kW.

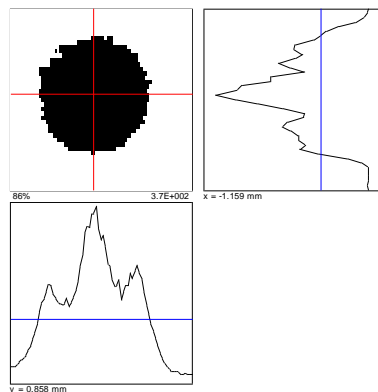
Pomiar wiązki niezogniskowanej wykonano dla promieniowania ciągłego o mocy 2.0 kW w celu określenia wpływu mocy na podstawowe parametry geometryczne wiązki. Na rysunkach 3.1-3.3 przedstawiono przestrzenny rozkład mocy promieniowania.



Rys.3.1. Przestrzenny rozkład gęstości mocy promieniowania laserowego dla 2 kW.



Rys.3.2. Rozkład gęstości mocy w płaszczyźnie prostopadłej do osi wiązki dla 2 kW.

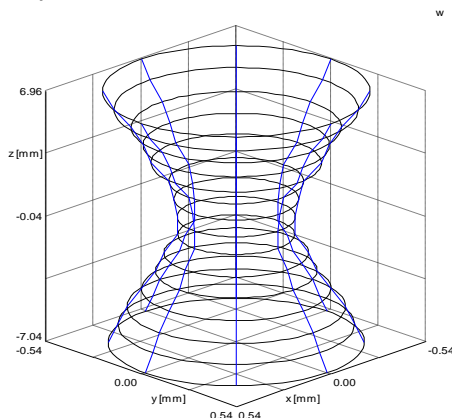


Rys.3.3. Rozkład gęstości mocy promieniowania w dwóch płaszczyznach prostopadłych, przechodzących przez oś wiązki, moc promieniowania 2 kW.

Oprogramowanie stanowiska umożliwiło określenie wartości parametrów geometrycznych analizowanej wiązki, wskazujące na rzeczywiste odchylenie od

zakładanej osiowej symetrii wiązki. Dla mocy 2 kW promień wiązki wynosił 10.3 mm, współczynnik owalności 0.95, średnia gęstość mocy  $6.07 \times 10^2 \text{ W/cm}^2$ , a współczynnik wypełnienia 63%.

Wiązkę laserową ogniskowano przy pomocy głowicy soczewkowej uzbrojonej w soczewkę pokrytą ZnSe o ogniskowej  $5'$ . Wysoka gęstość mocy promieniowania uniemożliwiała pomiary przy mocy 2 kW. Z tego względu wykonano pomiary tylko dla mocy 1.5 kW. Otrzymany przestrzenny obraz analizowanej wiązki (wartość średnia) przedstawia rysunek 3.4.



Rys.3.4. Obraz przestrzenny wiązki dla mocy 1.5 kW (wartość średnia  $r(w)$ ).

Na podstawie przeprowadzonych pomiarów stwierdzono, że wiązka ma mod  $TEM_{10}$  z dominującym modem podstawowym  $TEM_{00}$ . Analizowana wiązka jest kołowo-symetryczna (współczynnik owalności bliski 1). Przy zwiększeniu mocy występują niewielkie deformacje wiązki, natomiast charakter modowy jest zachowany. W dalszej części pracy wiązka laserowa o mocy około 2.0 kW była wykorzystywana do modyfikacji laserowej z przetopieniem powierzchni.

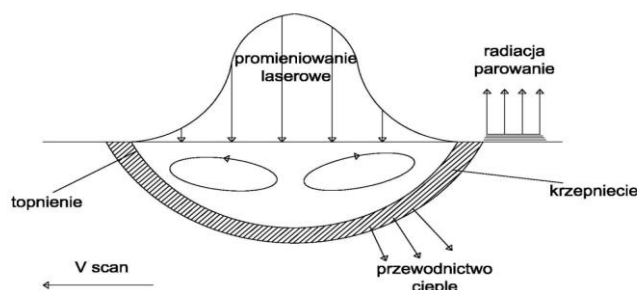
### 3.2. Model matematyczny procesu przetapiania laserowego

W trakcie obróbki laserowej z przetopieniem występuje szereg zjawisk fizycznych szczegółowo omówionych w rozdziale 2. W początkowej fazie procesu, przy krótkim czasie oddziaływania wiązki z materiałem, zachodzi pochłanianie promieniowania i nagrzewanie materiału. Proces ten opisuje równanie różniczkowo-cząstkowe Fourier-Kirchhoff'a. W następnym etapie występuje proces topnienia i parowania a dominującą rolę odgrywa konwekcyjny transport ciepła i masy w strefie przetopionej.



Wpływa on na rozkład temperatury, kształt i wielkość strefy przetopionej. Ruch cieczy wywołany jest gradientem napięcia powierzchniowego. Jego wartość zależy od rozkładu temperatury na powierzchni cieczy i składu chemicznego materiału. Ten etap procesu opisuje równanie dotyczące konwekcyjnego transportu ciepła i masy w strefie przetopionej. W modelu założono, że ruch cieczy ma charakter turbulentny. W związku z tym wprowadzono do modelu dodatkowo równania różniczkowo-cząstkowe opisujące model  $K-\mathcal{E}$ . Na podstawie pracy [203] przyjęto, że struktura przepływu cieczy zmienia się z laminarnej w turbulentną przy  $Re > 100$ .

W modelu uwzględniono konwekcyjną oraz radiacyjną wymianę ciepła z otoczeniem oraz zmiany własności materiału ze wzrostem temperatury. Model obróbki posiada kilka ograniczeń, przede wszystkim nie uwzględnia deformacji powierzchni cieczy w trakcie obróbki. Wynika to z narzuconych przez oprogramowanie FLUENT ograniczeń oraz problemu zbieżności rozwiązania. Obliczenia zostały wykonane w geometrii 3D na siatce o rozmiarach zgodnych z wymiarami oryginalnych próbek ( $z = 5$  mm,  $x = 50$  mm,  $y = 40$  mm). Schemat procesu przedstawia rysunek 3.5.



Rys.3.5. Schemat modelu procesu przetapiania powierzchni wiązką laserową.

Model oddziaływania wiązki laserowej o działaniu ciągłym z powierzchnią próbki, z uwzględnieniem procesu topnienia i krzepnięcia, składa się z równań różniczkowych Furier-Kirchoff'a, Navier-Stokes'a dla konwekcji w strefie przetopionej oraz równań turbulencji  $K-\mathcal{E}$ . Dla płynów nieściśliwych układ równań składa się z:

zasady zachowania masy

$$\frac{\partial u}{\partial x} + \frac{\partial v}{\partial y} + \frac{\partial w}{\partial z} = 0 \quad (3.1)$$

zasady zachowania pędu

$$\rho \frac{\partial u}{\partial t} + \rho u \frac{\partial u}{\partial x} + \rho v \frac{\partial u}{\partial y} + \rho w \frac{\partial u}{\partial z} = \frac{\partial p}{\partial x} + \operatorname{div}(\mu \nabla u) + G_x + S_u + F_{\sigma_x} \quad (3.2)$$

$$\rho \frac{\partial v}{\partial t} + \rho u \frac{\partial v}{\partial x} + \rho v \frac{\partial v}{\partial y} + \rho w \frac{\partial v}{\partial z} = \frac{\partial p}{\partial y} + \operatorname{div}(\mu \nabla v) + G_y + S_v + F_{\sigma_y} \quad (3.3)$$

$$\rho \frac{\partial w}{\partial t} + \rho u \frac{\partial w}{\partial x} + \rho v \frac{\partial w}{\partial y} + \rho w \frac{\partial w}{\partial z} = \frac{\partial p}{\partial z} + \operatorname{div}(\mu \nabla w) + G_z + S_w + F_{\sigma_z} \quad (3.4)$$

zasady zachowania energii

$$\rho \left[ \frac{\partial H}{\partial t} + u \frac{\partial H}{\partial x} + v \frac{\partial H}{\partial y} + w \frac{\partial H}{\partial z} \right] = \operatorname{div}(k \nabla T) + S_T \quad (3.5)$$

Występujące po prawej stronie symbole  $G$ ,  $S$ ,  $F_{\sigma}$  oraz  $S_T$  oznaczają człony źródłowe.

Równania różniczkowe (3.1) – (3.5) wraz z odpowiednimi warunkami brzegowymi oraz warunkami początkowymi, określającymi prędkość i temperaturę w analizowanym obszarze w chwili  $t = t_0$  stanowią problem początkowo – brzegowy. Jego rozwiązanie prowadzi do wyznaczenia składowych prędkości  $u$ ,  $v$ ,  $w$ , temperatury  $T$ , ciśnienia  $p$  oraz położenia granicy faz. W rozpatrywanych przepływach członem źródłowym, odpowiedzialnym za generację przepływu konwekcyjnego, jest człon wypornościowy  $G$ . W modelu uwzględniano nieliniową charakterystykę członu wypornościowego przyjmując funkcyjną zależność gęstości płynu od temperatury:

$$G = g (\rho(T) - \rho(T_0)) \quad (3.6)$$

gdzie  $g$  oznacza wektor przyspieszenia ziemskiego.

Człon źródłowy  $F_{\sigma}$  pojawia się przy modelowaniu przepływu ze swobodną powierzchnią i odpowiada za siły napięcia powierzchniowego. Dodatkowy strumień ciepła związany z przemianą fazową opisuje człon źródłowy  $S_T$  równania energii. Człony źródłowe  $S$  w równaniu transportu masy wykorzystywane są przy modelowaniu procesów przemiany fazowej i zostały omówione poniżej.

W obliczeniach uwzględniono turbulentny przepływ cieczy. W pracy korzystano z oprogramowania FLUENT, które narzuca model  $K$ - $\epsilon$ . Obliczenia przeprowadzono w ramach projektu badawczego gdzie zamieszczono szczegółowe informacje [190]. Zmienne  $K$  i  $\epsilon$  oznaczają energię kinetyczną turbulencji oraz jej stopień rozpraszania i zostały wyznaczone z układu równań różniczkowo-cząstkowych:

$$\rho \frac{DK}{Dt} = \frac{1}{\sigma_k} \left\{ \frac{\partial}{\partial x} \left[ \mu_t \frac{\partial K}{\partial x} \right] + \frac{\partial}{\partial z} \left[ \mu_t \frac{\partial K}{\partial z} \right] \right\} + \mu_t G_k - \varepsilon \quad (3.7)$$

$$\rho \frac{D\varepsilon}{Dt} = \frac{1}{\sigma_\varepsilon} \left\{ \frac{\partial}{\partial x} \left[ \mu_t \frac{\partial \varepsilon}{\partial x} \right] + \frac{\partial}{\partial z} \left[ \mu_t \frac{\partial \varepsilon}{\partial z} \right] \right\} + \frac{\varepsilon}{K} (C_1 G_k - C_2 \rho \varepsilon) \quad (3.8)$$

$$G_k = 2 \left\{ \left[ \frac{\partial \bar{u}}{\partial x} \right]^2 + \left[ \frac{\partial \bar{w}}{\partial z} \right]^2 \right\} + \left\{ \left[ \frac{\partial \bar{v}}{\partial x} \right]^2 + \left[ \frac{\partial \bar{v}}{\partial z} \right]^2 + \left[ \frac{\partial \bar{u}}{\partial z} + \frac{\partial \bar{w}}{\partial x} \right]^2 \right\} \quad (3.9)$$

Lepkość turbulentna  $\mu_t$  jest obliczana według zależności:

$$\mu_t = \rho C_\mu \frac{K^2}{\varepsilon} \quad (3.10)$$

Dla obszaru nieprzetopionego, wartości  $K$  oraz  $\varepsilon$  zredukowano do zera na granicy przemiany fazowej ciało stałe-ciecz. Podobnie jak dla turbulencji, składowe prędkości cieczy na granicy rozdziału fazy zredukowano do zera ( $u, w, v = 0$ ).

Stałe użyte w modelu  $C_1$ ,  $C_2$ ,  $C_\mu$ ,  $\sigma_k$  i  $\sigma_\varepsilon$  mają następujące wartości:  $C_1 = 1.44$ ,  $C_2 = 1.92$ ,  $C_\mu = 0.09$ ,  $\sigma_k = 1.0$ ,  $\sigma_\varepsilon = 1.3$  zgodnie z [155].

Rozwiązanie tego modelu pozwala otrzymać wartości turbulentnego współczynnika przewodzenia ciepła oraz lepkości. Uwzględnienie modelu  $K$ - $\varepsilon$  jest konieczne, bowiem kryterialna liczba Reynolds'a, przyjęta na podstawie pracy [144], przekracza wartość  $Re > 100$ .

Modelowanie procesów topnienia i krzepnięcia wymaga uwzględnienia w równaniach (3.1) - (3.6) dodatkowych członów źródłowych, odpowiedzialnych za zmiany transportu energii i masy. Z fizycznego punktu widzenia zjawiska te można rozdzielić na dwa niezależne procesy: konwekcyjny transportu energii i masy w płynie oraz przewodnictwo cieplne-w fazie stałej. Te dwa procesy są sprzężone równaniem przemiany fazowej, opisującym przemieszczanie się granicy między obu fazami. Rozwiązanie tak postawionego problemu sprowadza się do znalezienia tej granicy i wygenerowania rozwiązań dla każdej z faz. Wyznaczenie tej granicy polega na znalezieniu powierzchni o temperaturze przejścia fazowego  $\Gamma(t)$ . Oba rozwiązania, dla fazy ciekłej ( $L$ ) i stałej ( $S$ ), muszą być zgodne na zmiennej granicy. Dla uzyskania tej zgodności przyjmuje się dodatkowe dwa związki: warunek zgodności temperatury oraz warunek zgodności bilansu strumieni ciepła. Ten ostatni warunek, zwany warunkiem Stefan'a, opisuje dodatkowy strumień ciepła przez powierzchnie granicy faz związany z przemianą fazową.

Dla krzepnięcia:

$$k_s \frac{\partial T}{\partial n} \Big|_S - k_L \frac{\partial T}{\partial n} \Big|_L = \rho \lambda \frac{\partial \bar{v}}{\partial n} \Big|_\Gamma \quad (3.11)$$

Dla topnienia:

$$k_s \frac{\partial T}{\partial n} \Big|_S + k_L \frac{\partial T}{\partial n} \Big|_L = \rho \lambda \frac{\partial \bar{v}}{\partial n} \Big|_r \quad (3.12)$$

W obliczeniach została wykorzystana jedno-obszarowa metoda entalpowa [155]. Podstawą tej metody jest założenie, że ten sam układ równań różniczkowych oraz warunków brzegowych obowiązuje w całej domenie obliczeniowej  $\Omega$ . Temu uproszczeniu służy wprowadzenie współczynnika, zwanego frakcją cieczy  $f_s$  (ang. *liquid fraction*), opisującego stan skupienia materiału w danym punkcie domeny:

$$f_s = \begin{cases} 0 & \text{dla } T < T_S \\ \frac{T-T_S}{T_L-T_S} & \text{dla } T_S < T < T_L \\ 1 & \text{dla } T_L < T \end{cases} \quad (3.13)$$

Wartość współczynnika frakcji zmienia się od 0 dla fazy stałej do 1 dla fazy ciekłej. Dla przemiany izotermicznej odpowiada to skokowej zmianie na granicy faz. W rzeczywistości konieczne jest przyjęcie ciągłej zmiany własności. Obok fazy ciekłej i stałej pojawia się obszar przejściowym ( $T_S < T < T_L$ ), gdzie frakcja cieczy określona jest przez wartości ułamkowe. Istnienie takiego obszaru jest w wielu przypadkach fizycznie uzasadnione. Odpowiada on tzw. *mushy zone*, porowatej strukturze obserwowanej na granicy faz dla przemian nie izotermicznych i substancji wieloskładnikowych.

W jedno-domenowej metodzie entalpowej przepływ ciepła opisany jest zmianami entalpii ośrodka. Przyjmując założenie o liniowej zmienności ciepła przemiany fazowej między temperaturą solidus i liquidus, entalpię  $H$  (równanie 3.5) w dowolnym punkcie obszaru  $\Omega$  można określić wzorem:

$$H = \int_{T_0}^T c_p dT + f_s \lambda \quad (3.14)$$

gdzie  $\lambda$  oznacza ciepło przemiany fazowej.

Dodatkowe człony źródłowe  $S$ , występujące w równaniach (3.2) - (3.4), służą do modyfikacji tych równań tak, by ich postać dla płynu ( $f_s = 1$ ) odpowiadała równaniom Naviera-Stokes'a, a dla fazy stałej gwarantowała zerowanie się pola prędkości. Praktycznie oznacza to dobór odpowiednich funkcji, zapewniających ciągłość pochodnych i stabilny proces numeryczny:

$$S_u = -C \frac{(1-f_s)^2}{f_s^3 + 0.001} u \quad (3.15)$$

$$S_v = -C \frac{(1-f_s)^2}{f_s^3 + 0.001} v \quad (3.16)$$

$$S_w = -C \frac{(1-f_s)^2}{f_s^3 + \varepsilon} w \quad (3.17)$$

Można zauważyć, że dla temperatury powyżej punktu topnienia ( $f_s = 1$ ) te człony źródłowe znikają w równaniach przepływu. Natomiast dla fazy stałej ich wysoka wartość powoduje zerowanie pola prędkości. Gdy temperatura ośrodka  $T$  przyjmuje wartości pośrednie z przedziału  $[T_s, T_L]$ , otrzymuje się niezerowe wartości członów źródłowych  $S$ . Dzięki temu równania przepływu opisują pole prędkości na granicy faz, tak jak w ośrodku porowatym. Wartość  $\varepsilon$  w równaniach 3.15-3.17 dobierano w trakcie obliczeń numerycznych.

Na powierzchni, na którą padała wiązka lasera (powierzchnia „a”), przyjęto warunek brzegowy:

$$-k \frac{\partial T}{\partial \vec{n}} \Big|_a = I\kappa - \alpha(T - T_f) - \sigma_0 \varepsilon (T^4 - T_\infty^4) - \rho L_v u(t) \quad (3.18)$$

gdzie  $\alpha$  konwekcyjny współczynnik wymiany ciepła z otoczeniem [2]:

$$\alpha(T) = 24.1 \cdot 10^{-4} \cdot \varepsilon \cdot T^{1.61} \quad (3.19)$$

oraz dla parowania stali:

$$u(t) = \frac{p_b}{\rho} \left( \frac{m}{2\pi k T_a} \right)^{1/2} \exp \left[ \frac{L_v}{k_b} \left( \frac{1}{T_b} - \frac{1}{T_a} \right) \right] \quad (3.20)$$

gdzie:  $k_b$  - stała Boltzmanna,  $T_a$  - temperatura na powierzchni,  $T_b$  - temperatura wrzenia przy ciśnieniu odniesienia  $p_b$ ,  $L_v$  - ciepło parowania.

Na pozostałych ścianach próbki przyjęto konwekcyjną i radiacyjną stratę ciepła:

$$-k \frac{\partial T}{\partial \vec{n}} = \alpha(T - T_f) + \sigma_0 \varepsilon (T^4 - T_\infty^4) \quad (3.21)$$

Wstępne obliczenia wykazały, że wpływ procesu parowania na rozkład temperatury jest pomijalnie mały. Również badania eksperymentalne, polegające na pomiarze wagi próbek przed i po procesie przetapiania potwierdziły, że proces parowania nie jest istotny dla rozpatrywanego zakresu parametrów obróbki. W związku z tym proces ten został pominięty w dalszych obliczeniach. Rozkład natężenia promieniowania laserowego  $I$  został dobrany do rzeczywistego rozkładu natężenia wiązki i przedstawiony w postaci sumy dwóch wielomianów:

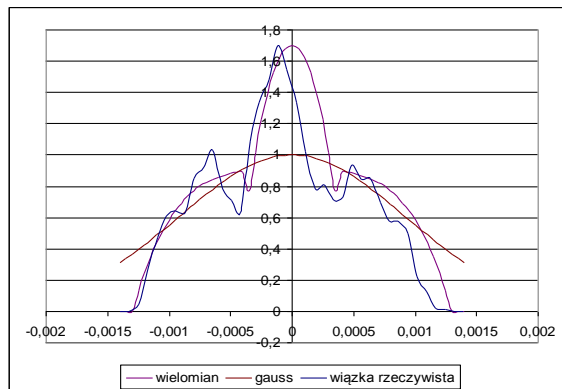
$$I = \begin{cases} 0 & \text{dla } r > r_f \\ \frac{P_l}{\pi r_f^2} 0.9 \left( 1 - \left( \frac{r}{r_f} \right)^4 \right) + 0.8 \left( 1 - \left( \frac{4r}{r_f} \right)^2 \right) & \text{dla } 0 < r < \frac{r_f}{4} \\ \frac{P_l}{\pi r_f^2} 0.9 \left( 1 - \left( \frac{r}{r_f} \right)^4 \right) & \text{dla } \frac{r_f}{4} < r < r_f \end{cases} \quad (3.22)$$

gdzie:

$$r = \sqrt{(x - x_0 + dx)^2 + (y - y_0)^2} \quad \text{i} \quad dx = \vec{u}t \quad (3.23)$$

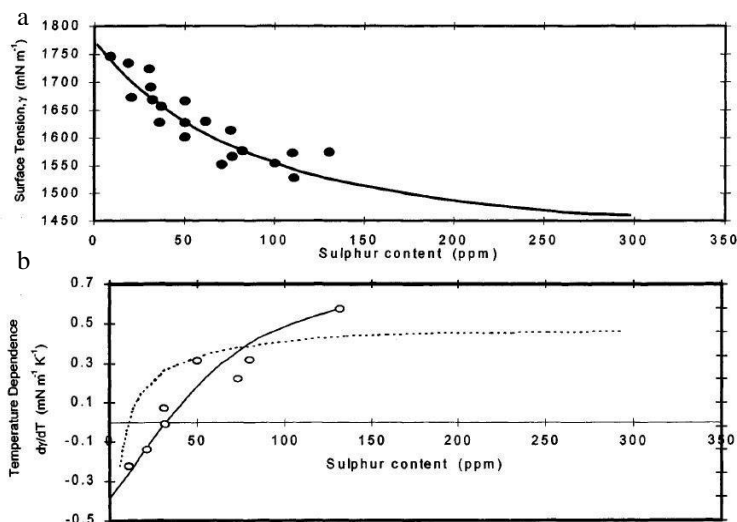
Kształt zbadanej eksperymentalnie wiązki wraz z dopasowaną funkcją przedstawiono na rysunku 3.6. Dla porównania została również naniesiona krzywa opisana za pomocą funkcji Gaussa.

Obliczenia przeprowadzono dla próbki o wymiarach  $50 \times 40 \times 5$  mm, wykonanej ze stali kwasoodpornej 0H18N9. Powierzchnia próbki była szlifowana i pokryta grafitem koloidalnym. Ze względu na różne dane odnośnie współczynnika absorpcji promieniowania we wszystkich obliczeniach przyjęto stały współczynnik  $k = 0.23$  na podstawie pracy [131], dotyczącej przetapiania stali 304 w podobnych warunkach.



Rys.3.6. Dopasowanie funkcji do rzeczywistego rozkładu natężenia wiązki promieniowania laserowego.

Zawartość siarki w stali określono doświadczalnie na 100 ppm. W obliczeniach uwzględniono wpływ tego pierwiastka na napięcie powierzchniowe przyjmując dane zgodne z pracą McNallan i Debroy [204]. Przedstawiono to na rysunku 3.7. Założono, że stężenie tego pierwiastka nie zmienia się w trakcie procesu. Przyjęto dodatni gradient napięcia powierzchniowego, równy  $0.4 \text{ mN/m} \cdot \text{K}$ . Wpływ innych pierwiastków na napięcie powierzchniowe nie był uwzględniany.



Rys.3.7. Wpływ siarki na napięcie powierzchniowe – a; oraz b – gradient napięcia powierzchniowego w temperaturze  $1450^\circ\text{C}$  (linia przerywana) i  $1720^\circ\text{C}$  [204].

W obliczeniach uwzględniono własności materiału zmienne z temperaturą według zależności pokazanych na rysunku 3.8. Pozostałe stałe numeryczne przyjęto na podstawie danych literaturowych [148, 155, 205]:

ciepło topnienia  $\lambda = 10^3 \text{ J/kg}$

ciepło parowania  $\Delta H_v = 6.26 \times 10^6 \text{ J/kg}$

stała gazowa  $R = 8314.3 \text{ J/kg} \times \text{mol} \times \text{K}$

temperatura liquidus  $T_L = 1723 \text{ K}$

temperatura solidus  $T_S = 1658 \text{ K}$

temperatura wrzenia  $T_v = 3135 \text{ K}$

temperatura otoczenia  $T_0 = 300 \text{ K}$

ciśnienie otoczenia  $p_t = 1.013 \times 10^5 \text{ Pa}$

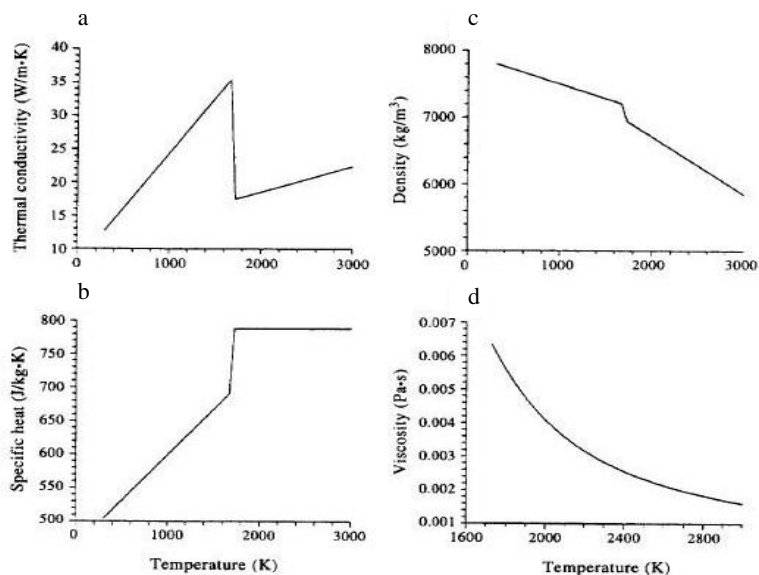
stała Stef.-Boltz.  $\sigma_0 = 5.67 \cdot 10^{-8} \text{ W/m}^2 \cdot \text{T}^4$

masa molowa  $M = 55.8 \text{ g/mol}$

ilość siarki 100 ppm – gradient napięcia powierzchniowego  $d\gamma/dT = 4 \cdot 10^{-4} \text{ N/(mK)}$

emisyjność  $\varepsilon = 0.4$

pochłanianie promieniowania laserowego przez powierzchnię  $\kappa = 23\%$ .



Rys.3.8. Wpływ temperatury na własności termofizyczne stali 304 [148].

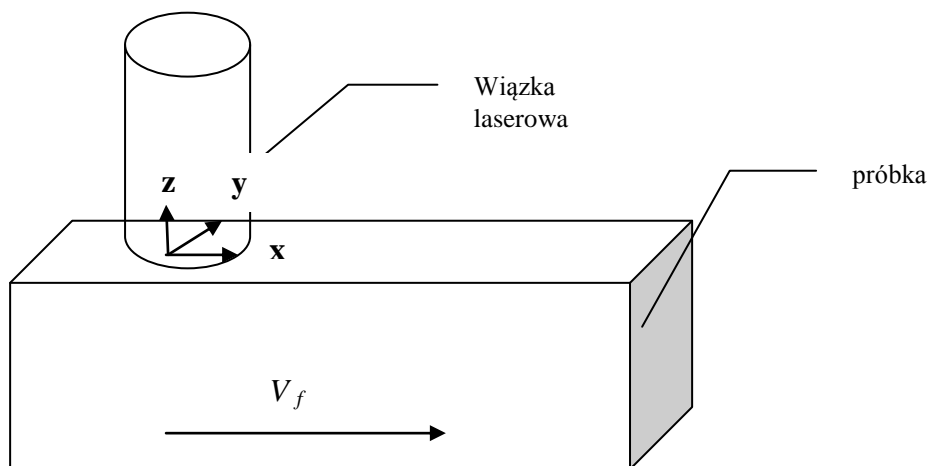
### 3.3. Wyniki obliczeń pola temperatury w procesie przetapiania laserowego

Obliczenia przeprowadzono dla procesu topnienia stali nierdzewnej 304 ciągłą wiązką laserową o mocy  $P = 2$  kW i promieniu wiązki  $r = 1.3$  mm.

Rozpatrzono trzy prędkości skanowania: 150, 360 i 900 mm/min. W celu uzyskania porównywalnych długości przetopienia czas obliczeniowy wynosił 4 s dla  $V_f = 150$  mm/min, zaś dla  $V_f = 360$  mm/min był 3 s, a dla  $V_f = 900$  mm/min 1 s. Uzyskano rozkłady pola temperatury na powierzchni oddziaływania wiązki  $x$ - $y$ , przekroju wzdłuż osi  $x$  ( $x$ - $z$ ) oraz przekroju prostopadłym do kierunku poruszania się wiązki po upływie czasu obliczeniowego ( $y$ - $z$ ).

Początek oddziaływania wiązki z próbką przyjęto w punkcie  $x = 0.025$  m. Rozkłady pola temperatury podano w K. W celu ułatwienia analizy wyników przyjęto, że próbka jest nieruchoma a wiązka laserowa przesuwa się w kierunku  $x$  (dłuższy bok próbki 0.05 m). Na rysunku 3.9 przedstawiono rozkład kierunków użytych podczas obliczeń.

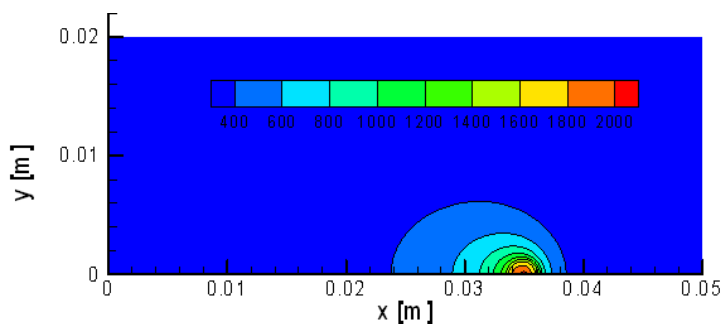


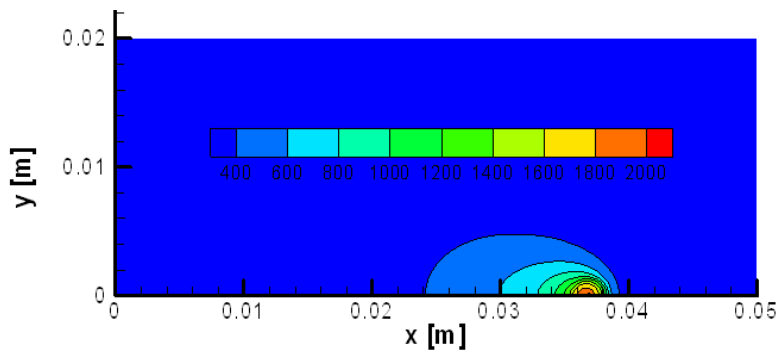


Rys.3.9. Układ kierunków użytych w modelu.

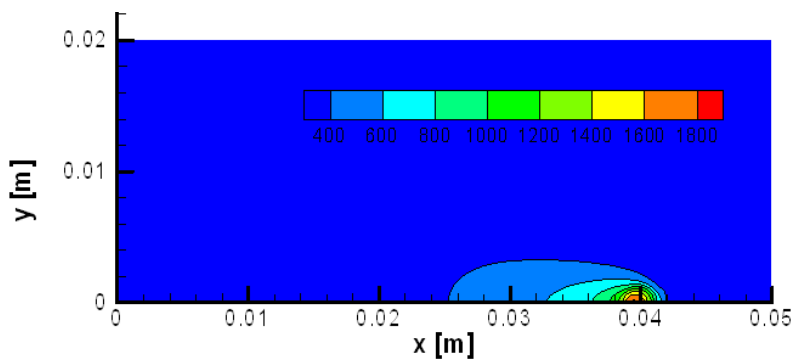
### 3.3.1. Badania temperatury dla różnych prędkości skanowania

Przeprowadzono obliczenia pola rozkładu temperatury na powierzchni próbki (płaszczyzna  $x$ - $y$ ) i w płaszczyznach  $x$ - $z$  i  $y$ - $z$  oraz rozkład fazy ciekłej w tych płaszczyznach po krokach czasowych 1, 2, 3, 4 s. Szczegółowe wyniki przedstawiono w raporcie z projektu badawczego [190]. Głębokość przetopienia i wielkość strefy wpływu ciepła w kierunku  $x$  w czasie większym od 1 s, praktycznie nie ulega zmianie. Dlatego też przypadek bez oscylacji można rozpatrywać jako osiowoosymetryczny przypadek quasi-statyczny [155]. Na rysunkach 3.10-12 przedstawiono przykładowe wyniki dotyczące pola temperatury uzyskane na powierzchni próbki (płaszczyzna  $x$ - $y$ ) przy zastosowaniu różnych prędkości skanowania. Udział fazy ciekłej w przekroju  $y$ - $z$  dla różnych prędkości skanowania zawiera rysunek 3.13.

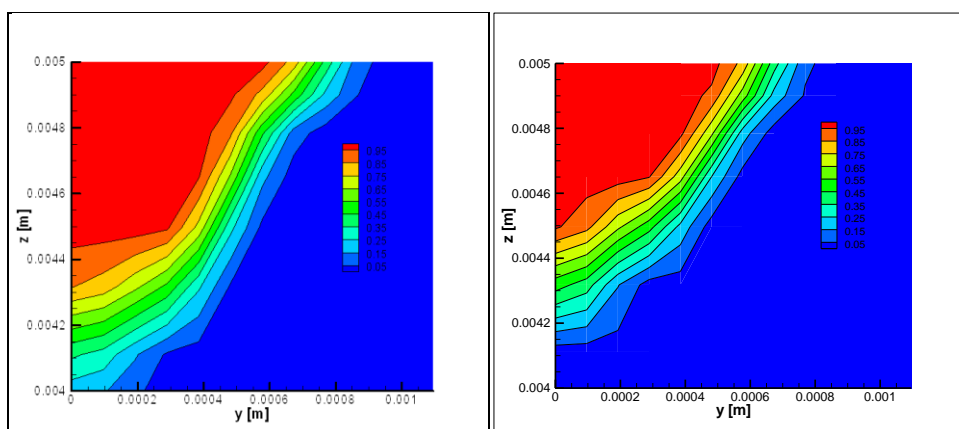
Rys.3.10. Rozkład temperatury na powierzchni  $x$ - $y$ . Prędkość posuwu 150 mm/min, czas 4 s.



Rys.3.11. Rozkład temperatury na powierzchni x-y. Prędkość 360 mm/min, czas 2s.

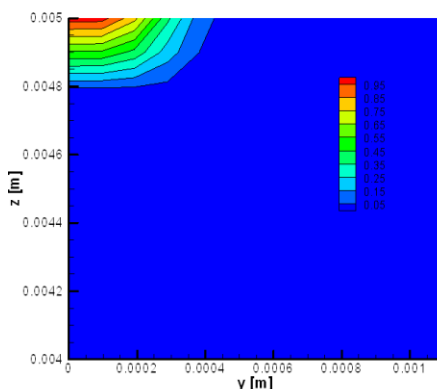


Rys.3.12. Rozkład temperatury na powierzchni x-y. Prędkość 900 mm/min, czas 1s.



150mm/min

360 mm/min



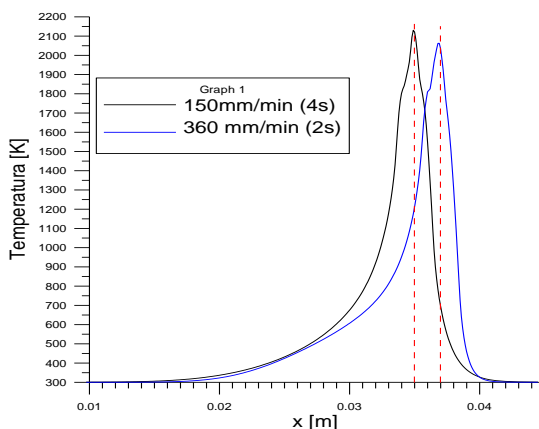
900 mm/min

Rys.3.13. Udział fazy ciekłej w płaszczyźnie y-z dla różnych prędkości skanowania.

Na podstawie przeprowadzonych obliczeń wyznaczono maksymalną temperaturę na powierzchni materiału oraz wielkość strefy przetopienia. Granicę strefy przetopienia przyjęto przy 50% udziale fazy ciekłej. Wyniki przedstawiono w tabeli 3.1.

Tabela 3.1. Wartości uzyskanych z obliczeń wielkości strefy przetopienia, maksymalnej temperatury na powierzchni oraz obszarów o temperaturze powyżej 400 i 800 K.

Prędkość skanowania [mm/min]	Głębokość przetopienia [mm]	Szerokość przetopienia [mm]	Temperatura maksymalna [K]	Obszar o temperaturze powyżej 400 K	Obszar o temperaturze powyżej 800 K
150	0.85	1.44	2130	11	4
360	0.67	1.3	2062	13	4
900	0.37	1.0	1848	15	3.5



Rys.3.14. Rozkład temperatury na powierzchni próbki w osi x. Czerwona przerywana linia oznacza położenie ogniska wiązki.

### 3.3.2. Badania rozkładu temperatury przy ruchu oscylacyjnym

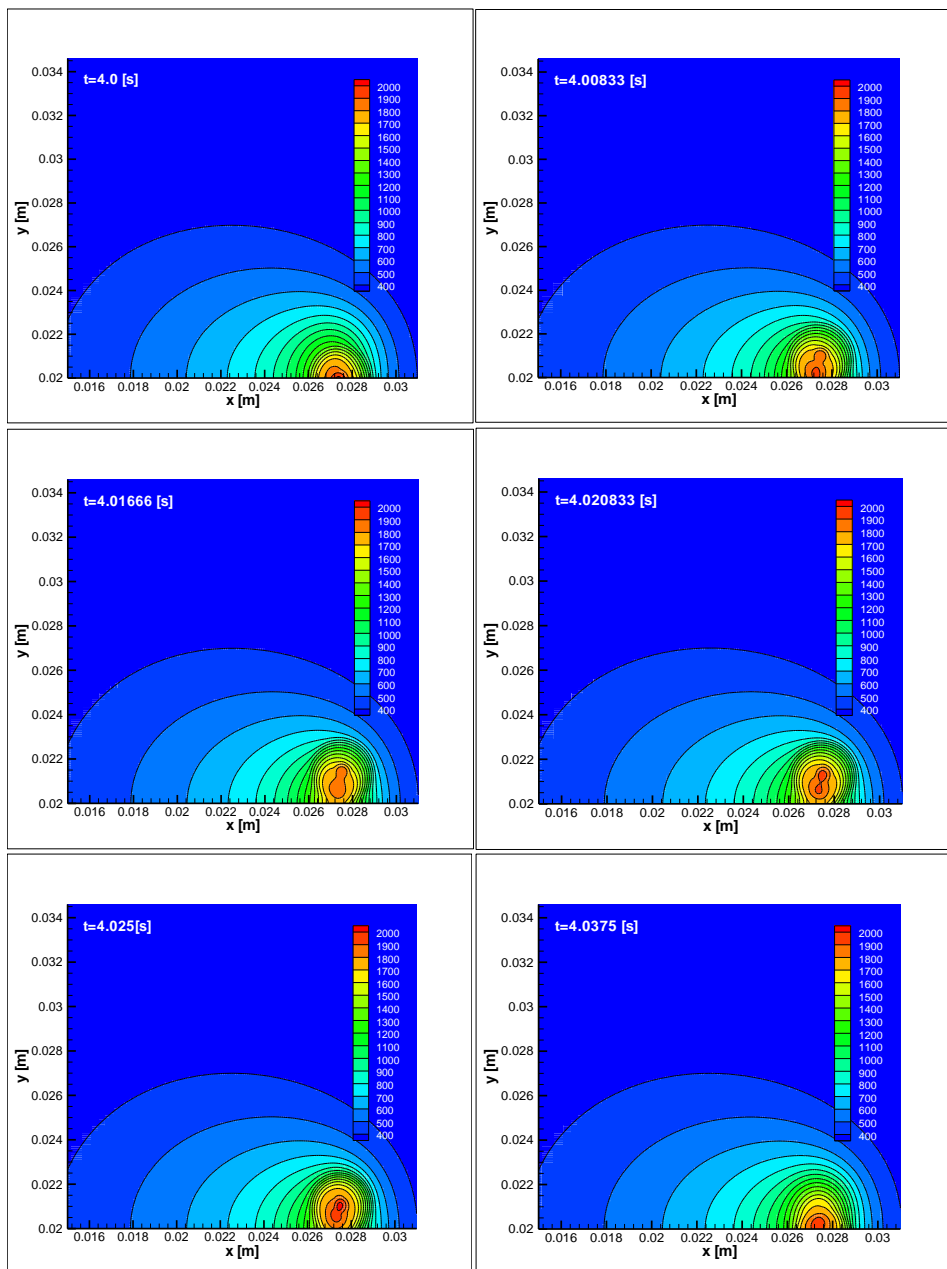
Część badań dotyczących obróbki laserowo z nagniataniem dynamicznym prowadzono z zastosowaniem ruchu oscylacyjnego w kierunku prostopadłym do posuwu próbki. W celu określania zmian, jaki wywołuje ten ruch na pole rozkładu temperatury przeprowadzono analizę numeryczną uwzględniającą ruch oscylacyjny. Podobnie jak w poprzednim przypadku dla uproszczenia obliczeń przyjęto, że próbka jest nieruchoma a porusza się źródło ciepła. Oscylacje wiązki laserowej zostały zamodelowane poprzez wprowadzenie zmiany położenia wiązki w kierunku  $y$ :

$$dy = A \cdot \sin(2\pi\omega t),$$

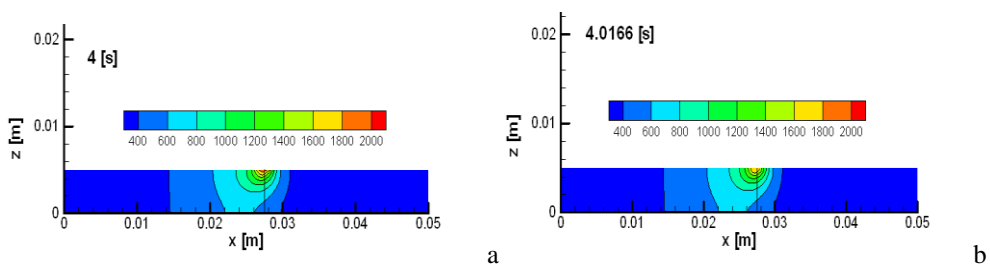
gdzie:  $A$  oznacza amplitudę oscylacji, a  $\omega$  częstotliwość oscylacji. Przyjęte w obliczeniach wielkości tych parametrów miały odpowiednio wartości:  $A = 1.5 \text{ e}^{-3} \text{ m}$ ,  $\omega = 15 \text{ s}^{-1}$ . Pozostałe warunki procesu przetapiania laserowego przyjęto identyczne jak w poprzednim przypadku.

Na rysunkach 3.15 przedstawiono rozkład temperatury na powierzchni materiału w kolejnych krokach czasowych przy ruchu oscylacyjnym. Na pierwszym rysunku oś wiązki laserowej jest w płaszczyźnie symetrii próbki, w kolejnych krokach oddala się od osi, a następnie ponownie zbliża się.

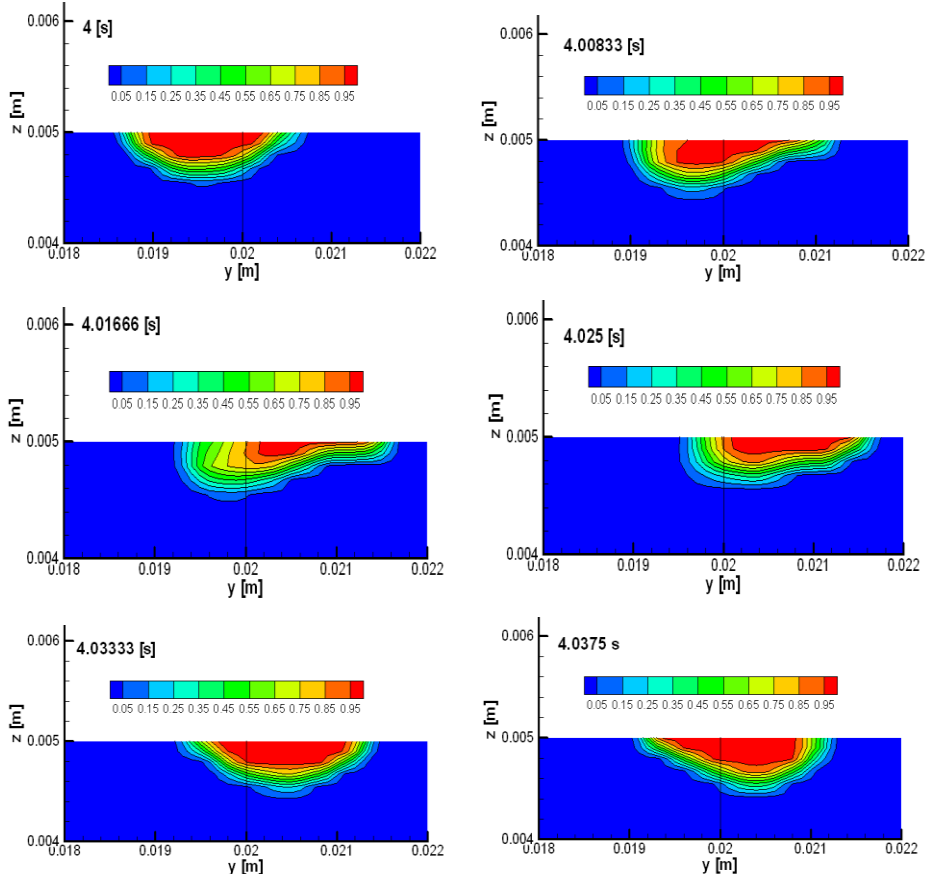
Dla czasu 4 i 4.0333 s oś symetrii  $x$  wiązki laserowej pokrywa się z osią symetrii  $x$  próbki. Wiązka znajduje się w punkcie najbardziej odległym od osi ścieżki laserowej – maksimum oscylacji dla  $t = 4.01666 \text{ s}$ . W odległości około 1.5 mm za wiązką rozkład pola temperatury jest praktycznie niezmienny w ciągu jednej oscylacji. Największe zmiany pola temperatury można zaobserwować w kierunku  $y$ . Temperatura spada w trakcie oddalania się wiązki od osi próbki. Największa różnica między maksymalnymi temperaturami wynosi około 200 K. Zjawisko to można zaobserwować również w płaszczyźnie  $x$ - $z$  (przekrój próbki przez powierzchnię symetrii w kierunku  $x$ ), rysunek 3.15.



Rys.3.15. Rozkład temperatury na płaszczyźnie x-y (oddziaływania z wiązką) w kolejnych krokach czasowych. Prędkość posuwu wiązki laserowej w kierunku x 150 mm/min. Ilość oscylacji 1000 osc/min, amplituda oscylacji 1.5 mm. Czas oddziaływania wiązki 4 s.

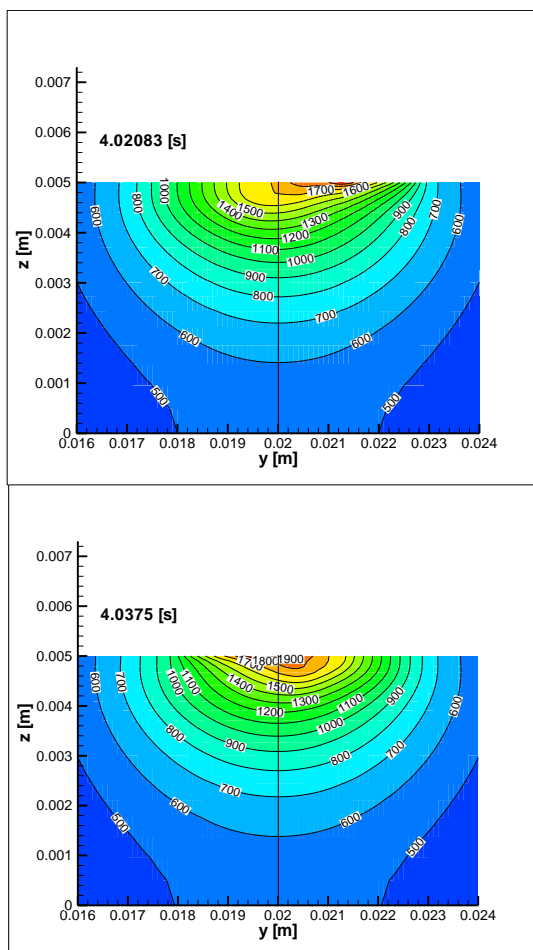


Rys.3.16. Rozkłady temperatury na płaszczyźnie  $x$ - $z$  (przekrój próbki przez płaszczyznę symetrii na kierunku  $x$  na początku oscylacji - a, w maksimum oscylacji - b, z naniesioną pozycją wiązki). Czas oddziaływania wiązki 4 s.



Rys.3.17. Rozkłady zawartości fazy ciekłej na powierzchni  $z$ - $y$  ( $x$  - położeniu wiązki) w kolejnych krokach czasowych. Kolor czerwony 100% zawartości fazy ciekłej. Czarna pionowa linia oznacza oś symetrii próbki. Prędkość posuwu wiązki laserowej w kierunku  $x$  150 mm/min. Ilość oscylacji 1000 osc/min, amplituda oscylacji 1.5 mm. Czas oddziaływania wiązki 4 s.

Na podstawie otrzymanych wykresów fazowych (rys.3.17) wyznaczono głębokość i szerokość strefy przetopionej. Największa głębokość przetopienia stwierdzono w momencie przekroczenia przez wiązkę osi  $x$  próbki (4.0375 s). W tym przypadku grubość strefy przetopionej wynosi 0.44 mm. Największa szerokość fazy ciekłej wynosi 3.2 mm. Stwierdzono, że odległości te nie są uzyskiwane w momencie, gdy wiązka znajduje się na osi (4 i 4.0333 s) lub odpowiednio w maksimum oscylacji (4.01666 s), lecz w następnym kroku czasowym.



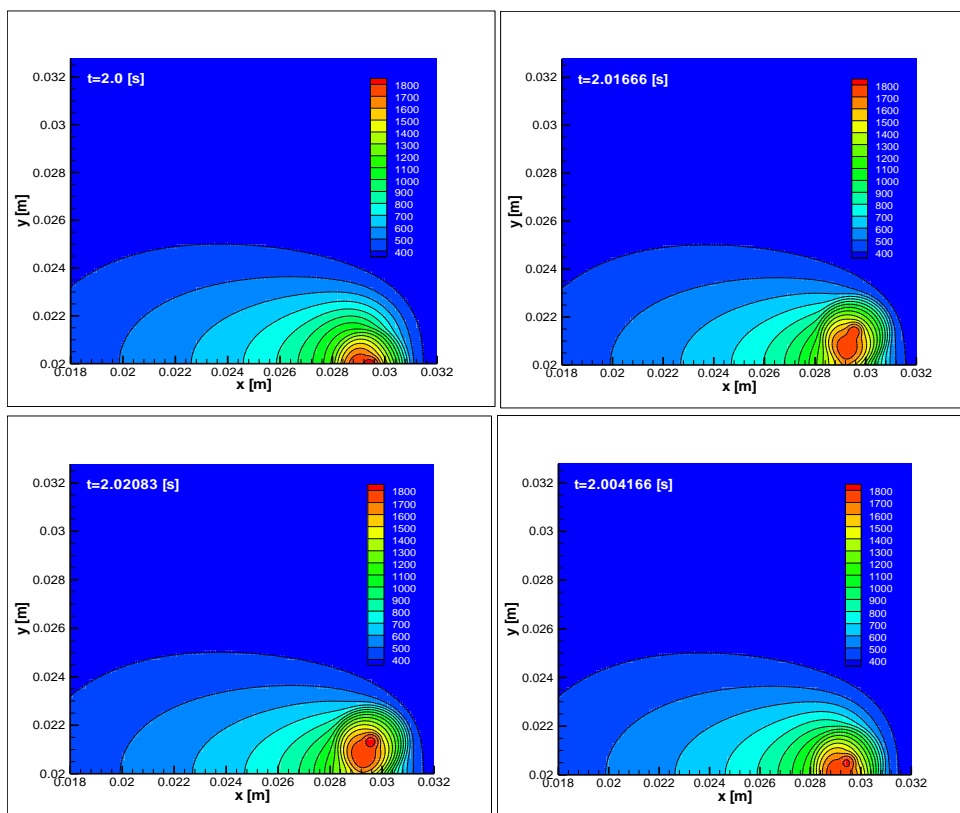
Rys.3.18. Rozkład temperatury w płaszczyźnie  $z$ - $y$  w chwili, gdy występuje najszersze (4.02083 s) i najgłębsze (4.0375 s) przetopienie. Czarna pionowa linia oznacza oś symetrii próbki. Prędkość posuwu wiązki laserowej w kierunku  $x$  150 mm/min. Ilość oscylacji 1000 osc/min, amplituda oscylacji 1.5 mm. Czas oddziaływania wiązki 4 s.

Na rysunku 3.18 przedstawiono rozkład temperatury w płaszczyźnie  $z$ - $y$ , prostopadłej do osi  $x$ . Kroki czasowe na diagramach odpowiadają chwilom, gdy uzyskano największą głębokość (4.0375 s) i szerokość przetopienia (4.02083 s). Największe zmiany występują w obszarze temperatury wyższej niż 800 K. Poniżej tej granicy rozkład temperatury praktycznie jest niezależny od pozycji wiązki w trakcie oscylacji.

Ruch oscylacyjny powoduje niesymetryczny rozkład temperatury w materiale. W kroku czasowym 4.0833 po zmianie kierunku ruchu na powierzchni występują dwa obszary o podwyższonej temperaturze oddzielone od siebie. Oba występują w rejonie bezpośredniego oddziaływania wiązki laserowej, która charakteryzuje się dwoma maksimumami energii. Dodatkowo w pobliżu skrajnego obszaru (bardziej oddalonego od osi próbki) rozpoczyna się proces krystalizacji i związane z tym wydzielanie ciepła krystalizacji. Zjawisko to może spowalniać proces stygnięcia materiału. Kształt fazy ciekłej w płaszczyźnie  $y$ - $z$ , prostopadłej do kierunku posuwu, wykazuje silną asymetrię, podobnie do obserwowanego efektu przy przetapianiu bez oscylacji z prędkością 360 mm/min. W przypadku ruchu oscylacyjnego największą asymetrię obserwuje się, gdy wiązka jest najbardziej oddalona od osi próbki. W pobliżu osi próbki strefy przetopionej przybiera regularny kształt, co związane jest z powolnym odprowadzaniem ciepła z tego obszaru.

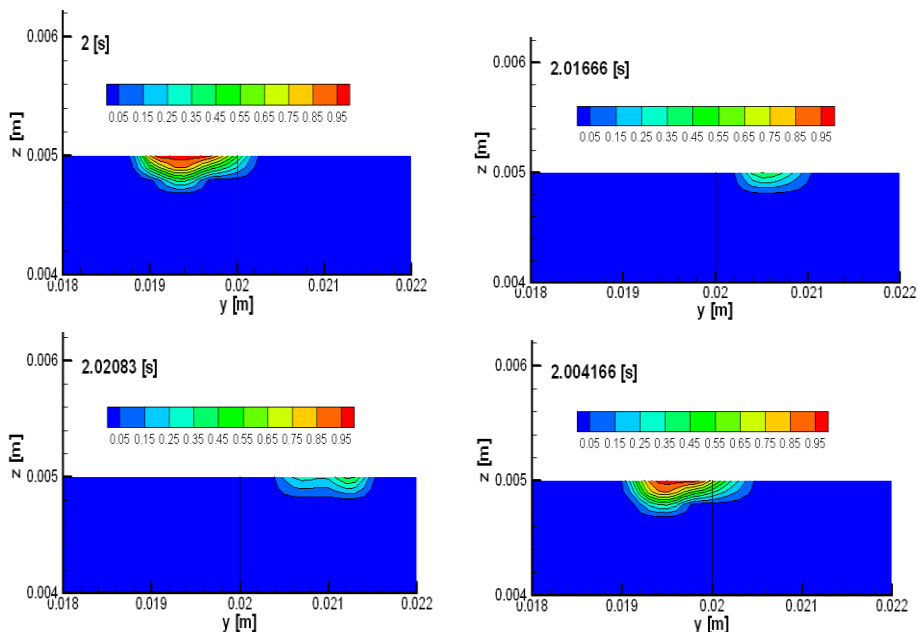
Na rysunku 3.19 przedstawiono rozkład temperatury na powierzchni  $x$ - $y$  w wybranych krokach czasowych, dla prędkości posuwu 360 mm/min wiązki laserowej w kierunku  $x$ . Dla czasu 2 s oś symetrii  $x$  wiązki pokrywa się z osią symetrii  $x$  próbki. W chwili 2.01666 s wiązka znajduje się w maksimum oscylacji. W odległości około 1.5 mm za wiązką (w kierunku  $x$ ) rozkład temperatury jest praktycznie niezmienny w ciągu jednej oscylacji. Największe zmiany można zaobserwować w kierunku  $y$ . W trakcie oddalania się od osi symetrii próbki temperatura spada. W chwili, gdy wiązka laserowa znajduje się w skrajnym położeniu na osi temperatura spada poniżej temperatury topnienia. Rozkłady zawartości fazy ciekłej przedstawiono na rysunku 3.20.



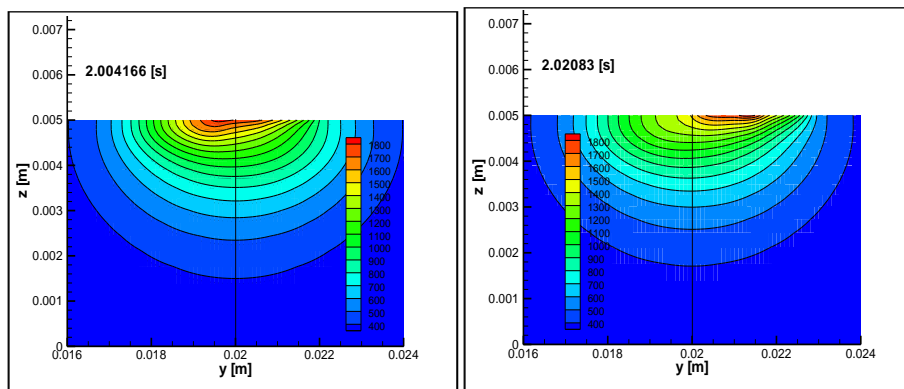


Rys.3.19. Rozkład temperatury na powierzchni  $x$ - $y$  (oddziaływania z wiązką) w wybranych krokach czasowych. Prędkość posuwu wiązki laserowej w kierunku  $x$  360 mm/min. Ilość oscylacji 1000 osc/min, amplituda oscylacji 1.5 mm. Czas oddziaływania wiązki 2 s.

Wybrane kroki czasowe odpowiadają położeniu wiązki na osi próbki (2s), położeniu wiązki w maksimum oscylacji (2.01666 s) i chwili, gdy występuje najgłębsze (2.004166 s) oraz najszersze przetopienie (2.02083 s). Na podstawie przedstawionych wykresów fazowych określono głębokość i szerokość przetopienia. Największa głębokość przetopienia występuje w momencie przekroczenia przez wiązkę osi  $x$  próbki (2.01666 s). Biorąc pod uwagę symetrię procesu, rozmiary obszaru przetopionego wynikające z obliczeń wynosiły głębokość 0.2 mm i szerokość 2.44 mm. Na rysunku 3.21 przedstawiono rozkład temperatury w płaszczyźnie  $z$ - $y$ , prostopadłej do osi  $x$ . Kroki czasowe na diagramach odpowiadają chwilom, gdy uzyskano największą głębokość (2.004166 s) i szerokość przetopienia (2.02083 s). Największe zmiany można zaobserwować w obszarze temperatury wyższych niż 800 K.



Rys.3.20. Rozkłady zawartości fazy ciekłej w płaszczyźnie  $z$ - $y$  w wybranych krokach czasowych. 100% zawartości fazy ciekłej – kolor czerwony. Czarna pionowa linia oznacza oś symetrii próbki. Prędkość posuwu wiązki laserowej w kierunku  $x$  360 mm/min. Ilość oscylacji 1000 osc/min, amplituda oscylacji 1.5 mm. Czas oddziaływania wiązki 2 s.



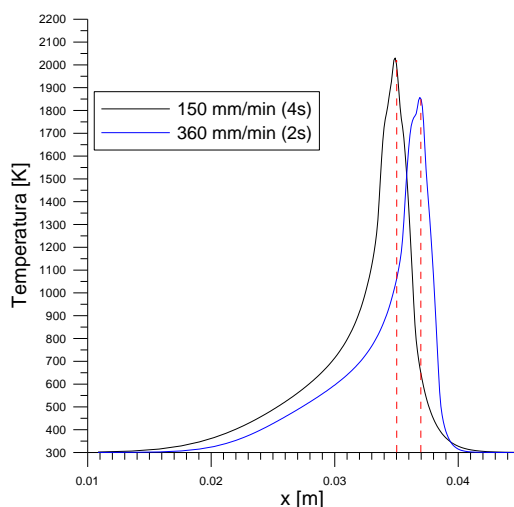
Rys.3.21. Rozkład temperatury w płaszczyźnie  $z$ - $y$  w chwili, gdy występuje najszersze (2.02083 s) i najgłębsze (2.004166 s) przetopienie. Czarna pionowa linia oznacza oś symetrii próbki. Prędkość posuwu wiązki laserowej w kierunku  $x$  360 mm/min. Ilość oscylacji 1000 osc/min, amplituda oscylacji 1.5 mm. Czas oddziaływania wiązki 2 s.

W tabeli 3.2. przedstawiono wyznaczone na podstawie modelu wielkości strefy przetopienia, temperaturę maksymalną oraz odległość od osi wiązki laserowej do punktu, w którym temperatura na powierzchni wynosi 400 K i 800 K. Odległości te mierzono wzdłuż osi  $x$  za wiązką laserową. Na rysunku 3.22 przedstawiono rozkład temperatury wzdłuż osi  $x$  na powierzchni próbki dla obu prędkości skanowania.

Wprowadzenie ruchu oscylacyjnego powoduje zmniejszenie maksymalnej temperatury na powierzchni materiału w stosunku do przetapiania bez oscylacji. W przypadku prędkości skanowania 150 mm/min różnica ta wynosi około 50 K, natomiast dla prędkości 360 mm/min około 200 K. Ruch oscylacyjny powoduje również występowanie wyższej temperatury na powierzchni za wiązką laserową. Proces chłodzenia materiału jest w tym przypadku wolniejszy.

Tabela 3.2. Wielkości strefy przetopienia, temperatura maksymalna oraz odległość od osi wiązki laserowej do punktu, w którym temperatura na powierzchni wynosi 400 K i 800 K

Prędkość skanowania [mm/min]	Głębokość przetopienia [mm]	Szerokość przetopienia [mm]	Temperatura maksymalna [K]	Obszar o temperaturze powyżej 400 K [mm]	Obszar o temperaturze powyżej 800 K [mm]
150	0.44	3.2	2040	15	4
360	0.2	2.44	1800	14	4



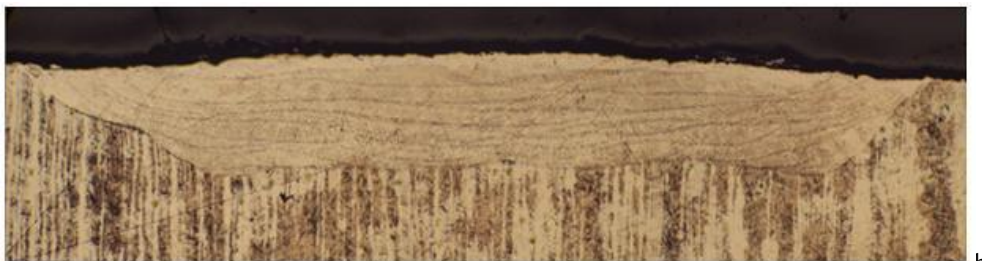
Rys.3.22. Rozkład temperatury na powierzchni materiału wzdłuż osi  $x$  dla dwóch prędkości skanowania przy zastosowaniu oscylacji. Czerwona przerywana linia oznacza położenie ogniska wiązki.

### 3.4. Weryfikacja doświadczalna modelu obróbki laserowej

#### 3.4.1. Badania kształtu strefy przetopienia

Weryfikację doświadczalną przedstawionego modelu matematycznego przeprowadzono na podstawie analizy wymiarów: głębokości i szerokości strefy przetopienia próbek ze stali 0H18N9, przetopionych wiązką laserową, przy parametrach obróbki identycznych jak w modelu. Pomiarów wykonano na zglądach metalograficznych wykonanych prostopadłe do kierunku posuwu próbek. Po wytrawieniu zmierzono wymiary strefy przetopionej na mikroskopie optycznym.

Na rysunku 3.23 przedstawiono zdjęcia metalograficzne strefy przetopienia stali przy prędkości posuwu 360 mm/min w kierunku prostopadłym do prędkości posuwu. Rysunek a przedstawia kształt przetopu bez oscylacji, natomiast rysunek b z oscylacjami. Widoczna jest wyraźna zmiana kształtu strefy przetopionej związana z ruchem oscylacyjnym prostopadłym do kierunku posuwu. Szerokość strefy przetopionej jest większa o wartość amplitudy oscylacji. W obu przypadkach zostały ujawnione linie kapilarne prawie równoległe do dna przetopu.



Rys.3.23. Kształt strefy przetopienia przy prędkości skanowania 360 mm/min w kierunku prostopadłym do posuwu. a – przetopienie bez oscylacji, b – z ruchem oscylacyjnym.

W tabeli 3.3. przedstawiono wyniki badań doświadczalnych wielkości strefy przetopienia, a w tabeli 3.4. wyniki uzyskane z modelu matematycznego.

Tabela 3.3. Wartości eksperymentalne grubości i szerokości strefy przetopionej dla stali 0H18N9 uzyskane dla różnych parametrów obróbki laserowej.

$V_f$ [mm/min]	V oscylacji [osc/min]	amplituda oscylacji [mm]	głębokość przetopienia [mm]	szerokość przetopienia [mm]	powierzchnia [mm <sup>2</sup> ]
900	bez		0.424	1.452	0.738
360	bez		0.605	1.355	0.820
150	bez		0.791	1.742	1.149
900	930	1.5	0.194	3.267	0.634
360	930	1.5	0.339	3.225	1.093
150	930	1.5	0.531	3.461	1.838
900	1000	1.5	0.065	3.516	0.229
360	1000	1.5	0.411	3.787	1.557
150	1000	1.5	0.545	3.703	2.018

W przypadku przetapiania przy prędkości posuwu 360 i 150 mm/min występuje dobra zgodność wyników doświadczalnych i teoretycznych wymiarów strefy przetopienia. Różnice wartości nie przekraczają 10%. Dla najwyższej prędkości 900 mm/min rozbieżności te są już znaczne.

Rzeczywista głębokość i szerokość strefy przetopionej jest większa kilkukrotnie od obliczonej według przyjętego modelu. W przypadku przetapiania z oscylacjami występują dość znaczne różnice teoretycznych i doświadczalnych wartości grubości i szerokości strefy przetopionej przy obu prędkościach posuwu.

Tabela 3.4. Wartości teoretyczne grubości i szerokości strefy przetopionej stali 0H18N9 uzyskane dla różnych parametrów obróbki laserowej.

$V_f$ [mm/min]	$V_{osc}$ [osc/min]	Amplituda oscylacji [mm]	Głębokość przetopienia [mm]	Szerokość przetopienia [mm]
900	bez		0.100	0.670
360	bez		0.670	1.300
150	bez		0.850	1.700
360	1000	1.5	0.2	2.44
150	1000	1.5	0.44	3.2

### 3.4.2. Weryfikacja doświadczalna rozkładu temperatury metodą termowizyjną.

Przeprowadzono próby weryfikacji doświadczalnej obliczeń teoretycznych rozkładu pola temperatury na podstawie pomiarów temperatury na powierzchni próbki przy pomocy kamery termowizyjnej. Badania zostały szczegółowo omówione w sprawozdaniu z projektu badawczego [190]. Pomiar wykonano po wyłączeniu lasera. Rejestrowano temperaturę na powierzchni próbki w trakcie procesu stygnięcia materiału. Próbki wykonane były ze stali 0H18N9 o wymiarach jak w obliczeniach teoretycznych. Przetopienie laserowe prowadzono w następujących warunkach: prędkość posuwu 360 mm/min,  $d = 3$  mm,  $P = 2$  kW.

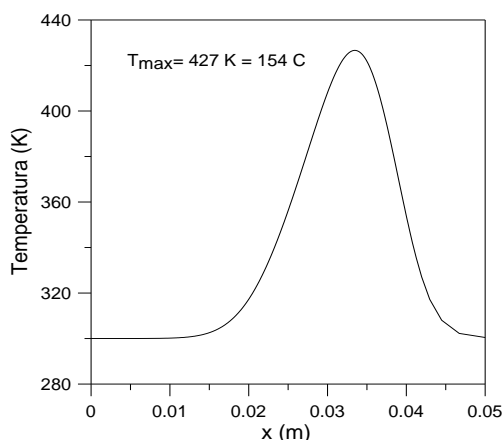
W badaniach wykorzystano kamerę termowizyjną ThermoCAM™ SC2000, wyposażoną w matrycę niechłodzonych detektorów mikrobolometrycznych do szybkiej rejestracji termogramów na dysku komputera, pozwalający na zapis z częstotliwością do 50 Hz. Do analizy procesu stygnięcia materiału wytypowano dwa termogramy na początku i końcu procesu rejestracji zmian temperatury. Pierwszy termogram przedstawia rozkład temperatury po 1.561 s, a drugi 12.185 s od momentu wyłączenia wiązki i zatrzymania stołu.

Na podstawie analizy obrazów stwierdzono, że po czasie 1.561 s od wyłączenia wiązki laserowej maksymalna temperatura na powierzchni próbki wynosi 178°C. Obszar o maksymalnej temperaturze znajdował się w środku ścieżki laserowej w miejscu gdzie nastąpiło przetopienie materiału na końcu procesu.

Po 12 s maksymalna temperatura wynosiła 102°C. Obszar o najwyższej temperaturze znajduje się na początku próbki, w miejscu rozpoczęcia procesu przetapiania powierzchni. Jest to spowodowane najgorszymi warunkami odprowadzania ciepła, gdyż ten brzeg próbki nie stykał się z żadnym metalowym elementem, co utrudniało odprowadzenie ciepła. W miejscu zakończenia procesu przetapiania temperatura materiału wynosiła 80°C.

Na rysunku 3.24 przedstawiono obliczony zgodnie z przyjętym modelem teoretycznym wykres zmian temperatury wzdłuż osi wiązki laserowej po czasie 1.62 s. Maksymalna temperatura na powierzchni próbki wynosi 154°C i jest zlokalizowana w centralnym punkcie ścieżki laserowej w miejscu gdzie nastąpiło wyłączenia wiązki.

Różnica wyników teoretycznych i doświadczalnych dla tego przypadku wynosi 15% i świadczy, że przedstawiony model przewodnictwa cieplnego oraz przyjęte dane wejściowe są poprawne.



Rys.3.24. Wykres zmian temperatury wzdłuż osi wiązki laserowej po czasie 1.62 s, obliczony na podstawie przyjętego modelu procesu.

### 3.5. Analiza wyników badań eksperymentalnych i modelu obróbki laserowej

Analiza wyników badań wskazuje, że przyjęty model procesu przetapiania powierzchni stali wiązką laserową pozwala na uzyskanie dobrej zgodności wyników teoretycznych i doświadczalnych tylko w niektórych badanych przypadkach. W tabeli 6.5 przedstawiono eksperymentalne i modelowe wyniki rozmiarów strefy przetopienia dla przetapiania stali 0H18 N9 wiązką laserową.

Najlepsze dopasowanie uzyskano w przypadku przetapiania bez oscylacji przy prędkościach posuwu 150 i 360 mm/min. Różnice pomiędzy wartościami głębokości strefy przetopionej, uzyskanymi z eksperymentu i obliczeń, wynoszą poniżej 10%. Bardziej znaczące różnice występują w szerokościach przetopienia. Natomiast w przypadku większych prędkości posuwu, 900 mm/min, wartości teoretyczne wymiarów strefy przetopionej są znacząco mniejsze od zmierzonych.

Badania rozkładu temperatury na powierzchni materiału kamerą termowizyjną wykazały, że występuje bardzo dobra zgodność wyników teoretycznych i doświadczalnych, gdy czynnikiem decydującym o rozkładzie temperatury jest przewodnictwo cieplne oraz radiacja. Można, zatem przyjąć, że zarówno przewodnictwo jak i promieniowanie zostały zamodelowane poprawnie, a dokładność obliczeń rozkładu temperatury w materiale stałym jest wysoka.

W przypadku ruchu oscylacyjnego dla obu analizowanych prędkości posuwu: 150 i 360 mm/min z obliczeń teoretycznych uzyskano wymiary strefy przetopionej mniejsze niż w badaniach doświadczalnych. Dla prędkości posuwu

150 mm/min różnica wynosi około 20%, natomiast dla 360 mm/min jest już dwukrotnie mniejsza niż rzeczywista głębokość przetopienia badanej stali.

W tabeli 3.5 przedstawiono wyniki doświadczalne pola powierzchni  $S$  przetopionego materiału z i bez zastosowania ruchu oscylacyjnego. Dla mniejszych prędkości posuwu, oscylacje powodują wyraźny wzrost ilości materiału przetopionego przy zastosowaniu identycznej mocy promieniowania oraz czasu obróbki. Stosunek ilości materiału przetopionego przy zastosowaniu oscylacji do ilości materiału przetopionego bez oscylacji w identycznych warunkach procesu wynosi 1.8 - 1.9 dla prędkości posuwu 360 i 150 mm/min. Dla  $V_f = 900$  stosunek ten wynosi 1, co związane jest z mniejszą ilością oscylacji w podczas oddziaływania wiązki z materiałem.

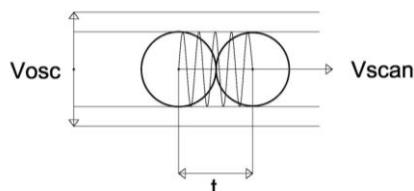
Tabela 3.5. Zestawienie wyników doświadczalnych i modelowych wielkości strefy przetopienia dla przetapiania wiązką laserową stali 0H18N9.  $A$  - amplituda oscylacji,  $G$  - głębokość przetopienia,  $S_z$  - szerokość przetopienia,  $S$  - pole powierzchni.

Parametry			Wartości eksperymentalne			Wartości teoretyczne		
$V_f$ [mm/min]	$V_{osc}$ [osc/min]	$A$ [mm]	$G$ [mm]	$S_z$ [mm]	$P$ [mm <sup>2</sup> ]	$G$ [mm]	$S_z$ [mm]	$P$ [mm <sup>2</sup> ]
900	bez	0	0.424	1.452	0.616	0.37	1.01	0.37
360	bez	0	0.605	1.355	0.82	0.67	1.3	0.87
150	bez	0	0.791	1.742	1.149	0.85	1.44	1.22
900	930	1.5	0.194	3.267	0.634			
360	930	1.5	0.339	3.225	1.093			
150	930	1.5	0.531	3.461	1.838			
900	1000	1.5	0.165	3.516	0.580			
360	1000	1.5	0.411	3.787	1.557	0.2	2.44	0.488
150	1000	1.5	0.545	3.703	2.018	0.44	3.2	1.41

Wzrost objętości przetopionego materiału w jednostce czasu można również zaobserwować przy zwiększaniu prędkości liniowej procesu. Tabela 3.6 zawiera obliczone na podstawie danych z eksperymentu wartości pola powierzchni materiału przetopionego dla różnych prędkości posuwu przy identycznych gęstościach mocy



promieniowania z zastosowaniem oscylacji ( $S_o$ ) oraz bez nich ( $S_l$ ), podano również stosunek tych wielkości. Ponadto wyliczono ilość oscylacji, jakie wykonuje próbka w trakcie oddziaływania wiązki laserowej na materiał. Czas oddziaływania wiązki z materiałem określono jako stosunek średnicy wiązki do prędkości skanowania. Schemat obróbki z zastosowaniem oscylacji przedstawia rysunek 3.25.



Rys.3.25. Schemat obróbki laserowej z zastosowaniem ruchu oscylacyjnego. Sinusoida przedstawia tor ruchu środka wiązki laserowej; okręgi - położenie wiązki laserowej dla czasu  $t_1$  i  $t_2$ , gdzie  $t = t_2 - t_1$ .

Ruch oscylacyjny nie zmienia czasu obróbki, tj. oddziaływania wiązki z próbką, a jedynie zwiększa obszar, w którym to oddziaływanie następuje. Ścieżka jest szersza o amplitudę oscylacji. Jednocześnie rośnie prędkość wypadkowa próbki, którą dla ruchu oscylacyjnego przedstawiono w tabeli 3.6.

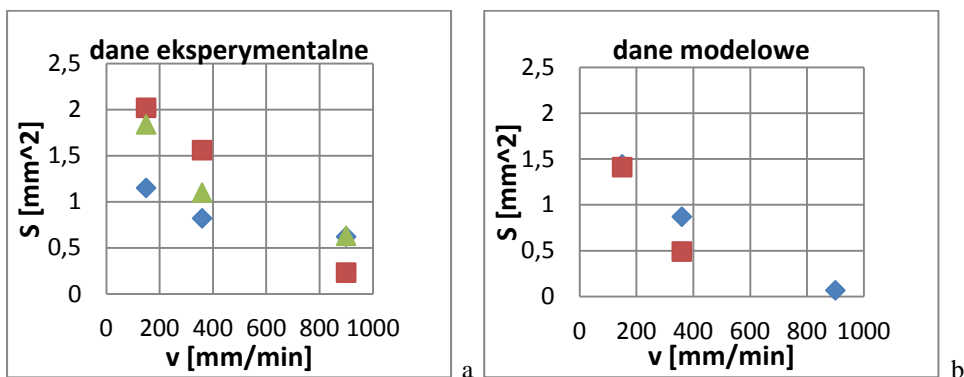
Tabela 3.6. Pole powierzchni przetopionego materiału mierzone w kierunku prostym do kierunku posuwu. Proces przetapiania bez i z zastosowaniem oscylacji dla różnych prędkości posuwu  $V_f$ . Wartości doświadczalne.

Prędkość wypadkowa przy ruchu oscylacyjnym [mm/min]	$V_f$ [mm/min]	$S_l$ [mm <sup>2</sup> ] bez oscylacji	$S_o$ [mm <sup>2</sup> ] z oscylacjami	$S_o/S_l$	Ilość oscylacji
1742	900	0.616	0.634	1.03	3
1542	360	0.82	1.56	1.90	8
1507	150	1.15	2.02	1.76	20

Na rysunku 3.26. przedstawiono wartości doświadczalne – a oraz teoretyczne – b pola powierzchni materiału przetopionego przy różnych prędkościach posuwu. Z przedstawionego wykresu wynika, że przy prędkościach skanowania wyższych niż 900 mm/min i częstotliwości oscylacji 900 - 1000 1/min wprowadzenie ruchu oscylacyjnego nie zwiększa ilości przetopionego materiału. Wzrost pola powierzchni strefy przetopienia związany jest wyraźnie z ilością oscylacji, jakie wykonuje

próbka w trakcie oddziaływania wiązki na materiał. Największy wzrost obszaru przetopionego obserwowany jest dla małych prędkości skanowania, gdy próbka wykonuje największą liczbę oscylacji. Przy największej prędkości skanowania, 900 mm/min, próbka wykonuje 3 oscylacje w czasie oddziaływania wiązki i wówczas wielkość strefy przetopienia jest zbliżona do przetopienia bez oscylacji.

Wyniki otrzymane na podstawie przyjętego modelu nie wskazują na wzrost ilości materiału przetopionego wskutek zastosowania ruchu oscylacyjnego w stosunku do przetapiania bez oscylacji. Przy prędkości posuwu 150 mm/min rozmiary strefy przetopionej są zbliżone, natomiast dla prędkości 360 mm/min w przypadku przetapiania z zastosowaniem oscylacji strefa przetopienia jest wyraźnie mniejsza niż dla przetapiania bez oscylacji.



Rys.3.26. Wpływ prędkości posuwu na pole przekroju materiału przetopionego przy tej samej mocy promieniowania: a – dane eksperymentalne, b – dane teoretyczne pola przekroju strefy przetopionej dla prędkości: ♦ – liniowej, ■ – z oscylacjami 1000 osc/min, ▲ – z oscylacjami 900 1/min.

Dobra zgodność wyników teoretycznych i doświadczalnych uzyskana dla przetapiania bez oscylacji przy prędkościach posuwu 150 i 360 mm/min świadczy, że proces przetapiania powierzchni wiązka laserową dla badanego zakresu parametrów został zamodelowany poprawnie. Rozbieżności wyników modelowych i eksperymentalnych, występujące dla wyższych prędkości skanowania oraz przetapiania z zastosowaniem ruchu oscylacyjnego, mogą być związane z kilkoma zjawiskami, które nie zostały uwzględnione w modelu procesu.

Na podstawie analizy wyników przeprowadzonych badań oraz prac innych autorów omawianych wcześniej, za najbardziej prawdopodobne przyczyny rozbieżności wyników eksperymentalnych i modelowych można uznać:

- założenie o turbulentnym modelu przepływu cieczy dla wszystkich analizowanych przypadków,
- przyjęcie stałego współczynnika absorpcji promieniowania laserowego.
- założenie o stałej zawartości siarki i związanej z tym wartości napięcia powierzchniowego,
- pominięcie wpływu innych pierwiastków powierzchniowo-czynnych na ruch termokapilarny cieczy.

Kształt strefy przetopionej i jej wielkość zależą od przyjętego modelu przepływu cieczy [147]. W przyjętym modelu przenoszenie ciepła w strefie przetopienia związane jest z przepływem turbulentnym ciekłego metalu. Jego charakter może odbiegać od założonego w modelu i transport masy oraz ciepła jest szybszy. Według prac [147, 155] większe głębokości przetopienia uzyskuje się zakładając laminarny charakter przepływu cieczy niż turbulentny. Dlatego w pracy przeprowadzono dodatkowo obliczenia zakładające przepływ laminarny cieczy przy większych prędkościach posuwu. Wyniki obliczeń porównawczych głębokości przetopienia dla laminarnego i turbulentnego modelu przepływu wykazały [147] różnice głębokości strefy przetopionej maksymalnie o 20 - 30%. Obliczenia zostały przeprowadzone dla przypadku spawania stali 304 tylko dla jednej prędkości posuwu (1m/s). Według [204] przy laminarnym przepływie uzyskano dla stali 304 o 63% większe głębokości przetopu (tabela 3.1).

Przeprowadzono obliczenia mające na celu sprawdzenie wpływu charakteru przepływu cieczy na kształt strefy przetopienia. Rozpatrywano ruch bez oscylacji, pozostałe założenia modelu procesu nie zostały zmienione. Porównanie wyników obliczeń wielkości strefy przetopienia dla laminarnego i turbulentnego przepływu cieczy przedstawiono w tabeli 3.7.

Wyniki obliczeń wskazują, że rodzaj założonego przepływu cieczy nie wpływa w istotny sposób na wymiary strefy przetopienia. Przy największej prędkości skanowania, 900 mm/min, uzyskano praktycznie identyczne wartości szerokości i głębokości strefy przetopienia dla obu modeli przepływu. Różnice można stwierdzić przy niższych prędkościach skanowania 150 i 360 mm/min. W tych przypadkach dla laminarnego modelu przepływu cieczy występuje wzrost zarówno szerokości jak i głębokości strefy przetopionej. Podobnych wyników należy spodziewać się w przypadku przetapiania przy zastosowaniu ruchu oscylacyjnego. Wypadkowa prędkość próbki przy ruchu oscylacyjnym wynosi powyżej 1500 mm/min, zatem obliczenia wielkości strefy przetopionej z założeniem laminarnego przepływu cieczy nie zmieniają istotnie wyników.

Tabela 3.7. Porównanie wymiarów strefy przetopienia dla laminarnego i turbulentnego przepływu cieczy.

$v_f$ [mm/min]	Wartości teoretyczne; model turbulentny			Wartości teoretyczne; model laminarny		
	Głębokość przetopienia [mm]	Szerokość przetopienia [mm]	S [mm <sup>2</sup> ]	Głębokość przetopienia [mm]	Szerokość przetopienia [mm]	S [mm <sup>2</sup> ]
900	0.37	1.01	0.37	0.37	1.04	0.38
360	0.67	1.3	0.87	0.7	1.35	0.95
150	0.85	1.44	1.22	0.9	1.5	1.35

Problem rozbieżności wyników teoretycznych i doświadczalnych przy dużych prędkościach posuwu został zauważony przez Chan i Mazumder'a [206]. Stwierdzili oni, że przy prędkościach posuwu zbliżonych do prędkości cieczy powinny być uwzględnione dwa wyrażenia dla prędkości konwekcji: jedno związane z prędkością obrotową cieczy, drugie związane z prędkością posuwu. Propozycja ta jednak nie znalazła zastosowania w innych pracach i nie była zweryfikowana doświadczalnie. W badanym przypadku prędkość posuwu jest 2.5 - 15 mm/s, tj. około 2 rzędy wartości mniejsza niż prędkość cieczy, a uwzględniając prędkość oscylacji wypadkowa prędkość próbki wynosi około 25-29 mm/s i jest znacznie mniejsza niż prędkość cieczy, która wynosi około 1 m/s. Zatem rozważany przypadek jest poza zakresem, w którym opisane zjawisko ma wpływ na konwekcję termokapilarną. Wzrost głębokości przetopienia wraz ze wzrostem prędkości posuwu przewidywał również model analityczny Vedenowa [17], według którego ruch próbki względem źródła promieniowania powoduje łączenie się wirów, powstawanie dodatkowych wirów przy dnie przetopu i wzrost głębokości strefy przetopionej w stosunku do nieruchomej próbki. Według tego modelu przyrost grubości jest proporcjonalny do  $l\sqrt{l_o} = \sqrt{v/v_o}$ , gdzie:  $v$  - prędkość cieczy przy nieruchomej próbce,  $v_o$  - prędkość posuwu. Obliczenia według tej zależności dają jednak wyniki kilkukrotnie wyższe niż uzyskane w eksperymencie.

Wymiary rzeczywistej strefy przetopienia większe przy ruchu oscylacyjnym niż uzyskane z modelu mogą być związane również z wyższą absorpcyjnością w przypadku wyższych prędkości. W modelu przyjęto identyczną dla wszystkich przypadków stałą wartość absorpcyjności (0.23) na podstawie pracy [131], w której analizowany był przypadek przetapiania stali 304 wiązką laserową w podobnych warunkach. Również we wszystkich omawianych wcześniej modelach teoretycznych przyjmowano stały współczynnik absorpcji [154, 155]. Analizowane

w rozdziale 3 wyniki badań eksperymentalnych wskazują na duże rozbieżności uzyskiwanych wartości współczynnika absorpcji. Jego wartość silnie zależy nie tylko od rodzaju materiału, ale gęstości mocy promieniowania, czy czasu oddziaływania wiązki z materiałem, a więc temperatury na powierzchni materiału oraz stanu powierzchni - chropowatości i obecności tlenków. Ze względu na małe różnice maksymalnej temperatury na powierzchni ciekłego materiału, około 200 K, pominięcie zmian współczynnika absorpcji z temperaturą wydaje się uzasadnione.

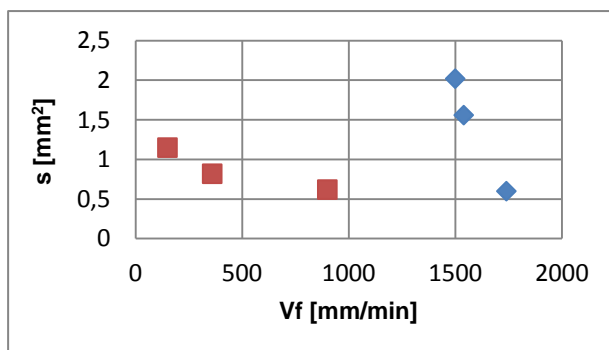
Przyjęty model nie uwzględnia jednak deformacji powierzchni ciekłego metalu, które mogą w zmienić absorpcję promieniowania laserowego [207]. W przypadku, gdy promieniowanie laserowe pada na powierzchnię silnie zdeformowaną, przy kątach padania zbliżonych do  $80^{\circ}$  następuje wzrost współczynnika absorpcji. W konsekwencji można spodziewać się wyższej temperatury na powierzchni materiału i związanego z tym głębszego przetopienia. Hipoteza ta jest niemożliwa do zweryfikowania na podstawie przeprowadzonych badań, ponadto wzrost prędkości posuwu oraz ruch oscylacyjny nie powinien w istotnie zmieniać kształtu powierzchni strefy ciekłego metalu w stosunku do obróbki przy prędkościach posuwu 150 i 360 mm/min, dla których uzyskano dobrą zgodność wyników. Wzrost absorpcyjności wraz z prędkością liniową procesu, wykazany dla stali węglowej z różnymi pokryciami w pracy [7] rys.1.12, wskazuje, że przy prędkości 150 mm/min absorpcyjność wynosi około 50%, natomiast dla prędkości 1500 mm/min - 75%. Jednak wzrost absorpcyjności promieniowania o 25% nie tłumaczy prawie dwukrotnego wzrostu ilości przetopionego materiału.

Obliczenia modelowe powinny uwzględniać zmiany absorpcyjności zmieniające się z czasem, temperaturą i stanem powierzchni materiału. W obliczeniach początku procesu powinno się przyjąć wartość absorpcyjności dla warstwy grafitu koloidalnego wynoszącej około 60%. W następnym etapie, do osiągnięcia temperatury około  $1600^{\circ}\text{C}$ , dla warstwy tlenków metalu, dla której absorpcyjność wynosi około 10 - 20% (33 - 74% wg. [11]). Powyżej  $1600^{\circ}\text{C}$  przyjmowana jest absorpcyjność czystego płynnego metalu [7].

Ponieważ temperatura na powierzchni próbki przy oscylacjach i pod wiązką laserową przy wyższych prędkościach posuwu jest niższa niż dla 150 i 360 mm/min, warstwa grafitu i tlenków może tworzyć się w trakcie całej obróbki lub ulegać rozpadowi, ale czas oddziaływania wiązki z czystą powierzchnią jest znacznie krótszy niż przy małych prędkościach posuwu. Zatem można spodziewać się, że średni współczynnik absorpcji w tych przypadkach będzie większy w stosunku do obróbki, gdy występuje wyższa temperatura i dłuższy czas oddziaływania wiązki z materiałem.

Zjawisko wzrostu współczynnika absorpcji dla stali węglowej 0.4 C, pokrytej warstwą grafitu, wraz ze wzrostem prędkości posuwu stwierdzono, w pracy Traffold'a [7]. W badanym przez autorów przypadku, dla obróbki z przetopieniem powierzchni przy prędkości 2 mm/s absorpcyjność wynosi około 50%, a przy 18 mm/s 75%. Dla powierzchni bez przetopienia absorpcyjność również rosła wraz ze wzrostem prędkości posuwu i wynosiła 80% dla  $V_f = 22$  mm/s i 85% dla  $V_f = 30$  mm/s.

Eksperymentalne wielkości strefy przetopienia w funkcji wypadkowej prędkości posuwu, przedstawione na rysunku 3.27, wskazują, że przyjęcie w modelu wzrostu absorpcyjności wraz z prędkością posuwu, zgodnie z wynikami pracy Traffold'a nie pozwalają na pełne wyjaśnienie wpływu oscylacji na wielkość strefy przetopionej. Pole powierzchni przetopienia rośnie skokowo przy zastosowaniu oscylacji i jest, jak wcześniej pokazano, związane raczej z ilością oscylacji w trakcie oddziaływania wiązki z materiałem a nie prędkością liniową procesu.

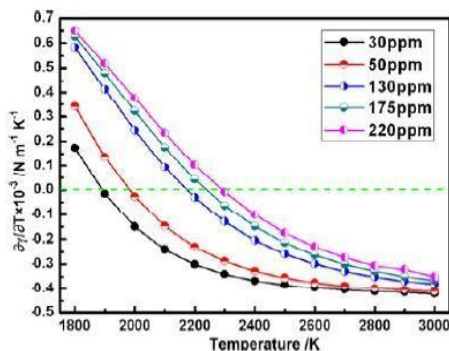


Rys. 3.27. Eksperymentalne wartości pola powierzchni strefy przetopienia w funkcji wypadkowej prędkości posuwu:  $\blacklozenge$  – z oscylacjami,  $\blacksquare$  – bez oscylacji.

Ważnym, chociaż nie do końca poznanym czynnikiem wpływającym na absorpcję promieniowania jest obecność pierwiastków powierzchniowo-czynnych, tlenków oraz warstwy absorpcyjnej na powierzchni materiału. We wszystkich przypadkach powierzchnia próbek była szlifowana, a na jej powierzchni występowała warstwa tlenków. W przypadku stali nierdzewnej jest to głównie tlenek chromu  $Cr_2O_3$  stabilny do temperatury około 2200°C. Próbki przed obróbką zostały dodatkowo pokryte warstwą grafitu koloidalnego. Grafit koloidalny zwiększa absorpcję promieniowania laserowego. W zależności od warunków procesu przyjmuje się, że na początku procesu 50 - 80% promieniowania jest

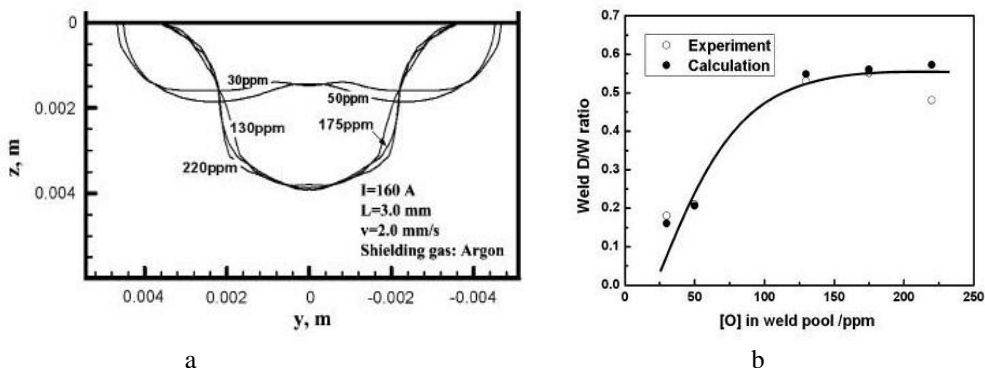
pochłaniane [7]. Jednak ta warstwa jest nietrwała, ulega degradacji w wysokiej temperaturze. Brak jest danych dotyczących temperatury, do jakiej ta warstwa jest trwała. Obecność grafitu powoduje, że w obszarze oddziaływania wiązki laserowej występuje węgiel, który ma zdolność redukcji tlenu z tlenków metali. Na podstawie wykresów Elinghamm'a można spodziewać się dla tlenku  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  procesu redukcji tlenu w temperaturze około 1827 K (1600°C) [208]. Powyżej tej temperatury występuje metal bez warstwy tlenkowej, a tlen może dyfundować do metalu zwiększając jego stężenie przy powierzchni.

Obecność śladowych ilości tlenu w ciekłym metalu powoduje zmniejszenie napięcia powierzchniowego cieczy i jej bardziej intensywny przepływ. Zjawisko to prowadzi do zmian kształtu strefy przetopienia i wzrostu jej głębokości, podobnie jak w przypadku siarki. Prace Heipl'a wskazywały na słaby wpływ tlenu na gradient napięcia powierzchniowego tłumaczony dużą reaktywnością z pierwiastkami, które neutralizują jego działanie. W przyjętym modelu nie uwzględniono tego czynnika, gdyż w większości prac stwierdzono, że wpływ wolnego tlenu jest redukowany przez inne pierwiastki wchodzące z nim w reakcje. W przypadku analizowanej stali jest to głównie Mn. Ponadto brak jest danych dotyczących zmian wartości napięcia powierzchniowego, jakie wprowadza obecność tlenu. Ostatnie badania [210, 211] z 2010 i 2011 roku dowodzą, że w przypadku spawania metodą TIG tlen może mieć duży wpływ na kształt strefy przetopionej również w przypadku stosowania atmosfery ochronnej takiej jak argon. Na rysunku 3.28 przedstawiono dla układu Fe-O wpływ napięcia powierzchniowego w funkcji temperatury dla różnych koncentracji tlenu, obliczonej w pracy Sahoo [212]. Gradient napięcia powierzchniowego jest dodatni tylko do pewnej temperatury zależnej od stężenia tlenu. Powyżej temperatury 2300 K (ok. 2000°C), nawet przy dużych stężeniach tlenu, jego wartość jest ujemna. W związku z tym najbardziej intensywny przepływ ciekłego metalu występuje w niskiej temperaturze zbliżonych do temperatury topnienia.



Rys.3.28. Wpływ stężenia tlenu na gradient napięcia powierzchniowego w funkcji temperatury dla układu Fe-O [212].

Pominięcie wpływu tlenu wydaje się czynnikiem, który może tłumaczyć rozbieżność wyników obliczeniowych i eksperymentalnych dla większych prędkości posuwu oraz powstanie dużych wielkości strefy przetopionej w przypadku zastosowania oscylacji. W pracy Dong'a i współautorów [210] dotyczących konwencjonalnego spawania stali nierdzewnej stwierdzono, że uwzględnienie wpływu tlenu na napięcie powierzchniowe pozwala na uzyskanie wyników teoretycznych znacznie bardziej zbliżonych do rzeczywistych. Na rysunku 3.29a przedstawiono kształt strefy przetopienia obliczony numerycznie dla różnych zawartości tlenu w stali nierdzewnej 316. Wykres 3.29b przedstawia wartości eksperymentalne i teoretyczne wpływu zawartości tlenu na kształt strefy spawanej.



Rys.3.29. Kształt strefy przetopienia obliczony numerycznie dla różnych zawartości tlenu w stali nierdzewnej 316 - a. Wartości eksperymentalne i teoretyczne stosunku głębokości do szerokości D/W strefy spawanej w funkcji zawartości tlenu - b [210].



### 3.6. Model fizyczny procesu przetapiania powierzchni w obecności tlenu

W przypadku przetapiania badanej stali kwasoodpornej 304 wiązką laserową w atmosferze argonu ilość tlenu w stopie może być zbyt niska (poniżej 30 ppm), aby wystąpił ujemny gradient napięcia powierzchniowego. Wraz ze wzrostem temperatury występuje dysocjacja tlenków, np. tlenku manganu  $2\text{MnO} \rightarrow 2\text{Mn} + \text{O}_2$  w temperaturze około 2000 K, a w obecności węgla już w 1870 K. W temperaturze 1873 K (1600°C) następuje również dysocjacja występujących na powierzchni tlenków  $\text{Cr}_2\text{O}_3$ . Tlen dyfunduje do stopu powodując chwilową zmianę napięcia powierzchniowego zanim temperatura w ciekłym metalu spadnie i utworzy tlenki z innymi składnikami stopu, np. Mn. Gdy temperatura na powierzchni przekroczy pewną krytyczną wartość  $T_k$ , zależną od stężenia tlenu, następuje zmiana znaku napięcia powierzchniowego na ujemny (rysunek 3.30). Zatem dla stopu o niskiej zawartości tlenu tylko w określonym przedziale temperatury  $T_o - T_k$  występuje dodatni gradient napięcia powierzchniowego spowodowany obecnością tlenu, który zwiększa głębokość strefy przetopienia oraz stosunek głębokości do szerokości  $D/W$ .

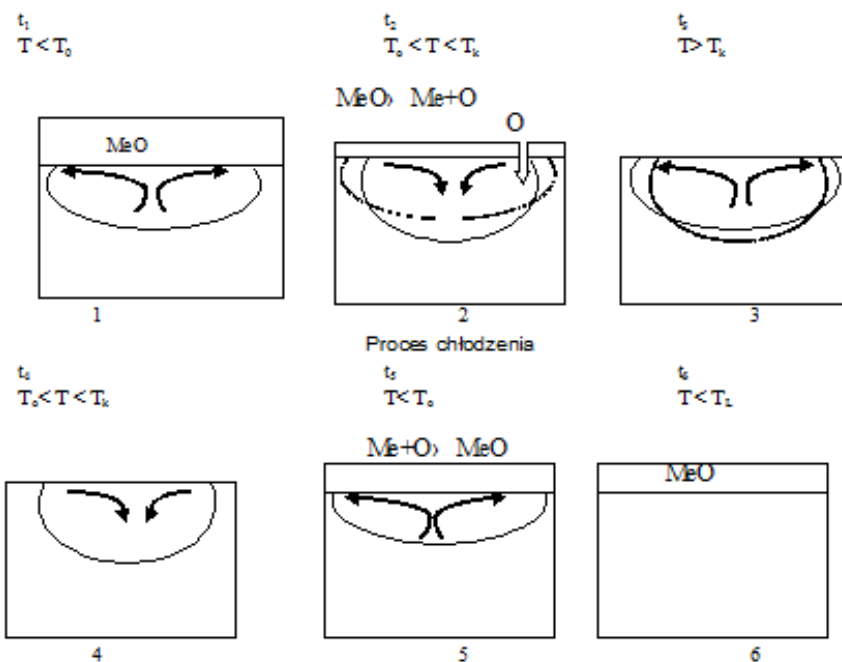
Przyjmując, że stężenie tlenu wynosi 50 ppm, dodatniego gradientu napięcia powierzchniowego można spodziewać się w przedziale temperatury 1873 – 2000 K (1600 – 1727°C). Dla większych zawartości tlenu, powyżej 130 ppm, temperatura krytyczna wynosi około 2300 K (2027°C). Wzrost temperatury powyżej tego przedziału powoduje ponowną zmianę znaku napięcia powierzchniowego  $-\delta\sigma/\delta T$  i związaną z tym zmianę kierunku przepływu cieczy od środka przetopienia do brzegów. Zmiana kierunku przepływu powoduje, że głębokość przetopu nie rośnie, natomiast może występować wzrost jej szerokości.

Gdy wiązka się przesuwa, stopiony materiał zaczyna stygnąć, temperatura na powierzchni maleje i następuje zmiana znaku gradientu napięcia powierzchniowego na dodatni po przekroczeniu temperatury  $T_k$ , ponownie następuje zmiana znaku gradientu napięcia powierzchniowego na ujemny. Poniżej  $T_o$  (1600°C) na powierzchni tworzą się tlenki, a następnie materiał zaczyna krzepnąć w temperaturze 1623 K (1450°C). Schemat modelu przedstawia rysunek 3.30. Można wyróżnić następujące etapy procesu.

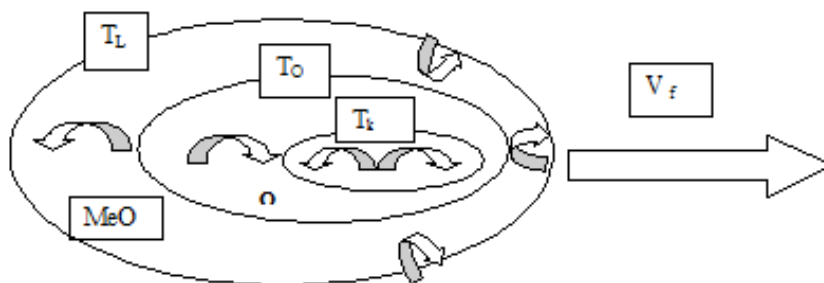
1. Początkowo, w chwili  $t_1$  temperatura na powierzchni ciekłego metalu jest niższa niż temperatura  $T_o$ , w której następuje redukcja tlenków. Materiał topi się pod warstwą tlenkową. Gradient napięcia powierzchniowego jest ujemny. W związku z tym przepływ cieczy występuje od środka do brzegów. Kształt przetopu jest płytki i szeroki.
2. Po przekroczeniu temperatury  $T_o$  następuje rozpad tlenków. Tlen dyfunduje do ciekłego metalu i po osiągnięciu odpowiedniego stężenia powoduje zmianę znaku  $+\delta\sigma/\delta T$ . Występuje zmiana kierunku przepływu cieczy od brzegów do środka przetopu. Głębokość przetopienia rośnie.
3. Dalszy wzrost temperatury powoduje zmianę znaku gradientu napięcia powierzchniowego na ujemny w temperaturze  $T_k$ . Dla układu Fe-O przy zawartości tlenu 130 ppm temperatura  $T_k$  wynosi około 2300 K. Kierunek przepływu cieczy zmienia się, nie występuje dalszy wzrost głębokości przetopienia, zwiększa się szerokość przetopu.
4. Po czasie  $t_4$  następuje chłodzenie materiału. Wiązka przesuwa się i temperatura na powierzchni przetopionego metalu maleje. W przedziale temperatury pomiędzy temperaturą  $T_k$  i temperaturą tworzenia tlenków, jeśli stężenie tlenu jest odpowiednio wysokie, może dojść do ponownej zmiany znaku napięcia powierzchniowego i kierunku przepływu. Jest dość prawdopodobne, że koncentracja O jest niższa niż w etapie 2 na skutek reakcji z innymi pierwiastkami i zjawisko to może wówczas nie wystąpić.
5. Dalsze chłodzenie powoduje powstawanie tlenków metalu na powierzchni. Stężenie tlenu w metalu i temperatura ciekłego metalu maleje osiągając zakres, w którym gradient napięcia jest ujemny i kierunek przepływu jest od środka do brzegów.
6. Materiał krzepnie. Na powierzchni utworzyła się warstwa tlenków.

W przypadku, gdy stężenie tlenu jest odpowiednio wysokie już w momencie rozpoczęcia procesu topnienia etap 1 nie wystąpi. W zakresie  $T_L-T_k$  występuje dodatni gradient napięcia powierzchniowego.

Na rysunku 3.31 przedstawiono schemat przepływu ciekłego metalu na powierzchni z uwzględnieniem ruchu próbki. W obszarze oddziaływania wiązki można obserwować kilka stref o różnym charakterze przepływu cieczy, związanych z różnicą temperatury występującą na powierzchni oraz różnym stężeniem tlenu, opisanym w schemacie na rysunku 3.30.



Rys.3.30. Schemat przepływu ciekłego metalu pod wpływem wiązki laserowej w przypadku obecności tlenu.  $T_L$  - temperatura topnienia - 1720 K (1450°C),  $T_0$  - temperatura dysocjacji tlenków, około 1870 K (1600°C),  $T_K$  - temperatura krytyczna zmiany znaku napięcia powierzchniowego stali z rozpuszczonym tlenem, około 2300 K; Me - metal.



Rys.3.31. Schemat ruchu cieczy na powierzchni ciekłego metalu przy ruchu próbki.

Obecność tlenu może tłumaczyć wzrost efektywności procesu przetapiania ze wzrostem prędkości posuwu. Przy wyższych prędkościach temperatura na powierzchni jest niższa a więc może nie osiągnąć temperatury krytycznej  $T_k$ , ponieważ wartość  $\delta\sigma/\delta T$  jest wysoka w niższej temperaturze. Zapewnia to intensywniejszy ruch cieczy i w konsekwencji głębsze przetopienie. Ponadto, za osią

wiązki laserowej wielkość obszaru, w którym występuje korzystny zakres temperatury rośnie wraz ze wzrostem prędkości posuwu. Widoczne jest to na rozkładach temperatury obliczonych według przyjętego modelu.

W przypadku ruchu oscylacyjnego opisany proces rozpadu tlenków i ponownego ich tworzenia ma miejsce kilkakrotnie w ciągu jednej, pełnej oscylacji. Powoduje to, że ilość tlenu w ciekłym metalu jest większa niż dla przetapiania liniowego. Ponieważ prędkości wypadkowe ruchu próbki są duże, temperatura na powierzchni nie osiąga wartości krytycznej  $T_k$ , powyżej której następuje ponowna zmiana kierunku przepływu. Zakres temperatury  $T_0$ -  $T_k$ , w którym występuje korzystny kierunek przepływu cieczy od brzegów do centrum strefy przetopionej trwa dłużej niż dla przetapiania liniowego, co w konsekwencji prowadzi do większych głębokości przetopienia.

W celu oceny możliwości wystąpienia opisanego w modelu zjawiska oszacowano czas charakterystyczny. Czas charakterystyczny to miara czasu niezbędną aby przeprowadzić układ z jednego stanu ruchu do drugiego. Założono, że zmiana pędu cieczy jest wywołana zmianą naprężeń stycznych związanych z napięciem powierzchniowym cieczy.

$$\begin{aligned}\frac{\tau}{L} &= \frac{\rho v}{t} \\ \tau &\sim \nabla \sigma \sim \frac{\sigma}{L} \\ t &= \left(\frac{\rho v}{\sigma}\right) \cdot L^2\end{aligned}$$

Dla rozpatrywanego przypadku przetapiania stali przyjęto do oszacowania następujące dane: gęstość cieczy  $\rho = 7000 \text{ kg/m}^3$ , prędkość cieczy  $v = 0.1 \text{ m/s}$ , wymiar cieczy na powierzchni  $L = 10^{-3} \text{ m}$ , zmiana napięcia powierzchniowego na odcinku 1 mm około  $\sigma = 0.2 \text{ N/m}$

Czas charakterystyczny uzyskany w wyniku szacowania wyniósł  $3.5 \cdot 10^{-3} \text{ s}$ , a więc znacznie mniej od czasu oddziaływania wiązki z materiałem, który w zależności od prędkości posuwu wynosi 1.25 - 0.17 s. Postulowana zmiana kierunku przepływu cieczy na skutek zmiany znaku gradientu napięcia powierzchniowego jest zatem możliwa.

Doświadczalne potwierdzenie tej hipotezy jest trudne ze względu na bardzo małe stężenia tlenu, przy których może zachodzić opisany proces oraz duże prędkości reakcji. Badania stężenia tlenu poniżej 1% w próbce są obarczone dużym błędem i praktycznie niemożliwe. Małe ilości tlenu w zakrzepniętym materiale nie przesądzą o braku wpływu tego pierwiastka na przepływ cieczy pod wiązką laserową,

gdyż może on wchodzić w reakcje na powierzchni tworząc tlenki metalu. Zatem nie jest to badanie jednoznacznie rozstrzygające czy przedstawiona teoria jest słuszna.

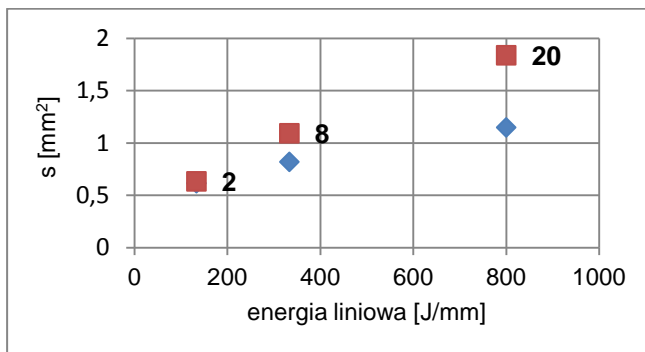
Argumentem za przyjęciem przedstawionej powyżej hipotezy może być kształt przetopu w kierunku prostopadłym do posuwu. Na zdjęciu 3.32, strefy przetopionej stali 0H18N9 można zaobserwować nakładanie się dwóch kształtów strefy przetopienia płytkiego i głębokiego przy dłuższym czasie oddziaływania wiązki laserowej z materiałem.



Rys.3.32. Kształt strefy przetopienia stali 304, prędkość posuwu 150 mm/min.

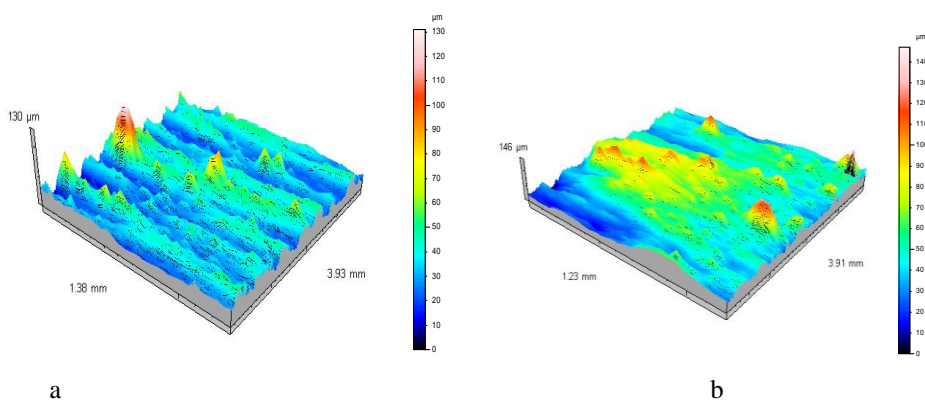
W przypadku ruchu oscylacyjnego stwierdzono, że głębokość przetopienia rośnie wraz z liczbą przejść wiązki laserowej w ciągu jednej oscylacji. Może to być związane z opisanym rozpadem i tworzeniem tlenków na powierzchni. Zjawisko to prowadzi do wzrostu ilości tlenu w strefie przetopienia proporcjonalnie do częstości oddziaływania wiązki z materiałem, w których temperatura na powierzchni osiąga temperaturę  $T_o$  rozpadu tlenków.

Związany z ruchem oscylacyjnym wzrost wielkości strefy przetopienia ma duże znaczenie praktyczne. Na rysunku 3.32 przedstawiono wykres pola powierzchni strefy przetopienia dla procesu bez i w obecności oscylacji próbki w funkcji energii liniowej procesu, definiowanej jako stosunek mocy wiązki do prędkości posuwu. Cyfry oznaczają ilość przejść wiązki laserowej w ciągu jednej oscylacji. Wraz ze wzrostem liczby oddziaływań wiązki z materiałem efektywność procesu rośnie. Przy 20 przejściach występuje 60% wielkości strefy przetopienia w stosunku do przetapiania bez oscylacji przy identycznej energii liniowej procesu.



Rys.3.33. Wielkość strefy przetopienia stali 304 z i bez zastosowania ruchu oscylacyjnego w funkcji energii procesu. ◆ - liniowe, ■ - oscylacje. Cyfry oznaczają liczbę oddziaływań wiązki z materiałem przy ruchu oscylacyjnym.

Innym zjawiskiem wiążącym się z proponowanym modelem jest zmiana geometrii powierzchni, występująca w przypadku ruchu oscylacyjnego. Przy ruchu oscylacyjnym i dużych prędkościach posuwu na powierzchni pojawia się regularna chropowatość widoczna na rysunku 3.34 a. Jest to zjawisko niekorzystne, gdyż wiąże się ze wzrostem wysokości chropowatości, co zostało przedstawione w rozdziale 6. Efekt ten może być związany z kierunkiem termokapilarnego ruchu cieczy zgodnie modelem zaproponowanym w pracy [86] i przedstawionym na rysunku 1.16 w rozdziale 1.2. Regularności takiej nie obserwuje się przy ruchu liniowym, rys. 3.34 b. Jeśli w momencie krzepnięcia występuje dodatni gradient napięcia powierzchniowego, to na zakrzepniętej powierzchni może pojawić się regularna chropowatość przedstawiona na rysunku a.



Rys.3.34. Widok stereometryczny powierzchni a - przetop z oscylacjami przy prędkości posuwu 900 mm/min, b - bez oscylacji.

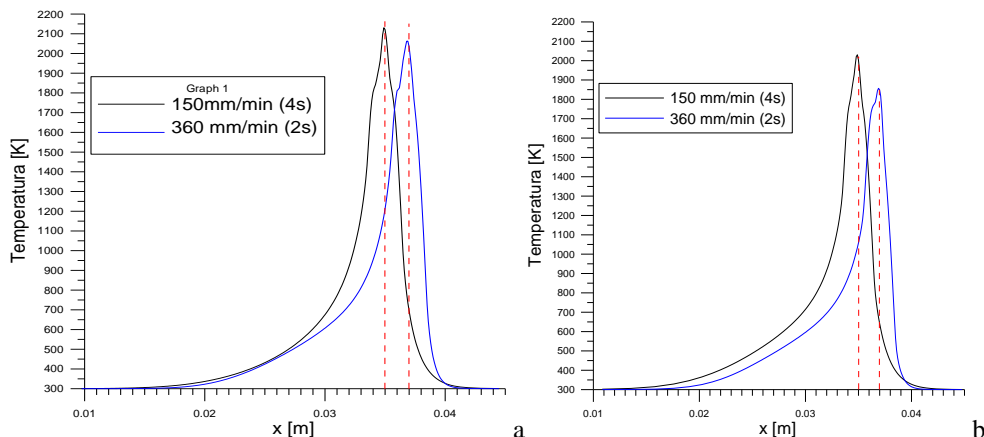
Przedstawione wyniki wskazują, że w modelu procesu powinien zostać uwzględniony wpływ tlenu na napięcie powierzchniowe ciekłego metalu. Obecność tego pierwiastka może tłumaczyć rozbieżności wyników teoretycznych i doświadczalnych otrzymywanych dla głębokości strefy przetopionej. Ze względu na duży stopień trudności obliczeń numerycznych badania te nie zostały dotychczas przeprowadzone.

Zastosowanie ruchu oscylacyjnego umożliwia znaczne oszczędności energii w celu uzyskania przetopu o porównywalnej wielkości. Efekt ten może być wykorzystany we wszystkich obróbkach powierzchniowych związanych z przetopieniem powierzchni oraz w przypadku płytkiego spawania.

### 3.7. Analiza temperatury w obszarze nagniatania

Przeprowadzone obliczenia z zadowalającą dokładnością pozwalają oszacować rozkład temperatury na powierzchni materiału zakrzepniętego za wiązką laserową, w strefie, w której prowadzony jest proces nagniatania powierzchniowego. Na rysunku 3.35 przedstawiono rozkład temperatury wzdłuż osi  $x$  na powierzchni próbki dla obu prędkości skanowania obliczonych według modelu. Prędkość posuwu wpływa na rozkład temperatury na powierzchni próbki w obszarze bezpośredniego oddziaływania wiązki laserowej z materiałem, tj. około 1.5 - 2 mm od osi wiązki laserowej.

W tabeli 3.8. przedstawiono, wyznaczone na podstawie przyjętego modelu wielkości strefy przetopienia, temperaturę maksymalną oraz odległość od osi wiązki laserowej do punktu, w którym temperatura na powierzchni wynosi 400 K i 800 K. Odległości te mierzono wzdłuż osi  $x$ .



Rys.3.35. Rozkład temperatury na powierzchni materiału wzdłuż osi  $x$  dla dwóch prędkości skanowania a - bez i b - przy zastosowaniu oscylacji. Czerwona przerywana linia oznacza położenie ogniska wiązki.

Ze względu na konstrukcję i możliwość uszkodzenia głowicy nagniatącej na skutek nagrzewania wiązka laserowa, minimalna odległość elementu nagniatanego od osi wiązki laserowej nie powinna być mniejsza niż 3 - 4 mm. W odległości 4 mm temperatura na powierzchni próbki wynosi około 800 K, a obliczenia wskazują na niewielkie różnice temperatury w zależności od zastosowanej prędkości skanowania w badanym zakresie posuwu. Przy prędkości  $V_f = 150$  mm/min odpowiada to temperaturze 800 K, a dla 360 mm/min około 740 K. W przypadku zastosowania ruchu oscylacyjnego temperatura za wiązką laserową jest nieco wyższa niż przy tej samej prędkości posuwu bez oscylacji i jest równa 840 K i 800 K odpowiednio do prędkości posuwu. Proces stygnięcia materiału jest wolniejszy, co z punktu widzenia obróbki mechanicznej jest korzystne, gdyż umożliwia przeprowadzenie procesu nagniatania w wyższej temperaturze, w których materiał ma wysoką plastyczność. Za wiązką laserową, na powierzchni materiału, temperatura 400 - 800 K występuje w odległości 3.5 - 15 mm od osi wiązki laserowej w zależności od warunków procesu. Wielkość obszaru o podwyższonej temperaturze jest zatem wystarczająco duża do podjęcia obróbki mechanicznej nagniataniem dla prędkości posuwu w zakresie 150 - 900 mm/min przy mocy promieniowania 2 kW.

Pomimo przyjęcia złożonego modelu procesu dobrą zgodność wyników teoretycznych i doświadczalnych dotyczącą kształtu i głębokości przetopu uzyskano tylko w przypadku przetapiania powierzchni stali bez oscylacji przy prędkościach 150 i 360 mm/min. W związku z tym głębokość przetopienia powinna być wyznaczana w sposób doświadczalny. Dla stali 304 przy badanych parametrach głębokość



strefy przetopionej wynosiła od 0.2 do 0.8 mm. Konstrukcja narzędzi nagniatających powinna zapewnić możliwość wprowadzenia zgniotu w obszarze o głębokości do 1 mm.

Tabela 3.8. Wielkości obliczone z modelu strefy przetopienia, maksymalna temperatura oraz odległość od osi wiązki laserowej do punktu, w którym temperatura na powierzchni wynosi 400 K i 800 K.

Prędkość skanowania [mm/min]	Głębokość przetopienia [mm]	Szerokość przetopienia [mm]	Temperatura maksymalna [K]	Obszar o temperaturze powyżej 400 K	Obszar o temperaturze powyżej 800 K
150	0.85	1.44	2130	11	4
360	0.67	1.3	2062	13	4
900	0.37	1.0	1848	15	3.5
150 osc	0.44	3.2	2040	15	4
360 osc	0.2	2.44	1800	14	4

### 3.8. Wnioski

Przeprowadzone badania wykazały, że obliczenia numeryczne mogą być przydatne w przypadku analizy rozkładu temperatury w materiale w obszarze, w którym planowane jest przeprowadzenie nagniatania powierzchniowego. Występuje dobra zgodność wyników teoretycznych i doświadczalnych, gdy czynnikiem decydującym o rozkładzie temperatury jest przewodnictwo cieplne oraz radiacja. Potwierdzone to zostało przez badania rozkładu temperatury na powierzchni materiału przetapianego kamerą termowizyjną. Wielkość obszaru za wiązką laserową o podwyższonej temperaturze, w której plastyczność materiału jest wyraźnie większa niż w temperaturze otoczenia wynosi około 10 mm. Dla analizowanej stali 0H18N9 obszar o temperaturze rzędu 400-800 K występuje w odległości 3.5-15 mm od osi wiązki laserowej w zależności od prędkości posuwu. Jest on wystarczający do podjęcia próby nagniatania powierzchniowego. Wprowadzenie ruchu oscylacyjnego w kierunku prostopadłym do kierunku posuwu powoduje zmniejszenie prędkości chłodzenia przetapianego materiału za wiązką laserową i zwiększenie obszaru o podwyższonej temperaturze.

W przypadku obliczeń wielkości i kształtu strefy przetopienia dobrą zgodność uzyskano tylko dla małych prędkości posuwu. W pozostałych analizowanych przypadkach występują znaczące rozbieżności wyników teoretycznych i doświadczalnych. Rozbieżności te można wyjaśnić przyjmując

zaproponowany model procesu topnienia z uwzględnieniem oddziaływania tlenu. Konieczne są dalsze, bardziej szczegółowe prace w celu potwierdzenia zaproponowanego modelu. Na obecnym etapie badań głębokość strefy przetopionej powinna zostać wyznaczona doświadczalnie. Największa grubość strefy przetopienia przy najdłuższym czasie oddziaływania wiązki z materiałem tj. najmniejszej analizowanej prędkości posuwu 150 mm/min wynosiła 0.9 mm. Parametry procesu nagniatania w przypadku obróbki umacniającej powinny zostać tak dobrane aby zapewnić redukcję rozciągających naprężeń własnych w tym obszarze.

## **4. Obróbka hybrydowa z zastosowaniem nagniatania ślizgowego**

Prace nad obróbką laserowo–mechaniczną OLM obejmowały opracowanie, wykonanie, wdrożenie do badań głowic do obróbki powierzchniowej nagniataniem, systemu ich mocowania i pozycjonowania, które mogłyby współpracować z urządzeniem laserowym podczas równoczesnego przetapiania laserowego i obróbki powierzchniowej nagniataniem ślizgowym w podwyższonej temperaturze.

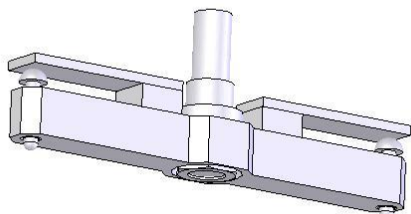
### **4.1. Stanowisko obróbkowe**

Celem połączenia oddziaływań procesów: laserowej modyfikacji, nagniatania ślizgowego w podwyższonej temperaturze oraz na zimno jest uzyskanie, dla materiałów o wysokiej twardości i niskiej plastyczności, wygładzenia powierzchni, wytworzenia nowej korzystnej SGP oraz umocnienia WW zgniotem. Obróbka laserowo–mechaniczna powinna zapewnić warstwę wierzchnią bez mikropęknięć ze ściskającymi naprężeniami wewnętrznymi generowaną wskutek oddziaływań obróbki powierzchniowej zgniotem.

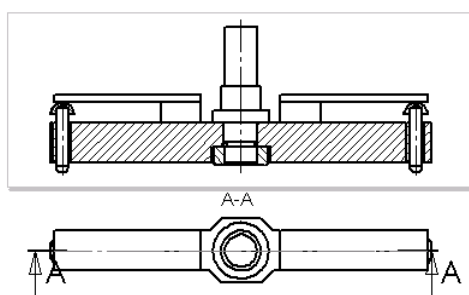
Efektywne wykorzystanie pozytywnych oddziaływań obu tych procesów jest możliwe tylko wówczas, gdy warstwa wierzchnia poddawana procesowi obróbki powierzchniowej zgniotem ma temperaturę na tyle wysoką, że materiał jest dostatecznie plastyczny. Stan taki, dla stali można osiągnąć, gdy odległość od osi ogniska do strefy obróbki powierzchniowej zgniotem nie przekracza 3 – 11 mm a obróbka odbywa się przy odpowiednio dobranej szybkości posuwu ( $V_f$ ). Ze względu wymiary i położenie układu optycznego lasera obróbkowego konieczne jest by wymiary narzędzi nagniatających były możliwie małe. W oparciu o analizę literatury oraz wyniki badań wstępnych powstały założenia do budowy stanowiska do mikroobróbki mechanicznej nagniataniem ślizgowym.

Stwierdzono, że brak jest odpowiednich handlowych głowic, które można by bezpośrednio lub po modyfikacjach zastosować na stanowisku laserowym. Z tego względu konieczne było zaprojektowanie i wykonanie specjalnie do tego celu przystosowanej głowicy nagniatającej. Jej konstrukcja ma za zadanie osiągnąć dwa cele: uzyskać korzystną gładszą strukturę geometryczną powierzchni, która pozwoli na eliminację procesu szlifowania lub zmniejszenie naddatków obróbkowych po

procesie obróbki laserowej związanej z przetopieniem oraz wyeliminowanie naprężeń rozciągających w warstwie wierzchniej. W tym celu poprzez dobór ich ugięcia po uprzednim wzorcowaniu układu. Na rys. 4.1, 4.2 przedstawiono zaprojektowaną i wykonaną głowicę zgodnie z powyższymi założeniami. Jest ona wyposażona w osłony termiczne umożliwiające nagniatanie w bezpośrednim sąsiedztwie ogniska wiązki laserowej; w tym przypadku podczas obrotu głowicy jej ramię wchodzi w strefę oddziaływania wiązki laserowej, a energia promieniowania laserowego jest pochłaniana przez osłonę termiczną. Ze względu na krótki czas oddziaływania wiązki laserowej na osłony termiczne przyrost ich temperatury jest niewielki i dopuszczalny.



Rys.4.1. Widok głowicy do nagniatania ślizgowego.

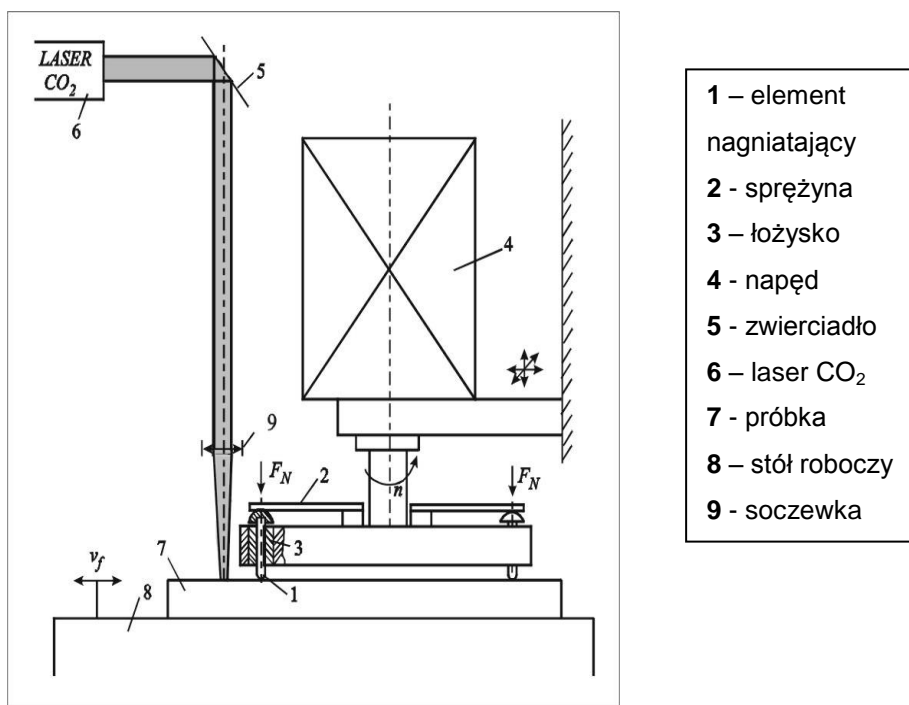


Rys.4.2. Rysunek głowicy do nagniatania ślizgowego

Głowicę napędzano wiertarką o dużym momencie obrotowym, regulowanej prędkości obrotowej i łożyskowaniu umożliwiającym przenoszenie znacznych sił osiowych. Wraz z układem napędowym mocowana jest do konstrukcji nośnej, a układ przesuwu wzdłuż osi x, y, z umożliwia właściwe jej ustawienie względem wiązki laserowej, rys. 4.3. W takim układzie stanowiska przeprowadzono wstępne badania wpływu parametrów procesu nagniatania na efekty obróbki hybrydowej.

Zaprojektowany i wykonany układ mocowania i pozycjonowania oraz głowica do nagniatania ślizgowego umożliwiają łączenie przetapiania laserowego z nagniataniem ślizgowym z możliwością regulacji:

- siły nacisku elementów nagniatających na obrabianą powierzchnię,
- intensywności procesu nagniatania poprzez dobór prędkości obrotowej głowicy nagniatającej i prędkości posuwu,
- temperatury procesu poprzez odpowiednie ustawienie położenia głowicy nagniatającej względem ogniska wiązki laserowej i dobór posuwu obrabianej próbki.



Rys.4.3. Schemat stanowiska do obróbki laserowo-mechanicznej.

## 4.2. Badania wstępne obróbki hybrydowej

Przeprowadzono badania wstępne nad możliwością zastosowania zaprojektowanego urządzenia do nagniatania ślizgowego powierzchni jednocześnie z modyfikacją laserową WW. Badania obróbki mechanicznej były realizowane dla warstw wierzchnich charakteryzujących się wysoką twardością i niską plastycznością. Przeprowadzenie badań wstępnych było niezbędne gdyż jest to nowy sposób obróbki powierzchniowej i brak jest danych dotyczących podstaw fizycznych procesu w zakresie nagniatania materiałów przetapianych laserowo w podwyższonej temperaturze. Konieczne było ustalenie najistotniejszych czynników wpływających na efekty obróbki oraz zakresu parametrów obróbki laserowo–mechanicznej w którym proces modyfikacji WW przebiega prawidłowo. Wyniki badań wstępnych były podstawą do określenia zakresu parametrów OLM w eksperymencie planowanym przeprowadzonym w kolejnym etapie badań.

Celem badań wstępnych było wyznaczenie poprawnego zakresu pracy głowicy nagniatającej; ocena wpływu warunków obróbki laserowo–mechanicznej na chropowatość powierzchni i mikrostrukturę najczęściej modyfikowanych laserowo materiałów odznaczających się wysoką twardością.

Zakres badań wstępnych obejmował:

- montaż oprzyrządowania do obróbki mechanicznej na stanowisku laserowym,
- synchronizację procesu obróbki laserowej i nagniatania ślizgowego,
- dobór optymalnych ze względu na SGP parametrów obróbki laserowo mechanicznej,
- pomiary i analizę chropowatości powierzchni po obróbce hybrydowej dla różnych wariantów parametrów obróbki,
- badania mikrostruktury warstwy wierzchniej materiału na mikroskopie optycznym i SEM i TEM.

Hybrydową metodę obróbki laserowo – mechanicznej warstwy wierzchniej zastosowano w dwóch procesach: laserowego hartowania stali 45 z przetopieniem warstwy wierzchniej oraz procesu stopowania tej stali Stellitem 6. W pierwszym etapie badań określono optymalne parametry procesów laserowej obróbki, wykorzystując doświadczenia zebrane podczas wykonywania poprzednich prac [189]. Kryteriami doboru parametrów OLM były: głębokość przetopienia, chropowatość powierzchni, wynikowa twardość bądź odporność na zużycie ściernie.

Głowica do nagniatania ślizgowego wraz zespołem do regulacji została zamontowana na stanowisku do obróbki laserowej. Na rysunku 4.4 przedstawiono zdjęcia stanowiska do obróbki laserowo–mechanicznej, na których widoczny jest sposób montażu urządzenia oraz próbek. Zbudowane stanowisko pozwalało na szeroką regulację następujących parametrów obróbki:

- odległość głowicy od powierzchni – w osi  $z$  –  $H$ ,
- odległość elementów nagniatających od osi wiązki laserowej w osi  $x$  –  $X$ ,
- prędkość obrotową głowicy –  $V_{obr.}$ ,
- prędkość posuwu –  $V_f$ .



Rys.4.4. Zdjęcie głowicy do nagniatania ślizgowego, głowicy laserowej i stołu z zamontowaną próbką.

Przeprowadzono próby wyznaczenia optymalnych ustawień narzędzia w stosunku do powierzchni obrabianej, tj. płaskiej powierzchni stali węglowej normalizowanej 45 po szlifowaniu oraz synchronizację procesu obróbki laserowej i nagniatania ślizgowego.

Na etapie badań wstępnych analizowano wpływ siły nacisku elementów nagniatających na obrabianą powierzchnię, wpływ temperatury procesu nagniatania, a także intensywność nagniatania na SGP i mikrostrukturę WW.

#### 4.2.1. Hartowanie przetopieniowe stali 45 z nagniataniem ślizgowym

W wyniku badań wstępnych ustalono warunki prowadzenia procesu hartowania laserowego. Stwierdzono, że najkorzystniejsze rezultaty tj. wysoką twardość, dużą głębokość strefy zahartowanej oraz najniższą chropowatość uzyskuje się przy następujących parametrach obróbki: moc lasera – 2 kW, prędkość skanowania od

300 mm/min do 600 mm/min, średnica wiązki na powierzchni materiału od 2 do 3 mm. Jako gaz osłonowy stosowano argon z wydatkiem 10 l/min z dyszy o średnicy otworu 4 mm. Dla obróbki laserowo–mechanicznej odległość między osiami wiązki i elementów nagniatających zmieniano od 4 do 10 mm (w zależności od prędkości skanowania), siłę nacisku – od 50 do 100 N, a prędkość obrotową głowicy ustalono na 550 i 220 obr/min.

W pierwszym etapie dokonano doboru siły nacisku elementów nagniatających. Siła elementów nagniatających regulowana była napięciem sprężyn dociskających elementy nagniatające do obrabianej powierzchni zakres regulacji wynosił od 0 do 300 N.

Na oddziaływanie narzędzia na materiał istotny wpływ mają również własności plastyczne materiału. Z tego względu badania prowadzono na stali 45, na której planowana była dalsza obróbka laserowo – mechaniczna, a ich celem było określenie zakresu nacisków narzędzia na obrabianą powierzchnię, w którym występuje prawidłowe działanie głowicy. Po wstępnych badaniach stwierdzono, że poszukiwany zakres sił dla stali hartowanej to 50 – 100 N.

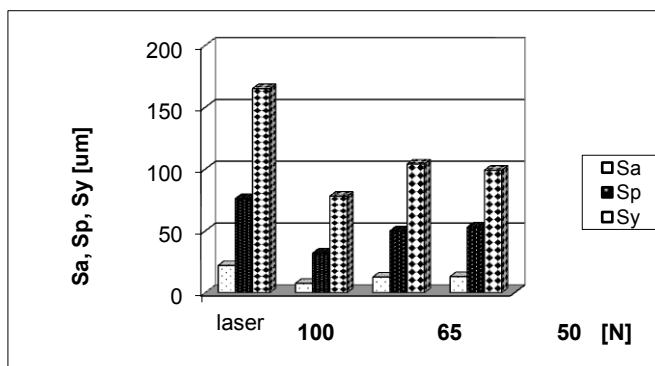
W tabeli 4.1 przedstawiono wyniki pomiarów parametrów chropowatości 3D i 2D uzyskanych dla pojedynczych ścieżek hartowanych laserowo przy prędkości  $V_f = 300$  mm/min dla różnych sił. Przyjęto stałą odległość narzędzia nagniatającego od osi wiązki laserowej 8 mm, co zapewniało temperaturę w strefie obróbki pierwszego elementu nagniatającego około 550 K i 450 dla drugiego.

Tabela 4.1. Wartości parametrów chropowatości po hartowaniu laserowym i obróbce hybrydowej z różnymi siłami nagniatania ( $P = 2$  kW,  $V_f = 300$  mm/min,  $d = 2,5$  mm,  $X = 8$  mm i  $V_{obr} = 550$  obr/min).

F [N]	Parametry 3D			Parametry 2D			
	$S_a$ [ $\mu\text{m}$ ]	$S_p$ [ $\mu\text{m}$ ]	$S_y$ [ $\mu\text{m}$ ]	$R_a$ [ $\mu\text{m}$ ]	$R_z$ [ $\mu\text{m}$ ]	$W_a$ [ $\mu\text{m}$ ]	$W_t$ [ $\mu\text{m}$ ]
100	7,5	32	78	2.9	26	3	11
65	12,6	50	104	8.2	49	6	23
50	13	53	99	8	56	10	44
0	22	76	165	17	102	18	64

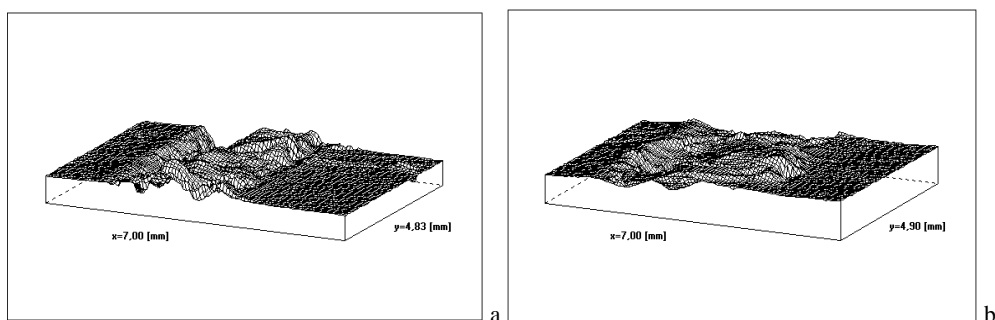
Najniższe wysokości chropowatości uzyskano dla największej siły 100 N, rys. 4.5. Zastosowanie obróbki hybrydowej pozwoliło na dwukrotne zmniejszenie wielkości chropowatości całej strefy przetopienia (parametry 3D) w stosunku do wyników otrzymanych po laserowym hartowaniu. W centralnej strefie przetopienia stwierdzono prawie sześciokrotną redukcję wysokości chropowatości i falistości powierzchni, na co wskazują parametry profilu mierzonego wzdłuż osi ścieżki.





Rys.4.5. Wartości stereometrycznych parametrów chropowatości przy hartowaniu przetopieniowym (laser) oraz przy obróbce hybrydowej w zależności od siły nacisku ( $P = 2$  kW,  $V_f = 300$  mm/min,  $d = 2.5$  mm,  $X = 8$  mm i  $V_{obr} = 550$  obr/min).

Na rysunku 4.6 przedstawiono widoki fragmentów ścieżek laserowych po obróbce hybrydowej przy dwóch siłach nacisku 50 i 100 N. Widoczne jest znaczne większe wygładzenie powierzchni przy większej sile nacisku. Przy sile 100 N nastąpiła całkowita przebudowa struktury geometrycznej powierzchni. Odkształceniom plastycznym uległy zarówno wierzchołki chropowatości jak i wgłębienia. Biorąc pod uwagę wysoką twardość materiału około 800 HV jak i niską temperaturę, w której prowadzony był proces nagniatania 450 – 550 K, zakres sił nagniatających do 100 N powinien być wystarczający w przypadku innych materiałów i obróbki w wyższych temperaturach.



Rys.4.6. Widok powierzchni po hartowaniu przetopieniowym i nagniataniu ślizgowym stali z siłą a –  $F = 50$  N, b –  $F = 100$  N,  $X = 8$  mm. Parametry procesu  $V_f = 300$  mm/s,  $P = 2$  kW,  $d = 2.5$  mm.

W następnym etapie przeprowadzono badania wpływu temperatury procesu nagniatania na chropowatość powierzchni. Poprzez odległość narzędzia od osi wiązki laserowej możliwe jest regulowanie temperatury, w której przebiega obróbka

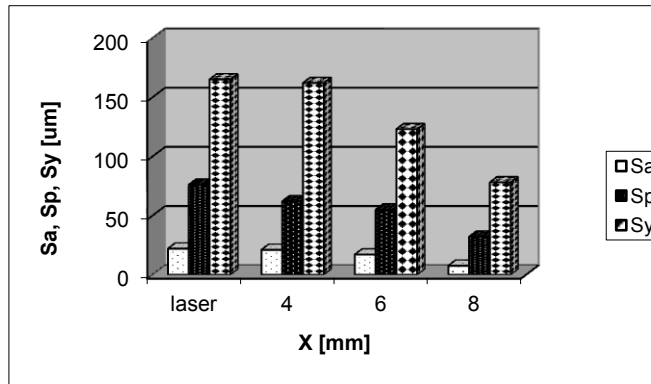
mechaniczna. Na podstawie analizy literatury oraz obliczeń symulacyjnych procesu przetapiania stali wiązką laserową przedstawionych w rozdziale 3 stwierdzono, że głowica nagniatająca w przypadku hartowania powinna być ustawiona w zakresie odległości 4–12 mm od osi wiązki. W tym zakresie temperatura na powierzchni materiału wynosi 400–800 K.

Wpływ temperatury procesu nagniatania na strukturę geometryczną powierzchni badano na podstawie przetapiania stali 45 przy ustalonej prędkości posuwu 300 mm/min i średnicy wiązki laserowej 2.5 mm. Badania prowadzono dla odległości głowicy: 4, 6, 8 mm. Przy odległościach mniejszych niż 4 mm, co odpowiada temperaturze powyżej 800 K w strefie nagniatania pierwszego elementu, następowało silne nagrzewanie się głowicy, co uniemożliwiało prowadzenie dalszych badań. Tabela 4.2. zawiera parametry chropowatości 3D dla fragmentu ścieżki laserowej i parametry chropowatości i falistości profilu o długości 12.5 mm mierzonego wzdłuż osi ścieżki laserowej w centralnej jego części.

Tabela 4.2. Parametry topografii 3D i profilu 2D po hartowaniu i nagniataniu przy parametrach:  $P = 2$  kW,  $d = 2.5$  mm,  $F = 100$  N,  $V_f = 300$  mm/s,  $V_{obr} = 550$  obr/min.

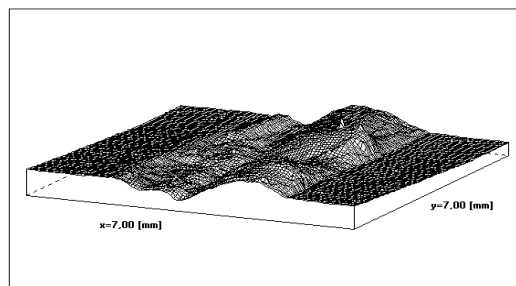
X [mm]	Parametry 3D			Parametry 2D			
	$S_a$ [ $\mu\text{m}$ ]	$S_p$ [ $\mu\text{m}$ ]	$S_y$ [ $\mu\text{m}$ ]	$R_a$ [ $\mu\text{m}$ ]	$R_z$ [ $\mu\text{m}$ ]	$W_a$ [ $\mu\text{m}$ ]	$W_t$ [ $\mu\text{m}$ ]
4	21	62	162	13	85	11	50
6	17	55	123	10	67	8	36
8	7.5	32	78	2.9	26	3	11

Na rysunku 4.7 przedstawiono wartości stereometrycznych parametrów chropowatości otrzymane dla różnych wartości odległości osi wiązki laserowej i elementu nagniatającego ( $X$ ). Przy sile równej 100 N najmniejsze chropowatości otrzymano przy odległości głowicy nagniatającej od osi wiązki 8 mm. Takie ustawienie głowicy zapewniało temperaturę w strefie oddziaływania pierwszego elementu 550 K oraz 450 K dla drugiego elementu nagniatającego. Przy mniejszych odległościach, wyższej temperaturze około 700 K dla  $X = 6$  mm i 800 K dla  $X = 4$  mm zbyt plastyczny materiał był przepychany elementem nagniatającym z centralnego obszaru ścieżki laserowej, w którym występuje najwyższa temperatura, do granicy z materiałem nieprzetopionym. W tym miejscu oberwano jednostronną wypływkę. Przy większych odległościach narzędzia (10 i więcej mm) stwierdzono mikropęknięcia i łuszczenie się warstwy oraz brak zdecydowanych zmian struktury geometrycznej powierzchni. Przy zastosowaniu mniejszych sił (50 i 65 N) najmniejsze chropowatości uzyskano przy odległości  $X = 6$  mm od osi wiązki, jednak ich wysokości były większe od otrzymanych dla  $F = 100$  N i  $X = 8$  mm.

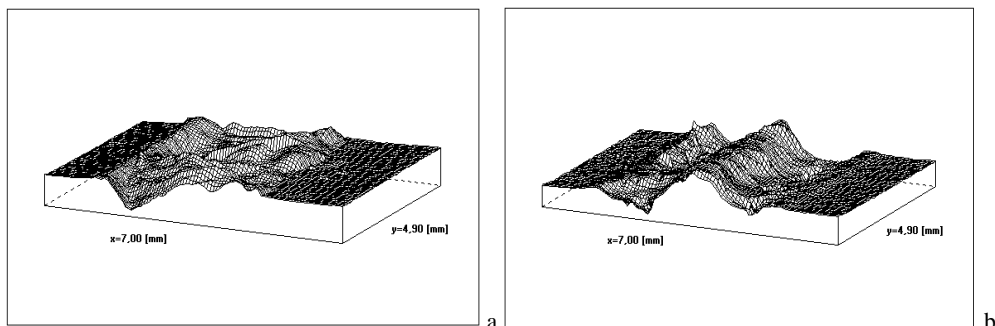


Rys.4.7. Wartości stereometrycznych parametrów topografii po hartowaniu przetopieniowym (laser) oraz przy obróbce hybrydowej w zależności od odległości między osią wiązki a elementem nagniatającym;  $P = 2$  kW,  $d = 2.5$  mm,  $V_f = 300$  mm/s,  $V_{obr} = 550$  obr/min,  $F = 100$  N.

Rysunek 4.8 przedstawia fragment ścieżki tylko hartowanej przetopieniowo. Na rysunkach 4.9 a, b przedstawiono widoki powierzchni po OLM otrzymane dla różnych warunków procesu. Na rysunku 4.9 a widoczna jest powierzchnia po nagniataniu przy odległości narzędzia od osi wiązki 6 mm a na rysunku b dla  $X = 8$  mm. Najkorzystniejszą SGP uzyskano dla obróbki w niższej temperaturze dla  $X = 8$  mm.



Rys.4.8. Widok powierzchni po hartowaniu przetopieniowym stali 45. Parametry procesu  $V_f = 300$  mm/s,  $P = 2$  kW,  $d = 2.5$  mm.



Rys.4.9. Widok powierzchni po hartowaniu i nagniataniu ślizgowym stali 45 z siłą  $F = 100$  N, a –  $X = 8$  mm, b –  $X = 6$  mm. Parametry procesu  $V_f = 300$  mm/s,  $P = 2$  kW,  $d = 2.5$  mm.

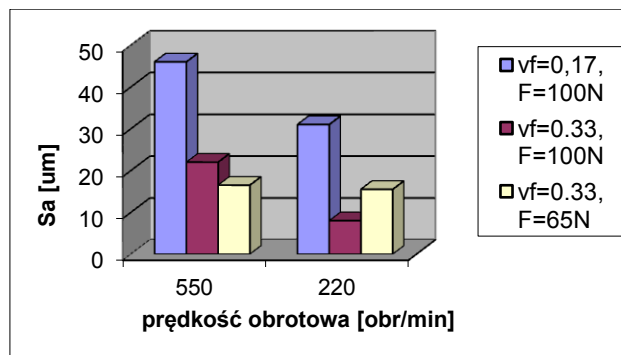
Eksperyment obejmował badania wpływu intensywności procesu nagniatania na SGP. Intensywność nagniatania zależy od prędkości obrotowej głowicy nagniatającej oraz prędkości posuwu obrabianej próbki. Decydują one o stopniu pokrycia powierzchni śladami narzędzia i stopniu odkształceń plastycznych. W celu uzyskania równomiernego zgniotu powierzchniowego najkorzystniejsze w przypadku obróbki gładkościowej są wielokrotne odkształcenia nierówności powierzchni. Prędkość obrotowa głowicy nagniatającej oraz posuw powinny zostać tak dobrane, aby spełnić ten warunek.

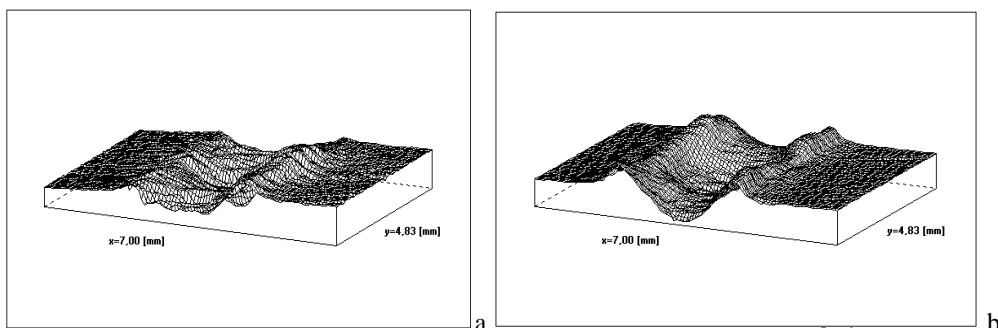
W zaprojektowanym stanowisku prędkość obrotowa głowicy może być regulowana dwustopniowo 550 i 220 obr/min. Prędkość posuwu powinna zostać tak dobrana do pozostałych parametrów procesu OLM a w szczególności siły nagniatającej i temperatury procesu, aby zapewnić kilkukrotne oddziaływania elementów nagniatających z powierzchnią i prawidłowy przebieg procesu hartowania. Na podstawie badań hartowania laserowego i obliczeń dla procesu nagniatania określono zakres prędkości posuwu, w których występuje, co najmniej dwukrotne oddziaływanie narzędzia z powierzchnią. Badania przeprowadzono dla prędkości posuwu: 300, 200, 100 mm/min i odległości narzędzia od osi wiązki  $X = 6$  mm. Po obróbce hybrydowej stwierdzono, że przy prędkości posuwu 300 mm/s niższa prędkość obrotowa głowicy jest niewystarczająca występuje rozdzielanie śladów narzędzia od poszczególnych przejść. W tabeli 4.3 przedstawiono wyniki pomiarów chropowatości powierzchni po obróbce hybrydowej dla prędkości posuwu 200 i 100 mm/min. Uzyskane wyniki wskazują, że zmniejszenie prędkości obrotowej głowicy prowadzi do zmniejszenia wysokości chropowatości przy zastosowaniu siły nacisku 100 N. Przy mniejszych naciskach narzędzia – 65 N różnice chropowatości powierzchni są nieznaczne.

Tabela 4.3. Parametry chropowatości 3D i 2D po obróbce hybrydowej przy różnych prędkościach obrotowych głowicy.

Vobr [Obr/min]	F [N]	V <sub>f</sub> [mm/min]	S <sub>a</sub> [μm]	S <sub>p</sub> [μm]	S <sub>y</sub> [μm]	P <sub>a</sub> [μm]	P <sub>z</sub> [μm]	R <sub>a</sub> [μm]	R <sub>z</sub> [μm]	W <sub>a</sub> [μm]	W <sub>t</sub> [μm]
550	100	200	22	65	204	23	141	16	91	13	65
220	100	200	8	40	84	14	92	7.6	55	11.6	45
550	65	200	16.5	62	152	13	79	11	67	6.4	27
220	65	200	15.5	58	102	11	88	9.8	70	4.8	22
550	100	100	46	114	242	19	103	11.3	68	13.2	53
220	100	100	31	74	190	18	112	13.4	90	10.4	42

Na rysunku 4.10 przedstawiono zależność średnich wysokości nierówności  $S_a$  od prędkości obrotowej głowicy dla analizowanych parametrów obróbki. Na rysunku 4.11 przedstawiono widoki powierzchni po obróbce hybrydowej przy prędkościach głowicy nagniatającej: a – 220 obr/min, b – 550 obr/min. W przypadku wyższej prędkości można zauważyć, że materiał był przepychany z centrum przetopienia gdzie występuje najwyższa temperatura na boki tworząc przy granicy z materiałem nieprzetopionym zgrubienia. Efektu tego nie obserwuje się dla prędkości obrotowej 220 obr/min. Związane jest to z mniejszą intensywnością procesu nagniatania.

Rys. 4.10. Wpływ prędkości obrotowej głowicy nagniatającej na  $S_a$  dla różnych wariantów obróbki hybrydowej.

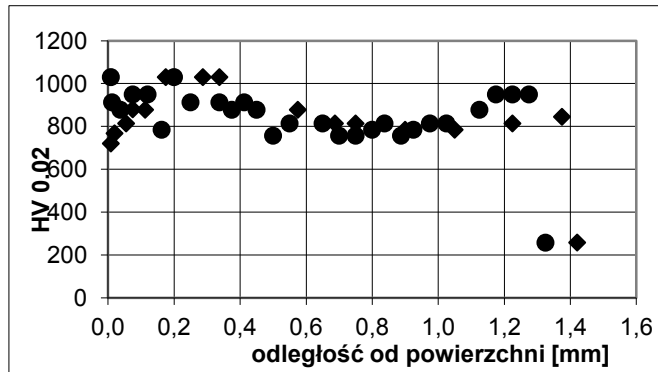


Rys.4.11. Widoki powierzchni po obróbce hybrydowej przy różnych prędkościach głowicy nagniatającej: a – 220 obr/min, b – 550 obr/min. Parametry procesu  $V_f = 100$  mm/min,  $P = 2$  kW,  $d = 2.5$  mm siła nagniatania  $F = 100$  N,  $X = 8$ mm.

W celu zapewnienia równomiernego odkształcenia plastycznego powierzchni, w przypadku OLM pojedynczych ścieżek laserowych przy prędkości posuwu powyżej 250 mm/min konieczne jest stosowanie wyższych prędkości obrotowych głowicy. W przypadku niższych wartości posuwu i wyższej temperaturze w strefie nagniatania korzystniejsza jest prędkość obrotowa głowicy 220 obr/min.

Ocenę stanu WW i zmian mikrostrukturalnych wywołanych promieniowaniem laserowym wykonano zglądy metalograficzne na przekrojach prostopadłych do kierunku skanowania wiązką laserową. Na podstawie obserwacji mikroskopowych określono kształt strefy przetopionej, jej maksymalną głębokość i szerokość, rozmiary strefy wpływu ciepła oraz wielkość ziarna. Na zglądach przeprowadzono pomiary mikrotwardości.

Stwierdzono znaczny wzrost mikrotwardości: od ok. 280 HV dla materiału przed obróbką do 800 HV<sub>0,02</sub> po hartowaniu przy powierzchni. Wzrost twardości występuje na znacznej głębokości – do ok. 1.3 mm. Najkorzystniejsze wyniki uzyskano w otoczeniu osi wiązki, rys. 4.12. Po obróbce hybrydowej mikrotwardość materiału wynosi 900 HV<sub>0,02</sub> i jest wyższa od osiągniętej przy hartowaniu laserowym (ok. 800 HV<sub>0,02</sub>) do głębokości ok. 150 μm poniżej powierzchni. Przyrost twardości po OLM związany jest ze zgniotem powierzchniowym. Niewielkie umocnienie rzędu 12% i jego głębokość związane jest ze strukturą martenzytyczną o wysokiej twardości i niskiej zdolności do umocnienia zgniotem.



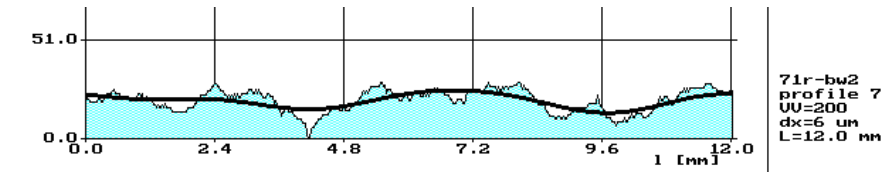
Rys. 4.12. Mikrotwardość warstwy wierzchniej w pobliżu osi pojedynczej ścieżki skanowania po hartowaniu laserowym  $\blacklozenge$  ( $P = 2$  kW,  $V_f = 100$  mm/min,  $d = 2,5$  mm) i obróbce hybrydowej  $\bullet$  ( $F = 100$  N,  $X = 8$  mm,  $V_{obr} = 550$  obr/min).

Badania skutków nagniatania ślizgowego objęły również próby przetapiania dużych powierzchni wiązką laserową z zastosowaniem skanowania. Proces ten często jest stosowany w przypadku konieczności modyfikacji większych obszarów. Proces realizowano poprzez wykonywanie wiązką lasera wielu równoległych do siebie ścieżek z różnym stopniem przykrycia. Zastosowano wyższe prędkości posuwu – 600 mm/min niż w przypadku ścieżki pojedynczej osiągając ten sam efekt zahartowania i przetopienia. Jest to skutek wzrostu temperatury próbki i podwyższenia współczynnika absorpcji zwłaszcza przy dużej wartości przykrycia (50%). Przy wielokrotnym nakładaniu ścieżek korzystniejszą chropowatość otrzymano przy sile zmniejszonej ze 100 do 50 N, co jest efektem wielokrotnego oddziaływania elementu nagniatającego oraz nagrzewania się materiału sąsiadującego z aktualnie hartowaną i nagniataną ścieżką laserową. Wartości stereometrycznych parametrów chropowatości dla najkorzystniejszych warunków procesu podano w tabeli 4.4.

Tabela 4.4. Wartości stereometrycznych parametrów chropowatości dla hartowania laserowego i nagniatania ślizgowego dla procesu wielościeżkowego.

$V_f$ [mm/min]	$F$ [N]	$S_a$ [ $\mu\text{m}$ ]	$S_p$ [ $\mu\text{m}$ ]	$S_y$ [ $\mu\text{m}$ ]
600	50	17	56	136
	0	27	134	266
450	65	22	92	186
	0	36	114	262

Analiza chropowatości powierzchni przeprowadzona wzdłuż osi ścieżki laserowej wykazała, że zastosowanie obróbki hybrydowej pozwoliło na znaczną redukcję zarówno chropowatości jak i falistości powierzchni, rys. 4.13.



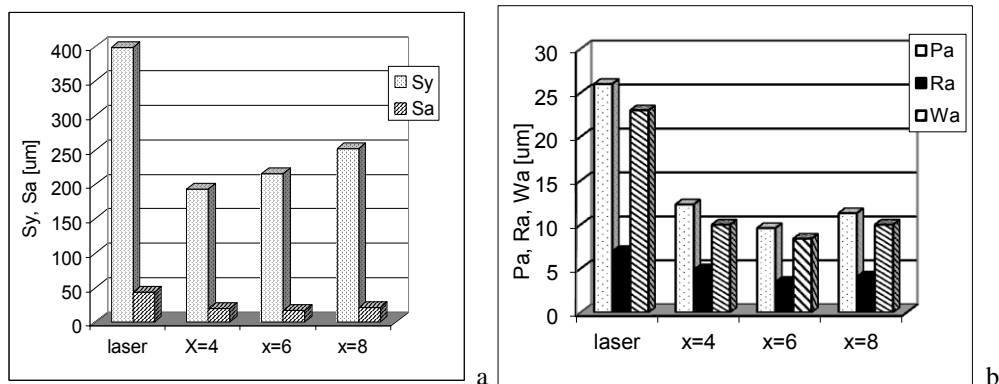
Rys. 4.13 Profil chropowatości i falistości (linia ciągła) powierzchni wzdłuż osi ścieżki laserowej przy wielokrotnym hartowaniu z nagniataniem ( $F = 65 \text{ N}$ ,  $V_f = 450 \text{ mm/min}$ ).

#### 4.2.2. Stopowanie laserowe wspomagane nagniataniem ślizgowym

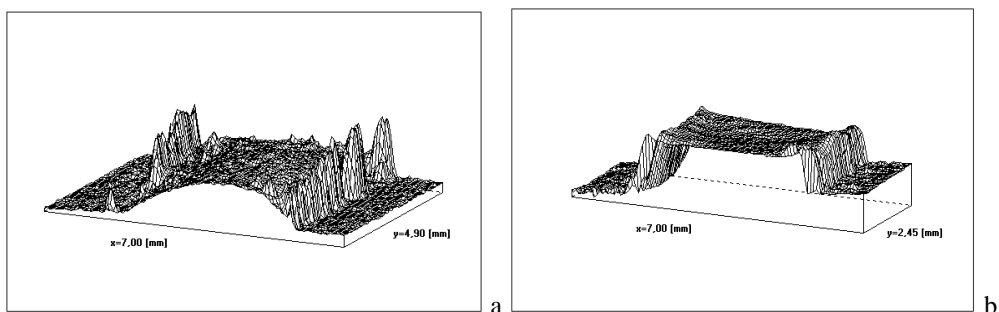
Badania wstępne OLM przeprowadzono również dla przypadku stopowania stali 45 Stellite 6. W stosunku do stali hartowanej WW po stopowaniu charakteryzuje się odmienną strukturą geometryczną powierzchni oraz dużymi naprężeniami rozciągającymi prowadzącymi do mikropęknięć WW. Przed obróbką nałożono plazmowo warstwę Stellitu 6 o grubości  $300 \mu\text{m}$ . Parametry obróbki laserowej ustalono na: moc lasera –  $2 \text{ kW}$ , prędkość skanowania  $100$  i  $200 \text{ m/min}$ , średnica wiązki  $3 \text{ mm}$ .

Podobnie jak w przypadku hartowania najniższe chropowatości dla pojedynczych ścieżek uzyskano przy sile nacisku  $100 \text{ N}$ , dla każdej z ustalanych odległości między osią wiązki a elementem nagniatającym. Dla tej wartości siły nacisku w tabeli 3 przedstawiono wartości parametrów stereometrycznych (3D) oraz parametrów chropowatości i falistości (2D) otrzymane przy różnych prędkościach skanowania i różnych odległościach elementu nagniatającego od osi wiązki dla pojedynczej ścieżki przetopienia. Wyniki te, dla prędkości skanowania równej  $100 \text{ mm/min}$ , przedstawiono graficznie na wykresach, rys. 4.14. Najkorzystniejsze efekty przy tej wartości prędkości posuwu osiągnięto przy odległości  $6 \text{ mm}$  między osią wiązki a pierwszym elementem nagniatającym, a więc w temperaturze nagniatania około  $700 \text{ K}$  i  $600 \text{ K}$ . Przy zwiększeniu prędkości do  $200 \text{ mm/min}$  podobne, choć wyższe wartości parametrów chropowatości uzyskano dla mniejszej odległości  $4 \text{ mm}$ , a więc nieznacznie wyższej temperaturze.





Rys.4.14. Wartości parametrów stereometrycznych (a: 3D) i chropowatości i falistości (b: 2D) przy stopowaniu laserowym i obróbce hybrydowej dla prędkości skanowania równej 100 mm/min (pozostałe parametry procesów wg opisu Tabeli 4.5).



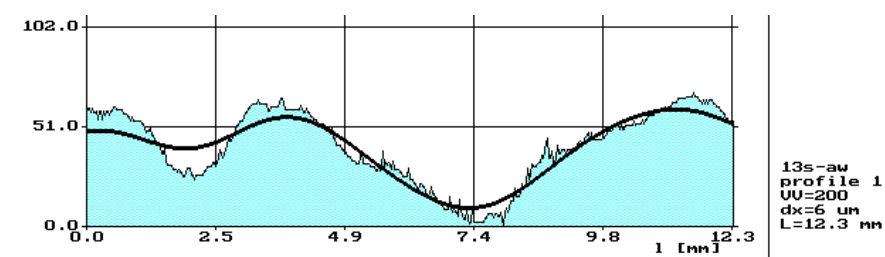
Rys.4.15. Widok stereometryczny pojedynczej ścieżki warstwy stopowanej po a – obróbce laserowej b– po obróbce hybrydowej dla  $F = 100$  N,  $X = 6$  mm i  $V_{obr} = 550$  obr/min ( $P = 2$  kW,  $V_f = 100$  mm/min i  $d = 3$  mm).

Stereometryczny widok powierzchni po stopowaniu laserowym przedstawiono na rysunku 4.15, a profil powierzchni wzdłuż ścieżki skanowania, w pobliżu osi wiązki, na rysunku 4.16.

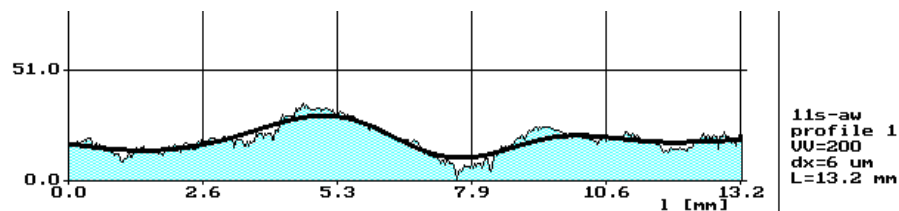
Najistotniejsze zmniejszenie wysokości chropowatości w stosunku do obróbki laserowej można zauważyć na granicach strefy przetopienia, podczas gdy w obszarze centralnym nastąpiło spłaszczenie i wyrównanie przetopionej powierzchni. Te efekty są najkorzystniejsze dla  $X = 6$  mm. Odpowiada to temperaturze w strefie nagniatania pierwszego elementu około 700 K. Dla większych wartości tej odległości, a więc niższej temperaturze, efekty obróbki hybrydowej można zaobserwować jedynie w centralnej części strefy przetopienia, gdzie temperatura warstwy wierzchniej była dostatecznie wysoka.

Tabela 4.5. Wartości parametrów chropowatości dla obróbki laserowej ( $P = 2$  kW,  $V_f = 0.1$  i  $0.2$  m/min,  $d = 3$  mm) i dla obróbki hybrydowej w zależności od odległości między osią wiązki i elementu nagniatającego ( $F = 100$  N,  $V_{obr} = 550$  obr/min).

Vf [mm/min]	X [mm]	Sa [ $\mu$ m]	Sp [ $\mu$ m]	Sy [ $\mu$ m]	Ra [ $\mu$ m]	Rz [ $\mu$ m]	Wa [ $\mu$ m]	Wt [ $\mu$ m]
100	Laser	43	176	398	7	60	23	94
	4	19	78	193	4.9	34	10.3	41
	6	17	75	215	3.5	23	8.4	30
	8	21	80	252	4.1	30	10	32
200	Laser	30	130	252	4	34	13	45
	4	27	63	178	4.9	26	8	32
	6	40	71	236	5.1	36	13	45
	8	38	64	228	1.5	26	12	46

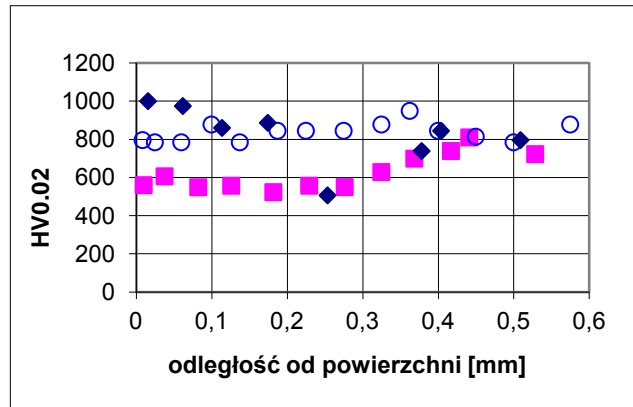


Rys.4.16. Profil powierzchni wzdłuż ścieżki skanowania w pobliżu osi wiązki po stopowaniu laserowym ( $P = 2$  kW,  $V_f = 100$  mm/min i  $d = 3$  mm).



Rys.4.17. Profil powierzchni wzdłuż ścieżki skanowania w pobliżu osi wiązki po obróbce hybrydowej ( $F = 100$  N,  $X = 6$  mm i  $V_{obr} = 550$  obr/min).

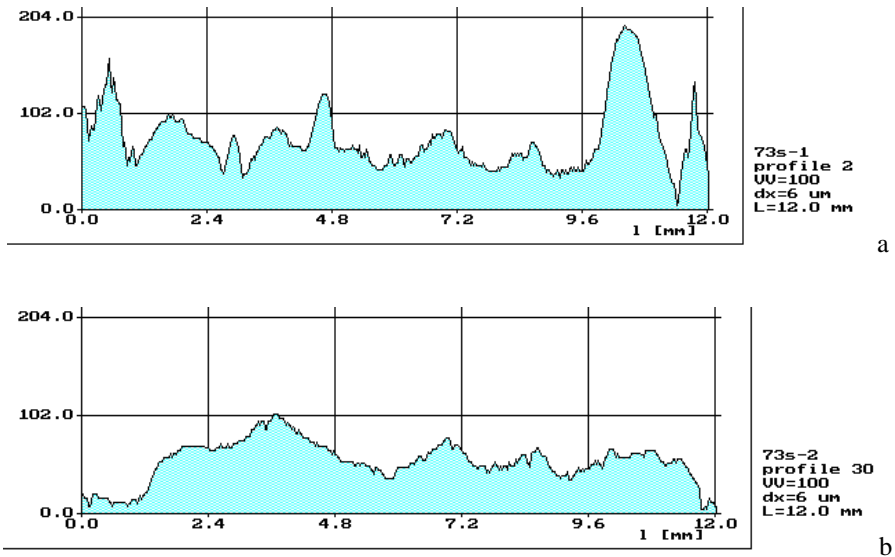
W wyniku obróbki hybrydowej osiągnięto ponad 30% wzrost twardości w stosunku do stopowania laserowego. Przy odległości między osią wiązki a elementem nagniatającym równej 4 mm, a więc dla najwyższej temperatury w strefie nagniatania (około 800 K) wyższa mikrotwardość występuje w całej strefie przetopienia (ok. 0.5 mm), rys. 4.18.



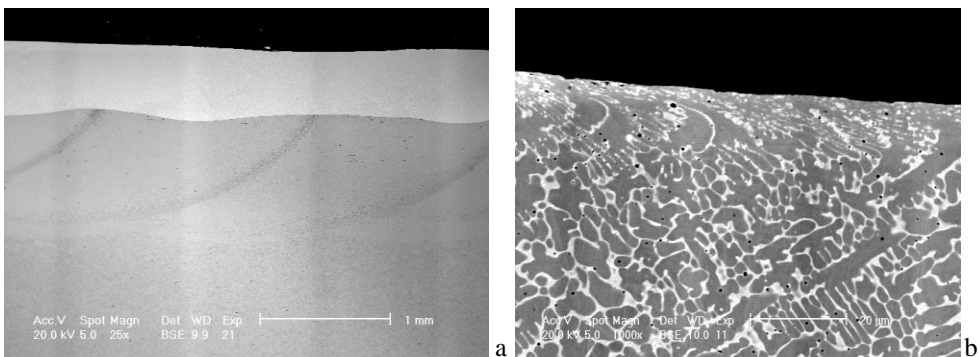
Rys.4.18. Mikrotwardość warstwy wierzchniej w pobliżu osi pojedynczej ścieżki skanowania po ■ – stopowaniu laserowym ( $P = 2$  kW,  $V_f = 100$  mm/min,  $d = 2.5$  mm) i obróbce hybrydowej  $F = 100$  N,  $V_{obr} = 550$  obr/min, ○ –  $X = 4$  i ◆ –  $X = 6$  mm).

Przy stopowaniu większych powierzchni, poprzez wykonywanie wiązką lasera wielu równoległych do siebie ścieżek z różnym stopniem przekrycia, uzyskane wartości parametrów chropowatości były dla obróbki laserowej i obróbki hybrydowej wyższe niż w przypadku ścieżki pojedynczej dla każdego układu parametrów obróbki. Istotne zmniejszenie chropowatości dla prędkości skanowania równej 200 mm/min uzyskano przy usytuowaniu elementu nagniatającego względem osi wiązki w odległości 6 mm. Profile chropowatości powierzchni w płaszczyźnie prostopadłej do kierunku skanowania po obróbce laserowej i po obróbce hybrydowej przedstawiono na rys. 4.19. Osiągnięto blisko dwukrotne zmniejszenie wartości parametrów chropowatości: stopowanie laserowe  $R_a = 19$   $\mu\text{m}$ ,  $R_z = 108$   $\mu\text{m}$ ; obróbka hybrydowa  $R_a = 9.4$   $\mu\text{m}$ ,  $R_z = 70$   $\mu\text{m}$ .

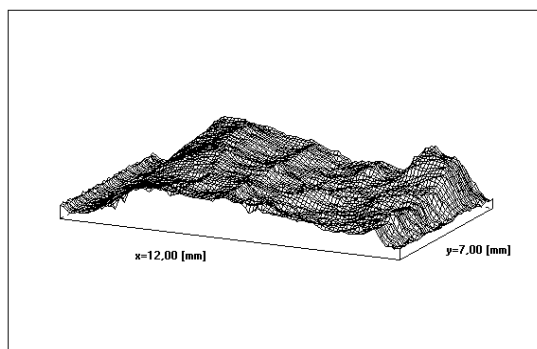
Badania mikrostruktury materiału próbek po OLM nie wykazały mikropęknięć oraz śladów łuszczenia WW. Parametry procesu nagniatania ślizgowego zostały, zatem dobrane prawidłowo. Na rysunku 4.20 przedstawiono przykładowo mikrostrukturę warstwy wierzchniej po obróbce hybrydowej uzyskaną w wyniku skanowania przy 50% stopniu pokrycia. Można zauważyć jednorodną, jasną warstwę przetopienia i strefę wpływu ciepła ze śladami nakładania się kolejnych ścieżek. Efekt nagniatania ślizgowego w postaci zdeformowanych ziaren występujących do głębokości ok. 20  $\mu\text{m}$  widoczny jest na rysunku b.



Rys.4.19. Profile powierzchni przy wielościeżkowym stopowaniu stali Stelitem wykonane w płaszczyźnie prostopadłej do kierunku skanowania: a– obróbka laserowa:  $P = 2$  kW,  $V_f = 0,2$  m/min,  $d = 2.5$  mm, przekrycie 50%; b– obróbka hybrydowa:  $F = 100$  N,  $X = 6$  mm,  $V_{obr} = 550$  obr/min.



Rys.4.20. Mikrostruktura WW na przekroju prostopadłym do kierunku skanowania po obróbce hybrydowej (parametry procesu według opisu rys.4.19): a) warstwa przetopienia – ok. 0.5 mm, strefa wpływu ciepła – ok. 1 mm; b) efekt nagniatania w postaci zdeformowanych ziaren na głębokości do ok. 20  $\mu$ m.



Rys.4.21. Widok powierzchni po stopowaniu wielościeżkowym i nagniataniu ślizgowym. Parametry procesu:  $F = 65$  N,  $X = 6$  mm,  $V_{obr} = 550$  obr/min, stopień przykrycia 50%.

Zaprojektowana głowica do nagniatania ślizgowego może być wykorzystana do obróbki gładkościowej twardych warstw. W wyniku OLM możliwe jest uzyskanie dwukrotnej redukcji wysokości nierówności. Przy właściwie dobranych parametrach procesu uzyskano chropowatość  $R_a = 2.9$   $\mu\text{m}$  dla hartowania stali 45 oraz  $R_a = 1.5$   $\mu\text{m}$  w przypadku stopowania Stellite. Są to wielkości porównywalne z uzyskiwanymi po szlifowaniu. Uzyskano umocnienie warstwy zgniotem powierzchniowym. W przypadku struktury martenzytycznej o wysokiej twardości stwierdzono umocnienie rzędu 12% w strefie o grubości 200  $\mu\text{m}$ , natomiast przy OLM Stellite wykazano 30% przyrost twardości w całej strefie przetopionej. Wyniki te wskazują na możliwość redukcji naprężeń rozciągających.

Struktura geometrycznej powierzchni po OLM dla hartowania i stopowania Stellite w podwyższonej temperaturze silnie zależy od parametrów procesu. Największy wpływ na efekty obróbki ma temperatura, w której przebiega proces nagniatania a więc usytuowanie narzędzia względem osi wiązki laserowej. Najkorzystniejsze efekty przy stopowaniu uzyskano w temperaturze około 700 K tj. przy odległości narzędzia  $X = 6$  mm dla prędkości posuwu  $V_f = 100$  mm/min oraz około 800 K dla  $X = 4$  mm przy większej prędkości posuwu  $V_f = 200$  mm/min. W przypadku hartowania stali 45 lepsze efekty uzyskano w temperaturze 450 – 550 K, gdzie nie obserwowano przepychania materiału.

Przy stopowaniu wielościeżkowym korzystne wyniki uzyskano przy niższej temperaturze w nagniatanym obszarze  $X = 6$  mm, dzięki wielokrotnemu procesowi nagniatania powierzchni stopowanej. W tym przypadku stwierdzono ponad dwukrotną redukcję wysokości nierówności.

Drugim istotnym czynnikiem wpływającym na SGP jest siła nagniatania. Najkorzystniejsze efekty uzyskano przy sile 100 N, jedynie przy stopowaniu

wielościęzkowym i wielokrotnej obróbce mechanicznej możliwe było zmniejszenie sił do 65 N przy zapewnieniu równie korzystnej struktury geometrycznej powierzchni.

Badania wpływu prędkości obrotowej głowicy nagniatającej na SGP wykazały, że jej wpływ jest niewielki dla stosowanych prędkości posuwu. Przy większych prędkościach posuwu i obróbce pojedynczych ścieżek laserowych zalecana jest prędkość obrotowa 550 obr/min.

Przedstawione wyniki dotyczące chropowatości warstwy wierzchniej, jej mikrotwardości i struktury po zastosowaniu obróbki warstwy metodą hybrydową, wskazują na użyteczność opracowanej metody obróbki powierzchni o dużych chropowatościach i wysokiej twardości.

#### **4.3. Badania wpływu parametrów obróbki hybrydowej na zgniot powierzchniowy i topografię powierzchni**

Wpływ parametrów procesu nagniatania ślizgowego na chropowatość i umocnienie WW zgniotem powierzchniowym badano dla przypadku stopowania laserowego stali 45 Stellite 6. Stellite 6 charakteryzuje się wysoką twardością i niską plastycznością. Badania prowadzono zgodnie z teorią eksperymentu planowanego. Celem badań było uzyskanie związków funkcyjnych pomiędzy parametrami procesu a stanem WW. Otrzymane zależności pozwoliły na dobór optymalnych parametrów OLM, ocenę zasadności stosowania proponowanej obróbki oraz możliwości sterowania procesem.

Do nagniatania ślizgowego zastosowano głowicę opisaną w rozdziale 4.1. Na podstawie badań wstępnych oraz wyników [189] ustalono zakres parametrów obróbki dla stopowania laserowego. Stosowano moc promieniowania 2 kW, średnicę wiązki laserowej 2 mm, nadmuch argonem. Ustalono, że zakres prędkości posuwu próbki, w którym prawidłowo zachodzi proces stopowania przy zadanej gęstości mocy promieniowania wynosi 150–600 mm/min. Proces nagniatania ślizgowego prowadzono przy stałej prędkości obrotowej głowicy 550 obr/min. Przed obróbką na powierzchni próbek naniesiona została warstwa Stellite o grubości 0.25 mm metodą detonacyjną.

Jako parametry wejściowe zmienne przyjęto:

- siłę docisku w zakresie 100–200 N,
- odległość głowicy od osi wiązki laserowej 3–11 mm,
- prędkość posuwu próbki. 150–600 mm/min.

Przeprowadzono eksperyment planowany w oparciu o program statyczny, zdeterminowany, wieloczynnikowy, rotabilny z powtórzeniami PS/DS- $\lambda$ . Przyjęto pięciopoziomowy program badań i przedział normowania  $[-\alpha, \alpha]$ ;  $\alpha = 2$ , odpowiadający ramionom gwiazdnym planu PS/DS- $\lambda$ . Obliczono odpowiadające im wartości parametrów wejściowych dla poszczególnych układów czynników według zależności przedstawionych w rozdziale 2.5. W tabeli 4.6 przedstawiono zakres zmienności parametrów wejściowych.

Po przeprowadzeniu obróbki hybrydowej przy wyznaczonych parametrach obróbki przeprowadzono badania stanu warstwy wierzchniej zgodnie z procedurą opisaną w rozdziale 2.5. Przeprowadzono pomiary chropowatości 3D obszaru obróbki obejmującego całą szerokość ścieżki laserowej, pomiary liniowe 2D, wzdłuż osi ścieżki laserowej. Wyznaczono parametry chropowatości 3D, 2D przeprowadzono analizę SGP na podstawie widoków i map warstwicowych. Następnie próbki przecięto i wykonano zglądy metalograficzne. Przeprowadzono pomiary wielkości strefy przetopionej, pomiary mikrotwardości WW na mikroskopie optycznym a także dla wybranych próbek na SEM.

Tabela 4.6. Zakres zmienności parametrów wejściowych.

$\alpha$	-2	-1	0	1	2
$X_1$	100	119	140	168	200
$X_2$	150	210	300	424	600
$X_3$	4	5	6	8	10

#### 4.3.1. Wyniki badań mikrostruktury i wielkości strefy zgniotu po obróbce hybrydowej z nagniataniem ślizgowym

Wyniki pomiarów wielkości strefy przetopionej przedstawiono w tabeli 4.7. Szerokość strefy przetopionej wynosi od 1.53 do 1.97 mm, a grubość od 0.35 do 0.87 mm w zależności od zastosowanej prędkości posuwu. Największą grubość i szerokość stwierdzono dla obróbki OLM przy najmniejszej prędkości posuwu 150 mm/min (próbka 11). Na rysunku 4.22 przedstawiono mikrostrukturę stali 45 stopowanej Stellitem 6 i nagniatanej ślizgowo uzyskaną z SEM. Na rysunku 4.22 b widoczna jest strefa przetopienia, szeroka strefa wpływu ciepła oraz warstwa Stellitu naniesionego metodą detonacyjną. Strefa przetopiona laserowo ma mikrostrukturę dendrytyczną, na granicach ziaren widoczne są jasne, bardzo drobne wydzielenia węglkowe. Przy powierzchni widoczne są zdeformowane ziarna. W odległości

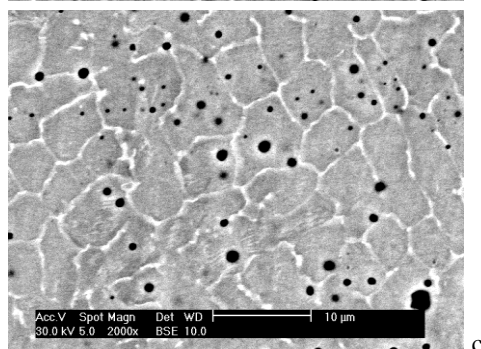
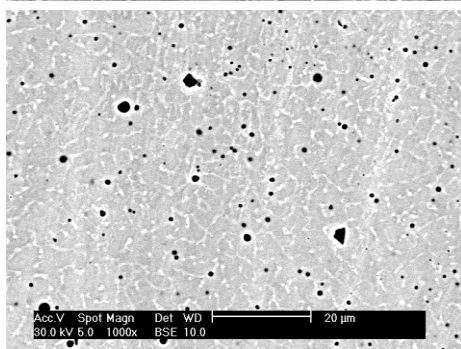
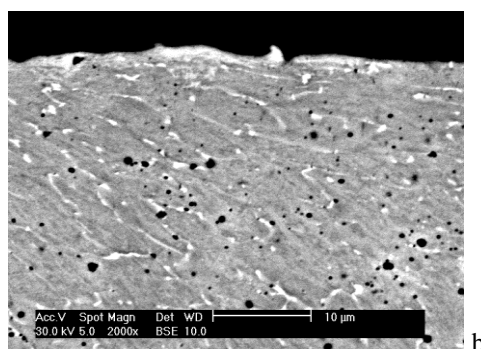
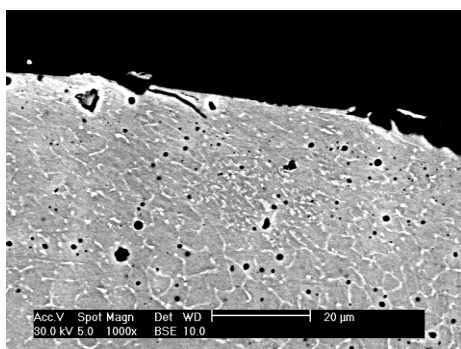
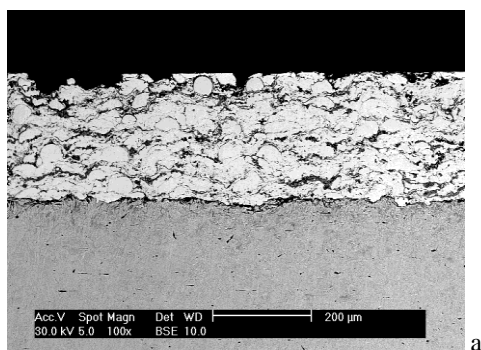
150  $\mu\text{m}$  od powierzchni brak jest widocznych skutków nagniatania powierzchniowego. W strefie wpływu ciepła (SWC) przy granicy z materiałem przetopionym materiał ma strukturę martenzytyczną, która w miarę wzrostu odległości od powierzchni przechodzi w strukturę martenzytyczno–perlityczną. W żadnym z badanych przypadków nie stwierdzono pęknięć oraz innych defektów świadczących o łuszczeniu się powierzchni.

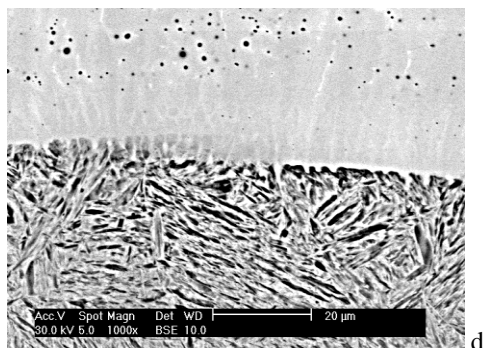
Tabela 4.7. Wielkości strefy stopowej i SWC stali 45 stopowanej Stellitem 6.

Nr STS	parametry obróbki			wymiary warstwy stopowej		wymiary strefy zmian strukturalnych		grubość strefy zgniotu [mm]
	F [N]	Vf [mm/min]	X [mm]	grubość [mm]	szerokość [mm]	grubość [mm]	szerokość [mm]	
1	120	210	4	0.74	1.8	1.35	2.77	0,35
2	170	210	4	0.61	1,89	1.31	2.74	0.6
3	120	420	4	0.68	1.8	1.35	2.7	0
4	170	420	4	0.71	1.78	1.12	2.57	0.05
5	120	210	8	0.72	1.92	1.25	2.98	0.4
6	170	210	8	0.53	1.95	1.05	2.68	0.4
7	120	420	8	0.35	1.98	1.55	3.15	0.08
8	170	420	9	0.42	1.57	1.15	2.65	0.35
9	100	300	5	0.63	1.82	1.13	2.83	0.44
10	200	300	5	0.53	1.83	1.15	2.8	0.53
11	140	150	5	0.87	1.97	1.4	2.96	0.8
12	140	600	5	0.5	1.7	0.81	2.53	0.1
13	140	300	3	0.76	1.9	1.36	2.63	0.8
14	140	300	11	0.36	1.83	1.04	2.79	0.3
15	140	300	5	0.44	1.72	0.91	2.57	0.44
16	140	300	5	0.43	1.68	0.92	2.54	0.28
17	140	300	5	0.35	1.67	0.96	2.5	0.25
18	140	300	5	0.36	1.53	0.94	2.22	0.26
19	140	300	5	0.38	1.54	0.96	2.34	0.38
20	140	300	5	0.39	1.63	0.94	2.43	0.31

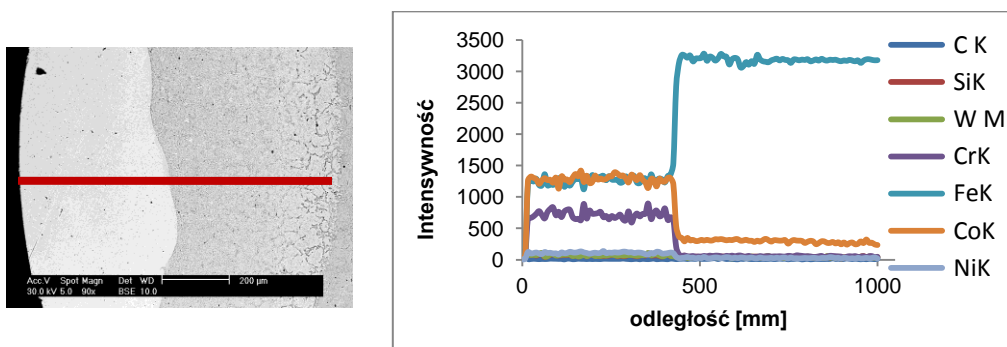


Na rysunku 4.23 przedstawiono mikrostrukturę WW z zaznaczonym miejscem pomiarów rozkładu pierwiastków dla próbki 15. Widoczny jest duży wzrost koncentracji Co, Cr i mniejszy W, Ni w strefie przetopienia w stosunku do materiału podłoża. Rozkład pierwiastków jest jednorodny grubość strefy przetopienia wynosi około 0.44 mm. Szczegółowy opis mikrostruktury oraz wyniki badań dla innych próbek przedstawiono w raporcie z projektu badawczego [190].



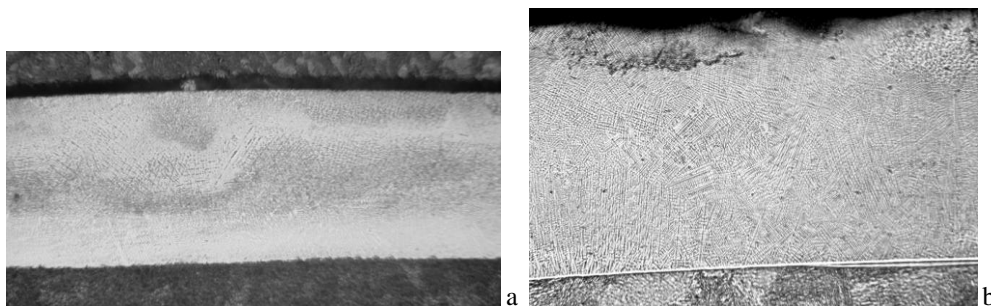


Rys.4.22. Mikrostruktura warstwy wierzchniej próbki po OLM (SEM); parametry procesu:  $P = 2$  kW,  $d = 3$  mm,  $V_f = 300$ ,  $F = 200$  N,  $X = 5$ .

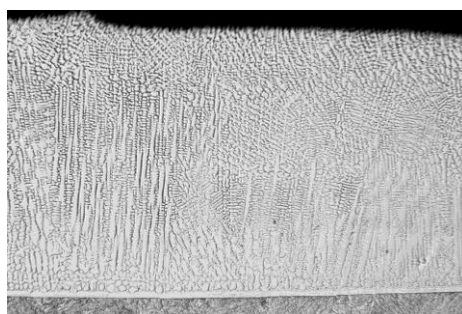


Rys.4.23 Warstwa z zaznaczonym obszarem badań składu chemicznego. Rozkład pierwiastków w warstwie wierzchniej po OLM;  $P = 2$  kW,  $d = 3$  mm,  $V_f = 300$ ,  $F = 140$  N,  $X = 5$ .

W celu dokładniejszej analizy strukturalnej przeprowadzono badania na mikroskopie transmisyjnym próbki po stopowaniu laserowym Stellitem kobaltowym oraz po OLM przy parametrach:  $F = 100$  N,  $X = 6$  mm,  $V_{obr} = 550$  obr/min. Dla próbki po obróbce hybrydowej stwierdzono znaczną redukcję chropowatości powierzchni, przyrost twardości w strefie przy powierzchni oraz obecność silnie zgniecionych ziaren. Ponadto analiza SEM wykazała obecność pasm poślizgu w odległości około 50  $\mu$ m od powierzchni, których nie stwierdzono dla próbek po OL. Badania TEM miały na celu potwierdzenie ich występowania. Przed wykonaniem cienkich folii przeprowadzono analizę struktury materiału próbek na zglądach prostopadłych do kierunku ruchu próbki na mikroskopie optycznym po trawieniu elektrochemicznym. Strukturę materiału strefy stopowej analizowanych próbek przedstawiają kolejne zdjęcia. Po trawieniu elektrochemicznym ujawniła się wyraźnie dendrytyczna struktura strefy przetopu. Zdjęcia 4.24 przedstawiają analizowany obszar.

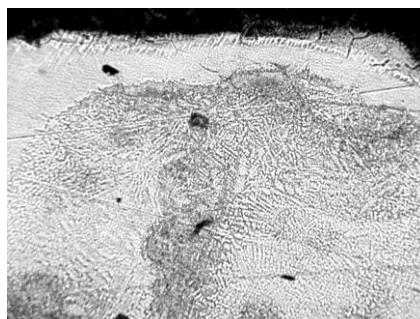


Rys.4.24. Struktura strefy przetopionej przy powierzchni stal 45 stopowana laserowo Stelitem 6;  $P = 2$  kW,  $d = 3$  mm,  $V_f = 300$  mm/min. Mikroskop optyczny a – 250x, b – 500x.



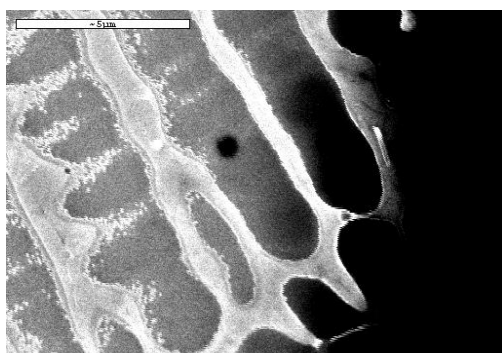
Rys.4.25. Struktura stali 45 stopowanej Stelitem 6 po trawieniu elektrolitycznym  $P = 2$  kW,  $d = 3$  mm,  $V_f = 300$  mm/min.

Wykonano repliki ekstrakcyjne i matrycowe, które jednak nie wniosły nowych informacji w stosunku do analiz SEM. Po wstępnej analizie wykonano szlify równoległe do powierzchni obrabianej. Na rysunku 4.26 przedstawiono strukturę fragmentu obszaru, z którego wykonane zostały następnie cienkie folie.

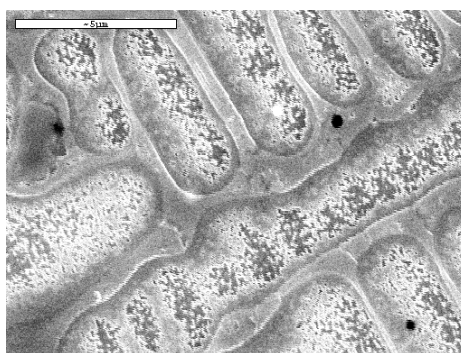


Rys.4.26. Szlif równoległy do powierzchni płytki przygotowanej na cienkie folie. Niewielki obszar obejmujący strefę graniczną stal – Stellit, który na szlifie poprzecznym jest widoczny, jako cienka, biała warstewka. Powiększenie 130x.

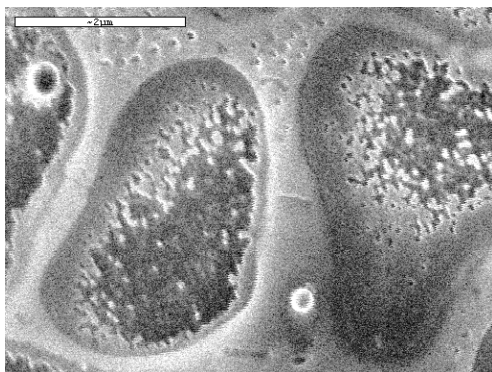
Na zdjęciach 4.27 przedstawiono strukturę materiału na powierzchni cienkich folii metodą SEM. Widoczne są grube szkielety okalające obszary materiału, który został całkowicie wytrawiony. Rysunek 4.28 przedstawia zdjęcie struktury na cienkich foliach dla próbki po obróbce hybrydowej na dwóch odległościach od powierzchni 35  $\mu\text{m}$  i około 150  $\mu\text{m}$ . Na mniejszej głębokości widoczne są obszary jasnej jednorodnej fazy – zdjęcia a, b, c. W odległości około 150  $\mu\text{m}$  od powierzchni w granicach jasnej fazy można zaobserwować występowanie bliźniaków, pasm poślizgu a także dyslokacji, zdjęcia 4.29.



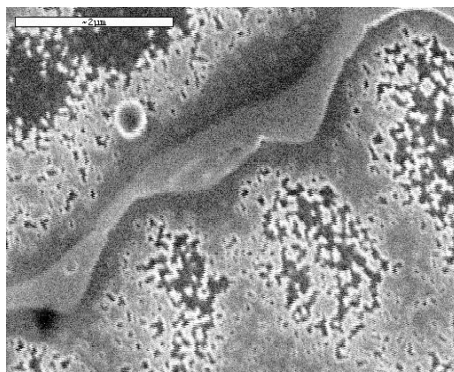
5000x



5000x

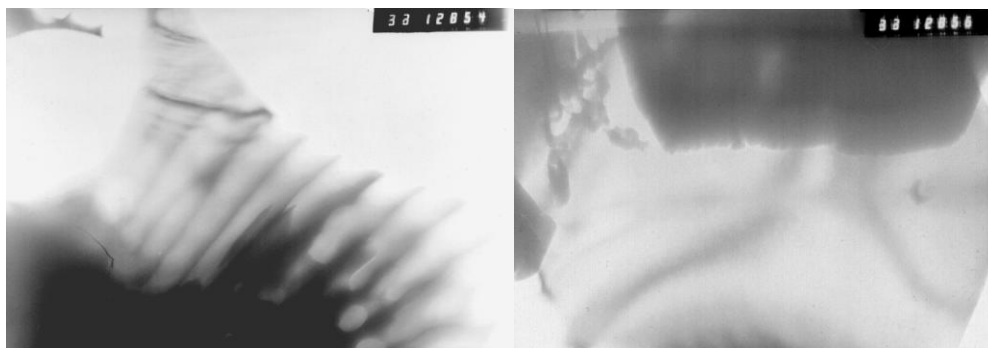


15000x



15000x

Rys.4.27. Struktura obserwowana na powierzchni cienkich folii metodą SEM (w elektronach wtórnych).

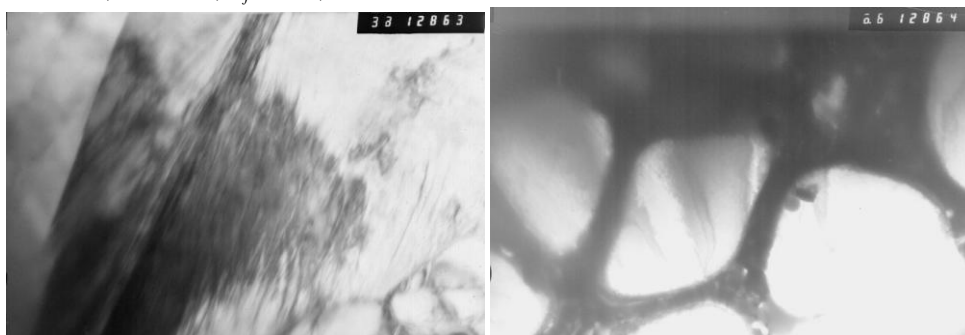
na głębokości około 35  $\mu\text{m}$ ; 3300x

6600x

na głębokości około 150 $\mu\text{m}$ ; 33000x

6600x

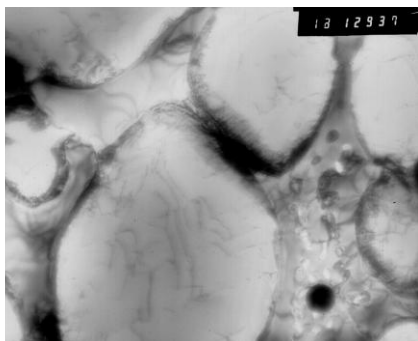
Rys. 4.28. Struktura obserwowana na cienkich foliach, próbka po obróbce hybrydowej;  
 $P = 2 \text{ kW}$ ,  $d = 3 \text{ mm}$ ,  $V_f = 300$ ,  $X = 6 \text{ mm}$   $F = 100 \text{ N}$ .

na głębokości około 150 $\mu\text{m}$ ; 33000xna głębokości około 150 $\mu\text{m}$ ; 6600x

Rys. 4.29. Struktura obserwowana na cienkich foliach, próbka po obróbce hybrydowej;  
 $P = 2 \text{ kW}$ ,  $d = 3 \text{ mm}$ ,  $V_f = 300 \text{ mm/min}$ ,  $X = 6 \text{ mm}$   $F = 100 \text{ N}$ .

Analiza mikrostruktury po OLM na cienkich foliach wykonanych około 50  $\mu\text{m}$  od powierzchni nie wykazała obecności bliźniaków i pasm poślizgów.

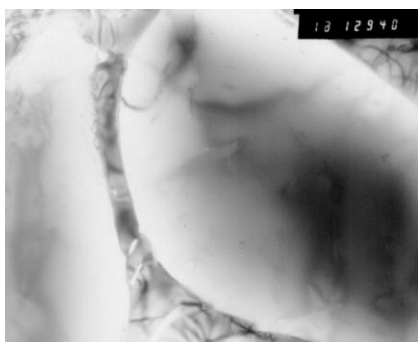
Na rysunku 4.30 przedstawiono strukturę badanego materiału. Analogicznie jak w poprzednim przypadku widoczna jest jasna jednorodna faza otoczona szkieletem o bardziej złożonej budowie. Przy większym powiększeniu widoczne są fragmenty eutektyki.



13000x



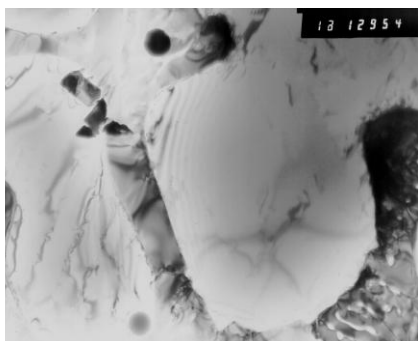
16000x



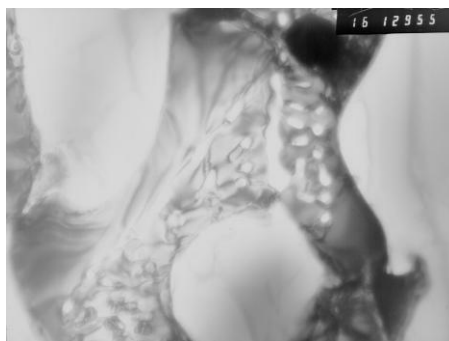
13000x



16000x

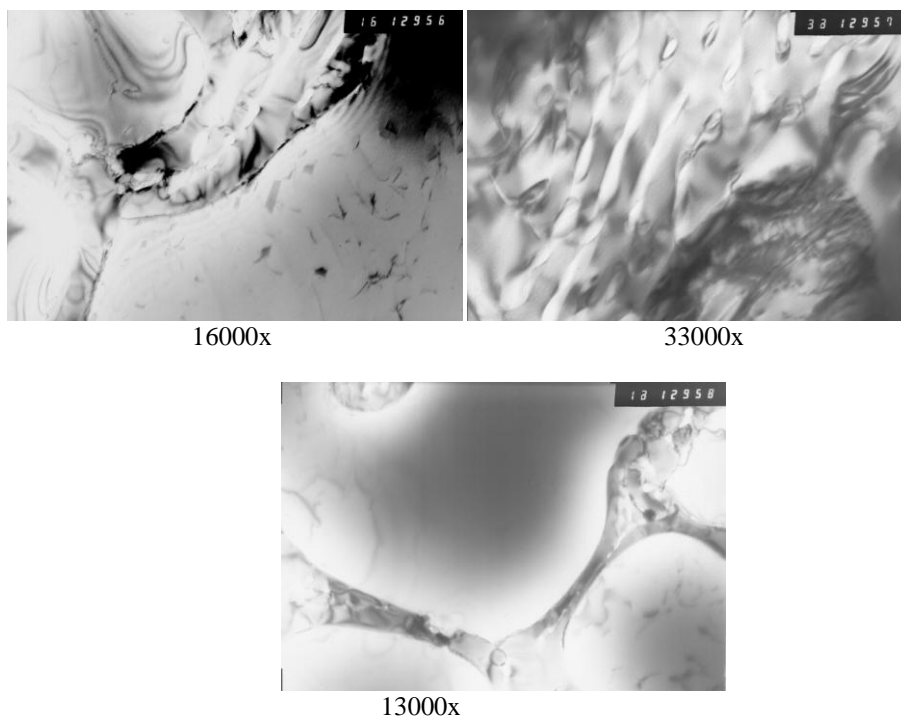


13000x



16000x

Rys.4.30. Struktura materiału na głębokości około 50 $\mu$ m od powierzchni badana na cienkich foliach z przekroju wzdłużnego próbki –. Próbka stopowana laserowo, TEM.



Rys.4.31. Struktura materiału na głębokości około 50  $\mu\text{m}$  od powierzchni, badana na cienkich foliach z przekroju wzdłużnego próbki –. Próbkę stopowaną laserowo, TEM.

Przeprowadzone badania wykazały wzrost gęstości dyslokacji, ilości pasm poślizgu oraz bliźniaków po obróbce hybrydowej w stosunku do próbki stopowanej. Wyraźne różnice struktury występują w odległości około 150  $\mu\text{m}$  od powierzchni.

Pomiary mikrotwardości przeprowadzono w środkowej strefie przetopienia zarówno dla próbek po obróbce laserowo mechanicznej jak i po stopowaniu. Wyniki mikrotwardości jest wartością średnia z 5 pomiarów. W tabeli 4.8 podano wartości mikrotwardości dla 5 odległości 0.02, 0.1, 0.2, 0.3, 0.4 i 0.6 mm od powierzchni obejmujące, zatem również strefę wpływu ciepła o strukturze martenzytyczne. Wartości mikrotwardości warstwy stopowej różnią się znacznie między sobą. W przypadku dużych głębokości przetopienia, powyżej 0.7 mm, mikrotwardość materiału stopowanego laserowo wynosi 840–880 HV. Jest to związane z większym udziałem pierwiastków materiału podłoża w strefie stopowej tj. Fe i C niż dla warstw o mniejszej grubości. Obecność tych pierwiastków sprzyja powstawaniu twardego martenzytu w strefie stopowej. Warstwy stopowe o mniejszej grubości (poniżej 0.5 mm) charakteryzują się niższą mikrotwardością 440–570 HV.

Tabela 4.8. Wartości mikrotwardości dla warstwy stopowanej laserowo przy różnych prędkościach posuwu  $P = 2\text{kW}$   $d = 2\text{mm}$ .

$V_f$ [mm/min]	Mikrotwardość HV 0.02					
	g=0.02 [mm]	g=0.1 [mm]	g=0.2 [mm]	g=0.3 [mm]	g=0.4 [mm]	g=0.6 [mm]
150	850	880	750	950	820	790
210	580	530	500	520	520	
300	760	520	470	480	480	
420	520	540	520	550		
600	510	470	500	470		

Tabela 4.9. Wartości mikrotwardości dla stali 45 stopowanej laserowo Stelitem 6 i nagniatanej ślizgowo przy zmiennych parametrach obróbki.

Nr STS	Parametry obróbki			Mikrotwardość HV 0.02					
	F [N]	$V_f$ [mm/min]	X [mm]	g=0.02 [mm]	g=0.1 [mm]	g=0.2 [mm]	g=0.3 [mm]	g=0.4 [mm]	g=0.6 [mm]
1	120	210	4	620	570*	520	520	490	580
2	170	210	4	890	940	940	930	860	860
3	120	420	4	520	510	480	560	490	510
4	170	420	4	920	570	550	520	530	580
5	120	210	8	864	710	610	530	462	515
6	170	210	8	870	495	570	580	460	
7	120	420	8	640	500	430	480		
8	170	420	9	760	670	680	680	590	
9	100	300	5	960	820	820	700	540	550
10	200	300	5	710	580	580	610	570	
11	140	150	5	910	830	840	840	840	880
12	140	600	5	600	530	530	470	490	
13	140	300	3	920	840	800	760	820	880
14	140	300	11	805	665	600	600		
15	140	300	5	885	800	750	650	650	
16	140	300	5	760	540	500	520	500	
17	140	300	5	800	620	590	520	510	
18	140	300	5	760	550	560	500		
19	140	300	5	760	600	620	560	520	
20	140	300	5	790	630	570	550	530	



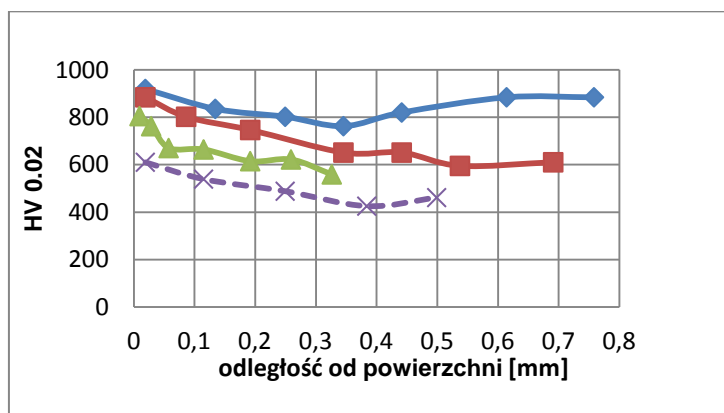
Na podstawie wyników pomiarów mikrotwardości wyznaczono względne procentowy przyrost mikrotwardości dla każdej z próbek wywołany zgniotem powierzchniowym oraz oszacowano grubość warstwy zgniecionej. Przyjęto, że jest to warstwa, w której wystąpił przyrost twardości względem materiału stopowanego o minimum 10%.

Tabela 4.10. Procentowe zmiany mikrotwardości WW dla różnych głębokości od powierzchni próbek ze stali 45 stopowanych Stellitem 6 po mikro-nagniataniu ślizgowym oraz grubości strefy zgniotu  $G_z$ .

Nr STS	Parametry obróbki			Przyrost mikrotwardości [%]						$G_z$ [mm]
	F [N]	$V_f$ [mm/min]	X [mm]	$g=0.02$ [mm]	$g=0.1$ [mm]	$g=0.2$ [mm]	$g=0.3$ [mm]	$g=0.4$ [mm]	$g=0.6$ [mm]	
1	120	210	4	13	12	13	14	5		0.35
2	170	210	4	64	95	95	90	110	91	0.6
3	120	420	4	0	0					0
4	170	420	4	35	34	32	41	34	25	0.05
5	120	210	8	38	32	21	19	14	0	0.4
6	170	210	8	33	0					0.4
7	120	420	8	30	2					0.08
8	170	420	9	47	29	23	31	8		0.35
9	100	300	5	41	37	34	30	13	10	0.44
10	200	300	5	19	10	13	19	21		0.53
11	140	150	5	6	0	0				0.8
12	140	600	5	12	0	0				0.1
13	140	300	3	60	43	44	45	49	51	0.8
14	140	300	11	29	12	16	12			0.3
15	140	300	5	38	34	29	17	30		0.44
16	140	300	5	29	11	10	11			0.28
17	140	300	5	24	13	18	10			0.25
18	140	300	5	23	12	11	8			0.26
19	140	300	5	16	13	14	12			0.38
20	140	300	5	26	16	16	12			0.31

Na rysunku 4.32 przedstawiono rozkłady mikrotwardości stali 45 stopowanej Stellitem 6 i nagniatanej ślizgowo przy prędkości posuwu 300 mm/min i sile  $F = 140$  N dla różnej temperatury w strefie nagniatanej. Liniją przerywaną

zaznaczono mikrotwardość materiału po stopowaniu laserowym. Dla wszystkich analizowanych przypadków można stwierdzić wzrost twardości wywołany zgniotem powierzchniowym. Najmniejszy przyrost twardości można zaobserwować dla próbki nagniatanej w najniższej temperaturze,  $X = 11$  mm, również grubość strefy zgniotu jest też najmniejsza. W tym przypadku temperatura w strefie oddziaływania pierwszego elementu nagniatającego wynosiła około 450 K a drugiego 380 K. Największe umocnienie i grubość strefy zgniotu obserwuje się przy nagniataniu w najwyższej temperaturze, około 950 i 800 K,  $X = 3$ .



Rys.4.32. Rozkład mikrotwardości stali 45 stopowanej Stellitem 6  $\times$  oraz nagniatanej ślizgowo  $V_f = 300$  mm/min,  $F = 140$  N,  $X = 3$  mm –  $\blacklozenge$ ,  $X = 5$  mm –  $\blacksquare$ ,  $X = 11$  mm –  $\blacktriangle$ .

Analiza wyników obejmowała badania korelacji parametrów obróbki laserowo–mechanicznej:  $F$ ,  $X$ ,  $V_f$  z:

- grubością strefy zgniotu –  $G_z$ ,
- względnym przyrostem mikrotwardości w odległości 0.2 mm od powierzchni nagniatanej –  $\Delta HV$ ,

Dokonano wyboru funkcji regresji, statystyczną weryfikację adekwatności funkcji aproksymującej oraz weryfikację istotności jej współczynników. Przeprowadzono próby aproksymacji przy pomocy funkcji potęgowej oraz wielomianu pierwszego stopnia. Pełne wyniki analizy dla obu rodzajów funkcji zostały przedstawione w pracach [190, 251]. Poniżej przedstawiono otrzymane funkcje regresji wykazujące lepsze dopasowanie. W tabeli 4.11 przedstawiono weryfikację adekwatności funkcji aproksymującej oraz weryfikację istotności współczynników funkcji aproksymującej.

$$G_z = 0.32 + 0.0015F + 0.00034V_f - 0.018X \quad (4.1)$$

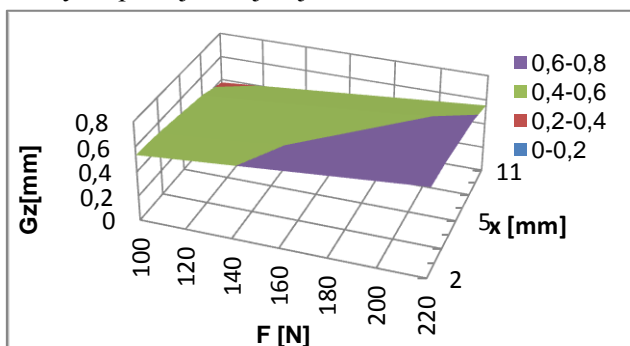
$$\Delta HV = 1461 F^{0.2} V_f^{-0.28} X^{-0.14} \quad (4.2)$$

Tabela 4.11 Zestawienie wyników analizy funkcji regresji dla grubości strefy zgniotu i przyrostu mikrotwardości stali po obróbce hybrydowej stali 45 stopowanej Stellitem i nagniatanej ślizgowo.

Nr	Zmienna	R	F	$\bar{b}$	T1	T2	T3
4.1	Gz	0.75	6.84	0.14	2.62	3.1	2.05
4.2	$\Delta HV$	0.53	2.1	108	0.75	2.14	1.03

Dla obu równań spełniony jest warunek  $F > F_{kr}$ . Dla równania 4.1 współczynnik korelacji wielokrotnej równania jest wysoki a zależność pomiędzy badanymi własnościami znaczna. Współczynnik  $T1$  jest nieistotny na poziomie ufności  $\alpha = 0.1$ . Współczynnik korelacji wielokrotnej dla równania 4.2 opisującego zależność przyrostu twardości materiału od parametrów procesu jest umiarkowany a zależność pomiędzy badanymi własnościami istotna. Współczynniki  $T1$ ,  $T3$  są nieistotne poziomie ufności  $\alpha = 0.1$ . Umiarkowana korelacja pomiędzy przyrostem twardości a parametrami procesu wynika prawdopodobnie z różnego składu chemicznego warstwy i związanego z tym różnic twardości materiału WW. Przy małych prędkościach posuwu występują duże głębokości przetopienia i udział martenzytu rośnie a z nim twardość warstwy. Zmiana mikrotwardości wywołana różnicami składu fazowego przy zmianie prędkości posuwu ma większy wpływ niż zgniot powierzchniowy wprowadzony nagniataniem.

Na rysunku 4.33 przedstawiono zależność pomiędzy grubością strefy zgniotu a siłą i odległością narzędzia nagniatającego  $X$  od osi wiązki dla ustalonej prędkości posuwu 300 mm/min. Największe wielkości strefy zgniotu występują przy temperaturze w obszarze nagniatania pierwszego elementu powyżej 650 K i wysokich naciskach. Dla  $F > 140$  N oraz odległości  $X < 6$  mm grubość strefy zgniotu jest większa niż grubość strefy stopowej i obejmuje również SWC.

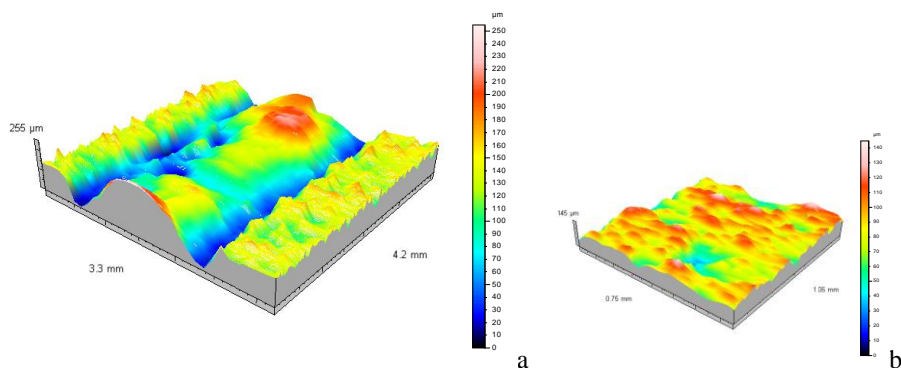


Rys.4.33. Zależność pomiędzy grubością strefy zgniotu dla stali 45 stopowanej Stellitem 6 po OLM a siłą i odległością narzędzia nagniatającego  $X$  od osi wiązki dla prędkości posuwu 300 mm/min.

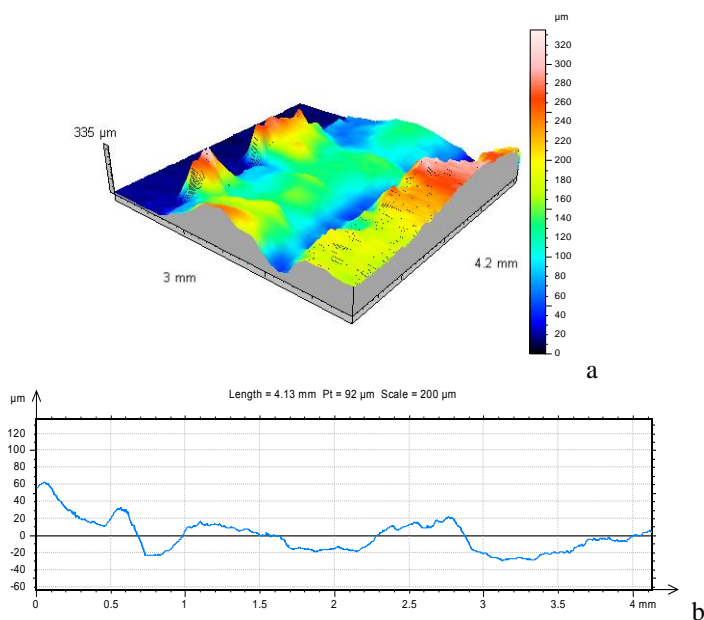
#### 4.3.2. Badania struktury geomerycznej powierzchni po stopowaniu laserowym z nagniataniem ślizgowym

Pomiary chropowatości powierzchni przeprowadzono dla każdej ścieżki po obróbce stopowania laserowego oraz stopowania laserowego połączonego z nagniataniem ślizgowym. Pomiary topografii 3D prowadzono w centralnym obszarze przetopienia. Wartości parametrów topograficznych wyznaczono dla pola o wymiarach 1.4 mm x 4 mm. Pomiary profilowe zostały przeprowadzone dla odcinka pomiarowego 4 mm, równoległego do prędkości posuwu w środkowej części strefy przetopienia. Zastosowano cut-off 0.8 dla wszystkich mierzonych profili. Wartości parametrów profilu niefiltrowanego, chropowatości i falistości są wartością średnią z 16 zmierzonych profili.

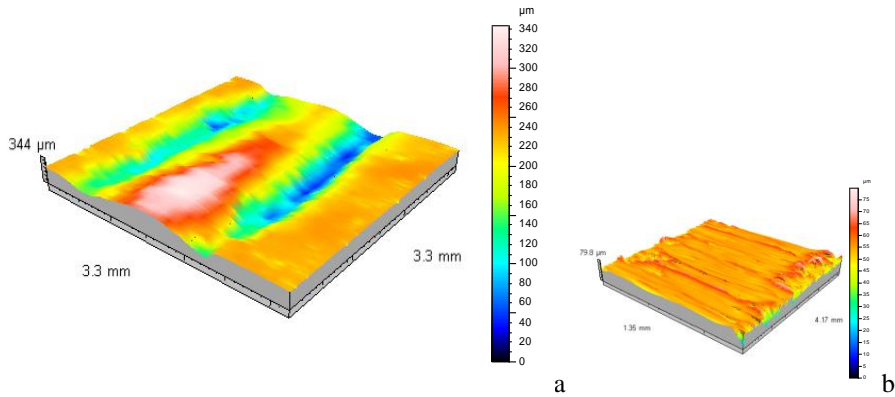
Badania topografii powierzchni wykazały, że we wszystkich przypadkach zastosowanie procesu nagniatania prowadziło do wygładzenia powierzchni. Na rysunku 4.34 przedstawiono widok powierzchni po stopowaniu laserowym, z boków widoczne są fragmenty nieprzetopionego pokrycia Stellite naniesionego metodą detonacyjną. Strefa przetopienia ma wypukły, lekko asymetryczny kształt, wzdłuż osi ścieżki widoczna jest falistość powierzchni. Powierzchnia po stopowaniu laserowym i mały fragment powierzchni po nagniataniu ślizgowym widoczny jest na rysunku 4.34. W obszarze nagniatanym ( $X = 3-4$  mm) chropowatości uległy wygładzeniu, wierzchołki są spłaszczone zarówno w strefie przetopu jak i dla pokrycia nieprzetopionego. Efekt ten obserwuje się również na profilu równoległym do osi ścieżki. Słabsze jest oddziaływanie narzędzia w obszarze wgłębień, przy brzegu ścieżki laserowej. Obszar po nagniataniu ślizgowym dla próbki po OLM przy następujących parametrach  $F = 140$  N,  $V_f = 150$  mm/min,  $X = 5$  mm przedstawia rysunek 4.35. Widoczne jest spłaszczenie powierzchni i wyraźne ślady oddziaływania narzędzia przy większym powiększeniu. W tabeli 4.12 przedstawiono parametry amplitudowe topografii powierzchni po stopowaniu laserowym, w tabeli 4.13 dla powierzchni po stopowaniu i nagniataniu ślizgowym.



Rys. 4.34. Widok powierzchni stali 45 stopowanej laserowo Stellitem 6 przy prędkości posuwu  $V_f = 210$  mm/min – a. Fragment centralnej części przetopienia – b.



Rys. 4.35. Widok – a i profil – b powierzchni próbki stopowanej laserowo przy prędkości posuwu  $V_f = 210$  mm/min. Odcinek 3 – 4 mm, widoczny fragment po nagniataniu ślizgowym. Profil wzdłuż osi ścieżki: stopowanie laserowe 0 – 3 mm, 3 – 4 mm stopowanie i nagniatanie ślizgowe.



Rys.4.36. Widok powierzchni stali 45 stopowanej laserowo przy prędkości posuwu  $V_f = 210$  mm/min – a. Fragment po nagniataniu ślizgowym z widocznymi śladami oddziaływania narzędzia nagniatającego – b.

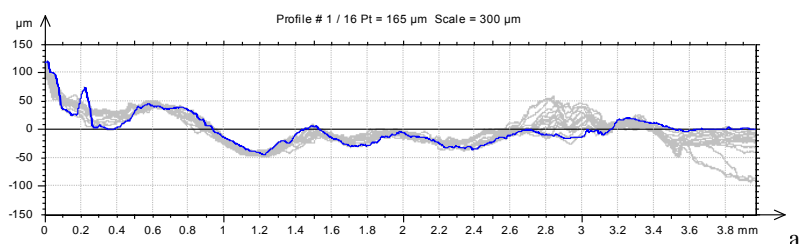
Tabela 4.12. Parametry topografii 3D powierzchni po stopowaniu laserowym stali 45 Stellitem 6.

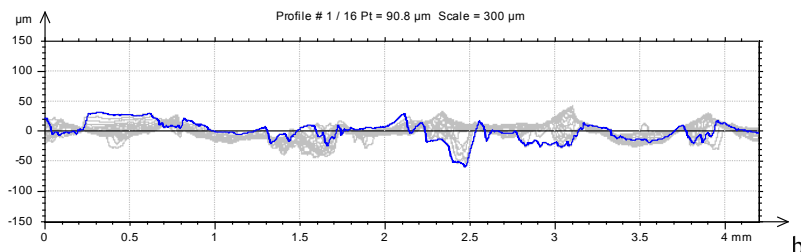
$V_f$ [mm/min]	Parametry topografii powierzchni po stopowaniu laserowym					
	$S_a$ [ $\mu\text{m}$ ]	$S_p$ [ $\mu\text{m}$ ]	$S_{sk}$	$S_z$ [ $\mu\text{m}$ ]	$S_{dc}$ [ $\mu\text{m}$ ]	$S_{ds}$ [pik/mm <sup>2</sup> ]
150	44.1	136	-0.16	249	95.7	322
210	39.7	167	-0.626	288	80.8	360
300	31.8	98.7	-1.19	231	56.6	340
420	29.5	66.9	-0.747	164	60.8	323
600	54.3	124	-0.439	273	123	169

Na rysunku 4.37 przedstawiono profile chropowatości po stopowaniu laserowym i po stopowaniu połączonym z nagniataniem dla próbki po OLM przy następujących parametrach procesu  $F = 140$  N,  $V_f = 150$  mm/min,  $X = 5$  mm. Widoczna jest wyraźna zmiana charakteru topografii powierzchni. Duża falistość występująca po stopowaniu została wyeliminowana przez nagniatanie. Wierzchołki chropowatości zostały spłaszczone. W tabelach 4.13 i 4.14 przedstawiono wybrane parametry profili powierzchni, chropowatości i falistości mierzone równoległe do kierunku posuwu dla powierzchni po stopowaniu laserowym oraz po stopowaniu i nagniataniu ślizgowym.

Tabela 4.13. Parametry topografii 3D powierzchni po stopowaniu laserowym stali 45 Stellitem 6 i nagniataniu ślizgowym.

Nr STS	Parametry procesu			Parametry topografii powierzchni obróbka hybrydowa					
	F [N]	V <sub>f</sub> [mm/min]	X [mm]	S <sub>a</sub> [μm]	S <sub>p</sub> [μm]	S <sub>sk</sub>	S <sub>z</sub> [μm]	S <sub>dc</sub> [μm]	S <sub>ds</sub> [pik/mm <sup>2</sup> ]
1	120	210	4	25,4	61.6	-0.46	136	57.6	137
2	170	210	4	19.3	43.1	-0.69	96	42.5	130
3	120	420	4	41.1	101	-0.518	241	89.6	174
4	170	420	4	23.2	47.7	-0.613	122	52.0	135
5	120	210	8	47.2	89.5	-0.74	232	103	176
6	170	210	8	32	83.2	-0.129	155	72.1	215
7	120	420	8	36.3	107	-0.556	281	74.9	121
8	170	420	9	36	67.8	-0.902	196	72.9	176
9	100	300	5	24.8	59.3	-0.541	151	54.8	157
10	200	300	5	22.9	62	-0.696	142	48.6	267
11	140	150	5	43.6	86.8	-0.773	231	92.9	145
12	140	600	5	31.5	74.5	-0.343	164	73.6	74
13	140	300	3	19.8	41.7	-0.428	108	46.1	152
14	140	300	11	27.5	60.8	-0.508	191	59.0	140
15	140	300	5	21.2	56.9	-0.556	110	46.1	198
16	140	300	5	23.3	48.6	-0.462	125	52.5	159
17	140	300	5	31	93.5	-0.163	176	68.1	145
18	140	300	5	28.5	65.7	-0.223	190	57.0	194
19	140	300	5	23.2	54.7	-1.09	144	46.6	280
20	140	300	5	24.1	67.8	-0.567	132	49.8	198





Rys.4.37. Profile powierzchni po: a – stopowaniu i b – stopowaniu z nagniataniem ślizgowym  $F = 140 \text{ N}$ ,  $V_f = 150 \text{ mm/min}$ ,  $X = 5 \text{ mm}$ .

Tabela 4.14. Parametry profilu, chropowatości i falistości powierzchni po stopowaniu laserowym stali 45 Stelitem 6.

$V_f$ [mm/min]	Parametry profilowe obróbka laserowa								
	$P_a$ [ $\mu\text{m}$ ]	$P_t$ [ $\mu\text{m}$ ]	$R_a$ [ $\mu\text{m}$ ]	$R_p$ [ $\mu\text{m}$ ]	$R_t$ [ $\mu\text{m}$ ]	RSm [mm]	$W_a$ [ $\mu\text{m}$ ]	$W_t$ [ $\mu\text{m}$ ]	WSm [mm]
150	31.2	179	6.05	17.6	46.8	0.263	27.6	109	1.01
210	22	162	5.82	13.9	40.6	0.28	18	65.3	2.32
300	11.1	69.2	4.31	12.7	38	0.178	5.32	25.7	
420	15.2	77.5	3.58	9.36	30.3	0.179	13.3	52.4	1.6
600	29.2	135	4.53	11.6	32.1	0.257	24.3	79.8	1.47

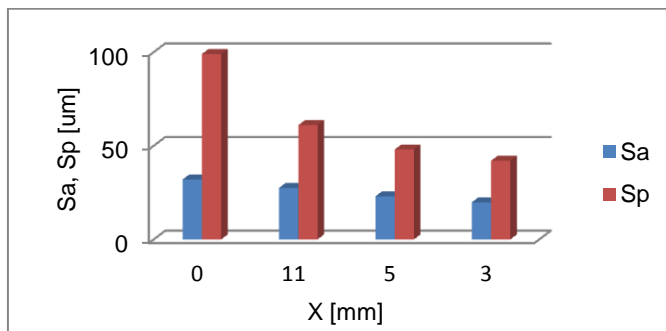
Nagniatanie ślizgowe powoduje przebudowę struktury geometrycznej powierzchni. Wysokości nierówności powierzchni ulegają zmniejszeniu. Wyraźna jest zmiana wielkości wszystkich parametrów amplitudowych zarówno 3D:  $S_w$ ,  $S_p$ ,  $S_z$ , jak i profilowych:  $P_w$ ,  $P_t$ . W stosunku do powierzchni po stopowaniu laserowym występuje około dwukrotne zmniejszenie wartości średnich ( $S_a$ ) wysokości chropowatości i około trzykrotne parametrów opisujących wysokości wierzchołków  $S_p$ . Zmiana wysokości nierówności zależy od parametrów OLM. Na rysunku 4.38 przedstawiono zmianę wartości parametru  $S_a$  i  $S_p$  po obróbce dla różnych odległości narzędzia od osi wiązki przy prędkości posuwu 300 mm/min i  $F = 140$ . Wraz ze wzrostem temperatury w strefie oddziaływania pierwszego elementu nagniatającego, która wynosi około:  $X = 11 \text{ mm}$  450 K,  $X = 5 \text{ mm}$  750 K,  $X = 3 \text{ mm}$  950 K, występuje większe wygładzenie powierzchni. Rysunek 4.39 przedstawia parametry topografii po nagniataniu z różnymi siłami przy ustalonej prędkości posuwu i  $X$ , a więc dla stałej temperatury w strefie obróbki. Widoczna jest znaczna redukcja wielkości chropowatości w stosunku do powierzchni po stopowaniu, wpływ siły nagniatającej



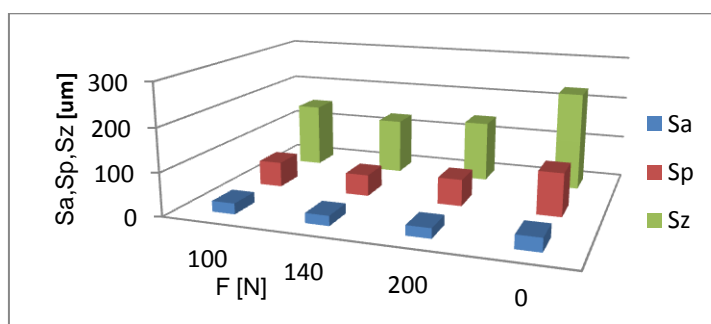
na zmiany wielkości chropowatości są mniejsze niż temperatury w strefie obróbki. Po stopowaniu z nagniataniem występuje większa gęstość wierzchołków na jednostkę powierzchni, nierówności mają mniejsze pochylenia zboczy. Analiza parametrów profilowych wskazuje, że nagniatanie spowodowało redukcję zarówno chropowatości jak i falistości powierzchni. Podziałka chropowatości ( $RSm$ ) jest większa po OLM niż stopowaniu.

Tabela 4.15. Parametry profilu, chropowatości i falistości powierzchni po stopowaniu laserowym stali 45 Stelitem 6 i nagniatanej ślizgowo.

N STS	Parametry procesu			Parametry profilowe obróbka hybrydowa							
	F [N]	Vf [mm/min]	X [mm]	$P_a$ [ $\mu$ m]	$P_t$ [ $\mu$ m]	$R_a$ [ $\mu$ m]	$R_p$ [ $\mu$ m]	$R_t$ [ $\mu$ m]	$RSm$ [mm]	$W_a$ [ $\mu$ m]	$W_t$ [ $\mu$ m]
1	120	210	4	10.9	53.2	2.27	7.61	19.4	0.238	10.4	35.9
2	170	210	4	4.12	28.2	1.57	6.25	14.6	0.21	2.86	13.6
3	120	420	4	18.1	92.8	3.27	13.7	28.6	0.350	17.7	62.7
4	170	420	4	5.47	35.9	2.32	7.93	19	0.232	4.5	19.4
5	120	210	8	24.1	110	4.26	15.3	34.3	0.384	24.9	84
6	170	210	8	12.7	63.5	2.6	8.3	24.7	0.286	9.36	34.7
7	120	420	8	28.6	114	4.73	13	34.7	0.423	28.9	95.5
8	170	420	8	20.1	97.3	3.91	12.3	32.1	0.3	20.2	72.4
9	100	300	5	16.2	98.6	5.19	16.6	38.9	0.482	13.7	59.5
10	200	300	5	9.74	68.3	5.02	16.8	46.1	0.294	7.57	31.4
11	140	150	5	12.8	109	3.67	10.8	26.7	0.365	7.42	24.1
12	140	600	5	17.4	86.1	3.2	12	29	0.290	14	54.9
13	140	300	3	5.93	32.9	1.85	7.35	15.5	0.227	4.35	17.1
14	140	300	11	19.2	79.1	3.41	8.94	28	0.492	17.9	64.1
15	140	300	5	10.6	64.1	2.76	14.5	32.5	0.325	7.55	30.5
16	140	300	5	8.41	42.9	2.65	7.48	20.5	0.245	6.86	28.2
17	140	300	5	20.5	115	4.31	14.5	33.1	0.332	16.8	80.5
18	140	300	5	17.5	78.8	2.98	9.21	28.6	0.277	17.2	58.5
19	140	300	5	8.22	51.7	4.28	12.2	36.6	0.274	5.21	26.1
20	140	300	5	10.6	64.1	4.01	12.4	32.2	0.287	7.61	32.1



Rys. 4.38. Wpływ odległości narzędzia od osi wiązki na parametry topografii  $S_a$  i  $S_p$  po obróbce hybrydowej dla prędkości posuwu 300 mm/min i  $F = 140$  N.



Rys. 4.39. Wpływ siły na wartość parametrów topografii  $S_a$ ,  $S_p$  i  $S_z$  po obróbce hybrydowej, prędkość posuwu 300 mm/min,  $X = 5$ .

Statystyczna analiza wyników została przeprowadzona zgodnie z trybem opisanym w rozdziale 2.5. Analizowano zależności pomiędzy wartością siły  $F$ , odległością narzędzia  $X$  od osi wiązki laserowej oraz prędkością posuwu a następującymi parametrami opisującymi SGP:  $S_a$ ,  $S_z$ ,  $P_a$ ,  $P_t$ . We wszystkich analizowanych przypadkach lepsze dopasowanie wykazuje funkcja potęgowa. Poniżej przedstawiono uzyskane zależności. Wyniki analizy funkcji regresji przedstawiono w tabeli 4.16.

$$S_a = 180.7 F^{-0.48} V_f^{-0.027} X^{0.41} \quad (4.3)$$

$$S_z = 2254 F^{-0.67} V_f^{-0.057} X^{0.58} \quad (4.4)$$

$$P_a = 302 F^{-1.48} V_f^{0.37} X^{1.19} \quad (4.5)$$

$$P_t = 8187 F^{-1.06} V_f^{-0.099} X^{0.52} \quad (4.6)$$

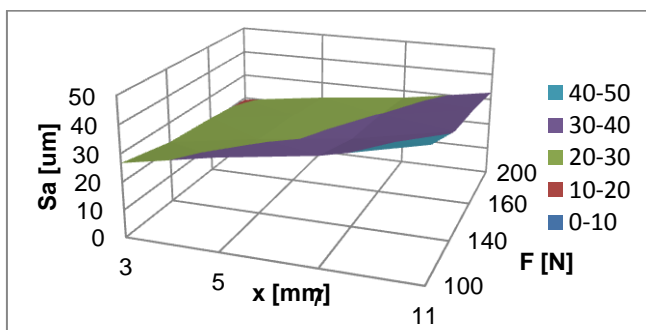
Współczynniki korelacji równań 4.3, 4.4 i 4.6 są umiarkowane a zależność pomiędzy badanymi własnościami istotna. Współczynnik korelacji równania 4.5 opisującego zależność średniego odchylenia profilu od linii średniej a parametrami

OLM jest wysoki a zależność pomiędzy badanymi własnościami dobra, również wszystkie współczynniki równania są istotne na poziomie ufności 0.1. Dla pozostałych równań współczynnik  $T2$  równania związany z prędkością posuwu jest nieistotny na poziomie ufności 0.1. Wszystkie zależności wykazują wzrost wysokości nierówności powierzchni wraz ze wzrostem  $X$ , a więc przy zmniejszaniu się temperatury w obszarze oddziaływania elementów nagniatających oraz mniejszych sił i prędkości posuwu. Wpływ prędkości posuwu jest pomijalny, natomiast siła i temperatura w strefie obróbki decydują o SGP.

Tabela 4.16. Zestawienie wyników analizy funkcji regresji dla związku pomiędzy parametrami obróbki hybrydowej a parametrem topografii powierzchni dla stopowania stali 45 i nagniatania ślizgowego.

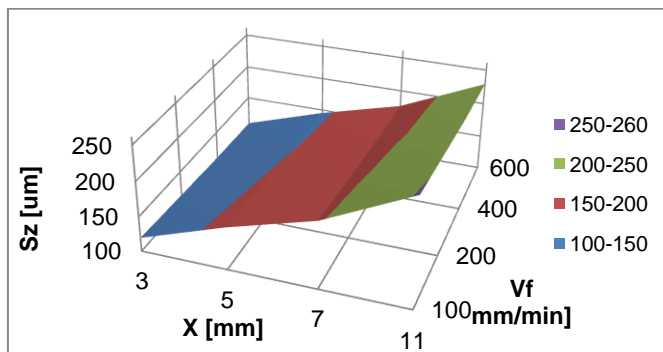
Nr równania	Zmienna	R	F	6	T1	T2	T3
4.3	$S_a$	0.57	2.6	6.7	1.42	0.16	2.4
4.4	$S_z$	0.68	4.6	36.4	1.98	0.33	3.15
4.5	$P_a$	0.86	15.1	3.39	3.65	1.8	5.38
4.6	$P_t$	0.59	2.9	19	2.17	0.4	2

Na rysunku 4.40 przedstawiono zależność pomiędzy siłą  $F$  i odległością  $X$  a parametrem  $S_a$  dla stałej prędkości posuwu 300 mm/min. Wraz ze wzrostem siły nagniatania i spadkiem odległości narzędzia, a więc ze wzrostem temperatury w obszarze nagniatania średnie wysokości nierówności powierzchni maleją.



Rys. 4.40. Zależność pomiędzy siłą  $F$  i odległością  $X$  a parametrem  $S_a$  dla stałej prędkości posuwu 300 mm/min wg. zależności 7.3.

Podobnie jak dla parametru  $S_a$  maksymalne wysokości nierówności rosną wraz ze wzrostem odległości narzędzia od osi wiązki laserowej  $X$ , natomiast wzrost prędkości posuwu i siły nagniatania powoduje spadek wysokości nierówności.



Rys.4.41. Zależność pomiędzy prędkością posuwu i odległością  $X$  a parametrem  $S_z$  dla stałej siły  $F = 140$  N wg. zależności 4.4 tabela 4.22.

#### 4.4. Analiza wyników badań

Opracowana technologia oraz głowica do obróbki powierzchniowej nagniataniem ślizgowym z systemem mocowania i pozycjonowania, pozwala na realizację obróbki laserowo–mechanicznej. Szeroki zakres regulacji siły nagniatającej od 50 do 200 N, temperatura w strefie nagniatania 300 – 950 K oraz intensywności procesu pozwala na prowadzenia procesu OLM dla materiałów o zróżnicowanych właściwościach.

Wyniki badań dla hartowania przetopieniowego stali 45 i stopowania Stellite 6 z jednoczesnym nagniataniem ślizgowym wykazały, że proces z powodzeniem może być stosowany w przypadku materiałów charakteryzujących się wysoką twardością i niską plastycznością jako obróbka gładkościowa i umacniająca. W obu analizowanych przypadkach uzyskano warstwę wierzchnią o korzystnej topografii powierzchni i mikrostrukturze.

W wyniku OLM uzyskano dwukrotną redukcję wysokości nierówności. Dla hartowania połączonego z nagniataniem stali 45, o twardości około 900 HV, otrzymano wysokości chropowatości porównywalne z uzyskiwanymi po szlifowaniu. Umocnienie warstwy zgniotem powierzchniowym wynosiło rzędu 12% w strefie o grubości 200  $\mu\text{m}$ . W przypadku struktury martenzytycznej o wysokiej twardości są to typowe wielkości uzyskiwane dla klasycznego nagniatania ślizgowego. Temperatura w strefie nagniatania została dobrana prawidłowo. Nie wystąpiła rekryształizacja materiału. W strefie poniżej 150  $\mu\text{m}$  pod powierzchnią stwierdzono występowanie pasm poślizgów i bliźniaków, duża gęstość dyslokacji typowych przy umocnieniu materiału przez zgniot.

Struktura geometryczna powierzchni po OLM dla hartowania stali 45 silnie zależy od parametrów procesu. Największy wpływ na efekty obróbki ma temperatura, w której przebiega proces nagniatania. Najkorzystniejsze efekty uzyskano, gdy temperatura w strefie oddziaływania pierwszego elementu wynosiła około 400 – 500 K, a dla drugiego 300 – 400 K. W wyższej temperaturze obserwowano zjawisko przepychania plastycznego materiału z obszarów o najwyższej temperaturze. Efektu tego nie stwierdzono w przypadku stopowania Stellitem, który charakteryzuje się mniejszymi zmianami własności plastycznych niż stal 45 w stosowanym zakresie temperatury. Dobór temperatury w obszarze nagniatania powinien uwzględniać zmianę własności plastycznych materiału obrabianego ze wzrostem temperatury.

W przypadku obróbki wielościżkowej stwierdzono, że wielokrotne nagniatanie powoduje wzrost intensywności procesu nagniatania i związane z tym większą redukcję chropowatości oraz większy stopień zgniotu powierzchniowego. Przy stopowaniu wielościżkowym korzystne wyniki uzyskano przy niższej temperaturze w nagniatanym obszarze około 600 K, dzięki wielokrotnemu procesowi nagniatania powierzchni stopowanej. Stwierdzono ponad dwukrotną redukcję wysokości nierówności.

Czynnikiem determinującym SGP po obróbce hybrydowej jest siła nagniatania. Najkorzystniejsze efekty dla hartowania stali 45 uzyskano przy naciskach 100 N. W przypadku stopowania stali 45 Stellitem 6 największy zgniot powierzchniowy i głębokość umocnienia stwierdzono dla sił 140 – 200 N, jedynie przy stopowaniu wielościżkowym i wielokrotnej obróbce mechanicznej możliwe było zmniejszenie siły do 65 N przy zapewnieniu równie korzystnej struktury geometrycznej powierzchni.

Analiza wpływu parametrów OLM na stan WW wykazała, że:

- Występuje wysoka korelacja pomiędzy siłą nagniatania, prędkością posuwu i odległością głowicy nagniatającej od wiązki laserowej a grubością strefy zgniotu oraz parametrami chropowatości powierzchni, co pozwala na sterowanie procesem.
- Możliwe jest uzyskanie głębokości zgniotu, co najmniej równej głębokości strefy przetopienia, przy zastosowaniu siły nagniatania  $F > 140$  N i odległości  $X \leq 7$  mm i prędkościach posuwu nie większych niż 300 mm/min w przypadku stopowania Stellitem stali 45.

- Grubość strefy odkształceń plastycznych zależy głównie od temperatury w strefie nagniatania i wynosi 0.05 – 0.8 mm w zależności od parametrów obróbki hybrydowej.
- Stwierdzono stopień zgniotu powierzchniowego przy powierzchni 6 – 47% w zależności od parametrów procesu. Najistotniejszym czynnikiem w tym przypadku jest siła nagniatająca.
- Warstwa WW pomimo dużego stopnia zgniotu nie wykazuje pęknięć i śladów złuszczenia poza przypadkiem użycia maksymalnej siły (200 N).
- W wyniku nagniatania ślizgowego uzyskano redukcję wysokości chropowatości powierzchni w stosunku do stopowania laserowego. Redukcja chropowatości wyrażona parametrem  $S_a$  wyniosła do 2.4 razy. Parametr  $R_a$  wynosił 1.6 – 5  $\mu\text{m}$ .
- SGP po obróbce hybrydowej charakteryzuje się niższymi wysokościami nierówności i korzystniejszym ich kształtem: większą gęstością wierzchołków ( $S_{ds} = 74 - 280$ ) i pochyleniami zboczy nierówności w stosunku do powierzchni stopowanych laserowo.

Przedstawione wyniki dotyczące chropowatości warstwy wierzchniej, jej mikrotwardości i struktury po zastosowaniu obróbki hybrydowej, wskazują na użyteczność opracowanej metody do obróbki powierzchni o dużych chropowatościach wyjściowych i wysokiej twardości.

## 5. Obróbka hybrydowa z zastosowaniem nagniatania tocznego

W ramach prac związanych z opracowaniem nowej obróbki hybrydowej WW przeprowadzono badania nad zastosowaniem innego typu nagniatania – tocznego, jako obróbki gładkościowej powierzchni przetapianych laserowo. Analogicznie jak we wcześniej przedstawionym przypadku, obróbki laserowej połączonej z nagniataniem ślizgowym, proces nagniatania prowadzony był bezpośrednio na stanowisku laserowym jednocześnie z modyfikacją laserową WW. Zaprojektowano i wykonano głowicę do nagniatania tocznego przystosowaną do pracy na stanowisku laserowym w podwyższonej temperaturze w ramach prac projektowych [190]. Głównymi założeniami do konstrukcji głowicy do mikro-nagniatania powierzchni płaskich na stanowisku laserowym były:

- nagniatanie statyczne toczne,
- stała siła podczas nagniatania,
- zakres sił docisku głowicy do nagniatanej powierzchni  $F_n = 0 - 1000$  N,
- napęd zewnętrzny silnikiem z regulowaną prędkością obrotową,
- elementy nagniatające – rolki wykonane ze stali ŁH15,
- długość i kształt rolek projektowane indywidualnie do poszczególnych eksperymentów,
- liczba rolek nagniatających 8,
- docisk przez sprężynę centralną o doświadczalnie dobranej sztywności.

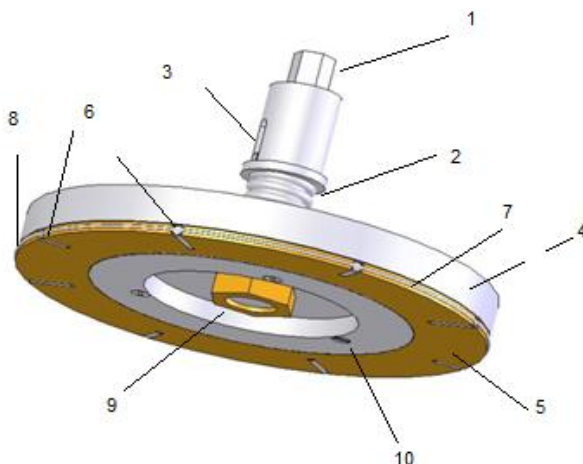
Celem OLM z zastosowania głowicy do nagniatania tocznego była obróbka gładkościowa materiałów o średniej i niskiej twardości.

### 5.1. Stanowisko do nagniatana tocznego powierzchni płaskich

Głowica działa na zasadzie tocznego łożyska wzdłużnego; jedną bieżnią jest płyta oporowa, drugą stanowi powierzchnia obrabiana. Pomiedzy tymi płytami w pierścieniu z promieniowymi kształtowymi kanałami, umieszczono rolki nagniatające. Grubość pierścienia jest mniejsza od średnic rolek, a kanały mają kształt otworów cylindrycznych o średnicy większej od grubości pierścienia. Elementy nagniatające usytuowane są promieniowo. Podczas obróbki głowica poprzez rolki dociskana jest do obrabianej powierzchni i wykonuje ruch obrotowy. Rolki tocząc

się po powierzchni i wywierając na obrabiany element określone naciski powodując lokalne jego odkształcenia sprężyste i plastyczne. Efektem oddziaływania głowicy jest wygładzanie powierzchni i wprowadzanie w warstwę wierzchnią odkształceń plastycznych, umocnienia i ściskających naprężeń własnych.

Regulacja siły nacisku realizowana jest przez przesuw pionowy części chwytowej głowicy względem obrabianej powierzchni na stanowisku obróbkowym, zapewnia ją odkształcenie sprężyny wynikające z założonej siły docisku rolek do obrabianej powierzchni. Do tego celu wykorzystywany jest układ posuwu pionowego stanowiska badawczego. Ruch obrotowy realizowano przy pomocy silnika elektrycznego, wolnoobrotowego o dużym momencie obrotowym (30 Nm), z regulowaną prędkością obrotową w zakresie 100 – 500 obr/min (rys. 5.1).



Rys. 5.1. Widok 3D głowicy do nagniatania tocznego.

Głównymi elementami głowicy (wliczając elementy od góry w dół rysunku) są:

- tuleja z częścią chwytową, sześciokąt (1),
- trzpień przenoszący moment obrotowy z tulei na tarczę oporową,
- sprężyna za pomocą, której wywierany jest regulowany docisk głowicy do obrabianej powierzchni (2),
- kulek przenoszący moment obrotowy z tulei na trzpień (3),
- tarcza oporowa (4),
- pierścień obrotowy (kosz łożyska), w którym mieszczony są nagniatające elementy toczne (5),
- elementy nagniatające o różnych kształtach i wymiarach (6),



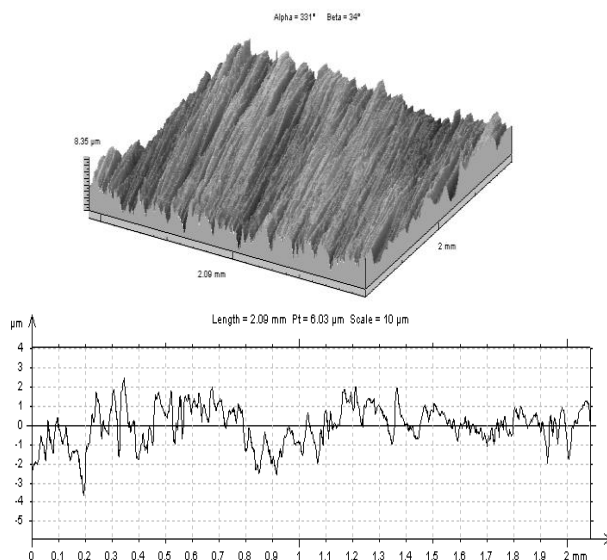
- pierścień sprężysty – zapobiegający wysuwaniu się elementów nagniatających z gniazd (7),
- tarcza prowadząca – zapewniająca centryczne położenie i możliwość ruchu obrotowego kosza łożyska (8),
- nakrętka śruby, trzpienia wiążąca trzpień z tarczą oporową (9),
- śruby mocujące tarczę prowadzącą z pierścieniem oporowym (10).

Przed nagniataniem układ docisku rolek do obrabianej powierzchni był wzorcowany przy pomocy dynamometru i w oparciu o wyniki wykonany został wzornik do ustawiania zaplanowanych w eksperymencie sił docisku rolek do obrabianej powierzchni. Ruch obrotowy przekazywany jest z silnika elektrycznego o regulowanej prędkości obrotowej za pomocą standardowego uchwytu na sześciokątny trzpień części chwytowej przyrządu. Dokumentacja głowicy zawierająca rysunki w perspektywie oraz wykonawcze głównych elementów została zamieszczona w sprawozdaniu z projektu badawczego [190].

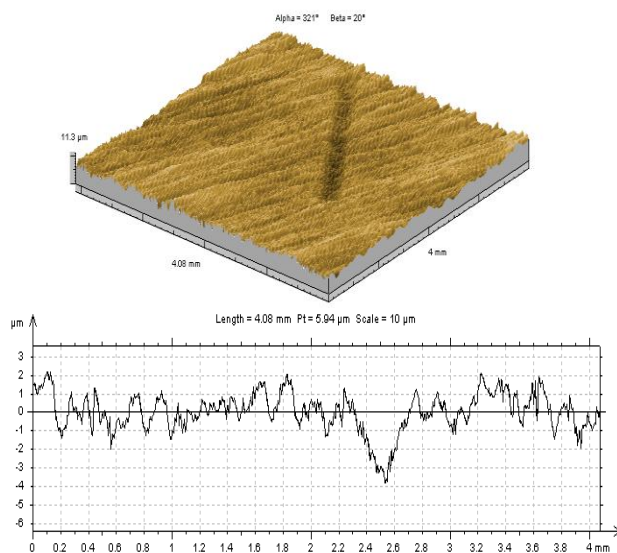
Funkcjonalność głowicy została oceniona na podstawie badań wstępnych. Obejmowały one, dobór sprężyn docisku rolek do nagniatanej powierzchni dla zadanej twardości materiału oraz ocenę zmian chropowatości powierzchni w wyniku nagniatania tocznego. Badania realizowano podczas nagniatania stalowej, szlifowanej ( $R_a = 0.55 \mu\text{m}$ ) płyty i polegały one na sprawdzeniu poprawności przekazywania ruchu obrotowego z wrzeciona obrabiarki na tarczę głowicy, oceniano poprawność toczenia się wałeczków po obrabianej powierzchni, płynności ruchu kosza, w którym usytuowane są wałeczki nagniatające, oraz niezawodności działania systemu zabezpieczającego wałeczki nagniatające przed wysuwaniem się z gniazd. Przeprowadzono również dobór sprężyny i jej ugięcia. Zastosowano sprężynę wykonaną z drutu o przekroju prostokątnym  $5.5 \times 6 \text{ mm}$ , średnicy zewnętrznej  $D_z = 28 \text{ mm}$ ; średnicy wewnętrznej  $D_w = 16 \text{ mm}$ , sztywność sprężyny wynosiła  $K_I = 53 \text{ N/mm}$ .

Badania wstępne zrealizowano dla dwu wariantów nagniatania szlifowanej stalowej płyty o twardości około 20 HRC: statycznego, bez ruchu obrotowego oraz statycznego, z ruchem obrotowym. Badania w pierwszym wariantcie umożliwiły ocenę stopnia zgniotu powierzchniowego i właściwy dobór nacisków. Na rysunku 5.2 przedstawiono widoki 3D chropowatości tej płyty jej profilogramy i parametry chropowatości. Wartość podstawowego parametru wynosi około  $R_a = 0.55 \mu\text{m}$ . Stwierdzono, że chropowatość nagniatanej płyty charakteryzuje się wysoką losowością i stosunkiem  $R_p$  do  $R_a$  ( $R_p/R_v = 2.5$ ). Na kolejnych rysunkach przedstawiono widoki i profilogramy powierzchni nagniatanej statycznie na zimno pojedynczą

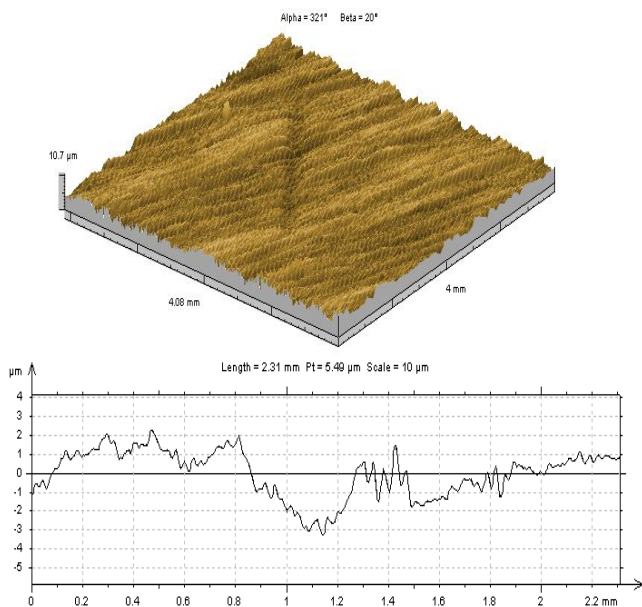
rolką z różnymi siłami. Pomiar wielkości śladu odcisku rolki nagniatającej pozwoliły na właściwy dobór siły i ocenę stopnia zgniotu powierzchniowego.



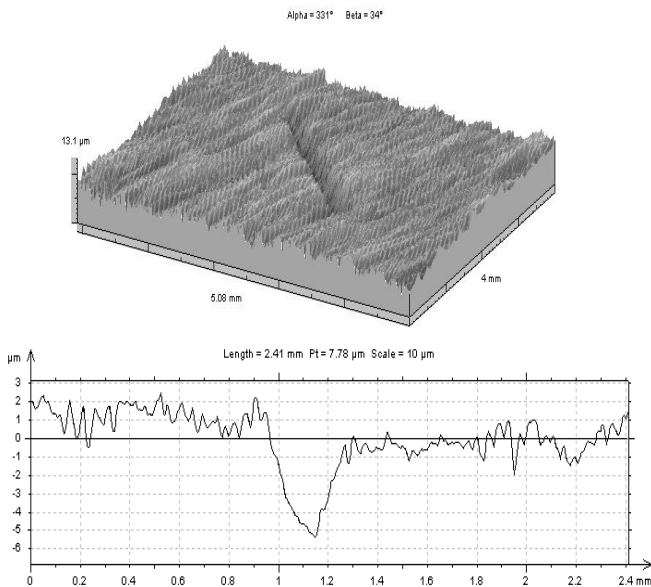
Rys. 5.2. Topografia powierzchni 3D i profilogram próbki szlifowanej przed nagniataniem.  $R_a = 0.61 \mu\text{m}$ ;  $R_p = 1.58 \mu\text{m}$ ;  $R_v = 1.83 \mu\text{m}$ ,  $R_t = 5.88 \mu\text{m}$ .



Rys.5.3. Widok 3D i profilogram próbki szlifowanej z widocznym śladem odcisku rolki nagniatającej  $F_l = 580 \text{ N}$ . Głębokość odcisku elementu nagniatającego około  $4.5 \mu\text{m}$ .

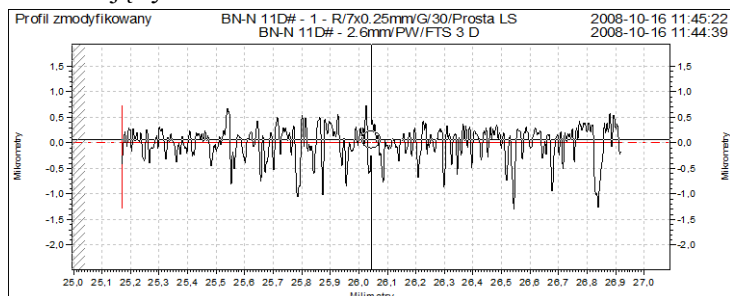


Rys.5.4. Widok 3D i profilogram próbki szlifowanej z widocznym śladem odcisku rolki nagniatającej  $F_2 = 1000$  N.

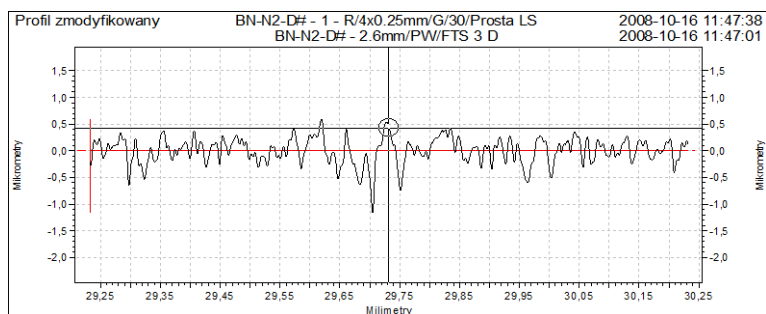


Rys.5.5. Widok 3D i profilogram próbki szlifowanej z widocznym śladem odcisku rolki nagniatającej  $F_3 = 1700$  N. Głębokość odcisku elementu nagniatającego około 7  $\mu\text{m}$ .

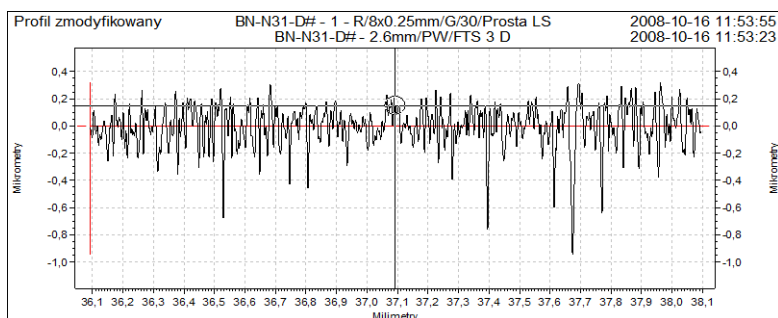
Przeprowadzono badania wstępne nagniatania statycznego, z ruchem obrotowym w przy naciskach zakresie 580 – 1700 N. Wybrane profile powierzchni po obróbce przedstawiają rysunki 5.6 – 5.8.



Rys.5.6. Profilogram próbki szlifowanej i następnie nagniatanej z naciskiem  $F_n = 580$  N  
 $R_a = 0.24$   $\mu\text{m}$ ;  $D_a = 0.256$   $^\circ$ ;  $R_p = 0.5$   $\mu\text{m}$ ;  $R_v = 0.93$   $\mu\text{m}$ ;  $R_t = 2.0$   $\mu\text{m}$ .



Rys.5.7. Profilogram próbki szlifowanej i następnie nagniatanej z naciskiem  $F_n = 1000$  N;  
 $R_a = 0,18$   $\mu\text{m}$ ;  $D_a = 0.22$ ;  $R_p = 0.44$   $\mu\text{m}$ ;  $R_v = 0.76$   $\mu\text{m}$ ;  $R_t = 1.75$   $\mu\text{m}$ .



Rys.5.8. Profilogram próbki szlifowanej i następnie nagniatanej z naciskiem  $F_n = 1700$  N;  
 $R_a = 0.11$   $\mu\text{m}$ ;  $D_a = 0.31$ ;  $R_p = 0.27$   $\mu\text{m}$ ;  $R_v = 0.53$   $\mu\text{m}$ ;  $R_t = 1.27$   $\mu\text{m}$ .

Analiza wyników pomiarów chropowatości wskazuje, że dla badanego przypadku wraz ze wzrostem nacisków następuje szybki spadek wysokości

chropowatości, której wartość asymptotycznie zbliża się do  $R_a = 0.1 \mu\text{m}$ . Powinno to umożliwić uzyskiwanie niskich chropowatości  $R_a = 0.1 - 0.2 \mu\text{m}$  i głębokości zgniotu od kilku setnych do dziesiątych części milimetra. Wartość głębokości zgniotu można oszacowano na podstawie stosowanych w technologii nagniatania zależności 1.4 Drozda przedstawionej w rozdziale 1.4 [174].

Głębokość zalegania naprężeń własnych po nagniataniu wynosi  $\delta_\sigma = 1.4-1.8$  wartości głębokości zgniotu. W przypadku nagniatania przy naciskach 1700 N uzyskano szerokość odcisku rolki  $d = 0.4 \text{ mm}$ , a głębokość  $h = 0.007 \text{ mm}$  z zależności Drozda wynika, że głębokość zgniotu przy średnicy rolki  $D = 4 \text{ mm}$  wynosi około  $\delta = 0.36 \text{ mm}$ . Maksymalna głębokość zalegania naprężeń będzie zawarta w przedziale  $\delta_\sigma = 0.51 - 0.66 \text{ mm}$ .

Natomiast dla nacisków 580 N, szerokość odcisku rolki wynosiła  $d = 0.35 \text{ mm}$ , głębokość odcisku  $h = 0.005 \text{ mm}$ , zatem spodziewana głębokość zgniotu wynosi  $\delta = 0.31 \text{ mm}$ , a maksymalna głębokość zalegania naprężeń będzie zawarta w przedziale  $\delta_\sigma = 0.24 - 0.56 \text{ mm}$ .

Wyniki badań wstępnych nagniatania tocznego na zimno oraz obliczenia wskazują, że nagniatania toczne zaprojektowaną głowicą powinno zapewnić wygładzenie powierzchni i naprężenia ściskające WW materiałów o średniej i niższej twardości. Badania wpływu parametrów OLM na stan WW przeprowadzono dla przypadku stopowania stali nierdzewnej Stellitem 6.

## 5.2. Wpływ parametrów obróbki hybrydowej z nagniataniem tocznym na stan warstwy wierzchniej

Badania wpływu parametrów obróbki laserowo-mechanicznej z nagniataniem tocznym na stan warstwy wierzchniej przeprowadzono dla przypadku stopowania stali 0H18N9 Stellitem 6. Przed obróbką na powierzchni próbek naniesiona została warstwa Stellitu o grubości 0.15 mm metodą detonacyjną. Do nagniatania tocznego zastosowano głowicę opisaną w rozdziale 5.1. Na podstawie badań wstępnych ustalono zakres parametrów obróbki dla stopowania laserowego. Stosowano moc promieniowania 2 kW, średnicę wiązki laserowej 2 mm, nadmuch argonem. Ustalono, że zakres prędkości posuwu próbki, w którym prawidłowo zachodzi proces stopowania przy zadanej gęstości mocy promieniowania wynosi 150 – 900 mm/min. Proces nagniatania tocznego prowadzono przy stałej prędkości obrotowej głowicy 500 obr/min, co zapewniało odpowiednią intensywność procesu nagniatania. Zmienna była natomiast najmniejszą odległość rolki nagniatającej od osi wiązki laserowej w zakresie od 3 do

7 mm, co odpowiadało maksymalnej temperaturze w obszarze nagniatania około 600 – 950 K przy prędkości posuwu 360 mm/min.

Ze względu na pojawiające się przy największych naciskach drgania układu zakres sił ograniczono do 628 N. Przyjęto dwa zmienne parametry wejściowe:

- siłę docisku  $F$  rolek nagniatających do powierzchni w zakresie 200–628 N,
- maksymalną temperaturę w obszarze nagniatania regulowaną poprzez odległość głowicy od osi wiązki laserowej.

Badania przeprowadzono przy stałej prędkości posuwu próbki, którą ustalono na 360 mm/min. Przeprowadzono eksperyment planowany w oparciu o program statyczny, zdeterminowany, wieloczynnikowy, rotatabilny z powtórzeniami PS/DS- $\lambda$ . Przyjęto pięciopoziomowy program badań i przedział normowania  $[-\alpha, \alpha]$ ;  $\alpha = 2$ , odpowiadający ramionom gwiazdnym planu PS/DS- $\lambda$ . Obliczono odpowiadające im wartości parametrów wejściowych dla poszczególnych układów czynników według zależności przedstawionych w rozdziale 2.5. W tabeli 5.1 przedstawiono wartości zmiennych eksperymentu obróbki hybrydowej. Po obróbce hybrydowej przy wyznaczonych parametrach przeprowadzono badania stanu warstwy wierzchniej zgodnie z procedurą opisaną w rozdziale 2.5.

Tabela 5.1. Zakres zmienności parametrów wejściowych.

i	Wielkość wejściowa	Oznaczenie zmiennej	Przedział zmienności		Jednostki
			X k min	X k max	
1	F	X1	200	600	N
2	X	X2	3	7	mm

### 5.2.1. Mikrostruktura i wielkości strefy zgniotu po obróbce hybrydowej

Pomiary wielkości strefy przetopionej wykonano na mikroskopie optycznym na zglądach metalograficznych prostopadłych do kierunku posuwu próbki. Zmierzono grubość strefy przetopionej i jej szerokość. Tabela 5.2 zawiera wartości szerokości i grubości strefy stopowanej laserowo oraz obliczoną na podstawie przyrostu twardości grubość strefy zgniotu.

Stwierdzono praktycznie stałą wielkość strefy przetopienia. Związane jest to z zastosowaniem stałej prędkości przesuwu próbki względem wiązki laserowej oraz gęstości mocy promieniowania laserowego, które są czynnikami decydującymi o wielkości strefy przetopionej. Grubość warstwy stopowej mierzona w punkcie o maksymalnej wartości wynosi 0.68 – 0.79 mm, a jej szerokość na powierzchni próbki od 1.4 do 1.59 mm. Różnice wielkości strefy stopowej są rzędu 13 – 14% i mogą wynikać z chwilowych zmian warunków procesu stopowania np. zmiany

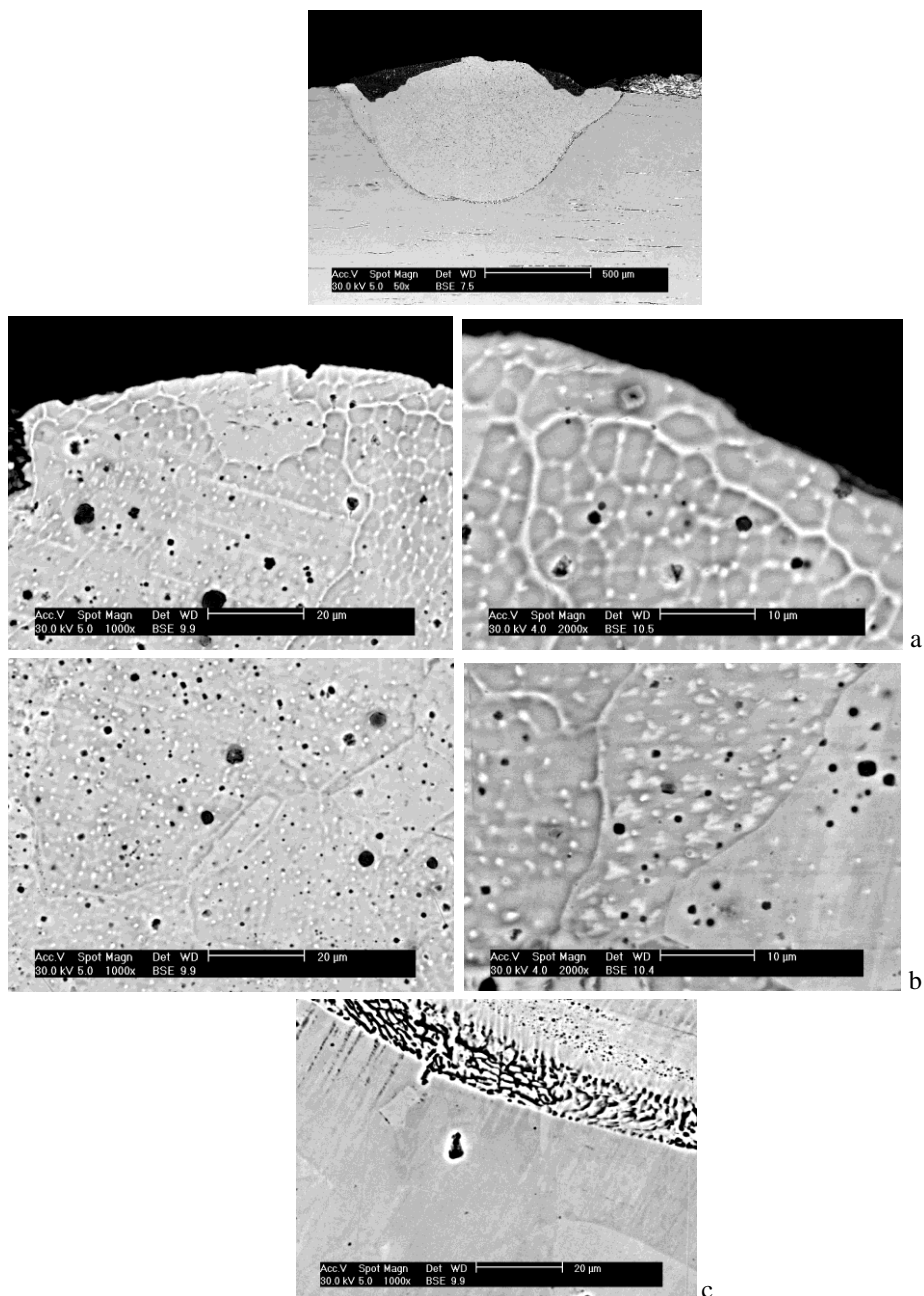
współczynnika pochłaniania promieniowania laserowego, niejednorodności warstwy pokrycia Stellite itp.

Tabela 5.2. Wartości szerokości i grubości strefy stopowanej laserowo oraz grubość strefy zgniotu.

Nr	Parametry obróbki			Wymiary warstwy stopowanej		grubość strefy zgniotu [mm]	Gz/Gp
	F [N]	X [mm]	Vf [mm/min]	grubość [mm]	szerokość [mm]		
1	200	3	360	0.77	1.44	0.5	0.65
2	600	3	360	0.70	1.19	1	1.43
3	200	7	360	0.71	1.52	0	0.00
4	600	7	360	0.72	1.59	0.8	1.11
5	200	5	360	0.73	1.42	0.2	0.27
6	400	3	360	0.77	1.48	0.7	0.91
7	400	7	360	0.74	1.46	0.35	0.47
8	600	5	360	0.75	1.46	0.95	1.27
9	400	5	360	0.79	1.42	0.4	0.51
10	400	5	360	0.73	1.40	0.3	0.41
11	400	5	360	0.65	1.48	0.35	0.54
12	400	5	360	0.72	1.45	0.35	0.49
13	400	5	360	0.68	1.42	0.35	0.51
14	400	5	360	0.71	1.41	0.25	0.35

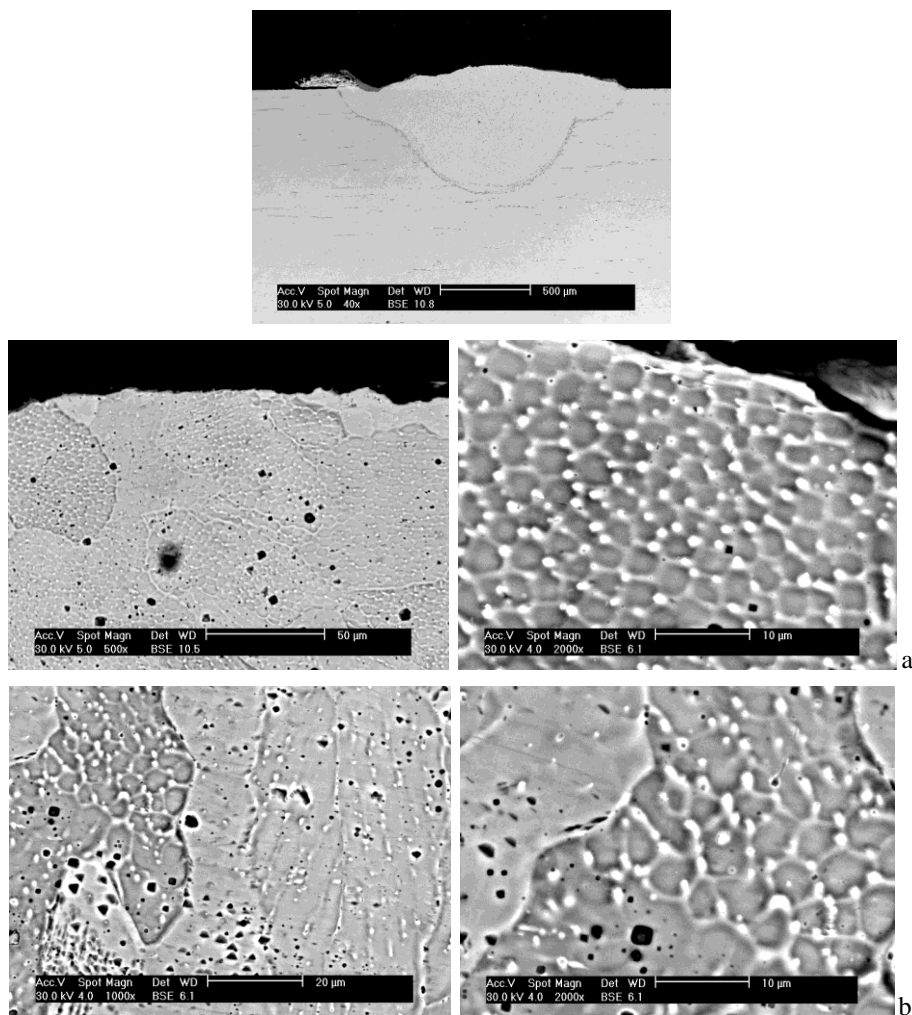
Grubość warstwy stopowej wpływa na koncentrację pierwiastków stopujących w WW i jej twardość. Dlatego zmiany twardości wywołane procesem nagniatania zostały określone w stosunku do warstwy stopowanej otrzymanej w tym samym przejściu laserowym.

Na zdjęciach 5.9 przedstawiono mikrostrukturę WW w różnych odległościach od powierzchni po stopowaniu. Mikrostruktura dla próbki po stopowaniu z jednoczesnym nagniataniem tocznym widoczna jest na rysunku 5.10. Różnice mikrostruktury w postaci odkształconych plastycznie ziaren można zaobserwować tylko przy powierzchni.



Rys.5.9. Mikrostruktura WW po stopowaniu stali 0H18N9 Stellite 6 SEM; a – przy powierzchni, b – strefa środkowa przetopu, c – dno przetopu;  $P = 2\text{kW}$ ,  $d = 2.5\text{ mm}$ ,  $V_f = 360\text{ mm/min}$ .

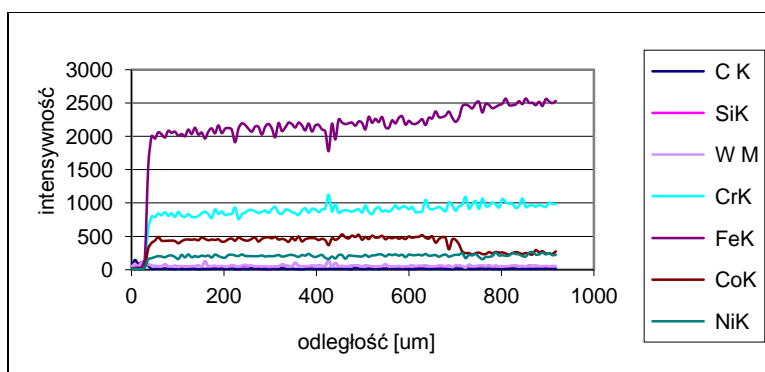




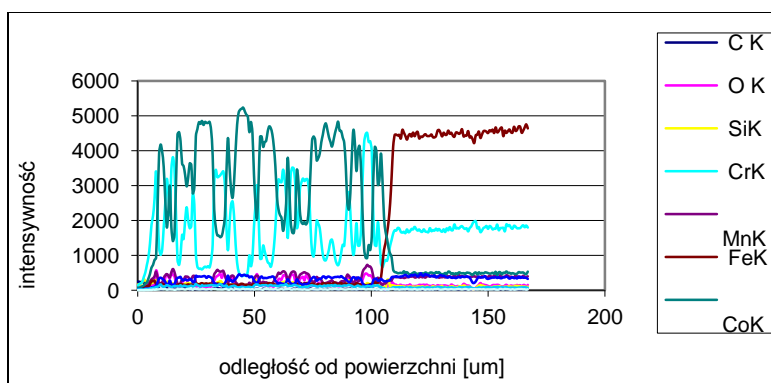
Rys.5.10. Mikrostruktura po OLM, parametry obróbki  $F = 400$  N,  $X = 2.5$  mm,  $V_f = 360$  mm/min. SEM; a – przy powierzchni, b – strefa środkowa przetopu.

Rysunki 5.11, 5.12 przedstawiają liniowy rozkład pierwiastków w warstwie Stellite 6 natrykiwanego detonacyjnie oraz w warstwie wierzchniej po obróbce hybrydowej. Grubość warstwy detonacyjnej wynosi około 110  $\mu\text{m}$ ; zawiera ona wysoką, niejednorodną koncentrację Cr, Co, podwyższone stężenie O, Ni, C, Si. Grubość strefy przetopienia wiązką laserową wynosi około 700  $\mu\text{m}$ , występuje w niej niższa koncentracja Ni, Cr, oraz podwyższone stężenie Co w stosunku do materiału podłoża. Materiał stopowany ma drobną strukturę dendrytyczną bogatą w kobalt. W strefie przetopionej stwierdza się wyraźnie podwyższoną koncentrację

kobaltu oraz w mniejszym stopniu wzrost zawartości Cr i W w stosunku do nieprzetopionego podłoża. Występują dość liczne wydzielenia węglikowe w przestrzeniach między dendrytycznych, rys.5.8, widoczne w postaci jasnych, bardzo drobnych wydzieleń. W całym obszarze strefy przetopionej występują ciemne wydzielenia zanieczyszczeń zawierających w swoim składzie tlen i krzem. Różnice mikrostruktury materiału stopowanego i po OLM występują tylko przy powierzchni. Dla próbek nagniatanych w strefie przy powierzchni można stwierdzić obecność zdeformowanych ziaren materiału, rys.5.10. Stopień deformacji nie jest duży, ziarno jest wydłużone w kierunku równoległym do powierzchni. W żadnym przypadku nie stwierdzono śladów mikropęknięć lub innych wad struktury związanych z procesem nagniatania.



Rys.5.11. Rozkład liniowy pierwiastków w strefie przetopienia. Parametry obróbki  $F = 400 \text{ N}$ ,  $X = 3 \text{ mm}$ ,  $V_f = 360 \text{ mm/min}$ .



Rys.5.12. Rozkład liniowy pierwiastków w warstwie Stellitu 6 natrykiwanego detonacyjnie.

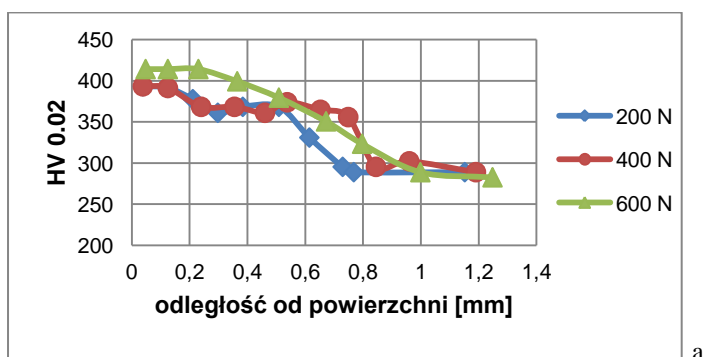
Tabela 5.3. Wartości mikrotwardości dla różnych głębokości od powierzchni próbek ze stali 0H18 N9 stopowanych Stelitem 6 i nagniatanych tocznie przy zmiennych parametrach.

Nr	Parametry obróbki			Mikrotwardość HV <sub>0.02</sub>					
	F [N]	X [mm]	Vf [mm/min]	g=0.02 [mm]	g=0.1 [mm]	g=0.2 [mm]	g=0.3 [mm]	g=0.4 [mm]	g=0.6 [mm]
1	200	3	360	393	391	378	361	368	331
2	600	3	360	399	414	414	399	380	351
3	200	7	360	365	334	313	299	309	299
4	600	7	360	437	421	414	399	414	374
5	200	5	360	374	374	372	350	351	334
6	400	3	360	393	391	368	368	361	365
7	400	7	360	354	437	437	414	404	368
8	600	5	360	430	430	414	393	374	351
9	400	5	360	403	387	387	361	356	356
10	400	5	360	408	393	393	356	344	316
11	400	5	360	408	393	380	368	347	309
12	400	5	360	405	389	390	365	350	321
13	400	5	360	403	387	384	362	344	316
14	400	5	360	408	397	380	350	341	309

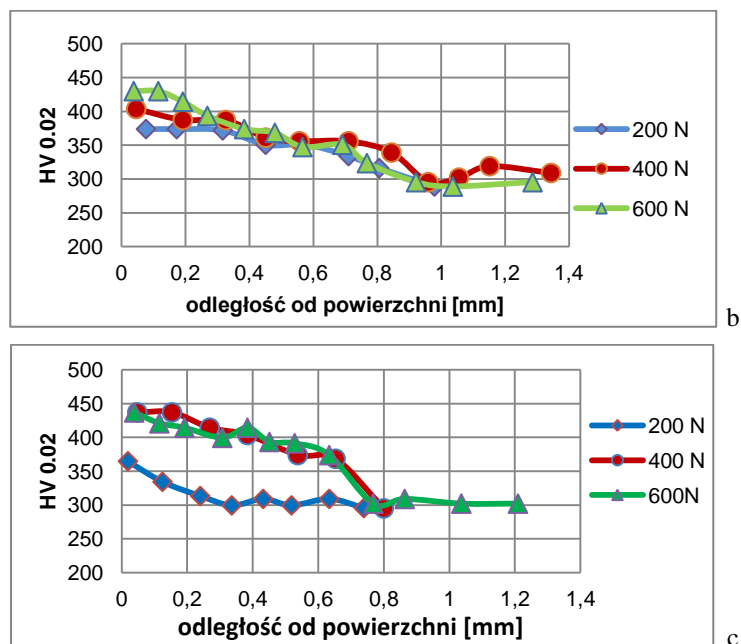
Stopień zgniotu powierzchniowego oraz głębokość strefy zgniotu określono na podstawie zmian mikrotwardości w stosunku do materiału tylko stopowanego. Pomiar mikrotwardości przeprowadzono w środkowej strefie przetopienia zarówno dla próbek po obróbce laserowo mechanicznej jak i po stopowaniu laserowym. W tabeli 5.3 podano wartości mikrotwardości dla następujących odległości 0.02, 0.2, 0.3, 0.4 i 0.6 mm od powierzchni. Na podstawie wartości mikrotwardości wyznaczono względne procentowy przyrost mikrotwardości dla każdej z próbek wywołany zgniotem powierzchniowym oraz oszacowano grubość warstwy zgniecionej. Przyjęto, że jest to warstwa, w której wystąpił przyrost twardości o minimum 10%. Na wykresach 5.13 a, b, c przedstawiono wpływ siły działającej na narzędzie nagniatające na rozkład mikrotwardości w warstwie wierzchniej dla trzech wartości odległości narzędzia od osi wiązki, które determinują temperaturę procesu nagniatania.

Tabela 5.4. Procentowe wartości zmian mikrotwardości materiału dla różnych głębokości od powierzchni próbek ze stali 0H18N9 stopowanych Stelitem w stosunku do próbek nagniatanych tocznie.

Nr	Parametry obróbki			Przyrost mikrotwardość HV <sub>0.02</sub> [%]					
	F [N]	X [mm]	Vf [mm/min]	g= 0.02 [mm]	g= 0.1 [mm]	g=0.2 [mm]	g=0.3 [mm]	g=0.4 [mm]	g=06 [mm]
1	200	3	360	14.2	16.0	14.9	11.4	15.0	7.1
2	600	3	360	16.0	22.8	25.8	23.1	18.8	13.6
3	200	7	360	6.1	0	0	0	0	0
4	600	7	360	27.0	24.9	25.8	23.1	29.4	21.0
5	200	5	360	8.7	11.0	13.1	8.0	9.7	8.1
6	400	3	360	14.2	16.0	11.9	13.6	12.8	11.7
7	400	7	360	11.6	20.8	17.6	18.5	7.5	10.7
8	600	5	360	25.0	27.6	25.8	21.3	16.9	13.6
9	400	5	360	17.2	14.8	17.6	11.4	11.3	15.2
10	400	5	360	18.6	16.6	19.5	9.9	7.5	2.3
11	400	5	360	18.6	16.6	15.5	13.6	8.4	0,0
12	400	5	360	17.7	15.4	18.5	12.7	9.4	3.9
13	400	5	360	17.2	14.8	16.7	11.7	7.5	2.3
14	400	5	360	18.6	17.8	15.5	8.0	6.6	0.0



a



Rys.5.13. Wpływ siły na względny przyrost mikrotwardości WW stali 0H18N9 stopowanej Stelitem 6 i nagniatanej tocznie dla różnej temperatury: a –  $X = 3$  mm, b –  $X = 5$  mm, c –  $X = 7$  mm  $F = 200$  N –  $\blacklozenge$ ,  $F = 400$  N –  $\bullet$ ,  $F = 600$  N –  $\blacktriangle$ .

Nagniatanie toczne spowodowało wzrost mikrotwardości materiału od 6 do 25% przy powierzchni w stosunku do powierzchni po stopowaniu laserowym. Efekt ten wywołany jest zgniotem powierzchniowym. Grubość strefy umocnionej wynosi od 0.01 do 1 mm. Najmniejszą grubość strefy zgniotu stwierdzono dla próbki nagniatanej w najniższej temperaturze około 600 – 400 K ( $X = 7$  mm) oraz przy najmniejszej sile 200 N. Najgłębszą strefę zgniotu stwierdzono dla próbki nagniatanej z siłą 600 N w najwyższym zakresie temperatury 950 – 500 K ( $X = 3$  mm). Dla większości przypadków grubość strefy umocnionej jest mniejsza niż strefy stopowej. Przyrost mikrotwardości w strefie zgniotu zależy głównie od siły nagniatającej. Im wyższa siła tym mikrotwardość materiału wyższa. Temperatura, w której prowadzony był proces nagniatania, decyduje przede wszystkim o grubości warstwy umocnionej.

Analiza wyników badań nad wpływem parametrów obróbki laserowo-mechanicznej na stan warstwy wierzchniej obejmowała badania korelacji siły nagniatającej  $F$  i odległości rolki nagniatającej od osi wiązki laserowej  $X$  z:

- grubością strefy zgniotu  $G_z$ ,
- względnym przyrostem mikrotwardości w odległości 0.2 mm od powierzchni nagniatanej  $\Delta HV$ .

Analiza statystyczna obejmowała dobór funkcji regresji, statystyczną weryfikację adekwatności funkcji aproksymującej oraz statystyczną weryfikację istotności współczynników funkcji aproksymującej. Przeprowadzono próby aproksymacji przy pomocy funkcji potęgowej oraz wielomianu pierwszego i drugiego stopnia. Wiarygodność wyznaczonych równań oceniano w oparciu o krytyczną wartość statystyki  $F$ , która dla wyznaczonych równań wynosi  $F_{kr} = 2.85$ , oraz krytyczną wartość współczynników  $T$  – Studenta, która dla wyznaczonych równań wynosi,  $T_{kr} = 1.41$  dla  $\alpha = 0.1$ . Poniżej przedstawiono funkcje regresji wykazujące najlepsze dopasowanie, pełna analiza dla pozostałych równań została przedstawiona w sprawozdaniu z projektu badawczego [190]. W tabeli 5.5. przedstawiono wyniki obliczeń dla analizy wpływu parametrów obróbki hybrydowej na grubość strefy zgniotu powierzchniowego.

$$G_z = 189.6 F^{0.13} X^{-0.015} \quad (5.1)$$

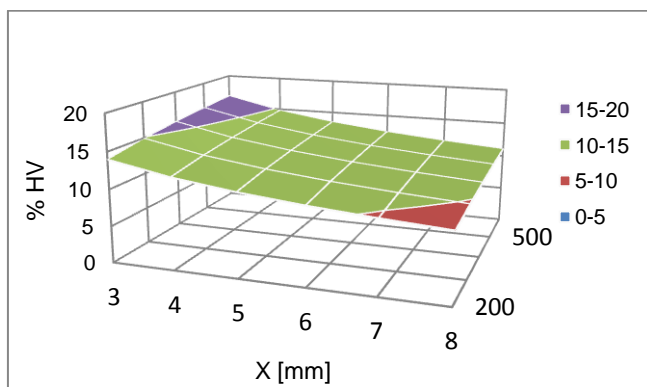
$$\Delta HV = 9.52 F^{0.16} X^{-0.42} \quad (5.2)$$

Tabela 5.5. Zestawienie wyników analizy funkcji regresji dla mikrotwardości na głębokości 0.1 mm od powierzchni stali po obróbce hybrydowej.

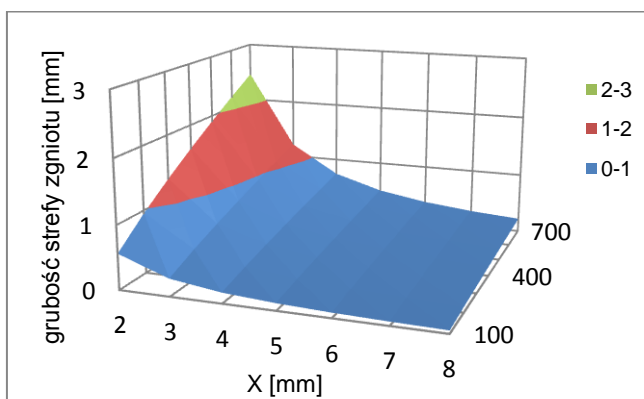
Nr równania	Zmienna	R	F	T1	T2
5.1	$G_z$	0.74	6.73	3.66	1.34
5.2	$\Delta HV$	0.81	10.4	2.04	4.1

Współczynnik korelacji pomiędzy grubością strefy zgniotu a temperaturą w strefie nagniatania i siłą (równanie 5.1) jest wysoki a zależność pomiędzy badanymi własnościami znaczna. Przy poziomie ufności  $\alpha = 0.1$  współczynniki równania  $T_2$  jest nieistotny. Dla równania opisującego stopień zgniotu przy powierzchni mierzonego przyrostem mikrotwardości (równanie 5.2) współczynnik korelacji jest bardzo wysoki a zależność pomiędzy badanymi własnościami bardzo pewna. Na rysunkach 5.14 i 5.15 przedstawiono wpływ parametrów obróbki na zgniot powierzchniowy i głębokość strefy umocnienia według otrzymanych zależności.

## 5.2. Wpływ parametrów obróbki hybrydowej z nagniataniem tocznym na stan warstwy 203



Rys.5.14. Wpływ siły nagniatania oraz odległości rolki od osi wiązki laserowej na przyrost mikrotwardości w odległości 0.1 mm od powierzchni dla stali 0H18N9 stopowanej Stelitem 6 na nagniatanej tocznie przy  $V_f = 360$  mm/min



Rys.5.15. Wpływ siły nagniatającej i odległości narzędzia od osi wiązki laserowej na grubość strefy zgniotu dla stali 0H18N9 stopowanej Stelitem 6 na nagniatanej tocznie przy  $V_f = 360$  mm/min

Analiza równań regresji pozwala stwierdzić, że istnieje dobra korelacja pomiędzy siłą nagniatającą oraz temperaturą w strefie nagniatania a głębokością strefy umocnionej zgniotem powierzchniowym. Szczególnie silny wpływ ma temperatura, w której prowadzony był proces, im wyższa temperatura w strefie nagniatania tym głębokość strefy zgniotu większa.

Wpływ siły nagniatającej jest wyraźny aczkolwiek mniejszy niż temperatura obróbki. Wraz ze wzrostem nacisków można stwierdzić wzrost grubości strefy umocnionej. Przyrost ten jest większy przy nagniataniu w wysokiej temperaturze niż przy nagniataniu na zimno.

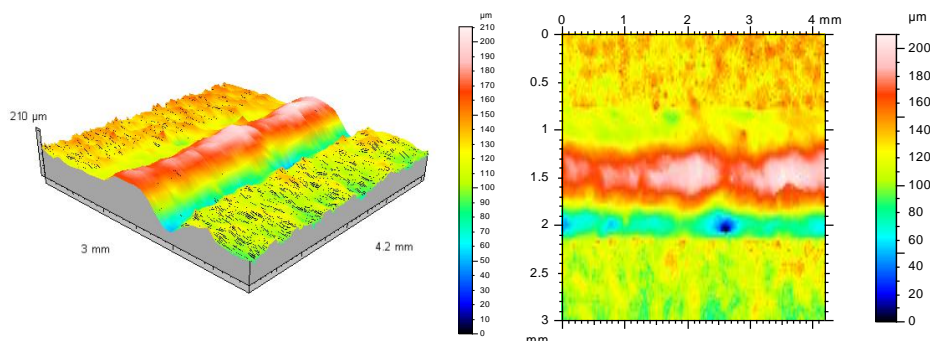
Zależność pomiędzy siłą nacisku i temperaturą w obszarze nagniatania a przyrostem mikrotwardości w stosunku materiału niepoddanemu nagniataniu wskazuje, że również w tym przypadku występuje dobra korelacja pomiędzy badanymi czynnikami. Przyrost mikrotwardości w odległości 0.1 mm od powierzchni rośnie wraz ze wzrostem siły nagniatającej i temperatury obróbki. Największe przyrosty twardości 15 – 20% spodziewane są przy odległości narzędzia poniżej 4 mm i sile powyżej 300 N. W pozostałym zakresie wzrost mikrotwardości wynosi od 10 do 15%. Stosunkowo nieduże przyrosty twardości materiału związane są z przyjętym sposobem nagniatania. Niewielkie naciski jednostkowe powodują, że strefa zgniotu jest mniejsza niż przy nagniataniu ślizgowym.

### 5.2.2. Struktura geometryczna powierzchni po obróbce hybrydowej

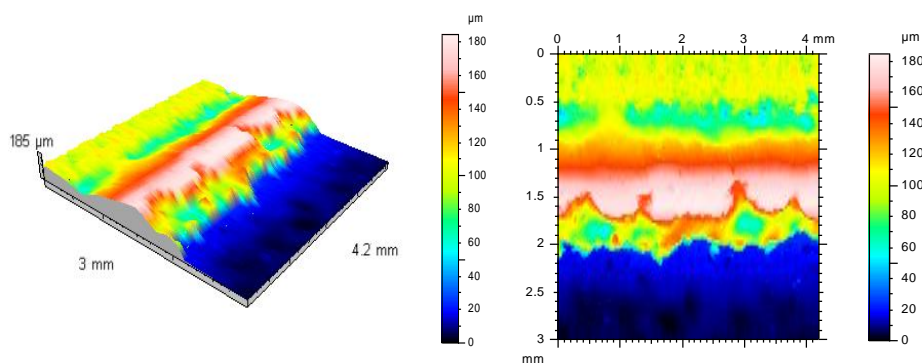
Pomiary chropowatości powierzchni przeprowadzono dla każdej ścieżki po obróbce stopowania laserowego oraz stopowania laserowego połączonego z nagniataniem tocznym. Pomiary chropowatości 3D prowadzono w centralnym obszarze przetopienia. Wartości parametrów chropowatości wyznaczono dla pola o wymiarach 1.4 mm x 4 mm. Pomiary profilowe zostały przeprowadzone dla odcinka pomiarowego 4 mm, równoległego do prędkości posuwu w środkowej części strefy przetopienia. Zastosowano cut-off 0.8 dla wszystkich mierzonych profili. Wartości parametrów profilu niefiltrowanego, chropowatości i falistości są wartością średnią z 16 zmierzonych profili.

Badania topografii powierzchni wskazują, że we wszystkich przypadkach zastosowania procesu nagniatania nastąpiło wygładzenie powierzchni. Na rysunku 5.9 przedstawiono stereometryczny widok przykładowej powierzchni, w centrum widoczny jest obszar po stopowaniu laserowym, z boków fragmenty nieprzetopionego pokrycia Stellitu 6 naniesionego metodą detonacyjną. Strefa przetopienia ma wypukły lekko asymetryczny kształt, wzdłuż osi ścieżki, równoległe do kierunku posuwu, występuje falistość powierzchni. przedstawia powierzchnię Po OLM z nagniataniem tocznym chropowatości uległy wygładzeniu, wierzchołki są spłaszczone zarówno w strefie przetopu jak i dla pokrycia (rysunek 5.16). Wyraźnie słabsze jest oddziaływanie narzędzia w obszarze wgłębień występujących przy brzegu ścieżki laserowej. W tabeli 5.6 zamieszczono parametry topografii powierzchni po stopowaniu laserowym, w tabeli 5.7 dla powierzchni po stopowaniu i nagniataniu tocznym przy różnej sile i temperaturze w obszarze oddziaływania rolek nagniatających.





Rys.5.16. Widok i mapa powierzchni stali 0H18N9 stopowanej Stellitem 6 przy parametrach  $P = 2\text{kW}$ ,  $d = 2.5\text{ mm}$ ,  $V_f = 300\text{ mm/min}$ .



Rys.5.17. Widok i mapa powierzchni próbki stopowanej laserowo i nagniatanej tocznie  $F = 400\text{ N}$ ,  $X = 5\text{ mm}$ .

Tabela 5.6. Wartości parametrów chropowatości 3D po stopowaniu laserowym stali 0H18N9 Stellitem 6. Wartość średnia z pomiarów dla 6 próbek.

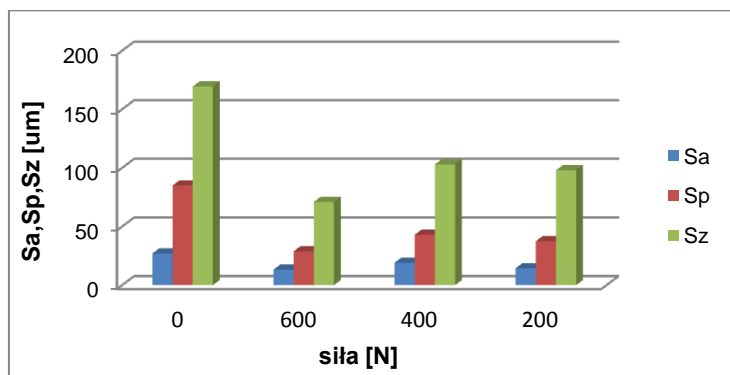
Parametry procesu			Parametry topografii obróbka laserowa							
P [W]	d [mm]	$V_f$ [mm/min]	$S_a$ [μm]	$S_p$ [μm]	$S_{sk}$ [μm]	$S_z$ [μm]	$S_{dc_{20\%80\%}}$ [μm]	$S_{sc}$ [1/μm]	$S_{dr}$ [%]	$S_{ds}$ [pks/mm <sup>2</sup> ]
2000	2	360	27	85	0.162	169	56.9	0.191	6.01	342

Nagniatanie toczne spowodowało znaczną redukcję wartości wszystkich parametrów amplitudowych:  $S_a$ ,  $S_p$ ,  $S_z$  w stosunku do materiału poddanemu tylko stopowaniu laserowemu. Największą redukcję wysokości nierówności uzyskano dla próbki nagniatanej z siłą 600 N w najwyższej temperaturze około 950 K, co odpowiada odległości rolki nagniatającej od osi wiązki laserowej  $X = 3\text{ mm}$ , w tym przypadku uzyskano 2.5 – 3 razy mniejsze wartości parametrów  $S_a$ ,  $S_p$ , i  $S_z$ . W tabeli 5.8

przedstawiono zmiany parametrów  $S_a$  i  $S_z$  w stosunku do stopowania laserowego a na rysunku 5.18 wpływ siły nacisku na wybrane parametry amplitudowe.

Tabela 5.7. Wartości parametrów topografii 3D po stopowaniu laserowym stali 0H18N9 Stellitem 6 i nagniataniu tocznym przy różnych parametrach obróbki.

Nr	Parametry procesu			Parametry topografii obróbka hybrydowa						
	F [N]	X [mm]	Vf [mm/min]	Sa [ $\mu\text{m}$ ]	Sp [ $\mu\text{m}$ ]	Ssk	Sz [ $\mu\text{m}$ ]	Sdc <sub>l</sub> [ $\mu\text{m}$ ]	Ssc [1/ $\mu\text{m}$ ]	Sds [pks/mm <sup>2</sup> ]
1	200	3	360	13.2	38.9	-0.256	87.2	29.9	0.122	681
2	600	3	360	10.9	31.1	-0.51	76.5	18.2	0.150	516
3	200	7	360	23.5	39.8	-0.403	91.3	75.7	0.111	289
4	600	7	360	19.2	36.6	-0.759	104.0	42.9	0.139	536
5	200	5	360	16.1	37.3	0.0495	101.0	30.4	0.149	548
6	400	3	360	15.8	43.2	-0.826	88.0	42.1	0.120	455
7	400	7	360	20.5	44.8	-0.448	112.0	45.4	0.159	480
8	600	5	360	12.3	29.2	-1.07	85.0	30.8	0.137	804
9	400	5	360	12.8	33.9	-0.62	74.3	27.7	0.121	497
10	400	5	360	17.5	34.3	0.128	97.5	40.0	0.170	403
11	400	5	360	20.6	38.7	-0.45	103.0	48.8	0.106	312
12	400	5	360	16.1	36.1	-0.478	107.0	20.3	0.105	748
13	400	5	360	18.5	41.4	-0.647	113.0	40.9	0.139	416
14	400	5	360	17.1	36.9	-0.413	99.0	42.1	0.129	432

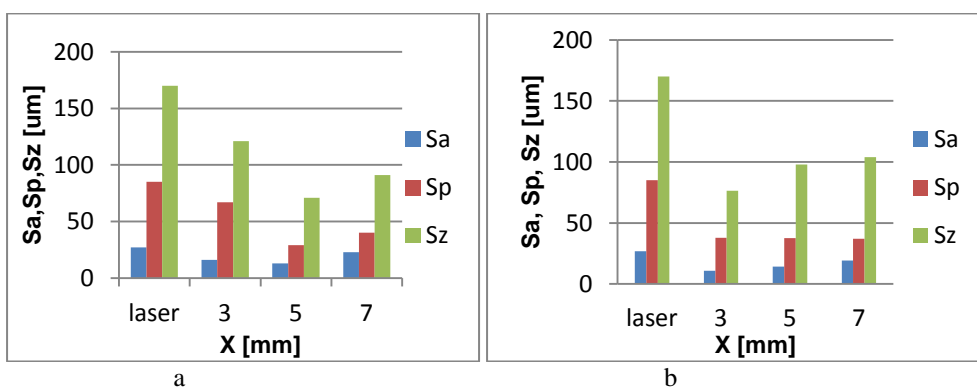


Rys.5.18. Wpływ siły  $F$  na parametry amplitudowe 3D topografii powierzchni przy stałej temperaturze nagniatania około 700 K, odległość narzędzia nagniatającego  $X = 5$  mm.

5.2. Wpływ parametrów obróbki hybrydowej z nagniataniem tocznym na stan warstwy 207

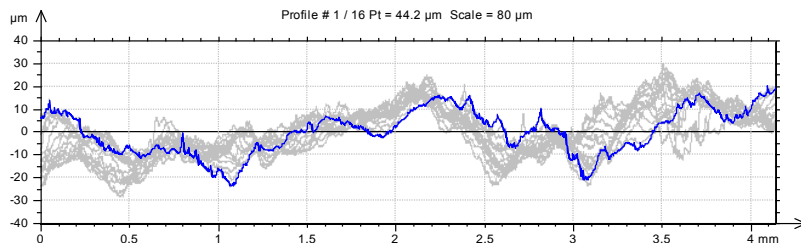
Tabela 5.8. Względne zmiany parametrów chropowatości 3D po stopowaniu laserowym stali 0H18N9 Stellite 6 i nagniataniu tocznym przy różnych parametrach obróbki w stosunku do próbek stopowanych.

Nr	Parametry procesu			Sa(OL)/ Sa(OLM)	Sz(OL)/ Sz(OLM)
	F [N]	X [mm]	V <sub>i</sub> [mm/min]		
1	200	3	360	1.68	1.30
2	600	3	360	2.48	2.22
3	200	7	360	1.15	1.86
4	600	7	360	1.41	1.63
5	200	5	360	2.05	2.39
6	400	3	360	1.36	1.33
7	400	7	360	1.75	2.17
8	600	5	360	2.62	2.18
9	400	5	360	2.11	2.29
10	400	5	360	1.54	1.74
11	400	5	360	1.31	1.65
12	400	5	360	1.04	1.34
13	400	5	360	1.46	1.50
14	400	5	360	1.42	1.65

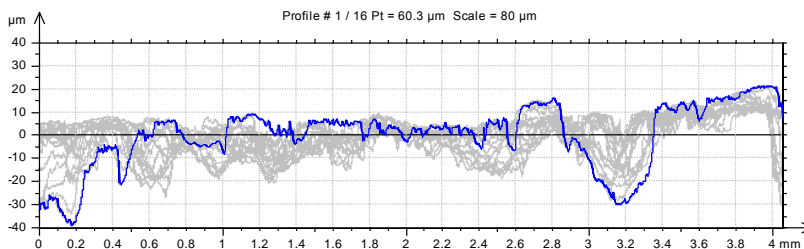


Rys.5.19. Wpływ temperatury w strefie obróbki nagniataniem na amplitudowe parametry topografii 3D dla różnych sił a –  $F = 200$  N, b –  $F = 600$  N.

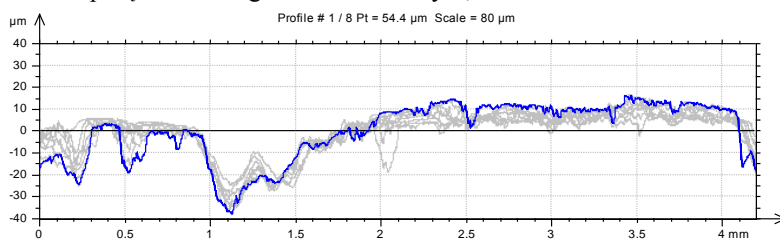
Proces nagniatania tocznego spowodował przebudowę SGP. Dla większości stosowanych parametrów nagniatania powierzchnia rozwinięcia jest mniejsza niż po przetapianiu laserowym, co związane jest głównie ze „spłaszczeniem” ścieżki laserowej. Nastąpił wzrost gęstości wierzchołków chropowatości –  $S_{ds}$  w stosunku do powierzchni tylko stopowanej laserowo. Rysunki 5.20 a, b, c, d przedstawiają kolejno profile zarejestrowane wzdłuż osi ścieżki laserowej w środkowym obszarze przetopienia dla powierzchni po: a – stopowaniu laserowym, b – stopowaniu i nagniataniu tocznym z siłą 600 N i odległości narzędzia 7 mm, c – odległości narzędzia 5 mm, d – 3mm. Widoczne jest wyraźne wygładzenie powierzchni i redukcja faliściwości; przy zastosowaniu nagniatania w wysokiej temperaturze tj. dla odległości rolki nagniatającej  $X = 3\text{mm}$  wygładzenie jest największe. Największe wygładzenie uzyskano przy największej sile nacisku na rolkę.



a – Stopowanie Istali 0H18N9 Stellite 6,  $V_f = 360\text{ mm/min}$ ,  $P = 2\text{ kW}$ ,  $d = 2.5\text{ mm}$ .

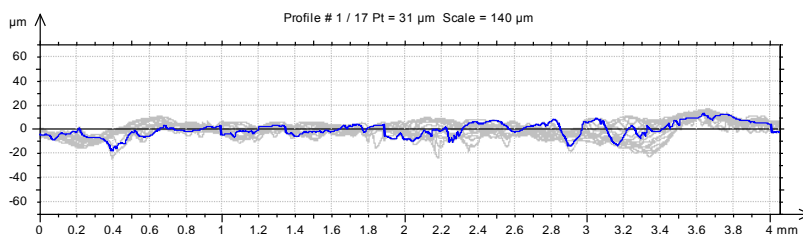


b – Stopowanie połączone z nagniataniem tocznym;  $F = 600\text{ N}$ ,  $X = 7\text{ mm}$ .



c – Obróbka laserowo–mechaniczna, nagniatanie przy sile 600 N,  $X = 5\text{ mm}$ .

## 5.2. Wpływ parametrów obróbki hybrydowej z nagniataniem tocznym na stan warstwy 209



d – Obróbka laserowo–mechaniczna, nagniatanie przy sile 600 N,  $X = 3$  mm.

Rys.5.20. Wpływ odległości narzędzia  $X$  i siły nagniatającej na zmianę profilu chropowatości po stopowaniu laserowym stali 0H18N9 Stellitem 6 i nagniataniu tocznym.

Tabela 5.9. Parametry profilu po stopowaniu laserowym stali 0H18N9 Stellitem 6.

Parametry procesu			Parametry profilu obróbka laserowa							
P [W]	d [mm]	Vf [mm/min]	Pa [µm]	Pp [µm]	Pt [µm]	Ra [µm]	Rv [µm]	RSm [mm]	Wa [µm]	Wt [µm]
2000	2	300	15.2	48.8	84.9	3.67	9.6	1	11.8	53.7

W wyniku nagniatania tocznego nastąpiła redukcja wartości wszystkich parametrów amplitudowych ( $P_a$ ,  $P_p$ ,  $P_t$ ) profilu chropowatości. Największą, bo czterokrotną zmianę stwierdzono dla parametru  $P_p$  opisującego wysokość wierzchołków chropowatości, najmniejsze wartości wysokości nierówności uzyskano przy nagniataniu przy największych naciskach ( $F = 600$  N) i najwyższej temperaturze w strefie oddziaływania rolki nagniatającej tj. najmniejszej odległości narzędzia od wiązki laserowej ( $X = 3$  mm). Parametry amplitudowe chropowatości  $R_a$ ,  $R_v$ , również uległy zmniejszeniu, ale w mniejszym stopniu. Nastąpiła natomiast duża redukcja wysokości falistości powierzchni –  $W_a$ ,  $W_t$ . Proces nagniatania tocznego spowodował wygładzenie powierzchni głównie poprzez redukcję falistości obecnej po stopowaniu laserowym.

Przy naciskach 600 N i wysokiej temperaturze procesu nagniatania rzędu 900 K wystąpiła całkowita przebudowa SGP. Spłaszczeniu uległy wierzchołki nierówności powierzchni a plastyczne płynięcie materiału było na tyle intensywne, że dna wgłębień uległy wypełnieniu.

Tabela 5.10. Wartości parametrów profilu 2D po stopowaniu laserowym stali 0H18N9 Stelitem 6 połączonym z nagniataniem tocznym w różnych warunkach.

Nr	Parametry		Parametry profilu obróbka hybrydowa							
	F [N]	X [mm]	Pa [ $\mu\text{m}$ ]	Pp [ $\mu\text{m}$ ]	Pt [ $\mu\text{m}$ ]	Ra [ $\mu\text{m}$ ]	Rv [ $\mu\text{m}$ ]	RSm [mm]	Wa [ $\mu\text{m}$ ]	Wt [ $\mu\text{m}$ ]
1	200	3	7.81	12.9	48.9	2.85	7.04	0.166	5.4	27.5
2	600	3	4.69	8.8	24.4	1.67	6.25	0.0872	3.97	16
3	200	7	8.2	12.8	49	2.77	15.1	0.217	6.65	32
4	600	7	6.78	15.6	40.1	3.15	9.82	0.151	4.21	21.3
5	200	5	7.8	13.7	74	3.35	13.5	0.185	5.17	29.8
6	400	3	6	11.2	49.5	2.52	12.5	0.131	8.6	35.7
7	400	7	7.3	12.2	47.9	3.18	13.8	0.216	5.5	37
8	600	5	5.1	10	43.2	2.76	8.4	0.145	4,0 9	30,7
9	400	5	5.11	13.5	31	2.31	7.31	0.126	3.58	17.9
10	400	5	6.7	9.6	48.8	3.33	8	0.13	5.89	28.9
11	400	5	3.31	7.3	24.7	1.35	5.42	0.0884	2.65	9.97
12	400	5	3.3	6.6	31.1	1.41	6.75	0.0904	2.61	10.7
13	400	5	5.39	7.7	43.1	2.13	8.5	0.122	3.27	24.2
14	400	5	4.762	8.9	35.74	2.11	7.20	0.130	3.6	19.3

Statystyczna analiza wyników została przeprowadzona zgonie z procedurą opisaną wcześniej. Analizowano zależności pomiędzy wartością siły nagniatającej  $F$  oraz odległością narzędzia od osi wiązki laserowej a następującymi parametrami opisującymi SGP:  $S_a$ ,  $S_p$ ,  $R_v$ ,  $R_{Sm}$ ,  $W_t$ . Przeprowadzono próby aproksymacji przy pomocy funkcji potęgowej oraz wielomianu pierwszego i drugiego stopnia. Poniżej przedstawiono funkcje regresji wykazujące najlepsze dopasowanie, pełna analiza dla pozostałych równań została przedstawiona w sprawozdaniu z projektu badawczego [190].

$$S_a = 10.48 - 0.0087F + 1.94X \quad (5.3)$$

$$S_p = 57.89 + 0.078F - 13.84X + 0.0029FX - 0.0001 F^2 + 1.34 X^2 \quad (5.4)$$

$$R_v = 245.3 - 0.38F - 50.4X + 0.036FX + 0.000.17F^2 + 3.2X^2 \quad (5.5)$$

5.2. Wpływ parametrów obróbki hybrydowej z nagniataniem tocznym na stan warstwy 211

$$RSm = 0.13 - 0.00015F + 0.017X \quad (5.6)$$

$$Pa = 18.65 - 0.033F - 2.59X + 0.0011FX + 0.000026F^2 + 0.25X^2 \quad (5.7)$$

$$Wt = 245 - 0.38F - 50.4X + 0.036FX + 0.00017F^2 + 3.2X^2 \quad (5.8)$$

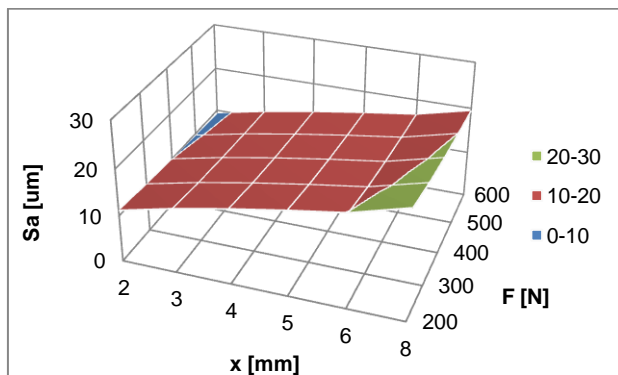
Tabela 5.11. Zestawienie wyników analizy funkcji regresji dla związku pomiędzy parametrami obróbki hybrydowej  $X$ ,  $F$  a parametrami struktury geometrycznej powierzchni.

Nr równania	zmienna	R	F	T1	T2	T3	T4	T5
5.3	Sa	0.8	10	1.82	4.08			
5.4	Sp	0.89	5.8	2.22	3.4	0.89	3.53	3.49
5.5	Rv	0.86	4.4	2.33	2.65	2.4	0.94	1.8
5.6	RSm	0.66	4.25	2.5	2	2.14		
5.7	Pa	0.82	3.26	2	1.36	0.71	1.46	1.39
5.8	Wt	0.86	4.4	2.33	2.65	2.4	0.94	1.8

Współczynniki korelacji równania (5.3) opisującego zależność parametru  $S_a$  od siły i temperatury w strefie obróbki są wysokie a zależność pomiędzy badanymi własnościami znaczna, wszystkie współczynniki równania są istotne na poziomie ufności 0.1. Średnie wysokości nierówności powierzchni maleją ze wzrostem siły i temperatury w obszarze nagniatania a więc wraz ze zmniejszeniem się odległości narzędzia od osi wiązki laserowej  $X$ .

Zależność pomiędzy wysokością wzniesień nierówności  $S_p$  a parametrami procesu najlepiej opisuje wielomian drugiego stopnia (5.4), korelacja jest wysoka a zależność znaczna. Współczynnik  $T4$  jest nieistotne na poziomie ufności 0.1.

Korelacja pomiędzy podziałką chropowatości  $RSm$  a siłą i temperaturą procesu jest umiarkowana, zależność pomiędzy badanymi własnościami istotna. Wszystkie współczynniki równań są istotne na poziomie ufności 0.1. Występuje dobra korelację pomiędzy siłą nacisku i odległością narzędzia od wiązki laserowej a więc temperaturą strefie oddziaływania narzędzia nagniatającego, a parametrami profilu niefiltrowanego  $P_a$ , oraz parametrami chropowatości  $R_v$ , i falistości  $W_t$ .



Rys.5.21. Wpływ siły  $F$  oraz odległości narzędzia od osi wiązki  $X$  na parametr topografii powierzchni  $S_a$  dla OLM z nagniataniem tocznym stali 0H18N9 stopowanej Stellitem 6 przy ustalonej prędkości posuwu  $V_f = 360$  mm/min,  $P = 2$  kW,  $d = 2.5$  mm.

### 5.3. Wnioski

Proponowana obróbka – laserowe stopowanie stali Stellitem 6 połączone z nagniataniem tocznym w podwyższonej temperaturze może z powodzeniem być stosowana, jako obróbka gładkościowa i umacniająca. Zaprojektowana głowica umożliwia nagniatanie powierzchni szerokim zakresie temperatury 300 – 950 K.

Obróbka hybrydowa z nagniataniem tocznym zapewnia umocnienie WW poprzez zgniot powierzchniowy. Grubość strefy zgniotu w badanym przypadku wynosiła 0.01 – 1 mm. Największe grubości uzyskano w wyniku nagniatania przy największych siłach nacisku  $F = 600$  N i temperaturze w strefie nagniatania rzędu 900 K. Dla takich parametrów zgniot powierzchniowy obserwowany jest w całej strefie stopowanej. Gwarantuje to redukcję naprężeń rozciągających występujących po przetopieniu laserowym i korzystniejsze właściwości eksploatacyjne. Stopień zgniotu powierzchniowego rzędu 15 – 20% możliwy jest do uzyskania w wysokiej temperaturze (powyżej 800 K) i sile większej niż 300 N. W pozostałym zakresie parametrów obróbki wzrost mikrotwardości wynosił 10 – 15%. Stosunkowo nieduże odkształcenia plastyczne materiału na skutek nagniatania związane są z przyjętym sposobem nagniatania. Niewielkie naciski jednostkowe powodują ze strefa zgniotu



ma mniejszą grubość a stopień zgniotu jest mniejszy niż przy nagniataniu ślizgowym.

Obróbka hybrydowa z nagniataniem tocznym prowadzi do kilkukrotnej redukcji wysokości nierówności powierzchni. Wygładzenie powierzchni następuje przede wszystkim poprzez redukcję falistości tworzącej się po procesie przetapiania laserowego. W wyniku OLM uzyskano chropowatości powierzchni o wysokości  $R_a = 1.3 \mu\text{m}$ , co pozwala w większości przypadków na wyeliminowanie procesu szlifowania.

Stwierdzono dobrą korelację pomiędzy parametrami OLM a grubością strefy zgniotu i parametrami chropowatości powierzchni. Umożliwia to na dobór parametrów procesu OLM w celu osiągnięcia założonych właściwości WW. Badania prowadzono dla procesu stopowania pojedynczej ścieżki materiałem o niskiej plastyczności i średniej twardości, w przypadku obróbki materiałów o niższej twardości oraz obróbki wielościeżkowej należy spodziewać się korzystniejszych wyników na skutek wielokrotnego nagniatania powierzchni.



## **6. Obróbka hybrydowa z zastosowaniem mikro-młoteczkowania**

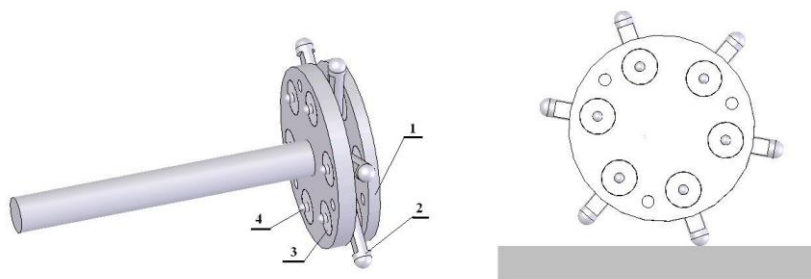
Młoteczkowanie jest jedną z metod nagniatania dynamicznego stosowanego przede wszystkim, jako obróbka umacniająca WW. Charakteryzuje się dużymi odkształceniami plastycznymi materiału oraz większą głębokością strefy zgniotu w stosunku do statycznych metod nagniatania. W wyniku nagniatania dynamicznego uzyskuje się przebudowę SGP jednak wysokości nierówności są zwykle większe niż po nagniataniu statycznym. W pracy przeprowadzono badania nad zastosowaniem mikro-młoteczkowania do OLM w celu uzyskania umocnienia zgniotem powierzchniowym i redukcji naprężeń rozciągających w warstwie modyfikowanej laserowo. Ze względu na duże wysokości nierówności występujące po przetapianiu laserowym spodziewane jest również wygładzenia powierzchni i uzyskania korzystniejszej SGP po obróbce laserowej połączonej z mikro-młoteczkowaniem. Analogicznie jak w przypadku nagniatania ślizgowego i tocznego proces nagniatania prowadzony był w jednocześnie z modyfikacją laserową powierzchni, bezpośrednio na stanowisku laserowym. Nagniatanie realizowano w dwóch zakresach temperatury, 600–950 K, co miało zapewnić odkształcenia plastyczne nierówności powierzchni i WW oraz na zimno w temperaturze poniżej 600 K w celu wprowadzenia ściskających naprężeń własnych. Badania nad OLM obejmowały budowę stanowiska do mikro-młoteczkowania w podwyższonej temperaturze, synchronizację obróbki laserowej i mechanicznej oraz dobór parametrów procesu.

### **6.1. Stanowisko do mikro-młoteczkowania**

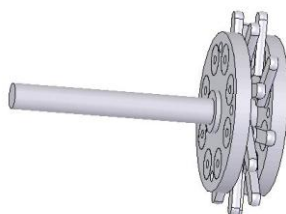
W ramach projektu badawczego opracowano, wykonano i wdrożono do badań głowice do mikro-młoteczkowania [189]. Mechanizm pracy głowic polega na cyklicznym skoncentrowanym uderzaniu powierzchni obrabianej przez elementy nagniatające w postaci mikro-młoteczków. Podstawowe elementy głowic to:

- korpus w postaci podwójnej tarczy z trzpieniem mocującym głowicę w uchwycie szlifierki,
- mikro-młoteczki zamocowane obrotowo na osiach usytuowanych w odpowiednio dobranej odległości od osi obrotu głowicy,

- osie mikro-młoteczków wykonane z igieł łożyskowych,
- elastyczne wkładki, w których mocowane są osie mikro-młoteczków,
- tarcze chroniące głowicę przed oddziaływaniem termicznym oraz ograniczające przemieszczenia osiowe osi igiełek,
- elementy zderzakowe wykonane z elastycznego materiału.



Rys.6.1. Widok głowicy sześcioelementowej – GM-1 do mikro-młoteczkowania, usytuowanie głowicy GM-1 względem powierzchni obrabianej 1 – tarcza, 2 – mikro-młoteczek, 3 – elastyczna wkładka, 4 – oś mikro-młoteczka.



Rys.6.2. Widok głowicy GM-3 wyposażonej w 16 mikro-młoteczek.

Mikro-młoteczki wykonano ze stali ŁH15, a ich część robocza ma promień zaokrąglenia  $r = 1$  mm. Elementy rozłożone są one równomiernie pomiędzy tarczami korpusu głowicy i zamocowane obrotowo na osiach, co umożliwia ich ruch wahadłowy względem tarczy głowicy oraz obrotowy wraz z głowicą. Jako zderzak wykorzystano akrylową taśmę piankową firmy 3M, która ma zabezpieczyć przed zderzaniem się mikro-młoteczków z korpusem głowicy. Dzięki niewielkim rozmiarom głowicy ( $\varnothing = 30$  mm) umożliwia ona obróbkę powierzchni płaskich oraz krzywoliniowych o niewielkich rozmiarach. Głowice zaprojektowano z przeznaczeniem do obróbki umacniającej i gładkościowej części modyfikowanych laserowo. Wykonano trzy typy głowic GM-1, GM-2 i GM-3 o różnej liczbie mikro-młoteczków. Szczegółowy opis konstrukcji, dokumentacja techniczna oraz

wyniki badań wstępnych zostały przedstawiona w raporcie z projektu badawczego [198]. Widok głowicy GM-1 o sześciu elementach nagniatających i jej usytuowanie względem powierzchni obrabianej prezentuje rysunek 6.1. Rysunek 6.2 przedstawia widok głowicy GM-3 wyposażonej w 16 mikro-młoteczki. Głowica GM-2, o ośmiu elementach nagniatających, mikro-młoteczki posiadały wkładki z węgla spiekane. Taka modyfikacja pozwoliła na zastosowanie głowicy w przypadku planowanych badań nagniatania materiałów o wysokiej twardości.

System mocowania, ustawień i regulacji położenia zespołów obróbkowych ma za zadanie takie usytuowanie oraz regulacja położenia głowicy nagniatającej względem wiązki laserowej by zapewnić wymaganą odległość między wiązką laserową a narzędziami nagniatającymi. Zbudowany on został w oparciu o standardowe duralowe elementy profilowe o wysokiej dokładności i sztywności. Umożliwia to regulację położenia narzędzi obróbkowych w osiach  $x$ ,  $y$ ,  $z$  oraz szybki montaż, demontaż i wymianę zespołów nagniatających. Stanowisko zamocowano do nieruchomej części stanowiska do obróbki laserowej, co pozwoliło na uzyskanie większej sztywności układu i wyeliminowanie drgań. Głowica do mikro-młoteczkowania została zamontowana wraz zespołem do regulacji na stanowisku do obróbki laserowej. Zdjęcie stanowiska przedstawia rys.6.3 Stanowisko pozwalało na szeroką regulację następujących parametrów obróbki:

- siły oddziaływania narzędzia z nagniataną powierzchnią poprzez regulację odległości głowicy od powierzchni– w osi  $z$  prędkość obrotową głowicy,
- temperatury obróbki mechanicznej poprzez zmianę odległości młoteczków od osi wiązki laserowej w osi  $X$ .
- intensywność nagniatania poprzez regulację prędkości obrotowej mikro-młoteczków–  $V_{obr}$  oraz prędkości posuwu próbki–  $V_f$



Rys.6.3. Zdjęcie stanowiska do obróbki laserowo-mechanicznej z nagniataniem dynamicznym.

Podczas pracy przedmiot przesuwany jest z szybkością  $V_f$ , głowica obraca się z prędkością kilku tysięcy (3000 – 8000 obr/min), oś obrotu głowicy usytuowana jest tak, że mikro-młoteczki uderzają o powierzchnię obrabianą pod kątem od kilku do kilkunastu stopni. Przy odpowiednio dużej prędkości obrotowej głowicy uderzenie każdego elementu powoduje odkształcenia plastyczne obrabianej powierzchni, jej umocnienie i wygładzenie. Oddziaływanie głowicy na obrabianą powierzchnię pozostawia na niej ślady postaci ścieżki o szerokości zależnej od różnic długości mikro-młoteczków. Przy różnicy długości między najdłuższym i najkrótszym mikro-młoteczkami równej 1 mm teoretyczna szerokość ścieżki wynosi około 3.5 mm; rzeczywista jej szerokość jest znacznie większa gdyż w mikro-młoteczki po uderzeniu w obrabianą powierzchnię i odbiciu się od niej wskutek działania siły odśrodkowej uderzają w tą powierzchnię powtórnie (z mniejszą energią) poza strefą odpowiadającą teoretycznej szerokości ścieżki, powodując poszerzenie strefy oddziaływań głowicy oraz dodatkowe wygładzenie powierzchni w strefie dodatkowych uderzeń.

Badania wstępne mikro-młoteczkowania na zimno głowicą GM-1 powierzchni hartowanej stali narzędziowej uprzednio obrobiony elektroerozyjnie wykazały, że głowica ta umożliwia wygładzenie i umocnienie WW.

## **6.2. Badania oddziaływań pojedynczych mikro-młoteczków z obrabianą powierzchnią**

Znajomość wpływu warunków obróbki na wartość sił dynamicznego oddziaływania poszczególnych mikro-młoteczków na obrabianą powierzchnię jest niezbędna do prognozowania efektów obróbki oraz interpretacji wyników badań. Obliczenia sił dynamicznego oddziaływania poszczególnych elementów głowicy na obrabianą powierzchnię ze względu na elastyczne ich zamocowanie, znaczną zmienność kąta uderzenia jest trudne i obarczone dużym błędem. Z tych względów zostały wykonane badania doświadczalne śladów pojedynczego uderzenia mikro-młoteczka w warunkach obróbki dynamicznej, które umożliwiły prognozowanie sił dynamicznego oddziaływania narzędzi na obrabianą powierzchnię.

Efektom oddziaływania mikro-młoteczków na obrabiany przedmiot są odkształcenia sprężyste i plastyczne WW, naprężenia, zmiany mikrogeometrii obrabianej powierzchni. Intensywność tych oddziaływań jest funkcją odkształceń związanych z pojedynczym uderzeniem mikro-młoteczka oraz liczby tych uderzeń przypadających na  $\text{mm}^2$  obrabianej powierzchni. Liczba uderzeń przypadająca na  $\text{mm}^2$

obrabananej powierzchni jest z kolei funkcją prędkości obrotowej głowicy, liczby mikro-młoteczków w głowicy oraz czasu obróbki. Na powierzchni zostaje utworzone wgłębienie o kształcie zbliżonym do czaszy kulistej. Wielkość tej czaszy dla konkretnego narzędzia jest funkcją prędkości obrotowej, położenia głowicy względem obrabananej powierzchni i wynikającej z nich składowej normalnej prędkości powierzchni roboczej mikro-młoteczka względem obrabananej powierzchni (energii uderzenia) oraz twardości obrabananej powierzchni (HB).

Badania wykonano przy pomocy typowej głowicy GM-2 do mikro-młoteczkowania wyposażonej w pojedynczy mikro-młoteczek zakończony wkładką z węglika spiekaneego. Na szlifierce, w uchwycie umieszczono próbki Almena typ C o wymiarach 76×19×15 o twardości 32 HRC. Badania realizowano stosując uderzenie dynamiczne pojedynczym mikro-młotkiem przy 3 prędkościach: 4300 obr/min, 5600 obr/min, 6700 obr/min.

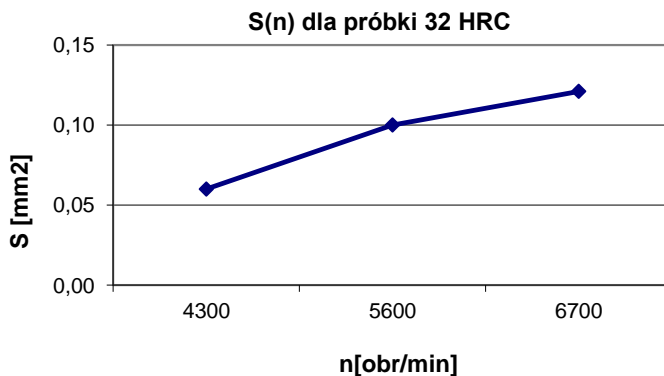
Tabela 6.1. Wyniki pomiarów cech geometrycznych powstałych śladów uderzenia pojedynczego mikro-młoteczka w warunkach dynamicznych przy różnych prędkościach obrotowych głowicy.

HRC 32				
Vobr [obr/min]	Powierzchnia S [mm <sup>2</sup> ]	Objętość V [μm <sup>3</sup> ]	Głębokość G [μm]	Średnica d [mm]
4300	0.063	231736	7.28	0.264
5600	0.104	727638	14.76	0.309
6700	0.121	1028028	16.88	0.348

Na każdej próbce generowano serie śladów oddziaływania narzędzia na obrabaną powierzchnię przy różnych prędkościach obrotowych, a następnie wykonano pomiary topografii powierzchni 3D i obliczono: powierzchnie, objętość, głębokość i średnice śladów uderzeń narzędzia o obrabaną powierzchnię dla każdej wielkości wybrano i zmierzono po 5 śladów uderzenia (tab.6.1.).

Wyniki badań i analiza śladów dynamicznych i statycznych oddziaływań mikro-młoteczka z powierzchnią wykazały, że ślady oddziaływań charakteryzują się wysoką powtarzalnością. W wyniku pomiarów otrzymano zależności: powierzchni, średnicy i głębokości tych śladów w funkcji prędkości obrotowej i obwodowej dla próbek o określonej twardości. Umożliwiają one określenie składowej normalnej siły oddziaływania mikro-młoteczka na obrabaną powierzchnię, a znając wartość tej siły możliwe jest prognozowanie wartości parametrów geometrycznych śladów oddziaływań mikro-młoteczków na powierzchnie metali o innej twardości. Na rysunku

6.4 przedstawiono wpływ prędkości obrotowej na pole powierzchni  $S$  śladu oddziaływania mikro-młoteczka z powierzchnią o twardości 300 HB (32 HRC).



Rys.6.4. Wpływ prędkości obrotowej na wielkość powierzchni uzyskanego odcisku mikro-młoteczka.

W tabeli 6.2 przedstawiono prognozowane grubości strefy odkształceń plastycznych dla różnych prędkości obrotowych głowicy wyznaczone w oparciu o analizę oddziaływania pojedynczego mikro-młoteczka i zależność Drozda [174].

Miarą intensywności procesu dynamicznej obróbki zgniotem typu roto peen, mikro-młoteczkowanie itp. według amerykańskiej normy B. 211.1.1986 – Americal National Standard for Surface Integrity jest wartość strzałki ugięcia próbek Almena dla określonego narzędzia. Zależy ona od jednostkowej liczby uderzeń młoteczków w obrabianą powierzchnię i prędkości obrotowej głowicy (rys.6.5).

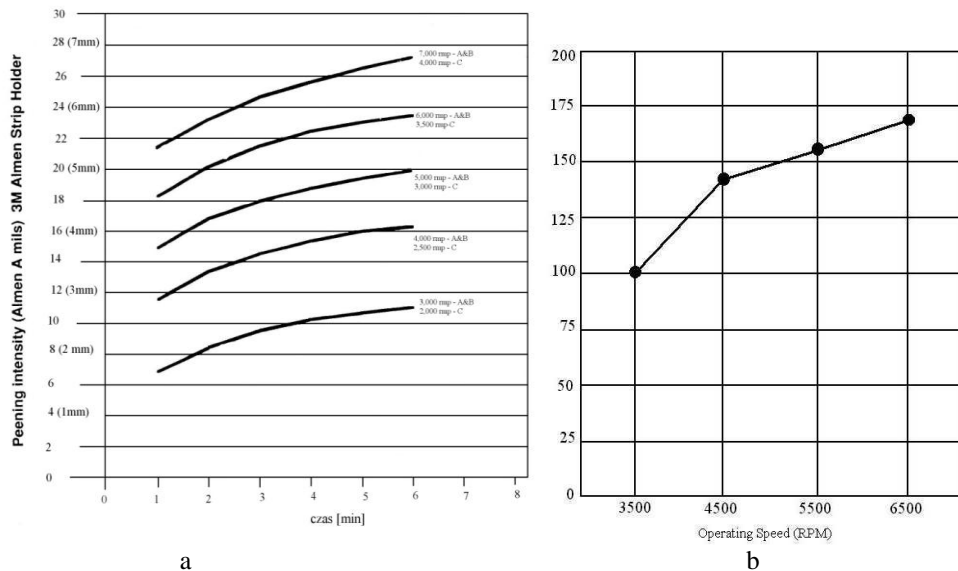
Tabela 6.2. Głębokość zalegania odkształceń plastycznych dla różnych prędkości obrotowych głowicy obliczone na podstawie zależności Drozda dla stali o twardości 32 HRC.

Vo [obr/min]	Ao [mm <sup>2</sup> ]	d [mm]	h [mm]	Głębokość odkształceń [mm]
3500	0.05	0.22	0.005	0.25
4200	0.06	0.25	0.0073	0.32
5000	0.09	0.26	0.009	0.38
6000	0.104	0.33	0.014	0.47

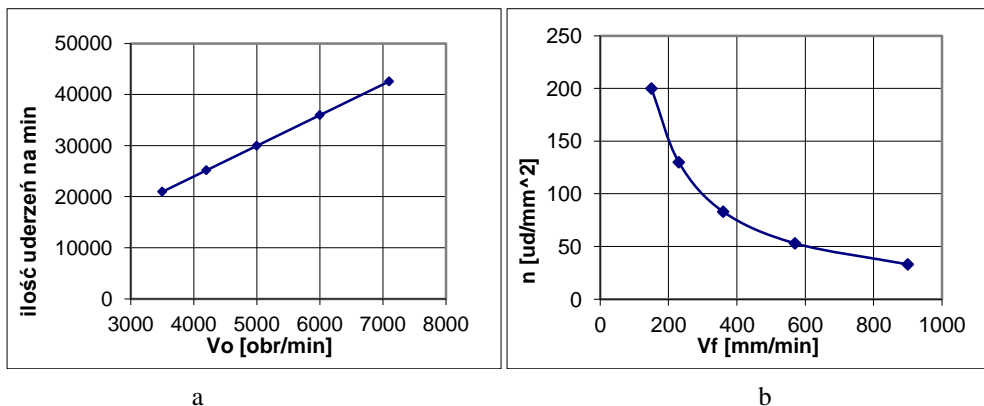


W oparciu o badania nad procesem obróbki nagniataniem, P.G. Bailey'a z Electronics Inc. w USA ocenił wpływ poszczególnych czynników na efektywność procesu. Na wykresie 6.5 został przedstawiony związek pomiędzy prędkością obrotową a intensywnością obróbki. Dane na wykresie 6.5 b zostały zaczerpnięte z wykresu 6.5 a dla pokazania jak duże są dopuszczalne zmiany prędkości obrotowej narzędzi. Porównując dwie ostatnie krzywe z wykresu (rys.6.5 a) ocenić można wzrost intensywności o około 0,005" (0,125mm) strzałki ugięcia próbki Almena przy zmianie prędkości o 100 obr/min. Dlatego narzędzie musi mieć zapewnione stabilne sterowanie z dokładnie określoną prędkością (z odchyleniami od wartości nominalnej od około 100 obr/min przy niskich prędkościach i do 170 obr/min przy wyższych prędkościach).

Dla głowicy GM-1 i GM-2 ilość młoteczków wynosi 6 i 8 a prędkości obrotowe stosowane w eksperymencie 3500–7100 obr/min. Intensywność procesu dla różnych wartości posuwu i prędkości obrotowych były różne. Na rysunku 6.6a przedstawiono graficznie wpływ prędkości obrotowej głowicy GM-1 o sześciu elementach nagniatających na stopień pokrycia powierzchni śladami oddziaływania narzędzia. Intensywność procesu nagniatania dla stałej prędkości obrotowej głowicy 5000 obr/min (punkt centralny eksperymentu planowanego) i zmiennych prędkości posuwu przedstawia rys.6.6b. Intensywność procesu nagniatania maleje wykładniczo ze wzrostem prędkości posuwu.



Rys.6.5. Wykres krzywych nasycenia - a, zmiana nasycenia dla próbek Almena typu A w funkcji prędkości obrotowych (strzałki ugięcia) - b.



Rys.6.6. Wpływ a – prędkości obrotowej głowicy i b – posuwu próbki przy ustalonej prędkości obrotowej głowicy  $V_{obr} = 5000$  obr/min, na intensywność procesu nagniatania dla głowicy GM-1.

Na podstawie stopnia pokrycia powierzchni oraz znajomości cech geometrycznych śladów uderzenia możliwe jest określenie stopnia pokrycia powierzchni śladami obróbki, co ma decydujący wpływ na SGP. Według [166]:

$$K_o = J(A_o/A_p)$$

Gdzie:

$A_o$  – powierzchnia rzutu odcisku elementu nagniatającego,

$A_p$  – powierzchnia przedmiotu,

$J$  – liczba uderzeń przypadająca na jednostkę powierzchni.

Jeżeli wartość  $K_o \geq 0.5\pi$  to odciski nakładają się na siebie wzajemnie i na całej powierzchni tworzy się nowa SGP. W tabeli 6.3 przedstawiono obliczenia stopnia pokrycia powierzchni śladami obróbki korzystając z danych eksperymentalnych przedstawionych w tabeli 9.2, w których przedstawiono wpływ prędkości obrotowej głowicy na wielkość pojedynczego śladu młoteczka. Przedstawione wyniki potwierdzają, że dla całego zakresu stosowanych prędkości posuwu i prędkości obrotowych głowicy GM-1 nagniatającej występuje całkowite pokrycie powierzchni. Stopień pokrycia zmienia się w zakresie 1.2–34. Przedstawione w tabeli 6.3 obliczenia wskazują, że dla całego analizowanego zakresu parametrów intensywność obróbki i stopień pokrycia powierzchni jest wystarczający, co gwarantuje jednorodny stopień umocnienia WW. W przypadku głowicy GM-2 o ośmiu młoteczkach i GM-3 o szesnastu elementach nagniatających stopień pokrycia śladami obróbki będzie odpowiednio większy, proporcjonalnie do liczby elementów nagniatających.

Wzrost temperatury materiału nagniatanego dynamicznie powoduje spadek twardości i wzrost powierzchni oraz głębokości śladu uderzenia pojedynczego

mikro-młoteczka, a w konsekwencji zwiększenie stopnia pokrycia powierzchni śladami uderzeń.

Tabela 6.3. Wpływ prędkości głowicy i posuwu na stopień pokrycia powierzchni śladami obróbki dla głowicy GM-1.

Ao [mm]	Stopień pokrycia powierzchni					Vobr [obr/min]
	150 mm/min	230 mm/min	360 mm/min	570 mm/min	900 mm/min	
0.05	7.00	4.57	2.92	1.84	1.17	3500
0.063	10.58	6.90	4.41	2.79	1.76	4200
0.09	18.00	11.74	7.50	4.74	3.00	5000
0.104	24.96	16.28	10.40	6.57	4.16	6000
0.12	34.08	22.23	14.20	8.97	5.68	7100

Przedstawione wyniki badań śladów oddziaływania pojedynczego mikro-młoteczka powierzchnią pozwoliły na określenie, na podstawie znanych i ogólnie stosowanych zależności, stopnia pokrycia powierzchni śladami obróbki, intensywności procesu nagniatania oraz głębokości odkształceń plastycznych. Przeprowadzona analiza wskazuje, że w zakresie prędkości obrotowych głowicy od 3000 do 7000 obr/min i prędkości posuwu 150–900 mm/min intensywność procesu nagniatania zmienia się w szerokim zakresie, a stopień pokrycia powierzchni śladami obróbki zmienia się od 1.2–34 uderzeń/mm<sup>2</sup>. Pozwala to na uzyskanie różnych głębokości odkształceń plastycznych WW w zależności od doboru parametrów a także obróbkę materiałów o zróżnicowanej twardości i własnościach plastycznych.

### 6.3. Badania wstępne na przykładzie hartowania laserowego połączonego z mikro-młoteczkowaniem

W pracy przeprowadzono badania nad możliwością zastosowania zaprojektowanych urządzeń do wygładzania powierzchni po obróbce laserowej. Badania wstępne obróbki mechanicznej były realizowane dla przypadku hartowania przetopieniowego stali 45 dla głowicy GM-1 oraz procesu stopowania stali Stellite dla głowicy GM-3.

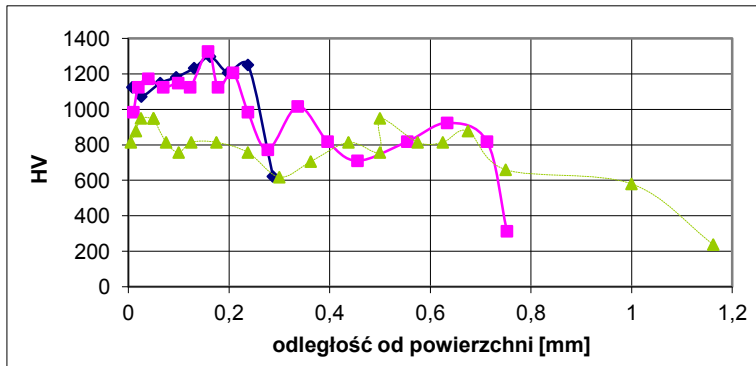
Celem badań było znalezienie najkorzystniejszych warunków obróbki laserowo-mechanicznej pozwalających na uzyskanie zgniotu powierzchniowego, zmniejszenie chropowatości powierzchni przy zapewnieniu korzystnej

mikrostruktury materiału oraz wprowadzenie naprężeń ściskających. Zakres badań wstępnych obejmował:

- synchronizację procesu obróbki laserowej i mikro-młoteczkowania,
- dobór parametrów procesu OLM ze względu na SGP,
- pomiary i analizę chropowatości powierzchni po obróbce hybrydowej dla różnych wariantów obróbki,
- badania mikrostruktury warstwy wierzchniej materiału.

Przeprowadzono próby wyznaczenia optymalnych ustawień narzędzia w stosunku do powierzchni obrabianej oraz wyznaczenia zakresu parametrów, w których stanowisko działa poprawnie dla przypadku hartowania przetopieniowego stali 45. Szczegółowe wyniki badań przedstawiono w sprawozdaniu z projektu badawczego [190]. Badania wstępne realizowano przy zastosowaniu głowicy GM-1. Analizowano wpływ różnych wariantów obróbki – nagniatania w wysokiej temperaturze oraz nagniatania w wysokiej temperaturze i na zimno dla pojedynczych ścieżek laserowych a także obróbki ze skanowaniem powierzchni. Analizowano wpływ intensywności procesu nagniatania na SGP oraz zgniot powierzchniowy. Badania wykazały, że proponowana obróbka hybrydowa pozwala na wyraźną przebudowę struktury geometrycznej powierzchni po hartowaniu stali 45 oraz umocnienie materiału zgniotem powierzchniowym już przy jednokrotnym przejściu obróbkowym.

Wyniki badań zostały opublikowane w pracy [222]. Po hartowaniu łączonym z nagniataniem dynamicznym w temperaturze około 500 K stwierdzono wzrost twardości o 200 HV w stosunku do twardości po przetapianiu laserowym, na głębokości do 180–300  $\mu\text{m}$  od powierzchni w zależności od warunków obróbki. Na rysunku 6.7 przedstawiono wykres zmian mikrotwardości w funkcji odległości od powierzchni dla trzech próbek: po przetapianiu laserowym, po przetapianiu laserowym i młoteczkowaniu z prędkością obrotową  $V_{obr} = 3500$  obr/min i dwukrotnym młoteczkowaniu z  $V_{obr} = 5900$  obr/min. Młoteczkowanie spowodowało wzrost twardości w obu przypadkach o około 200 HV na głębokości do 0,3 mm od powierzchni. Zwiększenie obrotów i powtórne młoteczkowanie na zimno nie zmieniło twardości materiału, natomiast stwierdzono niewielki wzrost głębokości strefy, w której występuje podwyższenie mikrotwardości. Podobne wyniki uzyskano w przypadku OLM dla przypadku skanowania powierzchni z 50% stopniem przykrycia. Już przy pojedynczym przejściu narzędzia nagniatającego zostaje osiągnięty stan maksymalnego zgniotu powierzchniowego. Wielokrotne nagniatanie nie powodowało dalszego umacniania materiału. Pomimo dużej twardości i niskiej plastyczności nagniatanie na zimno nie powodowało pęknięć i wykruszeń WW.



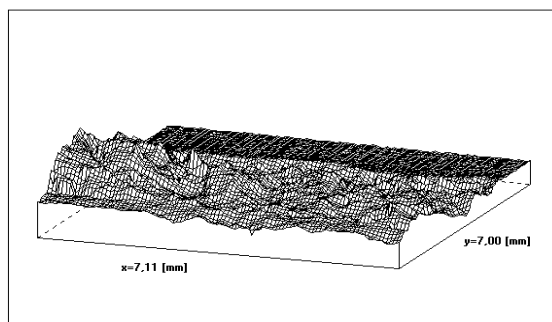
Rys.6.7. Zmiany mikrotwardości w funkcji odległości od powierzchni dla stali 45 hartowanej laserowo ▲ oraz po obróbce laserowo–mechanicznej przy prędkości obrotowej młoteczków  $V_{obr} = 4200$  obr/min ◆ i  $V_{obr} = 5920$  obr/min ■. Prędkość posuwu 600 mm/min,  $P = 2$  kW,  $d = 3$  mm.

Badania wykazały wyraźną przebudowę struktury geometrycznej powierzchni po hartowaniu stali 45. Najkorzystniejsze efekty uzyskano przy zastosowaniu stosunkowo niskiej temperatury w strefie obróbki (około 500 K); przy prędkości posuwu 600 mm/min, odległości narzędzia od osi wiązki 8 mm i prędkości obrotowej 5920 obr/min. Przy tych parametrach osiągnięto ponad 60% redukcji chropowatości powierzchni, pomimo wysokiej twardości nie stwierdzono pęknięć i śladów łuszczenia.

Na rysunku 6.8. przedstawiono fragment ścieżki laserowej po hartowaniu. Z lewej strony widoczna jest chropowatość po przetopieniu laserowym, z prawej SGP po mikro-młoteczkowaniu przy najkorzystniejszych parametrach obróbki hybrydowej. W tym przypadku widoczna jest wyraźna przebudowa SGP, uzyskano ponad dwukrotną redukcję wysokości chropowatości.

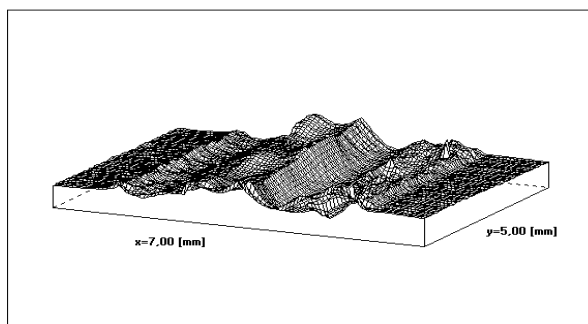
W przypadku nagniatania w wyższej temperaturze korzystniejsze efekty uzyskano przy mniejszej intensywności nagniatania tj. niższych prędkości obrotowych głowicy –  $V_{obr} = 4330$  obr/min.

Badania wstępne wykazały trudności występujące przy obróbce w wysokiej temperaturze tj. przy bliższym niż 8 mm ustawieniu młoteczków w stosunku do osi wiązki laserowej. W tym przypadku na obrabianej powierzchni tworzyły się bruzdy, które były skutkiem oddziaływania najdłuższych młoteczków z powierzchnią (rysunek 6.9).



Rys.6.8. Powierzchnia stali 45 hartowanej z lewej strony i młoteczkowanej przy parametrach obróbki:  $V_f = 600$  mm/min,  $X = 8$  mm,  $V_{obr} = 5920$  obr/min.

Problemu tworzenia mikro-bruzd na obrabianej powierzchni został rozwiązany poprzez zwiększenie stopnia pokrycia powierzchni śladami oddziaływań mikro-młoteczków poprzez zwiększenie ich liczby w głowicy obróbkowej w głowicach GM-2 GM-3. Głowica GM-2 jest zbudowana podobnie do głowicy GM-1, ale zwiększono w niej liczbę mikro-młoteczków do 8 oraz średnicę zewnętrzną z 30 mm do 32 mm. Głowica GM-3 wyposażona jest w 16 mikro-młoteczków usytuowanych w dwu rzędach po dwa mikro-młoteczki na każdej osi, a jej średnica zewnętrzna wynosi 31 mm.

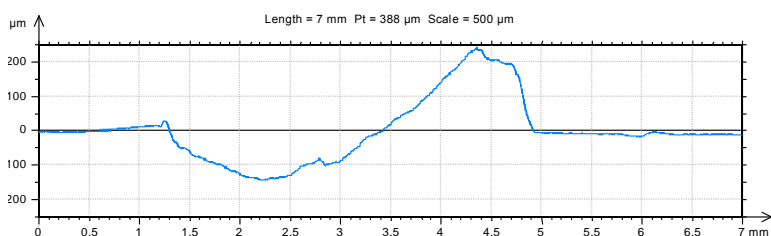


Rys.6.9. Widok powierzchni po hartowaniu przetopieniowym stali 45 i młoteczkowaniu; parametry obróbki:  $V_f = 300$  mm/min,  $d = 3.5$  mm,  $P = 2$  kW,  $V_{obr} = 3500$  obr/min,  $X = 7$  mm.

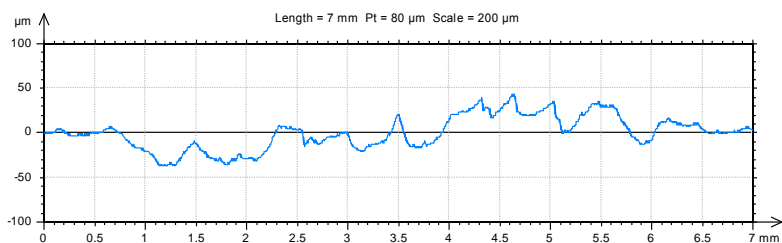
Drugim rozwiązaniem było zwiększenie stopnia losowości rozmieszczenia miejsc uderzeń mikro-młoteczków w obrabianą powierzchnię poprzez dodanie dodatkowych składowych kinematycznych ruchów głowicy w płaszczyźnie XY. W tym celu zastosowano stół oscylacyjny, na którym umieszczano obrabiane próbki. Szczegółowy opis konstrukcji przedstawiono w raporcie z projektu

badawczego [190]. Stolik umożliwiał ruch oscylacyjny o maksymalnej amplitudzie  $A = 2$  mm z ciągłą regulacją amplitudy i częstotliwości oscylacji.

Przeprowadzono badania wstępne wpływu ruchu oscylacyjnego na SGP przy nagniataniu dynamicznym. Proces prowadzono na próbkach duraluminiowych zastosowano głowicę GM-2 i prędkości obrotowe głowicy w zakresie od 3000 do 5000 obr/min. Wprowadzenie ruchu oscylacyjnego w kierunku prostopadłym do prędkości posuwu próbki i równoczesne mikro-młoteczkowanie spowodowało zwiększenie szerokości głównej ścieżki obróbki mechanicznej o podwójną wartość amplitudy ruchu oscylacyjnego. Wystąpiło także znaczne zmniejszenie głębokości śladu odkształceń plastycznych pod wpływem uderzeń młoteczków. Zjawisko to dobrze ilustrują profile powierzchni w kierunku prostopadłym do prędkości posuwu jak również zmiana parametrów wysokościowych 3D. Przy braku oscylacji rys. 6.10. występuje zagłębienie powierzchni o głębokości około  $150 \mu\text{m}$  wywołane wielokrotnym oddziaływaniem mikro-młoteczków z plastycznym materiałem. Materiał jest przepychany przez mikro-młoteczki w stronę zgodną z ruchem obrotowym głowicy. Ruch oscylacyjny powoduje zanik tego efektu przy prędkości oscylacji 15 i 18 1/s –rys.6.11.



Rys.6.10. Profil powierzchni prostopadły do kierunku posuwu próbki nagniatanej dynamicznie głowicą GM-2;  $V_{obr} = 4950$  obr/min i  $V_f = 300$  mm/min, (bez oscylacji).



Rys.6.11. Profil powierzchni prostopadły do kierunku posuwu próbki nagniatanej dynamicznie głowicą GM-2;  $V_{obr} = 3500$  obr/min,  $V_f = 300$  mm/min. Prędkość oscylacji 18 1/s.

Zastosowanie ruchu oscylacyjnego w sposób znaczący zmieniło topografię powierzchni po przetapieniu laserowym. Stwierdzono redukcję wysokości chropowatości powierzchni, bardziej równomierny zgniot powierzchniowy. Najkorzystniejsza prędkość oscylacji wynosiła 15–18 1/s. W przypadku materiału plastycznego o niskiej twardości, nagniatanego przy dużych prędkościach obrotowych głowicy, a więc dużych siłach oddziaływania mikro-młoteczków na powierzchnię, oscylacje nie eliminują całkowicie procesu przepychania i bruzdowania materiału. W takich przypadkach niezbędny jest właściwy dobór typu głowicy oraz jej prędkości obrotowej.

#### **6.4. Wpływ parametrów stopowania laserowego wspomaganego mikro-młoteczkowaniem na stan warstwy wierzchniej**

Badania wpływu parametrów obróbki laserowo-mechanicznej na stan WW przeprowadzono dla przypadku stopowania stali 0H18N9 Stellite 6. Przed obróbką na powierzchni próbek naniesiona została warstwa Stellitu o grubości 0.25 mm metodą detonacyjną. Proces obróbki hybrydowej prowadzono z zastosowaniem stolika oscylacyjnego przy stałej prędkości oscylacji 15 1/s.

W celach porównawczych wykonano również stopowanie laserowe bez oscylacji. Do nagniatania dynamicznego została użyta głowica GM-3 o 16 mikro-młoteczkach usytuowanych w dwóch rzędach. Pozwoliło to na nagniatanie powierzchni w dwóch zakresach temperatury w jednym przejściu obróbkowym z dużą intensywnością. Na podstawie badań wstępnych ustalono zakres parametrów obróbki dla stopowania laserowego. Stosowano moc promieniowania 2 kW, średnicę wiązki laserowej 2.5 mm, nadmuch argonem. Ustalono, że zakres prędkości posuwu próbki, w którym prawidłowo zachodzi proces stopowania przy zadanej gęstości mocy promieniowania wynosi 150–900 mm/min. Proces nagniatania dynamicznego prowadzono przy stałej odległości głowicy od obrabianej powierzchni. Prędkość obrotowa była zmieniana w zakresie 3500–7100 obr/min, natomiast odległość głowicy od osi wiązki laserowej zmieniano w zakresie od 5 do 10 mm, co zapewniało temperatury w strefie nagniatania pierwszego rzędu mikro-młoteczków około 400–800 K i około 100 K niższą w obszarze nagniatania dla drugiego rzędu mikro-młoteczków.



W badaniach przeprowadzono eksperyment planowany w oparciu o program statyczny, zdeterminowany, wieloczynnikowy, rotabilny z powtórzeniami PS/DS- $\lambda$ . Przyjęto pięciopoziomowy program badań i przedział normowania  $[-\alpha, \alpha]$ ;  $\alpha = 2$ , odpowiadający ramionom gwiazdnym planu PS/DS- $\lambda$ . Obliczono odpowiadające im wartości parametrów wejściowych dla poszczególnych układów czynników według zależności przedstawionych w rozdziale 2.5. Zakres wartości zmiennych eksperymentu obróbki hybrydowej zawiera tabela 6.4.

Po przeprowadzeniu obróbki hybrydowej przy wyznaczonych parametrach obróbki przeprowadzono badania stanu WW zgodnie z procedurą opisaną w rozdziale 2. Wykonano pomiary chropowatości 3D obszaru obróbki obejmującego całą szerokość ścieżki laserowej, pomiary liniowe 2D, wzdłuż osi ścieżki laserowej. Wyznaczono parametry chropowatości 3D, 2D przeprowadzono analizę SGP na podstawie widoków i map warstwicznych. Następnie próbki przecięto i wykonano zglądy metalograficzne. Przeprowadzono pomiary wielkości strefy przetopionej, pomiary mikrotwardości WW na mikroskopie optycznym a także dla wybranych próbek na SEM.

Tabela 6.4. Wartości zmiennych eksperymentu planowanego obróbki hybrydowej stali stopowanej Stellite 6.

	-2	-1	0	1	2
$V_f$ [mm/min]	3500	4200	5000	5950	7100
$V_{obr}$ [obr/min]	150	235	367	574	900
$X$ [mm]	5	6	7	8,5	10

#### 6.4.1. Mikrostruktura i wielkość strefy odkształceń plastycznych po obróbce hybrydowej

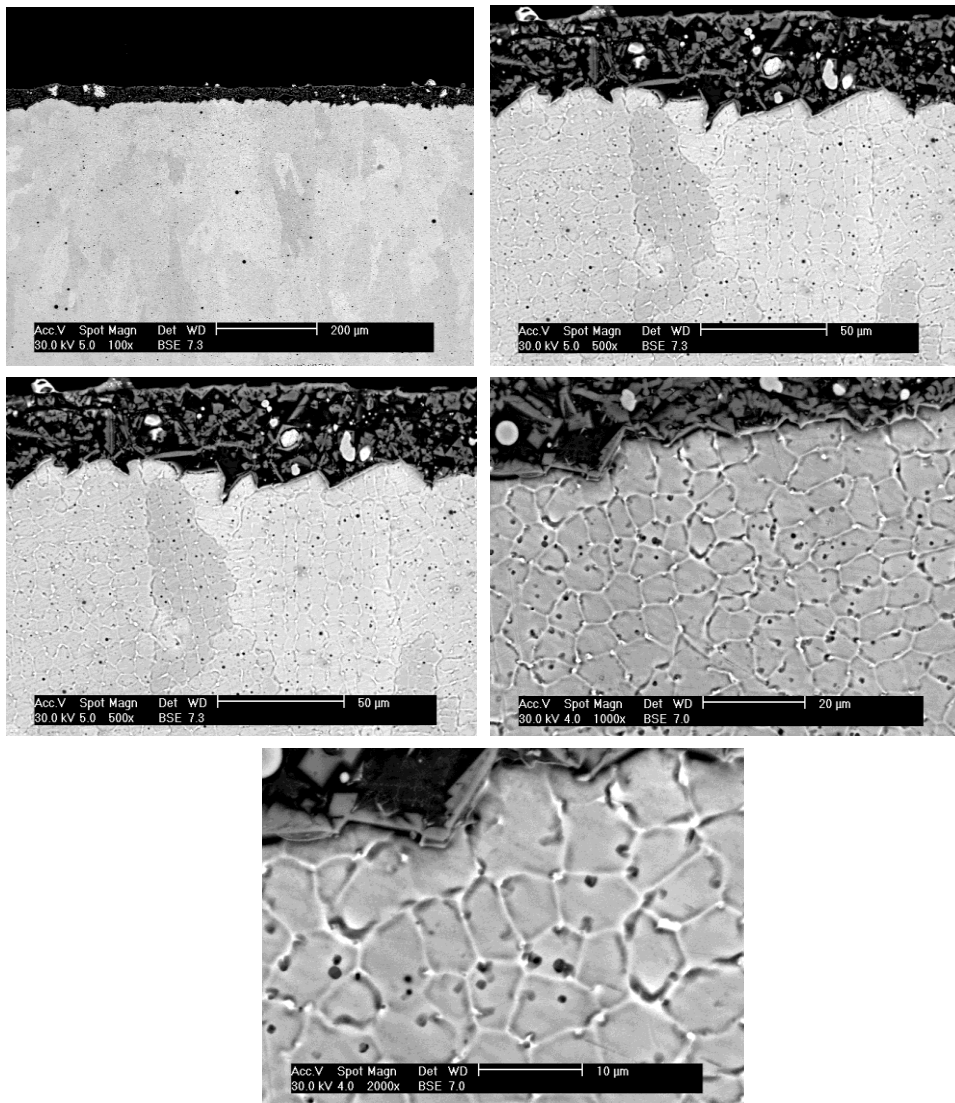
Pomiary wielkości strefy przetopionej wykonano na mikroskopie optycznym na zglądach metalograficznych wykonanych prostopadle do kierunku posuwu i powierzchni obrabianej i dla wybranych próbek równoległe do kierunku posuwu. Po wytrawieniu materiału zmierzono grubość strefy przetopionej i jej szerokość. W tabeli 6.5 podano szerokość i głębokość strefy stopowanej.

Obserwacje mikrostruktury WW wykazały, że wielkość i kształt strefy przetopionej zależy od prędkości posuwu i obecności oscylacji. Wraz ze wzrostem prędkości posuwu głębokość przetopienia maleje i dno przetopu ma bardziej regularny – płaski kształt. Wprowadzenie oscylacji spowodowało wzrost szerokości przetopu z około 2 mm do 3.7 mm przy prędkości posuwu 900 mm/s. Dla mniejszych prędkości posuwu szerokość strefy przetopienia wynosi 4 – 4.5 mm

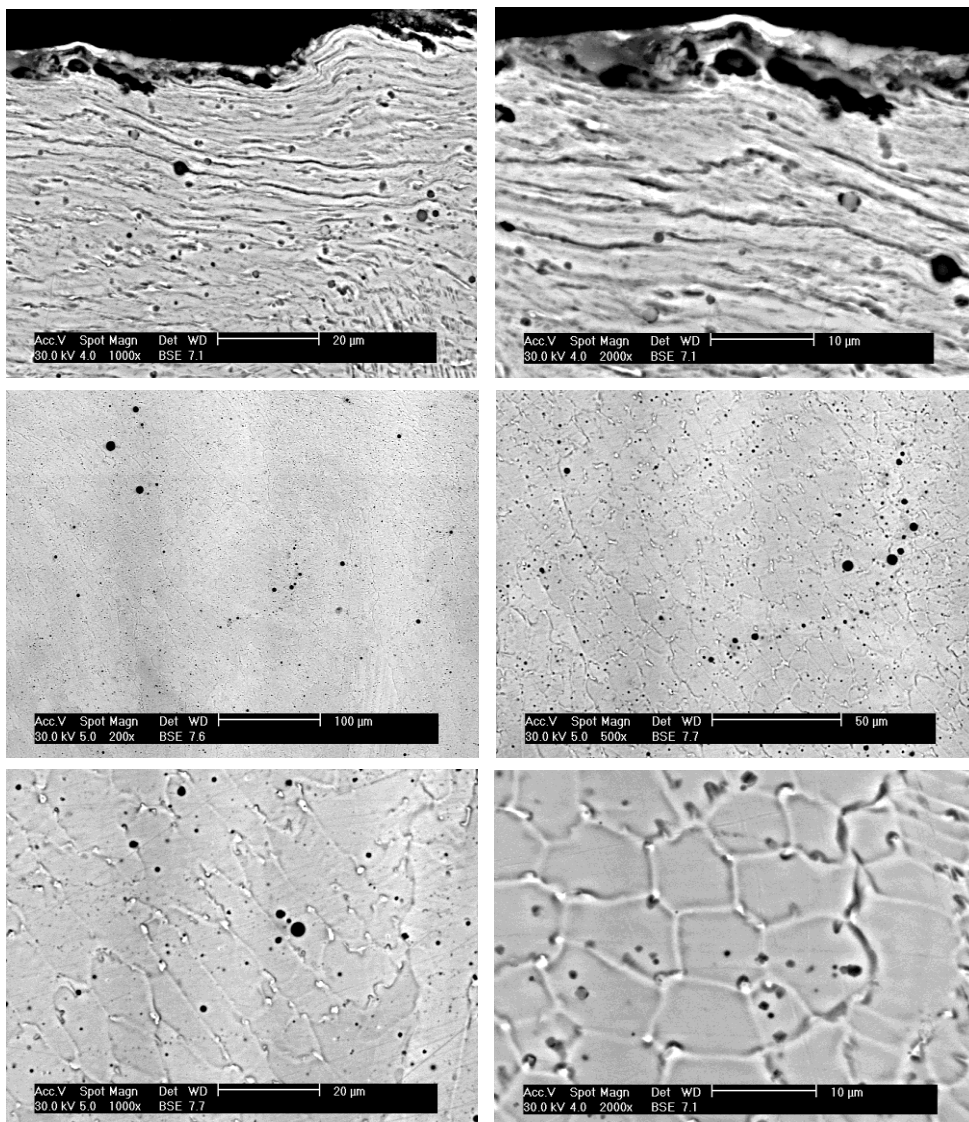
i jest większa w stosunku do stopowania bez oscylacji o amplitudę oscylacji tj. 2 mm. Wprowadzenie oscylacji spowodowało, że kształt strefy przetopienia uległ zmianie, jest bardziej „płaski”, natomiast głębokość przetopienia jest zbliżona do głębokości przy przetopieniu bez oscylacji. W przypadku małej prędkości obserwowano wzrost grubości strefy przetopienia przy brzegach przetopu, co związane jest z najdłuższym czasem oddziaływania wiązki laserowej na materiał właśnie w tych miejscach, gdzie następowała zmiana kierunku ruchu próbki. Przy większych prędkościach efekt ten jest znacznie słabszy i można przyjąć, że grubość strefy przetopionej jest stała. W celu oceny stabilności grubości strefy przetopionej wykonano zglądy metalograficzne równoległe do kierunku posuwu tj. wzdłuż osi ścieżki laserowej. Stwierdzono, że grubość przetopu jest stała, jedynie dla prędkości 230 mm/min można zaobserwować nieznaczne zafalowania dna przetopu, których wielkość jest mała w stosunku do grubości całej strefy przetopionej. Szczegółowa dokumentację badań mikrostruktury zamieszczono w sprawozdaniu z projektu badawczego [190]

Dla wybranych próbek przeprowadzono badania mikrostruktury i analizę składu chemicznego na mikroskopie skaningowym po stopowaniu laserowym i obróbce hybrydowej oraz warstwy naniesionej detonacyjnie. Wykonano punktową analizę składu chemicznego wydzielań. Na zdjęciach 6.12 przedstawiono mikrostrukturę próbki po stopowaniu laserowym z oscylacjami przy następujących parametrach obróbki: moc wiązki 2 kW, średnica wiązki 2.5 mm, prędkość posuwu 360 mm/min, oscylacje z amplitudą 2 mm. W całym obszarze przetopu występuje drobna struktura dendrytyczna. Przy powierzchni ziarna są równoosiowe, w głębi wydłużone w kierunku odprowadzania ciepła. Przy powiększeniu 1000 i 2000 razy widoczne są jasne bardzo drobne wydzielania węglkowe oraz ciemne wydzielania prawdopodobnie zanieczyszczeń. Wydzielania węglkowe rozmieszczone są jednorodnie w całej objętości materiału przetopionego wiązką laserową i usytuowane są na granicy ziaren dendrytycznych. Ciemne wydzielania występują głównie w środku ziaren, można stwierdzić ich obecność również w strukturze materiału nieprzetopionego. Przy dnie przetopu występują ciemne podłużne wydzielania na granicy ziaren materiału nieprzetopionego prawdopodobnie jest to grafit.

Analiza liniowa składu chemicznego przeprowadzona w środkowej części strefy stopowej wykazała, że rozkład pierwiastków stopujących jest jednorodny. Można zaobserwować podwyższoną koncentrację Cr, Ni, Co, W, C i mniejszą koncentrację Fe w stosunku do podłoża. Występują piki lokalnego wzrostu Cr, W, C, które wskazują na występowanie węglków w tym obszarze.



Rys.6.12. Strefa przy powierzchni po stopowaniu laserowym stali 0H18N9 Stellite 6 z oscylacjami. Parametry procesu:  $P = 2$  kW,  $d = 2.5$  mm,  $V_f = 360$  mm/min, amplituda 2 mm.



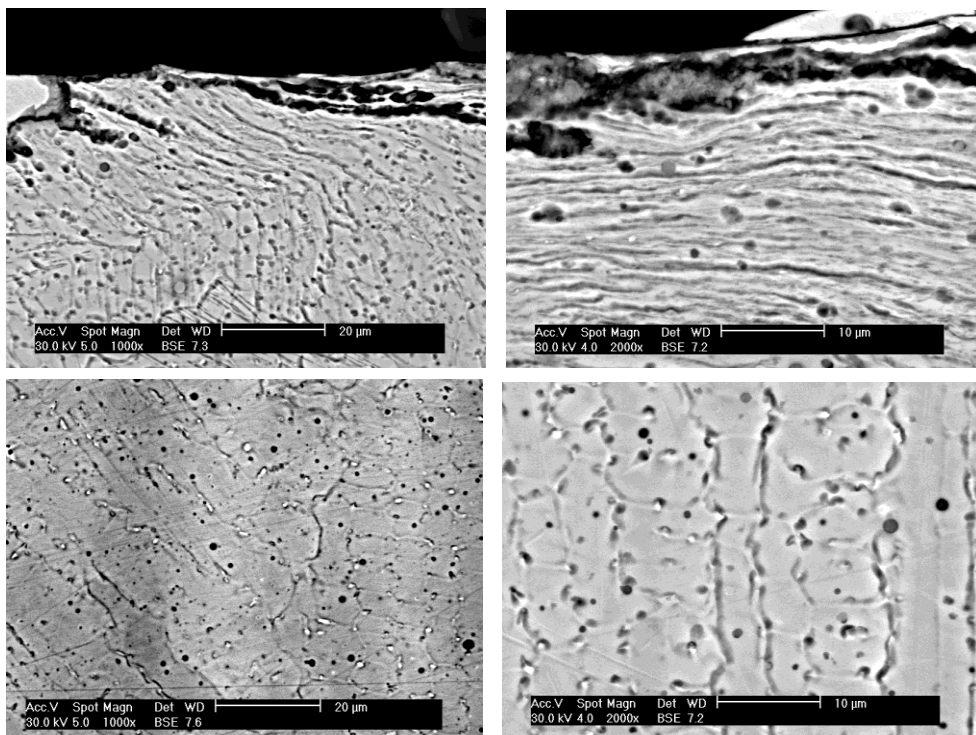
Rys.6.13. Mikrostruktura materiału przy powierzchni i w środku strefy stopowej po stopowaniu laserowym stali 0H18N9 Stellitem 6 z oscylacjami i nagniataniu dynamicznym przy parametrach:  $V_{obr} = 5000$  obr/min,  $X = 5$  mm,  $V_f = 360$  mm/min.

Rysunek 6.13 przedstawia mikrostrukturę stali 0H18N9 po stopowaniu laserowym Stellitem 6 z oscylacjami i nagniataniu dynamicznym przy parametrach:  $V_{obr} = 5000$  obr/min,  $X = 5$  mm,  $V_f = 360$  mm/min. Zgniot powierzchniowy

spowodował całkowitą przebudowę mikrostruktury materiału przy powierzchni. Ziarna materiału uległy deformacji plastycznej. Można zaobserwować silne spłaszczenie ziaren w kierunku działania siły nagniatającej rys.6.13. Nie występują pęknięcia ani wykruszenia. Stopień deformacji ziaren zmienia się wraz z odległością od powierzchni. Największa deformacja występuje przy powierzchni, w odległości około 150  $\mu\text{m}$  od powierzchni materiału ziarno nie wykazuje już zmian kształtu w stosunku do materiału tylko stopowanego. W strefie środkowej przetopu mikrostruktura materiału jest analogiczna jak po stopowaniu laserowym.

Na rysunku 6.14 przedstawiono mikrostrukturę próbki nagniatanej w niższej temperaturze około 700 K;  $X = 6$  mm,  $V_f = 570$  mm/min (próbka 4) i przy wyższej prędkości obrotowej głowicy nagniatającej  $V_{obr} = 5950$  obr/min. Struktura materiału jest podobna jak w przypadku próbki SMN13. Przy powierzchni widoczne jest silne odkształcenie plastyczne ziaren, powstała struktura włóknista. Na powierzchni występują pojedyncze, nieprzetopione cząstki materiału pokrycia. Deformację plastyczną ziaren można obserwować do głębokości około 200  $\mu\text{m}$ . W środkowej części strefy przetopionej 0.2 – 0.4 mm od powierzchni, mikrostruktura materiału jest analogiczna jak przy stopowaniu laserowym. Występują ziarna dendrytyczne, drobne węgliki na granicach ziaren, oraz ciemne drobne wydzielienia. Strefa wtopienia jest analogiczna jak w przypadku wcześniej analizowanych próbek. W żadnym z analizowanych przypadków nie stwierdzono pęknięć oraz innych wad materiału świadczącym o przekroczeniu zgniotu krytycznego.

Analiza rozkładów powierzchniowych pierwiastków w strefie przetopionej wykazała, że rozkład pierwiastków jest jednorodny, jedynie przy powierzchni można zaobserwować lokalnie wyższą koncentrację Mn i Cr, związane jest to z obecnością cząstek nierozpuszczonego pokrycia, które zostały wbite w już skryształizowany materiał. Wielkość strefy stopowej zależy od parametrów obróbki laserowej tj. prędkości posuwu im większa prędkość tym grubość i szerokość strefy przetopienia mniejsza. Ruch oscylacyjny spowodował zwiększenie szerokości strefy przetopionej o wartość amplitudy oscylacji tj. 2 mm w stosunku do stopowania laserowego bez oscylacji oraz zmiany kształtu strefy przetopienia. Przy małych prędkościach posuwu 230 mm/min stwierdzono największą głębokość przetopu przy brzegach, co związane jest z najdłuższym czasem oddziaływania wiązki laserowej na materiał w punktach zmiany kierunku ruchu oscylacyjnego. W przypadku większych prędkości posuwu grubość strefy przetopienia jest stała.



Rys.6.14. Mikrostruktura materiału przy powierzchni i w środku strefy przetopionej po stopowaniu laserowym stali 0H18N9 Stellite 6 z oscylacjami i nagniataniu dynamicznym przy parametrach  $X = 6$  mm,  $V_f = 570$  mm/min,  $V_{obr} = 5950$  obr/min.

Tabela 6.5. Parametry obróbki laserowo–mechanicznej oraz wielkość strefy przetopionej po stopowaniu stali 0H18N9 Stellite 6 przy zastosowaniu oscylacji i mikro-młoteczkowaniu.

Nr próbki	Parametry obróbki			Wymiary warstwy stopowej	
	$V_{obr}$ [obr/min]	$V_f$ [mm/min]	X [mm]	Grubość [mm]	Szerokość [mm]
1	4200	230	6	0.73	4.51
2	5950	230	6	0.74	4.56
3	4200	570	6	0.46	4.05
4	5950	570	6	0.45	3.87
5	4200	230	8.5	0.65	4.34
6	5950	230	8.5	0.65	4.28
7	4200	570	8.5	0.53	4.10
8	5950	570	8.5	0.50	4.02
9	3500	360	7	0.53	4.27
10	7100	360	7	0.55	4.17
11	5000	150	7	0.87	4.60
12	5000	900	7	0.43	3.68
13	5000	360	5	0.65	4.17
14	5000	360	10	0.58	4.25
15	5000	360	7	0.57	4.32
16	5000	360	7	0.60	4.22
17	5000	360	7	0.69	4.33
18	5000	360	7	0.61	4.23
19	5000	360	7	0.59	4.32
20	5000	360	7	0.68	4.31

Analizę wielkości strefy zgniotu warstwy wierzchniej przeprowadzono na podstawie pomiarów rozkładów mikrotwardości oraz obserwacji mikrostruktury na zglądach metalograficznych. Pomiarów mikrotwardości przeprowadzono w środkowej strefie przetopienia zarówno dla próbek po obróbce laserowo mechanicznej z oscylacjami jak i po stopowaniu z oscylacjami. Pierwsze pomiary prowadzono w odległości 0.02 mm od powierzchni następnie zachowując odległość 0.1 mm aż do głębokości, w której nie obserwowano zmian twardości. Wyniki mikrotwardości podane w tabelach są wartością średnią z 5 pomiarów dla następujących odległości 0.02, 0.2, 0.3, 0.4 i 0.6 mm od powierzchni. Na podstawie wyników pomiarów wyznaczono względny procentowy przyrost mikrotwardości wywołany zgniotem

powierzchniowym dla każdej z próbek oraz oszacowano grubości warstw zgniecionych. Przyjęto, że jest to warstwa, w której wystąpił przyrost mikrotwardości o minimum 10%.

Tabela 6.6. Wartości mikrotwardości w funkcji odległości od powierzchni próbek ze stali 0H18N9 stopowanych Stelitem 6 i mikro-młoteczkowanych przy zmiennych parametrach.

Nr	Parametry obróbki			Mikrotwardość po obróbce laserowo-mechanicznej				
	$V_{obr}$ [obr/min]	$V_f$ [mm/min]	$X$ [mm]	HV 0.02	HV 0.2	HV 0.3	HV 0.4	HV 0.6
1	4200	230	6	527	480	430	410	350
2	5950	230	6	530	520	460	430	400
3	4200	570	6	540	430	380	360	290
4	5950	570	6	610	550	480	450	370
5	4200	230	8,5	640	520	440	420	290
6	5950	230	8,5	700	570	490	440	360
7	4200	570	8,5	580	550	510	440	350
8	5950	570	8,5	630	600	540	440	400
9	3500	360	7	630	500	560	520	410
10	7100	360	7	680	570	460	410	310
11	5000	150	7	660	480	450	410	400
12	5000	900	7	570	430	410	370	270
13	5000	360	5	540	460	420	380	290
14	5000	360	10	500	450	420	410	280
15	5000	360	7	610	480	430	410	280
16	5000	360	7	670	570	380	410	280
17	5000	360	7	630	490	490	420	380
18	5000	360	7	640	480	430	410	290
19	5000	360	7	620	530	450	400	350
20	5000	360	7	610	510	440	420	290

Mikrotwardość materiału po stopowaniu laserowym wynosi od 300 do 420 HV. W większości przypadków stopowania można stwierdzić wyższą mikrotwardość przy powierzchni materiału niż przy dnie przetopu. Związane jest to z występowaniem drobniejszego ziarna w strefie przypowierzchniowej. Stosunkowo duże różnice mikrotwardości WW obserwowane dla tej samej grubości strefy



przetopienia wiążą się z różną grubością i porowatością warstwy Stellitu naniesionego przed procesem obróbki laserowo– mechanicznej, która determinuje skład chemiczny i fazowy warstwy stopowanej.

Tabela 6.7. Wartości mikrotwardości materiału dla różnych głębokości od powierzchni próbek ze stali 0H18 N9 stopowanych Stelitem 6 przy zastosowaniu oscylacji.

Nr	Vf [mm/min]	Mikrotwardość po obróbce laserowej				
		HV / 0.02	HV / 0.2	HV / 0.3	HV / 0.4	HV / 0.6
1	230	360	330	320	320	320
2	230	310	320	320	300	290
3	570	340	380	380	400	360
4	570	350	330	300	300	260
5	230	360	400	390	370	360
6	230	370	420	370	380	260
7	570	440	380	380	400	360
8	570	420	420	410	390	350
9	360	390	360	360	390	380
10	360	340	340	300	300	300
11	150	350	310	300	300	300
12	900	340	310	330	330	260
13	360	350	320	310	300	300
14	360	380	380	410	380	270
15	360	350	340	350	320	320
16	360	350	320	350	350	340
17	360	370	380	370	360	340
18	360	350	340	350	320	320
19	360	350	320	350	350	340
20	360	370	380	370	360	340

W celu wyeliminowania tych zakłóceń wszystkie obliczenia związane z oceną zgniotu powierzchniowego oraz grubością strefy umocnienia zostały przeprowadzone na jednej „ścieżce” laserowej, w której występowała strefa tylko stopowana laserowo oraz stopowana i mikro-młoteczkowana.

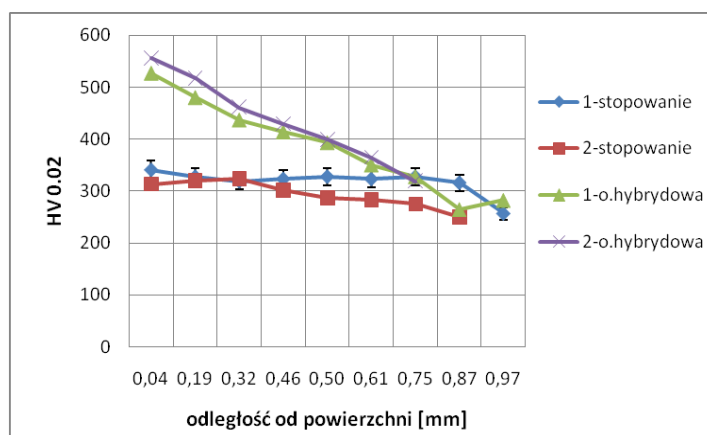
Tabela 6.8. Względne zmiany wartości mikrotwardości materiału dla różnych odległości od powierzchni próbek ze stali 0H18 N9 stopowanych Stelitem 6 przy zastosowaniu oscylacji w stosunku do próbek mikro-nagniatanych; grubość strefy zgniotu oraz stosunek grubość strefy zgniotu do grubości strefy przetopienia  $Gz/Gp$ .

Nr	Parametry obróbki			Przyrost mikrotwardości [%]					Gz [mm]	Gz / Gp
	$V_{obr}$ [obr/min]	$V_f$ [mm/min]	X [mm]	HV / 0.02	HV / 0.2	HV / 0.3	HV / 0.4	HV / 0.6		
1	4200	230	6	46	45	34	28	9	0.55	0.75
2	5950	230	6	71	63	44	43	38	1.2	1.62
3	4200	570	6	59	13	0	0	0	0.25	0.54
4	5950	570	6	74	67	60	50	42	1.2	2.67
5	4200	230	8.5	78	30	13	14	-	0.5	0.77
6	5950	230	8.5	89	36	32	16	38	0.7	1.08
7	4200	570	8.5	32	45	34	10	-	0.4	0.75
8	5950	570	8.5	50	43	32	13	14	0.65	1.30
9	3500	360	7	62	39	56	33	8	0.5	0.94
10	7100	360	7	100	68	53	37	3	0.55	1.00
11	5000	150	7	89	55	50	37	33	1.1	1.26
12	5000	900	7	68	39	24	12	4	0.45	1.05
13	5000	360	5	54	44	35	27	-	0.5	0.77
14	5000	360	10	32	18	2	8	4	0.25	0.43
15	5000	360	7	74	41	23	28	-	0.5	0.88
16	5000	360	7	91	78	9	17	-	0.4	0.67
17	5000	360	7	70	29	32	17	12	0.55	0.80
18	5000	360	7	83	41	23	28	-	0.5	0.82
19	5000	360	7	77	66	29	14	3	0.5	0.85
20	5000	360	7	65	34	19	17	-	0.5	0.74

Na rysunku 6.15 przedstawiono przykładowe rozkłady mikrotwardości materiału po stopowaniu oraz stopowaniu z mikro-młoteczkowaniem dla próbek 1 i 2 w których proces obróbki realizowany był przy tej samej prędkości posuwu  $V_f = 230$  mm/s. Widoczny jest wyraźny wzrost mikrotwardości materiału po obróbce hybrydowej w stosunku do materiału tylko stopowanego. Umocnienie materiału jest większe dla próbki 2 mikro-młoteczkowanej przy większej prędkości obrotowej głowicy nagniatającej, a więc dla większej intensywności nagniatania. Jednocześnie

wykres przedstawia różnice mikrotwardości warstw tylko po stopowaniu przy tych samych warunkach obróbki.

Mikrotwardość warstwy po stopowaniu laserowym połączonym z mikro-młoteczkowaniem wynosi 530–670 HV<sub>0.02</sub> przy powierzchni materiału i około 400 HV przy dnie przetopu. Wyniki pomiarów zamieszczono w tabeli 6.7. Dla wszystkich badanych próbek można zaobserwować wzrost mikrotwardości przy powierzchni materiału związany ze zgniotem powierzchniowym. Grubość strefy umocnienia jest różna w zależności od parametrów obróbki laserowo-mechanicznej i we wszystkich przypadkach jest grubsza niż obserwowana na zglądach metalograficznych strefa zdeformowanych ziaren.



Rys.6.15. Mikrotwardość WW postopowaniu laserowym  $V_f = 230$  mm/min (  $\blacklozenge$   $\blacksquare$  ) i stopowaniu z mikro-młoteczkowaniem  $\blacktriangle$ ,  $X = 6$  mm,  $V_{obr} = 4200$  obr/min,  $\times$  –  $V_{obr} = 5950$  obr/min.

Mikro-młoteczkowanie spowodowało względny wzrost mikrotwardości WW o 13 – 100% (w odległości 0.2 mm od powierzchni) w stosunku do mikrotwardości WW po stopowaniu laserowym. Efekt ten wywołany jest zgniotem powierzchniowym. Najmniejszy przyrost mikrotwardości przy powierzchni materiału (32%) stwierdzono dla próbki nagiataanej w najniższej temperaturze około 400 K; odległość młoteczków od osi wiązki wynosiła 10 mm przy prędkości posuwu 360 mm/min i 8.5 mm dla  $V_f = 570$  mm/min. W tym przypadku stwierdzono również najmniejszą głębokość strefy umocnionej– 0.25 mm. Przyrost mikrotwardości powyżej 70% stwierdzono dla próbek: 2, 4, 5, 10, 11, 15–20, które były nagiataane przy dużych prędkościach obrotowych głowicy powyżej 5000 obr/min w środkowym zakresie zastosowanej temperatury obróbki. Dla próbek 1, 13 nagiataanych

w wysokiej temperaturze 800 – 900 K umocnienie materiału jest mniejsze, rzędu 50%, co może być związane z częściową rekrystalizacją materiału.

Grubość strefy umocnionej wynosi od 0.25 do 1.2 mm. Można stwierdzić, że dla stosowanych parametrów rośnie ona wraz ze wzrostem prędkości obrotowej głowicy i temperatury obróbki. Przyrosty twardości i grubość strefy zgniotu są różne w zależności od parametrów obróbki OLM.

Analiza wyników badań wpływu parametrów obróbki laserowo-mechanicznej –  $V_{obr}$ ,  $X$ ,  $V_f$  na stan warstwy wierzchniej obejmowała badania korelacji z:

- grubością strefy zgniotu –  $G_z$ ,
- względnym przyrostem mikrotwardości w odległości 0.2 mm od powierzchni nagniatanej  $\Delta HV$ ,
- stosunkiem grubości strefy zgniotu do grubości strefy stopowej  $G_z/G_p$ .

Analiza statystyczna wyników badań eksperymentalnych obejmowała dobór funkcji regresji, statystyczną weryfikację adekwatności funkcji aproksymującej oraz statystyczną weryfikację istotności współczynników funkcji aproksymującej. Przeprowadzono próby aproksymacji przy pomocy funkcji potęgowej oraz wielomianu pierwszego stopnia. Równania 6.1 – 6.3 przedstawiają uzyskane zależności pomiędzy parametrami procesu a wielkościami opisującymi stan WW za pomocą funkcji potęgowej. Pełną analizę wyników również dla wielomianu pierwszego stopnia przedstawiono w sprawozdaniu z projektu badawczego [190] oraz w pracy [223]. W tabeli 6.9 przedstawiono ocenę korelacji i istotności uzyskanych zależności w oparciu o kryteria I. P. Guilforda.

$$G_z = 0.0026 V_{obr}^{1.01} V_f^{-0.19} X^{-1.16} \quad (6.1)$$

$$\Delta HV = 0.53 V_{obr}^{0.66} V_f^{-0.082} X^{-0.61} \quad (6.2)$$

$$G_z/G_p = 0.00035 V_{obr}^{1.02} V_f^{0.2} X^{-1.09} \quad (6.3)$$

Tabela 6.9. Zestawienie wyników analizy funkcji regresji dla grubości strefy zgniotu po obróbce hybrydowej.

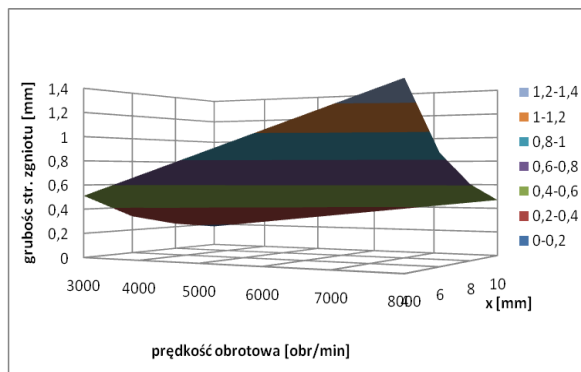
Nr równania	Zmienna	R	F	T1	T2	T3
9.1	$G_z$	0.78	8.4	3.15	1.5	3.59
9.2	$\Delta HV$	0.68	4.6	2.65	0.85	2.45
9.3	$G_z/G_p$	0.74	6.3	2.81	1.46	2.97

Współczynniki korelacji wielokrotnej równań są wysokie a zależność pomiędzy badanymi własnościami znaczna. Dla obu równań  $F > F_{kr}$ . Dla równania 6.1

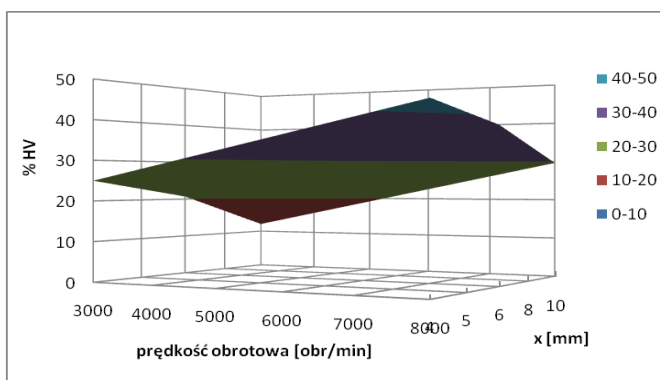
opisującego zależność pomiędzy parametrami procesu a grubością strefy zgniotu wszystkie współczynniki równania są istotne na poziomie ufności 0.1,  $T_{kr} = 1.41$ . W przypadku zależności przyrostu mikrotwardości od parametrów procesu (6.2) korelacja jest nieznacznie gorsza, współczynnik  $T_2$  jest nieistotny na przyjętym poziomie ufności. Na rysunku 6.16 przedstawiono interpretację graficzną zależności grubości strefy zgniotu od prędkości obrotowej głowicy nagniatającej oraz odległości narzędzia od osi wiązki laserowej dla ustalonej prędkości posuwu  $V_f = 360$  mm/s. Grubość strefy zgniotu rośnie prawie liniowo wraz ze wzrostem prędkości obrotowej głowicy oraz maleje wraz ze wzrostem odległości głowicy nagniatającej od osi wiązki laserowej. Wraz ze wzrostem prędkości obrotowej głowicy rośnie intensywność procesu nagniatania oraz sił oddziaływania mikro-młoteczków z obrabianą powierzchnią, powoduje to wzrost głębokości odkształceń plastycznych materiału. Wzrost odległości narzędzia nagniatającego od osi wiązki laserowej powoduje spadek temperatury w strefie obróbki mechanicznej, co wiąże się również ze spadkiem własności plastycznych materiału i zmniejszeniem strefy odkształceń plastycznych. Wpływ prędkości posuwu jest wyraźnie mniej istotny niż  $V_{obr}$  i  $X$ , wraz ze wzrostem  $V_f$  grubość strefy zgniotu maleje co związane jest z niższą temperaturą w strefie nagniatania i mniejszą intensywnością procesu przy większych prędkościach posuwu.

Przyrost mikrotwardości zależny jest głównie od prędkości obrotowej głowicy oraz temperatury strefy obróbki mechanicznej, która z kolei zależy od odległości narzędzia nagniatającego od osi wiązki. Według uzyskanych zależności wpływ posuwu na przyrost mikrotwardości jest nieistotny (rys.6.17).

Analiza statystyczna uzyskanych wyników obejmowała również wpływ parametrów obróbki na stosunek grubości strefy zgniotu do strefy przetopienia. Parametr ten może decydować w wielu przypadkach o trwałości elementów maszyn i urządzeń, gdyż zniszczenie często przebiega na granicy strefy przetopionej i materiału rdzenia, gdzie występuje lokalny skok własności i duża koncentracja naprężeń. W związku z tym, korzystne jest wytworzenie naprężeń ściskających w WW, której grubość jest większa od strefy stopowej. Należy tu zwrócić uwagę na to, że głębokość strefy naprężeń po obróbce powierzchniowej zgniotem jest o 40 – 60% większa od grubości strefy zgniotu.

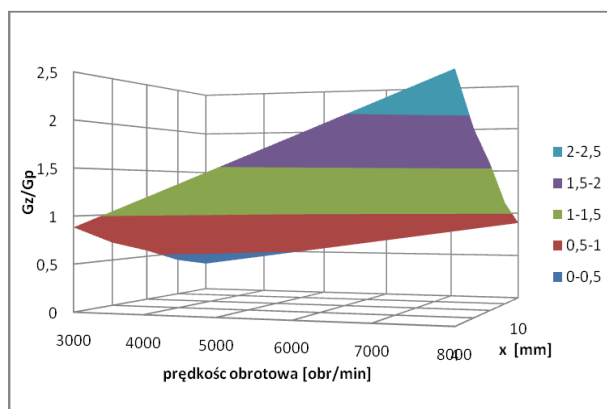


Rys.6.16. Wpływ prędkości obrotowej głowicy i odległości narzędzia na grubość strefy zgniotu powierzchniowego przy ustalonej prędkości posuwu  $V_f = 360$  mm/min dla stopowania stali 0H18N9 Stellite 6 i nagniatanej dynamicznie.



Rys.6.17. Przyrost mikrotwardości na głębokości 0.2 mm w funkcji prędkości obrotowej głowicy i odległości narzędzia od osi wiązki laserowej  $X$  dla stałej prędkości posuwu 360 mm/min.

Na rysunku 6.18 przedstawiono wpływ prędkości obrotowej głowicy nagniatającej i odległości narzędzia przy ustalonej prędkości posuwu  $V_f = 360$  mm/min na  $G_p/G_z$ . Przy największych prędkościach obrotowych głowicy i odległościach narzędzia poniżej 9 mm, a więc gdy temperatura w strefie oddziaływania pierwszego rzędu młoteczków jest wyższa niż 500 K stosunek grubości strefy zgniotu do grubości przetopu jest większy od 1. Przy prędkościach obrotowych głowicy poniżej 4000 obr/min i odległości poniżej 8 mm grubość strefy zgniotu w stosunku do grubości warstwy stopowej jest mniejszej niż 0.5 co nie gwarantuje obecności naprężeń ściskających w całej strefie stopowej.



Rys.6.18. Wpływ prędkości obrotowej oraz odległości narzędzia  $X$  od osi wiązki na stosunek grubości strefy zgniotu do grubości strefy stopowej przy ustalonej prędkości posuwu  $V_f = 360$  mm/min.

Mikro-młoteczkowanie powoduje wzrost mikrotwardości materiału stopowanego o 13–100% przy powierzchni w stosunku do stopowania laserowego. Efekt ten wywołany jest zgniotem powierzchniowym. Stopień zgniotu zależy głównie od prędkości obrotowej głowicy nagniatającej oraz odległości narzędzia nagniatającego od osi wiązki, a więc sił oddziaływania mikro-młoteczków z obrabianą powierzchnią, intensywności procesu oraz temperatury w strefie nagniatania. Grubość strefy umocnionej zależy od parametrów obróbki OLM i wynosi od 0.25 do 1.2 mm.. Najmniejszą grubość stwierdzono dla próbek nagniatanych w najniższej temperaturze przy niskich prędkościach obrotowych. Przy zastosowaniu prędkości obrotowych powyżej  $n > 5000$  obr/min i odległości  $X$  mniejszej niż 7 mm oraz prędkościach posuwu nie większych od 360 mm/min głębokość zgniotu jest, co najmniej równa głębokości strefy przetopienia.

Analiza zależności statystycznych wpływu parametrów obróbki laserowo-mechanicznej na stan warstwy wierzchniej oraz badania korelacji parametrów obróbki z: grubością strefy zgniotu, względnym przyrostem mikrotwardości w odległości 0.2 mm od powierzchni nagniatanej oraz stosunkiem grubości strefy zgniotu do grubości strefy stopowej wykazała, że uzyskane zależności pomiędzy badanymi własnościami są istotne. Wyznaczone zależności funkcyjne pozwalają na sterowanie stopniem i grubością strefy zgniotu.

#### 6.4.2. Struktura geometryczna powierzchni po obróbce hybrydowej

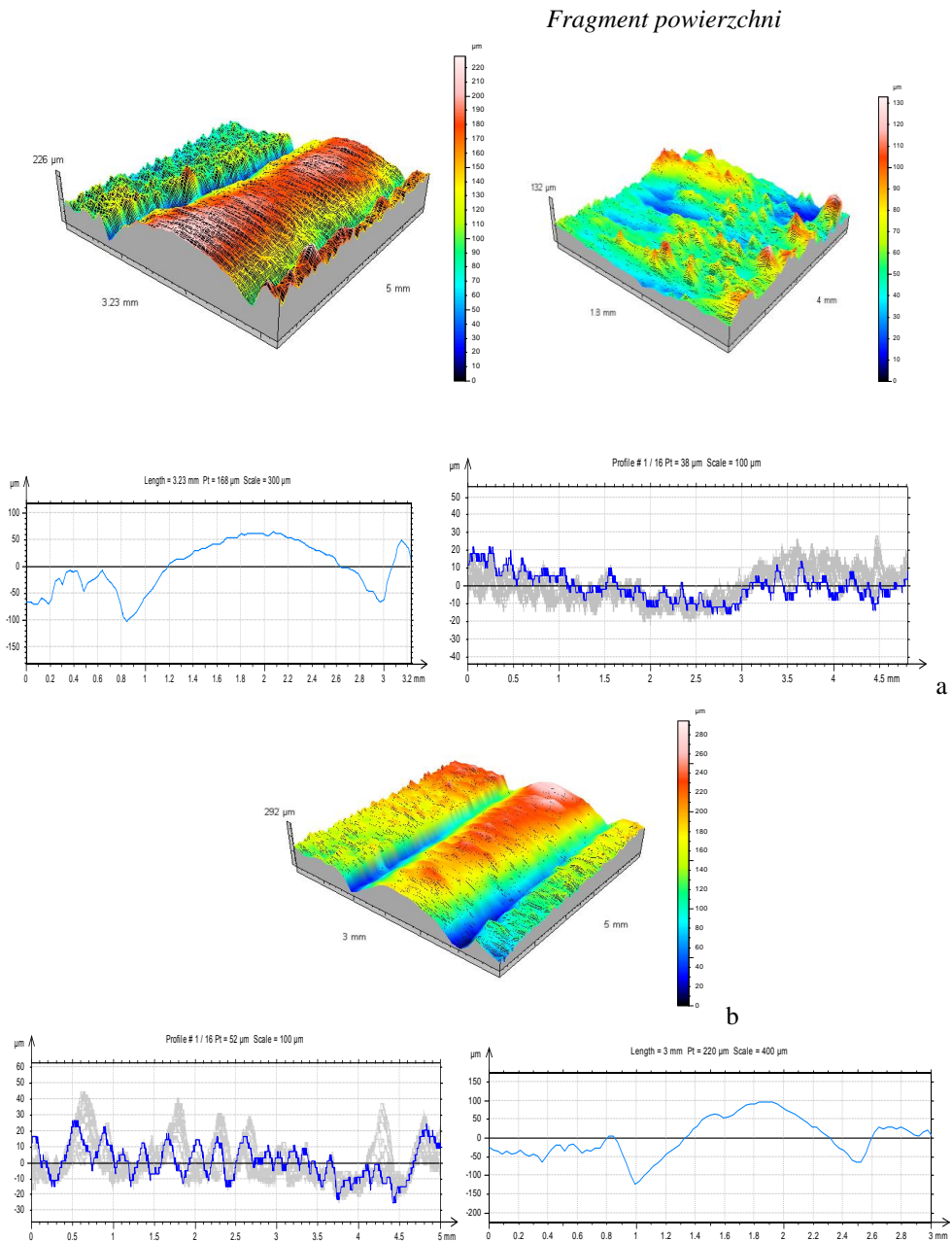
Pomiary chropowości powierzchni przeprowadzono po obróbce stopowania laserowego z oscylacjami oraz stopowania laserowego z oscylacjami połączonego z mikro-młoteczkowaniem. Dodatkowo w celach porównawczych zmierzono chropowość powierzchni po stopowaniu laserowym bez zastosowania oscylacji.

Pomiary 3D prowadzono w centralnym obszarze przetopienia. Wartości parametrów chropowości wyznaczono dla pola o wymiarach  $1.4 \times 4$  mm. Pomiary profilowe zostały przeprowadzone dla odcinka pomiarowego 4 mm, równoległego do prędkości posuwu w środkowej części strefy przetopienia. Wartości parametrów profilu niefiltrowanego, chropowości i falistości są wartością średnią z 16 zmierzonych profili.

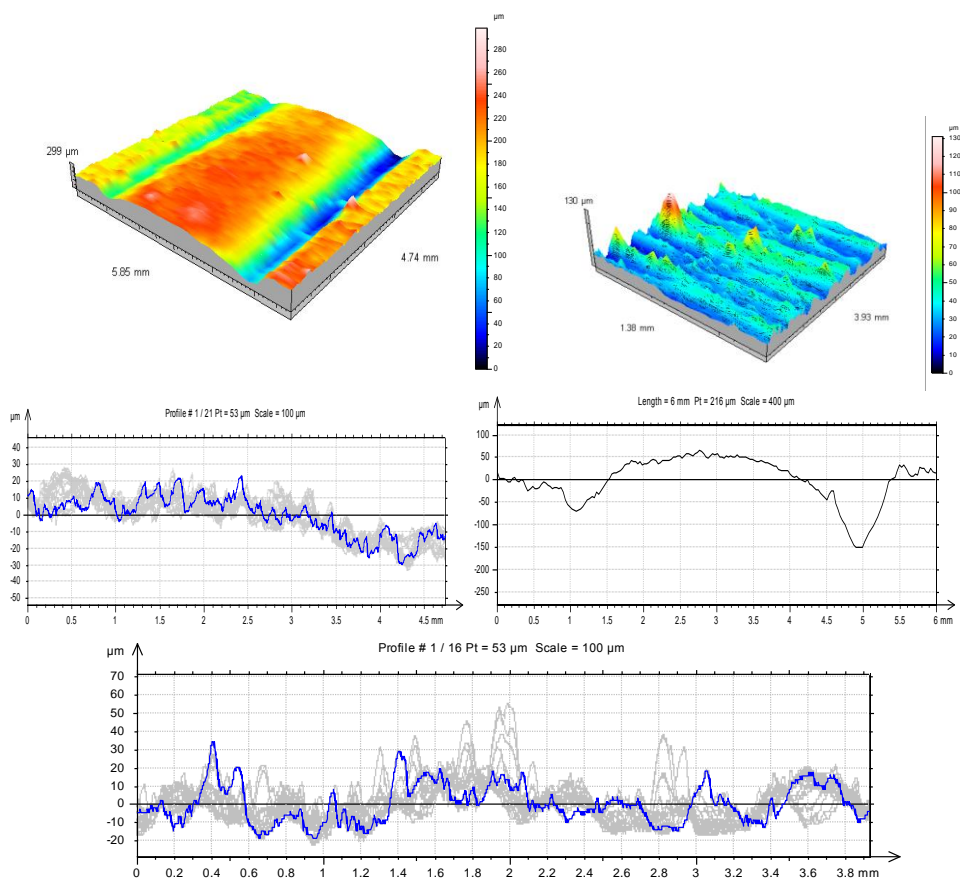
Widok powierzchni po stopowaniu laserowym z fragmentami nieprzetopionego pokrycia Stellite naniesionego metodą detonacyjną przedstawia rysunek 6.18. Szerokość ścieżki wynosi około 2 mm, przetopiona powierzchnia ma charakterystyczny wypukły kształt w kierunku prostopadłym do posuwu, co ilustruje profil powierzchni. Parametry chropowości 3D i 2D po stopowaniu laserowym stali 0H18N9 Stellite 6 przy stałej gęstości mocy promieniowania:  $P = 2$  kW,  $d = 2.5$  mm i różnych prędkości posuwu przedstawiają tabele 6.11 i 6.12.

Wprowadzenie oscylacji spowodowało wzrost szerokości przetopu do około 4 mm. Powierzchnia przetopienia jest bardziej płaska w kierunku prostopadłym do posuwu. W kierunku równoległym nie stwierdza się istotnych różnic chropowości w stosunku do powierzchni przetwarzanej bez oscylacji (rys.6.19.a) przy prędkości posuwu 230 mm/min. Przy prędkości posuwu 900 mm/min pojawia się wyraźna falistość powierzchni (rys.6.19.b) w kierunku zgodnym z posuwem próbki. W tabelach 6.12 i 6.13 przedstawiono wybrane parametry topografii powierzchni 3D dla obszaru stopowanego z oscylacjami.





Rys.6.19. Widok powierzchni stopowanej wiązką laserową a:  $V_f = 230$ , b:  $V_f = 900$  mm/min oraz profile powierzchni w kierunku prostopadłym i równoległym do kierunku posuwu.



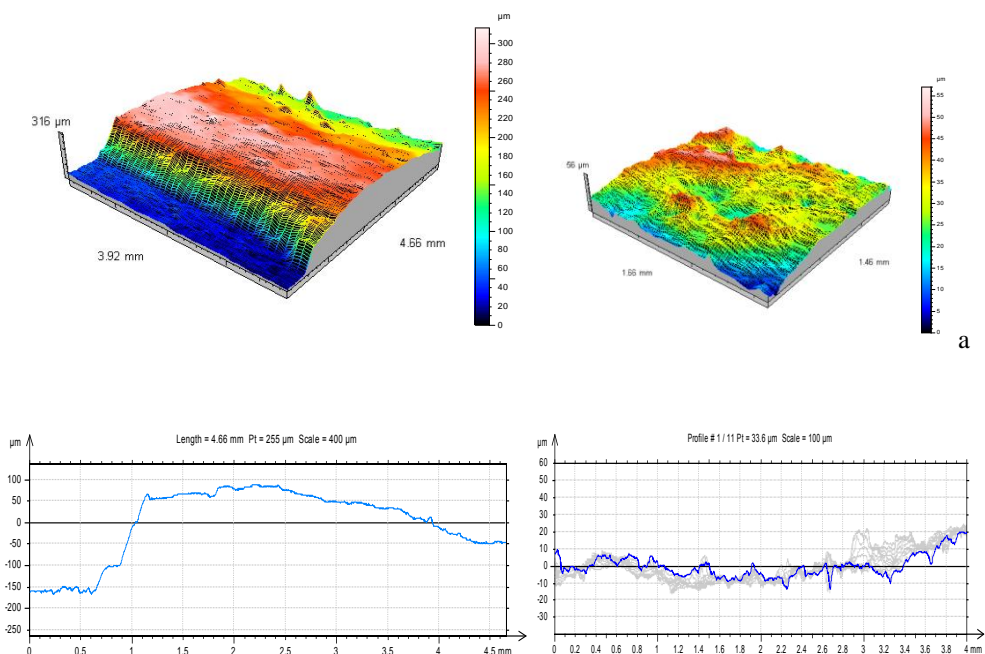
Rys.6.20. Widok powierzchni stali 0H18N9 stopowanej Stellitem 6 przy prędkości posuwu: a –  $V_f = 230$ , b –  $900$  mm/min przy zastosowaniu oscylacji w kierunku prostopadłym do posuwu ( $950$  1/min) oraz profile powierzchni w kierunku prostopadłym i równoległym do kierunku posuwu.

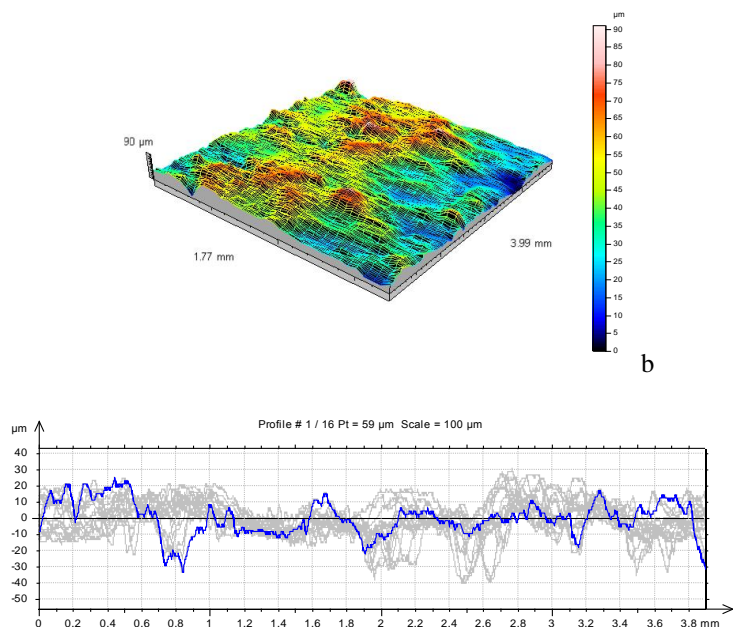
Proces mikro-młoteczkowania w podwyższonej temperaturze spowodował dalsze spłaszczenie powierzchni i redukcję pojedynczych chropowości w kierunku równoległym do posuwu. Na rysunku 6.21a widoczny jest fragment powierzchni ścieżki w środkowej części przetopienia po OLM przy prędkości posuwu  $230$  mm/min, prędkości obrotowej głowicy  $5950$  obr/min i  $X = 6$  mm z usuniętą warstwą nieprzetopionego laserowo pokrycia Stellitu. Nagniatanie przebiegało w temperaturze odpowiednio około  $550$  K i  $450$  K dla pierwszego i drugiego rzędu

mikro-młoteczków z dużymi siłami, najintensywniej w środkowym obszarze, przy jednej z krawędzi ścieżki stwierdzono pojedyncze niezgniecione nierówności.

W środkowym obszarze ścieżki występuje wyraźna zmiana kształtu nierówności, którą obrazuje powiększony fragment zmierzonej powierzchni oraz profile. Na rysunku 6.21.b przedstawiono widok fragmentu powierzchni próbki nagniatanej z mniejszą intensywnością i w niższej temperaturze  $V_f = 900$  mm/min,  $V_{obr} = 5000$  obr/min,  $X = 7$  mm. Falistość występująca przy tej prędkości posuwu dla stopowania i stopowania z oscylacjami została usunięta na skutek nagniatania. W tabelach 6.11 i 6.12 przedstawiono wybrane parametry topografii powierzchni 3D dla obszaru stopowanego z oscylacjami i nagniatanego dynamicznie przy parametrach zgodnych z eksperymentem planowanym.

*Fragment powierzchni po nagniataniu*





Rys.6.21. Widok powierzchni stali stopowanej Stelitem 6 przy zastosowaniu oscylacji w kierunku prostopadłym do posuwu (950 osc/min) i nagniatanej głowicą GM-3 oraz profile powierzchni w kierunku prostopadłym i równoległym do kierunku posuwu.

a-  $V_f = 230$  mm/min,  $V_{obr} = 5950$  obr/min i  $X = 6$  mm, b -  $V_f = 900$  mm/min,  $V_{obr} = 5000$  obr/min,  $X = 7$  mm.

Tabela 6.10. Wartości parametrów topografii powierzchni 3D po stopowaniu laserowym stali 0H18N9 Stelitem 6.

Nr	Vf [mm/min]	Parametry topografii obróbka laserowa							
		S <sub>a</sub> [μm]	S <sub>p</sub> [μm]	S <sub>sk</sub>	S <sub>z</sub> [μm]	S <sub>dc20-80%</sub> [μm]	S <sub>sc</sub> [1/μm]	S <sub>dr</sub> [%]	S <sub>ds</sub> [1/mm <sup>2</sup> ]
1	150	33,1	66	-0.552	133	76	1.1	32.8	161
2	230	22.2	50	-0.72	112	48	1.1	31.3	116
3	570	25.9	68	-0.534	130	58	1.1	32.3	32.8
4	900	35.3	84	-0.557	152	80	1.0	33.1	97.3

Tabela 6.11. Wartości parametrów topografii powierzchni 3D po stopowaniu laserowym z oscylacjami stali 0H18N9 Stellite 6.

Nr	Vf [mm/min]	Parametry topografii obróbka laserowa z oscylacjami							
		S <sub>a</sub> [μm]	S <sub>p</sub> [μm]	S <sub>sk</sub>	S <sub>z</sub> [μm]	S <sub>dc20-80%</sub> [μm]	S <sub>sc</sub> [1/μm]	S <sub>dr</sub> [%]	S <sub>ds</sub> [1/mm <sup>2</sup> ]
1	150	13.2	74	0.37	91	28	0.497	15.8	165
2	230	13.1	48	0.507	102	27	0.495	17.9	127
3	360	10	62	0.052	78	21	0.502	16	168
4	570	12.5	91	0.403	96	23	0.498	14.2	202
5	900	8.7	98	1.62	74	18	0.502	15.8	143

Tabela 6.12. Wartości parametrów topografii powierzchni 3D po stopowaniu laserowym stali 0H18N9 Stellite 6 z zastosowaniem oscylacji i nagniatanych dynamicznie głowicą GM-3.

Nr	Parametry procesu			Parametry topografii OLM							
	Vobr [obr/min]	Vf [mm/min]	X [mm]	S <sub>a</sub> [μm]	S <sub>p</sub> [μm]	S <sub>sk</sub>	S <sub>z</sub> [μm]	S <sub>dc</sub> [μm]	S <sub>sc</sub> [1/μm]	S <sub>dr</sub> [%]	S <sub>ds</sub> [1/mm <sup>2</sup> ]
1	4200	230	6	8.16	47	-0.136	60.6	18	0.496	12.3	183
2	5950	230	6	11.1	95	0.412	87.6	24	0.503	16.8	120
3	4200	570	6	8.64	43	-0.273	81.2	17	0.503	13.7	165
4	5950	570	6	10.1	50	0.0671	77.6	21	0.498	15.2	174
5	4200	230	8.5	8.67	35	-0.111	61.6	19	0.502	10.8	208
6	5950	230	8.5	11.4	36	-0.414	73	24	0.503	11.2	196
7	4200	570	8.5	7.61	27	-0.234	57.6	16	0.535	12.2	134
8	5950	570	8.5	8.4	43	-0.109	52.8	19	0.503	11.5	200
9	3500	360	7	6.16	30	-0.203	44.6	13	0.505	11.8	189
10	7100	360	7	9.01	40	0.286	66.4	18.9	0.505	13.6	238
11	5000	150	7	13.3	56	0.536	82.4	28.1	0.508	14.6	129
12	5000	900	7	9.93	43	0.0028	80.2	21.9	0.508	17	158
13	5000	360	5	10.6	80	0.601	86.4	22.9	0.503	16.2	177
14	5000	360	10	7.96	28	-0.106	51.2	17	0.505	10.1	104
15	5000	360	7	9.44	38	-0.726	67.8	20	0.505	14.6	278
16	5000	360	7	12.1	40	-0.194	68.6	26	0.506	13.2	144
17	5000	360	7	14.8	44	-0.407	95	30.9	0.504	13.6	176
18	5000	360	7	5.97	22	-0.656	45.6	12	0.503	10.9	199
19	5000	360	7	5.81	40	-0.242	49.6	12	1	29.7	161
20	5000	360	7	7.84	30	0.0974	57.6	16	0.503	12.4	211

Tabela 6.13. Parametry profilu, chropowatości i falistości po stopowaniu laserowym stali 0H18N9 Stellite 6;  $P = 2$  kW,  $d = 3$  mm.

Nr	$V_f$ [mm/min]	Parametry 2D obróbka laserowa							
		$P_a$ [ $\mu$ m]	$P_p$ [ $\mu$ m]	$P_t$ [ $\mu$ m]	$R_a$ [ $\mu$ m]	$R_p$ [ $\mu$ m]	$R_z$ [ $\mu$ m]	RSm [mm]	$W_a$ [ $\mu$ m]
1	150	6.16	22.9	45.8	2.02	8.42	15.8	0.185	1.91
2	230	7.19	22.3	40.1	1.83	8.2	14.8	0.17	5.57
3	360	6.45	24.1	42.5	2.4	9.1	16.1	0.19	4.04
4	570	7.29	26.9	46.3	3.17	10.5	20.9	0.264	3.24
5	900	9.27	35.8	58.6	4.5	15.1	26.7	0.263	5.57

Tabela 6.14. Parametry profilu powierzchni po stopowaniu laserowym stali 0H18N9 Stellite 6 z oscylacjami;  $P = 2$  kW,  $d = 3$  mm,  $f = 950$  1/min,  $A = 2$  mm.

Nr	$V_f$ [mm/min]	Parametry 2D obróbka laserowa z oscylacjami							
		$P_a$ [ $\mu$ m]	$P_p$ [ $\mu$ m]	$P_t$ [ $\mu$ m]	$R_a$ [ $\mu$ m]	$R_p$ [ $\mu$ m]	$R_z$ [ $\mu$ m]	RSm [mm]	$W_a$ [ $\mu$ m]
1	150	11.5	39.7	72.4	4.6	15.5	27.9	0.196	9.23
2	230	14.9	50.7	85.6	4.08	13.3	25.2	0.162	9.65
3	360	8.9	32.6	58.9	4.34	14.4	26.6	0.18	9.44
4	570	12.1	50.8	82.9	3.62	10.1	20.6	0.165	10.1
5	900	7.74	33	51.1	4.58	17.1	28.7	0.191	4.74

W wyniku obróbki laserowo-mechanicznej następuje przebudowa SGP po stopowaniu laserowym. Proces ten wywołują dwa czynniki: pierwszy związany z wprowadzeniem oscylacji w trakcie krzepnięcia materiału, drugi z odkształceniem plastycznym warstwy wierzchniej i przebudową jej SGP w trakcie nagniatania w podwyższonej temperaturze.

Oscylacje powodują bardziej jednorodny rozkład gęstości mocy promieniowania laserowego na powierzchni materiału, a związku z tym niższą temperaturę w materiale stopionym, jak wykazały obliczenia przedstawione w rozdziale 3 w przypadku przetapiania materiału z oscylacjami maksymalna temperatura na powierzchni jest niższa o około 200°C w stosunku do stopowania bez oscylacji. Wypukły kształt strefy stopionej ulega spłaszczeniu. Efekt ten jest widoczny na podstawie zmiany kształtu strefy przetopienia na rysunkach 6.20 i 6.21 zarówno dla prędkości posuwu 230 jak i 900 mm/min. Proces ten dobrze opisuje zmiana wartości

parametrów amplitudowych 3D powierzchni niefiltrowanej:  $S_a$ ,  $S_b$  i  $S_{sk}$  a także parametr  $S_{ds20-80\%}$ . Po obróbce laserowej wartość średnich wysokości nierówności  $S_a$  wynosi 22 – 35  $\mu\text{m}$ , a po przetapianiu z ruchem oscylacyjnym 7 – 13  $\mu\text{m}$ . Względna procentowa zmiana wartości parametrów  $S_a$ ,  $S_{ds}$  wynosi około 40 – 75%. Zmianę rozkładu materiału dobrze opisują również parametr  $S_{sk}$ . Wartość  $S_{sk}$  po stopowaniu laserowym wynosi rzędu – 0,55 a po stopowaniu laserowym z oscylacjami + 0.6.

Stopowanie laserowe z zastosowaniem oscylacji powoduje zmianę kształtu nierówności, maleje wartość pochylenia zboczy  $S_{sc}$  z 1.1 1/ $\mu\text{m}$  dla OL do 0.5 1/ $\mu\text{m}$  po obróbce z oscylacjami. Zmniejszeniu ulega powierzchnia rozwinięcia z 30% do około 14 – 19%, co można tłumaczyć „spłaszczeniem” strefy przetopionej, gdyż ilość nierówności na  $\text{mm}^2$  ulega ponad dwukrotnemu zwiększeniu z 30 – 160  $\text{pik}/\text{mm}^2$  dla stopowania laserowego do 120 – 200  $\text{pik}/\text{mm}^2$  dla stopowania laserowego z oscylacjami.

Tabela 6.15. Parametry profilu powierzchni po stopowaniu laserowym stali 0H18N9 Stelitem 6 z oscylacjami i nagniataniu dynamicznym.

N	Parametry procesu			Parametry 2D OLM							
	Vobr [obr/min]	Vf [mm/min]	X [mm]	$P_a$ [ $\mu\text{m}$ ]	$P_p$ [ $\mu\text{m}$ ]	$P_t$ [ $\mu\text{m}$ ]	$R_a$ [ $\mu\text{m}$ ]	$R_p$ [ $\mu\text{m}$ ]	$R_z$ [ $\mu\text{m}$ ]	RSm [mm]	$W_a$ [ $\mu\text{m}$ ]
1	4200	230	6	5.16	26.6	40.5	2.68	11.9	19.1	0.195	2.57
2	5950	230	6	9.21	31.8	57	4.83	15.3	28.4	0.201	5.72
3	4200	570	6	7.85	23.8	59.5	4.36	10.7	25.2	0.203	4.4
4	5950	570	6	8.21	29.7	54.2	3.95	13.9	24.8	0.19	4.7
5	4200	230	8.5	7.09	20.4	36.9	1.62	5.52	11.2	0.251	6.01
6	5950	230	8.5	8.06	19.8	36.1	1.79	6.4	12	0.242	5.9
7	4200	570	8.5	6.4	19.5	38.9	1.67	6.47	12.4	0.226	4.74
8	5950	570	8.5	7.49	21.9	40.9	1.87	6.06	11.7	0.282	5.7
9	3500	360	7	4.44	14.1	30.4	1.71	5.82	12.8	0.231	2.9
10	7100	360	7	8.24	23.9	46.8	2.9	8.73	17.3	0.25	4.97
11	5000	150	7	14	35.9	67.0	3.58	11.7	22.1	0.238	11.1
12	5000	900	7	7.85	24	54.0	4.44	12	28.2	0.207	4.48
13	5000	360	5	11.6	43.8	72.2	4.3	14.7	27.6	0.213	8.08
14	5000	360	10	6.4	16.9	34.1	0.867	3.88	7.54	0.28	5.45
15	5000	360	7	5.15	18.4	38.0	2.22	7.44	14.7	0.221	3.39
16	5000	360	7	7.01	21.1	39.2	2.44	8.25	15.8	0.219	5.97
17	5000	360	7	8.03	21.3	46.9	2.93	8.54	18.5	0.235	6.17
18	5000	360	7	5.37	16.7	33.4	2.03	6.65	13.4	0.234	3.41
19	5000	360	7	6.96	22.7	37.2	1.69	5.25	10.7	0.212	5.22
20	5000	360	7	6.45	20.3	36.6	2.24	7.73	14.8	0.245	4.41

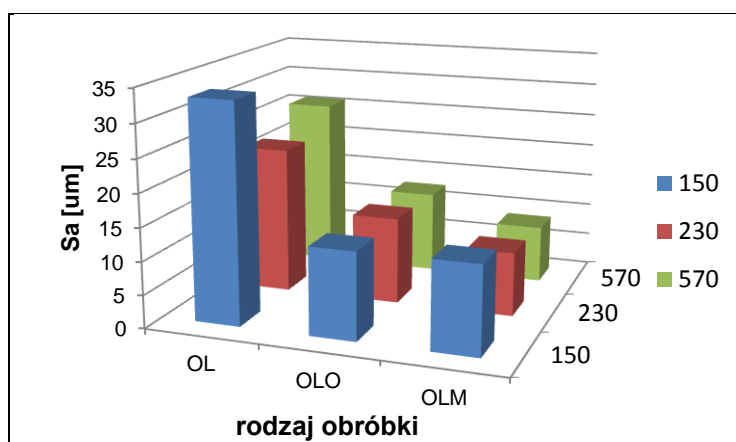
W kierunku równoległym do posuwu można zaobserwować wzrost wysokości chropowatości lub pojawienie się dodatkowej falistości jak przypadku próbki obrabianej przy największej prędkości posuwu 900 mm/min. Zjawisko to dobrze opisuje zmiana parametrów amplitudowych profilu zarówno niefiltrowanego jak i po filtracji mierzonego wzdłuż osi ścieżki. Po obróbce laserowej  $P_a = 6.2 - 9.3 \mu\text{m}$  a po stopowaniu laserowym z zastosowaniem oscylacji  $P_a = 5 - 16 \mu\text{m}$ . Podobną zmianę można stwierdzić dla parametrów:  $P_p$ ,  $P_t$  – względny wzrost tych parametrów po OLO wynosi od 80 do 140%. W wyniku ruchu oscylacyjnego podziałka chropowatości rośnie z 0.11 – 0.19 dla stopowania do 0.28 – 0.83 mm dla stopowania z oscylacjami. Również dla parametrów chropowatości i falistości, występuje wzrost wartości parametrów amplitudowych od kilkudziesięciu do kilkuset procent oraz kilkukrotny wzrost podziałki chropowatości i falistości.

Mikro-młoteczkowanie powoduje przebudowę struktury geometrycznej powierzchni. Wysokości nierówności powierzchni ulegają zmniejszeniu. Wyraźna jest zmiana wielkości wszystkich parametrów amplitudowych zarówno 3D jak i profilowych. W stosunku do powierzchni po stopowaniu laserowym występuje kilkukrotnie mniejsze wartości chropowatości. Wartości parametru  $S_a$  po różnych typach obróbek dla prędkości posuwu: 150, 230, 570 mm/min przedstawia rysunek 6.22. Współczynnik redukcji chropowatości obliczonego na podstawie stosunku parametru  $S_a$  i  $S_z$  po obróbce laserowej (OL) do parametrów po obróbce laserowo-mechanicznej OLM zamieszczono w tabeli 6.16. W zależności od zastosowanych parametrów obróbki stwierdzono od 1.62 do 4 zmniejszenie parametrów  $S_a$  i 1.6–2.6 dla maksymalnych wysokości chropowatości  $S_z$ . Mniejsze różnice można stwierdzić dla parametrów profilowych. Związane jest to ze wzrostem chropowatości po stopowaniu z oscylacjami. Po nagniataniu dynamicznym występuje większa gęstość wierzchołków na jednostkę powierzchni, nierówności mają mniejsze pochylenia zboczy, większe promienie zaokrąglenia wierzchołków. Powierzchnia rozwinięcia jest mniejsza w stosunku do powierzchni po stopowaniu laserowym, ale związane jest to ze zmianą kształtu strefy przetopu.

Na podstawie analizy wyników badań chropowatości powierzchni 3D i 2D po stopowaniu z oscylacjami i nagniataniu dynamicznym przeprowadzono analizę statystyczną wyników dla wybranych parametrów opisujących SGP. Analiza obejmowała badania korelacji parametrów obróbki hybrydowej: prędkości obrotowej głowicy nagniatającej, prędkości posuwu próbki i odległości narzędzia od osi wiązki laserowej a:



- parametrami topografii powierzchni  $S_a$ ,  $S_{dr}$ ,
- parametrami profilu niefiltrowanego powierzchni mierzonego równoległe do posuwu  $P_a$ ,  $P_t$ ,
- parametrami chropowatości profilu  $R_a$ ,  $RSm$ .



Rys.6.22. Wartości parametru  $S_a$  po obróbce: laserowej – OL, laserowej z oscylacjami – OLO, obróbce laserowo-mechanicznej – OLM dla różnych prędkości posuwu: 150, 230, 570 mm/min.

Przeprowadzono próby aproksymacji przy pomocy funkcji potęgowej oraz wielomianem pierwszego stopnia. Wyznaczone funkcje wykazujące najlepsze dopasowanie przedstawiono poniżej. Pełna analiza została zamieszczona w sprawozdaniu z projektu badawczego [190] oraz w pracy [194]. Wyniki wyników analizy funkcji regresji zamieszczono w tabeli 6.16.

$$S_a = 0.27 V_{obr}^{0.57} V_f^{-0.14} X^{-0.27} \quad (6.4)$$

$$S_{dr} = 17.46 + 0.00061V_{obr} + 0.0034 V_f - 0.12X \quad (6.5)$$

$$P_t = 8.12 V_{obr}^{0.41} V_f^{0.016} X^{-0.97} \quad (6.6)$$

$$R_a = 0.52 V_{obr}^{0.63} V_f^{0.12} X^{-2.3} \quad (6.7)$$

$$R_{p_r} = 0.31 V_{obr}^{0.5} V_f^{0.001} X^{-2} \quad (6.8)$$

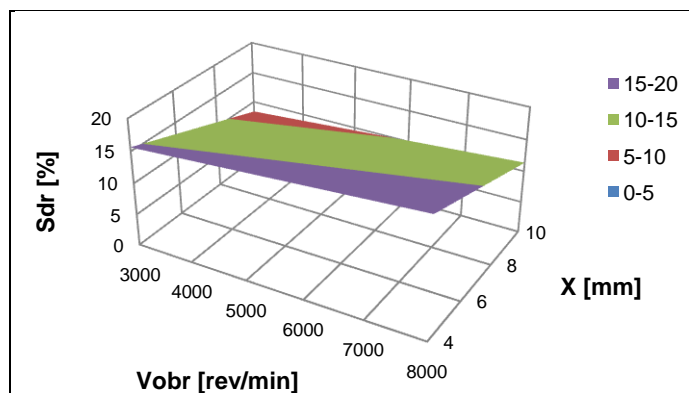
$$RSm = 0.085 + 0.000004V_{obr} + 0.00002 V_f - 0.017 X \quad (6.9)$$

Współczynniki korelacji wielokrotnej równań przedstawiających związek parametru  $S_a$  i parametrów obróbki są średnie a zależność pomiędzy badanymi własnościami słaba, na poziomie ufności  $0.1 F < F_{kr}$ .

Tabela 6.16. Zestawienie wyników analizy funkcji regresji dla związku pomiędzy parametrami obróbki hybrydowej a parametrem topografii  $S_a$ .

Nr równania	zmienna	R	F	T1	T2	T3	T4
9.4	$S_a$	0.51	1.9	1.86	2	0.89	
9.5	$S_{dr}$	0.79	8.9	6.17	1.61	1.89	4.53
9.6	$P_t$	0.68	4.6	1.44	0.15	3.41	
9.7	$R_a$	0.86	14.7	1.76	0.84	6.4	
9.8	$R_p$	0.86	15.1	1.65	0.01	6.5	
9.9	$RS_m$	0.82	11.3	1.31	1.1	5.55	

Dla równań opisujących związek parametrów obróbki z powierzchnią rozwinięcia  $S_{dr}$  (6.5) korelacja jest wysoka  $F > F_{kr}$ . Dla równania drugiego wszystkie współczynniki równania są istotne  $t > t_{kr}$  na poziomie ufności  $\alpha = 0.1$ .



Rys.6.23. Wpływ prędkości obrotowej głowicy i odległości głowicy od osi wiązki laserowej na parametr topografii powierzchni  $S_{dr}$ .

Na rysunku 6.23 przedstawiono interpretację graficzną opisującej zależność parametru  $S_{dr}$  od prędkości obrotowej głowicy nagniatającej oraz odległości narzędzia od osi wiązki laserowej dla ustalonej prędkości posuwu  $V_f = 360$  mm/s. Wzrost prędkości obrotowej głowicy oraz posuwu powoduje wzrost powierzchni rozwinięcia jest to związane z większymi siłami oddziaływania mikro-młoteczków z obrabianą powierzchnią oraz większymi odkształceniami plastycznymi materiału. Uzyskane zależności wskazują, że czynnikiem decydującym o wartości powierzchni rozwinięcia jest temperatura obróbki materiału związana z odległością mikro-młoteczków od osi wiązki. Wzrost odległości powoduje zmniejszenie wartości parametru  $S_{dr}$ , co związane jest z mniejszymi odkształceniami plastycznymi materiału w niższej temperaturze.

## 7. Wybrane właściwości warstw po obróbce hybrydowej

### 7.1. Naprężenia własne warstwy wierzchniej po obróbce hybrydowej

Procesy laserowego ulepszania warstwy wierzchniej związanej z przetopieniem powierzchni związane są z powstawaniem naprężeń rozciągających w WW. Na wartość tych naprężeń ma wpływ szereg czynników omówionych szczegółowo w rozdziale 2. Szczególnie niekorzystne naprężenia powstają w trakcie modyfikacji WW stali Stellitami [213, 214], co zostało szczegółowo przedstawione w rozdziale 2. Wyniki badań mikrotwardości oraz mikrostruktury WW dla poszczególnych rodzajów nagniatania wskazują, że we wszystkich przypadkach przy odpowiednim doborze parametrów procesu występuje umocnienie przez zgmiot powierzchniowy. W związku z tym należy spodziewać się redukcji niekorzystnych naprężeń rozciągających. W celu potwierdzenia tego zjawiska oraz oceny wartości naprężeń własnych przeprowadzono pomiary naprężeń własnych dla próbek po stopowaniu stali Stelitem 6 dla różnych wariantów OLM.

Badania przeprowadzono metodą dyfrakcyjną na Wydziale Metalurgii i Inżynierii Materiałowej AGH w ramach projektów badawczych [189, 190]. Dyfrakcyjne metody rentgenowskie „ $\sin^2\psi$ ” i „ $g - \sin^2\psi$ ” są metodami nieniszczącymi i pozwalają na szybki i niezawodny pomiar. Umożliwiają m.in. śledzenie zmian makronaprężeń własnych w wyniku różnych operacji technologicznych, a także spowodowanych eksploatacją (zmęczeniem) części maszyn [215, 216, 217]. Linie dyfrakcyjne ferrytu i martenzytu rejestrowano na dyfraktometrze Bruker D-8 Advance. Pomiaru dokonywano w dwóch prostopadłych kierunkach.

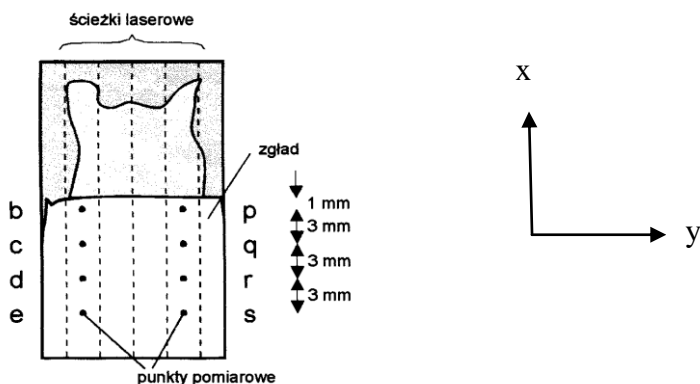
Obliczenia wykonano dla dyfrakcyjnych stałych sprężystości dla stali:  $1/2S_2 = 6.095 \times 10^{-6} \text{ MPa}^{-1}$  i  $S_1 = -1.333 \text{ MPa}^{-1}$ , co odpowiada stałym sprężystości  $E = 210 \text{ GPa}$  i  $\nu = 0.28$  [8]. Zastosowano dwie metody dyfrakcyjne tj. klasyczną metodę  $\sin^2\psi$  [216] i jej nowszą wersję opracowaną dla dyfrakcji w geometrii przy stałym kącie padania wiązki promieni X oznaczoną, jako  $g - \sin^2\psi$  [217]. Badania prowadzono dla nagniatania pojedynczych ścieżek oraz obróbki wielościeżkowej.

### 7.1.1. Wyniki pomiarów makronaprężeń własnych dla laserowej i hybrydowej obróbki wielościeżkowej

Przeprowadzono badania naprężeń własnych po procesie stopowania stali 45 Stelitem 6 oraz stopowania połączonego z nagniataniem ślizgowym. Do badań wybrano próbki po obróbce wielościeżkowej, na której wykonano sześć ścieżek laserowych o stopniu przykrycia około 50%. Prędkość posuwu wynosiła 200 mm/min, moc wiązki laserowej 2 kW, a średnica wiązki około 3 mm. Próbka została poddana procesowi nagniatania ślizgowego w zakresie temperatury 550-700 K oraz na zimno. Odległość narzędzia nagniatającego od osi wiązki laserowej wynosiła  $X = 6$  mm, co odpowiadało temperaturze w strefie oddziaływania pierwszego elementu około 700 K i 550 dla drugiego; przy sile  $F = 100$  N i prędkości obrotowej głowicy 550 obr/min. Ze względu na wielokrotne przetapianie i nagniatanie na gorąco sąsiadujące ze sobą ścieżki laserowe były wielokrotnie nagniatane również po OLM w niskiej temperaturze.

Po obróbce zostały wykonane zglądy skośne. Tym sposobem warstwa wierzchnia zglądu została powiększona około 22 razy. Próbki były następnie docierane w celu usunięcia warstwy uszkodzonej w procesie cięcia a następnie wielokrotnie polerowane i trawione, aby wyeliminować naprężenia wprowadzone do WW w procesie przygotowania próbek. Ze względu na różnice twardości i grubości strefy przetopienia pomiędzy kolejnymi ścieżkami badania naprężeń przeprowadzono w okolicy czwartej ścieżki laserowej dla próbek po: stopowaniu laserowym i nagniataniu w podwyższonej temperaturze, próbka 1; stopowaniu laserowym – 2; stopowaniu laserowym i nagniataniu na zimno – 3. Pomiary naprężeń przeprowadzono na powierzchni materiału oraz w odległości: 0.05, 0.18, 0.3 i 0.45 mm od powierzchni. Dodatkowo dla każdej próbki zmierzono naprężenia na powierzchni w okolicach drugiej ścieżki laserowej – punkt „a” i 0.05 mm pod powierzchnią punkt „b” (rys.7.1).

Wyniki pomiarów z oznaczeniami próbek zamieszczono w tabeli 7.1. Grubości warstw pomiarowych dla obu metod obliczano według procedur opisanych w literaturze [217]. Na rysunku 7.2 przedstawiono zmiany wartości naprężeń własnych w funkcji odległości od powierzchni w pobliżu osi czwartej ścieżki laserowej próbek po stopowaniu wielościeżkowym oraz stopowaniu i nagniataniu w zakresie podwyższonej temperaturze oraz na zimno.



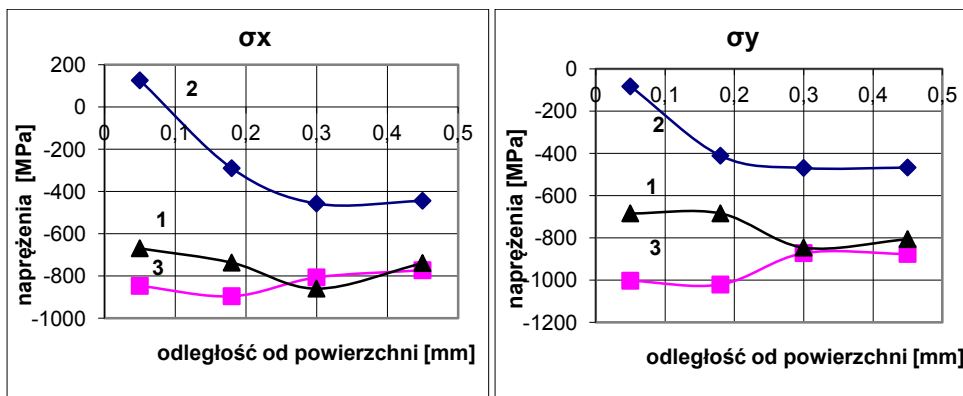
Rys.7.1. Schemat rozmieszczenia punktów pomiarowych na zglądzie skośnym względem powierzchni obrabianej (względem ścieżek laserowych). Składowe naprężeń x – kierunek równoległy do posuwu, y – kierunek prostopadły do posuwu.

Tabela 7.1. Wyniki pomiarów makroskopowych naprężeń własnych w stali narzędziowej przy użyciu linii dyfrakcyjnej  $\{211\}Fe_{\alpha}$  w klasycznej metodzie  $\sin^2\psi$  (qq oznacza pomiar wg. linii dyfrakcyjnej  $\{311\}Fe_{\gamma}$  oraz wyniki metody  $g\text{-}\sin^2\psi$  (EGW – efektywna głębokość wnikania), kierunki x i y; rys.7.1.

Nazwa próbek/ nr punktu pomiarowego	Grubość warstwy/kąt $\alpha$ [ $\mu\text{m}$ ]/stopień dla metody $g\text{-}\sin^2\psi$	Pomiar metodą $g\text{-}\sin^2\psi$ w $Fe_{\alpha}$ $\sigma_x$ [MPa] $\pm$ błąd	Pomiar metodą $g\text{-}\sin^2\psi$ w $Fe_{\gamma}$ $\sigma_x$ [MPa] $\pm$ błąd	Pomiar metodą $\sin^2\psi$ w $Fe_{\alpha}$ $\sigma_x$ [MPa] $\pm$ błąd EGW=5-24 [ $\mu\text{m}$ ]	Pomiar metodą $\sin^2\psi$ w $Fe_{\alpha}$ $\sigma_y$ [MPa] $\pm$ błąd EGW=5-24 [ $\mu\text{m}$ ]
1/a	10-13/15	-1188 $\pm$ 122	-1149 $\pm$ 125	-585 $\pm$ 27	-785 $\pm$ 32
1/b				-627 $\pm$ 27	-745 $\pm$ 33
1/p	10-13/15	-927 $\pm$ 96		-669 $\pm$ 32	-681 $\pm$ 31
Q				-737 $\pm$ 33	-685 $\pm$ 33
R				-860 $\pm$ 44	-847 $\pm$ 30
S				-739 $\pm$ 32	-807 $\pm$ 36
2/a	10-13/15	+556 $\pm$ 60	+452 $\pm$ 46		
2/p	10-13/15	+243 $\pm$ 33		+126 $\pm$ 18	-84
P				-59	-133
Q	10-13/15	-	-795 $\pm$ 83	qq -931 $\pm$ 54	qq -871 $\pm$ 47
Q				-290 $\pm$ 28	-412 $\pm$ 54
R	7-8/9	-859 $\pm$ 97		-457 $\pm$ 24	-470 $\pm$ 37
S	10-13/15			-444 $\pm$ 21	-468 $\pm$ 25
3/a	10-13/15	-778 $\pm$ 83	-938 $\pm$ 98		
3/p	10-13/15	-812 $\pm$ 91		-847 $\pm$ 39	-1004 $\pm$ 45
Q				-896 $\pm$ 34	-1022 $\pm$ 55
R				-807 $\pm$ 35	-873 $\pm$ 37
S				-773 $\pm$ 30	-877 $\pm$ 58

Przedstawione wyniki pomiarów wraz z analizą mikrostruktury zostały opublikowane w pracy [56]. W wyniku procesu nagniatania do warstwy wierzchniej

materiału wprowadzone zostały naprężenia ściskające. Naprężenia rozciągające stwierdzono tylko w przypadku próbki stopowanej laserowo. Na powierzchni w pobliżu osi drugiej ścieżki wartość naprężeń wynosiła  $\sigma_x = +556 \pm 60$  MPa, a dla czwartej ścieżki laserowej 0.05 mm pod powierzchnią  $\sigma_x = +126 \pm 18$  MPa. W większej odległości od powierzchni w obszarze stopowanym stwierdzono naprężenia ściskające rzędu  $\sigma_x = -400$  MPa.



Rys.7.2. Zmiany wartości naprężeń własnych  $\sigma_x$ ,  $\sigma_y$  (metodą  $\sin^2\psi$  w Fe) w funkcji odległości od powierzchni w osi czwartej ścieżki laserowej próbek po stopowaniu wielościeżkowym – 2; stopowaniu i nagniataniu na zimno – 3 i zakresie temperatury 550–700 K – 1.

Obecność naprężeń ściskających w warstwie przetapianej laserowo związana jest z występowaniem przemian strukturalnych. W obszarze czwartej ścieżki stwierdzono wysoką twardość materiału powyżej 1000 HV<sub>0.02</sub> i zaobserwowano obecność drobnego martenzytu, którego nie obserwuje się przy powierzchni materiału. Jest to związane z większym udziałem podłoża – stali 45 w warstwie wierzchniej w stosunku do pierwszych ścieżek, gdzie głębokość przetopu jest mniejsza.

W przypadku próbki stopowanej i poddanej procesowi nagniatania na zimno stwierdzono w badanym obszarze duże naprężenia ściskające, ich wartość jest stała w całej strefie przetopienia wynosi około  $\sigma_x = -800$  MPa. Nie stwierdzono istotnych różnic pomiędzy 2-gą i 4-tą ścieżką laserową. Przy dnie przetopu wartość naprężeń jest dwukrotnie większa niż w przypadku próbki tylko stopowanej, co wskazuje, że wpływ zgniotu powierzchniowego obejmuje całą strefę przetopienia.

Dla próbki stopowanej i nagniatanej w podwyższonej temperaturze  $X = 6$  mm wartość naprężeń w pobliżu 4- tej ścieżki wynoszą  $\sigma_x = 660 \pm 60$  MPa przy powierzchni i  $-860$  MPa w odległości około 0.3 mm od powierzchni. Wartości naprężeń różnią się od próbki stopowanej i nagniatanej na zimno w obszarze przy powierzchni, może być to związane z częściową relaksacją naprężeń wywołaną

wpływem ciepła przy wykonywaniu kolejnych ścieżek laserowych. Zarówno dla próbki nagniatanej na zimno jak i na gorąco wartości naprężeń  $\sigma_y$  mają zbliżone, ale nieznacznie większe wartości niż  $\sigma_x$ , jest to zjawisko typowe dla tego typu nagniatania [176].

Pomiary naprężeń w WW próbek po procesie stopowania stali 45 oraz stopowania i nagniatania ślizgowego na zimno i gorąco wykazały jednoznacznie, że proces nagniatania wprowadził do warstwy wierzchniej materiału stopowanego naprężenia ściskające. W przypadku procesu stopowania wielościeżkowego podobnie jak w badaniach przedstawionych w pracach [213, 218] uzyskano przy powierzchni naprężenia rozciągające rzędu +500MPa. W wyniku wielokrotnego nagniatania uzyskano wartość naprężeń przy powierzchni rzędu -600 MPa.

### **7.1.2. Badania makronaprężeń własnych i austenitu szczątkowego po obróbce hybrydowej z zastosowaniem różnych metod nagniatania**

Badania dyfrakcyjne makronaprężeń własnych i austenitu szczątkowego metodą dyfrakcyjną wykonano dla wybranych próbek po modyfikacji laserowej pojedynczych ścieżek. Wytypowano próbki po obróbce laserowej oraz hybrydowej przy różnych sposobach nagniatania powierzchniowego. W tabeli 7.2 przedstawiono oznaczenia próbek oraz parametry obróbki hybrydowej. Zawartości austenitu szczątkowego oraz wartości makroskopowych naprężeń własnych określano w tym samym punkcie w środku ścieżek, które miały od 3 do 5 mm szerokości. Pole pomiarowe miało kształt okręgu i elipsy o przybliżonym promieniu 2 mm. Mierzono dwie składowe makroskopowych naprężeń ( $\sigma_x$  i  $\sigma_y$ ). Zawartości austenitu w badanym materiale określono na podstawie rentgenowskiej ilościowej analizy fazowej (RIAF). Pomiary dyfrakcyjne zostały wykonane na dyfraktometrze D8-Advance z wykorzystaniem filtrowanego promieniowania lampy miedzianej. Wykonano wstępny przeglądowy zapis dyfraktometryczny w zakresie kątowym obejmującym odbicia dyfrakcyjne {111}, {200} dla austenitu (faza  $\gamma$ , Fe $_{\gamma}$ ) oraz {110}, {200} i {211} dla ferrytu (faza  $\alpha$ , Fe $_{\alpha}$ ). Rejestracje linii dyfrakcyjnych były wykonywane metodą krokową. Przeglądowe zapisy w pełnym zakresie kątowym wykonywano z krokiem  $\Delta 2\theta$  równym  $0.06^\circ$  przy czasie zliczeń 20 sekund (rys.7.4). Zapisy dyfraktometryczne wykonano w geometrii Bragga-Brentanno i przy stałym kącie padania (SKP).

Do analizy zawartości austenitu w badanych próbkach wybrano zakres kątowy obejmujący linie 111 austenitu (faza  $\gamma$ ) i 110 ferrytu (faza  $\alpha$ ) oraz jako drugi zakres obejmujący linie 200 austenitu (faza  $\gamma$ ) i 200 ferrytu (faza  $\alpha$ ). Zapisy wybra-

nych zakresów kątowych wykonywano z krokiem  $\Delta 2\Theta$  równym  $0.01^\circ$  przy czasie zliczeń 4 sekund. Pozwoliło to na bardzo dokładny zapis eksperymentalnych profili linii dyfrakcyjnych, które były następnie analizowane z wykorzystaniem specjalnych programów komputerowych.

Tabela 7.2. Oznaczenia i parametry obróbki hybrydowej próbek wybranych do badań naprężeń własnych.

Nazwa próbki	Materiał podłoża	Materiał pokrycia	Rodzaj nagniatania	Parametry obróbki		
				F [N]/ Vobr [obr/min]	X [mm]	Vf [mm/min]
TNS 3	0H18N9	Stellit 6	Stopowanie			360
TNS2			Toczne	600	3	360
TNS8				600	5	360
TNS4				600	7	360
STS10	45	Stellit 6	ślizgowe	200	6	300
STS18				140	6	300
SMN L	0H18N9	Stellit 6	Stopowanie			360
SMN 2			Mikro-młoteczkowanie	5950	6	230
SMN 9				3500	7	360
SMN 10				7100	7	360
SMN 13				5000	5	360
SMN 15				5000	7	360

Zawartość austenitu w badanych próbkach wyznaczano metodą bezpośredniego porównania z pomiarów całkowitych intensywności pary linii dyfrakcyjnych  $\{111\}$  austenitu i  $\{110\}$  ferrytu na podstawie wzoru:

$$V_\gamma = \frac{C \cdot \frac{I_\gamma}{I_\alpha}}{1 + C \cdot \frac{I_\gamma}{I_\alpha}} \cdot (1 - V_w)$$

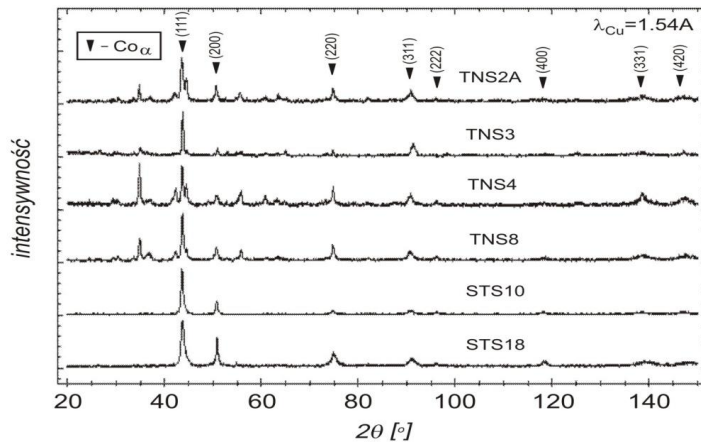
gdzie:  $V_\gamma$  – zawartość austenitu szcążkowego

$I_\gamma$  – całkowita intensywność piku 111  $\gamma$

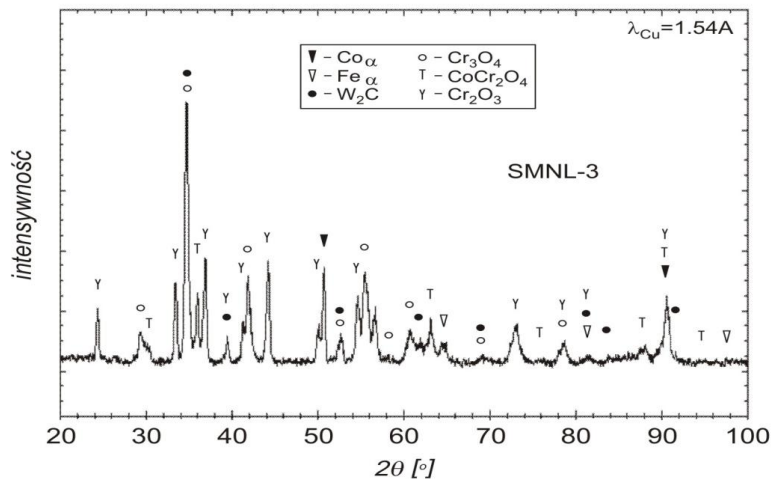
$I_\alpha$  – całkowita intensywność piku 110  $\alpha$



$C$  – współczynnik zależny od składu stali oraz warunków pomiaru  
 $V_w$  – zawartość węglików w stali



Rys.7.3. Zapisy dyfraktometryczne wykorzystywane do określania zawartości austenitu kobaltowego badanych próbek; opis oznaczeń w tabeli 7.2.



Rys.7.4. Przykładowy zapis dyfraktometryczny do jakościowej dyfrakcyjnej analizy fazowej próbki po stopowaniu laserowym stali 0H18N9 stopowanej Stellitem 6.

W badanych przetopach w zależności od parametru procesu oraz rodzaju podłoża stwierdzono obecność austenitu kobaltowego, węglików wolframu i chromu oraz tlenków chromu i kobaltu oraz ferrytu kobaltowego. Dominującą fazą w prawie wszystkich próbkach jest austenit kobaltowy. Zmierzone wartości  $d_{hkl}$  różnią się od wartości wzorców austenitu żelaza jak i wzorca czystego kobaltu, związane jest to

ze zmianą parametru sieci spowodowaną rozpuszczalnością w szerokim zakresie żelaza i chromu w kobaltcie. W warunkach powolnego chłodzenia przy temperaturze otoczenia występuje kobalt krystalizujący w układzie heksagonalnym, jednak przetapianie laserowe charakteryzuje się gwałtownym chłodzeniem w wyniku, którego otrzymujemy metastabilny austenit kobaltowy z rozpuszczonymi w nim pierwiastkami, głównie chromem i częściowo żelazem pochodzącym z podłoża oraz z wolframem i węglem. Obecność węgla, wolframu jak i chromu prowadzi do powstawania węglików. Na powierzchni stwierdzono obecność złożonych tlenków chromo-kobaltowych, które obserwowana były również we wcześniejszych badaniach mikrostruktury SEM. Może to wskazywać na niedostateczną osłonę gazową podczas obróbki laserowej.

W tabelach 7.3-5 zestawiono wyniki badań makronaprężeń i ilości austenitu szczątkowego dla różnych typów obróbek hybrydowych. W badanym przypadku zmierzone makro-naprężenia własne pochodzą od termicznego skurczu, niejednorodności odkształcenia plastycznego i niejednorodności umocnienia warstwy powierzchniowej oraz niejednorodności składu fazowego np. od zawartości austenitu kobaltowego. Na termiczne rozszerzanie i kurczenie się mogą nałożyć się dylatacyjne efekty od przemian fazowych oraz od defektów sieci krystalicznej.

Stwierdzono znaczący stan makro-naprężeń własnych ściskających i rozciągających oraz znaczne różnice wartości składowej naprężenia wzdłuż i poprzecznie do ścieżki laserowej. Wyniki pomiaru austenitu wskazują duże zróżnicowanie ilości tej fazy. Może to być wynikiem dużego sterowania faz występujących po przetopie laserowym, na skutek kierunkowego odprowadzenia ciepła. Wpływa to również na stan makroskopowych naprężeń własnych.

Tabela 7.3. Wyniki pomiarów makroskopowych naprężeń własnych i austenitu szczątkowego dla próbek stopowanych Stellitem 6 i nagniatanych tocznie przy różnej temperaturze.

Nazwa próbek	F [N]	X [mm]	Pomiar metodą $g\text{-sin}^2\psi$ w $\sigma_y$ [MPa] $\pm$ błąd EGW=5-24 [ $\mu\text{m}$ ]	Pomiar metodą $\text{sin}^2\psi$ $\sigma_x$ [MPa] $\pm$ błąd EGW=5-24 [ $\mu\text{m}$ ]	Pomiar metodą $\text{sin}^2\psi$ $\sigma_y$ [MPa] $\pm$ błąd EGW=5-24 [ $\mu\text{m}$ ]	Ilość austenitu szczątkowego [%]
TNS 2	600	3	-22.0	-43	-50	30.3
TNS 8	600	5	-41.6	-40	-250	14.4
TNS 4	600	7	-400	-420	-338	26.9
TNS 3L	0	0	+870	0	0	6

W przypadku nagniatania tocznego (tabela 7.3) badania wykazały, że po stopowaniu laserowym występują naprężenia rozciągające. Nagniatanie toczne

spowodowało, że w materiale występują naprężenia ściskające. Ich wartość zależy od temperatury procesu nagniatania. Im niższa temperatura w obszarze nagniatania tym większa wartość naprężeń. Największe naprężenia ściskające  $-400$  MPa przy powierzchni stwierdzono dla próbki nagniatanej w temperaturze około  $500$  K. Dla materiału nagniatanego w temperaturze około  $950$  K przy identycznej sile naprężenia wynoszą  $-40$  MPa. Wystąpiła zatem częściowa relaksacja naprężeń związana z wysoką temperaturą procesu nagniatania.

Tabela 7.4. Wyniki pomiarów makroskopowych naprężeń własnych i austenitu szczątkowego dla próbek ze stali 45 stopowanych Stellitem 6 i nagniatanych ślizgowo przy różnej sile.

Nazwa próbek	F [N]	X [mm]	$g\text{-sin}^2\psi$ w $\sigma_y$ [MPa] $\pm$ błąd EGW=5-24 [ $\mu\text{m}$ ]	$\text{sin}^2\psi$ $\sigma_x$ [MPa] $\pm$ błąd EGW=5-24 [ $\mu\text{m}$ ]	$\text{sin}^2\psi$ $\sigma_y$ [MPa] $\pm$ błąd EGW=5-24 [ $\mu\text{m}$ ]	Ilość austenitu szczątkowego [%]
STS10	200	6	+9	-137	+30	16.1
STS18	140	6	+100	-588	+203	17

Tabela 7.5. Wyniki pomiarów makroskopowych naprężeń własnych i austenitu szczątkowego dla próbek stopowanych Stellitem 6 i mikro-młoteczkowanych przy różnych parametrach.

Nazwa próbek	V obr [obr/min]	X [mm]	$g\text{-sin}^2\psi$ w $\sigma_y$ [MPa] $\pm$ błąd EGW=5-24 [ $\mu\text{m}$ ]	$\text{sin}^2\psi$ $\sigma_x$ [MPa] $\pm$ błąd EGW=5-24 [ $\mu\text{m}$ ]	$\text{sin}^2\psi$ $\sigma_y$ [MPa] $\pm$ błąd EGW=5-24 [ $\mu\text{m}$ ]	Ilość austenitu szczątkowego [%]
SMN L			+339	-120	+419	
SMN 2	5950	6	-786			3.5
SMN 9	3500	7	-1985	-837	-881	6.1
SMN 10	7100	7	-296	-791	-75	12.1
SMN 13	5000	5	+686			
SMN 15	5000	7	+143	-84	+126	4.8

Dla próbek ze stali 0H18N9 stopowanych Stellitem 6 z zastosowaniem oscylacji również na powierzchni występują naprężenia rozciągające  $+340$  MPa, ich wartość jest niższa niż w przypadku próbek TNS, co może być związane jest z innymi warunkami obróbki, a przede wszystkim procesu krzepnięcia i stygnięcia materiału przetapianego. Mikro-młoteczkowanie zmieniło stan makro-naprężeń w WW. Występują głównie naprężenia ściskające. Trudno jednak zinterpretować wpływ parametrów procesu na ich wartość. Występują duże różnice składowych naprężeń w kierunku  $x$  i  $y$ , co może być związane z występowaniem silnej tekstury materiału.

Pomiary wykazały, że obróbka hybrydowa stali 45 stopowanej Stellitem 6 polegająca na nagniataniu ślizgowym w podwyższonej temperaturze przy dwóch różnych wartościach siły działającej na narzędzie nagniatające nie spowodowała aż tak dużych zmian naprężeń na powierzchni jak w przypadku nagniatania wielościeżkowego. Również w tym przypadku występują duże różnice składowych naprężeń, co może wskazywać na teksturę materiału i związane z tym błędy interpretacji wyników.

Wyniki pomiarów makronaprężeń własnych wskazują, że dla wszystkich typów OLM występuje redukcja naprężeń rozciągających w stosunku do stopowania laserowego. Najkorzystniejsze naprężenia stwierdzono w przypadku nagniatania ślizgowego przy obróbce wielościeżkowej. W wyniku wielokrotnego nagniatania powierzchni w podwyższonej temperaturze uzyskano wartość naprężeń przy powierzchni rzędu – 600MPa, a głębokość ich zalegania jest większa od grubości warstwy przetopionej. W przypadku obróbki pojedynczych ścieżek redukcja naprężeń jest mniejsza, co związane jest mniejszym stopniem zgniotu powierzchniowego. Dla wszystkich analizowanych przypadków stwierdza się zmianę naprężeń rozciągających po stopowaniu laserowym w naprężenia ściskające po OLM przy powierzchni. W przypadku nagniatania tocznego występuje wyraźny wpływ temperatury nagniatania na wartości naprężeń własnych. Obróbka w najwyższej temperaturze rzędu 900 K powoduje częściową relaksację naprężeń.

## 7.2. Sztywność kontaktowa po obróbce hybrydowej

Jedną z cech charakteryzującą warstwę wierzchnią, która decyduje o współpracy elementów jest sztywność kontaktowa. Wpływa ona na sztywność maszyny lub jej podzespołów a więc od niej zależą jej cechy eksploracyjne. Luzy montażowe mogą ulec zmianie na skutek kontaktowych odkształceń plastycznych, które są największe podczas pierwszego obciążenia powierzchni. Przy małej sztywności kontaktowej powierzchni luzy mogą powiększyć się i trwałość elementu może ulec zmniejszeniu. Aby uniknąć tego zjawiska należy stosować technologie eliminujące lub minimalizujące odkształcenia plastyczne powierzchni współpracujących. Przewodzone od wielu lat badania w różnych ośrodkach naukowych wykazały, że proces nagniatania znacznie zwiększa sztywność kontaktową elementów. Związane jest to z odkształceniem plastycznym nierówności powierzchni zachodzącymi w trakcie procesu nagniatania, który jest zwykle ostatnim zabiegiem operacyjnym przed montażem i współpracą.

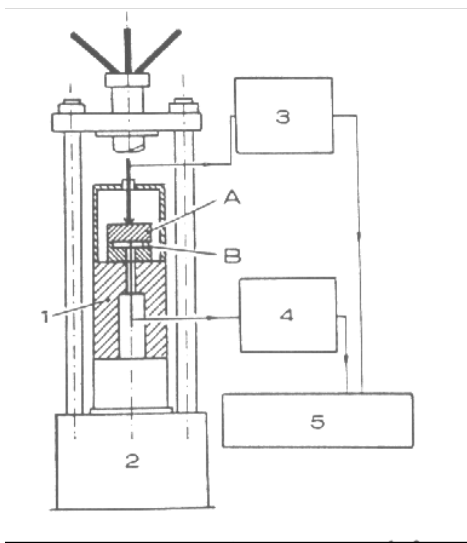
Nierówności powierzchni po nagniataniu pracują w sposób sprężysty. W porównaniu z innymi obróbkami wykańczającymi np. szlifowaniem udział odkształceń plastycznych powierzchni jest kilkukrotnie mniejszy, co zapewnia większą sztywność kontaktową i lepszą współpracę elementów. Drugim czynnikiem zwiększającym sztywność kontaktową jest przebudowa struktury geometrycznej powierzchni będąca efektem procesu nagniatania. W procesie nagniatania następuje zmiana kształtu i zmniejszenie wysokości nierówności powierzchni, które zapewniają większą rzeczywistą powierzchnię styku powierzchni i mniejsze naciski rzeczywiste podczas współpracy.

Przedmiotem badań było określenie wpływu obróbki umacniającej nagniataniem na przebieg procesu odkształcania warstwy wierzchniej stopowanej laserowo pod wpływem naprężeń normalnych. Do badań wytypowano próbki po procesie stopowania laserowego stali 0H18N9 Stellitem 6 oraz po obróbce hybrydowej tj. jednocześnie prowadzonego procesu stopowania i nagniatania w podwyższonej temperaturze przy nagniataniu dynamicznym. Jako powierzchnie odniesienia wybrano próbkę z warstwą Stellitu 6 naniesionego metodą natrysku plazmowego. Badania prowadzono przy naprężeniach nominalnych zapewniających brak odkształceń plastycznych podłoża – poniżej 260 MPa. W celu określenia wpływu procesu nagniatania na przebieg odkształceń warstwy wierzchniej, badania wykonano dla próbek po dwóch różnych wariantach procesu stopowania: stopowaniu wielościeżkowym i stopowaniu przy pojedynczych przejściach wiązki laserowej z oscylacjami. Badanie przeprowadzono dla powierzchni, w których zachowano SGP po stopowaniu laserowym i obróbce hybrydowej, a także po szlifowaniu tych powierzchni, co pozwoliło na wyeliminowanie wpływu dużych różnic mikrogeometrii powierzchni na sztywność kontaktową.

### 7.2.1. Stanowisko do badań odkształceń kontaktowych

Proces odkształcania próbek przeprowadzono na stanowisku wykorzystującym metodę pomiaru zbliżenia zaproponowaną przez Demkin'a [219]. Stanowisko umożliwia dokładny pomiar zbliżenia  $a$  jako funkcji stosowanych nacisków nominalnych  $q$ , (rys.7.5). Styk realizowany jest pomiędzy płaską chropowatą powierzchnią próbki, ( $A$ ) i „idealnie gładką i sztywną” powierzchnią przeciw-próbki ( $B$ ) wykonaną z węgla spiekane. Przeciw próbki posiadały trzy stemple o średnicy 5 mm każdy, o nominalnej powierzchni 58.875 mm<sup>2</sup>, pod którymi realizowany jest odkształcenie materiału próbki. Obie próbki umieszczone są w specjalnie skonstruowanym urządzeniu 1, które zamontowane jest wewnątrz

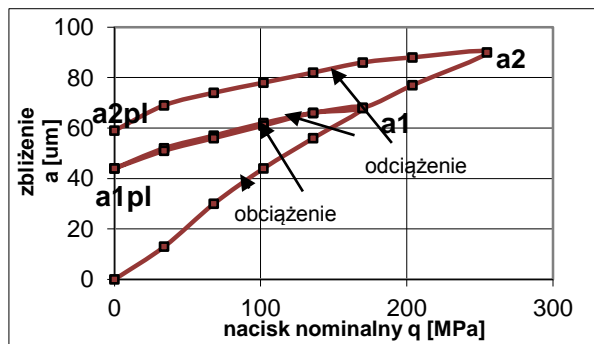
laboratoryjnej precyzyjnej prasy hydraulicznej 2, umożliwiającej zadawanie nacisków normalnych w zakresie do 1000 MPa. Zadawane naciski mierzone są przy pomocy mostka tensometrycznego 3, a zbliżenie próbek mierzone jest za pomocą czujnika indukcyjnego 4. Wyniki pomiarów uzyskuje się w postaci wartości rejestrowanego zbliżenia  $a$  dla zadanego obciążenia  $F$  [193].



Rys.7.5. Schemat stanowiska do pomiarów odkształceń kontaktowych [193].

Badania przeprowadzono stosując dwie maksymalne siły 1000 N i 1500 N, co odpowiada naciskom nominalnym 170 MPa i 255 MPa. Przykład uzyskanej na podstawie zarejestrowanych wyników pomiarów krzywej zbliżenie-obciążenie przedstawia rysunek 7.6. Wykresy składają się z dwóch gałęzi. Pierwsza, rosnąca przedstawia zależność zbliżenie – nacisk nominalny i osiąga wartość maksymalnego zbliżenia całkowitego  $a_c$  (sprężystego i plastycznego) dla zadanego maksymalnego nominalnego nacisku obciążającego. Druga gałąź opisuje proces odciążania i maleje do wartości zbliżenia odpowiadającego trwałemu odkształceniu plastycznemu  $a_p$ .

Przeprowadzone badania pozwoliły na wyznaczenie całkowitych odkształceń próbki oznaczonych przez  $a_1$  i  $a_2$ , odkształceń plastycznych –  $a_p$  oraz odkształceń sprężystych –  $a_{sp}$  oraz wyznaczenie przebiegu krzywych zbliżenie – nacisk nominalny. Wartości odkształceń są wielkościami uśrednionymi z trzech pomiarów.



Rys.7.6. Schemat krzywej odkształcenie w funkcji nacisków nominalnych uzyskanych z badań doświadczalnych.

### 7.2.2. Charakterystyka badanych powierzchni

Badania przeprowadzono na próbkach ze stali 0H18N9 stopowanych Stellite 6. Warstwa Stellite o grubości około 0.2 mm została naniesiona na powierzchnię stali metodą natrysku plazmowego. Następnie przeprowadzono proces stopowania na laserze CO<sub>2</sub> przy następujących parametrach: moc wiązki 2 kW, średnica plamki 2.5 mm, prędkość posuwu 360 mm/s, gaz osłonowy argon. Zastosowano oscylacje w kierunku prostopadłym do posuwu o amplitudzie 2 mm i prędkości 15 osc/s. Wykonano po trzy ścieżki o szerokości 5.5 mm; (próbka SMN21). W drugim wariantcie zastosowano skanowanie powierzchni z krokiem 2.5 mm, co pozwoliło na uzyskanie powierzchni stopowanej o wymiarach: 40 × 40 mm – (próbka SMN24).

Obróbka hybrydowa była realizowana przy identycznych parametrach jak przy stopowaniu, dodatkowo w trakcie procesu stopowania realizowany był proces nagniatania dynamicznego głowicą GM3 o dwóch rzędach mikro-młoteczków. Głowica nagniatająca umieszczona została tak, aby zapewnić odległość 6 mm pierwszego rzędu młoteczków od osi wiązki laserowej, prędkość obrotowa głowicy wynosiła 5000 obr/min. Podobnie jak w przypadku stopowania wykonano trzy pojedyncze ścieżki – próbka SMN 23 oraz powierzchnię poprzez skanowanie SMN 26. Do badań porównawczych wykorzystano próbkę z warstwą Stellite 6 naniesionego metodą natrysku plazmowego – próbka SMN27.

Po obróbce powierzchnie zostały zmierzone na profilometrze i wyznaczono parametry chropowatości. Ze względu na duże różnice wartości parametrów struktury geometrycznej powierzchni, która ma istotny wpływ na sztywność kontaktową, dodatkowo powierzchnie próbek zostały poddane szlifowaniu tak, aby

uzyskać zbliżoną mikrogeometrię powierzchni. Zastosowanie tego zabiegu pozwoliło na wyeliminowanie wpływu różnic chropowatości na sztywność kontaktowa i pozwoliło na analizę wpływu własności warstwy wierzchniej a w tym przypadku procesu nagniatania na przebieg procesu obciążania. Po szlifowaniu powtórzono pomiar chropowatości powierzchni. Próbkę po szlifowaniu oznaczono dodając litery „g”. W tabeli 7.6 przedstawiono oznaczenia próbek, sposób obróbki oraz parametry chropowatości profilu.

Tabela 7.6. Oznaczenie próbek oraz wyniki pomiarów chropowatości powierzchni.

Nr próbki	Obróbka	Stan powierzchni	Ra [μm]	Rt [μm]	Sm [μm]
SMN24	stopowanie wielościeżkowe	surowa	110	421	2017
SMN26	stopowanie i nagniatanie wielościeżkowe	surowa	55	267	1770
SMN24sz	stopowanie wielościeżkowe	szlifowania	2.7	20.3	147
SMN26g	stopowanie i nagniatanie wielościeżkowe	szlifowanie	2.57	21	126
SMN21	stopowanie	surowy	4.02	34.7	160
SMN23	stopowanie i nagniatanie	surowy	2.26	21.1	230
SMN21g	stopowanie	szlifowania	1.67	12.3	95
SMN23g	stopowanie i nagniatanie	szlifowania	1.67	10.2	88
SMN27	natryskiwanie plazmowe	surowy	5.47	38.3	116
SMN27g	natryskiwanie plazmowe	szlifowania	3.87	28.7	155

### 7.2.3. Wyniki badań sztywności kontaktowej po obróbce hybrydowej z mikro-młoteczkowaniem

Wyniki pomiarów dla wszystkich próbek przedstawiono w formie wykresów zbliżenia  $a$  [μm] w funkcji nacisków nominalnych  $q$  [MPa]. Dodatkowo w tabeli 7.7. przedstawiono wartości liczbowe odkształceń całkowitych ( $a_1$ ,  $a_2$ ), sprężystych ( $a_{1sp}$ ,  $a_{2sp}$ ), plastycznych ( $a_{1pb}$ ,  $a_{2pi}$ ) dla maksymalnych nacisków zadanych w eksperymencie: 155 MPa i 270 MPa.

Uzyskane dane pozwoliły na obliczenie sztywności kontaktowej dla badanych powierzchni. Wartość sztywności kontaktowej obliczono według wzoru:

$$J = F / A_n y \quad [\text{N}/\text{mm}^2 \mu\text{m}]$$

gdzie:

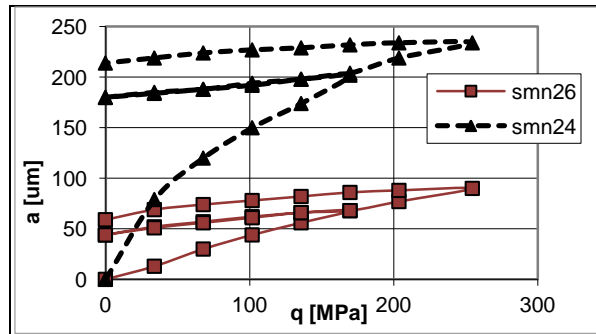
$F$  – siła normalna,

$A_n$  – powierzchnia nominalna,

$y$  – przemieszczenie powierzchni kontaktu w wyniku odkształceń nierówności,

$J$  – sztywność kontaktowa tj. naciski jednostkowe, które wywołują lokalne odkształcenie strefy kontaktu o 1 μm.





Rys.7.7. Przebieg procesu odkształcenia w funkcji nacisków nominalnych powierzchni po stopowaniu wielościęzkowym stali 0H18N9 Stellite 6 (próbka 24) i stopowaniu z jednoczesnym nagniataniem (próbka 26).

Tabela 7.7. Wartości odkształceń dla zadanych nacisków nominalnych.

Numer próbki	Odkształcenia przy naciskach nominalnych 155 MPa			Odkształcenia przy naciskach nominalnych 270 MPa			
	a1	a1sp	a1pl	a2	a2sp	a2pl	a2-a1
smn24	202	22	180	232	20	212	30
smn26	68	24	44	90	31	59	22
smn24g	29	18	10	39	29	10	10
smn26g	20	18	2	25	22	3	5
smn21	88	40	48	138	50	88	50
smn23	56	20	36	80	28	52	24
smn21g	24	14	10	40	28	12	16
smn23g	14	9	5	24	14	10	10
smn27	47	25	22	57	36	21	17
smn27g	31	24	7	40	28	12	9

Obliczono różnicę pomiędzy wartością maksymalnego zbliżenia dla nacisków 270 MPa i 155 MPa. Pozwoliło to na wyznaczenie przyrostowej sztywności kontaktowej w zakresie nacisków 155-270 MPa zgodnie ze wzorem:

$$j = \Delta F / A_n \Delta y \quad [\text{N/mm}^2 \mu\text{m}]$$

gdzie:

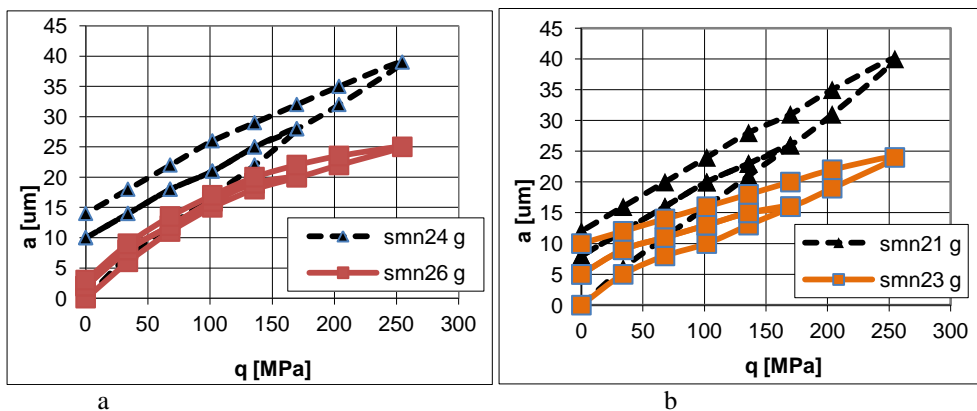
$\Delta F$  – różnica sił normalnych,

$\Delta y$  – przemieszczenie powierzchni kontaktu w wyniku odkształceń nierówności powierzchni pomiędzy obciążeniem nominalnym 155 a 270 MPa.

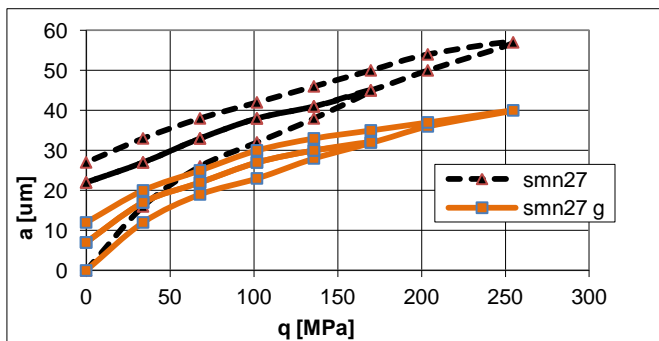
Wyniki obliczeń przedstawiono w tabeli 7.8.

Tabela 7.8. Wartości sztywności kontaktowej obliczone dla nacisków nominalnych 155 MPa i 270 MPa.

Numer próbki	Sztywność kontaktowa dla $q=155\text{MPa}$	Sztywność kontaktowa dla $q=270\text{MPa}$	Sztywność kontaktowa dla $q=155-270\text{MPa}$
smn24	0.8	1.2	3.8
smn26	2.3	3.0	5.2
smn24g	5.3	6.9	11.5
smn26g	7.8	10.8	23.0
smn21	1.8	2.0	2.3
smn23	2.8	3.4	4.8
smn21g	6.5	6.8	7.2
smn23g	11.1	11.3	11.5
smn27	3.3	4.7	6.8
smn27g	5.0	6.7	12.8



Rys.7.8. Przebieg procesu odkształcenia w funkcji nacisków nominalnych powierzchni po stopowaniu wielościeżkowym (próbka SMN24g) i OLM (próbka SMN26g; b – proces odkształcenia po stopowaniu dla pojedynczych ścieżek laserowych (próbka SMN21g) i OLM (próbka SMN23g), powierzchnie szlifowane.



Rys.7.9. Przebieg procesu odkształcenia w funkcji nacisków nominalnych powierzchni z warstwą Stellitu 6 naniesionego metodą natrysku plazmowego (próbka SMN27) powierzchnia szlifowana, (próbka SMN27g).

#### 7.2.4. Wnioski z badań

Analiza przebiegu odkształceń w funkcji nacisków nominalnych wykazuje, że dla wszystkich analizowanych przypadków powierzchnie po procesie nagniatania dynamicznego wykazują znacznie mniejsze odkształcenia całkowite i plastyczne przy kontakcie z przeciw-próbką. W przypadku powierzchni nieszlifowanych efekt ten związany jest przede wszystkim z mikrogeometrią powierzchni, która została opisana szczegółowo w rozdziale 6. W procesie nagniatania następuje przebudowa SGP, nierówności powierzchni mają mniejsze wysokości (parametr  $R_a$  około dwukrotnie mniejszy po obróbce hybrydowej) oraz korzystniejszy kształt, a zatem większa jest rzeczywista powierzchnia styku i mniejsze naciski rzeczywiste na pojedynczych nierównościach. Efekt ten jest szczególnie widoczny w przypadku próbek po stopowaniu wielościeżkowym próbek SMN24 i SMN26 rys.7.7. Odkształcenia plastyczne przy naciskach nominalnych 155 MPa dla próbki tylko stopowanej wynoszą 202  $\mu\text{m}$  a po nagniataniu 44  $\mu\text{m}$ . Dla wyższych obciążeń nominalnych – 270 MPa występuje podobna różnica wartości odkształceń: 212  $\mu\text{m}$  i 59  $\mu\text{m}$  dla próbki po obróbce hybrydowej.

Proces szlifowania pozwolił na uzyskanie podobnej struktury geometrycznej powierzchni dla powierzchni po obróbce hybrydowej, stopowaniu laserowym i warstwy Stellitu wytworzonego metodą natrysku plazmowego, wysokości i kształt nierówności są zbliżone dla wszystkich próbek. Badając w tym przypadku proces odkształcania powierzchni pod wpływem nacisków kontaktowych można wnioskować o różnicach własności sprężystych i plastycznych materiału warstwy stopowanej i stopowanej z nagniataniem. Dla próbek po stopowaniu wielościeżkowym można stwierdzić prawie pięciokrotnie mniejsze odkształcenia

plastyczne po obróbce hybrydowej ( $3\ \mu\text{m}$ ) przy obciążeniu  $270\ \text{MPa}$  niż tylko po stopowaniu wielościeżkowym ( $14\ \mu\text{m}$ ). Mniejsze różnice odkształceń kontaktowych występują dla próbek z pojedynczymi ścieżkami laserowymi, chociaż i w tym przypadku mniejsze odkształcenia plastyczne i całkowite występują dla próbek po OLM. Różnice w przebiegu procesu odkształcania kontaktowego próbek po stopowaniu wielościeżkowym i pojedynczych ścieżek wynikają z różnego stopnia zgniotu warstwy wierzchniej. W przypadku obróbki przez skanowanie powierzchni stopień zgniotu jest większy na skutek wielokrotnego nagniatania powierzchni w niższej temperaturze przy wykonywaniu kolejnych ścieżek laserowych.

Analizując obliczone wartości sztywności kontaktowej można stwierdzić, że zarówno dla nacisków nominalnych  $155\ \text{MPa}$  jak i  $270\ \text{MPa}$  najwyższą sztywność kontaktową mają powierzchnie szlifowane po obróbce hybrydowej. Dla pojedynczych ścieżek sztywność kontaktowa wynosi  $11\ \text{MPa}/\mu\text{m}$ , a dla obróbki wielościeżkowej  $7.8\ \text{MPa}/\mu\text{m}$  i  $10.8\ \text{MPa}/\mu\text{m}$  odpowiednio dla obu wartości nacisków. W stosunku do warstwy Stellite 6 naniesionego metodą natrysku plazmowego jest to prawie dwukrotnie wyższa wartość. Dla próbek nieszlifowanych nieznacznie wyższą sztywność kontaktową mają próbki z warstwą Stellite 6 natryskiwanego plazmowo w stosunku do warstwy wierzchniej po obróbce laserowej i hybrydowej, co związane jest z korzystniejszą SGP tej warstwy.

W przypadku przyrostowej sztywności kontaktowej podobnie jak dla nacisków nominalnych  $155$  i  $270\ \text{MPa}$  stwierdzono około dwukrotnie wyższe wartości sztywności kontaktowej dla próbek po obróbce hybrydowej w stosunku do próbek tylko stopowanych laserowo. Najwyższe wartości sztywności kontaktowej uzyskano dla próbki po wielościeżkowej obróbce hybrydowej powierzchni szlifowanej, wynosi ona  $23\ \text{MPa}/\mu\text{m}$ .

Przeprowadzone badania wykazały, że obróbka hybrydowa w znaczący sposób podnosi sztywność kontaktową w stosunku do warstw tylko stopowanych laserowo. Proces nagniatania powoduje przebudowę WW – zmniejszenie wysokości chropowatości i falistości powierzchni oraz umocnienie warstwy wierzchniej na skutek zgniotu powierzchniowego. Konsekwencją tego jest dominacja odkształceń sprężystych warstwy wierzchniej wskutek oddziaływania nacisków kontaktowych. Obróbka laserowo-mechaniczna może w znaczący sposób podnieść trwałość i jakość elementów maszyn.

### 7.3. Badania odporności na zużycie erozyjne po obróbce hybrydowej

Warstwy ze Stellitów oraz odznaczają się wysoką odpornością na zużycie ściernie i erozyjne [221] i stosowane są z powodzeniem w warunkach eksploatacyjnych wymagających podwyższonych własności. Zużycie erozyjne jest to niszczenie materiału na skutek dynamicznego oddziaływania ziarna ściernego. Występuje ono na skutek odkształceń plastycznych i procesu mikro-skrawania w zależności warunków procesu. Przebieg erozji zależy od własności warstwy wierzchniej materiału, jej mikrostruktury, twardości i chropowatości powierzchni, oraz warunków przebiegu procesu takich jak: kształt, wielkość i masa ziarna, kąta padania strumienia zawiesiny na powierzchnię oraz prędkości cząstek [218]. Generalnie przyjmuje się, że przy małych kątach padania ziarna ściernego 10-30° na powierzchnię, dominującym mechanizmem jest mikro-skrawanie cząstek ściernych i o odporności na erozję decydują głównie własności plastyczne warstwy wierzchniej. Przy kątach oddziaływania zbliżonych do 90° dominują wykruszenia wówczas czynnikiem decydującym o przebiegu procesu jest kruchość WW [218, 220].

Odporność tych materiałów na zużycie i erozję zapewnia im odpowiednio dobrany skład chemiczny: wysoka zawartość takich pierwiastków jak Cr, Co, Ni. Mikrostruktura materiału składa się z plastycznej osnowy i drobnodispersyjnych faz umacniających w postaci bardzo twardych wydzieleni głównie węglików. Oprócz mikrostruktury materiału i jego składu chemicznego głównymi czynnikami decydującymi o odporności na erozję są twardość i jednorodność warstwy wierzchniej. Lokalne niejednorodności mikrostruktury, pory, pęknięcia oraz twarde wtrącenia powodują koncentrację naprężeń i lokalne przekroczenie granicy plastyczności, co może prowadzić do powstawania mikropęknięć i wykruszeń fragmentów materiału. WW Stellitu 6 wytworzone z zastosowaniem wiązki laserowej odznaczają się wysoką odpornością erozyjną na działanie wodnej zawiesiny SiO<sub>2</sub> [218]. Stwierdzono, że odporność ta zależy od warunków procesu erozji, a przede wszystkim od prędkości i kąta padania zawiesiny ścierniej na powierzchnię. Największe ubytki erozyjne stwierdzono dla stopowania laserowego stali 13Cr-4Ni Stelitem 6 przy kątach padania ziarna około 90°. Dominującym mechanizmem było wykruszanie materiału.

Ze względu na dużą liczbę czynników wpływających na erozję, teoretyczne określenie przebiegu procesu zużycia jest niemożliwe. Proces nagniatania, jak wykazały wcześniej przedstawione wyniki badań własnych w rozdziale 4, prowadzi do wzrostu twardości, umocnienia i zmian mikrostruktury WW. Wszystkie te czynniki

powinny korzystnie wpływać na przebieg procesu erozji. Jednak badania stanu WW prowadzone były lokalnie w małych, losowo wybranych obszarach warstwy wierzchniej natomiast proces erozji występuje zwykle na dużych powierzchniach i lokalne niejednorodności mikrostruktury, stopnia zgniotu, naprężeń WW mogą powodować spadek odporności na erozję. Podjęto badania eksperymentalne, które pozwolą na określenie wpływu OLM na odporność na zużycie erozyjne. Badania przeprowadzono w warunkach, dla których spodziewany jest [218] najmniej korzystny przebieg procesu erozji tj. przy kącie padania ziarna ściernego na powierzchnię  $90^\circ$ .

### 7.3.1. Stanowisko do badań zużycia erozyjnego.

Badania odporności na zużycie erozyjne prowadzono na stanowisku znajdującym się na Politechnice Warszawskiej. Stanowisko ma kształt komory wyposażonej w tryskacz eżektorowy z dyszą o średnicy 10 mm, mieszalnik, system zasilania sprężonym powietrzem o ciśnieniu 5 barów oraz system wentylacyjny, mocowania próbek itp. Zużycie erozyjne przeprowadzono przy użyciu wodnej zawiesiny proszku SiC o wymiarze ziaren  $a = 42.5 - 46.5 \mu\text{m}$ , udział proszku wynosił 15%. Próbki umieszczono w odległości 100 mm od wylotu dyszy. Kąt padania zawiesiny ścierniej na badaną powierzchnię wynosił  $90^\circ$ . Przed badaniami wykonano specjalną osłonę, która zapewniała, że proces erozji przebiegał tylko w określonym obszarze. Na podstawie badań wstępnych dobrano czas próby tak, aby głębokość ubytku była mniejsza niż grubość wytworzonej podczas obróbki laserowo-mechanicznej warstwy wierzchniej. Ustalono czas próby na 90 s. Wszystkie badania przeprowadzono w identycznych warunkach.

Ubytek materiału wyznaczany był przy pomocy profilometru skaningowego. Mierzono obszary o wymiarach  $8 \times 4$  mm obejmujący fragment powierzchni osłoniętej w trakcie prób to jest niezużytej, którą przyjęto za powierzchnie odniesienia oraz obszar poddany działaniu erozji. Na podstawie pomiarów, wykorzystując funkcje programu TalyMap 4, wyznaczono średnią głębokość ubytku w badanym obszarze, objętość ubytku oraz przykładowe profile obejmujące powierzchnię poddanej próbie erozyjnej oraz powierzchnię odniesienia.

Badania odporności na zużycie erozyjne przeprowadzono dla próbek po wszystkich typach procesu nagniatania, dla których prowadzono eksperymenty. Do badań wytypowano próbki po obróbce hybrydowej wykonanej przy parametrach odpowiadających punktowi centralnemu eksperymentu planowanego.

Badania zostały przeprowadzone dla:

- stopowania laserowego stali 45 połączonego z nagniataniem ślizgowym (STS),
- stopowania laserowego stali 0H18N9 połączonego z mikro-młoteczkowaniem (SMN),
- stopowania laserowego stali 0H18N9 połączonego z nagniataniem tocznym (TNS).

Wyniki badań zostały porównane z odpornością na zużycie erozyjne następujących materiałów:

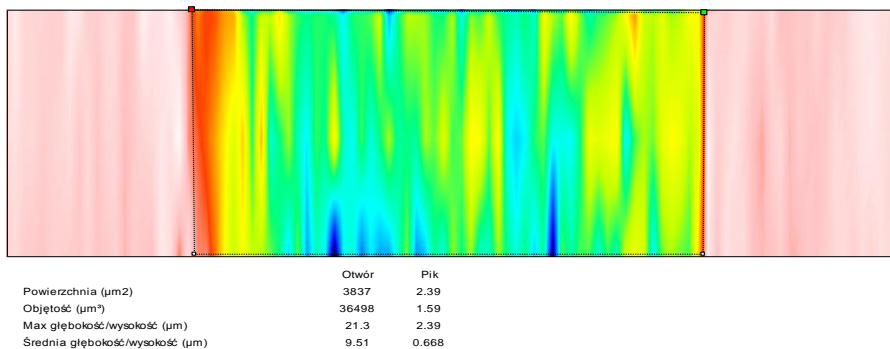
- warstwą po stopowaniu laserowym Stellitem 6,
- materiałem podłoża: stal 45, stal 0H18N9,
- pokryciem ze Stellitu 6 naniesionym metodą detonacyjną,
- pokryciem naniesionym metodą detonacyjną i nagniatanym na zimno przy parametrach identycznych jak przy obróbce hybrydowej.

W celu wyeliminowania wpływu chropowatości na wyniki badań wszystkie próbki przed badaniami zostały poddane docieraniu.

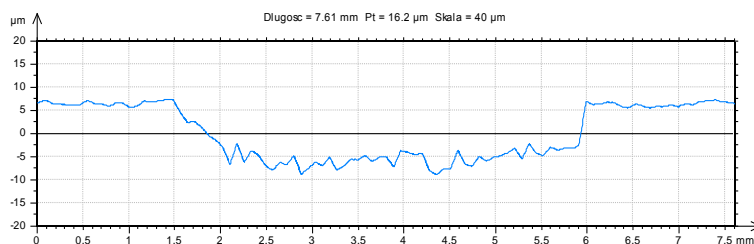
### **7.3.2. Wyniki badań odporności erozyjnej po obróbce hybrydowej dla różnych sposobów nagniatania**

#### *Zużycie erozyjne po stopowaniu z nagniataniem ślizgowym*

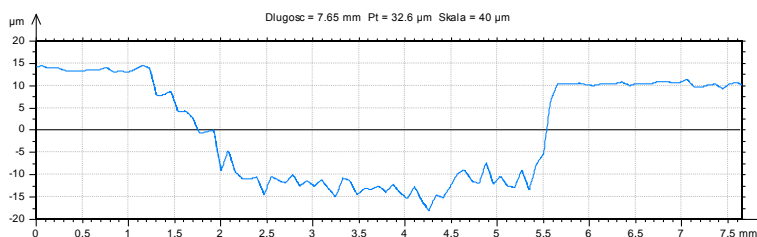
Próby przeprowadzono dla warstw wytworzonych przy parametrach obróbki laserowo-mechanicznej odpowiadającym punktowi centralnemu eksperymentu planowanego: siła  $F = 140$  N, prędkość posuwu 300 mm/min, odległość narzędzia od osi wiązki  $X = 5$  mm. W wyniku OLM uzyskano warstwę wierzchnią o twardości około 800 HV i grubości strefy zgniotu 0.3 mm. Jako materiał odniesienia przyjęto stal 45 w stanie normalizowanym oraz warstwę Stellitu 6 naniesionego metodą detonacyjną i nagniatanego ślizgowo na zimno. Na rysunku 7.10 przedstawiono przykładową mapę warstwicową powierzchni po obróbce hybrydowej poddanej próbie zużycia erozyjnego, a rysunki 7.11, 7.12 i 7.13 przedstawiają wybrane profile powierzchni obejmujący ubytek erozyjny i powierzchnię odniesienia.



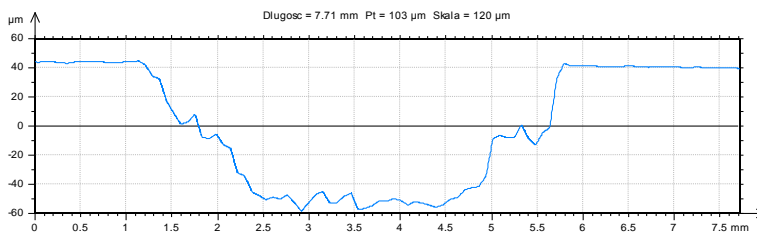
Rys.7.10. Mapa warstwicowa obszaru po zużyciu erozyjnym próbki po obróbce hybrydowej. Średnia głębokość ubytku dla badanego obszaru 9.5 µm, głębokość maksymalna 21 µm.



Rys.7.11. Profil WW po zużyciu erozyjnym; stal 45 stopowana Stellitem 6 i nagniatana ślizgowo  $F = 140$  N,  $V_f = 300$  mm/min  $X = 6$  mm, (STS16).



Rys.7.12. Profil WW po zużyciu erozyjnym pokrycia Stellitu 6 wytworzonego metodą detonacyjną, pokrycie nagniatane na zimno  $F = 140$  N,  $V_f = 300$  mm/min.



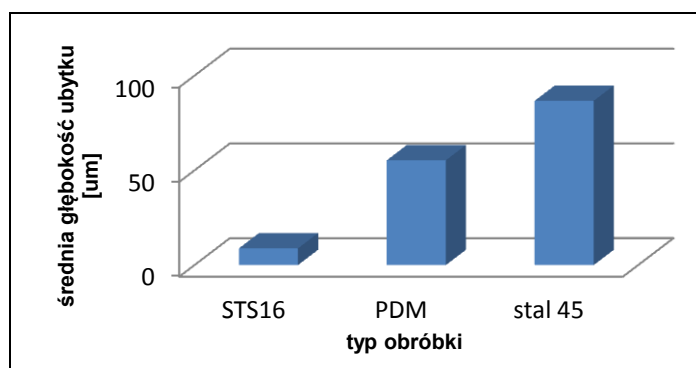
Rys.7.13. Profil WW po zużyciu erozyjnym stali 45 w stanie normalizowanym.



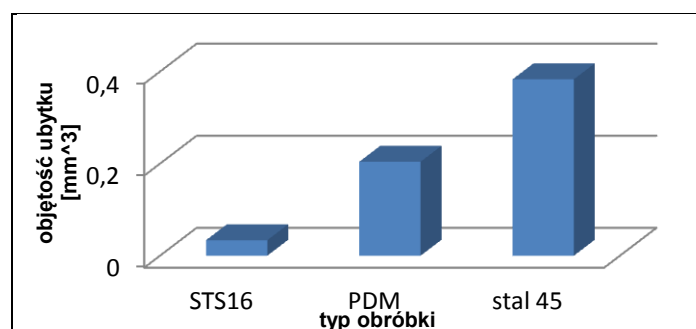
W tabeli 7.9 przedstawiono obliczone wartości średnich głębokości i objętości ubytków dla badanych powierzchni, a na rysunkach 7.14 i 7.15 wyniki przedstawiono graficznie.

Tabela 7.9. Średnie głębokości i objętości ubytków po zużyciu erozyjnym badanych materiałów.

Rodzaj obróbki	Symbol obróbki	Średnia głębokość ubytku [ $\mu\text{m}$ ]	Objętość ubytku [ $\text{mm}^3$ ]
Obróbka hybrydowa Stopowanie i nagniatanie ślizgowe	STS 16	8.8	0.0336
Powłoka detonacyjna Stellite 6 nagniatana	PDM	55.3	0.2041
Materiał podłoża	Stal 45	86.7	0.3832



Rys.7.14. Średnia głębokość ubytków po zużyciu erozyjnym dla stali 45, WW po stopowaniu stali 45 Stellite z nagniataniem ślizgowym – STS16, warstwa Stellite naniesiona plazmowo badanych materiałów -PDM.



Rys.7.15. Objętość ubytków materiału po zużyciu erozyjnym dla badanych materiałów; oznaczenia jak na rys.7.14.

Wyniki badań wykazują, że obróbka hybrydowa spowodowała znaczny wzrost odporności na zużycie erozyjne. W stosunku do pokrycia detonacyjnego uzyskano sześciokrotnie mniejsze głębokości i objętości ubytków po próbie zużycia. W stosunku do stali 45 wzrost ten jest jeszcze większy, obserwuje się około dziesięciokrotnie mniejsze ubytki materiału. Wysoka odporność na zużycie erozyjne po obróbce hybrydowej jest związana przede wszystkim z wysoką twardością warstwy wierzchniej (około 800 HV) i drobnoziarnistą, jednorodną mikrostrukturą materiału. W wyniku procesu nagniatania ślizgowego uzyskano umocnienie warstwy przy powierzchni o 26%. Pokrycie ze Stellitu 6 wytworzonego detonacyjnie charakteryzuje się niższą twardością (około 430 HV) oraz obecnością porów i niejednorodnościami mikrostruktury, które sprzyjają przyspieszeniu procesu zużycia erozyjnego. Największe zużycie erozyjne wykazywała stal 45 o strukturze ferrytyczno-perlitycznej. Jej twardość była najniższa (około 240 HV). Obecność ferrytu o niskiej twardości i małej odporności na zużycie powodowało szybki przebieg procesu erozji.

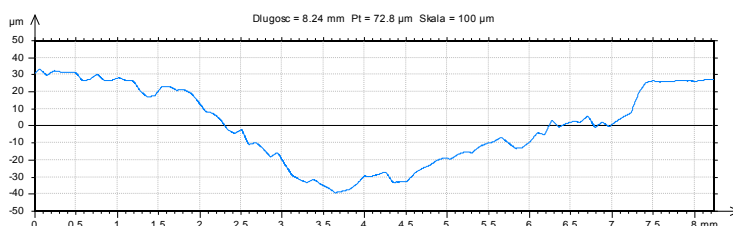
#### *Zużycie erozyjne po stopowaniu i mikro-młoteczkowaniu*

Odporność na zużycie erozyjne badano dla powierzchni po obróbce hybrydowej polegającej na stopowaniu stali 0H18N9 Stelitem 6 połączonej z nagniataniem dynamicznym. Próby przeprowadzono dla warstw wytworzonych przy trzech różnych zestawach parametrów obróbki laserowo-mechanicznej. Tabela 7.10 zawiera parametry obróbki hybrydowej, oznaczenia próbek oraz grubość uzyskanej strefy zgniotu. Do badań wytypowano próbki po OLM przy różnych parametrach procesu nagniatania, konsekwencją były różne grubości strefy umocnionej i stopień zgniotu powierzchniowego. Temperatura w strefie obróbki dla próbek SMN 4 i SMN15 wynosiła około 500-600 K, a grubość strefy zgniotu  $G_z = 1.2$  mm i stopień umocnienia przy powierzchni  $\Delta HV = 74\%$  (SMN4), 0.88 mm i 74% (SMN15) oraz dla SMN13  $G_z = 0.77$  mm,  $\Delta HV = 54\%$ . Procedura badań była identyczna jak w przypadku OLM z nagniataniem ślizgowym.

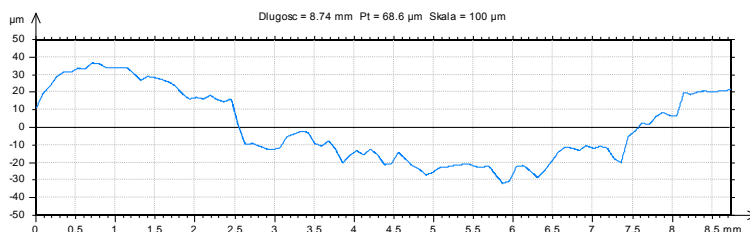
Na rysunkach 7.16-18 przedstawiono przykładowe profile powierzchni po teście na zużycie erozyjne dla badanych próbek. W centralnej części widoczny jest ubytek materiału po zużyciu erozyjnym, z boków powierzchnia niezużyta, przyjęta, jako powierzchnia odniesienia. Głębokość ubytku dla próbki SMN4 jest niejednorodna, maksymalna głębokość wynosi około 60  $\mu\text{m}$ , natomiast wartość średnia głębokości ubytku około 20  $\mu\text{m}$ . Zbliżone wyniki uzyskano również dla próbek SMN13 i SMN15, przykładowe profile zamieszczono poniżej.

Tabela 7.10. Parametry obróbki hybrydowej-stopowania stali 0H18N9 Stellitem 6 i nagniatania dynamicznego, oznaczenia próbek oraz grubość uzyskanej strefy zgniotu.

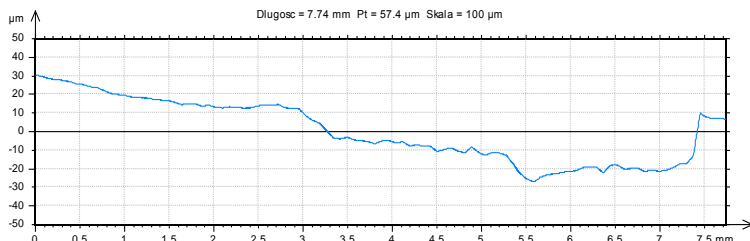
Nr	Parametry obróbki			Grubość strefy zgniotu [mm]
	$V_{obr}$ [ob. r/min]	$V_f$ [mm/min]	X [mm]	
SMN4	5950 $\mu$	570	6	0.7
SMN13	5000	360	5	0.65
SMN15	5000	360	7	0.4



Rys.7.16. Profil WW po zużyciu erozyjnym próbki SMN4 po obróbce hybrydowej. Parametry procesu w tabeli 7.10.

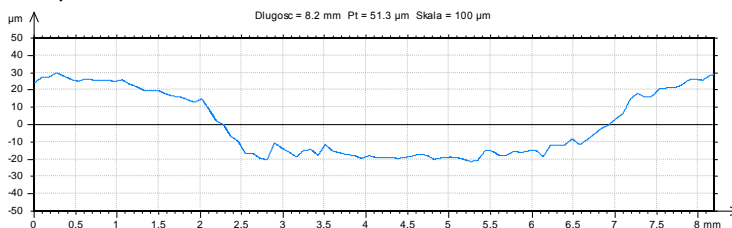


Rys.7.17. Profil WW po zużyciu erozyjnym próbki SMN13 po obróbce hybrydowej. Średnia głębokość 18.7  $\mu\text{m}$ , głębokość maksymalna 50  $\mu\text{m}$ .



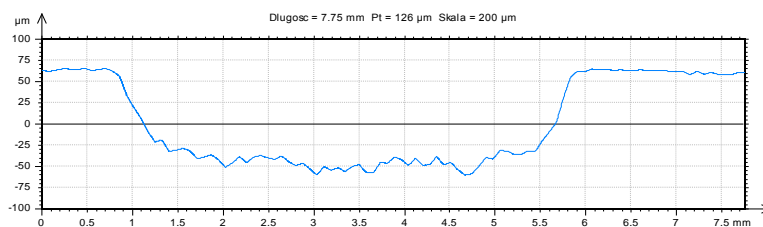
Rys.7.18. Profil WW po zużyciu erozyjnym próbki SMN15 po obróbce hybrydowej. Średnia głębokość 16.2  $\mu\text{m}$ , głębokość maksymalna 30  $\mu\text{m}$ .

Badania odporności na zużycie ściernie przeprowadzono również dla próbki po stopowaniu laserowym stali 0H18N9 Stelitem 6 przy prędkości posuwu 360 mm/min. Rysunek 7.19 przedstawia przykładowy profil obejmujący powierzchnię po erozji i powierzchnie odniesienia. Średnia głębokość ubytku wynosi 20.4 a maksymalna 45  $\mu\text{m}$ .

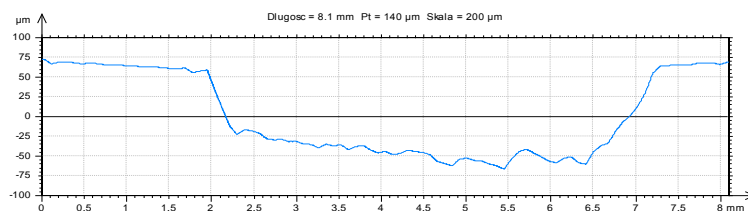


Rys.7.19. Profil WW wskutek zużycia erozyjnego stali 0H18N9 po stopowaniu laserowym Stelitem 6,  $V_f = 360$  mm/min,  $P = 2$  kW,  $d = 3$  mm.

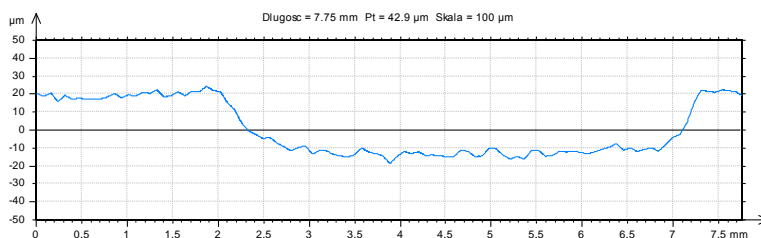
Odporność na zużycie erozyjne po obróbce hybrydowej była porównywana również do odporności warstw Stelitu 6 naniesionego metodą detonacyjną. Badane były dwa stany powierzchni: tylko po docieraniu oraz nagniataniu na zimno i docieraniu. Na rysunkach 7.20, 7.21, 7.22 zamieszczono wybrane profile powierzchni. Ubytek warstw Stelitu 6 jest wyraźnie większy niż dla próbek stopowanych i po obróbce hybrydowej.



Rys.7.20. Profil WW po zużyciu erozyjnym warstwy Stelitu 6 naniesionego metodą detonacyjną, średnia głębokość 82  $\mu\text{m}$ , głębokość maksymalna około 110  $\mu\text{m}$ .



Rys.7.21. Profil WW po zużyciu erozyjnym warstwy Stelitu 6 naniesionego metodą detonacyjną i nagniatanego, średnia głębokość 57  $\mu\text{m}$ , maksymalna około 120  $\mu\text{m}$ .

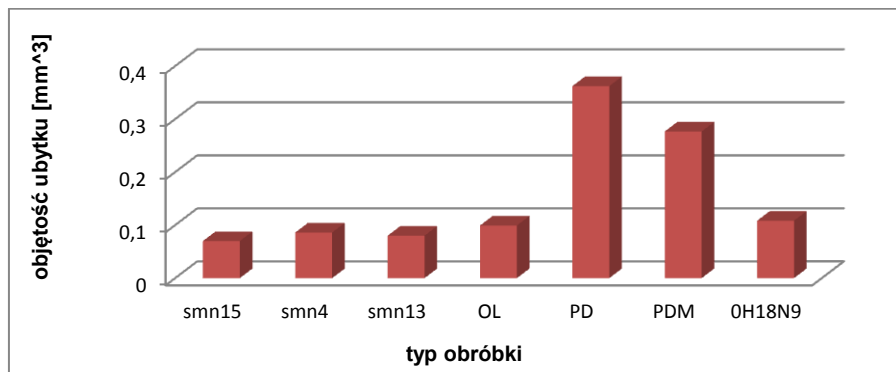


Rys.7.22. Profil WW po zużyciu erozyjnym stali 0H18N9, średnia głębokość 23  $\mu\text{m}$ , głębokość maksymalna około 40  $\mu\text{m}$ .

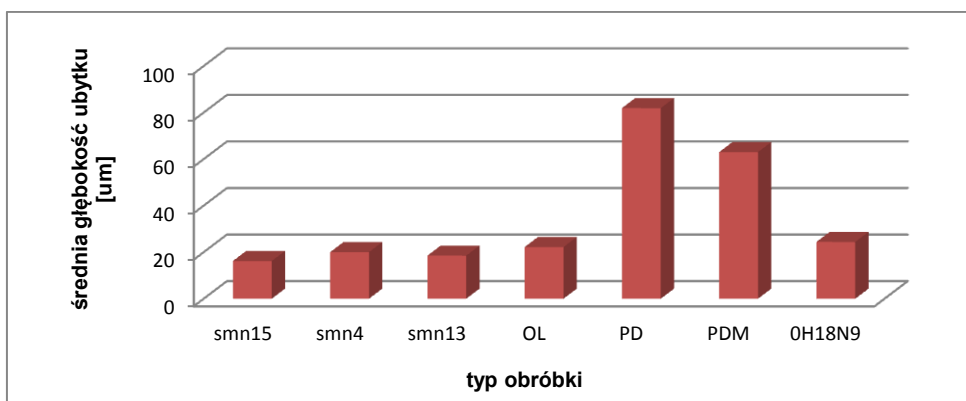
Przedstawione wyniki badań wskazują na wyraźne różnice głębokości i objętości badanych ubytków erozyjnych w warstwach wierzchnich po różnych typach obróbek. We wszystkich analizowanych przypadkach głębokości ubytków były mniejsze niż grubość wytworzonych warstw wierzchnich. W celu analizy ilościowej dla każdej powierzchni mierzone były trzy obszary, z których następnie obliczano wartość średnią głębokości i objętość ubytku przypadająca na  $1 \text{ mm}^2$ . Pozwoliło to na porównanie wyników odporności na zużycie erozyjne. W tabeli 7.11 przedstawiono wartości głębokości i objętości ubytków po próbie zużycia erozyjnego dla wszystkich badanych powierzchni, a na rysunkach 7.23 i 7.24 graficzną interpretację wyników.

Tabela 7.11. Średnie głębokości i objętości ubytków po zużyciu erozyjnym badanych materiałów.

Rodzaj obróbki	Symbol obróbki	Średnia głębokość ubytku [ $\mu\text{m}$ ]	Objętość ubytku [ $\text{mm}^3$ ]
Stopowanie laserowe	OL	22.2	0.0992
Obróbka hybrydowa	SMN15	16.2	0.0699
Obróbka hybrydowa	SMN4	20.0	0.0860
Obróbka hybrydowa	SMN13	18.5	0.0800
Materiał bez obróbki	0H18N9	24.4	0.1083
Powłoka detonacyjna	PD	81.9	0.3621
Powłoka detonacyjna nagniatana	PDM	63.0	0.2766



Rys.7.23. Średnie objętości ubytków po zużyciu erozyjnym dla różnych typów obróbek: SMN15, 4, 13 obróbka hybrydowa parametry tabela 7.1; OL- stopowanie laserowe stali 0H18N9 Stellite 6, PD- warstwa Stellite 6 naniesiona detonacyjnie, PDM – warstwa Stellite 6 naniesiona detonacyjnie i nagniatana, 0H18N9 – stal bez obróbki.



Rys.7.24. Średnia głębokość ubytków po zużyciu erozyjnym po różnych typach obróbek powierzchniowych. Oznaczenia jak na rys.7.23.

Przeprowadzone badania wykazały, że największą odporność na zużycie erozyjne w badanych warunkach mają powierzchnie po obróbce hybrydowej (rys.7.24). Średnie głębokości ubytków wynoszą 16,2 – 20 μm. Różnice głębokości i objętości ubytków pomiędzy badanymi próbkami są stosunkowo niewielkie. Najwyższą odporność na erozję wykazała próbka SMN15 po nagniataniu w następujących warunkach:  $X = 7$  mm,  $V_{obr} = 5000$  obr/min,  $V_f = 360$  mm/min. Przy tych parametrach OLM uzyskano najwyższą mikrotwardość przy powierzchni 650 HV i umocnienie materiału w skutek nagniatania rzędu 74%. Dla próbki SMN13 stwierdzono niższą twardość i umocnienie na skutek zgniotu

powierzchniowego odpowiednio 540 HV i 54%. Wzrost twardości WW i umocnienia zgniotem powierzchniowym wpłynął na wzrost odporności na erozję. Największe ubytki erozyjne stwierdzono dla próbki SMN4 nagniatanej z największą siłą oraz przy większej prędkości posuwu 560 mm/min. Przy tych parametrach OLM stwierdzono największą głębokość umocnienia materiału – 1.2 mm, twardość i stopień umocnienia przy powierzchni wynosił odpowiednio 610 HV i 74%. Największa siła nagniatająca i niższa temperatura obróbki oraz mniejszy stopień pokrycia śladów obróbki mechanicznej związany z wyższą prędkością posuwu, mogły powodować duże lokalne koncentrację naprężeń wokół twardych wydzielań węglkowych i mniejszą jednorodność WW, co sprzyjało spadkowi odporności na zużycie erozyjne w stosunku do próbki SMN15, dla której uzyskano zbliżoną twardość i stopień zgniotu.

Próbka po stopowaniu laserowym stali 0H18N9 Stellitem 6 wykazywała nieznacznie większy ubytek po próbie erozyjnej niż po obróbce hybrydowej, średnia głębokość ubytku wynosiła 22.2  $\mu\text{m}$ . Duża odporność erozyjna warstwy stopowanej laserowo wynika z korzystnej mikrostruktury materiału, drobnych dendrytów i obecności bardzo drobnych wydzielań węglkowych umacniających materiał osnowy. Mikrotwardość WW wynosi około 360 HV. Brak mikropęknięć i porów, duża jednorodność materiału podnosi odporność na erozyjne warstwy Stellitu stopowanego laserowo w stosunku do Stellitu naniesionego detonacyjnie.

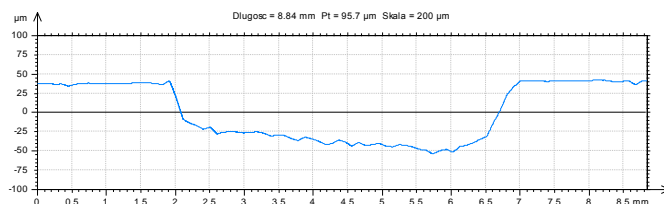
Zbliżoną odporność erozyjną wykazała również stal 0H18N9. Średnia głębokość ubytku wynosiła 24.2  $\mu\text{m}$ . Związane jest to z dużą jednorodnością i plastycznością materiału tego materiału pomimo stosunkowo niskiej twardości.

Największe ubytki stwierdzono dla warstw naniesionych detonacyjnie, średnia głębokość ubytku po próbie erozyjnej wynosiła 82  $\mu\text{m}$ . Po nagniataniu stwierdzono poprawę odporności na zużycie erozyjne, średnia głębokość ubytku wynosiła 63  $\mu\text{m}$ . Stosunkowo mała odporność tych warstw związana jest dużą porowatością i ich niejednorodnością. W trakcie prób wykruszeniu ulegały duże fragmenty materiału pokrycia, co znacznie przyspieszało proces erozji.

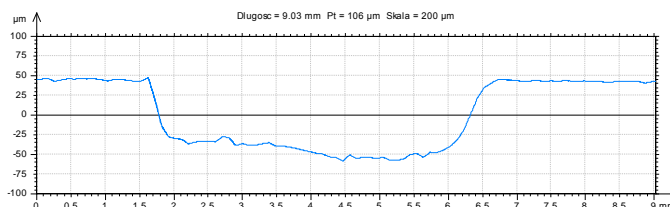
#### *Zużycie erozyjne po stopowaniu i nagniataniu tocznym*

Odporność na zużycie erozyjne badano dla powierzchni po obróbce hybrydowej polegającej na stopowaniu stali 0H18N9 Stellitem 6 połączonej z nagniataniem tocznym. Próby przeprowadzono dla warstw wytworzonych przy parametrach obróbki laserowo-mechanicznej odpowiadającym punktowi centralnemu eksperymentu planowanego:  $F = 400 \text{ N}$ ,  $V_f = 360 \text{ mm/min}$ ,  $X = 5 \text{ mm}$ . Jako powierzchnię odniesienia przyjęto warstwę Stellitu 6 naniesionego metodą

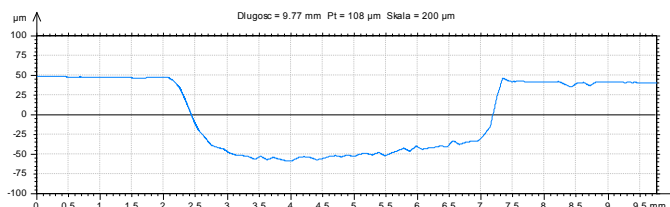
detonacyjną i nagniatanego ślizgowo na zimno. Na rysunkach 7.25 – 7.29 przedstawiono przykładowe profile powierzchni po obróbce hybrydowej, stopowaniu laserowym i dla powłoki detonacyjnej docieranej i nagniatanej poddanej próbie zużycia erozyjnego. Tabela 7.12 zawiera obliczone wartości średnich głębokości i objętości ubytków dla badanych powierzchni, a na rysunkach 7.30 i 7.31 wyniki przedstawiono graficznie.



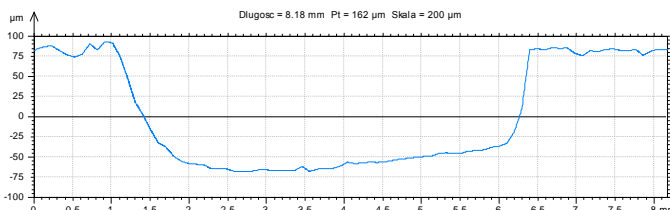
Rys.7.25. Profil WW po zużyciu erozyjnym próbki TNS12 stal 0H18 N9 stopowana Stellitem 6 i nagniatana tocznie przy parametrach  $V_f = 360$  mm/min,  $F = 400$  N,  $X = 5$  mm.



Rys.7.26. Profil WW po zużyciu erozyjnym próbki TNS13 po stopowaniu i nagniataniu tocznym.  $V_f = 360$  mm/min,  $F = 400$  N,  $X = 5$  mm.

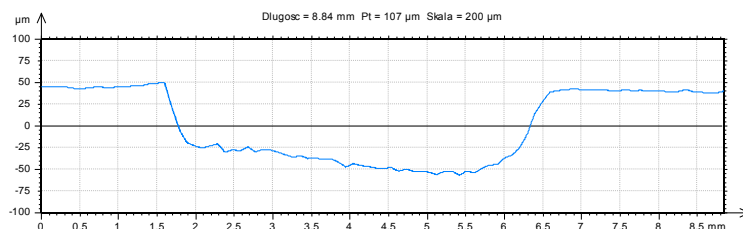


Rys.7.27. Profil WW po zużyciu erozyjnym ,stopowanie laserowe stali 0H18 N9 Stellitem 6.



Rys.7.28. Profil WW po zużyciu erozyjnym pokrycie Stellite 6 naniesione metodą detonacyjną.

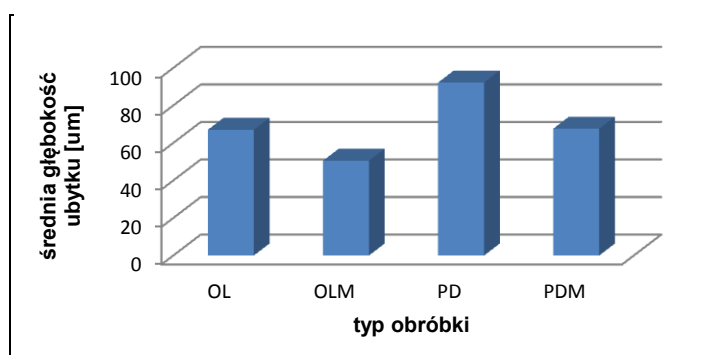




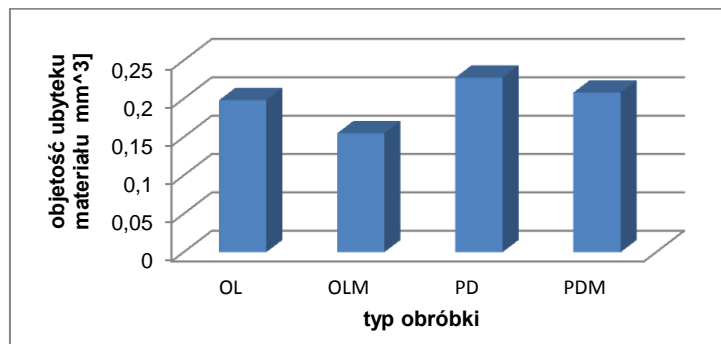
Rys.7.29. Profil WW po zużyciu erozyjnym, pokrycie Stellite 6 naniesione metodą detonacyjną i nagniatane tocznie.

Tabela 7.12. Średnie głębokości i objętości ubytków po zużyciu erozyjnym badanych materiałów.

Rodzaj obróbki	Symbol obróbki	Średnia głębokość ubytku [ $\mu\text{m}$ ]	Objętość ubytku [ $\text{mm}^3$ ]
Stopowanie laserowe	OL	67.0	0.1982
Obróbka hybrydowa	OLM	50.5	0.1550
Powłoka detonacyjna	PD	92.2	0.2276
Powłoka detonacyjna nagniatana	PDM	67.6	0.2081



Rys.7.30. Średnia głębokość ubytków materiału po zużyciu erozyjnym badanych materiałów. OL- stopowanie laserowe stali 0H18N9 Stellite6, OLM- obróbka hybrydowa,  $F = 400 \text{ N}$ ,  $V_f = 360 \text{ mm/min}$ ,  $X = 5 \text{ mm}$ . PD- warstwa Stellite 6 naniesiona detonacyjnie, PDM – warstwa Stellite 6 naniesiona detonacyjnie i nagniatana.

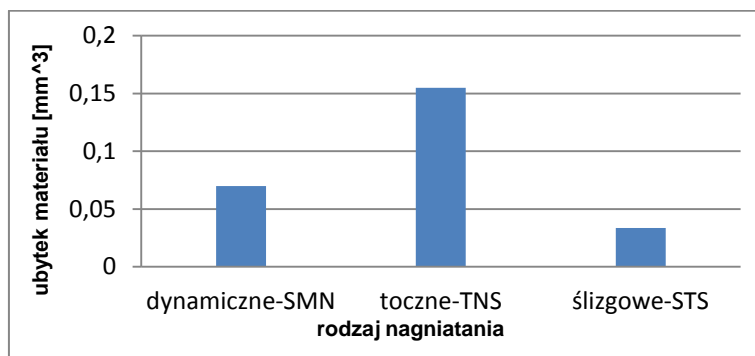


Rys.7.31. Objętość ubytków materiału po zużyciu erozyjnym dla różnych materiałów. Oznaczenia jak na rys.7.30.

OLM spowodowała wzrost odporności na erozję w stosunku do stopowania laserowego o około 20% i powłoki naniesionej detonacyjnie o około 30%. W stosunku do warstw po nagniataniu ślizgowym i dynamicznym wzrost odporności na erozję jest mniejszy. Związane jest to z innymi warunkami zarówno procesu nagniatania jak i stopowania stali. Warstwa po stopowaniu laserowym ma większą grubość przetopienia, co powoduje niższą koncentrację pierwiastków stopujących w WW i związaną z tym niższą twardością materiału. Mikrotwardość po stopowaniu laserowym w tym przypadku wynosiła około 320 HV. Również proces nagniatania wywoływał mniejsze umocnienie materiału warstwy wierzchniej około 16% niż w przypadku nagniatania ślizgowego i dynamicznego.

### 7.3.3. Analiza wyników

Przeprowadzone badania odporności na zużycie erozyjne wykazały, że dla wszystkich analizowanych przypadków powierzchnie po obróbce hybrydowej łączącej proces przetapiania warstwy wierzchniej z nagniataniem powierzchniowym w podwyższonej temperaturze wykazują najlepszą odporność na erozję w badanych warunkach. Na rysunku 7.32 zestawiono wyniki ubytków materiału dla badanych typów obróbek hybrydowych.



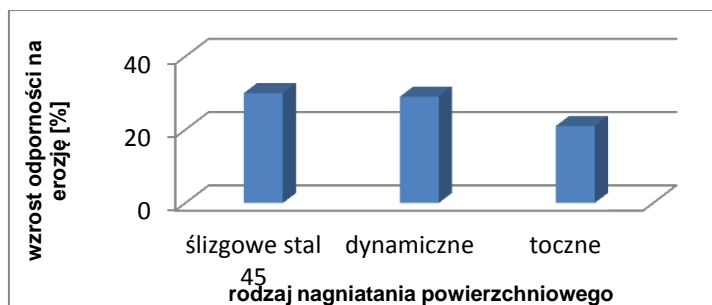
Rys.7.32. Objętości ubytków materiału po próbie zużycia erozyjnego dla różnych typów obróbek hybrydowych.

Najmniejsze ubytki erozyjne stwierdzono dla powierzchni stali 45 po stopowaniu Stellitem 6 i nagniataniu ślizgowym. W tym przypadku warstwa wierzchnia charakteryzuje się wysoką twardością około 800 HV, drobnoziarnistą, jednorodną mikrostrukturą wolną od pęknięć i porów. Przyrost mikrotwardości wywołanej zgniotem wynosił około 30% przy powierzchni, a grubość strefy zgniotu 0.3 mm dla badanych powierzchni. Proces erozji obejmował płytką strefę przy powierzchni o największym stopniu zgniotu. Analiza topografii powierzchni po erozji wskazuje, że zużycie było jednorodne w całym badanym obszarze i dominowało wykruszanie małych fragmentów materiału.

Stopowanie laserowe stali 0H18N9 Stellitem 6 i mikro-młoteczkowanie spowodowało wzrost odporności na erozję w stosunku do warstw tylko stopowanych laserowo o 27%, a więc o wartość zbliżoną jak dla nagniatania ślizgowego. Wielkości ubytków erozyjnych są jednak w tym przypadku większe niż dla nagniatania ślizgowego stali 45 stopowanej Stellitem. Jest to związane głównie z różnicami składu chemicznego i fazowego badanych materiałów, niższą koncentracją pierwiastków stopujących w stosunku do stopowania stali 45, niższą twardością oraz różnicami w mikrostrukturze materiału warstwy wierzchniej. Analiza topografii powierzchni wykazała, że głębokości ubytków nie są jednakowe w całym obszarze erozji, co może być związane z mniejszą jednorodnością materiału po nagniataniu dynamicznym niż w przypadku nagniatania ślizgowego. Chropowatości powierzchni po zużyciu erozyjnym są mniejsze niż dla obróbki hybrydowej stali 45, jest to związane z odkształceniami plastycznymi materiału na skutek oddziaływania cząstek z powierzchnią.

Najniższą odporność erozyjną z badanych warstw hybrydowych, wykazywała stal 0H18N9 stopowana Stellitem 6 i nagniatana tocznie. Również w tym przypadku stwierdzono wzrost odporności na erozję w stosunku do warstw stopowanych laserowo o 22%. Wyższe zużycie erozyjne w stosunku do próbek serii SMN, które były również stopowane Stellitem 6 tłumaczy mniejsza koncentracja pierwiastków stopowych i związana z tym niższa twardość warstw po stopowaniu laserowym dla próbek z serii TNS (410 HV), które były następnie nagniatane tocznie. Dla serii SMN uzyskano twardość 650 HV. Głębokości ubytków są równomierne, a chropowatość powierzchni po erozji niska.

Przeprowadzono analizę przyrostów odporności na zużycie erozyjne w stosunku do warstw stopowanych laserowo o tym samym składzie chemicznym. Względne procentowe zmiany średnich objętości ubytków erozyjnych powierzchni po obróbce hybrydowej w stosunku do stopowania laserowego dla badanych typów nagniatania powierzchniowego przedstawiono na rysunku 7.33. Największy wzrost 30% uzyskano dla próbek nagniataniu ślizgowy stali 45 stopowanej Stellitem, zbliżony przyrost odporności na erozję – 29% stwierdzono dla nagniatania dynamicznego, najniższy dla nagniatania tocznego o najmniejszym stopniu zgniotu i twardości WW.



Rys.7.33. Względne, procentowe zmiany średnich objętości ubytków erozyjnych powierzchni po obróbce hybrydowej w stosunku do stopowania laserowego dla badanych typów nagniatania powierzchniowego.

Dla wszystkich typów obróbek laserowo-mechanicznych stwierdzono wzrost odporności na zużycie erozyjne w stosunku do warstw stopowanych laserowo oraz naniesionych metodą detonacyjną. Efekt ten związany jest z korzystną mikrostrukturą WW po OLM, charakteryzującej się dużą jednorodnością, brakiem pęknięć i porów oraz zgniotem powierzchniowym wywołanym procesem nagniatania. Stopień zgniotu powierzchniowego wpływa na odporność na erozję. Korzystne wyniki uzyskano w warunkach, w których dominującym mechanizmem erozji jest wykruszanie

materiału. Zgodnie z wnioskami z pracy [218] lepszych efektów należy spodziewać się, gdy na zużycie erozyjne materiału ma wpływ proces mikro- skrawania, a także dla przypadku obróbki wielościeżkowej OLM charakteryzującej się większym i bardziej jednorodnym zgniotem powierzchniowym. Opracowana obróbka może być stosowana w przypadku, gdy wymagana jest wysoka odporność na erozję.

## 7.4. Badania odporności na zużycie ściernie po obróbce hybrydowej

Odporność na ścieranie pary trybologicznej zależy z jednej strony od stanu WW i rodzaju materiałów obu współpracujących powierzchni a z drugiej strony od warunków procesu tarcia, takich jak wartość nacisku, rodzaj ośrodka, prędkość ruchu itp. Wyniki uzyskiwane różnymi metodami nie są porównywalne i nie można je bezpośrednio przenosić na właściwości użytkowe konkretnego elementu maszyny. Z natury swojej mają one charakter porównawczy w ramach jednej metody, a w niektórych przypadkach tylko w przypadku stosowania takich samych warunków badań. Dotychczas nie wytypowano podstawowego wskaźnika odporności na ścieranie, do którego można byłoby odnosić wyniki badań uzyskiwane różnymi metodami. W związku z tym, w celu oceny odporności na ścieranie przeprowadzono badania dwoma metodami Savin'a oraz pin on disk. Realizowano je, jako badania porównawcze między szlifowaną nieulepszoną laserowo powierzchnią materiału a powierzchnią ulepszoną przez stopowanie laserowe oraz OLM. Wyniki badań zostały opublikowane w pracy [223].

### 7.4.1. Metody badań

**Metoda Savina** traktowana jest jako klasyczna metoda ścierna ze stałą siłą nacisku podczas całej próby. Próba ta polega na wycieraniu śladu na powierzchni badanej za pomocą krążka z węgliku spiekanego o średnicy  $\phi = 30$  mm i szerokości  $b = 2.5$  mm, dociskanego siłą 150 N, obracającego się ze stałą prędkością. W czasie próby strefa tarcia jest chodzona wodą z inhibitorem korozji. Badania przeprowadzono dla następujących próbek:

- stal 45 normalizowana,
- stal 45 nagniatana ślizgowo,
- stal 45 stopowana Stellitem 6,
- stal 45 po OLM- stopowana Stellitem 6 i nagniatana ślizgowo.

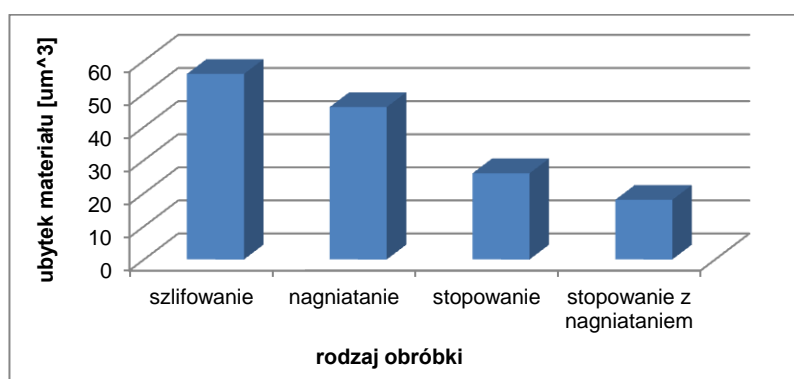
Nagniatanie ślizgowe prowadzone było przy następujących parametrach:  $F = 100$  N,  $V_{obr} = 550$  obr/mm,  $X = 6$  mm. Próby zużycia prowadzono w identycznych

warunkach dla wszystkich powierzchni. Wykonano po 5 prób dla każdego przypadku. W tabeli 7.13 przedstawiono wartości średnie ubytków materiału.

Tabela.7.13. Wartości średnie ubytków materiału po próbie zużycia metodą Savina.

Obróbka	Stal 45	Stal 45 nagniatana	Stal 45 stopowana Stellitem 6	Stal 45 stopowana Stellitem 6 i nagniatana
Ubytek materiału [ $\mu\text{m}^3$ ]	56±2	46±5	26±2	18±3

Wyniki badań wskazują na znacznie mniejsze zużycie ścierna próbek po OLM w stosunku do powierzchni tylko stopowanej oraz stali 45. Na rysunku 7.34 przedstawiono wyniki pomiarów.



Rys.7.34. Zużycie ścierna stali 45 po szlifowaniu, nagniataniu, stopowaniu Stellitem 6 i stopowaniu z nagniataniem ślizgowym przy parametrach  $F = 100 \text{ N}$ ,  $V_{obr} = 550 \text{ obr/mm}$ ,  $X = 6 \text{ mm}$ .

Materiały, dla których uzyskano większą odporność na zużycie ścierna metodą Savina w typowych warunkach tarcia charakteryzują się zdecydowanie większą odpornością na zużycie, nie występuje jednak zwykła proporcjonalność wyników. Dwukrotnemu wzrostowi odporności na zużycie ścierna metodą Savina odpowiada, co najmniej kilkukrotny wzrost odporności na zużycie w typowych węzłach tarcia. W związku z tym należy spodziewać się wzrostu odporności na zużycie ścierna w warunkach eksploatacyjnych powierzchni po OLM.

#### Wyniki badań odporności na zużycie ścierna metodą pin on disk

Badania odporności na zużycie ścierna zostały przeprowadzone na Politechnice Świętokrzyskiej i szczegółowo przedstawione w sprawozdaniu z projektu badawczego [190]. Do badań wykorzystano tester tribologicznym T-01M typu trzpień-

tarcza. Jako próbki stosowano trzpienie o średnicy  $\phi$  4 mm wykonane ze stali 0H18N9, na które naniesiono powłoki stelliteowe różnymi metodami. Przeciwpóbką był pierścień wykonany ze stali LH15 (100Cr6). Badania na testerze przeprowadzono przy następujących parametrach tarcia:

- prędkość liniowa  $V = 0.8$  m/s,
- czas próby  $t = 3600$  s,
- obciążenie  $F = 9,8$  N (1 kG); 14,7 N (1,5 kG); 19,6 N (2 kG),
- prędkość obrotowa  $n = 546$  obr/min,
- ilość obrotów  $i = 32\ 740$  obr,
- droga tarcia  $S = 2880$  m.

Badania przeprowadzono dla warstwy wierzchniej po obróbce hybrydowej polegającej na stopowaniu laserowym stali 0H18N9 Stellite 6 i nagniataniu dynamicznym przy zastosowaniu oscylacji. OLM prowadzona była przy następujących parametrach: moc wiązki laserowej 2 kW, średnica wiązki 2,5 mm, prędkość posuwu: 360 mm/min, amplituda oscylacji 2 mm, prędkość oscylacji 950 osc/min. Stosowano głowicę GM 3, prędkość obrotową 5000 obr/min odległość głowicy od osi wiązki 6 mm. W wyniku procesu uzyskano zmodyfikowane powierzchnie o szerokości około 5 mm, z których zostały wykonane trzpienie do badań trybologicznych. Część próbek przed testami była szlifowana. Badania przeprowadzono dla następujących warstw wierzchnich:

- warstwa Stellite 6 naniesiona na stal 0H18N9 metodą natrysku plazmowego (próbki SMN0),
- warstwa Stellite 6 naniesiona na stal 0H18N9 metodą natrysku plazmowego i stopowana laserowo (próbki SMN21), powierzchnia szlifowana,
- warstwa Stellite 6 naniesiona na stal 0H18N9 metodą natrysku plazmowego, stopowana laserowo i nagniatana (próbki SMN22), szlifowanie,
- warstwa Stellite 6 naniesiona na stal 0H18N9 metodą natrysku plazmowego, stopowana laserowo i nagniatana (próbki SMN23), powierzchnia surowa,
- stal 0H18N9.

Dla wszystkich próbek zostały wykonane próby przy trzech obciążeniach 10, 15, i 20 N przy identycznym czasie. Rejestrowano przebieg zmian siły tarcia oraz ubytku liniowego w czasie procesu. Na podstawie danych obliczono przebieg zmian współczynnika tarcia, jego wartość średnią oraz ubytek liniowy materiału. Dodatkowo próbki były ważone przed i po procesie zużycia, co pozwoliło na wyznaczenie ubytków wagowych próbek.

### 7.4.2. Wyniki badań trybologicznych

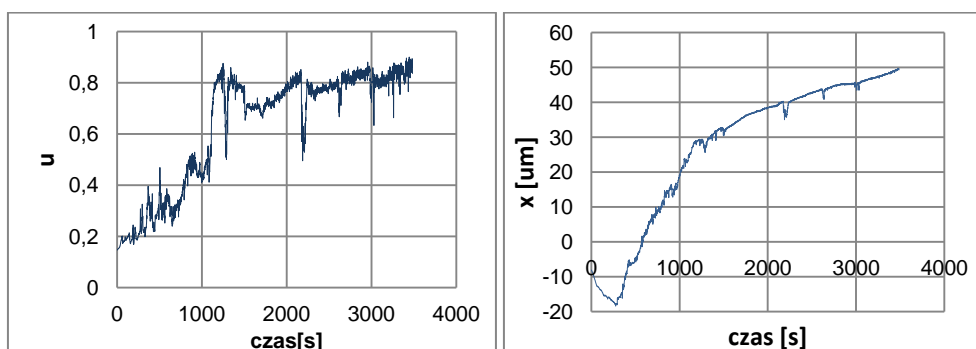
Badania warstw Stellite 6 naniesionego na stal 0H18N9 metodą natrysku plazmowego i stopowanego laserowo przy parametrach:  $P = 2\text{ kW}$ ,  $d = 3\text{ mm}$ ,  $V_f = 360\text{ mm/min}$  przeprowadzono dla trzech obciążeń w warunkach tarcia technicznie suchego; przed testami powierzchnia była szlifowana. W tabeli 7.14 przedstawiono wyniki pomiarów średnich wartości współczynników tarcia oraz ubytki wagowe materiału po czasie 3600 s oraz ubytki liniowe po czasie 1500 s dla różnych obciążeń.

Zmiany współczynnika tarcia pomiędzy poszczególnymi próbkami dla danego obciążenia są niewielkie, jego wartość jest stabilna. Dla ubytków materiału zarówno wagowych jak i liniowych można stwierdzić duże różnice zmierzonych wartości dla siły 10 N. Na rysunkach 7.35-7.37 przedstawiono przykładowe przebiegi zmian współczynnika tarcia oraz przemieszczenia w trakcie procesu dla kolejnych obciążeń. Na ich podstawie można zaobserwować moment stabilizacji procesu.

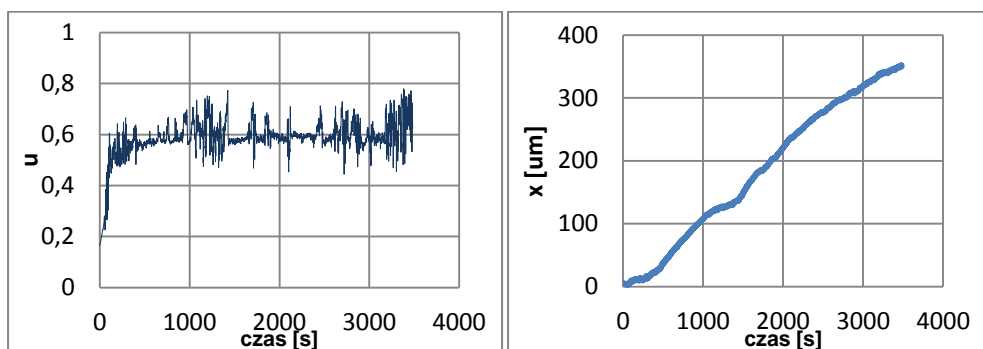
Tabela 7.14. Współczynniki tarcia oraz ubytek materiału dla warstwy stali 0H18N9 stopowanej laserowo Stellite 6,  $P = 2\text{ kW}$ ,  $d = 3\text{ mm}$ ,  $V_f = 360\text{ mm/min}$ , po próbach zużycia przy różnych obciążeniach.

Materiał	Obróbka	Nazwa próbki	Obciążenie [N]	Współczynnik tarcia	Ubytek materiału [g]	Ubytek
						Liniowy po 1500 s [ $\mu\text{m}$ ]
0H19N9+Stellit6	stopowanie laserowe	SMN21a-1	10	0.713	0.006	31
		SMN21b-1		0.602	0.002	9
		SMN21c-1		0.503	0.007	60.7
		SMN21d-1		0.672	0.007	40.5
		<b>SMN21śr-1</b>		<b>0.6225</b>	<b>0.0055</b>	<b>35.3</b>
0H19N9+Stellit6	stopowanie laserowe	SMN21a-1.5	15	0.459	0.023	31
		SMN21b-1.5		0.456	0.025	181
		SMN21c-1.5		0.597	0.032	141
		SMN21d-1.5		0.57	0.004	
		<b>SMN21śr-1.5</b>		<b>0.5205</b>	<b>0.021</b>	<b>118</b>
0H19N9+Stellit6	stopowanie laserowe	SMN21a-2	20	0.408	0.072	503
		SMN21b-2		0.441	0.082	498
		SMN21c-2		0.432	0.067	393
		SMN21d-2		0.431	0.076	432
		<b>SMN21śr-2</b>		<b>0.428</b>	<b>0.074</b>	<b>456</b>

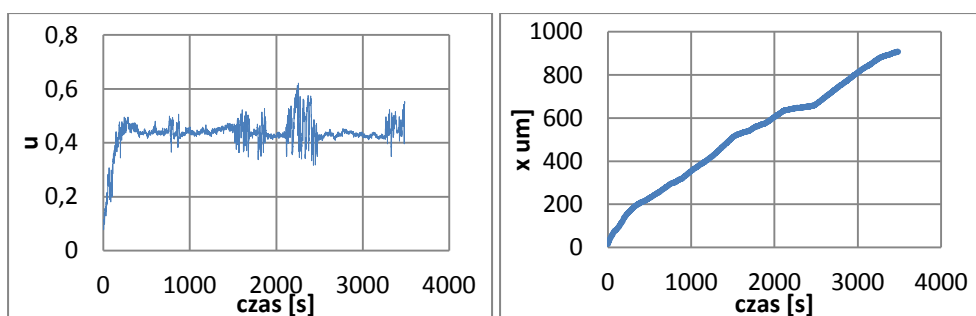




Rys.7.35. Przebieg zmian współczynnika tarcia i przemieszczenia w trakcie próby zużyciowej przy obciążeniu 10 N stopowaniu laserowym stali 0H18N9 Stellitem 6.



Rys.7.36. Przebieg zmian współczynnika tarcia i przemieszczenia w trakcie próby zużyciowej przy obciążeniu 15 N stopowaniu laserowym stali 0H18N9 Stellitem 6.



Rys.7.37. Przebieg zmian współczynnika tarcia i przemieszczenia w trakcie próby zużyciowej przy obciążeniu 20 N stopowaniu laserowym stali 0H18N9 Stellitem 6.

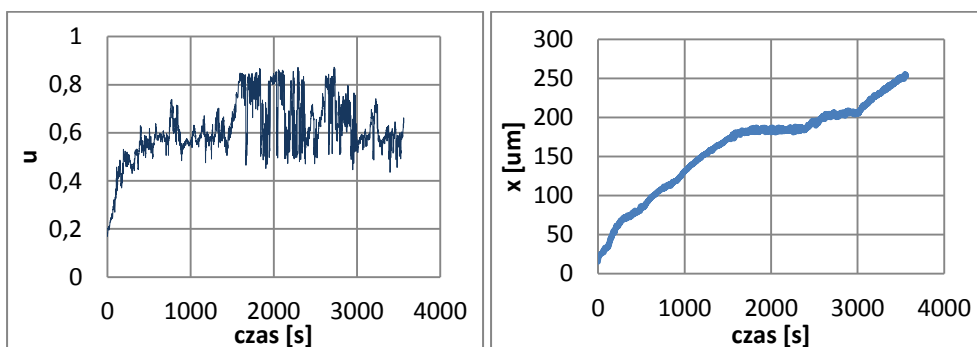
Badania WW stali 0H18N9 stopowanej laserowo Stellitem 6 i nagniatanych dynamicznie przy parametrach:  $V_{obr} = 5000$  obr/min,  $V_f = 360$  mm/min,  $X = 7$  mm,

przeprowadzono dla trzech obciążeń w warunkach tarcia technicznie suchego. Przed testami powierzchnia była szlifowana. W tabeli 7.15 przedstawiono wyniki pomiarów średnich wartości współczynników tarcia oraz ubytki wagowe materiału po czasie 3600 s i liniowe po 1500 s.

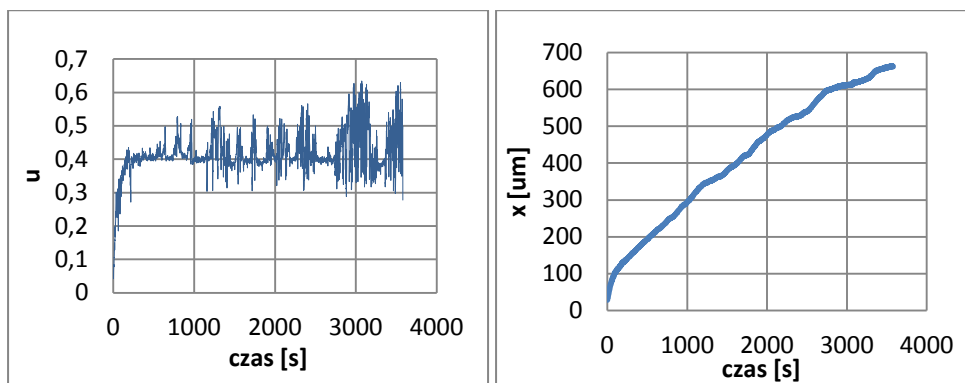
Tabela 7.15. Współczynniki tarcia oraz ubytek materiału dla stali OH18N9 stopowanej laserowo Stellitem 6 i nagniatanych dynamicznie przy parametrach:  $V_{obr} = 5000$  obr/min,  $V_f = 360$  mm/min,  $X = 7$  mm warstw po próbach zużyciowych przy różnych obciążeniach.

Materiał	Obróbka	Nazwa próbki	Obciążenie [N]	Współczynnik tarcia	Ubytek materiału	Ubytek
						Liniowy po 1500 s
OH19N9+Stellit6	stopowanie laserowe i mikro-młoteczkowanie	SMN22a-1	10	0.589	0.008	29
		SMN22b-1		0.731	0.016	100
		<b>SMN22śr-1</b>		<b>0.66</b>	<b>0.012</b>	<b>64</b>
		SMN22a-1.5	15	0.602	0.012	161
		SMN22b-1.5		0.622	0.006	173
		<b>SMN22śr-1.5</b>		<b>0.612</b>	<b>0.009</b>	<b>167</b>
		SMN22a-2	20	0.555	0.012	340
		SMN22b-2		0.422	0.014	380
		<b>SMN22śr-2</b>		<b>0.489</b>	<b>0.013</b>	<b>360</b>

Na rysunkach 7.38 - 7.40 przedstawiono przykładowe przebiegi zmian współczynnika tarcia oraz przemieszczenia w trakcie procesu dla kolejnych obciążeń.



Rys.7.38. Zmiany współczynnika tarcia i przemieszczenia w trakcie próby zużyciowej przy obciążeniu 15 N dla próbki SMN22b-1 po stopowaniu laserowym i nagniataniu dynamicznym przy parametrach:  $V_{obr} = 5000$  obr/min,  $V_f = 360$  mm/min,  $X = 7$  mm, powierzchnia szlifowana.



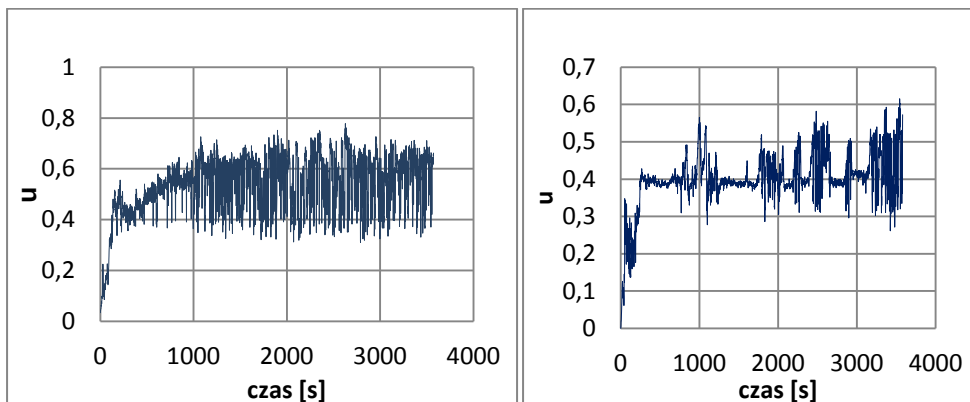
Rys.7.39. Przebieg zmian współczynnika tarcia i przemieszczenia w trakcie próby zużyciowej przy obciążeniu 20 N dla próbki SMN22b-2 po stopowaniu laserowym i nagniataniu dynamicznym przy parametrach:  $V_{obr} = 5000$  obr/min,  $V_f = 360$  mm/min,  $X = 7$  mm; powierzchnia szlifowana.

Badania dla warstw Stellite 6 naniesiona na stal 0H18N9 metodą natrysku plazmowego i stopowanego laserowo a następnie nagniatanych dynamicznie przy parametrach:  $V_{obr} = 5000$  obr/min,  $V_f = 360$  mm/min,  $X = 7$  mm, przeprowadzono dla dwóch obciążeń 15 i 20 N w warunkach tarcia technicznie suchego. W tabeli 7.16 przedstawiono wyniki pomiarów średnich wartości współczynników tarcia oraz ubytki materiału po czasie 3600 s.

Tabela 7.16. Współczynniki tarcia oraz ubytek materiału warstw Stellite 6 stopowanego laserowo i nagniatanego dynamicznie w próbach zużyciowych przy różnych obciążeniach.

Materiał	Obróbka	Nazwa próbki	Obciążenie [N]	Współczynnik tarcia	Ubytek materiału	Ubytek liniowy
0H19N9+ Stellit 6	stopowanie laserowe i mikromłoteczkowanie,	SMN23a-1.5	15	0,546	0.001	6
		SMN23b-1.5		0,626	0.019	109
		<b>SMN23śr-1,5</b>		<b>0,586</b>	<b>0.01</b>	<b>57</b>
		SMN23a-2	20	0,55	0.038	133
		SMN23b-2		0,405	0.05	285
		<b>SMN23śr-2</b>		<b>0,478</b>	<b>0.044</b>	<b>209</b>

Na rysunku 7.40 przedstawiono przykładowe przebiegi zmian współczynnika tarcia w trakcie procesu dla sił 15 i 20 N.

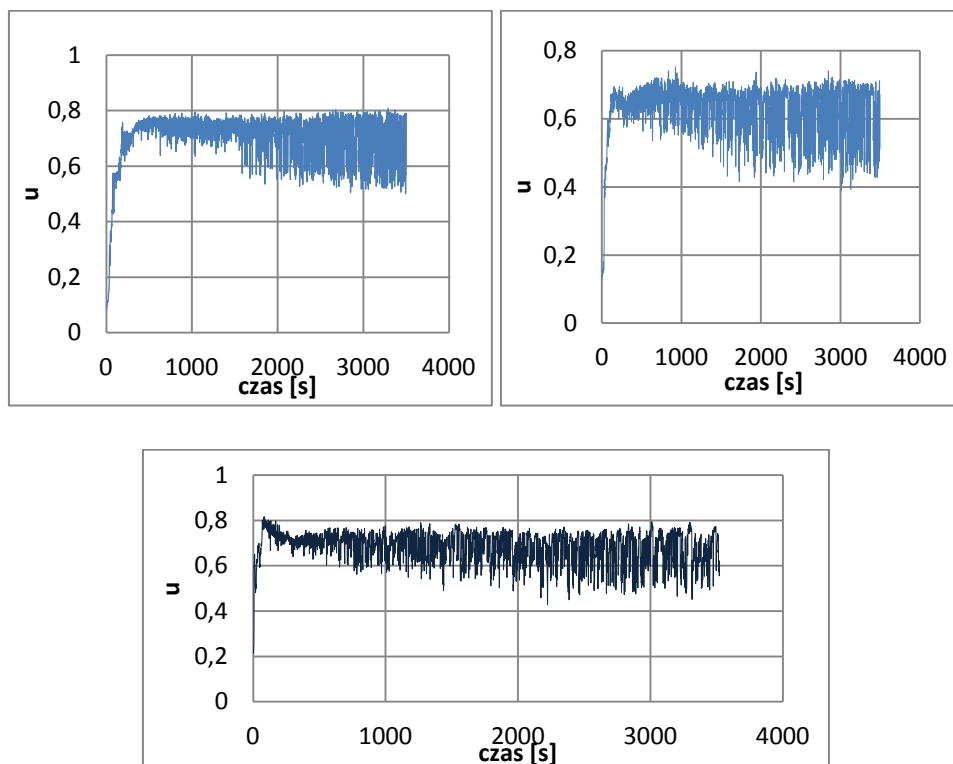


Rys.7.40. Przebieg zmian współczynnika tarcia w trakcie próby zużyciowej przy sile 15 i 20 N dla próbki SMN23 po stopowaniu laserowym i mikro-młoteczkowaniu.

Badania trybologiczne przeprowadzono również dla warstw Stellitu 6 naniesionego na stal 0H18N9 metodą natrysku plazmowego i stali 0H18N9 dla trzech sił w warunkach tarcia technicznie suchego. W tabeli 7.17 przedstawiono wyniki pomiarów średnich wartości współczynników tarcia.

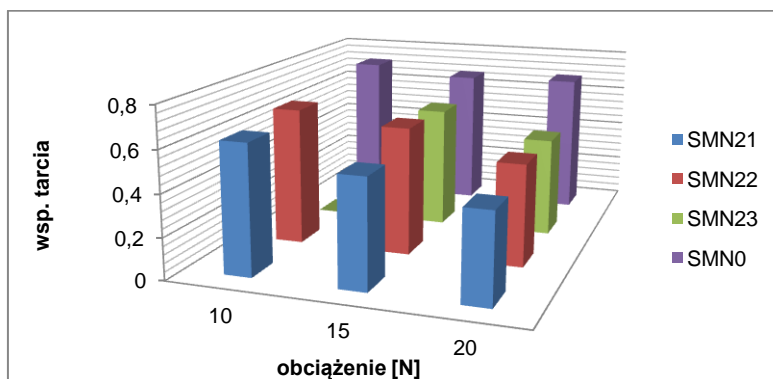
Tabela 7.17. Współczynniki tarcia dla warstw Stellitu 6 po natrysku plazmowym i stali 0H18N9 po próbach zużyciowych przy różnych siłach.

Materiał	Obróbka	Nazwa próbki	Obciążenie [N]	Współczynnik tarcia	Ubytek	
					Liniowy po 1500 s [ $\mu\text{m}$ ]	Wagowy [g]
0H19N9+Stellit6	plazmowo	SMN0-1	10	0.713	95	0.011
		SMN0-1,5	15	0.671	62	0.016
		SMN0-2	20	0.682	176	0.022
0H18N9		SMN27-1	10	0.635		0.004
		SMN27-1.5	15	0.613	170	0.029
		SMN27-2	20	0.611	536	0.059



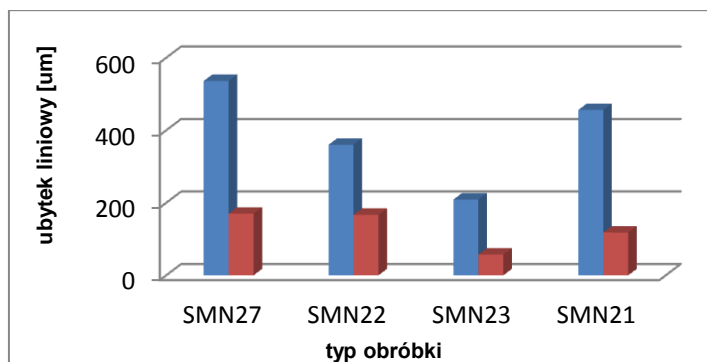
Rys.7.41. Przebieg zmian współczynnika tarcia w trakcie próby zużyciowej przy siłach 10, 15 i 20 N dla próbki SMN0 po natrysku plazmowym warstwy Stellitu 6.

Wszystkie powierzchnie po stopowaniu laserowym i obróbce hybrydowej wykazują mniejsze współczynniki tarcia przy siłach 10, 15 i 20 N w stosunku do powierzchni z warstwą Stellitu natryskiwaną plazmowo i stali 0H18N9. Po stopowaniu laserowym wartość współczynnika tarcia wynosi 0.4-0.6, podobnie jak dla powierzchni po obróbce hybrydowej. Dla warstwy Stellitu 6 natryskiwanej plazmowo współczynnika tarcia wynosi około 0.7 (SMN0). Różnice w przebiegu procesu zużycia i średnimi wartościami współczynników tarcia dla powierzchni po stopowaniu laserowym i obróbce hybrydowej są niewielkie, (rys.7.42). Przebieg zmian siły tarcia i współczynnika tarcia wskazuje, że w trakcie procesu występuje zużycie adhezyjne dla wszystkich badanych powierzchni.



Rys.7.42. Wartość średnia współczynnika tarcia w trakcie prób zużycia ściernego przy siłach 10, 15 i 20 N dla próbek po: stopowaniu laserowym-SMN21, stopowaniu laserowym i nagniataniu dynamicznym powierzchnia szlifowana-SMN22; stopowaniu laserowym i nagniataniu dynamicznym-SMN23.

Analizując ubytki materiału po próbie zużycia można stwierdzić, że największą odporność na zużycie wykazały powierzchnie po stopowaniu i nagniataniu dynamicznym. Przy obciążeniach 15 i 20 N ubytki wagowe są kilkukrotnie mniejsze niż dla powierzchni tylko stopowanej laserowo. Analiza ubytków liniowych potwierdza te wyniki. Na rysunku 7.43 przedstawiono ubytki liniowe po 1500 s w próbie zużyciowej przy sile 15 i 20 N dla różnych powierzchni. Warstwa wierzchnia po obróbce hybrydowej wykazuje ponad dwukrotnie mniejsze zużycie liniowe niż WW tylko stopowana laserowo i szlifowana.



Rys.7.43. Ubytki liniowe materiału różnych pokryć w próbie zużyciowej po 1500 s przy sile 15 N ■ i 20 N ■ dla próbek po: stopowaniu laserowym – SMN21, stopowaniu laserowym i nagniataniu dynamicznym powierzchnia szlifowana – SMN22; stopowaniu laserowym i nagniataniu dynamicznym – SMN23 i stal 0H18N9 – SMN27.

Proces nagniatania spowodował niewielki wzrost odporności na zużycie ściernie w stosunku do warstw o tym samym składzie chemicznym natryskiwanych plazmowo i stopowanych laserowo. W warunkach tarcia technicznie suchego jest to zjawisko dosyć rzadkie, gdyż w wielu przypadkach stwierdzano spadek odporności na zużycie ściernie po nagniataniu powierzchniowym ze względu na silne zużycie adhezyjne [166, 220]. W przypadku powierzchni po obróbce hybrydowej też można zaobserwować występowanie tego zjawiska przy dłuższym czasie procesu. Różnice wartości współczynnika tarcia pomiędzy powierzchniami stopowanymi laserowo i po OLM są niewielkie. Analiza wyników w początkowym etapie eksperymentu wskazuje na niekorzystny wpływ procesu szlifowania na przebieg zużycia. W początkowym stadium najmniejsze ubytki stwierdza się dla warstwy OLM niepoddanej szlifowaniu, pomimo wyższych wysokości nierówności w stosunku do powierzchni szlifowanej.

### 7.4.3. Wnioski

Analiza wyników badań wskazuje, że w wyniku OLM z mikromłoteczkowaniem występuje niewielki wzrost odporności na zużycie ściernie w stosunku do warstw Stellite tylko stopowanych oraz natryskiwanych plazmowo. Przebieg zmian siły tarcia i współczynnika tarcia wskazuje, że w trakcie procesu tarcia dominuje zużycie adhezyjne dla wszystkich badanych powierzchni.

Największy wzrost odporności na zużycie uzyskano dla OLM z nagniataniem ślizgowym. Przy stopowaniu stali 45 Stellite 6 i nagniataniu ślizgowym przy parametrach  $F = 100$  N,  $V_{obr} = 550$  obr/mm,  $X = 6$  mm stwierdzono wzrost odporności na zużycie około 40% w stosunku do powierzchni tylko stopowanej. Korzystniejsze wyniki w stosunku do warstw po OLM z nagniataniem dynamicznym związane są z innymi warunkami próby zużyciowej oraz wyższą twardością i korzystniejszą mikrostrukturą materiału, w której stwierdzono obecność fazy martenzytycznej.

Powierzchnie po OLM mogą z powodzeniem być stosowane w warunkach, w których stosowane są warstwy Stellite po natryskiwaniu plazmowych lub po stopowaniu. Proces nagniatania w podwyższonej temperaturze nie powoduje pogorszenia własności zużyciowych warstw stelliteowych. Ze względu na stosunkowo duży współczynnik tarcia nie są to warstwy zalecane do pracy w typowych węzłach tarcia.





## **8. Analiza końcowa wyników badań i wnioski**

### **8.1. Analiza końcowa wyników badań**

W pracy przedstawiono wyniki badań nad nową hybrydową metodą obróbki powierzchniowej, łączącej proces laserowej modyfikacji warstwy wierzchniej z przetopieniem z nagniataniem powierzchniowym w podwyższonej temperaturze. Idea obróbki hybrydowej oparta jest na bezubytkowym wygładzaniu powierzchni poprzez plastyczne odkształcenia WW w wysokiej temperaturze oraz redukcji naprężeń rozciągających tej warstwy poprzez obróbkę plastyczną w zakresie niskich wartości temperatury. Wszystkie operacje: laserowa modyfikacja WW z przetopieniem, nagniatanie na gorąco i nagniatanie na zimno wykonywano w jednym przebiegu obróbkowym na stanowisku laserowym. Rozwiązanie takie nie przedłuża czasu obróbki oraz nie wymaga dodatkowego grzania materiału. Gwarantuje to niski koszt i krótszy czas modyfikacji WW w stosunku do rozwiązań najczęściej dotychczas stosowanych, czyli przetapiania laserowego i szlifowania.

Do kształtowania struktury geometrycznej powierzchni i właściwości warstwy wierzchniej zastosowano specjalnie do tego celu zaprojektowane i wykonane głowice do mikro-nagniatania WW. Przeznaczone są do pracy w wysokiej temperaturze i bezpośrednio na stanowisku laserowym. Opracowano i wykonano głowice do nagniatania ślizgowego, tocznego oraz mikro-młoteczkowania, wyposażone w elementy nagniatające o różnej geometrii. Pozwoliło to na zastosowanie proponowanej obróbki hybrydowej materiałów o zróżnicowanych właściwościach oraz określanie zakresu stosowania OLM, jako obróbki gładkościowej i umacniającej. Przeprowadzone badania stanu WW wykazały, że wszystkie opracowane typy obróbek hybrydowych mogą być stosowane w celu poprawy właściwości eksploatacyjnych warstwy wierzchniej.

Założenia do budowy stanowiska obróbkowego oparto na obliczeniach numerycznych pola temperatury według modelu przetapiania laserowego, z uwzględnieniem przemian fazowych. Rozkład temperatury na powierzchni metalu oraz głębokość strefy przetopienia są czynnikami, które determinują założenia konstrukcyjne dla stanowiska do nagniatania powierzchniowego. Właściwy dobór rodzaju i parametrów procesu nagniatania możliwy jest w oparciu o znajomość rozkładu temperatury w obszarze obróbki oraz grubości strefy przetopienia.

Precyzyjna znajomość grubości tej strefy jest niezbędna, aby zapewnić eliminację niekorzystnych naprężeń rozciągających w całym modyfikowanym obszarze.

Przeprowadzone badania wykazały, że obliczenia numeryczne mogą być przydatne do analizy rozkładu temperatury w obszarze, w którym planowane jest prowadzenie nagniatania powierzchniowego. Otrzymano dobrą zgodność wyników teoretycznych i doświadczalnych. W przypadku obliczeń wielkości i kształtu strefy przetopienia dobrą zgodność uzyskano tylko w szczególnych przypadkach. Przy krótkim czasie oddziaływania wiązki laserowej z materiałem, w obecności ruchu oscylacyjnego, stwierdzono duże różnice pomiędzy głębokością strefy przetopionej z obliczeń i z wyników eksperymentalnych. Wyjaśnienie tego problemu na podstawie teorii opracowanych do tej pory nie przyniosło oczekiwanych rezultatów. Z tego względu zaproponowano nowy model fizyczny procesu przetapiania laserowego, wyjaśniający przyczyny rozbieżności wyników dotyczących kształtu i głębokości strefy przetopienia, pojawiających się dla różnych wartości czasu obróbki. Przedstawiona koncepcja pokazuje konieczność uwzględnienia wpływu tlenu, jako pierwiastka powierzchniowo-czynnego, na procesy zachodzące w ciekłym metalu. Stwierdzono, że niezbędne jest wprowadzenia do obliczeń numerycznych zmian napięcia powierzchniowego ciekłego metalu wraz z temperaturą na skutek obecności śladowych ilości tego pierwiastka. Poprawność teorii została poparta analizą kształtu i wielkości strefy przetopienia oraz charakterystyczną strukturą geometryczną powierzchni. W badaniach głębokość strefy przetopionej laserowo była wyznaczana doświadczalnie, natomiast temperaturę w strefie obróbki nagniataniem określano na podstawie obliczeń numerycznych.

Przeprowadzone prace obejmowały badania stanu WW po obróbce hybrydowej. Analizowano topografię powierzchni, mikrostrukturę, mikrotwardość, skład chemiczny oraz naprężenia własne WW po OLM. Badania prowadzono na typowych materiałach o zróżnicowanych właściwościach plastycznych: stal 45, stal typu 18-8 i Stellite 6, powszechnie wykorzystywanych w przemyśle. Pozwoliło to na określenie zakresu stosowania opracowanej metody ulepszania warstwy wierzchniej dla różnych typów obróbek hybrydowych w zależności od cech materiałowych. Badania wpływu warunków obróbki na stan WW przeprowadzono w oparciu o teorię eksperymentu planowanego, która umożliwia minimalizację liczby doświadczeń. W wyniku badań wyznaczono zależności statystyczne między podstawowymi parametrami OLM a jej efektami w postaci topografii powierzchni oraz grubości i stopnia zgniotu powierzchniowego. Otrzymane zależności pozwoliły na ocenę celowości stosowania w praktyce takiego sposobu obróbki.

Opracowana metoda obróbki hybrydowej wykorzystuje proces nagniatania statycznego i dynamicznego, umożliwiając dobór warunków procesu kształtowania warstwy wierzchniej w zależności od własności materiału, sposobu obróbki laserowej oraz wymagań stawianych danemu elementowi w procesie eksploatacji. Dla wszystkich analizowanych przypadków uzyskano korzystne zmiany topografii powierzchni oraz redukcję niekorzystnych naprężeń rozciągających, które występują po przetapianiu laserowym WW materiału. W tabeli 8.1 przedstawiono wybrane cechy WW uzyskane po OLM z zastosowaniem różnych typów nagniatania.

Tabela 8.1. Stan WW uzyskany po OLM z zastosowaniem różnych typach nagniatania.

	Stopień zgniotu [%]	Grubość strefy zgniotu [mm]	Stopień redukcji chropowatości $S_a/S_a$	$R_a$ [ $\mu\text{m}$ ]	Wzrost odporności na erozję [%]	Maksymalne naprężenia własne [MPa]
OLM- ślizgowe	6-47	0.05-0.8	2.4	1.57	26	-900
OLM toczne	0-25	0-1	2.6	1.35	22	-400
OLM młoteczkowanie	13-100	0.25-1.2	4	0.88	27	-900

Największy stopień odkształceń plastycznych WW oraz głębokości warstwy umocnionej stwierdzono w przypadku nagniatania dynamicznego połączone ze stopowaniem laserowym Stellitem 6. Obróbka ta powinna być stosowana jako obróbka umacniająca dla materiałów plastycznych, o wysokiej wytrzymałości i twardości, takich jak Stellity, stale o strukturze martenzytycznej, stopy tytanu itp. Jednak w przypadku materiałów bardzo kruchych występuje niebezpieczeństwo pęknięcia materiału WW. Wówczas OLM powinna być prowadzona w wysokiej temperaturze przy najmniejszych siłach oddziaływania elementów nagniatających z powierzchnią lub zastąpiona nagniataniem ślizgowym. Dzięki bardzo dużym odkształceniom plastycznym pozwala ona na największą, bo czterokrotną, redukcję chropowatości 2D powierzchni wyjściowej i uzyskanie wysokości nierówności porównywalnych ze szlifowaniem.

Wyznaczone zależności statystyczne dają możliwość określenia z dużą pewnością zarówno parametrów chropowatości powierzchni jak i grubości strefy zgniotu. Pozwala to na dobór parametrów obróbki hybrydowej, zapewniających korzystne własności WW dla konkretnych zastosowań. Warstwa wierzchnia po nagniataniu dynamicznym charakteryzuje się wyższą sztywnością kontaktową, większą odpornością na zużycie ścierne i erozyjne aniżeli warstwy stopowane laserowo oraz wytworzone metodą natryskiwania plazmowego i detonacyjnego. Zatem może być stosowana w trudnych warunkach eksploatacyjnych.

Nagniatanie ślizgowe wprowadza mniejszy stopień zgniotu niż mikro-młoteczkowanie. Dzięki konstrukcji głowicy przystosowanej do obróbki materiału w wyższej temperaturze w porównaniu do nagniatania dynamicznego, przy odpowiednim doborze parametrów obróbki, grubość strefy odkształceń plastycznych może wynosić do 0.8 mm. Warstwa wierzchnia nawet przy wysokiej twardości materiału, 1100 HV, nie wykazuje pęknięć i śladów złuszczenia przy dużym stopieniu redukcji chropowatości. Obróbka ta z powodzeniem może być stosowana jako obróbka gładkościowa do materiałów bardzo twardych.

Nagniatanie toczne, połączone z modyfikacją WW wiązką laserową, umożliwiło obróbkę nagniataniem materiału w najwyższej temperaturze (powyżej 900 K). Dzięki temu, dla niewielkich sił nagniatających, uzyskano dużą głębokość strefy zgniotu, do 1 mm i stopień umocnienia do 25%. Stwierdzono kilkukrotne zmniejszenie wartości parametrów chropowatości; proces nagniatania wyeliminował głównie falistość występującą po stopowaniu laserowym. Obróbka ta powinna być stosowana, jako obróbka gładkościowa w celu redukcji chropowatości i falistości oraz wprowadzenia naprężeń ściskających do WW materiałów o średniej i niskiej twardości.

Na podstawie wyznaczonych zależności statystycznych pomiędzy parametrami obróbki hybrydowej a własnościami wytworzonych warstw wierzchnich, możliwe jest prognozowanie skutków obróbki hybrydowej. Dla wszystkich badanych przypadków grubość strefy zgniotu powierzchniowego rośnie wraz ze wzrostem siły nagniatającej i temperaturą w strefie nagniatania. Dla nagniatania ślizgowego i tocznego wzrost siły i temperatury powoduje jednocześnie większe wygładzenie powierzchni. Zatem dla OLM z zastosowaniem nagniatania tocznego i ślizgowego najkorzystniejsze jest prowadzenie procesu przy dużych siłach i temperaturze w strefie obróbki mechanicznej, rzędu 800 – 900 K. W przypadku mikro-młoteczkowania wzrost prędkości obrotowej głowicy i związana z tym siła oddziaływania elementów nagniatających powoduje uzyskanie większych wysokości nierówności. Obróbka w obszarze o wysokiej temperaturze może kształtować wyższe wysokości nierówności, co jest wynikiem dynamicznego oddziaływania elementów nagniatających z plastycznym materiałem. W celu wygładzenia powierzchni korzystniejsze jest prowadzenie procesu w zakresie niższej temperatury i mniejszych sił nagniatających. Efekt wygładzenia z równoczesnym głębokim, umocnieniem WW można uzyskać dla obróbki wielościeżkowej, gdy w kolejnych przejściach powierzchnia jest powtórnie nagniatana w niższej temperaturze.

Przeprowadzone badania stanu WW wykazały, że wszystkie opracowane typy obróbek hybrydowych mogą być stosowane z celu poprawy własności eksploatacyjnych warstwy wierzchniej.

Uzyskano redukcję naprężeń rozciągających w stosunku do stopowania laserowego dla wszystkich typów OLM. Najkorzystniejszy rozkład naprężeń własnych stwierdzono w przypadku nagniatania ślizgowego stali 45 stopowanej Stellitem 6, przy obróbce wielościeżkowej. W wyniku wielokrotnego nagniatania powierzchni w podwyższonej temperaturze wartość naprężeń ściskających przy powierzchni wynosiła około – 600 MPa, a głębokość ich zalegania była większa od grubości warstwy przetopionej. W przypadku OLM pojedynczych ścieżek, redukcja naprężeń była mniejsza, co związane jest mniejszym stopniem zgniotu powierzchniowego. Dla wszystkich przypadków stwierdzono zmianę naprężeń rozciągających po stopowaniu laserowym w naprężenia ściskające przy powierzchni po OLM. Wykazano, że tylko w przypadku obróbki nagniataniem w najwyższej temperaturze, rzędu 900 K, wystąpiła częściowa relaksacja naprężeń własnych.

W pracy określono wybrane własności eksploatacyjne otrzymanych warstw, takie jak zużycie erozyjne i ścierne oraz sztywność kontaktowa.

Stwierdzono, że obróbka hybrydowa w znaczący sposób podnosi sztywność kontaktową w stosunku do warstw tylko stopowanych laserowo. Proces nagniatania powoduje przebudowę WW – zmniejszenie wysokości chropowatości i falistości powierzchni oraz umocnienie warstwy wierzchniej na skutek zgniotu powierzchniowego. Konsekwencją tego jest dominacja odkształceń sprężystych warstwy wierzchniej wskutek oddziaływania nacisków kontaktowych. Dla próbek po stopowaniu wielościeżkowym stali Stellitem 6 stwierdzono aż pięciokrotnie mniejsze odkształcenia plastyczne po obróbce hybrydowej niż tylko po stopowaniu wielościeżkowym. Mniejsze różnice odkształceń kontaktowych występują dla próbek z pojedynczymi ścieżkami. Odmienny przebieg procesu odkształcania kontaktowego próbek po stopowaniu wielościeżkowym i pojedynczych ścieżek wynikają z różnego stopnia zgniotu WW. W przypadku obróbki przez skanowanie powierzchni stopień zgniotu jest większy na skutek wielokrotnego nagniatania.

W pracy wykazano dobrą odporność na zużycie erozyjne po OLM dla wszystkich zastosowanych typów nagniatania powierzchniowego. Efekt ten związany jest z korzystną mikrostrukturą WW po OLM, charakteryzującej się dużą jednorodnością, brakiem pęknięć i porów oraz zgniotem powierzchniowym wywołanym procesem nagniatania. Badania przeprowadzono w warunkach najmniej korzystnych dla warstw nagniatanych powierzchniowo, w których dominującym mechanizmem erozji jest wykruszanie materiału. Pomimo dużego stopnia zgniotu

i niskiej plastyczności materiału uzyskano dobrą odporność na zużycie. We wszystkich przypadkach OLM obserwowano wzrost odporności na erozję w granicach 20 – 30% w stosunku do warstw stopowanych laserowo i 300 – 500% do warstwy Stellite 6 naniesionego metodą detonacyjną. Wzrost odporności na erozję związany jest ze stopniem zgniotu powierzchniowego: jest ona tym wyższa im wyższy osiągnięto zgniot powierzchniowy w czasie OLM. Zgodnie z wynikami pracy [212] jeszcze lepszych efektów należy oczekiwać, w innych warunkach zużycia erozyjnego, a także dla przypadku obróbki wielościeżkowej OLM, charakteryzującej się większym i bardziej jednorodnym zgniotem powierzchniowym. Opracowana obróbka hybrydowa może być z powodzeniem stosowana do modyfikacji WW elementów maszyn i urządzeń narażonych na zużycie erozyjne.

Proces nagniatania spowodował wzrost odporności na zużycie ściernie w stosunku do warstw o tym samym składzie chemicznym, natryskiwanych plazmowo i stopowanych laserowo. W warunkach tarcia technicznie suchego jest to zjawisko dosyć rzadkie, gdyż w wielu przypadkach stwierdzano spadek odporności na zużycie ściernie po nagniataniu powierzchniowym ze względu na silne zużycie adhezyjne. W przypadku powierzchni po obróbce hybrydowej też można zaobserwować występowanie tego zjawiska przy dłuższym czasie procesu. Wzrost odporności na zużycie ściernie, około 40%, stwierdzono dla OLM z nagniataniem ślizgowym stali 45 w stosunku do powierzchni tylko stopowanej. Korzystniejsze wyniki w stosunku do powierzchni nagniatanych dynamicznie związane są z wyższą twardością i mikrostrukturą materiału, w której stwierdzono obecność fazy martenzytycznej a także niższym stopniem zgniotu powierzchniowego w stosunku do powierzchni nagniatanych dynamicznie.

Przeprowadzone badania wykazały, że wszystkie opracowane typy obróbek hybrydowych mogą być stosowane z celu poprawy własności eksploatacyjnych warstwy wierzchniej. Wytworzony korzystny rozkład ściskających naprężeń własnych predysponuje stosowanie OLM w warunkach zużycia zmęczeniowego, co znacznie poszerza obszar zastosowań przemysłowych modyfikacji laserowej z przetopieniem.

Dalsze prace powinny dotyczyć modelowania procesu przetapiania laserowego materiałów z uwzględnieniem wpływ tlenu na napięcie powierzchniowe ciekłego metalu. Ze względu na duży stopień trudności obliczeń numerycznych badania te nie zostały dotychczas przeprowadzone. Pozwoliłyby one na weryfikację zaproponowanego w pracy modelu fizycznego procesu i wyjaśnienia wzrostu głębokości przetopienia przy zastosowaniu oscylacji.

Zastosowanie ruchu oscylacyjnego umożliwia znaczne oszczędności energii w celu uzyskania przetopu o porównywalnej wielkości. Wykorzystanie tego efektu we wszystkich obróbkach powierzchniowych związanych z przetopieniem powierzchni oraz w przypadku płytkiego spawania jest możliwe pod warunkiem pełnego poznania procesu. Wskazane jest podjęcie prac nad opracowaniem profesjonalnych urządzeń do obróbki hybrydowej wspomaganą nagniataniem a także badań nad zastosowaniem opracowanej metody obróbki do modyfikacji nowych materiałów np. stopów lekkich. Badania nad OLM powinny obejmować badania zmęczeniowe po obróbce hybrydowej. Możliwość uzyskania różnego stopnia i grubości strefy zgniotu powierzchniowego poprzez właściwy dobór sposobu nagniatania i parametrów procesu powinien w znaczący sposób podnieść wytrzymałość zmęczeniową elementów o różnej geometrii. Konieczne są dalsze badania eksperymentalne w tym kierunku, gdyż o trwałości zmęczeniowej często decydują lokalne wady materiałowe, które nie zostały ujawnione w przeprowadzonych badaniach. korzystnego Efekt wzrostu wytrzymałości wytrzymałościowej można spodziewać się szczególnie w przypadku zastosowania nagniatania elementów z koncentratorami naprężeń dlatego celowe są badania dla elementów gładkich i z karbem.

## 8.2 Wnioski końcowe

Przeprowadzone badania nad nową metodą konstituowania warstwy wierzchniej polegającą na laserowym przetapianiu z jednoczesnym nagniataniem powierzchniowym pozwalają na sformułowanie poniższych wniosków.

- Opracowane stanowiska do nagniatania powierzchniowego umożliwiają prowadzenie równoczesnej modyfikacji laserowej oraz nagniatanie na gorąco i zimno w jednym przejściu obróbkowym. OLM zapewnia wygładzenie powierzchni, umocnienie zgniotem powierzchniowym oraz wprowadzenie ściskających naprężeń własnych.
- W oparciu o obliczenia rozkładu temperatury w strefie oddziaływania wiązki laserowej i temperaturowych zmian własności plastycznych materiału możliwe jest wyznaczenie optymalnego położenia obszaru przewidzianego do realizacji nagniatania powierzchniowego jako obróbki gładkościowej i umacniającej.
- Proponowana obróbka hybrydowa może być stosowana jako bezubytkowa obróbka gładkościowa i umacniająca. Uzyskano redukcję wysokości nierówności powierzchni do 4 razy w stosunku do powierzchni tylko przetap-

pianych laserowo. Stopień redukcji zależy od sposobu nagniatania i własności WW oraz chropowatości wyjściowych.

- Odpowiedni dobór parametrów obróbki hybrydowej pozwala na wygładzenie i uzyskanie powierzchni charakteryzujących się korzystną geometrią i małymi wysokościami nierówności, Ra poniżej 1  $\mu\text{m}$ , co pozwala na eliminację dodatkowej obróbki gładkościowej.
- Proponowana OLM zapewnia osiągnięcie dużych głębokości zgniotu powierzchniowego (do 1.2 mm). W szczególności OLM z nagniataniem dynamicznym może być rekomendowana jako obróbka umacniająca materiałów twardych, o niskiej plastyczności.
- Stwierdzono dobrą korelację pomiędzy parametrami obróbki hybrydowej a grubością i stopniem zgniotu powierzchniowego oraz parametrami topografii powierzchni. Stwarza to podstawy do sterowania procesem obróbki.
- Na skutek OLM występuje redukcja naprężeń rozciągających o dużych wartościach występujących po procesie przetapiania wiązką laserową. Nagniatanie powierzchniowe prowadzone nawet w najwyższej temperaturze gwarantuje obecność ściskających naprężeń własnych o korzystnym rozkładzie. Wartość naprężeń zależy od sposobu nagniatania i temperatury obróbki mechanicznej.
- Warstwy wierzchnie po obróbce hybrydowej dla wszystkich typów nagniatania charakteryzują się wyższą odpornością na zużycie erozyjne niż warstwy tylko po stopowaniu laserowym. Stwierdzono kilkukrotny wzrost odporności na erozję w stosunku do warstw Stellitu 6, naniesionych metodą natrysku detonacyjnego.
- Stwierdzono wzrost odporności na zużycie ściernie oraz redukcja współczynnika tarcia, w warunkach tarcia technicznie suchego, w stosunku warstw tylko stopowanych laserowo i naniesionych metodą natrysku detonacyjnego.
- Sztywność kontaktowa powierzchni po obróbce hybrydowej jest wysoka i przy obciążeniach kontaktowych dominują odkształcenia sprężyste.

Opracowana nowa metoda obróbki może być rekomendowana do aplikacji przemysłowych. OLM gwarantuje niski koszt, krótszy czas operacji oraz lepsze właściwości eksploatacyjne elementów w stosunku do dotychczas stosowanych laserowych metod modyfikacji WW z przetopieniem.



## Literatura

1. Kaczmarek F., *Wstęp do fizyki laserów*. Wydanie II, PWN, Warszawa, 1986.
2. Loosen P., Poprawe R., *Laser Machining of Metal – State of the Art and Recent Development*, 12th International Symposium for Electromachining (ISEM), Aachen 11-13 May, 1998.
3. Domański R., *Promieniowanie laserowe – oddziaływanie na ciała stałe*, WNT, Warszawa, 1990.
4. Kujawski A., *Lasery*, WPW, Warszawa, 1986.
5. Ready A., *Effects of High-Power Radiation*, Academic Press, NY, 1971.
6. Ursu I., Mihailescu I.N., Popa Al., Prokhorov A.M., Konov V.I., Ageev V.P., Tokarev V.N., *CO<sub>2</sub> – Laser Radiation Absorption by Metal Gratings*, Appl. Phys. Lett., 45, 4, 1984.
7. Ready J.F., *LIA Handbook of Laser Materials Processing*. Laser Institute of America, Magnolia Publishing Inc., 2001.
8. Abilsitow G.A., Andriahin W.M., Safonow A.N., *Modifikowanie Powerh-nostej Materiałow s Pomoszczju Lazernogo Izluczenia*, Izwestia Akademii Nauk SSSR, 8, 1983.
9. Burakowski T., Wierzchoń T., *Inżynieria Powierzchni Metali*, WNT, Warszawa, 1995.
10. Kusiński J., *Lasery i ich zastosowanie w inżynierii materiałowej*, Akapit, Kraków, 2000.
11. Arutiunian R.W., Baranow Iu., Bolszow L.A., Maljuta D.D., Sebrant A.Iu., *Wozdejstwie Łazernogo Izluczenia na Materiały*, Nauka, Moskwa, 1989.
12. Bałow W.P., Geminow N., Iwanova W.S., Jatronov D.A., *Powyszenie Żaroprocznosti Austenitnoj Stali Posredstwom Łazernowo Nanecenija Pokrytia*, Fizyka i Chimia Obrabotki Materiałow, 6, 1986.
13. Dowden John (ed), *The Theory of Laser Materials Processing*. Heat and Mass Transfer in Modern Technology, Springer, 2009.
14. Meijer J., *Laser Beam machining (LMB), state of the art and new opportunities*. Journal of Material Processing Technology 149, 2004.

15. Gładusz G.G., Krasickaja L.S., Lewczenko E.B., Czerniakow A.L., *Termo-kapilliarnaja Konwekcija w Żidkosti pod Dejstwem Moszcznego Lazernogo Izluczenija*, Kwantowaja Elektronika, 9, 4, 1982.
16. Arutiunian R.W., Baranow Iu., Bolszow L.A., Maljuta D.D., Sebrant A.Iu., *Wozdejstwie Łazernogo Izluczenia na Materiały*, Nauka, Moskwa, 1989.
17. Viedenov A.A., Gładusz G.G., *Fizyczne Processy pri Łazernoj Obrabotke Materiałow*, Ergoatomizdat, Moskwa 1985.
18. Skripczenko D.I., Smirnow W.N., Grigoriew S.W., *Issledowanije Poteri Energii na Otrazhenie pri Obrabotke Materiałow Moszcznym Łazernym Istuczeniem*, Fizyka i Chimia Obrabotki Materiałow, 6, 1986.
19. Ugłow A.A., Smurow I.Iu., Wołkow A.A., Kulbackij E.B., *Tieplofizyczne Processy Wostanowlenia pri Impulsnom Lazernom Nagrewe*, Inżynierno-Fizyczny Żurnal, 1, 1988.
20. Dutta Majumdar J., Manna Sadhana I., *Laser processing of materials*, Journal of Materials Processing Technology, 28, 3, 2003.
21. Leontiew .A., Czekanowa N.T., Han M., *Łazernaja Powerchnostnaja Obrabotka Metallow i Spławow*, Metallurgia, Moskwa, 1986.
22. Kruth J.P., Tonshoff H.K., Klocke F., *Surface and Sub-Surface Quality in Material Removal Processes for Tool Making*, 12th International Symposium for Electromachining (ISEM), Aachen 11-13 May, 1998.
23. Kawalec M., Jankowiak M., *Kształtowanie struktury stereometrycznej powierzchni w procesie hartowania laserowego stali na tokarce*. Materiały konferencyjne, Wybrane Zagadnienia Obróbek Skoncentrowaną Wiązką Energii (EM 2003), Bydgoszcz, 2003.
24. Abbas G., West D.R., *Laser Surface Cladding of Stellite and Stellite-SiC Composite Deposits for Enhanced Hardness and Wear*, Wear, 143, 1991.
25. Belmondo A., Castagna M., *Wear-Resistant Coatings by Laser Processing*, Wear, 64, 1979.
26. Belockij A.W., Kowaljenko W.S., Wolgin W.I., Pszenicznyj W.I., *Issledowanie Wozmożnosti Legirowania Powierzchności Żeleza Molibdenom pri Wozdejstwiu Izluczenia OKG*, Fizyka i Chimia Obrabotki Materiałow, 3, 1977.
27. Handzel-Powierża Z., Radziejewska J., *Badania nad zastosowaniem wiązki laserowej do modyfikacji warstwy wierzchniej stali*, Postępy Technologii Maszyn i Urządzeń, 1, 1992.

28. Major B., Ebner R., Wołoszyński W., *Materiały uzyskiwane technikami laserowymi: laserowym stopowaniem, spawaniem laserowym, osadzaniem laserem pulsacyjnym*, Sympozjum Naukowo Techniczne: Technika Laserowa w Inżynierii Powierzchni Materiałów, Warszawa, 1997.
29. Molian P., Rajasekhara H., *Laser Melt Injection of BN Powders on Tool Steels I: Microhardness and Structure*, Wear, 114, 1987.
30. Zirianow W.W., *Wlianie Rozmiera i Formy Obrazców na Procznostnyje Charakteristiki Materiałów s Diffuzionnymi Pokrytiami*, Inżynierno-Fizyczny Żurnał, 1, 1988.
31. Astapczik S.A., Babuskin V.B., Ivasko V.S., *Przemiany strukturalne i fazowe przy laserowej obróbce stali i stopów*, MOCiP, 103-105, 1990.
32. Payne D.A., Ham I., *Microhardness of Laser Treated Carbide Coatings on Metal Cutting Tools*, Wear, 33, 1975.
33. Napadłęk W., Przetakiewicz W., Bojar Z., Raczkowski D., Kalita W., *Hardowanie laserowe wybranych części silnika wykonanych z żeliwa szarego niskostopowego*, Przegląd Mechaniczny, 7-8, 1995.
34. Kusiński J., Przybyłowicz K., *Strukturalne aspekty laserowego przetapiania stopów żelaza*, Obróbka Powierzchniowa – II Ogólnopolska Konferencja, Kule k/Częstochowy, 1993.
35. Hegge H.J., De Hosson Th.M., *The Relationship Between Hardness and Laser Treatment of Hypo-Eutectoid Steels*, Scripta Metallurgica, 21, 12, 1987.
36. Hegge H.J., De Hosson Th.M., *Microstructure of Laser Treated Aluminum Alloy*, Acta Metall. Mater., 38, 12, 1990.
37. Abilsitow G.A., Andriahin W.M., Safonow A.N., *Modifikowanie Powerhnosti Materiałów s Pomoszczju Lazernogo Izluczenia*, Izwestia Akademii Nauk SSSR, 8, 1983.
38. Arata Y., *Surface Hardening of Titanium by Laser Nitriding*, Plasma, Electron Beam Technology, 1993.
39. Radziejewska J., *Laserowe wzbogacanie warstwy wierzchniej w wolfram*, Inżynieria Materiałowa, 3, 1991.
40. Arrata Y., *Application of Laser Material Processing Heat Flow in Laser Hardening*, Plasma, Electron Beam Technology, 1993.
41. Major B., Ciach R., Handzel-Powierża Z., Radziejewska J., *Structure Modification by Laser Remelting*, Proceedings of 5 th Int. Conf. on Welding and Melting by Electron and Laser Beams, Jule, 1993.

42. Picraux S.T., Pope L.E., *Tailored Surface Modification by Ion Implantation and Laser Treatment*, Sciences, 226, 1984.
43. Fraś E. *Krystalizacja metali*. WNT, Warszawa, 2003.
44. Kusiński J., Przybyłowicz K., *Strukturalne aspekty laserowego przetapiania stopów żelaza*, Materiały konferencyjne Obróbka Powierzchniowa – II Ogólnopolska Konferencja, Kule k/Częstochowy, 1993.
45. Strutt P.R., Nowotny H., Tuli M., Kear B.H., *Laser Surface Melting of High Speed Tool Steels*, Materials Science and Engineering, 36, 1978.
46. Gremand M., Carrard M., Kurz W., *Microstructure of Rapidly Solidified Al-Fe Alloys Subjected to Laser Surface Treatment*, Acta Metall. Mater., 38, 12, 1990.
47. Kear B.H., Breinan E.M., Greenwald L.E., *Laser Glazing – a new Process for Production and Control of Rapidly Chilled Metallurgical Microstructures*, Metals Technology, 4, 1979.
48. Napadłek W., Przetakiewicz W., Bojar Z., Raczkowski D., Kalita W., *Harowanie laserowe wybranych części silnika wykonanych z żeliwa szarego niskostopowego*, Przegląd Mechaniczny, 7-8, 1995.
49. Górka A., *Model tworzenia warstwy dyfuzyjnej Fe-Cr przy nagrzewaniu wiązką laserową żelaza z powłoką chromu galwanicznego*, Rozprawa Doktorska, Wojskowa Akademia Techniczna, Warszawa, 1986.
50. Grigorijanc A.G., Safonow A.H., *Metody Powerhnostnoj Łazernoj Obrabotki*, Łazernaja Technika i Technologia, 1990.
51. Arutiunian R.W., Baranow Iu., Bolszow L.A., Maljuta D.D., Sebrant A.Iu., *Wozdejstwie Łazernogo Izluczenia na Materiały*, Nauka, Moskwa, 1989.
52. Wiedenow A.A., Gładusz G.G., Drobiazko .W., Lebczenko E.B., *Fizyczeskie Processy pri Głubokom Proniknowenii Łazernogo Łuczka w Metally*, Izwestia Akademii Nauk SSSR, 8, 1983.
53. Arata Y., *Development of Ultra High Energy Density Heat Source and its Application to Heat Processing*. Osaka, Published by Okada Memorial Japan Society for the Promotion of Welding, 1985.
54. Bauerle D., *Laser chemical processing; an overview to the 30th anniversary*. Appl. Phys. A, 101, 2010.
55. Kowalienko W.S., Wołgin W.I., *Osobiennosti Łazernogo Legirowanija Powierchnosti Żeleza Vanadiem*, Fizyka i Chimia Obrabotki Materiałów, 3, 1978.

56. Radziejewska J., Skrzypek, S. Microstructure and residual stresses in surface layer of simultaneously laser alloyed and burnished steel. *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 209, 2009.
57. Wilden J., Bergmann J.P., Dolles M., *New perspectives to improve properties of laser clad coatings*, Proceedings of the LANE'04, Erlangen, 2004.
58. Grigorijanc A.G., Safonov A.H., *Metody powierhnostnoj lazernoj obrabotki*, Lazerna Technika i Technologia, Moskwa, 1989.
59. Kovalienko W.S., *Uproczenie detalej luzom lasera*, Technika, Kijew, 1981.
60. Gripenberg H. et al., *Prediction and Measurement of Residual Stresses in Cladded Steel*, *Materials Science Forum*, 404-407, 2002.
61. Robinson J.R., Van Brussel A. B., De Hosson J. Th.M., Reed R.C., *X ray measurement of residual stresses in laser melted Ti-6Al-V alloy*, *Material Science and Engineering A208*, 1996.
62. Gireń B.G., Szkodo M., Steller J., *The influence of residual stresses on cavitation resistance of metals – an analysis based on investigations of metals remelted by laser beam and optical discharge plasma*, *Wear*, 233-235, 1999.
63. Grum J., Sturm R., *A new experimental technique for measuring strain and residual stresses during a laser remelting process*, *Journal of Materials Processing Technology*, 147, 2004.
64. Grum J., Znidarsic M., *Strain Measurement during Laser Surface Cladding of Low Carbon Steel and Analysis of Residual Stresses*, *Materials Science Forum*, 404-407, 2002,.
65. Cheng W., Finnie I., Gremaud M., Rosselet A., Streit R.D., *The Compliance Method for Measurement of Near Surface Residual Stresses – Application and Validation for Surface Treatment by Laser and Shot-Peening*. *Trans. Of the ASME JOURNAL of Eng. Materials and Technology*, 116, 1994.
66. Komorek Z., Bojar Z., *Stabilność strukturalna warstwy wierzchniej żarowytrzymałych stopów niklu po obróbce laserowej*, *Symposium Naukowo Techniczne, Technika laserowa w Inżynierii Powierzchni Materiałów*, Warszawa, 1997.
67. Petitbon A., et al, *Laser Surface Treatment of Ceramic Coatings*, *Mat. Science and Engineering*, A121, 1989.
68. Bruckner F., Lepski D., Beyer E., *FEM calculation of thermally induced stress In laser clad coatings*, F. Vollerstsen (ed) *Proc LIM, Lasers in Manufacturing*, Munich, 2007.

69. Bruckner F., Lepski D., Beyer E., *Modeling the influence of process parameters and additional heat sources on residual stresses in laser cladding*, Journal of Thermal Spray Technology, 16, 2007.
70. Kahlen F.J., Kar A., *Residual stresses in laser-deposited metal parts*, Journal Laser Applications, 13, 2001.
71. Nickel A.H., Barnett D.M., Prinz, F.B., *Thermal stresses and deposition patterns in layered manufacturing*, Materials Sci. and Eng., A317, 2001.
72. Ignatiev M., Kovalev E., Melekhin I., Sumurov I. Yu., Surllese S., *Investigation of the hardening of titanium alloy by laser nitriding*, Wear, 166, 1993.
73. De Hosson J. Th. M., Noordhuis J., *Surface Modification by Means of Laser Melting Combined with Shot Peening*. Material Science and Engineering, A121, 1989.
74. Anthony T.R., Cline H.E., *Surface Rippling Induced by Surface-Tension Gradients During Laser Surface Melting and Alloying*, Journal Appl. Phys., 48, 9, 1977.
75. Urpin W.A., Jakowlew D.G., *Wozbuzhdenie Kapilliarnyh Woln w Niejednorodno Progretych Židkih Plenkah*, Journal of Technical Physics, 59, 2, 1989.
76. Dutta P., Joshi Y., Janaswami R., *Thermal modeling of GTAW process with non axisimetric boundary conditions*, Numerical Heat Transfer, A27, 1995, 499-518.
77. Chande T., Mazumder J., *Estimating effects of processing conditions and variable properties upon pool shape, cooling rates, and absorption-coefficient in laser welding*. Journal Appl. Phys., 56, 1984.
78. Chan C., Mazumder J., Chen M.M., *Effect of surface tension gradient driven convection in laser melt pool -3-dimentional perturbation model*, Journal Appl. Phys., 64, 1998.
79. Chen S.C., Cahill D.G., Grigoropoulos C.P., *Melting and surface deformation in pulsed laser surface modification of Ni-P disks*, Journal Heat Mass Transfer, 44, 2000.
80. Iwamoto M., Ye M., Grigoropuulos C.P., Greif R., *Numerical analisis of pulse laser heating for the deformation of metals*, Numer. Heat Transfer A-Appl. 34, 2008.
81. Fun H.G., Tsai H.I., Na S.J., *Heat transfer and fluid flow in a partially or fully penetrated weld pool in gas tungsten arc welding*, Int. Journal Heat Mass Transfer, 44, 2001.
82. Sim B.C., Kim W.S., *Melting and dynamic surface deformation in laser surface heating*. Int. Journal Heat and Mass Trasfer, 2005, 48.

83. Ha E.J. Kim W.S., *A study of low-power density laser welding process with evolution of free surface*, Int. Journal of Heat Fluid Flow, 26, 2005.
84. Lindgren L.E., *Finite element modeling and simulation of welding*, Journal Term Stress, 24, 2001.
85. Kim Y.-D., Kim W.-S., *A numerical analysis of heat and fluid flow with a deformable curved free surface in laser melting process*, Int. Journal of Heat and Fluid Flow 29, 2008.
86. Kou S., Wang Y.H., *Weld pool convection and its effect*, Welding Journal, 65, 1986.
87. Cline H.E., Anthony T.R., *Heat Treating and Melting Material with a Scanning Laser or Electron Beam*, Journal Appl. Phys., 48, 9, 1977.
88. Radziejewska J., *The geometric surface structure after laser alloying*, Proceedings of Int. Conf. On Measurements of Sculptured Surfaces, 24-26 11, Kraków, 1997.
89. Radziejewska J., *Struktura geometryczna powierzchni po stopowaniu laserowym*. Postępy Technologii Maszyn i Urządzeń, 4, 1997.
90. Radziejewska J., *The application of the surface topography measurement for the laser alloying process description*. Proceedings of X International Colloquium on Surfaces, January 2000, Chemnitz.
91. Radziejewska J., *Chropowatość i falistość powierzchni po stopowaniu po stopowaniu laserowym*, Wybrane zagadnienia obróbek skoncentrowaną wiązką energii, praca zbiorowa pod redakcją M. Styp-Rekowskiego, Bydgoszcz, 2003.
92. Radziejewska J., *Surface layer morphology due to laser alloying process*, Journal of Engineering Manufacture Part B, Proc. IMechE., 220, 2006.
93. Ukar E. Lamikiz A. et al, *Laser polishing of too steel with CO<sub>2</sub> laser and high-power diode laser*. International Journal of Machine Tools & Manufacture, 50, 2010.
94. Radek N., Wajs E., Luchka M., *The WC-Co electrospark alloying coatings modified by laser treatment*. Powder Metallurgy and Metal Ceramics, 47, 2008, 3-4, 197-201.
95. Tokarev V.N., Marine W., Prat C., Sentis M., *„Clean” Processing of Polymers and Smoothing of Ceramics by Pulsed Laser Melting*, Journal Appl. Phys., 77, 9, 1995.
96. Ursu I., Mihailescu I.N., Popa Al., Prokhorov A.M., Konov V.I., Ageev V.P., Tokarev V.N., *CO<sub>2</sub>- Laser Radiation Absorption by Metal Gratings*, Appl. Phys. Lett., 45, 4, 1984.

97. Skripchenko D.I., Smirnow W.N., Grigoriew S.W., *Issledowanije Poter Energii na Otrazhenie pri Obrabotke Materialow Moszcznym Lazernym Isluczeniem*, Fizyka i Chimia Obrabotki Materialow, 6, 1986.
98. Gao Y., Wu B., Zhou Y., Tao S., *A two-step nanosecond laser surface texturing process with smooth surface finishing*, Applied Surface Science, 257, 2011.
99. Oliverira V., Ausset S., Vilar R., *Surface micro/nonostructuring of titanium under stationary and non-stationary femsecond laser irradiation*, Applied Surface Science, 225, 2009.
100. Lewczenko E.B., Czerniakow A.L., *Nieustoiczivost Powierzchnostnyh Woln w Nieodnorodno Nagretoj Židkosti*, Žurnal Eksperimentalnoj i Teoreticzeskoj Fiziki, 8, 1981.
101. Pantelenko F., Sieniawski J., Konstantinow W., *Wytwarzanie techniką laserową powłok ochronnych z borem na tytanie i stali węglowej*, Obróbka Powierzchniowa – II Ogólnopolska Konferencja, Kule k/Częstochowy, 1993.
102. Kowalienko W.S., Wolgin W.I., *Osobiennosti Lazernogo Legirowanija Powierzchnosti Żeleza Vanadem*, Fizyka i Chimia Obrabotki Materialow, 3, 1978.
103. Belmondo A., Castagna M., *Wear-Resistant Coatings by Laser Processing*, Wear, 87, 1979.
104. Agarwal S.C., Ocken H., *The Microstructure and Galling Wear of a Laser-Melted Cobalt-Base Hardfacing Alloy*, Wear, 140, 1990.
105. Radziejewska J., Kalita W., Bartoszewicz A., *Proceedings of Laser Technologies in Welding and Materials Processing*, Katsiveli Crimea, Ukraina, May 2005, 162-164.
106. Draper C.V., *Laser surface alloying, the state of the art*. Journal of Metals, 34, 1982.
107. Major B., Ebner R., Wołoszyński W., *Materiały uzyskiwane technikami laserowymi, laserowym stopowaniem, spawaniem laserowym, osadzaniem laserem pulsacyjnym*, Sympozjum Naukowo Techniczne: Technika laserowa w inżynierii powierzchni materiałów, Warszawa, 1997.
108. Fastow M., Bamberger M., *Laser Nitriding of AISI 4340 Steel*, Scripta Metallurgica, 22, 1988.
109. Pantelenko F., Sieniawski J., Konstantinow W., *Wytwarzanie techniką laserową powłok ochronnych z borem na tytanie i stali węglowej*. Obróbka Powierzchniowa – II Ogólnopolska Konferencja, Kule k/Częstochowy, 1993.
110. Steen W.M., *Laser material processing*. Springer-Verlag, London 1991.



111. Przybyłowicz K., Kusiński J., Krehlik R., Malczyk B., *Zwiększenie żywotności narzędzi skrawających poprzez obróbkę laserową*, *Studia i Materiały*, tom IV, 2, 1998.
112. Radziejewska J., Hoffman J., Kalita W. *Odporność na zużycie ściernie warstwy wierzchniej modyfikowanej wiązką laserową*, *Przegląd Mechaniczny*, 13-14, 1996.
113. Przybyłowicz J., Kusiński J., Przybyłowicz K., *Nowe kierunki w rozwoju powłok absorpcyjnych przy nagrzewaniu laserowym stali*, *Obróbka Powierzchniowa – II Ogólnopolska Konferencja*, Kule k/Częstochowy, 1993.
114. Li Z., Zou J., Xu Z., *Effect of Laser Processing on the Cavitations Erosion of Cr-Mo-Cu Alloy Cast Iron*, *Wear*, 119, 1987.
115. Tomlinson W.J., Cash M., Bransden A.S., *Dry Sliding Wear of Grey Iron Laser Surface Alloyed With 14%-40% Chromium*, *Wear*, 142, 1991.
116. Bałow W.P., Geminow .N., Iwanowa W.S., Jatronow D.A., *Powyszenie Żaropropczności Austenitnoej Stali Posredstwom Łazernowo Nanecenija Pokrytia*, *Fizyka i Chimia Obrabotki Materiałow*, 6, 1986.
117. Gusenkov A.A., Petrova I.M., Polakov A.N., *Wpływ powierzchniowych obróbek laserowych i plazmowych na wytrzymałość zmęczeniową stali konstrukcyjnych*, *MOCiP*, 101-102, 1989.
118. Cerny I., Furbacher I., Linhart V., *Influence of Laser Hardening on Fatigue Properties of Carbon Steels*, *Surface Treatment Effects*, 9, 2001.
119. Bobyrew W.A., Bunkin F.W., Kiriczenko N.A., Lukjanczuk B.S., Simakin A.W. *Osobennosti Wosplamenenija I Gorenija Titana w Okiclitelinoj Srede pod Dejstwem Izluczenija CO<sub>2</sub>-Łazera*, *Kwantowaja Elektronika*, 9, 4, 1982.
120. Komorek Z., Bojar Z, *Stabilność strukturalna warstwy wierzchniej żarowytrzymałych stopów niklu po obróbce laserowej*, *Symposium Naukowo Techniczne: Technika laserowa w Inżynierii Powierzchni Materiałów*, Warszawa 1997.
121. Szirokow. W., Sobolewskij A.T. *Powyszenie Żarostojkosti Titanowych Splawow Legirowaniem*, *Fizyko-Chimiczeskaja Mechanika Materiałow*, 1, 1989.
122. Stokes P.S., Stott F.H., Wood G.C., *The influence of Laser Surface Treatment on the High-Temperature Oxidation of Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Forming Alloy*, *Mat. Science and Eng.*, A121, 5, 1989.

123. Wu W., Streiff R., Maocai W., *Effect of Laser Surface Modification on High-Temperature Oxidation and Corrosion Behavior of Alloys and Coatings*, Mat. Science and Eng. A121, 5, 1989.
124. Huntz A.M., Puig T., et al., *Laser Melting of an NiCr Alloy Precoated with Carbon: High-Temperature Oxidation and Wear Resistance*, Mat. Science and Eng., A121, 5, 1989.
125. Polański R., *Promieniowanie laserowe- oddziaływanie na ciała stałe*, WNT, Warszawa, 1990.
126. Shercliff H.R., Ashby M.F., *Master plots for predicting the case-depth in laser surface treatments*, Cambridge University Engineering Publication Cued-Mat/TR134, 1986.
127. Carslaw H.C., Jager J.C., *Conduction of heat in solids*, Oxford Science Publication; Oxford, 1997.
128. Yokoya S., Matsunawa A., *Surface tension driver flow in semi-cylindrical basin*. Trans Japan Weld. Soc., 16, 1983.
129. Chande T., Mazumder J., *Mass-transport in laser surface alloying-iron-nickel system*, Appl. Phys. Lett., 41, 1982.
130. Willis D.A. Xu X., *Transport phenomena and droplet formation during pulsed laser interaction with thin films*, Journal Heat Transfer, 122, 2000.
131. Chan C., Mazumder J., Chen M.M., *A 2-dimensional transient model for convection in laser melted pool*. Metall. Trans A Phys Metall Mater., 15, 1984.
132. Chan C., Mazumder J., Chen M.M., *3-dimensional axisymmetrical model for convection In laser-melted pools*. Materials Sci. Technology, 3, 1987.
133. Chan C., Mazumder J., Chen M.M., *Efect of surface tension gradient driven convection in laser melt pool -3-dimentional perturbation model*, Journal Appl. Phys. 64, 1998.
134. Mazumder J., Stern W.M., *Heat transfer model for CW laser material processing*. Journal Appl. Phys., 51, 1980.
135. Chakraborty S., Sakar P., Dutta P., *Scaling analysis of momentum and heat transport in gas tungsten arc welding pools*, Science and Technology of Welding and Joining, 7, 2002.
136. Robert A., Debroy T., *Geometry of laser spot Welds from Dimensionless Numbers*, Metallurgical and Materials Transactions B, 32B, 2001.

137. P. Mohan Raj, Sarkar S., Charaborty S., Pradip Dutta, *Three-dimensional computational modeling of momentum, heat and mass transfer in laser surface alloying with distributed melting of alloying element*. Int. Journal of Numerical Methods for heat & Fluid Flow, 11, 2, 2001, 576-599.
138. Dutta J., Majumdar I., Manna Sadhana, *Laser processing of materials*, 28, Parts 3, 2003.
139. Semak VV, Damkroger B., Kempka S., *Temporal evolution of the temperature field in the beam interaction zone during laser material processing*, Journal Phys. D 32, 1999.
140. Mackwood A.P., Crafer R.C., *Thermal modeling of laser welding and related process: a literature review*. Optic&Laser Technology, 37, 2005.
141. Joshi Y., Dutta P., Espinosa P., Schupp P., *Non axisymmetric convection in stationary gas tungsten arc weld pools*, Transaction of ASME Journal of Heat Transfer, 119, 1997.
142. Chakraborty S., Sakar P., Dutta P., *Scaling analysis of momentum and heat transport in gas tungsten arc welding pools*. Science and Technology of Welding and Joining 7, 2002.
143. Atthey D.R., *A mathematical model for fluid flow in weld pool at high currents*. Journal of Fluid Mechanics 98, 1980.
144. Aboutatelebi M., Hassan R.M., Guthrie R.I.L., *Numerical study of coupled turbulent flow and solidification for steel slab clusters*. Numerical Heat Transfer, A 28, 1995.
145. Shy W, Pang Y., Hunter G., Wei B.D.y., Chen M.H., *Modeling of turbulent transport and solidification during continuous ingot casting*, Int. Journal of Heat and Mass Transfer 15, 1992.
146. Hong K., Weckman D.C., Strong A.B., *The influence of thermofluid phenomena in gas tungsten arc welding in high and low thermal conductivity metals*, Canadian Metallurgical Quarterly, 37, 3-4, 1998.
147. Charaborty N., *The influence of turbulence on molten pool transport during melting and solidification processes in continuous condition mode laser welding of copper-nickel dissimilar couple*, App. Thermal Eng. 29, 2009.
148. Zacharia T., David S.A., Vitek J.M., *Effect of evaporation and temperature dependent material properties on weld pool development*, Metall. Trans. B, 1991, 22B.
149. Heiple C.R., Ropper J.R., *Mechanism for minor elements effect on GTA fusion zone geometry*, Weld Journal, 61, 1982.

150. Han L., Liou FW, Phatak KM., *Modeling of laser cladding with powder injection*, Metall. and Materials Transactions, B 35, 2004.
151. Ehlen G., Ludwig A., Sahn P.R., *Simulation of Time-Dependent Pool Shape during laser spot welding: Transient Effects*. Metallurgical and Materials Transaction A 34A, 2003.
152. Mishara S., Debroy T., *A heat-transfer and fluid flow based model to obtain a specific weld geometry using various combinations of welding variables*, Journal Appl. Phys., 98, 2005
153. Didenko T, Kusiński J., *Turbulentny model transport masy w procesie laserowego przetapiania żeliwa sferoidalnego*, Inżynieria Materiałowa, 5, 2005.
154. Didenko T., Kusiński J., *Wielofazowy model transportu masy i ciepła w procesie laserowego przetapiania żelaza armko z naniesioną powłoką chromu*. Inżynieria Materiałowa 5, 2006, 346-367.
155. Didenko T., *Laserowa obróbka przetopieniowa – modelowanie i weryfikacja eksperymentalna kształtu i wielkości strefy przetopionej oraz rozmieszczenia domieszek*. Praca doktorska, Kraków, 2006.
156. Heiple C.R., Roper J.R., *Surface Active Element Effects on shape of GTA, Laser and Electron Beam Welds*, Welding Journal, 62, 1983.
157. Brimacombe J.K., Weinberg F., *Observations of Surface Movements of Liquid Copper and Ti.*, Metallurgical Transaction, 3, 1972, 2298 – 99.
158. Xue X.M., Jiang H.G., Sui Z.T., Ding B.Z., Hu Z.Q., *Heat and fluid flow in Pulse d Current GTA Weld pool*, Metall. Trans. B. 27, 1996.
159. Roper J.R., Olsen D.L., *Capillarity effects in GTA weld penetration of 21-6-9 stainless steel*, Welding Journal, 57, 1978.
160. Keene B.J., Mill K.C., Brooks J., *The thermodynamic stability of the thin films of fluid in uniform shearing motion*, Mater. Sci. Technology, 1, 1985.
161. Keene B.J., Mills K.C., Bryant J.W., Hondros E.D., *Effect of surface activate elements on surface tension of iron*, Can. Metall., 21, 1982.
162. Lancaster J.F., Mills K.C., *International Institute of Welding Recommendation*, 212-16.
163. Mills K.C., Keene B.J., *Factors affecting variable weld penetration*, Int. Matter. Rev. 35, 1990.
164. Hsieh R.I., Pan Y.T., Liou H. Y., *The study of minor elements and shelding gas on penetration In TIG welding of type 304 stainless steel*, Journal of Materials Engineering and Performance, 8, 1999, 68-74.

165. Phanikumar G. Chattopadhyay K. Pradip Dutta, *Modeling of transport phenomena in laser welding of dissimilar metals*. Int. Journal of Numerical Methods for Heat & Fluid Flow, 11, 2, 2002.
166. Przybylski W., *Technologia obróbki nagniataniem*. WNT, 1987.
167. Tubielewicz K., *Analiza zjawisk towarzyszących odkształceniu warstwy wierzchniej w procesie nagniatania*, Wydawnictwo Politechnika Częstochowska, 1990.
168. Tubielewicz K., *Technologia nagniatania żeliwnych części maszynowych*, Wydawnictwo Politechnika Częstochowska, Częstochowa, 2000.
169. Kukielka L., *Teoretyczne i doświadczalne podstawy powierzchniowego nagniatania tocznego z elektrokontaktowym nagrzewaniem*, WSI, 1994.
170. Kukielka L., Kułakowska A., Patryk R., *Problematyka kształtowania jakości technologicznej części w procesie nagniatania powierzchniowego*. Pomiar, Automatyka Kontrola, 54, 4, 2008.
171. Wyrzykowski J.W., Pleszakow E., Sieniawski J., *Odkształcanie i pękanie metali*. WNT, Warszawa, 1999
172. Polański Z., Sokołowski T., Okoński S., *Dogniatanie toczne powierzchni walcowych zewnętrznych. Krążkowanie i kulowanie*. Normatywy technologiczne, Warszawa, 1974.
173. Tubielewicz K., Tatar K., *Odporność na zużycie żeliwa po obróbce nagniataniem. Technologia obróbki przez nagniatanie*. Bydgoszcz SIMP ATR, 1984.
174. Drozd M.S., Fiedorov A.B., Sibiakin J. I., *Raszczet głębiny rozprostranienia plastycznych deformacji*. Wiestnik Maszynostrojenia, 1, 1972.
175. Przybylski W., Jezierski J., *Metody obliczania głębokości warstwy umocnionej po dogniataniu powierzchniowym*, Przegląd Mechaniczny, 4, 5, 1977.
176. Panszew D.D., *Uprozczenie detalej obratkoj szarikami*. Maszynostrojenie, Moskwa, 1968.
177. Klocke, F., Liermann, J., *Roller burnishing of hard turned surfaces*, Int. Journal Mach. Tools Manuf. 38 (5), 1996.
178. Loh, N.H., Tam, S.C., *Effects of ball burnishing parameters on surface finish—a literature survey and discussion*. Precis. Eng. 10 (4), 1988.
179. Shiou F.-J., Hsu C.-Ch., *Surface finishing of hardened and tempered stainless tool steel using sequential ball grinding, ball burnishing and ball polishing processes on a machining centre*. Journal of Materials Processing Technology, 205, 2009.

180. Franzen V., Trompeter M., Brosius A., Tekkaya A. E., *Finishing of thermally sprayed tool coatings for sheet metal forming operations by roller burnishing*, Int. Journal Mater. Form, 3, Suppl. 1, 2010.
181. Harada Y., Fukauara K., Kohamadab S., *Effects of microshot peening on surface characteristics of high-speed tool steel*, Journal of Materials Processing Technology, 201, 2008.
182. Harada Y., Mori K., *Effect of processing temperature on warm shot peening of spring steel*, Journal of Materials Processing Technology, 162–163, 2005.
183. Wick A., Schulze V., Vohringer O., *Effects of warm peening on fatigue life and relaxation behavior of residual stresses in AISI 4140 steel*, Materials Science and Engineering, A293, 2000.
184. Menig R., Schulze V., Vohringer O., *Optimized warm peening of the quenched and tempered steel AISI 4140*, Materials Science and Engineering, A335, 2002, 198–206.
185. Cheng W., Finnie I., Gremaud M., Rosselet A., Streit R.D., *The Compliance Method for Measurement of Near Surface Residual Stresses-Application and Validation for Surface Treatment by Laser and Shot-Peening*, Transactions of the ASME, 116, 1994.
186. Jankowiak M., *Laserowe wspomaganie toczenia twardej ceramiki Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>*. Wybrane Zagadnienia Obróbek Skoncentrowaną Wiązką Energii, Konferencja EM 2003, Bydgoszcz, 2003.
187. Tsai, C.-H., Ou, C.-H., *Machining a smooth surface ceramic material by laser fracture machining technique*, Journal Mater. Processing Technology, 155–156, 2004.
188. Tian, Y., Shin, Y.C., *Laser-assisted burnishing of metals*, Int. Journal Machine Tools Manufacture, 47 (1), 2007.
189. Projekt badawczy 5T07D02223, *Kształtowanie warstwy wierzchniej w procesie obróbki laserowo-mechanicznej*, Kierownik J. Radziejewska, 2002-2005.
190. Projekt badawczy N50302432/3472, *Optymalizacja parametrów obróbki laserowo-mechanicznej nagniataniem ze względu na stan WW*. Kierownik J. Radziejewska, 2007-2010.
191. Jendrzewski R. et al, *Characterization of the laser-clad Stellite layers for protective coatings*, Materials and Design, 23, 1998.
192. Dobrzański L., Hajduczek E., Marciniak J., Nowosielski R. *Metaloznawstwo i obróbka cieplna materiałów narzędziowych*, WNT, Warszawa, 1990.

193. Polijaniuk A., Handzel-Powierża Z., Radziejewska J., *Influence of Laser Treatment on Contact Stiffness*. Proc. of the LANE '94, Erlangen, Germany, 1994.
194. Radziejewska J., Kalita W., *Badanie wpływu parametrów obróbki hybrydowej na mikrostrukturę warstwy wierzchniej*, Przegląd Spawalnictwa, 10, 2009.
195. Peklenik J., *Developments in surface characterization and measurements by means of random process analysis*, Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, 182, part 3K, 1967-1968.
196. Williamson J.B.P., *Microtopography of surfaces*, Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, 182, part 3K, 1967-1968.
197. Stout K.J. et al., *The Development of methods for the Characterization of roughness in three dimensions*, In: Publication No. EVR 15178EN, Commission of the European Communities, 1993.
198. Nowicki B., *Struktura geometryczna, chropowatość i falistość powierzchni*. WNT, Warszawa, 1991.
199. Radziejewska J., *Wpływ stopowania laserowego na strukturę geometryczną i stan warstwy wierzchniej*. Rozprawa doktorska. Instytut Mechaniki Precyzyjnej, Warszawa, 1999.
200. Polański Z., *Planowanie eksperymentu w nauce*, PWN, Warszawa, 1981.
201. Mańczak K., *Metody identyfikacji wielowymiarowych obiektów sterowania*, WNT, Warszawa 1970.
202. Filipowski R., *Application of matrix calculus for determining the coefficients of the linear regression for varying degrees of a matrix describing the set of normal equations*. The Archive of Mechanical Engineering, 43, 1, 1996.
203. Launder B.E., Spalding B.D., *Mathematical models of turbulence*. Academic Press, New York, 1972.
204. McNallan M.J. Debroy T., *Metal Trans.*, 22B, 1991.
205. *Metallic Materials Properties Development and Standardization (MMPDS)* April 2008, [www.knowel.com](http://www.knowel.com)
206. Chan C., Mazumder J., Chen M.M., *3-dimensional axisymmetrical model for convection in laser-melted pools*. Materials Sci. Technology, 3, 1987.
207. Chan C., Mazumder J., Chen M.M., *Effect of surface tension gradient driven convection in laser melt pool -3-dimensional perturbation model*. Journal Appl Phys, 64 1998.
208. Tyrkiel E., *Termodynamika*, WPW, Warszawa, 1981.

209. Hsieh R-I., Pan Y-T., Liou H-Y., *The study of Minor Elements and Shielding Gas on penetration In TIG Welding of Type 304 Stainless Steel*, Journal of Materials Engineering and Performance, 68, 1999.
210. Tseng K-H., Hsu Ch-Y., *Performance of active TIG process in austenitic stainless steel welds*, Journal of Materials Processing technology, 211, 2011.
211. Dong W., Lu S., Li D., Li Y., *Modeling of the Weld Shape Development During the Autogenous Welding Process by Coupling Welding Arc with Weld Pool*. Journal of Materials Engineering and Performance, 19(7), 2010.
212. Sahoo P., Debroy T., McNallan M., *Surface Tension of Binary Metal Surface Active Solute System under condition relevant to welding metallurgy*, Metall. Trans., B 19, 1988.
213. Yao M.X., Wu J.B.J., Xie Y., *Wear, corrosion and cracking resistance of some W-or Mo containing alloys*, Materials Science and Engineering A 407, 2005.
214. Persson D.H.E., Jacobson S., Hogmarc S., *Effect of temperature on friction and galling of laser processed Norem 02 and Stellite 21*, Wear 225, 2003.
215. Skrzypek S.J., Baczmański A., Wesołowski Z., Zowczak W., *Residual macrostresses of metal plates after laser forming*, Proc. of XVI-th Physical Metallurgy and Material Science Conf. on Advanced Materials and Technologies AMT'2001, Gdańsk-Jurata, Poland, Inżynieria Materiałowa, 22, 5, 2001.
216. Skrzypek S.J., Karp J., Chrusciel K., *Improvement and Computerization in Residual Macrostress Measurement by the  $\sin^2\psi$  Method*, Przegląd Mechaniczny, 20, 1989.
217. Skrzypek S.J., *Nowe możliwości pomiaru makro-naprężeń własnych w materiałach przy zastosowaniu dyfrakcji promieniowania X w geometrii stałego kąta padania*, Rozprawy i monografie 108, Uczelniane Wyd. Nauk.-Dydaktyczne AGH, Kraków, 2002.
218. Shivamurthy R.C., et al. *Influence of microstructure on slurry erosive wear characteristics of laser surface alloyed 13Cr-4Ni steel*, Wear, 267, 2009.
219. Demkin M.B., *A device for measuring the deformation at the point contact of two surfaces under compression*, Bull. Izobretanii, 19, 1959.



220. Szulc S., Stefo A., Nowicki B. *Obróbka powierzchniowa*. PWN, Warszawa, 1970.
221. Yao M.X. Wu J.B.J., Xie Y., *Wear, corrosion and cracking resistance of some W-or Mo containing alloys*, Materials Science and Engineering A 407, 2005, 234-244.
222. Radziejewska J., Nowicki B., Kalita W., *Mikromłoteczkowanie powierzchni elementów hartowanych laserowo*, Obróbka Elektroerozyjna, EM'06 Bydgoszcz – Wiktorowo, 24-26 05 2006.
223. Radziejewska J., Nowicki B., Kalita W., Bartoszewicz A., *Surface layer properties after simultaneous laser-mechanical treatment*, Proceedings of Laser Assisted Net Shape Engineering, Lane 2007, Erlangen, 2007.
224. Radziejewska J., Nowicki B., Kalita W., *Laser burnishing method for surface laser modification*, Journal of Engineering Manufacture Proceedings of the IMechE Part B., 222, B7, 2008.
225. Radziejewska J., *Influence of laser-mechanical treatment on surface topography, erosive wear and contact stiffness*, Materials and Design, 32, 2011.