

Politechnika Poznańska  
Wydział Inżynierii Mechanicznej



## ROZPRAWA DOKTORSKA

# Laserowe wspomaganie procesu toczenia stopu niklowo-miedziowego z warstwą borowaną

---

mgr inż. Mateusz KUKLIŃSKI

Promotor  
dr hab. inż. Damian PRZESTACKI, prof. PP

Promotor pomocniczy  
dr hab. inż. Aneta Bartkowska

Poznań 2022

## **SPIS TREŚCI**

<b>Wykaz ważniejszych oznaczeń i skrótów .....</b>	<b>3</b>
<b>Streszczenie .....</b>	<b>4</b>
<b>Abstract .....</b>	<b>5</b>
<b>1. Wprowadzenie .....</b>	<b>6</b>
<b>2. Aktualny stan zagadnienia .....</b>	<b>7</b>
<b>2.1. Charakterystyka i zastosowanie stopu Monel 400 .....</b>	<b>7</b>
<b>2.2. Borowanie stopów niklu i stopów niklowo-miedziowych .....</b>	<b>14</b>
2.2.1. Charakterystyka procesu borowania powierzchni metali.....	14
2.2.2. Uzasadnienie zastosowania boru do poprawy twardości stopów Ni-Cu.....	15
2.2.3. Efekty borowania powierzchni niklu i jego stopów .....	19
2.2.4. Borowanie stopów niklowo-miedziowych.....	24
<b>2.3. Stopowanie borem przy użyciu lasera .....</b>	<b>27</b>
2.3.1. Charakterystyka procesu stopowania laserowego.....	27
2.3.2. Stopowanie laserowe borem.....	30
2.3.3. Borowanie laserowe stopów niklu .....	33
2.3.4. Borowanie laserowe stopów niklowo-miedziowych.....	35
<b>2.4. Obróbka powierzchni wspomagana laserem .....</b>	<b>37</b>
2.4.1. Chropowatość powierzchni przetapianych laserowo i metody jej obniżenia .....	37
2.4.2. Termiczne wspomaganie skrawania.....	40
2.4.3. Wspomagane laserem toczenie powierzchni napawanych.....	46
<b>2.5. Podsumowanie analizy literatury i wnioski do badań własnych.....</b>	<b>48</b>
<b>3. Cele pracy i zakres badań.....</b>	<b>49</b>
<b>4. Tezy pracy .....</b>	<b>49</b>
<b>5. Metodyka badań .....</b>	<b>50</b>
<b>5.1. Materiały stosowane w badaniach .....</b>	<b>50</b>
<b>5.2. Materiały narzędziowe.....</b>	<b>51</b>
<b>5.3. Stopowanie laserowe borem .....</b>	<b>52</b>
5.3.1. Stopowanie laserowe borem powierzchni płaskich .....	52
5.3.2. Stopowanie laserowe borem wałka przeznaczonego do toczenia .....	54
<b>5.4. Stanowisko badawcze do oceny wskaźników skrawalności.....</b>	<b>56</b>
<b>5.5. Technika badań .....</b>	<b>58</b>
5.5.1. Preparatyka zglądów metalograficznych .....	58
5.5.2. Pomiar głębokości przetopienia i analiza mikrostruktury .....	58
5.5.3. Pomiar mikrotwardości .....	59
5.5.4. Badanie odporności na zużycie przez tarcie .....	60
5.5.5. Pomiar siły skrawania .....	61
5.5.6. Badanie chropowatości powierzchni obrabianej .....	61
5.5.7. Analiza trwałości ostrza skrawającego .....	62
5.5.8. Opracowanie wyników badań .....	63
<b>6. Warunki badań.....</b>	<b>64</b>

<b>7. Wyniki i analiza badań .....</b>	<b>65</b>
<b>7.1. Badania próbek płaskich .....</b>	<b>65</b>
7.1.1. Głębokość stref przetopionych.....	65
7.1.2. Mikrostruktura warstw borowanych .....	67
7.1.3. Mikrotwardość powierzchni po borowaniu laserowym .....	70
7.1.4. Odporność powierzchni borowanych na zużycie przez tarcie .....	71
<b>7.2. Badania wałka borowanego przeznaczonego do toczenia .....</b>	<b>74</b>
7.2.1. Głębokość stref przetopionych.....	74
7.2.2. Mikrostruktura stref przetopionych.....	76
7.2.3. Mikrotwardość stref przetopionych .....	77
<b>7.3. Ocena wskaźników skrawalności.....</b>	<b>79</b>
7.3.1. Dobór narzędzia skrawającego.....	79
7.3.2. Pomiar siły skrawania .....	80
7.3.3. Struktura geometryczna powierzchni obrabianej .....	82
7.3.4. Trwałość ostrza skrawającego.....	84
<b>8. Wnioski końcowe.....</b>	<b>86</b>
<b>8.1. Wnioski poznawcze .....</b>	<b>86</b>
<b>8.2. Wnioski uytylitarne.....</b>	<b>86</b>
<b>8.3. Wnioski do dalszych badań .....</b>	<b>87</b>
<b>Literatura.....</b>	<b>88</b>

## WYKAZ WAŻNIEJSZYCH OZNACZEŃ I SKRÓTÓW

A	[%]	– wydłużenie względne
$a_p$	[mm]	– głębokość skrawania
C	[J/(g·kg)]	– pojemność cieplna
d	[mm]	– średnica przedmiotu obrabianego
$d_L$	[mm]	– średnica plamki lasera na powierzchni przedmiotu obrabianego
$d_O$	[mm]	– przekątna odcisku przy badaniu mikrotwardości Vickersa
$\varphi$	[°]	– kąt wyprzedzenia wiązki lasera przed narzędziem skrawającym
f	[mm/obr]	– posuw
$f_L$	[mm]	– odległość pomiędzy kolejnymi ścieżkami przetopienia wiązką lasera
F	[N]	– siła docisku próbki przy badaniu odporności na zużycie przez tarcie
$F_c$	[N]	– siła skrawania
$F_o$	[N]	– siła obciążająca wgłębnik przy badaniu mikrotwardości Vickersa
g	[ $\mu\text{m}$ ]	– grubość powłoki pasty z borem na powierzchni próbki
$h_{ef}$	[ $\mu\text{m}$ ]	– efektywna głębokość przetopienia powierzchni wiązką lasera
$h_{max}$	[ $\mu\text{m}$ ]	– maksymalna głębokość przetopienia powierzchni wiązką lasera
$\lambda$	[W/(m·K)]	– współczynnik przewodnictwa cieplnego
$\Delta m$	[mg]	– różnica masy próbki przed i po badaniu odporności na zużycie przez tarcie
n	[obr/min]	– prędkość obrotowa
P	[W]	– moc wiązki lasera
q	[kW/cm <sup>2</sup> ]	– gęstość mocy wiązki lasera
$R_e$	[MPa]	– granica plastyczności
$R_m$	[MPa]	– wytrzymałość na rozciąganie
$R_a$	[ $\mu\text{m}$ ]	– średnia arytmetyczna rzędnych profilu chropowatości
$R_z$	[ $\mu\text{m}$ ]	– maksymalna wysokość profilu chropowatości
t	[s]	– czas
$t_s$	[min]	– czas skrawania
T	[min]	– okres trwałości ostrza skrawającego
$VB_C$	[mm]	– szerokość pasma zużycia na powierzchni przyłożenia
$v_c$	[m/min]	– prędkość skrawania
$v_L$	[m/min]	– prędkość skanowania powierzchni obrabianej wiązką lasera
x	[ $\mu\text{m}$ ]	– głębokość strefy zużycia w badaniu odporności na zużycie przez tarcie
CBN		– regularny azotek boru (ang. cubic boron nitride)
LAM		– laserowe wspomaganie skrawania (ang. laser assisted machining)
PKD		– polikrystaliczny diament

## **STRESZCZENIE**

Niniejsza rozprawa dotyczy porównania skrawalności borowanej laserowo powierzchni stopu Monel 400 podczas toczenia konwencjonalnego i ze wspomaganie laserowym. Do oceny skrawalności posłużono się trzema wskaźnikami: siłą skrawania, chropowatością powierzchni obrabianej oraz trwałością ostrza skrawającego.

Przed przystąpieniem do oceny wskaźników skrawalności, stop Monel 400 borowano laserowo w celu określenia parametrów pozwalających na uzyskanie warstwy wierzchniej o zwiększonej twardości na znacznej głębokości. Borowanie laserowe przeprowadzono poprzez naniesienie na powierzchnię stopu Monel 400 boru w formie pasty i przetopienie jej razem z podłożem. Proces przeprowadzono przy stałej gęstości mocy wiązki lasera, zmieniając prędkość skanowania lasera na powierzchni próbki oraz ilość naniesionego boru.

Jakość wytworzonych warstw określano poprzez analizę ich mikrostruktury, pomiar głębokości przetopienia, badanie mikrotwardości oraz odporności na zużycie przez tarcie. Na podstawie uzyskanych wyników badań określono parametry do wytwarzania warstw w celu oceny wskaźników skrawalności.

Przed przystąpieniem do oceny skrawalności dokonano doboru materiału narzędziowego. Na jego podstawie do przeprowadzenia badań wybrano ostrze z polikrystalicznego diamentu.

W wyniku badań skrawalności wytworzonych warstw borowanych wykazano, że laserowe wspomaganie toczenia pozwala na uzyskanie niższej chropowatości powierzchni obrabianej. Co więcej, stwierdzono zmniejszenie sił skrawania, a także wzrost trwałości ostrza skrawającego wskutek toczenia wspomaganego laserowo. Na podstawie oceny wizualnej naroży ostrzy skrawających po toczeniu, stwierdzono również zmianę mechanizmu zużycia ostrza w wyniku zastosowania wspomaganie laserowego.

Na podstawie przeprowadzonych badań potwierdzono tezy pracy. Uzyskane wyniki pozwoliły na sformułowanie wniosków poznawczych, użytkowych, a także wniosków do dalszych badań z tego zakresu.

## **ABSTRACT**

The main objective of this dissertation was a comparison of machinability of laser borided layer on Monel 400 alloy in conventional and laser-assisted turning. Three indicators were used to assess the machinability: cutting force, roughness of machined surface and durability of cutting edge.

Prior to the evaluation of machinability indicators, Monel 400 alloy was laser borided in order to determine the parameters allowing to obtain a surface layer with increased hardness at a significant depth. Laser boriding was carried out by applying the boron in the form of a paste to the surface of Monel 400 alloy and melting it with the substrate. The process was carried out at a constant power density of the laser beam, using various laser scanning speeds on the sample surface and different amounts of boron applied.

The quality of the produced layers was determined by analyzing their microstructure, measuring depth of melting, testing microhardness and resistance to wear by friction. On the basis of the obtained results, layers manufacturing parameters have been determined in order to evaluate the machinability indicators.

Before starting the assessment of the machinability, cutting tool material was selected. On its basis, a polycrystalline diamond insert was selected for the research.

As a result of the machinability tests of the produced boron layers, it has been proven that laser assisted turning allows to obtain lower roughness of machined surfaces. Moreover, a reduction in cutting forces as well as an increase in durability of the cutting edge have been found due to laser assisted turning. During visual evaluation of the cutting edges after turning, a change was found in the cutting edge wear mechanism as a result of the use of laser assistance.

On the basis of conducted research, the theses of the thesis have been confirmed. The obtained results allowed for formulation of cognitive and utilitarian conclusions, as well as conclusions for further research in this field.

## **1. WPROWADZENIE**

Stop niklowo-miedziowy Monel 400 charakteryzuje się wysoką odpornością na korozję, czemu zawdzięcza liczne zastosowania [1,2]. Elementy wytworzone z tego materiału są używane w przemyśle stoczniowym, chemicznym, a także w mniejszym stopniu w budownictwie oraz elektronice. Niestety, stop Monel 400, oprócz wysokiej odporności na korozję, charakteryzuje się również stosunkowo niską twardością w porównaniu z innymi dostępnymi na rynku stopami niklu [6].

Niska twardość stopu Monel 400 sprawia, że powierzchnie wykonanych z tego materiału elementów są szczególnie narażone na zużycie erozyjne lub kawitacyjne w warunkach wysokich ciśnień i wartości przepływów. W związku z tym w celu zmniejszenia zużycia tych elementów należy ich powierzchnie dodatkowo utwardzać, a można tego dokonać poprzez obróbkę cieplno-chemiczną. Metodą obróbki cieplno-chemicznej, której efektem jest wzrost twardości powierzchni stopów niklu, jest borowanie, które polega na wzbogacaniu powierzchni metalu borem [21,58,63].

Borowanie dyfuzyjne, będące najlepiej poznaną metodą borowania powierzchni metali, polega na umieszczeniu obrabianego elementu na kilka godzin w atmosferze zawierającej bor i umożliwieniu dyfuzji poprzez podniesienie temperatury do około 900 °C [65,71]. W celu uzyskania warstwy borowanej w krótkim czasie, a dodatkowo bez potrzeby utrzymywania wysokiej temperatury układu, należy zastosować technologię borowania laserowego, która pozwala na uzyskanie warstw o grubości kilkuset mikrometrów [86,104,105,107]. Polega ona na pokryciu borem powierzchni elementu i przetopienie go razem z podłożem wiązką lasera [21,89,103]. Wadą tej technologii jest wzrost chropowatości powierzchni borowanej [110], przez co w przypadku zastosowania jej na elementach maszyn, należy przeprowadzić dodatkowo obróbkę wykańczającą powstałej warstwy wierzchniej.

Materiały o dużej twardości, do których należą warstwy borowane, są zaliczane do materiałów trudnoskrawalnych. Wiele ośrodków naukowych potwierdziło, że stosowanie laserowego wspomaganie toczenia pozwala na zmniejszenie sił skrawania, a co za tym idzie poprawę trwałości ostrza skrawającego [131,135,147,148,153]. Stwierdzono również, że w wyniku skrawania wspomaganego laserowo uzyskuje się powierzchnię obrobioną o niższej chropowatości niż w przypadku toczenia konwencjonalnego [127,128,142,143,145]. Takie nowe podejście do kształtowania warstwy wierzchniej z zastosowaniem dodatkowego źródła energii ma szczególne znaczenie w kontekście poprawy efektywności obróbki wykańczającej warstw borowanych.

## 2. AKTUALNY STAN ZAGADNIENIA

### 2.1. Charakterystyka i zastosowanie stopu Monel 400

Rozwój stopów niklowo-miedziowych rozpoczął się na początku XX wieku, kiedy dwie firmy: Canadian Copper Company (posiadająca dostęp do odkrytych rud niklowo-miedziowych) oraz Oxford Copper Company (która opatentowała proces rafinacji niklu i miedzi) połączyły swoje siły tworząc spółkę International Nickel Company, zwaną w skrócie Inco. Dzięki odpowiednim inwestycjom Kanada stała się wówczas światowym liderem w produkcji niklu. W tamtym czasie, około roku 1905, w spółce stwierdzono, że z wydobytej rudy można wytwarzać stop znany jako Nowe Srebro, który jest odporny na korozję i stosowany do produkcji elementów instrumentów muzycznych i elementów ozdobnych. Opracowano odpowiednie procesy cieplno-chemiczne pozwalające na produkcję Nowego Srebra bezpośrednio z wydobytej rudy, a następnie 30 stycznia 1906 roku został wystawiony patent na nazwisko Ambrose'a Monella, ówczesnego prezesa 3-letniej spółki Inco [1].

Proces nie tylko pozwalał na uzyskanie Nowego Srebra, ale był również o wiele tańszy do przeprowadzenia w porównaniu z konwencjonalną metodą wytwarzania tego stopu, a mianowicie mieszania stopionych niklu i miedzi. W trakcie prac nad nowym procesem technologicznym okazało się, że półprodukt, będący stopem zawierającym około 70% niklu i 30% miedzi – a więc pierwiastki w naturalnych proporcjach występujących w rudzie wydobywanej w Ontario, posiada interesujące właściwości użytkowe. Materiał posiadał barwę srebrzystobiałą, jaśniejszą od czystego niklu, wytrzymałość wyższą od stali oraz wyższą od brązu odporność na korozję w słonej wodzie i kwasie solnym. Odkryty materiał nazwano od imienia prezesa spółki „Monelem” [1].

Stop Monel 400 produkowany jest do dziś, a jego skład chemiczny podano w tabeli 1.

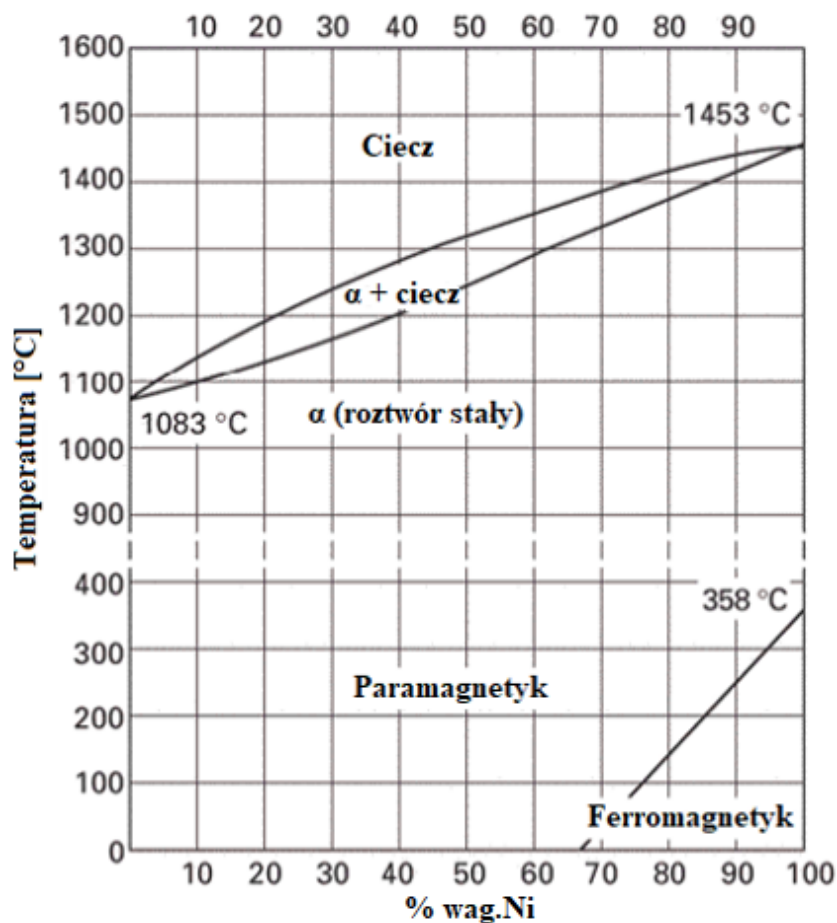
**Tabela 1.** Skład chemiczny stopu Monel 400 [2].

Ni [%]	Cu [%]	Fe [%]	Mn [%]	Si [%]	C [%]	S [%]
min		max	max	max	max	max
63	28-34	2,5	2,0	0,5	0,3	0,024

Jako stop niklowo-miedziowy posiada sieć regularną ściennie centrowaną (A1). Pomimo nieograniczonej wzajemnej rozpuszczalności niklu i miedzi, co przedstawiono na układzie fazowym tych pierwiastków (rys. 1), niektóre właściwości omawianego stopu znacznie różnią się od wartości zmierzonych dla czystych metali, będących jego głównymi składnikami [1,2]. Gęstość Monelu 400 to około 8,8 g/cm<sup>3</sup>, czyli nieco mniejsza niż czystego niklu lub czystej miedzi, a temperatura



topnienia wynosi 1350 °C [2]. Pomimo, że współczynnik przewodności cieplnej  $\lambda$  czystej miedzi jest równy 398 W/mK, a czystego niklu około 83 W/mK [3], w przypadku Monelu 400 jego wartość wynosi jedynie 22 W/mK [1] i lokuje się między wartościami współczynników stali nierdzewnej (około 13 W/mK) i węglowej (około 52 W/mK) [4]. Ciepło właściwe Monelu 400 ma wartość większą niż czystej miedzi (385 J/kgK) i mniejszą niż czystego niklu (471 J/kgK) [3] i wynosi 427 J/kgK [2].

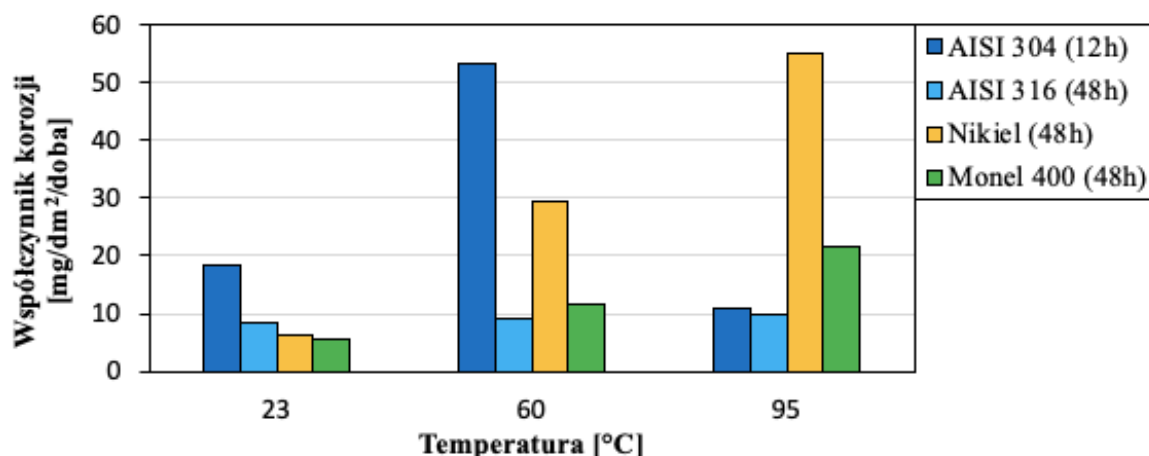


Rys. 1. Układ fazowy Ni-Cu [5].

Największą zaletą stopu Monel 400, której jednocześnie zawdzięcza on liczne zastosowania, jest jego wysoka odporność korozyjna. Monel 400 wykazuje doskonałą odporność na działanie kwasu siarkowego, fluorowodorowego, fosforowego, kwasów organicznych, a także zasad, soli oraz wody morskiej. Odporność materiału na kwas chlorowodorowy jest określany jako zadowalający, natomiast nie jest stosowany na elementy maszyn i urządzeń pracujących w styczności z kwasem azotowym [6].

Z powodu wysokiej odporności na korozję Monel 400 był wielokrotnie badany i porównywany z innymi materiałami, głównie ze stalami nierdzewnymi, pod względem zastosowania

w agresywnych środowiskach. Wnioski płynące z prac [7-11] udowadniają wysoką odporność korozyjną Monelu 400. Badanie, w którym naukowcy poszukiwali materiału odpowiedniego do budowy instalacji geotermalnych, polegało na zanurzeniu próbek ze stali AISI 1010, AISI 304, AISI 316, a także czystych: niklu, molibdenu, niobu, tytanu oraz Monelu 400 w solance imitującej warunki panujące w Słonym Morzu w Bombay Beach w Kalifornii i porównaniu ich wskaźników korozji, wyrażających utratę materiału w  $\text{mg}/\text{dm}^2/\text{doba}$ . Badanie przeprowadzano w trzech różnych temperaturach: 23 °C, 60 °C oraz 95 °C przez różny okres czasu dla różnych materiałów. Monel 400, w temperaturze 23 °C, wykazał odporność korozyjną porównywalną do czystego niklu, za to 1,5-krotnie wyższą od stali AISI 316, 3-krotnie wyższą od stali AISI 304 i aż 12-krotnie wyższą od stali AISI 1010. W temperaturze 60 °C jedynie stal AISI 316 wykazywała porównywalną do Monelu 400 odporność korozyjną, natomiast w 95 °C odporność korozyjna Monelu 400 okazała się wyższa jedynie w porównaniu do stali AISI 1010 (10-krotnie) i niklu (2,5-krotnie) (rys. 2). W wyniku przeprowadzonych badań [7] stwierdzono, że odporność korozyjna Monelu 400 jest silnie zależna od temperatury, a lepsze wyniki osiągnięte przez stal nierdzewną w wyższych temperaturach wynikają z przejścia tych stopów w stan pasywny. W wyniku testów na powierzchni stopu Monel 400 wytworzyła się nieprzywierająca czarna warstwa, która jednak, zdaniem naukowców, mogłaby zostać zerwana przez przepływ solanki przy jej odpowiednio wysokiej wartości przepływu.



Rys. 2. Wpływ temperatury na współczynnik korozji dla różnych materiałów i czasów testowania, uzyskany w eksperymencie przeprowadzonym w solance imitującej warunki w Słonym Morzu (opracowanie na podstawie [7]).

W pracy [8] porównano odporność korozyjną stopu Monel 400 z dwudziestoma trzema innymi materiałami w celu znalezienia zamiennika, który zamiast czystego niklu, mógłby zostać użyty w ogniwoch paliwowych ze stopionym węglanem o temperaturze około 650 °C. Autorzy pracy porównali różnicę mas oraz wygląd powierzchni próbek wykonanych m.in. ze złota, srebra, platyny,

brązu, stali narzędziowej, z pięciu różnych gatunków stali nierdzewnej, niklu, oraz Monelu 400, przed i po 90 godzinach w warunkach panujących w ogniwie paliwowym. Badania udowodniły, że próbki wykonane z Monelu 400, a także z czystych: niklu, rodu, rutenu, platyny, palladu, srebra i złota wyglądały jak przed próbą, a zmiana masy w wyniku oddziaływania agresywnego środowiska wynosiła maksymalnie kilkanaście mikrogramów. W przypadku stali najlepszą odporność wykazały próbki z gatunków AISI 316, AISI 321 i AISI 310 [8].

Podczas ostatniej dekady pojawiały się prace dotyczące odporności korozyjnej spoin Monelu 400 ze stalami nierdzewnymi w różnych środowiskach, które dotyczą zarazem samych łączonych materiałów. Ramkumar i inni przeprowadzili badania [9,10] korozyjności spoin Monelu 400 ze stalą AISI 304, analizując różnice mas w  $\text{mg/cm}^2$  materiałów po 50 cyklach, z których każdy polegał na wysuszeniu i podgrzaniu próbek do  $600\text{ }^\circ\text{C}$  w dwóch różnych ośrodkach: powietrzu oraz środowisku stopionych soli występującym w instalacjach do transportowania produktów spalania w elektrowniach, o składzie  $\text{Na}_2\text{SO}_4 + 60\%\text{V}_2\text{O}_5$ . W badaniach [9,10] udowodniono, że w powietrzu stop Monel 400 wykazał odporność korozyjną porównywalną do stali AISI 304, natomiast w środowisku stopionych soli różnica masy Monelu 400 przed i po próbie była 4-krotnie mniejsza niż badanej stali.

Badanie korozyjności spoin Monelu 400 ze stalą nierdzewną przeprowadzili Mani, i inni [11], choć w tym przypadku była to stal AISI 316, a badany materiał przed próbą korozyjności poddano dwóm różnym obróbkom: cieplnej (w  $740\text{ }^\circ\text{C}$ ) oraz kriogenicznej (w  $-195\text{ }^\circ\text{C}$ ). Badanie polegało na analizie impedancji spoin oraz samych łączonych materiałów w 1-molowym roztworze NaCl w temperaturze pokojowej. W celu oceny odporności na korozję porównano gęstość prądu korozji obu materiałów oraz spoin. W przeprowadzonych badaniach wykazano, że odporność korozyjna Monelu 400 była ponad 5-krotnie wyższa od stali po obróbce kriogenicznej, a ponad 13-krotnie wyższa po obróbce cieplnej. Autorzy badań podkreślili, że po obróbce niskotemperaturowej odporność korozyjna Monelu 400 była około 12 razy wyższa niż po obróbce cieplnej [11].

Wysoka odporność na korozję stopu Monel 400 spowodowała, że już kilka lat po jego opracowaniu zarejestrowano 23 zastosowania nowego materiału. Pierwszymi produktami wytwarzanymi z Monelu były m.in. tak różne od siebie produkty jak śruby napędowe pancerników (stosowanych podczas I Wojny Światowej) oraz główki kijów golfowych. W firmie produkującej nowy stop niklowo-miedziowy postanowiono wykonać z niego wał pompy systemu nawadniającego, który po użyciu nie posiadał oznak korozji. Ponadto, dzięki dobrej odporności na działanie kwasu siarkowego Monel 400, już w krótkim czasie po wynalezieniu, stał się podstawowym materiałem do produkcji elementów instalacji do wytrawiania stali [1].

Z uwagi na liczne trudności w obróbce plastycznej Monelu 400, jedyną technologią wytwarzania gotowych wyrobów w początkowych latach istnienia nowego materiału było odlewanie. Wprawdzie dzięki znacznym inwestycjom w cztery lata zwiększono produkcję z 5400 kg do 127000 kg, ustanawiając nowy stop głównym materiałem stosowanym w przemyśle stoczniowym, jednak brak alternatywy w metodach wytwarzania pozostał poważnym ograniczeniem do końca I Wojny Światowej. Wkrótce po jej zakończeniu wydano 3 miliony dolarów na linię do produkcji blach ze stopów niklu, która rozpoczęła pracę w 1922 roku. Od tego momentu, przez lata 20-te i 30-te XX wieku, ilość aplikacji Monelu rosła w szybkim tempie. Na skalę przemysłową rozpoczęto produkcję sprzętu medycznego oraz wyposażenia dla kuchni i fabryk przetwarzających żywność, m.in. zlewów, zbiorników na gorącą wodę, kadzi, garnków i rurociągów [1,2]. W połowie lat 20-tych głównym zastosowaniem Monelu stała się produkcja elementów architektury, m.in. pokryć dachów, rynien i ornamentów. Trwałość wykonanego z Monelu w latach 20-tych pokrycia dachu Stacji Kolejowej Pennsylvania w Nowym Jorku określono podczas rozbiórki budynku w latach 90-tych na 300 lat. Tak długi okres trwałości pokryć dachowych z Monelu sprawia, że stosują je także współcześni konstruktorzy. Przykładami takich budynków są m.in. Centrum Naukowe w St. Louis i kopuła Centrum Naukowego Wielkich Jezior w Cleveland, które przedstawiono na rysunku 3. Podczas ostatniej renowacji Statuy Wolności w 1986 roku, 65000 starych nitów wymieniono na wkręty samogwintujące wykonane z Monelu [1].



**Rys. 3.** Centrum Naukowe Wielkich Jezior z kopułą wykonaną z Monelu 400 [12].

Spośród wielu zastosowań, obejmujących różne gałęzie przemysłu, Monel 400 za sprawą swojej wysokiej odporności na korozję, stosowany jest do dziś przede wszystkim w przemyśle chemicznym i stoczniowym. W przemyśle chemicznym wytwarza się z niego elementy instalacji, takich jak: dysze, zawory, pompy, wały i różnego rodzaju elementy łączące [2,6]. Jako jeden z niewielu metali odpornych na działanie fluorków jest on używany do produkcji instalacji do wzbogacania uranu dla elektrowni jądrowych, w którym to procesie półproduktami są toksyczne fluorki uranu. Ponadto, niektóre elektrownie jądrowe posiadają rury wykonane z omawianego stopu

niklowo-miedziowego w swoich generatorach pary [1,13]. Instalacje z Monelu 400 stosowane są także w procesach stosujących węglowodory, m.in. w przemyśle rafineryjnym i petrochemicznym, a także przy produkcji soli oraz w wymiennikach ciepła [14]. Przemysł stoczniowy stosuje Monel 400 głównie do produkcji śrub oraz wałów napędowych, zarówno dla statków jak i łodzi podwodnych. Przykładem łodzi podwodnej stosującej elementy napędu z tego materiału, są atomowe łodzie typu Virginia, będące w służbie US Navy od 2004 roku [1,2,6].

Obecnie Monel 400 jest dostępny na rynku w formie prętów, drutów, wałków, blach, płaskowników, rur i profili. Właściwości mechaniczne materiału różnią się w zależności od metody wytwarzania półproduktu i obróbki cieplnej. W tabeli 2 zestawiono wartości granicy plastyczności ( $R_e$ ), wytrzymałości na rozciąganie ( $R_m$ ) oraz wydłużenia względnego ( $A$ ) dla wybranych półproduktów i obróbek cieplnych. Najgorsze właściwości wytrzymałościowe wykazują pręty i rury formowane na gorąco i wyżarzane, natomiast najlepsze - druty do średnicy 6 mm formowane na zimno. Charakteryzują się one jednocześnie najniższym wydłużeniem względnym [2].

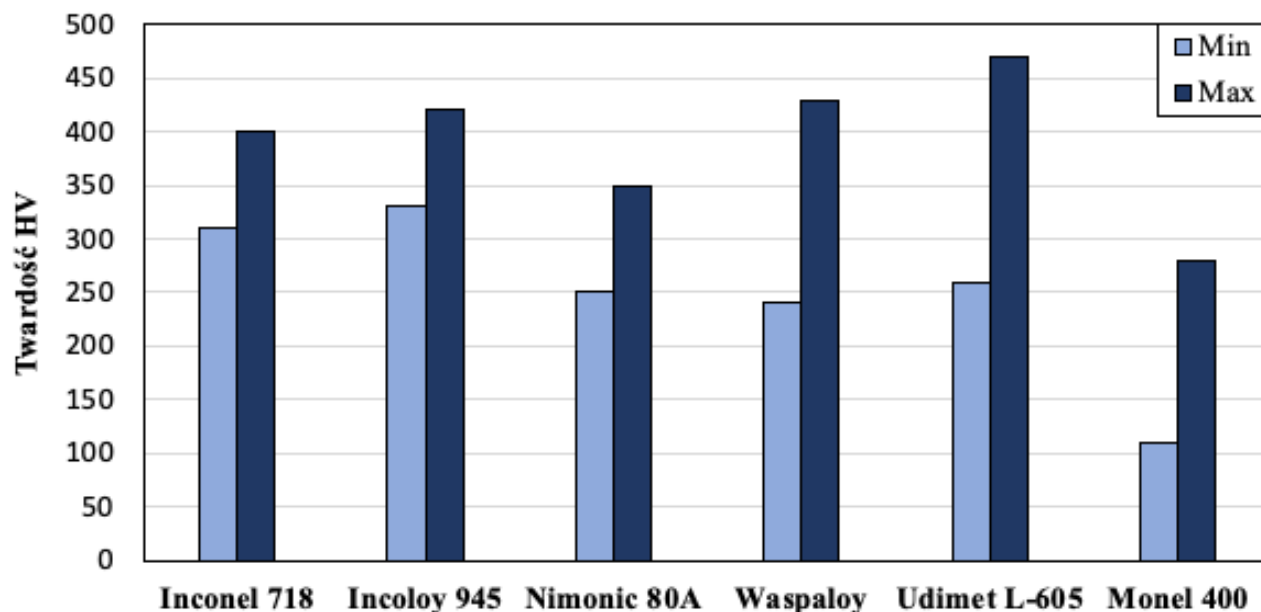
**Tabela 2.** Właściwości mechaniczne stopu Monel 400 [2].

<b>Rodzaj półproduktu, obróbki cieplnej</b>	<b><math>R_e</math> [MPa]</b>	<b><math>R_m</math> [MPa]</b>	<b>A [%]</b>
Pręty lub wałki, wyżarzane	172 - 345	517 - 620	35 - 60
Pręty lub wałki, ciągnięte na zimno	379 - 690	579 - 827	22 - 40
Blachy, wyżarzane	207 - 310	482 - 586	35 - 45
Blachy, walcowane na zimno	621 - 758	690 - 827	2 - 15
Rury bezszwowe, wyżarzane	172 - 310	482 - 586	35 - 50
Rury bezszwowe, hartowane	621 - 758	758 - 896	3 - 10
Druty (0,8 – 6 mm), wyżarzane	207 - 379	482 - 655	25 - 45
Druty (0,8 – 6 mm), hartowane	862 - 1172	1000 - 1241	2 - 5

Moduł Younga Monelu 400 jest równy około 179 GPa i jest zbliżony do wartości tego współczynnika dla czystego niklu (177 GPa) [14]. Liczba Poissona wynosi 0,32 [2] i stanowi średnią arytmetyczną wartości współczynników czystego niklu i czystej miedzi, które wynoszą odpowiednio 0,3 i 0,34 [16]. Twardość Monelu 400, podobnie jak właściwości wytrzymałościowe, w dużej mierze zależy od stanu półproduktu i wynosi od 110 do 280 w skali Vickersa [2], a jako średnią wartość producent podaje 150 HV [6]. Potwierdzają to badania prowadzone na tym materiale, w ramach których naukowcy postanowili przeprowadzić próbę twardości. I tak w dwóch badaniach z 2018 roku twardość Monelu 400 została określona na 170 HV [17] oraz w zakresie pomiędzy 154 a 202 HV

[18]. Twardość Monelu 400, dostarczonego w formie wałka, została zmierzona również w ramach badań własnych i wynosiła około 160 HV [19].

Niestety, twardość Monelu 400 jest stosunkowo niska w porównaniu z innymi szeroko stosowanymi stopami na bazie niklu. Zestawienie przedstawione na rysunku 4 przedstawia minimalne i maksymalne możliwe do osiągnięcia (przy odpowiednio dobranej obróbce plastycznej i cieplnej) wartości twardości sześciu stopów niklu rozpowszechnionych w przemyśle.



**Rys. 4.** Minimalne i maksymalne wartości twardości surowych półproduktów z wybranych stopów niklu [6].

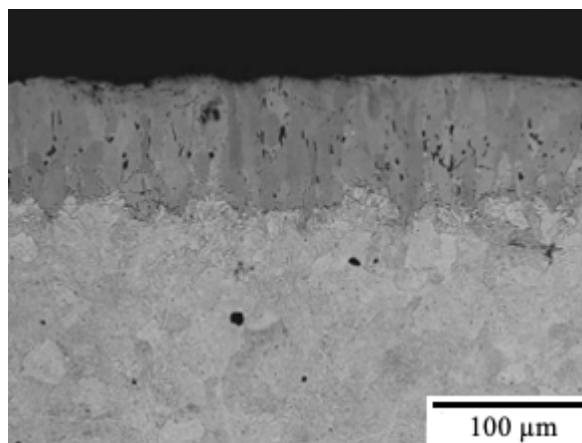
Wartości przedstawione na rysunku 4 zostały pobrane z folderów informacyjnych producenta tych materiałów. Monel 400 ma ponad 2-krotnie niższą twardość minimalną od pozostałych stopów niklu. W związku z tym, pomimo wysokiej odporności na korozję, stop ten jest w większym stopniu narażony na erozję, kawitację i zużycie ściernie. Jest to szczególnie istotne w kontekście współczesnych zastosowań tego materiału w agresywnych środowiskach, którym towarzyszą duże przepływy płynów. W związku z tym, aby zmniejszyć ryzyko zużywania się części z Monelu 400, należy doprowadzić do wzrostu twardości i odporności na zużycie ściernie. Jedną ze skutecznych metod stosowanych do poprawy tych właściwości na powierzchniach stopów niklu jest borowanie, czyli wzbogacanie ich borem [20,21].

## **2.2. Borowanie stopów niklu i stopów niklowo-miedziowych**

### 2.2.1. Charakterystyka procesu borowania powierzchni metali

Borowanie jest procesem polegającym na wzbogaceniu powierzchni materiału borem w celu uzyskania twardych borków, których obecność znacznie poprawia odporność na zużycie ściernie. Metody borowania dzielą się na chemiczne i fizyczne [20]. W wyniku stosowania metod chemicznych, dzięki oddziaływaniu wysokiej temperatury i reakcjom chemicznym, bor jest w pierwszej kolejności adsorbowany na powierzchni, a następnie dyfunduje wewnątrz materiału, formując w nim twarde borki. W przypadku metod fizycznych dyfuzja ma mniejsze znaczenie dla efektywności procesu, jednak ich celem jest również uzyskanie twardych borków w strefie przypowierzchniowej [21]. Wśród metod chemicznych wyróżniamy metody dyfuzyjne, które dzielimy na borowanie [21]:

- ze źródłem boru w stanie stałym, którym mogą być proszki (zawierające oprócz źródła boru rozpuszczalnik i aktywator) lub pasty zarówno boru, jak i jego związków;
- ze źródłem boru w stanie ciekłym, stosując kąpiele chlorkowe, fluorkowe, węglanowe lub boranowe, a także wodne elektrolity;
- ze źródłem boru w stanie gazowym, stosując głównie halogenki boru i gazowe borany - przykład tak powstałej warstwy przedstawiono na rysunku 5.



**Rys. 5.** Warstwa borowana na powierzchni stali 41Cr4 powstała po borowaniu gazowym w temperaturze 950 °C przy użyciu  $\text{BCl}_3$  [22].

Wśród metod fizycznych wyróżniamy [21]:

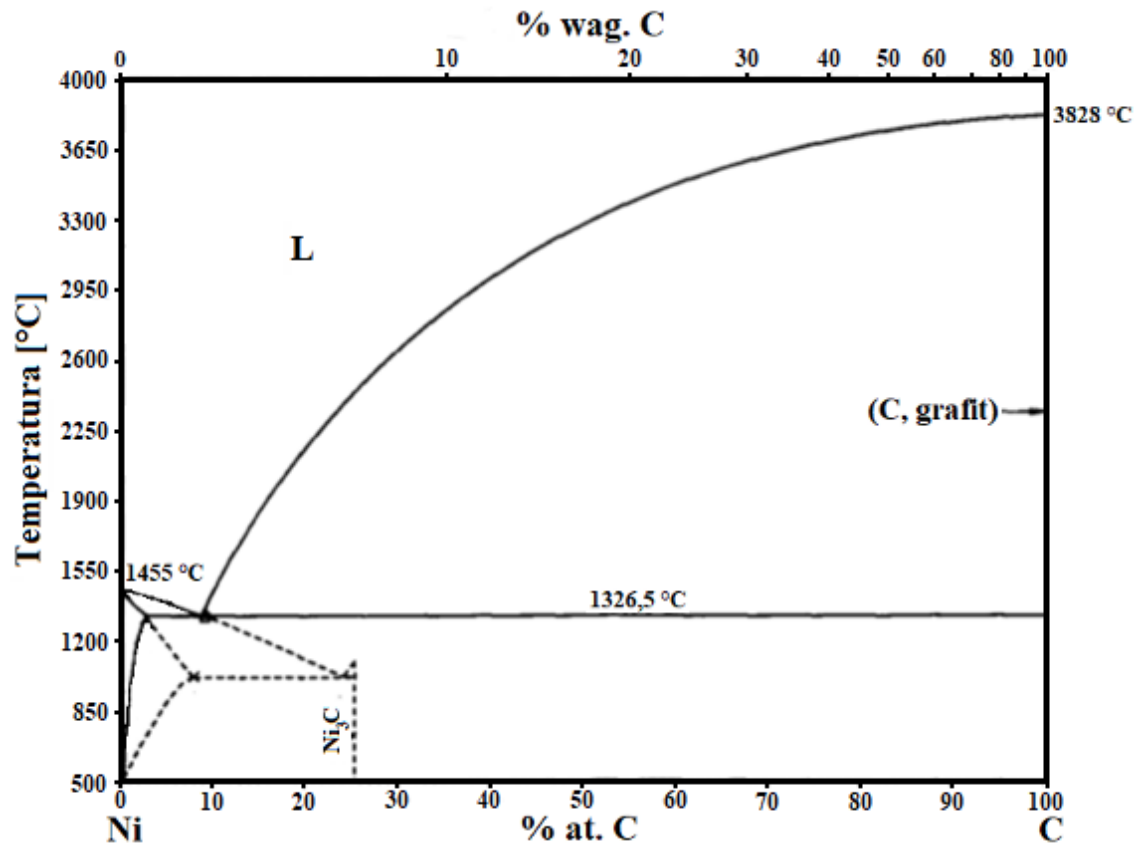
- borowanie przy użyciu wyładowań jarzeniowych, gdzie źródłem boru może być proszek, pasta lub źródła płynne i gazowe;
- bezpośrednią implantację jonów boru;
- techniki wysokoenergetyczne, obejmujące stopowanie borem przy użyciu lasera, plazmy lub wiązki elektronów, a także nanoszenie powłok natryskiwanych, platerowanych lub metodą detonacyjną.

Pierwsze prace dotyczące utwardzania powierzchni stopów żelaza i niklu poprzez wzbogacanie ich borem pojawiały się prawie 100 lat temu, w latach 20-tych XX wieku. Niestety, oryginalne publikacje z tamtego okresu są obecnie trudno dostępne, jednak powołują się na nie autorzy późniejszych książek, np. „Boron in Iron and Steel” wydanej przez Ministerstwo Spraw Wewnętrznych Stanów Zjednoczonych w 1946 roku [23]. Obecnie różne metody borowania z sukcesami stosuje się w celu modyfikacji powierzchni zarówno stopów żelaza [22,24], w tym stali nierdzewnych [25,26], stopów niklu [27-29], kobaltu [30], tytanu [31,32] oraz innych metali nieżelaznych, jak np., niob, wolfram czy chrom [33,34].

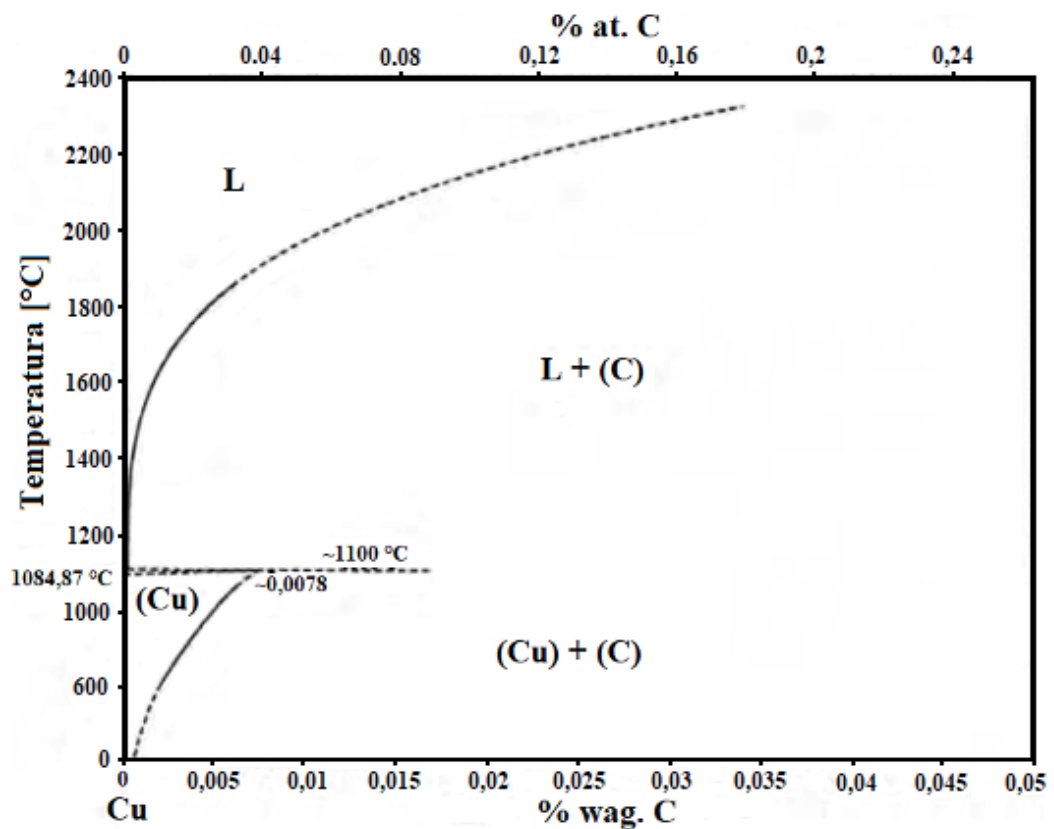
#### 2.2.2. Uzasadnienie zastosowania boru do poprawy twardości stopów Ni-Cu

Dobrze poznane metody obróbki ciepło-chemicznej stosowane w celu utwardzania powierzchni stali, takie jak nawęglanie i azotowanie, nie przynoszą efektów w przypadku czystego niklu i stopów niklowo-miedziowych, do których należy Monel 400. Nieefektywność nawęglania spowodowana jest niską rozpuszczalnością węgla w strukturach niklu i miedzi. Nikiel tworzy z węglem jedynie mieszaninę eutektyczną Ni-C lub metastabilny węgiel  $Ni_3C$ , co przedstawiono na rysunku 6, przedstawiającym układ fazowy Ni-C [35,36]. W strukturze miedzi maksymalne możliwe stężenie węgla wynosi 0,0076% w temperaturze około 1100°C i maleje do 0% w temperaturze pokojowej, co pokazano na rysunku 7 [37].



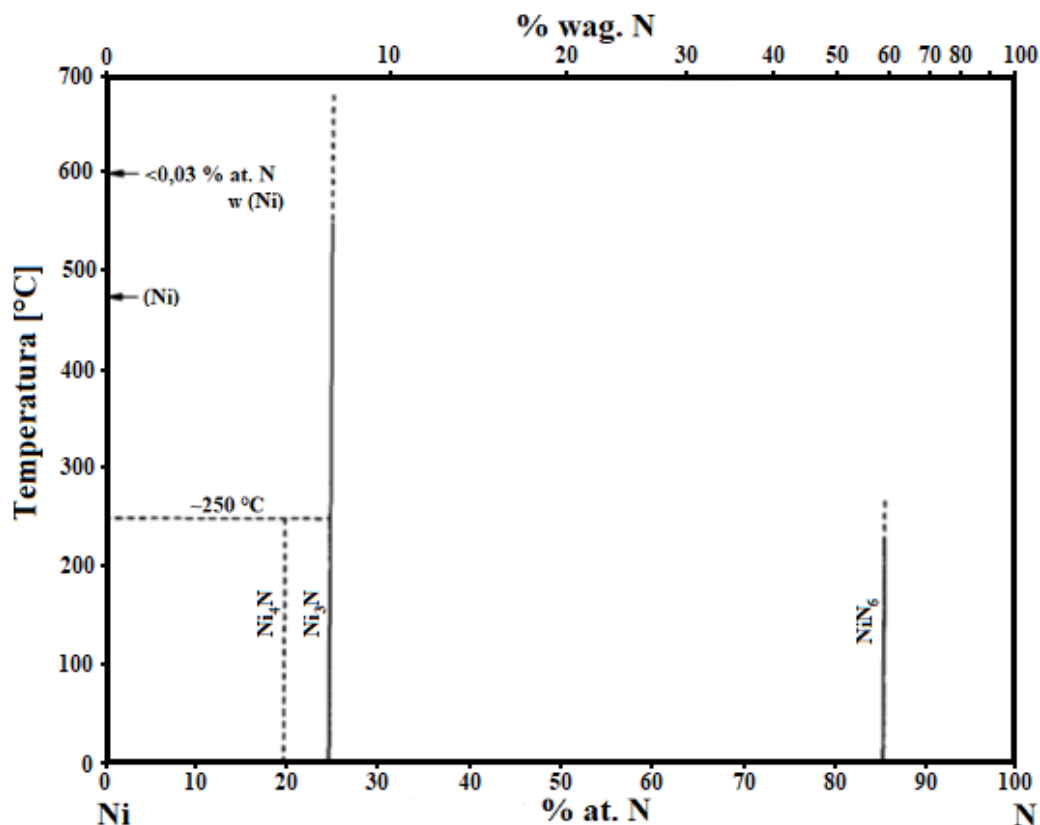


Rys. 6. Układ fazowy Ni-C [35].



Rys. 7. Układ fazowy Cu-C [37].

Azotowanie niklu nie przynosi pożądanych efektów z powodu braku możliwości rozpuszczenia azotu w strukturze tego metalu. Istnieje co prawda możliwość syntezy azotku  $\text{Ni}_3\text{N}$ , jednak wymaga to utrzymania ścisłych stechiometrycznych ilości obu pierwiastków oraz odpowiednich warunków procesu. Inne związki azotu z niklem są określane jako niestabilne [38]. Układ fazowy niklu i azotu przedstawiono na rysunku 8. Reaktywność azotu z miedzią jest z kolei na tyle niska, że uzyskanie stabilnego azotku miedzi jest możliwe jedynie w formie cienkich warstw w wyniku epitaksji [39].



Rys. 8. Układ fazowy Ni-N [38].

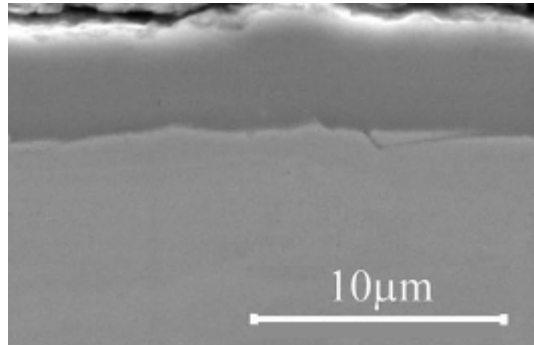
Procesy wzbogacania warstwy wierzchniej stopów niklu węglem i azotem są co prawda opisywane w licznych publikacjach [40-51], jednak do skuteczności procesów konieczna jest obecność pierwiastków węglisko- i azotkotwórczych, takich jak chrom, tytan czy molibden w składzie chemicznym materiału. Przykładem takiej pracy jest artykuł Sharkawy’ego [46], opisujący efekty nawęglania stopu niklu o nazwie Hastelloy C-276 (zawierającego w swoim składzie chemicznym m.in. 15,5% chromu i 16% molibdenu), który nawęglano w atmosferze butanu w trzech różnych temperaturach. Autor stwierdził wzrost twardości w warstwie przypowierzchniowej o około 70%, niezależnie od temperatury i czasu trwania procesu – zależała od nich natomiast grubość wytworzonej warstwy. Istotny jest fakt stwierdzenia, że wzrost twardości wynika z powstania w strukturze

węglików chromu. Podobne wnioski badawcze przedstawiono w pracy Hana i innych [48]. W ramach pracy zbadano wpływ nawęglania plazmowego w atmosferze metanu na właściwości stopu METCO 16C, zawierającego 14,5% chromu, 1,5% molibdenu oraz 17,4% boru. W tym przypadku stwierdzono dwukrotny wzrost twardości. Badanie składu fazowego wykazało, że za efekt ten odpowiedzialne są jedynie węgliki chromu  $Cr_2C_3$ , a większy od oczekiwanego wzrost twardości wynika z obecności boru. Warto zaznaczyć, że nawet w przypadku obecności chromu w składzie badanego materiału, wzrost twardości nie następuje w atmosferze zawierającej tlen. Dzieje się tak, ponieważ po odpowiednio długim czasie ekspozycji węgliki chromu ulegają wówczas rozpadowi, a na powierzchni materiału tworzą się szkodliwe tlenki zarówno chromu, jak i niklu lub żelaza, co powoduje dekompozycję materiału [49-51].

W kontekście możliwości utwardzania powierzchni stopów niklowo-miedziowych poprzez nawęglanie, szczególnie istotne są wyniki pracy Nishiyamy i Otsuki [52]. Analizowano wpływ zawartości miedzi w stopie niklu na jego trwałość w atmosferze tlenku i dwutlenku węgla w temperaturze 650°C. Wyniki wskazują, że zawartość miedzi równa lub wyższa od 20% skutecznie zapobiega reakcji materiału z atmosferą nawęglającą. Co więcej, efekt ten zauważono nawet w przypadku stopów zawierających węglilotwórczy chrom.

Azotowanie stopów niklu, analogicznie do procesu nawęglania, jest efektywne pod względem poprawy twardości powierzchni jedynie dzięki reakcji z pierwiastkami azotkotwórczymi, a w szczególności z chromem. Potwierdzają to badania Rubly'ego i Douglasa [39], którzy wykazali, że wzrost twardości stopów Ni-Cr po procesie azotowania wynika jedynie z powstania na powierzchni azotku chromu  $CrN$ . Petrova [53] przeprowadziła proces azotowania trzech stopów niklu zawierających, 25% chromu oraz niewielką zawartość (od 1% do 3%) tytanu, cynku i hafnu. Badania skupiały się głównie na pomiarze twardości, jednakże dodatkowo przeprowadzono próbę rozciągania w temperaturze 1100°C oraz wykonano analizę składu fazowego. Wykazano, że największy wzrost twardości oraz żarowytrzymałości uzyskano dla stopu zawierającego tytan, z powodu jego wysokiego powinowactwa do azotu. Podobne wnioski badań przedstawił Chang w pracy [54] podczas azotowania stopów niklu o różnej zawartości chromu, tytanu i aluminium. Wykazano, że efektywność azotowania jest silnie zależna od zawartości tych trzech pierwiastków, a tempo reakcji azotu z tytanem i aluminium rośnie wraz z zawartością chromu. Najnowsze badania dotyczące azotowania stopów niklu skupiają się na obróbce szeroko stosowanych stopów żarowytrzymałych. W pracy [55] naukowcy wytworzyli warstwę azotowaną na stopie Inconel 625 o niemal 4-krotnie wyższej twardości od materiału rodzimego. Grubość uzyskanej warstwy wynosiła około 5  $\mu m$  po azotowaniu w czasie 6h w temperaturze 560°C, z dodatkowym

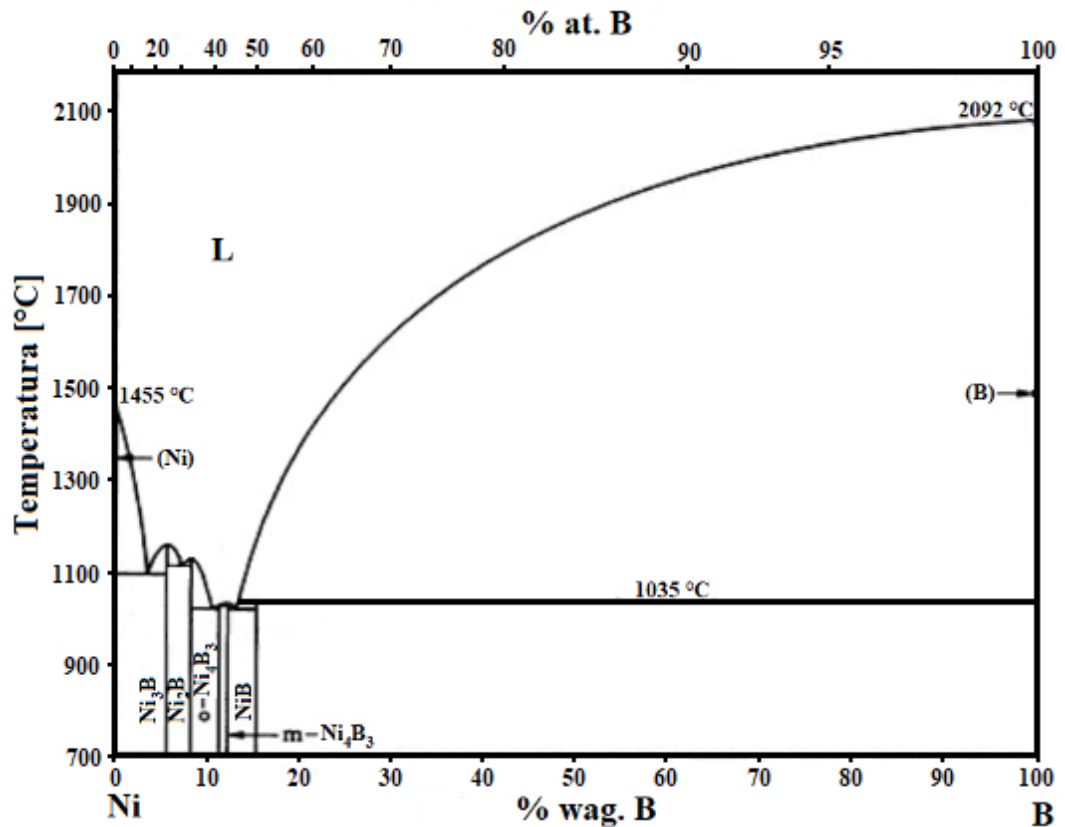
wspomaganiem procesu poprzez wyładowanie jarzeniowe (rys. 9). W pracy [56] wykazano poprawę twardości i odporności na zużycie stopu Inconel 718 w wyniku azotowania plazmowego. Należy zaznaczyć jednak, że we wszystkich przypadkach za polepszenie właściwości warstwy wierzchniej odpowiada obecność azotków chromu [53-56].



**Rys. 9.** Mikrostruktura warstwy azotowanej na stopie Inconel 718 po azotowaniu przez 6h w temperaturze 560°C [55].

### 2.2.3. Efekty borowania powierzchni niklu i jego stopów

W przeciwieństwie do nawęglania i azotowania, borowanie stopów niklu jest efektywne pod względem poprawy twardości powierzchni również w przypadku braku pierwiastków węglisko- i azotkotwórczych w składzie materiału. Jest to spowodowane formowaniem się licznych związków niklu z borem, pomimo jego niskiej rozpuszczalności w strukturze gęsto upakowanej. Na podstawie układu fazowego tych dwóch pierwiastków (rys. 10), można spodziewać się powstawania borku niklu  $Ni_3B$  w stopach o zawartości boru poniżej 5,8% oraz borków  $Ni_3B$  i  $Ni_2B$  przy zawartości boru od 5,8% do 8,5%. Poza tym w układzie występują również borki  $Ni_4B$  oraz  $NiB$  [57].

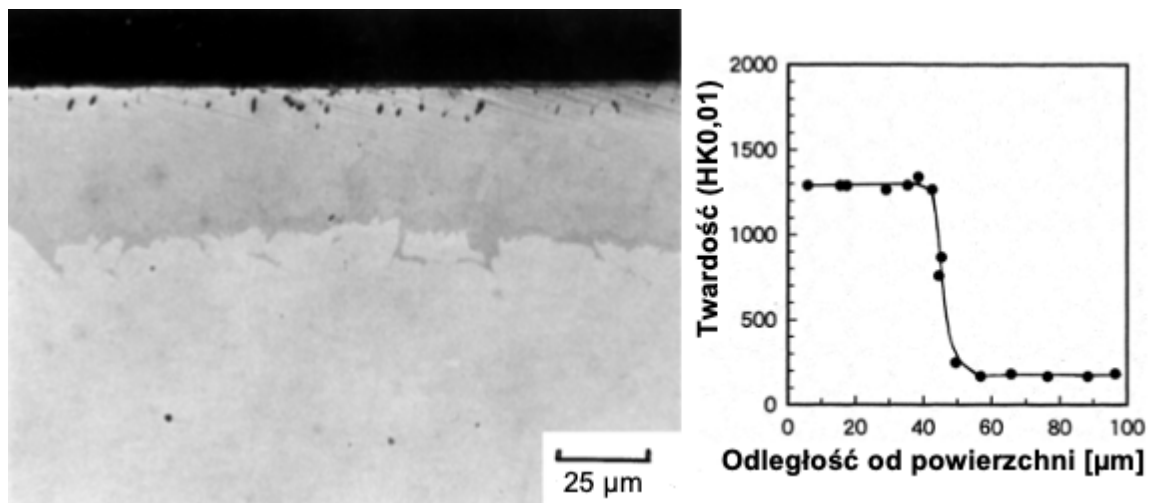


Rys. 10. Układ fazowy Ni-B [57].

Autorzy pracy [58] odwołują się do artykułów traktujących o borowaniu niklu z lat 40-tych i 60-tych, co wskazuje, że już wtedy zdawano sobie sprawę, że za poprawę twardości odpowiadają powstałe w warstwie wierzchniej borki niklu, w tym głównie Ni<sub>3</sub>B i Ni<sub>2</sub>B. Wówczas proces przeprowadzono umieszczając próbki czystego niklu w sproszkowanym borze na kilkadziesiąt godzin, w temperaturach z zakresu 700-950°C. Następnie próbki wzbogacone borem poddano próbom rozciągania i stwierdzono obniżenie wartości wytrzymałości na rozciąganie oraz zmniejszenie wydłużenia względnego. Jest to zrozumiałe, biorąc pod uwagę niższą plastyczność powstałych w strukturze borków w porównaniu z czystym niklem. Pomiary twardości warstwy borowanej nie zostały wówczas przeprowadzone [58].

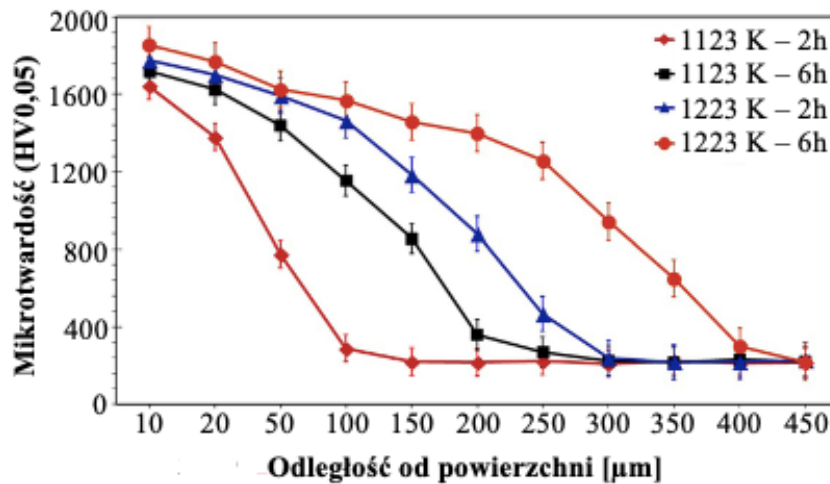
W późniejszym czasie powierzchnie niklu wzbogacano borem i analizowano głównie pod względem poprawy twardości oraz odporności na zużycie ściernie. Jedną z takich prac opublikowali Ueda i inni [59]. W ramach badań próbki czystego niklu nasycano dyfuzyjnie borem poprzez umieszczenie ich w pojemnikach wypełnionych borem w proszku i podgrzewając do temperatur z zakresu 700-900°C przez 2 godziny. Wytworzone w ten sposób próbki poddano następnie analizie składu fazowego metodą dyfraktometryczną, próbie zużycia ściernego oraz pomiarom twardości w temperaturze pokojowej i w temperaturach do 800°C. Wykazano, że w zależności od temperatury

procesu warstwa wzbogacona borem ma grubość od 30 do 100  $\mu\text{m}$ . Analiza składu fazowego pozwoliła na identyfikację twardego związku w strefie przypowierzchniowej jako  $\text{Ni}_2\text{B}$ . Za sprawą jego obecności twardość materiału w temperaturze pokojowej wzrosła z ponad 200 do około 1200 HV. W wyższych temperaturach poziom wzrostu był coraz mniejszy, jednak nadal warstwa borowana charakteryzowała się większą twardością w porównaniu do czystego niklu. Dodatkowo, stwierdzono obniżenie wartości współczynnika tarcia oraz znaczny wzrost odporności na zużycie ścierne. Mikrostrukturę oraz rozkład twardości uzyskanej warstwy przedstawiono na rysunku 11.



**Rys. 11.** Mikrostruktura powierzchni czystego niklu borowanej w złożu proszkowym w temperaturze 800 °C w czasie 2h, wraz z rozkładem twardości [59].

Podobne wyniki uzyskano w pracy [60], w której próbki z czystego niklu wytworzono analogiczną metodą, choć w tym przypadku główną fazę utwardzającą zidentyfikowano jako  $\text{Ni}_3\text{B}$ . Również prace Gunesa i innych badaczy potwierdzają pozytywny wpływ borowania niklu w złożu proszkowym na twardość jego powierzchni. W pracach [61,62] uzyskano warstwy borowane o grubościach od 40 do 220  $\mu\text{m}$ , w zależności od temperatury i czasu trwania procesu. Twardość obrobionej powierzchni okazała się prawie 10-krotnie wyższa od materiału podłoża (rys. 12), a w jej składzie stwierdzono obecność borków  $\text{NiB}$ ,  $\text{Ni}_2\text{B}$ ,  $\text{Ni}_3\text{B}$  oraz  $\text{Ni}_4\text{B}_3$ . W pracy [63] Mu i inni zaproponowali modyfikację procesu borowania czystego niklu, przeprowadzając go z dodatkiem twardych cząstek  $\text{SiC}$ . Pozwoliło to na uzyskanie warstwy zawierającej cząstki  $\text{Ni}_2\text{B}$ , jak również  $\text{Ni}_5\text{Si}_2$  i  $\text{Ni}_2\text{Si}$ , która okazała się ponad 5-krotnie twardsza od niklu. Jej twardość wynosiła około 830 HV przy wyniku około 140 HV dla materiału podłoża.

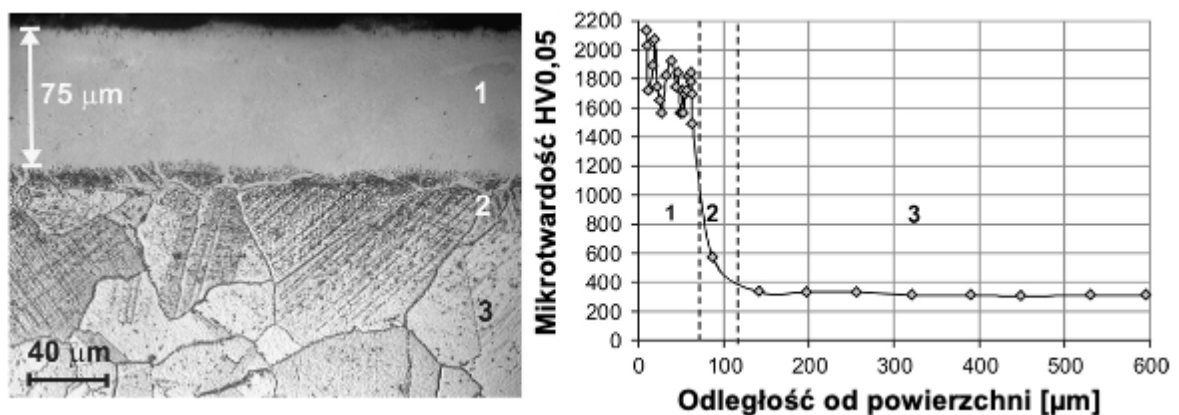


Rys. 12. Rozkłady twardości powierzchni stopu Nickel 201 (zawierającego 99% niklu) borowanych w złożu proszkowym w różnych temperaturach i przez różne okresy czasu [62].

Satysfakcjonujące wyniki borowania powierzchni niklu doprowadziły do prób borowania jego stopów, a w szczególności nowoczesnych stopów żarowytrzymałych. Wyniki jednego z pierwszych tego typu badań przedstawili Petrova i inni [64]. Przeprowadzono wówczas trwające 4 godziny borowanie w złożu proszkowym kilku stopów, w tym dwóch niklu: Inconelu 625 i Inconelu 718. W obu przypadkach uzyskano warstwy o grubości około 70 μm, składające się głównie z borków niklu. Twardość obu powierzchni wynosiła 1700-2400 HK, co oznacza ponad 6-krotny wzrost dla stopu Inconel 625 i prawie 4-krotny dla Inconelu 718.

Na szczególną uwagę w zakresie borowania stopów niklu zasługują prace zespołu profesora Michała Kulki. W 2014 opublikowana została praca opisująca borowanie gazowe stopu Nisil, zawierającego 4,4% krzemu i 0,1% magnezu [65]. Bor dostarczony został dwuetapowo do próbki w gazowej formie BCl<sub>3</sub> w atmosferze obojętnej zawierającej azot i wodór, w temperaturze 910°C. Uzyskana w ten sposób warstwa o grubości około 160 μm składała się głównie z borków niklu Ni<sub>2</sub>B i Ni<sub>3</sub>B. Niestety między warstwą borowaną a podłożem powstały niepożądane krzemki Ni<sub>2</sub>Si i Ni<sub>3</sub>Si o porowatej strukturze. Mimo to, przedstawione w pracy nasycenie dyfuzyjne metodą gazową okazało się efektywnym sposobem poprawy twardości powierzchni stopu niklu, podnosząc ją ponad 10-krotnie, uzyskując wyniki na poziomie 115-1375 HV przy twardości podłoża wynoszącej około 110 HV. Sukcesem zakończyły się późniejsze próby borowania gazowego stopu Inconel 600 oraz Nimonic 80A [66-68]. W obu przypadku uzyskano warstwy o grubościach w zakresie 60-90 μm, a na granicach warstw borowanych i podłoża powstały strefy pośrednie zawierające borki na granicach ziarn. Przez niską zawartość krzemu w składzie stopów (odpowiednio 0,18% i 0,09%) oraz modyfikację procesu nie powstała porowata międzywarstwa, jak w przypadku obróbki Nisilu. W przypadku Inconelu 600 stwierdzono jednak porowatość warstwy borowanej spowodowaną

obecnością żelaza i jego reakcją z chlorem. Kilkunastoprocentowa zawartość chromu w obu stopach spowodowała obecność w strukturze, obok borków niklu, borków  $\text{Cr}_2\text{B}$  oraz  $\text{CrB}$ . Twardość Inconelu 600, wynosząca około 230 HV została zwiększona na powierzchni do 1390-2180 HV. Z kolei twardość powierzchni Nimonicu 80A wzrosła z około 300 HV do wartości między 1450 a 2100 HV (rys. 13). Stwierdzono, że duża rozbieżność wyników pomiarów twardości wynika z różnicy w twardości dwóch rodzajów powstałych borków, przy czym twardsze są borki chromu. Jednocześnie w obu przypadkach ponad 10-krotnie wzrosła odporność powierzchni na zużycie przez tarcie, przy czym przez niższą porowatość warstwy borowanej efekt ten okazał się większy dla stopu Nimonic 80A.



**Rys. 13.** Warstwa borowana powstała na powierzchni stopu Nimonic 80A po borowaniu gazowym w temperaturze 920 °C wraz z rozkładem twardości (1- strefa naborowana, 2- strefa przejściowa zawierająca bor na granicach ziarn, 3 – podłoże) [68].

Wzrost twardości stopów żarowytrzymałych po borowaniu jako efekt powstania głównie borków niklu, potwierdziły również badania z ostatnich kilku lat. Przykładem jest praca Gunena i innych [69], opisująca proces borowania w złożu proszkowym stopu Inconel 625. Powstała warstwa, zawierająca również borki chromu, charakteryzowała się grubością od 9 do 42 μm i twardością w zakresie 1175-2432 HV, w zależności od parametrów procesu. Jest to znaczny wzrost w porównaniu z twardością podłoża, która wynosi około 230 HV. Jednocześnie odporność na zużycie przez tarcie wzrosła od 5 do 8 razy. Z kolei w pracach Campos-Silvy i innych [70,71] ponowne badania nad borowaniem Inconelu 718 potwierdziły znaczny wzrost twardości powierzchni stopu oraz jego odporności na zużycie ścierne, dzięki powstaniu twardych borków niklu i chromu.

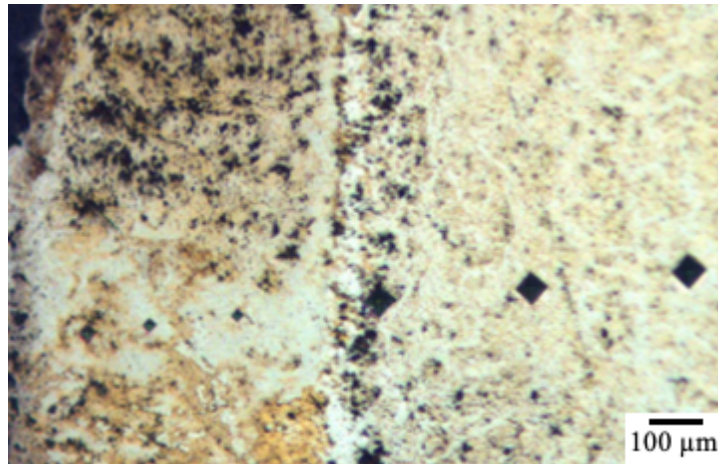


#### 2.2.4. Borowanie stopów niklowo-miedziowych

Miedź i nikiel, jako pierwiastki sąsiadujące ze sobą w układzie okresowym oraz krystalizujące w tym samym układzie regularnie ściennie centrowanym, rozpuszczają się w sobie wzajemnie bez ograniczeń tworząc roztwór różnowęzłowy. W zależności od zawartości obu pierwiastków w stopie stała sieci krystalicznej zmienia się liniowo od 3,52Å dla czystego niklu do 3,62 Å dla czystej miedzi [72]. Wpływa to znacząco na właściwości fizyczne, mechaniczne, a nawet wygląd konkretnego stopu [73]. W kontekście borowania Monelu 400, szczególnie istotny jest wpływ obecności miedzi na strukturę i właściwości materiałów wzbogacanych borem. Należy zaznaczyć, że maksymalne stężenie boru w strukturze miedzi wynosi około 0,29% atomowych w temperaturze 1013°C, natomiast w temperaturze pokojowej wynosi jedynie około 0,06% atomowych. Przy wyższych stężeniach powstaje mieszanina eutektyczna, zawierająca około 13,3% atomowych boru oraz wydzielenia w zależności od składu stopu [74].

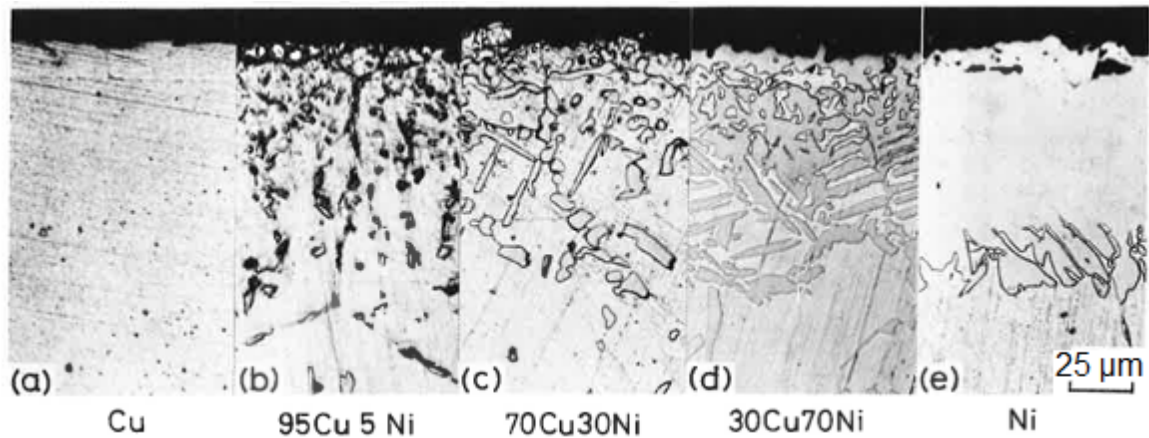
Badanie pozwalające na ocenę wpływu obecności i zawartości miedzi na właściwości materiałów zawierających twarde borki metali przeprowadził Jerzy Nowacki [75]. Dokonał on wówczas analizy właściwości cermetali składających się z żelaza, boru i miedzi w zależności od zawartości ostatniego pierwiastka. Próbkę wykonano metodą metalurgii proszków, co pozwoliło na dokładną kontrolę składu chemicznego, zawierającego 5%, 10% i 15% miedzi. Stwierdzono, że uzyskane próbki zawierają dwie fazy: borki  $(\text{FeCu})_2\text{B}$  o twardości około 1700 HV oraz mieszaninę eutektyczną Cu-B o twardości wynoszącej około 600 HV. Wykazano, że wyższa zawartość miedzi w początkowej mieszaninie proszków powoduje wzrost udziału eutektyki oraz zmniejsza porowatość i prowadzi do powstania większych frakcji borków żelaza. Przytoczone wyżej zjawiska prowadzą wspólnie do wyższej twardości całego układu.

W pracy [76] Ucar i inni przeprowadzili badanie wpływu borowania powierzchni trzech stopów: Ni-Ti oraz dwóch Ni-Ti-Cu (o dwóch różnych zawartościach miedzi – 9% i 16,5%) na ich właściwości. Borowanie próbek przeprowadzono w złożu proszkowym w temperaturze 900°C przez 8 godzin. Na podstawie analizy mikroskopowej stwierdzono zmniejszenie grubości warstwy borowanej oraz chropowatości powierzchni wraz ze wzrostem zawartości miedzi. Stwierdzono znaczny, bo aż 6-krotny wzrost twardości warstwy wierzchniej, spowodowany obecnością borków niklu  $\text{NiB}_2$  i tytanu  $\text{TiB}_2$ . Potwierdzono również, że miedź nie tworzy z borem borków miedzi  $\text{Cu}_x\text{B}_y$ , jednak obecność mieszaniny eutektycznej Cu-B ma dodatni wpływ na twardość uzyskanej warstwy. Na rysunku 14 przedstawiono mikrostrukturę warstwy borowanej uzyskanej na podłożu zawierającym 9% miedzi, wraz z widocznymi odciskami po badaniu mikrotwardości.



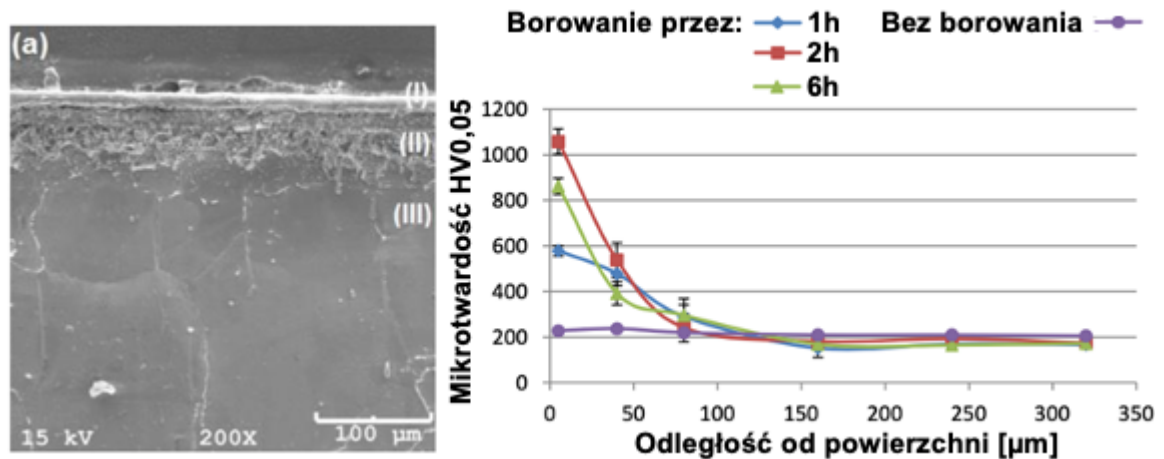
**Rys. 14.** Mikrostruktura warstwy borowanej na stopie Ni-Ti-Cu, zawierającym 9% miedzi, z widocznymi odciskami po badaniu mikrotwardości [76].

Istnieje niewiele publikacji dotyczących borowania powierzchni stopów niklowo-miedziowych. Przykładem jest praca [77], w ramach której zbadano wpływ borowania na właściwości stopów niklowo-miedziowych, w zależności od wzajemnej zawartości pierwiastków. Borowaniu w złożu proszkowym w temperaturach od 700 do 1000°C przez 1, 3 i 6 godzin poddano pięć materiałów: czystą miedź, stop 95Cu5Ni, stop 70Cu30Ni, stop 30Cu70Ni oraz czysty nikiel. W przypadku czystej miedzi oraz stopu zawierającego 5-procentowy dodatek niklu nie stwierdzono wzrostu twardości niezależnie od zastosowanych parametrów procesu. Twardość stopów o zawartości niklu równej lub wyższej od 30% nie wzrosła w wyniku borowania w temperaturze 700°C, natomiast powyżej tej temperatury poziom wzrostu twardości był od niej silnie zależny, podobnie jak od zawartości niklu. Najwyższą twardość, wynoszącą między 950 a 1000 HV stwierdzono po borowaniu stopu 30Cu70Ni oraz czystego niklu w temperaturze 1000°C. Analiza mikrostruktury i dyfraktometryczna pozwoliły ustalić brak związków boru w strefie przypowierzchniowej próbki czystej miedzi oraz fakt, że twardość stopu 70Cu30Ni nie wzrosła pomimo obecności borków  $Ni_2B$  w strukturze warstwy wierzchniej. Jednocześnie potwierdzono, że za wzrost twardości pozostałych stopów odpowiadała obecność borków niklu. Na rysunku 15 przedstawiono mikrostruktury warstw uzyskanych po borowaniu w temperaturze 950°C przez 6 godzin w zależności od składu chemicznego podłoża.



**Rys. 15.** Mikrostruktury warstw po borowaniu w złożu proszkowym w temperaturze 950°C przez 6 godzin, uzyskanych na miedzi, stopach niklowo-miedziowych oraz niklu [77].

W pracy [78] przeprowadzono borowanie Monelu 400, a dokonali tego Krelling i inni. Próbki wzbogacono borem umieszczając je w złożu proszkowym w temperaturze 900°C na okres 1, 2 i 6 godzin. Mieszanka proszków zawierała rozpuszczalnik w postaci węgla krzemu, którego obecność znacznie wpłynęła na uzyskane wyniki. W strefie przypowierzchniowej borowanych próbek stwierdzono obecność dwóch stref: zewnętrzną, złożoną z krzemków niklu powstałych przez obecność SiC w mieszaninie proszków oraz wewnętrzną, składającą się z borków  $Ni_3B$ ,  $Ni_2B$ ,  $Ni_4B_3$  i  $NiB$ . Całkowita grubość warstwy wynosiła od około 49 μm w przypadku próbki poddanej procesowi przez 1h, do 91 μm w przypadku obu próbek borowanych przez dłuższe okresy czasu. Mikrotwardość materiału zwiększyła się ponad 5-krotnie, z około 200 HV do około 1050 HV, jednak tak duży wzrost stwierdzono dla próbki borowanej przez 2 godziny, natomiast dłuższy czas borowania nie spowodował dalszego wzrostu twardości (rys. 16). Brak zwiększenia grubości warstwy oraz twardości mimo wydłużenia czasu procesu, autorzy tłumaczą działaniem zewnętrznej warstwy krzemków jako bariery dla dalszej dyfuzji atomów boru. Prawdopodobnie z tego samego powodu najwyższy, 58-procentowy wzrost odporności na zużycie ścierne stwierdzono w próbce poddanej borowaniu przez 1 godzinę.



**Rys. 16.** Warstwa borowana powstała na powierzchni stopu Monel 400 po borowaniu w złożu proszkowym z dodatkiem SiC w temperaturze 900 °C (I –warstwa krzemków niklu, II – warstwa borowana, III – podłoże) oraz rozkład twardości warstw borowanych przez różne okresy czasu [78].

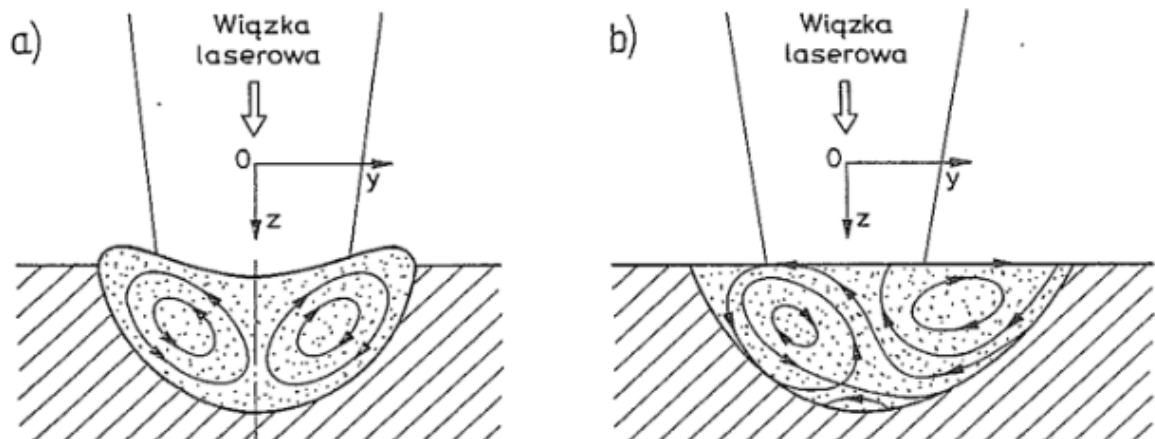
### 2.3. Stopowanie borem przy użyciu lasera

#### 2.3.1. Charakterystyka procesu stopowania laserowego

Stopowanie laserowe jest procesem technologicznym polegającym na dostarczeniu materiału stopującego do powierzchni i przetopienie go wraz z podłożem przy użyciu energii wiązki lasera. Przetopienie następuje w wyniku pochłaniania energii zaabsorbowanych fotonów przez wolne lub związane elektrony obrabianego materiału, która następnie przekazywana jest sieci krystalicznej, powodując wzrost temperatury. Pochłanianiu (absorpcji) ulega jedynie część energii wiązki lasera, natomiast część zostaje odbita. Ilość energii zaabsorbowanej przez dany materiał zależy od jego współczynnika absorpcji, który zależy z kolei od długości fali promieniowania laserowego oraz rodzaju materiału (jego struktury), jego temperatury i stanu powierzchni: chropowatości oraz stopnia utlenienia. Zasadniczo, dla metali, stopień absorpcji promieniowania maleje wraz ze wzrostem długości fali wiązki lasera, a rośnie wraz ze wzrostem temperatury oraz chropowatości powierzchni. Dodatkowo, w celu zwiększenia sprawności grzania laserowego, można stosować specjalnie powłoki absorpcyjne, zmniejszające poziom odbicia wiązki od powierzchni [79].

W trakcie przetapiania wymieszanie materiału podłoża oraz stopującego następuje w ciekłym jeziorzku, powstałym w miejscu działania wiązki lasera, poprzez ruchy konwekcyjne, grawitacyjne, a także nadmuch gazu osłonowego. Schemat ruchów konwekcyjnych w jeziorzku laserowym przedstawiono na rysunku 17. Po ustaniu działania promieniowania na powierzchnię ciekłe jeziorzko, zawierające dodatek stopowy, krzepnie. W konsekwencji tego, że podczas procesu w jednostce czasu przetopiona jest niewielka, wręcz punktowa ilość materiału, a nadmiar ciepła zostaje rozporowadzony

po całej otaczającej objętości, na granicy fazy ciekłej i stałej występuje wysoki gradient temperatury przez co prędkości krzepnięcia przekraczają 20 m/s. Pozwala to na uzyskanie wyjątkowo drobnoziarnistej struktury lub faz metastabilnych i przesyconych roztworów stałych, przy niewielkich rozmiarach strefy wpływu ciepła. [79,80].



**Rys. 17.** Schemat ruchów konwekcyjnych w jeziorce laserowym: a) w przekroju prostokątnym do kierunku ruchu wiązki lasera, b) w kierunku równoległym do kierunku ruchu wiązki lasera [79].

Głównymi zaletami wynikającymi z zastosowania technologii laserowej do stopowania powierzchni metali są:

- uzyskanie drobnoziarnistej struktury o jednorodnym składzie chemicznym;
- wysoka twardość, wytrzymałość zmęczeniowa oraz lepsze właściwości tribologiczne i antykorozyjne uzyskanych powłok;
- precyzyjna kontrola parametrów procesu, takich jak gęstość mocy i jej rozkład na przekroju wiązki;
- lokalne nagrzewanie, minimalizujące ryzyko wystąpienia odkształceń termicznych i dużej strefy wpływu ciepła;
- możliwość obrabiania przedmiotów o skomplikowanych kształtach;
- selektywność procesu - możliwość stopowania jedynie wybranych obszarów danej części (np. krawędzi tnących w przypadku narzędzi);
- uzyskiwanie warstw o grubości 0,03 do 3 mm, grubszych niż w procesach dyfuzyjnych;
- wymiary obrobionych przedmiotów są bliskie wymiarom docelowym;
- łatwa automatyzacja procesu;
- oszczędność materiałów oraz substancji chłodzących [21,79,80].

Wadami stopowania laserowego są natomiast:

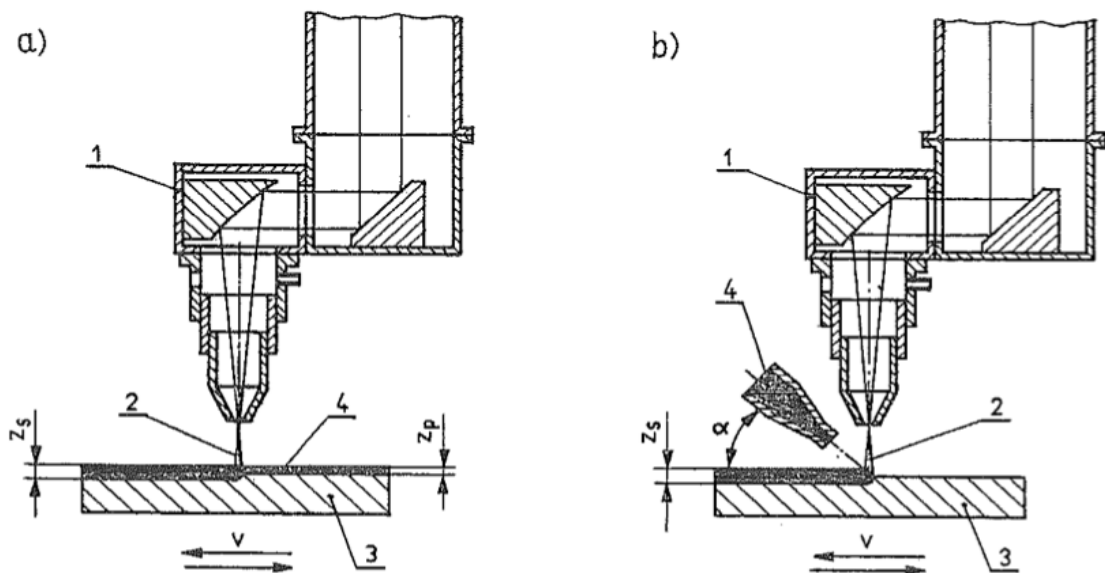
- wysoki koszt sprzętu;
- nieznacznie gorsza od powłok dyfuzyjnych przyczepność do podłoża;

- możliwe pękanie przy nieodpowiednim doborze parametrów procesu;
- możliwe powstawanie pofałdowań materiału w miejscach przetopionych;
- wzrost parametrów chropowatości powierzchni [21,79,80].

Materiały stopowane laserowo to głównie stale oraz żeliwa, ale również stopy aluminium, tytanu czy niklu. Dodatki stopowe to najczęściej niemetale (m. in. węgiel, azot, krzem, bor), metale (np. kobalt, chrom, nikiel, molibden, wolfram) oraz związki niemetaliczne (m.in. węgliki, azotki, borki) [79].

Stopowanie laserowe, w zależności od sposobu dostarczenia materiału stopującego do powierzchni, dzielimy na [79,80]:

- wtapienie lub natapianie, polegające na wprowadzeniu źródła pierwiastka stopującego w formie proszku, gazu lub fazy ciekłej w obszar działania wiązki laserowej podczas przetapiania materiału podłoża,
- przetapianie, będące procesem dwustopniowym, polegającym na naniesieniu materiału stopującego przed poddaniem go działaniu wiązki lasera (np. w formie past, powłok elektrolitycznych, taśm metalowych) i następnie przetopieniu go wraz z podłożem. Schematy obu procesów przedstawiono na rysunku 18.



**Rys. 18.** Schemat stopowania laserowego: a) przetapianie, b) wtapienie; 1-objektyw lasera, 2-wiązka laserowa, 3-materiał stopowany, 4-materiał stopujący (przetapiany lub wtapiany) [79].

Właściwości uzyskanych powłok zależą od jednorodności wymieszania stopu w stanie ciekłym, uzależnionej od intensywności konwekcyjnej wymiany masy w strefie przetopionej. Aby wymiana ta była efektywna, do powierzchni materiału należy dostarczyć odpowiednio dobraną ilość materiału

stopującego oraz ciepła. W związku z tym, parametry procesu muszą być zawsze dobrane do konkretnego podłoża, materiału stopującego oraz żądanej głębokości stopowania. Głównymi parametrami stopowania laserowego są:

- ilość wprowadzonego do ciekłego jeziora materiału stopującego,
- moc wiązki lasera  $P$  [kW],
- średnica wiązki  $d_L$  [mm],
- gęstość mocy lasera  $q$  [kW/cm<sup>2</sup>],
- prędkość skanowania  $v_L$  [m/min],
- stopień nakładania się ścieżek  $O$  [%], uzależniony od średnicy wiązki oraz odległości między kolejnymi ścieżkami [21].

Wymiary stref stopowanych rosną wprost proporcjonalnie do gęstości mocy wiązki lasera i czasu ekspozycji wiązki na powierzchnię, natomiast odwrotnie proporcjonalnie do grubości warstwy materiału stopującego naniesionej przed przetapianiem. Dla każdej takiej warstwy istnieją parametry krytyczne, przy których energia wiązki lasera jest zużywana tylko na przetopienie samego dodatku stopującego, przez co stopowanie podłoża nie zachodzi [79].

Sprawność nagrzewania laserowego nie zależy jedynie od parametrów ilościowych, ale również stanu jakościowego powierzchni podłoża (w przypadku natapiania) lub naniesionej warstwy materiału stopującego (w przypadku przetapiania), który przekłada się na stopień absorpcji promieniowania wiązki lasera. Podczas przetapiania, zastosowanego również w niniejszej pracy do wytworzenia powłok, dodatki stopujące naniesione na podłoże w formie proszku posiadają większy współczynnik pochłaniania (wynoszący zwykle około 0,6) niż materiały lite. Wynika to z wyższej chropowatości, przy której poprawia się adhezja masy proszkowej do powierzchni oraz przechodzenie dodatku stopującego do ciekłego jeziora, ze względu na szybsze roztopianie wierzchołków nierówności [79].

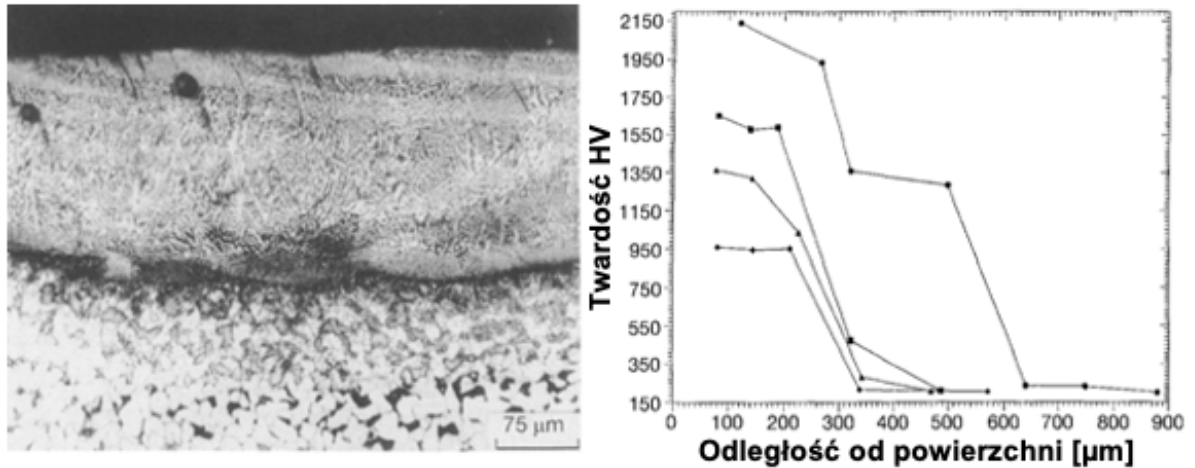
### 2.3.2. Stopowanie laserowe borem

Borowanie laserowe jest szczególnym przypadkiem technologii wzbogacania (stopowania) laserowego, w którym pierwiastkiem stopującym jest bor. Borowaniu laserowemu poddawane są przede wszystkim stopy żelaza [81-84] niklu [85,86] oraz tytanu [31,87]. Materiały borowane są głównie poprzez dwustopniowe przetapianie, a bor nakładany jest na powierzchnie w formie past lub zawiesin, których warstwy przed przetopieniem mają grubości od 18 do 600  $\mu\text{m}$ . Pasty te przygotowuje się poprzez mieszanie amorficznego boru w formie proszku z wodą, acetonem lub alkoholem, a także z substancjami zwiększającymi adhezję do podłoża, jak np. szkło wodne. Stosuje

się również inne proszki zawierające bor, np. azotek boru oraz mieszaniny sproszkowanego boru z innymi pierwiastkami, np. tytanem, niklem, krzemem czy węglem w formie grafitu [21]. W większości badań do borowania laserowego używa się laserów o pracy ciągłej: przede wszystkim molekularnych CO<sub>2</sub> [31,81-83,85,86], a w mniejszym stopniu laserów Nd: YAG [88] oraz diodowych [89]. Do głównych zalet stosowania borowania laserowego zamiast borowania dyfuzyjnego należy możliwość wytwarzania grubszych powłok w znacznie krótszym czasie, natomiast główną wadą jest wzrost chropowatości powierzchni obrabianej, co wymaga stosowania obróbki wykańczającej [21].

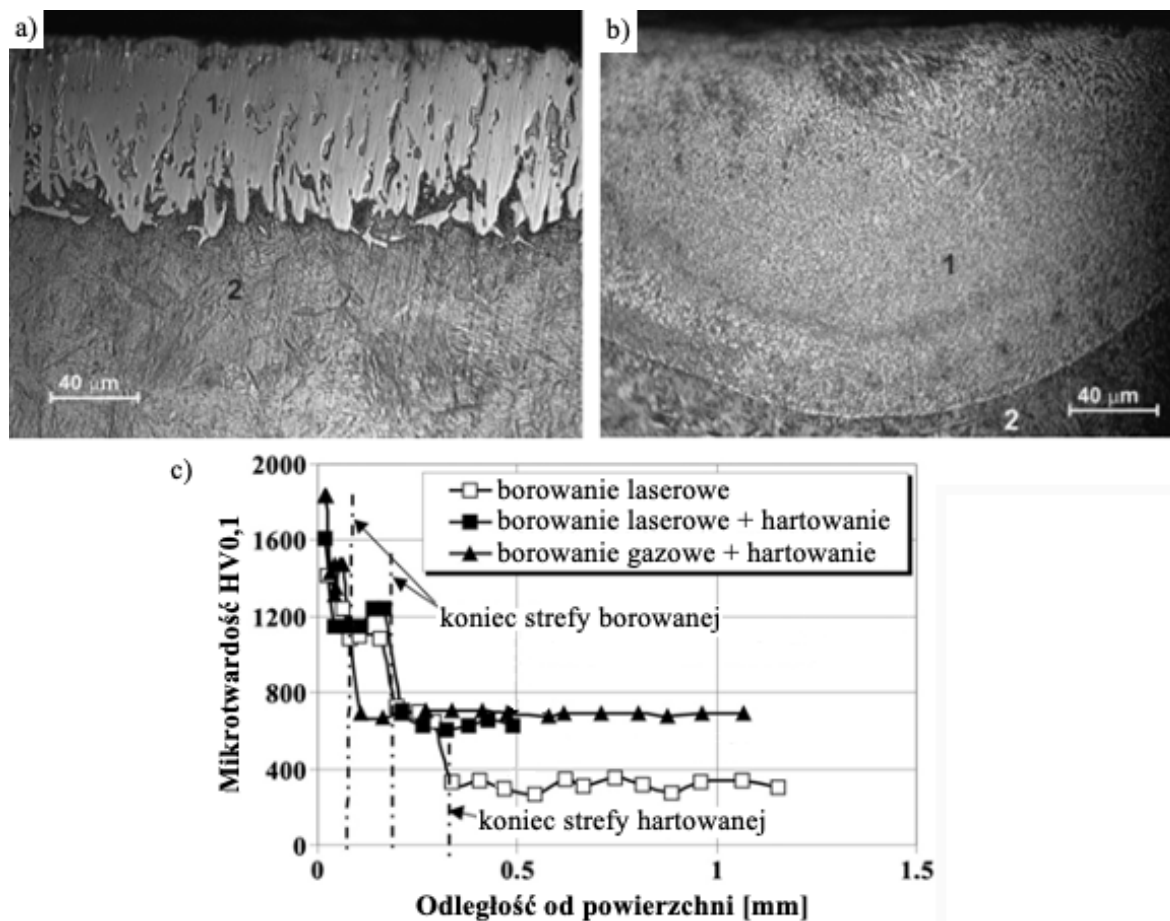
Pierwsze wzmianki o borowaniu powierzchni przy użyciu wiązki lasera pojawiły się w latach 80-tych XX wieku. Pierwszymi materiałami poddawany borowaniu laserowemu było żelazo i jego stopy. Przykładami badań na ten temat z tamtego okresu są prace Ponsa i innych [90] oraz Li [91]. W pierwszej pracy badacze opisali wpływ borowania laserowego na zwiększenie żaroodporności żelaza. W drugim badaniu borowaniu laserowemu poddano stal stopową 38CrMoAl. Stwierdzono wówczas znaczny wzrost twardości w wyniku powstania borków Fe<sub>2</sub>B i Fe<sub>3</sub>B, a także mniejszą kruchość warstwy borowanej laserowo od kruchości warstw wytworzonych w złożu proszkowym. Tayal i Mukherjee w pracy [88] przeprowadzili selektywne borowanie stali AISI 1018 laserem Nd: YAG o mocy 400 W. Przed przetopieniem wiązką lasera powierzchnie próbek zostały pokryte różnymi ilościami boru w postaci proszku. Różne były również ilości przetopień pojedynczych próbek. Grubość uzyskanych warstw, w zależności od warunków procesu, wynosiła od około 180 μm do około 380 μm. Stwierdzono wysoką adhezję do podłoża, a w składzie warstwy obecność twardych borków żelaza. Twardość materiału wzrosła z około 170 HV do przedziału w zakresie 950-2200 HV, w zależności od badanej fazy. Wygląd otrzymanej powłoki oraz rozkład twardości powierzchni obrabionych z różnymi parametrami procesu przedstawiono na rysunku 19. Stwierdzono wyższą twardość w górnych partiach warstwy wierzchniej badanych próbek. Mankamentem powstałej warstwy była obecność pęknięć, spowodowanych według autorów naprężeniami termicznymi w wyniku różnic w wartościach współczynników rozszerzalności cieplnej poszczególnych faz [88]. W pracy [92] Podchernyaeva przeprowadziła laserowe borowanie przy użyciu lasera molekularnego CO<sub>2</sub>, doprowadzając bor w formie proszku w osłonie gazu obojętnego bezpośrednio do ciekłego jeziora metalu. Celem badania była ocena poprawy odporności na zużycie ścierne. Głębokość uzyskanej warstwy wynosiła około 150 μm, jednak stwierdzono niemal 5-krotny wzrost twardości i aż 36-krotny mniejszy spadek masy próbki w teście na zużycie ścierne.





Rys. 19. Mikrostruktura powłoki borowanej laserowo na stali AISI 1018 oraz rozkłady twardości przy różnych parametrach procesu [88].

W ostatniej dekadzie naukowcy skupili się głównie na laserowej modyfikacji powierzchni borowanych innymi metodami, np. po borowaniu dyfuzyjnym w złożu proszkowym [93] lub borowaniu gazowym [94], a także po boro-nawęglaniu [95] i boro-chromowaniu [96]. Autorzy zgodnie stwierdzają, że laserowa modyfikacja przyczynia się do zmiany mikrostruktury i jej ujednoczenia. Wpływa to na obniżenie twardości powierzchni oraz zmniejszenie gradientu twardości pomiędzy strefą przypowierzchniową a podłożem przy jednoczesnej poprawie plastyczności. Laserowa modyfikacja stali po boro-nawęglaniu spowodowała z kolei wzrost odporności na zużycie przez tarcie, co autorzy tłumaczą pozytywnym wpływem obecności cząstek borków żelaza w strukturze po przetopieniu. Jednocześnie w tej samej pracy [97] stwierdzono, że brak obecności strefy wpływu ciepła obniżył odporność na zużycie przez tarcie w próbach przeprowadzanych przez dłuższy okres czasu. Przykładowe mikrostruktury powierzchni borowanej przed i po modyfikacji laserowej, wraz z rozkładem twardości, przedstawiono na rysunku 20.



**Rys. 20.** Mikrostruktury powierzchni stali 41Cr4 po borowaniu gazowym przed (a) i po modyfikacji (b) wiązką lasera, wraz z rozkładem twardości (c) [94].

W ciągu ostatnich kilku lat pojawiły się publikacje traktujące o borowaniu kolejnych gatunków stali. Najnowsze badania dotyczą stali łożyskowych [97,98], nierdzewnych [99], ale także niskostopowych [100]. Jednocześnie prowadzone są badania nad borowaniem laserowym tytanu i jego stopów [101,102] oraz stopów niklu.

### 2.3.3. Borowanie laserowe stopów niklu

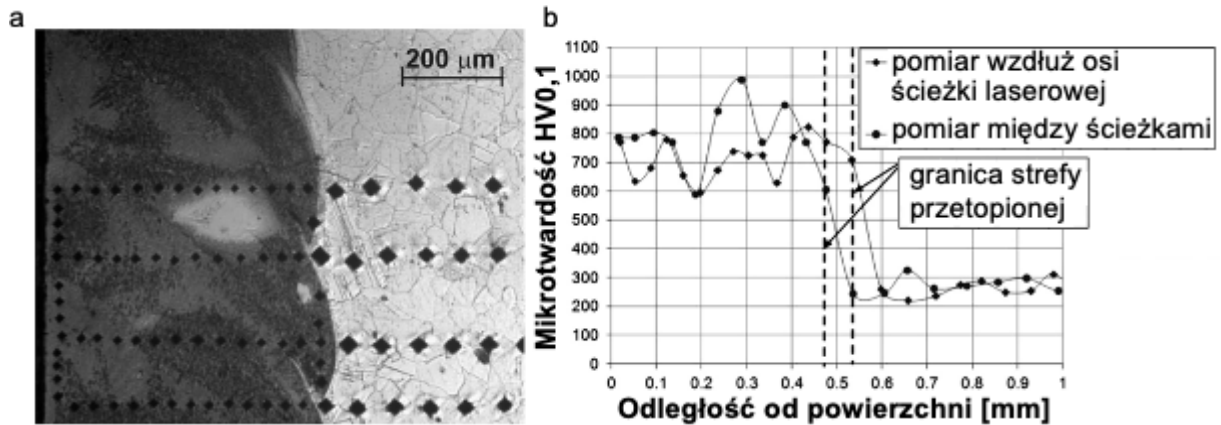
Próby borowania laserowego stopów niklu podjęte zostały niedługo po sukcesach w borowaniu laserowym stali. Prace dotyczące tej tematyki nie są jednak liczne, a zdecydowana większość z nich została opublikowana w ciągu ostatniej dekady. Podobnie jak dla stali, pierwsze badania nad laserowym borowaniem niklu miały na celu poprawę żaroodporności powierzchni [103]. Proces przeprowadzono poprzez przetopienie powierzchni wraz z wcześniej naniesionym na nią borem w proszku. Podczas badań warstwy wierzchniej stwierdzono obecność borków niklu  $Ni_3B$ , co potwierdziło skuteczność metody laserowego stopowania borem. Obecność borków spowodowała,

że w atmosferze utleniającej na powierzchni powstała warstewka  $\text{Ni}_3\text{B}_2\text{O}_6$ , która skutecznie zapobiegła korozji wysokotemperaturowej.

Najnowsze badania opisujące borowanie laserowe stopów niklu skupione są na obróbce stopów żaroodpornych i żarowytrzymałych. W 2013 roku Kulka i inni rozpoczęli tego typu badania od próby laserowego borowania stopu Inconel 600 [104]. Materiał stopujący naniesiono na powierzchnię w postaci pasty zawierającej amorficzny bor w proszku oraz rozcieńczony alkohol. Grubość warstwy przed przetopieniem wynosiła około 230  $\mu\text{m}$ . Do przetopienia próbek zastosowano laser molekularny  $\text{CO}_2$ . Obróbkę przeprowadzono z mocą 1,56 kW i 1,95 kW przy prędkości skanowania 2,88 m/min. Uzyskane warstwy wzbogacone borem miały grubość od 346  $\mu\text{m}$  do 467  $\mu\text{m}$ , w zależności od parametrów procesu, co oznacza kilkukrotny wzrost względem borowania Inconelu 600 gazowo [66]. W strukturze stwierdzono obecność głównie borków niklu, ale również chromu i żelaza, co wynika z obecności tych pierwiastków w składzie stopu. Wzrost twardości był porównywalny do uzyskanego po borowaniu gazowym opisanym w [66]. Odporność na zużycie ściernie wzrosła 10-krotnie, co również jest wynikiem porównywalnym do warstw borowanych gazowo.

W pracy [105] opisano efekty laserowego stopowania jednocześnie borem i niobem stopu Nimonic 80A. Podobnie jak w badaniu opisanym powyżej, pastę przygotowano z użyciem lepiszcza w postaci rozcieńzonego alkoholu, jednak użyto proszków boru i niobu w stosunku 1:1. Grubość warstwy pasty wynosiła około 200  $\mu\text{m}$ . Powierzchnie przetopiono laserem  $\text{CO}_2$  z mocą wiązki 1,56 kW, prędkością skanowania 2,88 m/min. Uzyskana warstwa miała średnią grubość 0,47 mm, co oznacza ponad 5-krotny wzrost głębokości stopowania względem borowania w złożu proszkowym [67]. Uzyskaną w tym badaniu mikrostrukturę powierzchni z widoczną różnicą w wielkościach odcinków po próbie mikrotwardości, wraz z jej rozkładem, przedstawiono na rysunku 21. W składzie warstwy stwierdzono obecność głównie borków niklu, ale również chromu i niobu. Twardość powierzchni wzrosła do wartości z zakresu 800-1000 HV, co oznacza, że w przypadku tego materiału większy wzrost stwierdzono przy borowaniu dyfuzyjnym [68]. Odporność na zużycie ściernie wzrosła około 11-krotnie, co jest wynikiem porównywalnym do uzyskanego po borowaniu w złożu proszkowym. W kolejnych latach rozszerzono badania o analizę wpływu parametrów na właściwości uzyskanych warstw [106]. Stwierdzono wzrost głębokości przetopienia oraz spadek twardości wraz ze wzrostem zastosowanej mocy lasera. Z kolei w 2018 roku przeprowadzono borowanie laserowe stopu Nimonic 80A bez dodatku innych pierwiastków, jednak przy znacznie niższej grubości warstwy pasty, która wynosiła 30  $\mu\text{m}$  [107]. Dominującą fazą były borki niklu, choć stwierdzono również obecność borków chromu. Poza mniejszym maksymalnym wzrostem twardości w stosunku do poprzednich badań, potwierdzono charakter zmian w zależności od parametrów procesu. Twardość

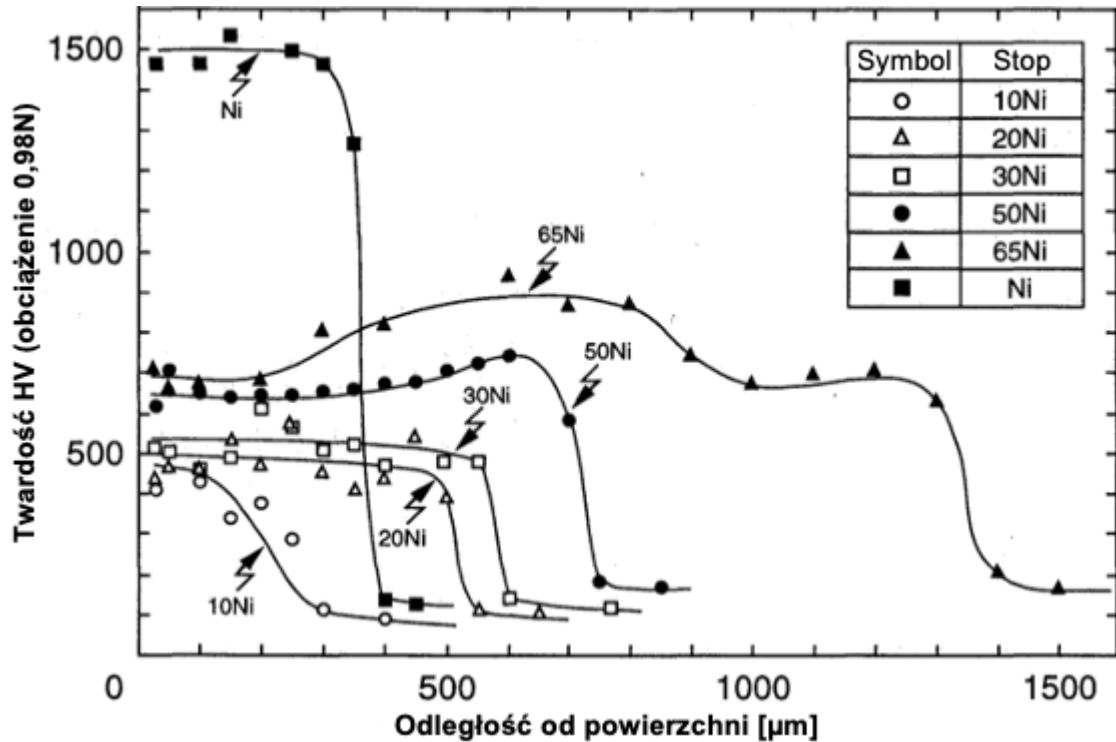
była wyższa przy zastosowaniu mniejszej mocy lasera, wyższej prędkości skanowania i większej średnicy plamki lasera. Wynika to z faktu, że doprowadzenie do powierzchni mniejszej energii wiązki prowadzi do przetopienia mniejszej objętości materiału, w której przy tej samej początkowej ilości boru koncentracja powstałych borków jest wyższa.



**Rys. 21.** Borowana laserowo powierzchnia stopu Nimonic 80A z widocznymi odciskami po badaniu mikrotwardości (a) oraz wykres rozkładu twardości (b) [105].

#### 2.3.4. Borowanie laserowe stopów niklowo-miedziowych

Borowanie laserowe stopów niklowo-miedziowych przeprowadzili w pracy [108] Nakata i inni. Jako podłoże zastosowano 6 stopów o różnej zawartości niklu (10%, 20%, 30%, 50%, 65% i 100%). Przed procesem na próbkach wykonano rowki o głębokości 0,5 mm i szerokości 6 mm, które wypełniono proszkiem boru z dodatkiem lepszycza w postaci alkoholu etylowego. Powierzchnie przetapiano przy użyciu lasera molekularnego CO<sub>2</sub> z mocą od 2,5 kW do 4 kW i prędkością skanowania 100 mm/min. Odległość ogniska od powierzchni materiału zmieniano w zakresie 0-35 mm w celu sterowania średnicą plamki wiązki. Na podstawie analizy morfologii uzyskanych warstw stwierdzono, że zbyt mała plamka lasera, a co za tym idzie wysoka gęstość mocy powoduje powstanie plazmy, co zapobiega wytworzeniu warstwy borowanej. Z kolei zbyt mała gęstość mocy jest niewystarczająca do efektywnego przetopienia i uformowania borków. Grubość uzyskanych warstw, w zależności od parametrów procesu i składu chemicznego stopów, wynosiła od 300 μm do nawet 1300 μm i rosła wraz ze wzrostem zawartości niklu do poziomu 65%. Rozkład twardości powierzchni po borowaniu laserowym dla stopów niklowo-miedziowych o różnych składach chemicznych przedstawiono na rysunku 22.

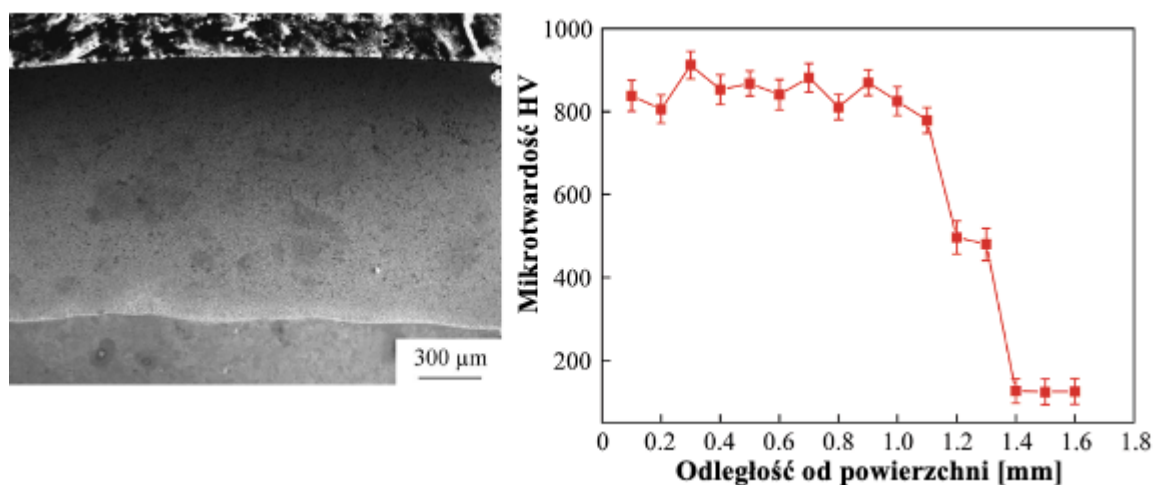


Rys. 22. Rozkład twardości powierzchni stopów niklowo-miedziowych po borowaniu laserowym [108].

Grubości powłok uzyskane w badaniu z 1996 roku są znacznie większe od opisywanych przez Krellinga i innych po borowaniu stopu Monel 400 w złożu proszkowym, gdzie wynosiły maksymalnie 91  $\mu\text{m}$  po 6 godzinach procesu [78]. Mikrostruktura stopów niklowo-miedziowych po borowaniu laserowym okazała się różnić w zależności od zawartości niklu. Przy niskiej zawartości niklu (10%) w strukturze obecne były duże cząstki boru w osnowie roztworu Ni-Cu oraz niewielka ilość borków NiB. Cząstki boru zawierały w sobie śladowe ilości miedzi, co autorzy tłumaczą powstaniem mieszaniny eutektycznej Cu-B. Przy zawartości niklu powyżej 50% rolę osnowy przejęły borki niklu, podczas gdy roztwór Ni-Cu obecny był w postaci sferycznych lub dendrytycznych wydzielen. Stwierdzono jednorodny rozkład twardości w całej objętości uzyskanych warstw oraz większy wzrost twardości w stopach o większej zawartości niklu, czego powodem jest wyższa koncentracja twardych borków w mikrostrukturze. Potwierdza to wnioski z wyżej wspomnianych badań Matsudy i innych [77]. Twardość stopu o zawartości 10% niklu wzrosła do prawie 500 HV, a czystego niklu do 1500 HV, podczas gdy twardość podłoża przed borowaniem zawierała się w zakresie 100-200 HV. Stwierdzono również niemal 40-krotną poprawę odporności na zużycie ścierne, jednak w przeciwieństwie do twardości zmiany te były niezależne od zawartości niklu w stopie.

Brak jest publikacji opisujących borowanie laserowe Monelu 400, jednak Zhang i inni przeprowadzili laserowe stopowanie Monelu 400 mieszaniną proszków zawierającą 3,5% boru,

a także 16% chromu, 0,9% węgla, 4% krzemu, 5% żelaza oraz około 70% niklu [109]. Proszek został naniesiony w formie pasty z rozcieńczonym alkoholem winylowym, a grubość warstwy przed przetopieniem wynosiła 1,2 mm. Do przetopienia użyto lasera molekularnego CO<sub>2</sub>, mocy 4 kW i prędkości skanowania 10 mm/s. W wyniku obróbki uzyskano warstwę stopowaną o grubości około 1200 μm o strukturze dendrytycznej, zawierającą twarde węgliki chromu i borki niklu. Twardość powierzchni wzrosła prawie 6-krotnie (rys. 23), a odporność na zużycie erozyjne i kawitacyjne około 10-krotnie. Na uzyskane wyniki badań wpływ mają głównie pierwiastki stopujące inne niż bor, jednak obecność w strukturze borków niklu wskazuje, że borowanie laserowe Monelu 400 może być skuteczną metodą poprawy twardości i odporności na zużycie.



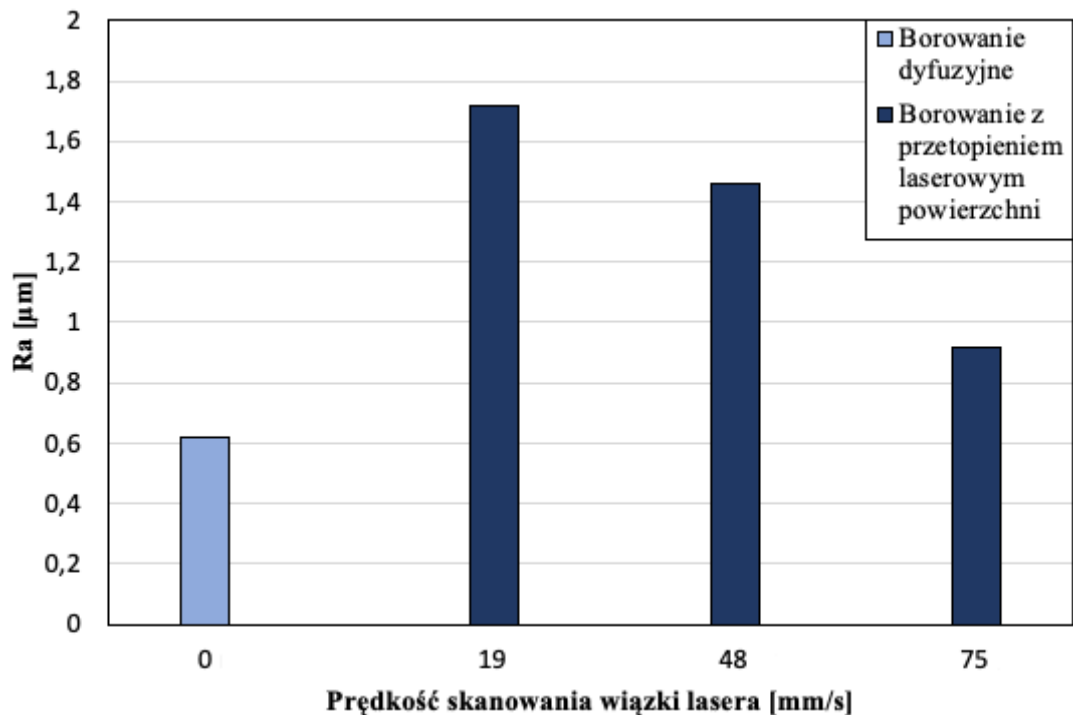
**Rys. 23.** Mikrostruktura oraz rozkład twardości powierzchni stopu Monel 400 po stopowaniu laserowym mieszkanką NiCrSiB [109].

## 2.4. Obróbka powierzchni wspomagana laserem

### 2.4.1. Chropowatość powierzchni przetapianych laserowo i metody jej obniżenia

Borowanie laserowe, podobnie jak samo przetopienie powierzchni metalu laserem powoduje wzrost chropowatości obrobionej powierzchni. Wynika to z obecności ruchów konwekcyjnych w ciekłym jeziorku w trakcie obróbki. W pracy [110] stwierdzono, że wzrost ten jest znaczny, jednak wartość parametrów chropowatości maleje wraz ze wzrostem prędkości skanowania wiązką lasera. Zastosowanie prędkości równej 19 mm/s spowodowało trzykrotny wzrost parametru Ra względem powierzchni nieprzetopionej, natomiast przy zastosowaniu prędkości 48 mm/s i 75 mm/s wzrost ten był odpowiednio dwukrotny oraz 50-procentowy (rys. 24). Po zastosowaniu wyższej prędkości skanowania powierzchnia jest mniej chropowata z powodu krótszego czasu ekspozycji materiału na

promieniowanie laserowe, co powoduje przetopienie mniejszej jego objętości w jednostce czasu. Nadal jednak różnica pomiędzy chropowatością powierzchni przetopionej a nieobrobionej jest stosunkowo wysoka, dlatego element po przetopieniu laserem należy poddać obróbce wykańczającej, aby umożliwić zastosowanie go do produkcji elementów maszyn.



**Rys. 24.** Wartości parametru chropowatości powierzchni Ra po stopowaniu borem bez i z przetopieniem laserowym (opracowanie na podstawie [110]).

Poprawa jakości utwardzonych powierzchni uzyskiwana jest głównie poprzez obróbkę ścierną (szlifowanie, polerowanie) [111-113] lub wykańczającą obróbkę skrawaniem (frezowanie, toczenie) [114,115]. Badania nad metodami obniżania parametrów chropowatości powłok prowadzone są głównie dla materiałów natrykiwanych [111-114] oraz napawanych [116-119]. Potrzeba dodatkowej obróbki tych powłok wynika z faktu, że te metody nakładania powłok prowadzą do powstania powierzchni o znacznie wyższej chropowatości niż materiału wyjściowego [110].

Zarówno powłoki stopowane laserowo oraz materiały napawane przy zastosowaniu promieniowania laserowego, z racji zbliżonych czasów krzepnięcia, posiadają drobnoziarniste struktury o podobnych właściwościach. W związku z tym wnioski z badań, których przedmiotem jest poprawa jakości materiałów napawanych mają przełożenie na powierzchnie stopowane laserowo. W pracach [116] i [117] dokonano porównania topografii powierzchni napawanego laserowo węgla wolframu po dwóch różnych obróbkach: frezowaniu oraz szlifowaniu ściernicą diamentową lub korundową. W obu przypadkach parametr chropowatości Ra bezpośrednio po napawaniu wynosił

kilkanaście mikrometrów, natomiast wysokości pojedynczych nierówności powierzchni dochodziły nawet do 100  $\mu\text{m}$ . W wyniku zastosowanych obróbek wykańczających jakość powierzchni uległa znacznej poprawie. Stwierdzono, że parametr chropowatości  $R_a$  po szlifowaniu wynosi pomiędzy 0,2 a 0,5  $\mu\text{m}$ , natomiast średnia maksymalnych wysokości nierówności  $R_z$  od 2 do ponad 8  $\mu\text{m}$ . Po frezowaniu parametry te wynosiły:  $R_a$  poniżej 0,15  $\mu\text{m}$  i  $R_z$  od 1 do 8  $\mu\text{m}$ . Stwierdzono również, że ostateczna jakość powierzchni po frezowaniu jedynie w małym stopniu zależy od odwzorowania kinematyczno-geometrycznego narzędzia, a głównie od chropowatości przed obróbką i z tego wynika obecność punktowych nierówności po obróbce. Warto zaznaczyć, że różnica pomiędzy frezowaniem a szlifowaniem materiałów napawanych laserowo nie polega jedynie na różnicy w uzyskanych parametrach chropowatości. Stwierdzono także lepszą przyczepność do podłoża oraz odporność na zużycie ściernie powierzchni po frezowaniu. Jest to dodatkowy argument przemawiający za zastosowaniem wykańczającej obróbki skrawaniem do obróbki powierzchni napawanych laserowo.

Spośród wielu zastosowań Monelu 400, najbardziej narażone na zużycie elementy to części napędów statków i łodzi podwodnych. To głównie te części pracują w warunkach wysokiego ciśnienia oraz przy znacznych natężeniach przepływu płynów. W związku z tym to właśnie powierzchnie tych części wymagają zwiększenia twardości oraz późniejszej obróbki wykańczającej. W niniejszej pracy skupiono się na poprawie jakości borowanych laserowo powierzchni brył obrotowych poprzez toczenie i badaniu efektywności tej metody.

Badanie efektywności poprawy jakości powierzchni napawanych poprzez toczenie było opisywane przez naukowców w ostatnich latach. W pracy [118] porównano efektywność toczenia oraz frezowania napawanego laserowo stopu Inconel 718 z uwzględnieniem wpływu obróbki cieplnej po napawaniu na uzyskiwane wyniki. W tym celu warstwy materiału napawano laserowo na podłoża prostopadłościennie oraz w kształcie wałka, następnie połowę z nich poddając obróbce cieplnej, aby zwiększyć ich twardość i tak przygotowane próbki poddano obróbce skrawaniem. Wyniki wskazują, że przy odpowiednim doborze parametrów technologicznych toczenie pozwala na uzyskanie około trzykrotnie niższych parametrów chropowatości ( $R_a$  między 0,25 a 0,5  $\mu\text{m}$ ) niż frezowanie ( $R_a$  między 1 a 1,5  $\mu\text{m}$ ) w przypadku skrawania materiału niepoddanego obróbce cieplnej, a więc o mniejszej twardości (około 25 HRC). W przypadku skrawania Inconelu 718 po napawaniu i obróbce cieplnej (twardości równej około 40 HRC) parametry chropowatości po toczeniu są również niższe niż po frezowaniu, lecz różnica między nimi jest mniejsza. W tym przypadku parametr  $R_a$  powierzchni toczonej wynosił od 0,5 do 0,7  $\mu\text{m}$ , natomiast po frezowaniu od 0,9 do 1,1  $\mu\text{m}$ . Warto dodać, że w wyniku skrawania materiał napawany nie uległ uszkodzeniom, np. w postaci pęknięć, a także nie nastąpiło oderwanie materiału napawanego na jego granicy z podłożem.



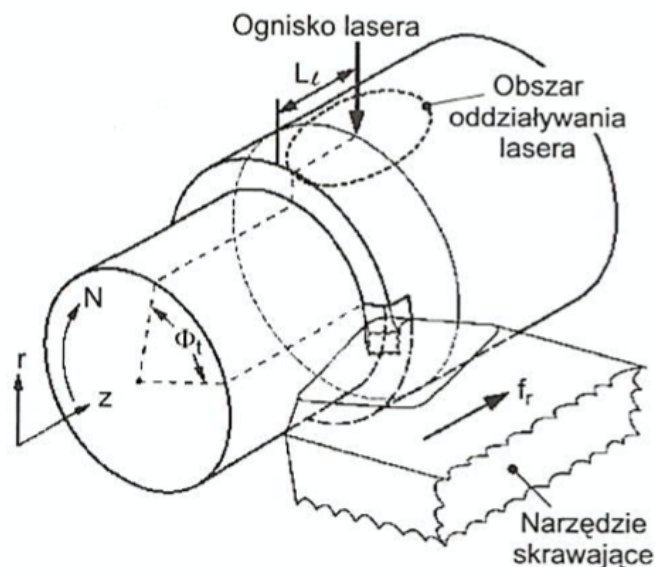
Fakt, iż w wyniku obróbki skrawaniem materiał napawany laserowo nie ulega uszkodzeniom lub miejscowej delaminacji stwierdzono również w pracach [115] oraz [119]. W obu pracach nie wykonano pomiarów parametrów chropowatości powierzchni, jednakże warto wspomnieć o pozostałych wynikach. W artykule [115], w którym opisano efekty toczenia i nagniatania stali nierdzewnej 17-4PH napawanej laserowo oraz natryskiwanej na zimno stwierdzono zmiany strukturalne po toczeniu do głębokości od 5 do 10  $\mu\text{m}$  od powierzchni obrobionej. Zmiany te wynikały z wpływu procesu toczenia na naprężenia wewnętrzne w materiale i powodowały wzrost mikrotwardości w warstwie przypowierzchniowej. Z kolei w pracy [119], w której porównywano efektywność frezowania odlewanego i napawanego laserowo stopu tytanu Ti6Al4V stwierdzono, że zużycie narzędzia skrawającego jest znacznie większe w przypadku skrawania materiału napawanego niż odlewanego. Usunięcie takiej samej objętości materiału napawanego laserowo spowodowało oderwanie twardej powłoki narzędzia, podczas gdy w przypadku materiału odlewanego nastąpiło jedynie jej starcie i powstanie narostów. Autorzy tłumaczą to wyższą twardością materiału napawanego, wynikającą z jego drobnoziarnistej struktury, co powoduje zwiększenie wartości sił skrawania.

#### 2.4.2. Termiczne wspomaganie skrawania

Z powodu wysokiej twardości materiałów drobnokrystalicznych, w tym stopowanych lub napawanych laserowo [119-121], ale również ceramicznych [122,123], kompozytowych [124,125] oraz innych rodzajów materiałów [126-130], których obróbka powoduje znaczne zużycie narzędzi skrawających, pojawiła się potrzeba opracowania metod pozwalających ograniczyć zużycie narzędzi podczas ich skrawania. Jedną z nich jest obróbka wspomniana termicznie (ang. TAM – thermally assisted machining), w której przedmiot obrabiany jest lokalnie nagrzewany w celu obniżenia granicy plastyczności, dzięki czemu zmniejsza się wydatek energii potrzebny do usunięcia materiału, powodując poprawę jego skrawalności. Dodatkowym atutem stosowania obróbki TAM jest zwiększenie wydajności procesu, poprawa kontroli wymiarowej oraz ograniczenie wad powierzchni obrobionej [131]. Źródłem ciepła stosowanym do obróbki TAM może być plazma [132], łuk elektryczny [133] lub laser [123,125,129,134]. Wiązka laserowa jest najczęściej stosowana z powodu dużej gęstości mocy, której wartością można łatwo sterować oraz z powodu możliwości precyzyjnego lokalizowania wiązki [80].

Obróbka wspomniana laserem (ang. LAM – laser assisted machining) polega na skrawaniu z jednoczesnym nagrzewaniem strefy skrawania tuż przed ostrzem narzędzia przy użyciu wiązki lasera. Schemat tego rodzaju obróbki przedstawiono na rysunku 25. W przypadku obróbki LAM

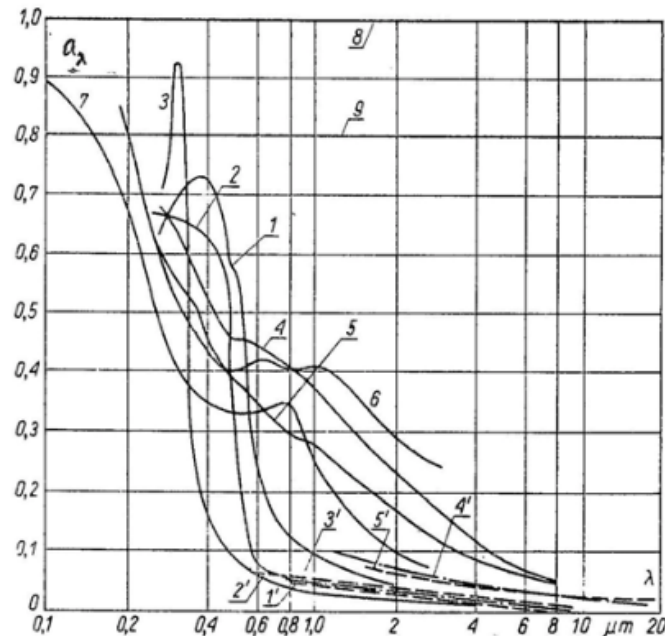
rozkład temperatury w strefie skrawania nie jest tylko wynikiem usuwania materiału i ciepła powstałego w wyniku tarcia i odkształceń podczas tworzenia wióra, ale staje się ważnym parametrem wpływającym na wydajność procesu. Z tego powodu przy projektowaniu obróbki należy brać pod uwagę wszystkie parametry mające wpływ na temperaturę materiału w strefie skrawania. Należą do nich: moc wiązki, obwodowe i osiowe położenie ogniska wiązki względem narzędzia skrawającego, właściwości cieplne materiału obrabianego (przewodność i pojemność cieplna) oraz jego zdolność absorpcyjna, która zależy zarówno od właściwości optycznych, jak i jakości powierzchni. W optymalnych warunkach ciepło powstałe w wyniku oddziaływania powierzchni materiału obrabianego z wiązką lasera pozwala nagrzać całą objętość, która bierze udział w tworzeniu wióra, znacznie redukując siły skrawania [131]. Liczne badania [123,125,128,129,134-136] wskazują, że w porównaniu z toczeniem konwencjonalnym przy tych samych parametrach technologicznych, LAM oprócz zmniejszenia sił skrawania i zużycia narzędzia pozwala na obniżenie intensywności drgań układu OUPN (obrabiarka, uchwyt, przedmiot, narzędzie) oraz uzyskanie niższej chropowatości powierzchni obrobionej.



**Rys. 25.** Schemat toczenia ze wspomaganie laserowym [131].

Badania nad laserowym wspomaganie skrawania są prowadzone od lat 80-tych XX wieku [137]. W latach 90-tych prowadzono badania eksperymentalne, mające na celu umożliwienie skrawania materiałów supertwardych i kruchych, jak ceramika [138] i kompozyty metalowo-ceramiczne [139]. W tym czasie zajmowano się już także modelowaniem matematycznym, mającym na celu symulację temperatury oraz sił skrawania w trakcie procesu [134]. Z powodu spadku absorpcji promieniowania laserowego wraz ze wzrostem jego długości fali (rys. 26) [140], w pracach tych

stosowano głównie lasery emitujące promieniowanie z zakresu podczerwieni (o długości fali równej około 1  $\mu\text{m}$ ). Dziś są to najczęściej stosowane lasery do obróbki LAM [141-146]. Dla porównania, lasery gazowe CO<sub>2</sub> emitują promieniowanie o długości fali 10,6  $\mu\text{m}$  przez co efektywna gęstość mocy ich wiązki jest kilkakrotnie niższa [80].

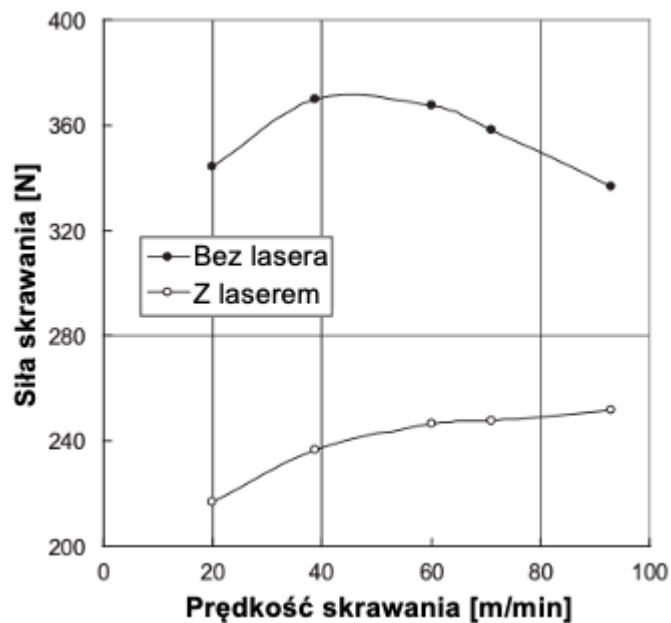


**Rys. 26.** Zależność współczynnika absorpcji od długości fali światła monochromatycznego dla wybranych materiałów: 1,1'-miedź, 2,2'-złoto, 3,3'-srebro, 4,4'-żelazo, 5,5'-nikiel, 6,6'-chrom, 7,7'-aluminium, 8,8'-ciało doskonale czarne, 9,9'-ciało szare [140].

W kolejnych latach w badaniach nad laserowym wspomaganie toczenia skupiano się na jego implementacji do obróbki kolejnych materiałów oraz określaniu optymalnych parametrów procesu. Przykładowo, w pracy [123] obróbce LAM przy użyciu lasera Nd: YAG poddano ceramikę Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> w celu analizy jakości powierzchni w porównaniu do toczenia konwencjonalnego oraz w celu doboru optymalnych parametrów procesu, w tym również częstotliwości pulsów lasera. Warto zaznaczyć, że jakość powierzchni obrobionej była lepsza, a zużycie ostrza skrawającego mniejsze w przypadku LAM, niezależnie od zastosowanych parametrów procesu. Co więcej, przy najbardziej optymalnych parametrach chropowatość powierzchni była prawie 7-krotnie niższa niż w przypadku toczenia konwencjonalnego.

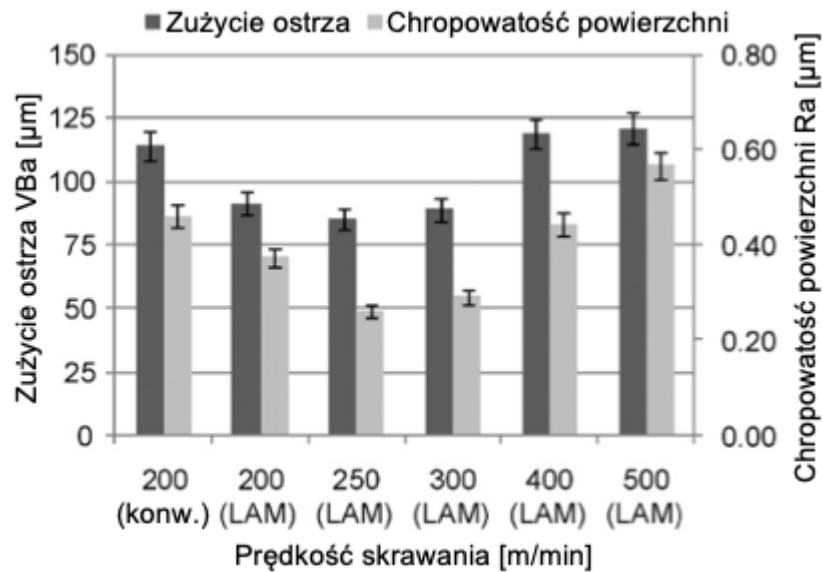
Powyższe wyniki zostały potwierdzone w pracy [126], w której obróbce LAM poddano czysty tytan przy użyciu lasera tego samego typu. W ramach wykonanych badań, oprócz pomiarów chropowatości i analizy wpływu poszczególnych parametrów procesu na jego przebieg, zmierzono dodatkowo siły skrawania w warunkach toczenia konwencjonalnego i LAM. W wyniku tych

pomiarów stwierdzono, że zastosowanie lasera do wspomagania toczenia pozwala na obniżenie sił skrawania o około 30%. Różnica ta jest zależna od zastosowanej prędkości skrawania, mocy wiązki lasera oraz położenia wiązki względem materiału obrabianego i narzędzia. Na rysunku 27 przedstawiono uzyskaną w badaniu zależność wartości siły skrawania od prędkości skrawania w warunkach toczenia konwencjonalnego i LAM.



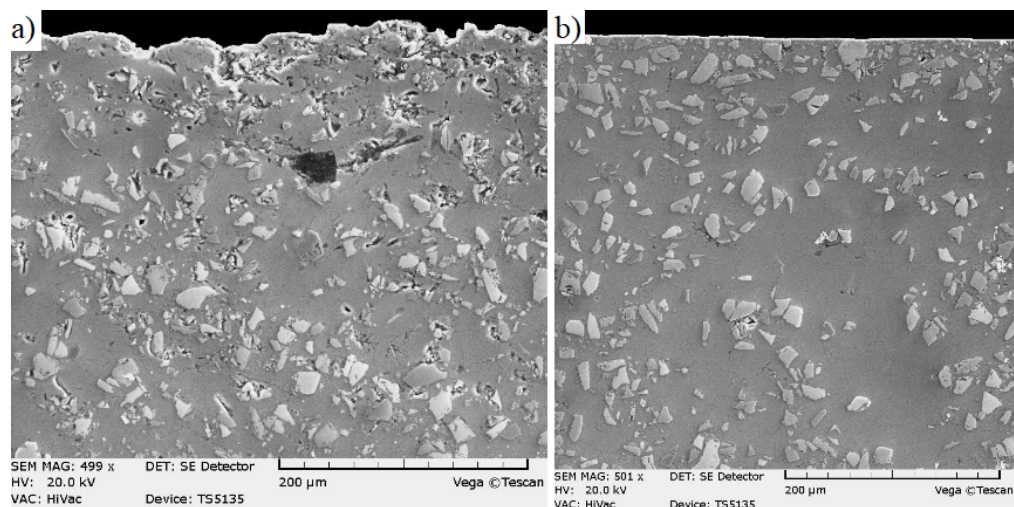
**Rys. 27.** Wpływ prędkości skrawania na wartości siły skrawania podczas toczenia tytanu w sposób konwencjonalny i LAM:  $f = 0,214$  mm/obr,  $a_p = 1$  mm [126].

Przeanalizowano również korzyści wynikające z zastosowania obróbki LAM dla nadstopów niklu, czego przykładem jest praca [147]. Również w tym przypadku zastosowano laser Nd: YAG, a mierzonymi wielkościami były siły skrawania, zużycie ostrza skrawającego i chropowatość powierzchni obrobionej w zależności od prędkości skrawania i posuwu, zarówno dla toczenia konwencjonalnego i obróbki LAM. Dzięki zastosowaniu lasera siły skrawania uległy obniżeniu o około 25%, a zużycie ostrza skrawającego zmniejszyło się o około 20% (jednak znacznie wzrosło dla prędkości skrawania wyższych od 400 m/min). Co więcej, poprawiła się również jakość powierzchni po obróbce. Parametr chropowatości  $R_a$  tylko dzięki zastosowaniu LAM był niższy średnio o około 25%. Według autorów uzyskanie niższej chropowatości dzięki LAM wynika z ułatwionego usuwania materiału obrabianego i zminimalizowaniu jego rozrywania poprzez uplastycznienie po nagraniu wiązką lasera. Na rysunku 28 przedstawiono uzyskaną w badaniu zależność zużycia ostrza skrawającego oraz chropowatości powierzchni obrobionej od prędkości skrawania w warunkach toczenia konwencjonalnego i LAM.



**Rys. 28.** Wpływ prędkości skrawania na zużycie ostrza skrawającego oraz chropowość powierzchni obrobionej podczas toczenia stopu Inconel 718 na długości 30 mm w sposób konwencjonalny i LAM:  $f = 0,25 \text{ mm/obr}$ ,  $a_p = 0,25 \text{ mm}$  [147].

Warto zaznaczyć, że według autorów pracy [128] powodem uzyskania niższej chropowości powierzchni obrobionej po zastosowaniu wspomaganie laserowego jest również wypełnianie nierówności (wynikających z odwzorowania kinematyczno-geometrycznego ostrza) powierzchni obrabianej materiałem uplastycznionym przez oddziaływanie z wiązką lasera. Dotyczy to szczególnie powierzchni kompozytów metalowo-ceramicznych, z których podczas toczenia konwencjonalnego wrywane są cząstki zbrojenia. Przykłady mikrostruktur warstwy wierzchniej kompozytu metalowo-ceramicznego po toczeniu bez i ze wspomaganie laserowym przedstawiono na rysunku 29.



**Rys. 29.** Mikrostruktury warstwy wierzchniej stopu metalowo-ceramicznego po toczeniu: a) bez wspomaganie laserowego, b) ze wspomaganie laserowym [148].

Powyższe wnioski zostały potwierdzone w licznych pracach dotyczących obróbki LAM, które publikowano w kolejnych latach. Badania te prowadzone były przede wszystkim na materiałach konstrukcyjnych, jak stale stopowe: narzędziowe [135,141] i nierdzewne [142,143,149,150], stopach niklu [127,151] i tytanu [144,151,152] oraz szczególnie trudnoskrawalnych kompozytach metalowo-ceramicznych [124,136],145,146,153-155]. Co więcej, w ostatnich latach pojawiły się prace opisujące precyzyjne skrawanie ze wspomaganie laserowym krzemu do produkcji instrumentów optycznych [156,157]. W tabeli 3 zestawiono względne różnice sił skrawania ( $\Delta F_c$ ) oraz parametru chropowatości Ra ( $\Delta Ra$ ) pomiędzy toczeniem bez wspomaganie laserowego i ze wspomaganie laserowym wybranych materiałów konstrukcyjnych przy podanych parametrach technologicznych skrawania.

**Tabela 3.** Względne różnice sił skrawania i parametru chropowatości Ra wybranych materiałów konstrukcyjnych pomiędzy toczeniem konwencjonalnym i ze wspomaganie laserowym (N/A – nie analizowano).

<b>Material</b>	<b><math>\Delta F_c</math> [%]</b>	<b><math>\Delta Ra</math> [%]</b>	<b>Parametry skrawania</b>	<b>Źródło</b>
Stal SKD11	40	50	$v_c=100\text{m/min}$ , $f=0,03\text{mm/obr}$ , $a_p=0,5\text{mm}$	[135]
Inconel 718	25	25	$v_c=200\text{m/min}$ , $f=0,25\text{mm/obr}$ , $a_p=0,25\text{mm}$	[147]
Inconel 718	30	46	$v_c=60\text{m/min}$ , $f=0,05\text{mm/obr}$ , $a_p=0,5\text{mm}$	[127]
Inconel 718	N/A	57	$v_c=28\text{m/min}$ , $f=0,2\text{mm/obr}$ , $a_p=0,25\text{mm}$	[128]
Tytan	37	N/A	$v_c=20\text{m/min}$ , $f=0,214\text{mm/obr}$ , $a_p=1\text{mm}$	[126]
Stop Ti10V2Fe3Al	15	N/A	$v_c=80\text{m/min}$ , $f=0,19\text{mm/obr}$ , $a_p=1\text{mm}$	[151]
Korund ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ )	N/A	40	$v_c=70\text{m/min}$ , $f=0,03\text{mm/obr}$ , $a_p=0,5\text{mm}$	[123]
Kompozyt Al+SiC	N/A	75	$v_c=565\text{m/min}$ , $f=0,1\text{mm/obr}$ , $a_p=0,75\text{mm}$	[145]

#### 2.4.3. Wspomagane laserem toczenie powierzchni napawanych

Mimo dużego zainteresowania naukowców tematyką konwencjonalnego skrawania materiałów napawanych [114-119], zainteresowanie ich obróbką przy użyciu LAM w celu bardziej wydajnego obniżenia chropowatości jest niewielkie. W ciągu ostatnich kilku lat pojawiły się jedynie nieliczne prace opisujące ten proces [120,121], co czyni go zagadnieniem innowacyjnym i perspektywicznym. Z racji, że korzystny wpływ obróbki LAM na efektywność procesu został stwierdzony w licznych badaniach wspomnianych w poprzednim rozdziale, w powstałych pracach traktujących o laserowym wspomaganie materiałów napawanych skupiano się na samym przebiegu procesu. Pozwala to na lepsze zrozumienie wpływu kinematyki tego rodzaju obróbki na efekt końcowy oraz projektowanie

jej parametrów. Dla przykładu, w pracy [120] skupiono się na określeniu minimalnej głębokości skrawania oraz określeniu sił skrawania napawanego laserowo kompozytu WC/NiCr, w zależności od parametrów technologicznych. Stwierdzono, że w warunkach LAM siły skrawania rosną w całym zakresie wraz ze wzrostem prędkości i głębokości skrawania. Warto zaznaczyć, że w przypadku toczenia bez wspomagania laserowego określono taką prędkość skrawania, przy której temperatura strefy skrawania jest na tyle wysoka, że powoduje zmiękczenie powierzchni obrabianej i spadek sił skrawania. W przypadku LAM przy wzroście prędkości obrotowej transfer ciepła wygenerowane przez laser na powierzchni obrabianej maleje, przez co temperatura w strefie skrawania jest mniejsza, a siły skrawania rosną.

W pracy [121] analizie poddano wpływ parametrów LAM (prędkość skrawania, posuw i moc wiązki lasera) na zużycie narzędzia z polikrystalicznego diamentu, a materiałem skrawanym był napawany laserowo kompozyt WC/Ni z nieznaczną ilością pierwiastków stopowych. Stwierdzono, że największy wpływ na zużycie narzędzia ma wzrost prędkości skrawania, natomiast wpływ wzrostu wartości posuwu był niewielki. Biorąc pod uwagę, iż zwiększenie wartości tych parametrów technologicznych powoduje poprawę wydajności objętościowej skrawania, należy do tego dążyć poprzez zwiększenie wartości posuwu. Zauważono również, że wartość mocy wiązki lasera nie ma wpływu na objętościową wydajność skrawania, jednak wraz z jej wzrostem z 1500 W do 2000 W trwałość ostrza skrawającego wzrosła o około 8%, co w przypadku zaimplementowania tej technologii do produkcji przemysłowej mogłoby pozwolić na obniżenie kosztów narzędziowych.

W obu pracach opisanych powyżej, narzędziami zastosowanymi do obróbki były płytki skrawające z polikrystalicznego diamentu. Jest to wybór nieprzypadkowy, biorąc pod uwagę wysoką twardość węgla wolframu, dochodzącą do 3300 HV [121]. Polikrystaliczny diament jest zaliczany do materiałów supertwardych i ma największą twardość spośród materiałów narzędziowych (ok. 8000 HV). W związku z tym jest zalecany do toczenia materiałów niemetalowych takich jak węgliki, azotki oraz borki [131]. Warto zaznaczyć, że z powodu swoich właściwości materiał ten został również z sukcesami zastosowany do toczenia ze wspomaganiami laserowymi innych materiałów o wysokiej twardości, m.in. w pracach [122,124,146].

## **2.5. Podsumowanie analizy literatury i wnioski do badań własnych**

Na podstawie analizy wyników badań opisanych w literaturze można stwierdzić, że:

1. Metody nawęglania i azotowania stosowane w celu zwiększenia twardości powierzchni stali są nieefektywne w przypadku stopów niklu, szczególnie niezawierających dodatków węglisko- i azotkotwórczych [40-51], jakim jest stop Monel 400.
2. Stopowanie laserowe borem w porównaniu z borowaniem dyfuzyjnym pozwala na uzyskanie grubszych powłok w krótszym czasie, a także umożliwia borowanie selektywne wybranych części powierzchni [104-108].
3. Zastosowanie laserowego wspomaganie toczenia (LAM) pozwala uzyskać powierzchnię obrobioną o niższych parametrach chropowatości, przy jednoczesnym mniejszym zużyciu ostrza skrawającego [123-128,134-136,145,147]
4. W literaturze brakuje opisu badań na temat borowania laserowego stopu Monel 400 i wpływu parametrów technologicznych procesu na właściwości warstwy wierzchniej.
5. Nie stwierdzono prac w zakresie skrawania warstw borowanych na stopach niklu w celu nadania wymaganego kształtu oraz chropowatości powierzchni wyrobu.
6. W literaturze światowej nie analizowano wpływu wspomaganie laserowego toczenia twardych warstw borowanych na chropowatość powierzchni oraz trwałość ostrza skrawającego.

W związku z powyższymi wnioskami uzasadnione jest podjęcie tematu niniejszej rozprawy, która ukazuje możliwości aplikacji technologii borowania laserowego do poprawy właściwości warstwy wierzchniej stopu Monel 400, a także jej obróbki w warunkach laserowego wspomaganie skrawania w celu uzyskania wymaganej jakości powierzchni obrobionej. Zagadnienia borowania laserowego oraz toczenia ze wspomaganie laserowym są ponadto aktualne naukowo i mają perspektywy zastosowania w przemyśle.



### **3. CELE PRACY I ZAKRES BADAŃ**

W związku z wnioskami przedstawionymi w podsumowaniu analizy literatury, cele niniejszej pracy są następujące:

1. Wytworzenie warstwy borowanej o zwiększonej twardości na powierzchni stopu Monel 400 w procesie stopowania laserowego, o głębokości przetopienia pozwalającej na ocenę skrawalności.
2. Porównanie wybranych wskaźników skrawalności uzyskanej warstwy w procesach toczenia konwencjonalnego i ze wspomaganie laserowym.

Pierwszy cel pracy zostanie osiągnięty poprzez badania warstw borowanych wytworzonych na powierzchni stopu Monel 400 z różnymi wartościami prędkości skanowania, w celu oceny ich jakości. Badania te obejmą analizę mikrostruktury, pomiar głębokości przetopienia powierzchni, pomiary mikrotwardości oraz badanie odporności na zużycie przez tarcie. Drugi cel zostanie osiągnięty poprzez ocenę i porównanie skrawalności warstw borowanych na powierzchni stopu Monel 400 podczas toczenia konwencjonalnego i w warunkach wspomaganie laserowego skrawania. Ocena skrawalności zostanie dokonana poprzez pomiary: siły skrawania  $F_c$ , parametrów struktury geometrycznej  $R_a$  i  $R_z$  powierzchni obrobionej oraz wskaźnika zużycia ostrza  $VB_C$ .

### **4. TEZY PRACY**

1. Borowanie laserowe stopu Monel 400 zwiększa twardość warstwy wierzchniej oraz poprawia jej odporność na zużycie przez tarcie.
2. Laserowe wspomaganie toczenia stopu Monel 400 z warstwą borowaną poprawia trwałość ostrza skrawającego oraz chropowatość powierzchni obrobionej.

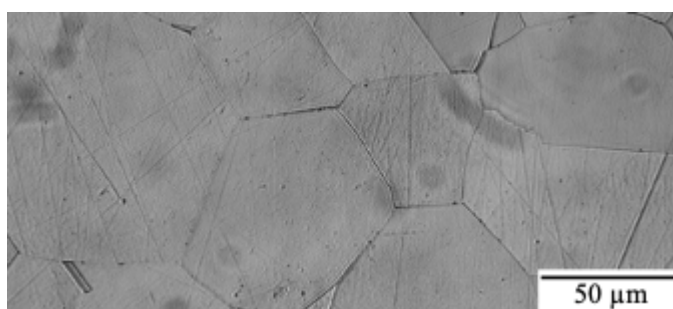
## 5. METODYKA BADAŃ

### 5.1. Materiały stosowane w badaniach

Podłożem do wytworzenia powierzchni borowanych laserowo był stop niklowo-miedziowy Monel 400. Jego skład chemiczny przedstawiono w tabeli 4. Stop ten posiada strukturę jednofazową, co wynika z dobrej wzajemnej rozpuszczalności niklu i miedzi. Do badań zastosowano materiał w formie wałka po wyżarzaniu, o średnicy  $d = 80$  mm, którego mikrostrukturę przedstawiono na rysunku 30.

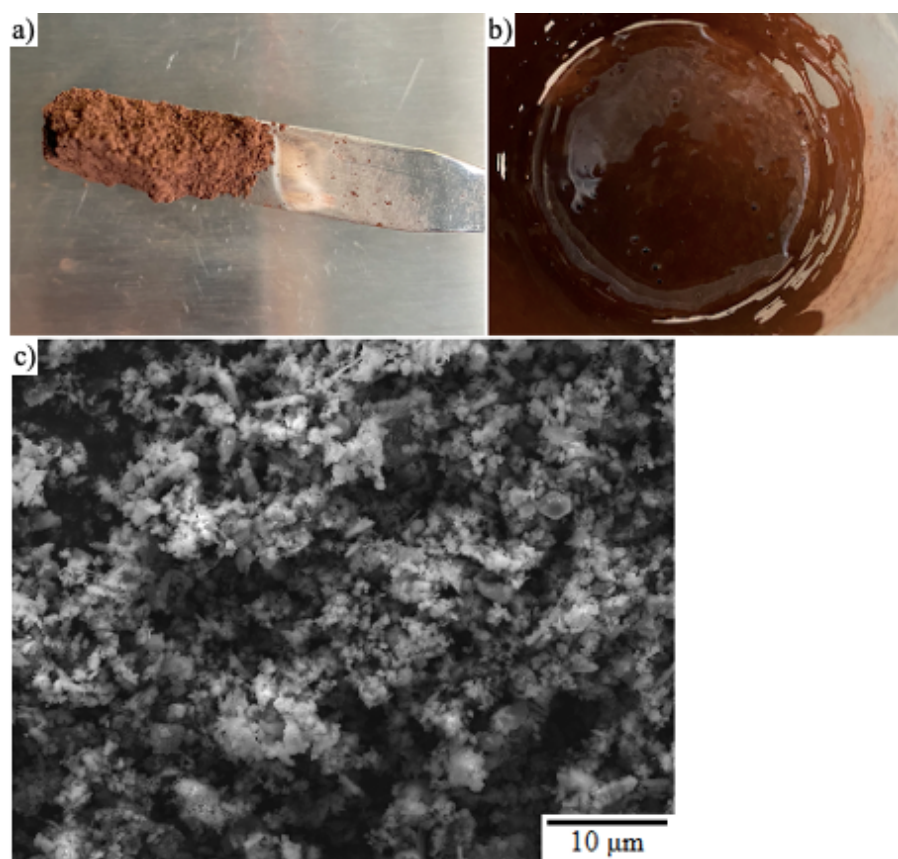
**Tabela 4.** Skład chemiczny wałka stosowanego w badaniach [158].

Ni [%]	Cu [%]	Fe [%]	Mn [%]	Si [%]	C [%]	S [%]
63,8	32,6	2,17	1,03	0,24	0,14	0,003



**Rys. 30.** Mikrostruktura stopu Monel 400.

Materiałem stopującym był techniczny bor w formie amorficznego proszku o czystości 95-97%, wyprodukowany przez firmę Aldrich Chemistry. Bor nanoszono na powierzchnie podłoża w formie pasty, w której skład wchodziły: bor w formie proszku, sodowe szkło wodne oraz woda destylowana w proporcji 2 g: 2 ml: 1 ml. Na rysunku 31 przedstawiono zdjęcie makroskopowe proszku (a), zdjęcie pasty z borem (b) oraz morfologię proszku (c).



**Rys. 31.** Bor amorficzny w formie proszku (a), przygotowana pasta z borem (b) oraz morfologia proszku (c).

## 5.2. Materiały narzędziowe

Na podstawie analizy literatury oraz doświadczeń zespołu badawczego, do oceny wskaźników skrawalności wytworzonych warstw borowanych dobrano dwa materiały narzędziowe: regularny azotek boru (CBN) oraz polikrystaliczny diament (PKD). Wybór wynika ze stwierdzenia znacznego zużycia ostrzy skrawających z węglików spiekanych podczas toczenia materiałów trudnoobrabialnych [148] oraz wysoką twardość ostrzy z CBN w podwyższonych temperaturach [131]. Narzędziem z regularnego azotku boru (CBN) była płytk a Mitsubishi TPGN110304 MB730, natomiast narzędziem z diamentu (PKD) – płytk a Kennametal KD1425 TPGN110304. Zestawienie płytek przedstawiono w tabeli 5.

**Tabela 5.** Płytki skrawające stosowane w badaniach.

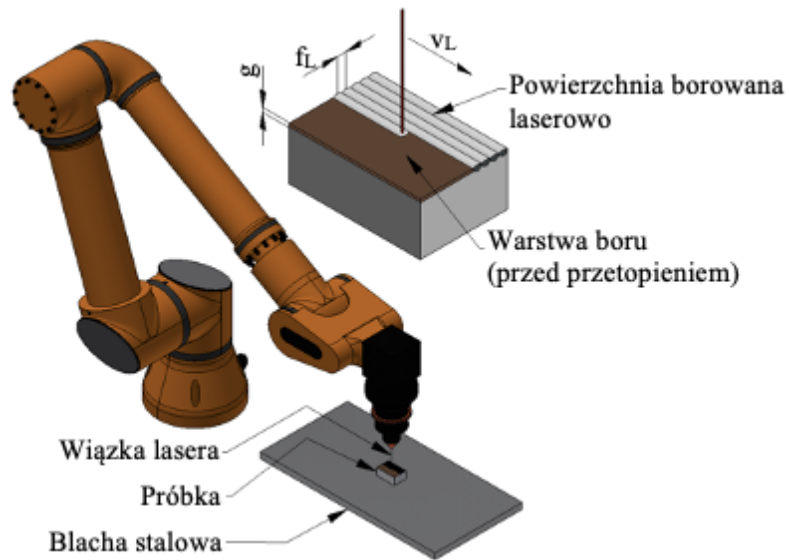
Lp.	Materiał ostrza	Symbol materiału	Geometria ostrza	Producent
1	Regularny azotek boru CBN	MB730	TPGB110304	Mitsubishi
2	Polikrystaliczny diament PKD	KD1425	TPGN110304F	Kennametal

### **5.3. Stopowanie laserowe borem**

#### 5.3.1. Stopowanie laserowe borem powierzchni płaskich

Pierwszym etapem badań wstępnych było wytworzenie powłok borowanych laserowo na powierzchniach płaskich. Celem tych badań było określenie najbardziej korzystnych parametrów stopowania laserowego borem powierzchni stopu Monel 400. Do badań użyto prostopadłościennych próbek o wymiarach 30x20x12 mm, które zostały wycięte z wałka o średnicy 80 mm. Następnie na każdej próbce jedna powierzchnia o wymiarach 30x20 mm została zeszlifowana przy użyciu papieru ściernego o gradacji 1200 oraz oczyszczona acetonem. Część próbek pozostawiono do przetopienia bez dodatku boru w celu oceny jego wpływu na głębokość przetopienia powierzchni. Dla pozostałych próbek kolejnym etapem było pokrycie powierzchni powłokami pasty z borem o dwóch różnych grubościach, wynoszących średnio  $g = 100 \mu\text{m}$  oraz  $g = 200 \mu\text{m}$ . Pomiar grubości naniesionych powłok wykonano przy użyciu miernika grubości Elcometer 456, obliczając średnią arytmetyczną z 12 pomiarów, których wyniki mieściły się w zakresie  $\pm 10 \mu\text{m}$ . Tak przygotowane próbki umieszczano na blasze stalowej, która miała za zadanie odprowadzanie ciepła z obrabianej próbki w trakcie przetapiania wiązką lasera.

Przetapianie powierzchni odbywało się przy użyciu lasera diodowego TRUMPF TruDiode 3006 o maksymalnej mocy roboczej wynoszącej  $P = 3 \text{ kW}$ , którego głowica zamocowana była do ramienia robota KUKA KR16-2 w celu umożliwienia precyzyjnego ustawienia średnicy plamki lasera  $d_l$  oraz sterowania ruchem wiązki. Ruch ten odbywał się równolegle do dłuższego boku próbki z prędkością  $v_L$ . W celu uzyskania stałej prędkości przetopienia na powierzchni próbki, ruch głowicy lasera rozpoczynał się 10 mm przed próbką i kończył 10 mm za nią. Po przetopieniu pełnej ścieżki o długości 30 mm, wiązka lasera była wyłączana, a robot przesuwał głowicę do położenia początkowego dla kolejnego przejścia, które było przesunięte o odległość  $f_L$  wzdłuż krótszego boku próbki względem przejścia poprzedzającego. Operacja ta była powtarzana do momentu przetopienia całej powierzchni próbki. Aby zapobiec gromadzeniu się w atmosferze oparów powstałych podczas procesu borowania laserowego, co mogłoby spowodować odbicie wiązki lasera, przez cały czas jego trwania włączony był nadmuch sprężonego powietrza w kierunku równoległym do ruchu wiązki. Schemat wytworzenia powierzchni borowanych laserowo na próbkach płaskich przedstawiono na rysunku 32, natomiast parametry procesu zestawiono w tabeli 6.



Rys. 32. Schemat stopowania laserowego borem próbek płaskich.

Tabela 6. Parametry stopowania laserowego borem próbek płaskich.

P [W]	q [kW/cm <sup>2</sup> ]	v <sub>L</sub> [m/min]	g [μm]	d <sub>L</sub> [mm]	f <sub>L</sub> [mm]
1400	178,3	5	100	1	0,5
			200		
		25	100		
			200		
		50	100		
			200		
		75	100		
			200		

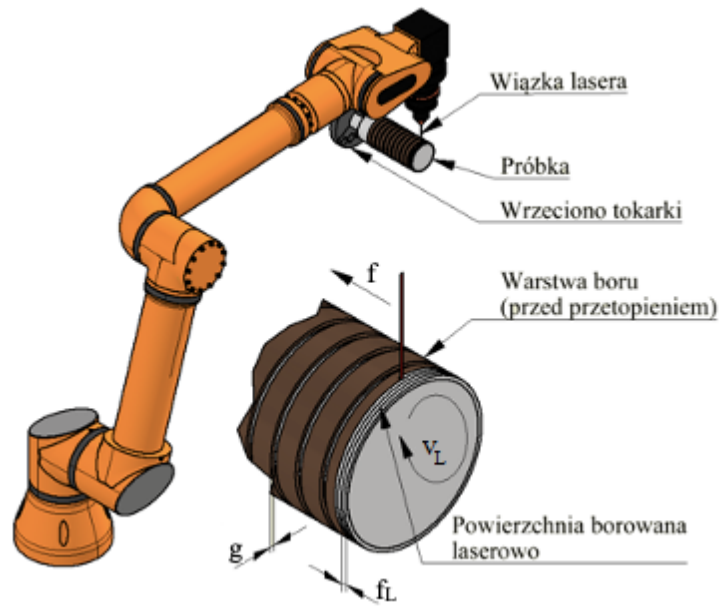
### 5.3.2. Stopowanie laserowe borem wałka przeznaczanego do toczenia

Na podstawie wyników badań próbek płaskich Monelu 400 po borowaniu laserowym, wytypowane zostały parametry do wytworzenia próbek walcowych przeznaczonych do oceny wskaźników skrawalności (tabela 7). W celu wytworzenia próbek walcowych zastosowano wałek o średnicy 80 mm, na którym wytoczone zostały rowki o szerokości 3 mm i głębokości 3 mm, dzieląc powierzchnię wałka na strefy pomiarowe o szerokości 12 mm. Następnie strefy zostały pokryte powłokami pasty z borem o grubości  $g = 200 \mu\text{m}$ , którą zmierzono analogicznie do metody zastosowanej dla próbek płaskich. Pierwszą próbkę wykonano stosując prędkość skanowania wiązki lasera  $v_L = 5 \text{ m/min}$ , a po zbadaniu jej właściwości wytworzono dodatkowe próbki z prędkościami skanowania od 6 do 10 m/min.

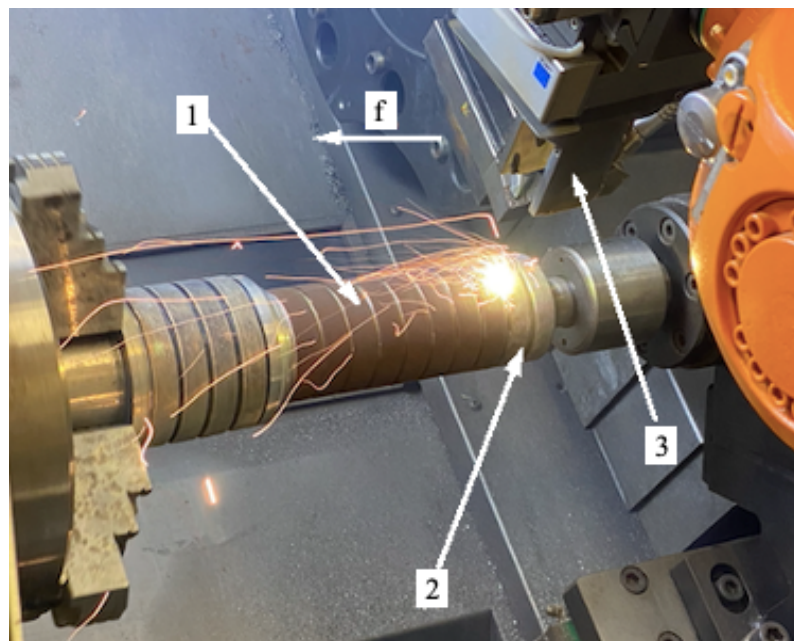
**Tabela 7.** Parametry stopowania laserowego borem próbek walcowych.

<b>P [W]</b>	<b>q [kW/cm<sup>2</sup>]</b>	<b>v<sub>L</sub> [m/min]</b>	<b>g [μm]</b>	<b>d<sub>L</sub> [mm]</b>	<b>f<sub>L</sub> [mm]</b>
1400	178,3	5	200	1	0,5
		6			
		8			
		10			

W celu przeprowadzenia borowania laserowego wałek został zamocowany we wrzecionie tokarki sterowanej numerycznie DMG/Mori Seiki CTX 310 ecoline, w celu nadania mu prędkości obrotowej. Ramię robota z głowicą lasera wykonywało ruch posuwowy o wartości posuwu  $f = 0,5 \text{ mm/obr}$  w celu uzyskania odległości  $f_L = 0,5 \text{ mm}$  między kolejnymi przetopionymi ścieżkami. Schemat wytworzenia powierzchni borowanych na próbce walcowej przedstawiono na rysunku 33, natomiast na rysunku 34 przedstawiono wałek pokryty pastą z borem w trakcie przetapiania wiązką lasera.



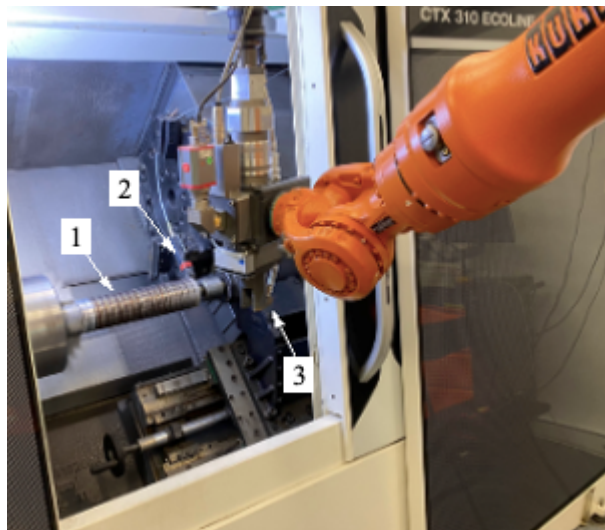
Rys. 33. Schemat stopowania laserowego borem próbek walcowych.



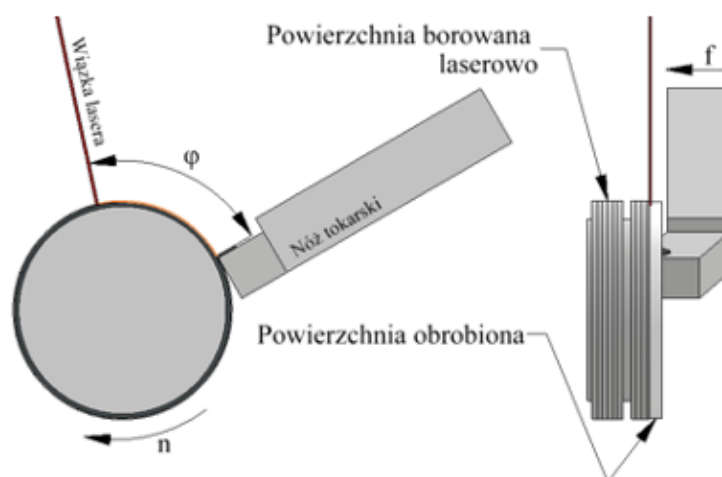
Rys. 34. Przetapianie laserem wałka ze stopu Monel 400 z pastą z borem: 1 – powierzchnia wałka pokryta pastą z borem, 2 - powierzchnia po borowaniu laserowym, 3 – głowica lasera.

#### 5.4. Stanowisko badawcze do oceny wskaźników skrawalności

Stanowisko przeznaczone do badania skrawalności wytworzonych warstw borowanych składało się z tokarki sterowanej numerycznie DMG/Mori Siki CTX 310 ecoline oraz lasera diodowego TRUMPF TruDiode 3006 o mocy 3000 W i długość fali 900-1030 nm, z głowicą zamocowaną do ramienia robota KUKA KR16-2, poruszającego się w 6 osiach i o zasięgu manipulatora wynoszącym 1610 mm (rys. 35). Schemat toczenia ze wspomaganieniem laserowym przedstawiono na rysunku 36.



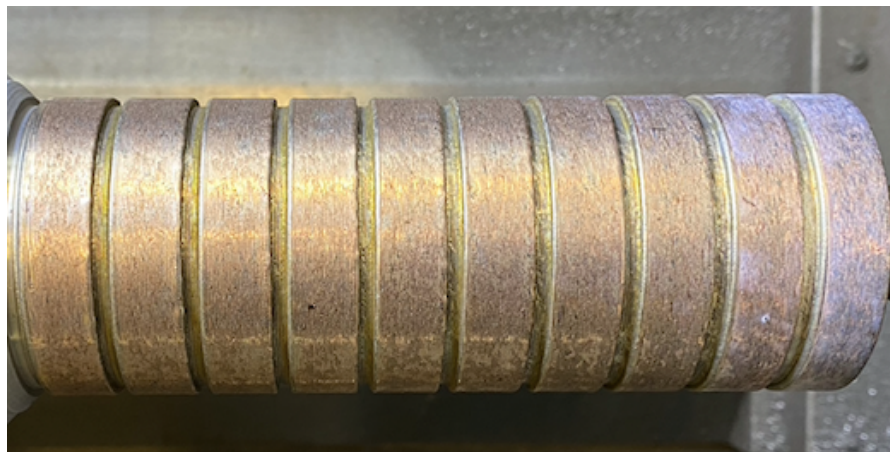
**Rys. 35.** Stanowisko badawcze do oceny wskaźników skrawalności: 1-wałek borowany laserowo, 2-narzędzie skrawające, 3-głowica lasera.



**Rys. 36.** Schemat toczenia warstw borowanych ze wspomaganieniem laserowym.



W ramach badań przeprowadzono toczenie wzdłużne wytworzonych warstw borowanych w celu: pomiaru sił skrawania, parametrów chropowatości oraz oceny trwałości ostrza w warunkach toczenia konwencjonalnego i ze wspomaganie laserowym. Toczenie przeprowadzono dla prędkości skrawania  $v_c = 150$  m/min, będącą dwukrotnością najwyższej prędkości użytej w ramach badań wstępnych. Co więcej, wyniki badań przedstawione w pracy [127] wskazują, że zastosowanie wspomaganie laserowego toczenia nadstopów niklu dla  $v_c = 150$  m/min powoduje obniżenie sił skrawania oraz parametrów chropowatości powierzchni obrabianej. Wartość posuwu w badaniach własnych trwałości ostrza była stała i wynosiła  $f = 0,08$  mm/obr. Głębokość skrawania wynosiła  $a_p = 0,05$  mm, aby umożliwić kilkukrotne przetoczenie każdej z sekcji wałka. Na każdej sekcji wykonano po 5 przejść narzędzia w celu uniknięcia ryzyka toczenia wałka poniżej głębokości  $h_{ef}$ , przy czym pierwsze przejście wykonywane w celu wstępnego wyrównania powierzchni z nalepień uzyskanych po borowaniu laserowym (rys. 37). Parametry technologiczne toczenia zestawiono w tabeli 8.



**Rys. 37.** Powierzchnia wałka ze stopu Monel 400 po borowaniu laserowym.

W przypadku toczenia ze wspomaganie laserowym kąt wyprzedzenia wiązki lasera względem ostrza skrawającego wynosił  $\varphi = 72^\circ$ , a oś wiązki lasera wyprzedzała narzędzie o 0,5 mm w kierunku posuwowym, aby cała strefa nagrzana wiązką została przekształcona w wiór oraz aby nie dopuścić do wtórnego nagrzewania powierzchni obrabianej.

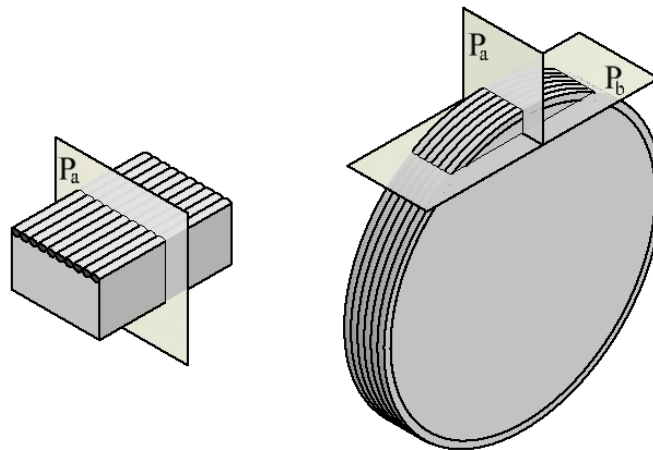
**Tabela 8.** Parametry technologiczne toczenia (\* - parametry obróbki LAM).

$v_c$ [m/min]	$a_p$ [mm]	$f$ [mm/obr]	$\varphi^*$	$P^*$ [W]	$d_L^*$ [mm]
150	0,05	0,04	72°	1400	1
		0,08			
		0,16			

## 5.5. Technika badań

### 5.5.1. Preparatyka zglądów metalograficznych

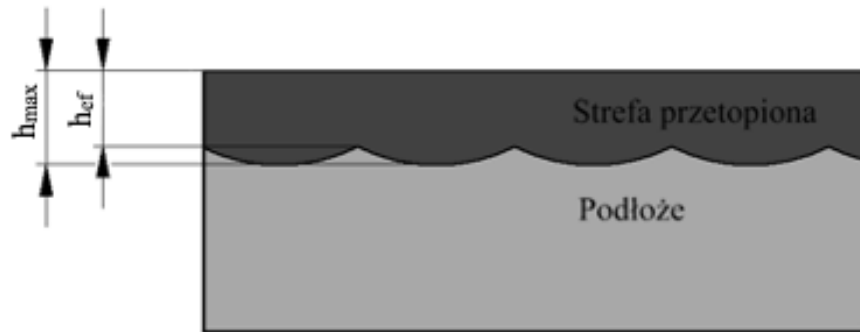
Po przetopieniu laserem próbki były cięte w przekrojach prostopadłych do kierunku ruchu wiązki lasera, które zilustrowano jako płaszczyznę  $P_a$  na rysunku 38. Następnie próbki zainkludowano w żywicy termoutwardzalnej w taki sposób, aby widoczna była płaszczyzna cięcia. Następnie próbki były szlifowane przy użyciu papierów ściernych o gradacji od 120 do 2000. Następnie próbki polerowano przez 20 minut stosując najpierw zawiesinę diamentową, a następnie tlenek aluminium o rozmiarze cząstek  $0,05 \mu\text{m}$ . Po polerowaniu próbki poddawano trawieniu przez 15 sekund przy użyciu odczynnika Marble'a ( $\text{CuSO}_4 + \text{HCl} + \text{H}_2\text{O}$ ) w celu ujawnienia mikrostruktury materiału.



**Rys. 38.** Powierzchnie cięcia próbek borowanych laserowo, gdzie:  $P_a$  - powierzchnia widoczna na zglądzie metalograficznym,  $P_b$  - pomocnicza powierzchnia cięcia.

### 5.5.2. Pomiar głębokości przetopienia i analiza mikrostruktury

Badania mikrostruktury przygotowanych zglądów metalograficznych zostały przeprowadzone przy użyciu mikroskopu świetlnego Opta-Tech serii LAB40. Pozwala on na obserwacje zglądów metalograficznych przy powiększeniach od 50x do 1000x i jest sprzężony z kamerą cyfrową oraz oprogramowaniem AxioVision do analizy obrazu, co pozwoliło na pomiary głębokości przetopienia powierzchni stopowanych. Podczas pomiarów głębokości przetopienia mierzono głębokość maksymalną  $h_{\text{max}}$  oraz efektywną  $h_{\text{ef}}$ , które przedstawiono na rysunku 39. Dla każdej powierzchni wykonano po 20 pomiarów głębokości przetopienia: 10 dla głębokości  $h_{\text{max}}$  oraz 10 dla głębokości  $h_{\text{ef}}$ .



Rys. 39. Sposób pomiaru głębokości przetopienia warstw borowanych.

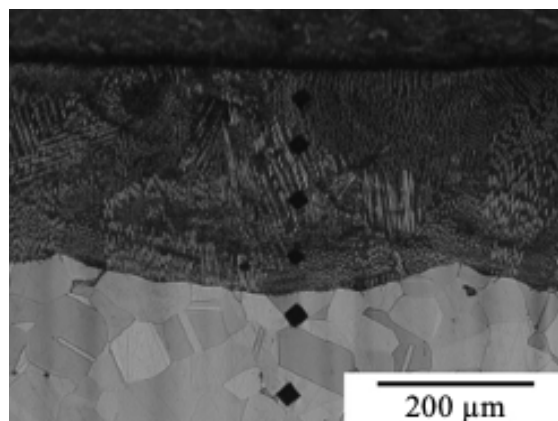
### 5.5.3. Pomiar mikrotwardości

W celu określenia mikrotwardości na zglądach metalograficznych wykonano odciski twardości metodą Vickersa. Użyty do tego został mikrotwardościomierz Zwick 3212B. Obciążenie wgłębnika było stałe i równe 0,9807 N (0,1 kG). Czas działania obciążenia na badany materiał był równy 15 s. Odciski wykonano zarówno w strefach stopowanych borem jak i w podłożu. W każdej próbce wykonano po cztery ścieżki pomiarowe, przy czym każda ścieżka pomiarowa mieściła się w zakresie jednej ścieżki przetopionej wiązką lasera. Przykład ścieżki pomiarowej powstałej w ramach badań własnych przedstawiono na rysunku 40. Po wykonaniu pomiarów długości przekątnych odcisków mikrotwardość Vickersa została obliczona ze wzoru 5.1, zgodnie z normą PN-EN ISO 6507-1. Ostateczny wynik mikrotwardości na danej głębokości próbki jest średnią z czterech pomiarów wykonanych na tej głębokości w jednej próbce.

$$HV = \frac{0,1891 \cdot F_o}{d_o^2} \quad (5.1)$$

gdzie:  $F_o$  – siła obciążająca [N],

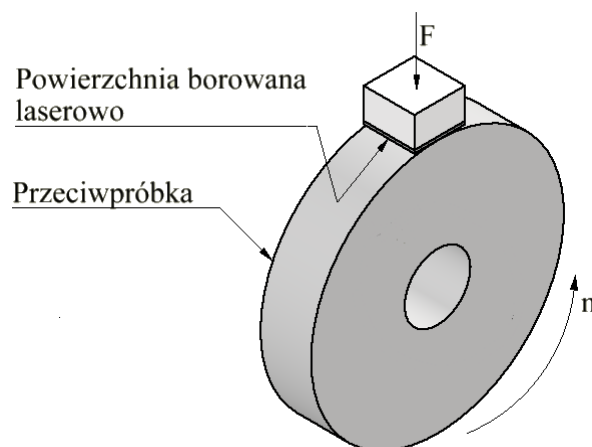
$d_o$  – przekątna odcisku [mm].



Rys. 40. Przykładowa ścieżka pomiarowa mikrotwardości.

#### 5.5.4. Badanie odporności na zużycie przez tarcie

W celu przeprowadzenia badania odporności na zużycie przez tarcie wycięto próbki o wymiarach 13x10x6 mm w taki sposób, aby warstwa borowana znajdowała się na największej powierzchni każdej próbki. W celach porównawczych wykonano również próbkę z Monelu 400 bez powierzchni borowanej. Urządzeniem zastosowanym do badania odporności na zużycie przez tarcie była maszyna AMSLER A135, w której ścieranie materiału odbywa się poprzez docisk obracającej się walcowej przeciwróbki do próbki zamocowanej na stałe, z określonym obciążeniem. Schemat przebiegu próby zużycia przedstawiono na rysunku 41. Przeciwróbki wykonane były ze stali łożyskowej 100Cr6 o twardości 64 HRC, co odpowiada wartości około 700 HV [159], a ich wymiary to 12 mm szerokości i 45 mm średnicy, z otworem montażowym o średnicy 15 mm. Zarówno obciążenie jak i prędkość obrotowa były stałe i wynosiły odpowiednio 392 N i 180 obr/min. Dla zmniejszenia współczynnika tarcia na czas próby zużycia, do strefy zużycia doprowadzono w każdym przypadku kilka kropel wody.



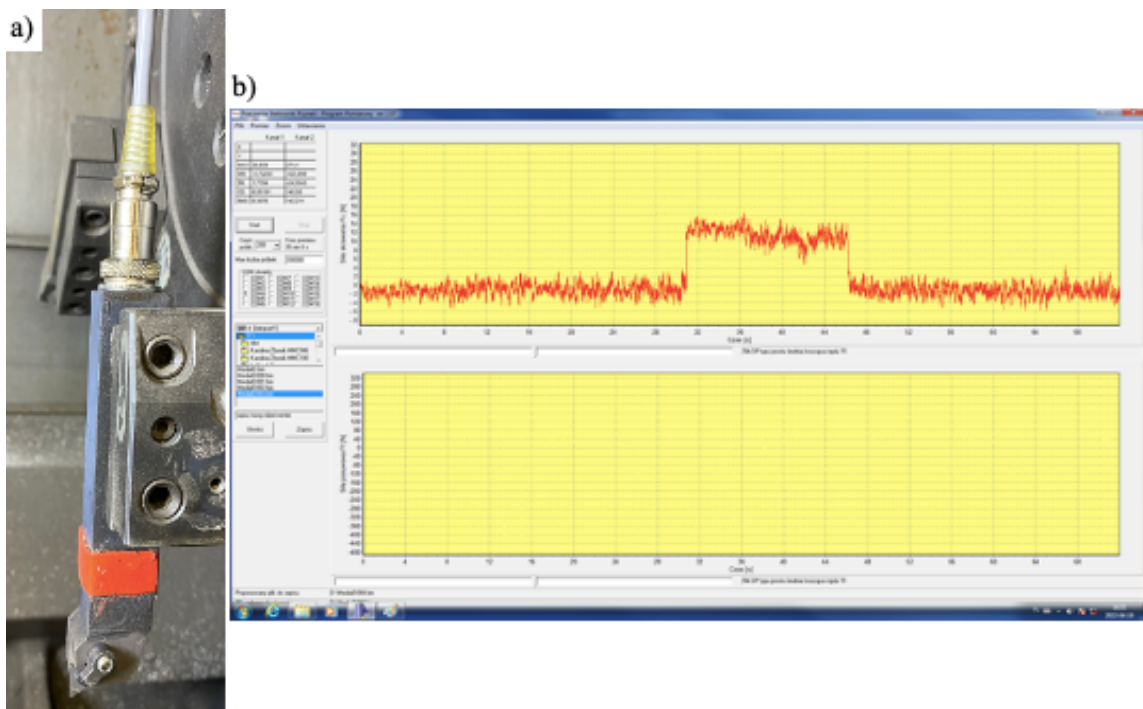
**Rys. 41.** Schemat przebiegu próby zużycia.

Po wykonaniu próby zużycia na próbkach zmierzono: głębokość strefy zużycia ( $x$  [ $\mu\text{m}$ ]) oraz różnicę masy próbki przed i po zużyciu przez tarcie ( $\Delta m$  [ $\text{mg}$ ]). Do pomiaru głębokości strefy zużycia zastosowano profilometr stykowy firmy Zeiss, wyposażony w głowicę z przetwornikiem indukcyjnym i oprogramowanie SUFORM firmy Sajd Metrologia, pozwalające na pomiary i analizę odchyłek prostoliniowości i chropowatości powierzchni. Do pomiaru utraty masy zastosowano wagę laboratoryjną Sartorius BP221S o dokładności pomiaru 0,1 mg. Każda próbka z powierzchnią borowaną laserowo była poddana zużyciu przez 45 minut, natomiast próbka czystego Monelu 400 – przez 5 minut. Tak krótki czas trwania próby zużycia Monelu 400 wynikał z tego, iż została ona

przerwana z powodu silnego zlepiania cząstek próbki i przeciwpróbki, a także ze względu na znaczny wzrost temperatury w strefie zużycia.

#### 5.5.5. Pomiar siły skrawania

Siła skrawania  $F_c$  została zmierzona przy zastosowaniu jednoskładowego siłomierza tensometrycznego z miernikiem wielkości mechanicznych ze zintegrowanym programem do odczytywania wyników (rys. 42).



**Rys. 42.** Widok tensometrycznego jednoskładowego siłownika tokarskiego (a) oraz okna dialogowego oprogramowania do odczytu wyników (b).

#### 5.5.6. Badanie chropowatości powierzchni obrobionej

W ramach badania chropowatości powierzchni obrobionej oceniono parametry profilu chropowatości  $R_a$  (średnią arytmetyczną rzędnych profilu  $R$  chropowatości od linii średniej) oraz  $R_z$  (maksymalną wysokość profilu chropowatości) wg normy PN-EN ISO 4287(1999). W tym celu zastosowano chropowatościomierz Hommel W5.

Na każdej analizowanej sekcji wałka wykonano po 5 pomiarów, oddalonych od siebie o kąt  $72^\circ$ . Długość odcinka pomiarowego była stała i wynosiła 0,8 mm. Dodatkowo, wybrane powierzchnie obrobione zilustrowano w wymiarze 3D na powierzchniach

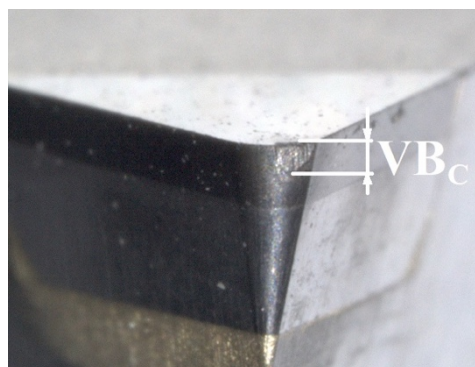
o wymiarach 3 mm x 2 mm stosując profilografometr Hommel T8000 z oprogramowaniem Hommel Map (rys. 43).



**Rys. 43.** Profilografometr Hommel T8000.

#### 5.5.7. Analiza trwałości ostrza skrawającego

Wskaźnik zużycia  $VB_C$  mierzono na powierzchni przyłożenia naroża ostrza (rys. 44) za pomocą mikroskopu stereoskopowego Zeiss Stereo Discovery V.20. Wskaźnik zużycia mierzony był po każdym przetoczeniu głębokości skrawania na jednej sekcji wałka.



**Rys. 44.** Sposób pomiaru wskaźnika  $VB_C$  na powierzchni przyłożenia.

#### 5.5.8. Opracowanie wyników badań

Badania prowadzono w oparciu o eksperymenty jednoczynnikowe z liczbą powtórzeń do 5. Wyniki opracowano obliczając wartości średnie z uzyskanych pomiarów oraz odchylenia standardowe średnich z próbek o liczebności  $n$ :

$$s(\bar{x}) = \sqrt{\frac{\sum(x - \bar{x})^2}{n(n-1)}} \quad (5.2)$$

gdzie:

- $s(\bar{x})$  – odchylenie standardowe średniej z próbek o liczebności  $n$ ,
- $x$  – wartość pojedynczego pomiaru,
- $\bar{x}$  – średnia arytmetyczna z próbek o liczebności  $n$ ,
- $n$  – ilość pomiarów.

## 6. WARUNKI BADAŃ

Warunki poszczególnych etapów badań określono w tabeli 9.

**Tabela 9.** Warunki poszczególnych etapów badań.

Etap badań	Cele szczegółowe badań	Rozdział	Warunki badań
Badania próbek płaskich	Określenie najkorzystniejszych parametrów stopowania laserowego borem powierzchni stopu Monel 400	7.1	Stanowisko: laser diodowy <u>Warunki stałe:</u> Materiał podłoża: Monel 400 Materiał stopujący: bor amorficzny $P = 1400 \text{ W}$ , $d_L = 1 \text{ mm}$ , $f_L = 0,5 \text{ mm}$ . <u>Warunki zmienne:</u> $v_L = 5 \div 75 \text{ m/min}$ , $g = 100 \mu\text{m}; 200 \mu\text{m}$ .
Badania wałka borowanego przeznaczonego do toczenia	Weryfikacja parametrów stopowania laserowego borem dla powierzchni walcowych	7.2	Stanowisko: laser diodowy + tokarka numeryczna <u>Warunki stałe:</u> Materiał podłoża: Monel 400 Materiał stopujący: bor amorficzny $P = 1400 \text{ W}$ , $d_L = 1 \text{ mm}$ , $f_L = 0,5 \text{ mm}$ , $g = 200 \mu\text{m}$ . <u>Warunki zmienne:</u> $v_L = 5 \div 10 \text{ m/min}$ .
Ocena wskaźników skrawalności	Dobór narzędzia skrawającego	7.3.1	Stanowisko: tokarka numeryczna <u>Warunki stałe:</u> $v_c = 150 \text{ m/min}$ , $a_p = 0,05 \text{ mm}$ , $f = 0,08 \text{ mm/obr}$
	Pomiar siły skrawania	7.3.2	Stanowisko: laser diodowy + tokarka numeryczna <u>Warunki stałe:</u> $v_c = 150 \text{ m/min}$ , $a_p = 0,05 \text{ mm}$ <u>Warunki zmienne:</u> $f = 0,04 \div 0,16 \text{ mm/obr}$ , $P = 0 \text{ W}; 1400 \text{ W}$ , $v_L = 0 \text{ m/min}; 150 \text{ m/min}$ .
	Badanie struktury geometrycznej powierzchni obrobionej	7.3.3	Stanowisko: laser diodowy + tokarka numeryczna <u>Warunki stałe:</u> $v_c = 150 \text{ m/min}$ . $a_p = 0,05 \text{ mm}$ . <u>Warunki zmienne:</u> $f = 0,04 \div 0,16 \text{ mm/obr}$ , $P = 0 \text{ W}; 1400 \text{ W}$ , $v_L = 0 \text{ m/min}; 150 \text{ m/min}$ .
	Analiza trwałości ostrza skrawającego podczas toczenia konwencjonalnego i ze wspomaganie laserowym	7.3.4	Stanowisko: laser diodowy + tokarka numeryczna <u>Warunki stałe:</u> $v_c = 150 \text{ m/min}$ , $a_p = 0,05 \text{ mm}$ , $f = 0,08 \text{ mm/obr}$ . <u>Warunki zmienne:</u> $v_L = 0 \text{ m/min}; 150 \text{ m/min}$ , $P = 0 \text{ W}; 1400 \text{ W}$ .



## **7. WYNIKI I ANALIZA BADAŃ**

### **7.1. Badania próbek płaskich**

#### **7.1.1. Głębokość stref przetopionych**

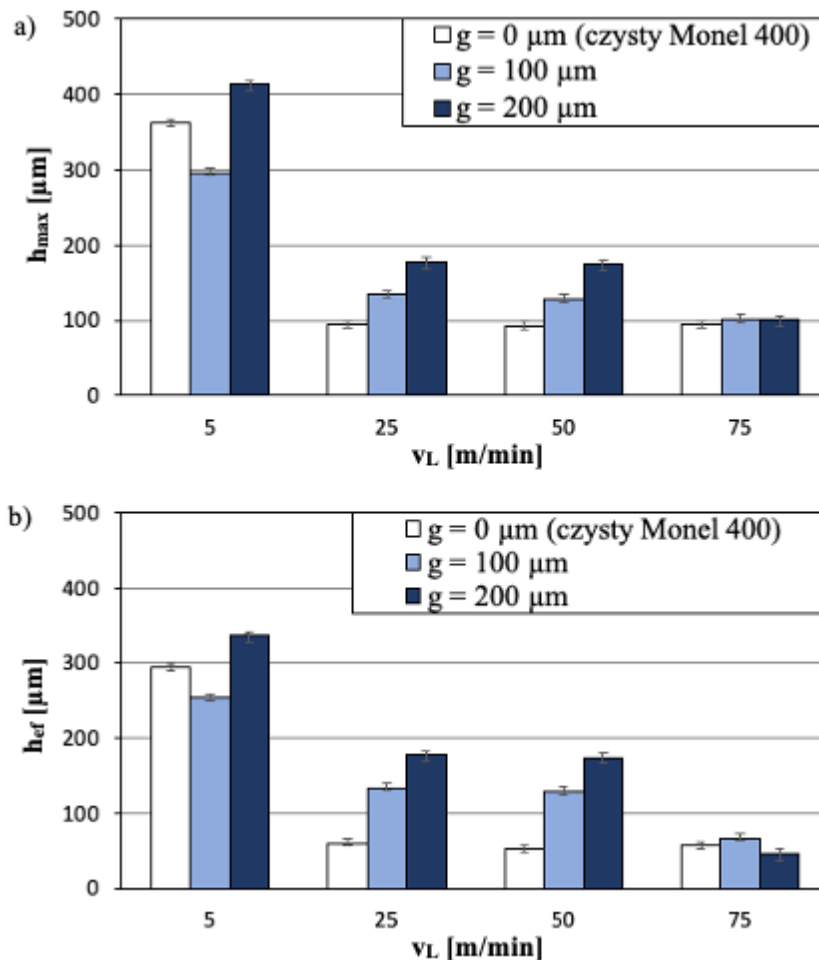
Głębokość przetopienia powierzchni przy stałej wartości gęstości mocy lasera zależy głównie od prędkości ruchu wiązki [160]. W ramach badań własnych stwierdzono ponadto, że wpływ na ten parametr przy laserowym borowaniu powierzchni ma ilość dodatku stopującego. Wyniki pomiarów głębokości przetopienia materiału w wyniku borowania laserowego przedstawiono na rysunku 45. Uwzględniono na nim dodatkowo wyniki pomiarów głębokości przetopienia powierzchni Monelu 400 bez dodatku boru.

Średnia maksymalna głębokość przetopienia czystego Monelu 400 z prędkością skanowania  $v_L = 5$  m/min wyniosła  $360 \mu\text{m}$ , natomiast głębokość efektywna –  $295 \mu\text{m}$ . Naniesienie na powierzchnię powłoki boru o grubości  $100 \mu\text{m}$  spowodowało zmniejszenie głębokości przetopienia do  $h_{\text{max}} = 300 \mu\text{m}$  oraz  $h_{\text{ef}} = 250 \mu\text{m}$ . Pomimo mniejszej głębokości przetopienia po dodaniu powłoki boru o grubości  $g = 100 \mu\text{m}$  do ciekłego jeziora, podwojenie ilości boru spowodowało przetopienie większej objętości materiału niż w przypadku czystego stopu Monel 400. Średnia wartość  $h_{\text{max}}$  wyniosła  $410 \mu\text{m}$ , natomiast  $h_{\text{ef}} = 340 \mu\text{m}$ . Zbliżone wyniki uzyskano podczas przetopienia pojedynczych ścieżek na powierzchni materiału Monel 400 [161]. Spadek głębokości przetopienia przez dodanie powłoki boru o grubości  $g = 100 \mu\text{m}$  jest wynikiem efektu obniżenia przewodności cieplnej przez obecność dodatku stopowego, którym w tym przypadku są powstałe borki niklu. W przypadku podwojenia ilości boru borki niklu stanowią większość objętości strefy przetopionej, przez co przewodzenie ciepła następuje głównie przez te związki. Biorąc pod uwagę wyższe wartości współczynników przewodności cieplnej  $\lambda$  borków niklu od współczynnika przewodności cieplnej  $\lambda$  Monelu 400 (tabela 10), wzrost głębokości strefy przetopionej jest uzasadniony.

Zjawisko opisane powyżej zanika przy zastosowaniu większych prędkości skanowania. Jest to wynik wyższej koncentracji boru w jednostce objętości przez zmniejszenie głębokości przetopienia. W takim wypadku wzrost ilość boru powoduje zwiększenie głębokości przetopienia, niezależnie od jego koncentracji w strefie przetopionej. Przy prędkości  $v_1$  wynoszącej  $25$  m/min głębokości wyniosły średnio  $h_{\text{max}} = 94 \mu\text{m}$  i  $h_{\text{ef}} = 60 \mu\text{m}$  dla czystego stopu,  $h_{\text{max}} = 134 \mu\text{m}$  i  $h_{\text{ef}} = 96 \mu\text{m}$  po dodaniu  $100 \mu\text{m}$  boru oraz  $h_{\text{max}} = 177 \mu\text{m}$  i  $h_{\text{ef}} = 130 \mu\text{m}$  przy powłoce boru o grubości  $g = 200 \mu\text{m}$ . Dla prędkości skanowania równej  $50$  m/min głębokości przetopienia były bardzo zbliżone do uzyskanych przy prędkości  $25$  m/min. Przy prędkości  $75$  m/min  $h_{\text{max}}$  wynosiło natomiast od  $100 \mu\text{m}$  do  $105 \mu\text{m}$ ,

ale głębokości efektywne  $h_{ef}$  różniły się między sobą w zależności od ilości dodatku stopującego. W przypadku czystego Monelu 400 głębokość efektywna wynosiła  $h_{ef} = 57 \mu\text{m}$ , natomiast po nałożeniu powłoki boru równej  $100 \mu\text{m}$  – uzyskano głębokość efektywną równą  $h_{ef} = 67 \mu\text{m}$ , dla  $200 \mu\text{m}$  powłoki boru wynosiła ona zaledwie  $h_{ef} = 46 \mu\text{m}$ .

Dużą różnicę w głębokościach pomiędzy powierzchniami przetopionymi z prędkością 5 m/min a pozostałymi, tłumaczy się różnymi zjawiskami odpowiadającymi za przetopienie materiału. Przy niskiej prędkości skanowania materiał topi się nie tylko w wyniku bezpośredniej interakcji wiązki z podłożem, ale również poprzez przewodnictwo ciepła w ilości wystarczającej do uzyskania temperatury topnienia w głębi materiału. W przypadku prędkości 25 m/min i powyżej materiał topi się ze znacznie ograniczonym wpływem efektu przewodnictwa, ponieważ czas ekspozycji promieniowania laserowego na jednostkę powierzchni jest zbyt krótki.



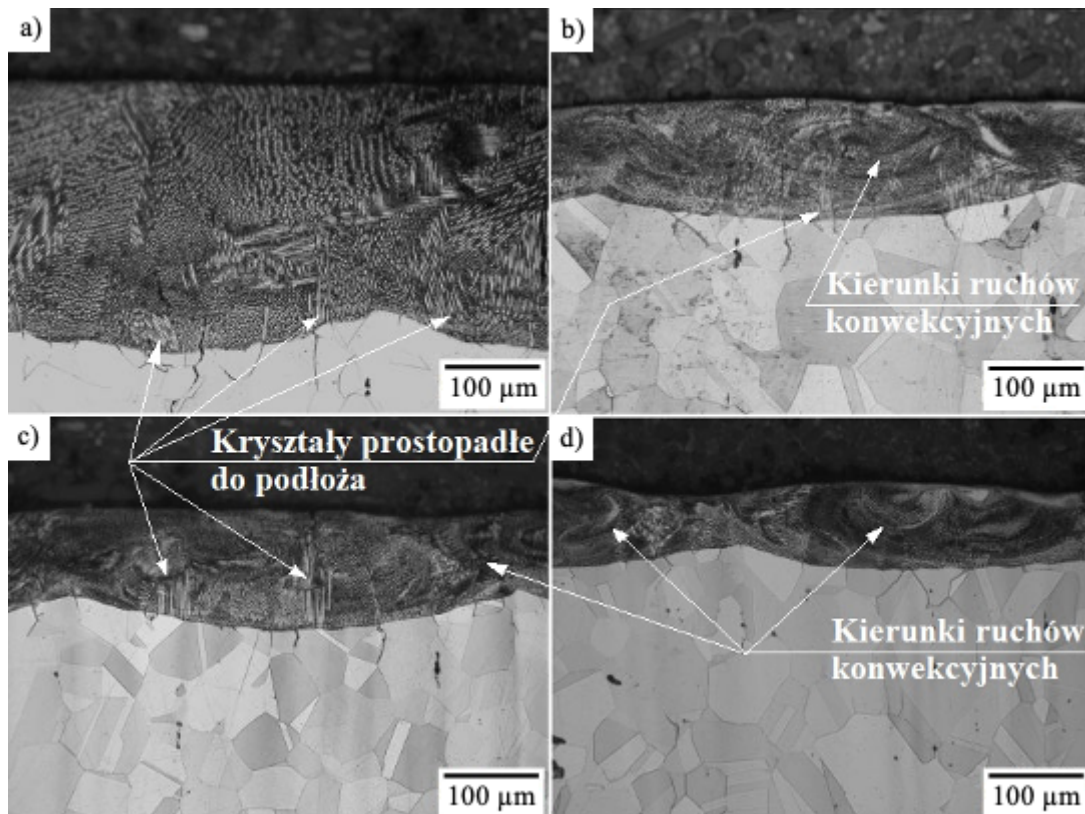
Rys. 45. Wpływ prędkości skanowania wiązką lasera na głębokości maksymalne (a) i efektywne (b) warstw borowanych wytworzonych na próbkach płaskich.

**Tabela 10.** Właściwości cieplne wybranych substancji [89].

<b>Material</b>	<b><math>\lambda</math> [W/(m·K)]</b>	<b>C [J/(g·kg)]</b>
Miedź	400	0,384
Nikiel	91	0,445
Monel 400	22	0,427
Bor	27	1,030
Ni <sub>3</sub> B	42	0,4
NiB	22	0,481

### 7.1.2. Mikrostruktura warstw borowanych

Główną cechą charakterystyczną mikrostruktur powstałych po borowaniu laserowym powierzchni stopu Monel 400 jest zmiana wielkości i orientacji ziarn materiału w porównaniu do stanu wyjściowego. Powstałe w strefach przypowierzchniowych struktury składają się z drobnych kryształów kolumnowych o różnych kierunkach orientacji. W przypadku próbek stopowanych powłoką boru o grubości  $g = 100 \mu\text{m}$  (rys. 46) większość ziarn zorientowana jest w kierunkach: prostopadłym do powierzchni próbki oraz prostopadłym do nieprzetopionego podłoża. Wynika to z faktu, iż w momencie krzepnięcia ciekłego jeziora jego otoczenie posiada znacznie niższą temperaturę niż wewnątrz. Tak ukierunkowany gradient temperatury determinuje krystalizację głównie prostopadle do zewnętrznych granic strefy przetopionej. Struktury zbudowane z tego rodzaju ziarn zaobserwowano również w przypadku laserowego przetopienia czystego Monelu 400 [89]. Podobne wyniki badań zaprezentowano w innych pracach [93,95,105] dotyczących laserowej modyfikacji powierzchni.

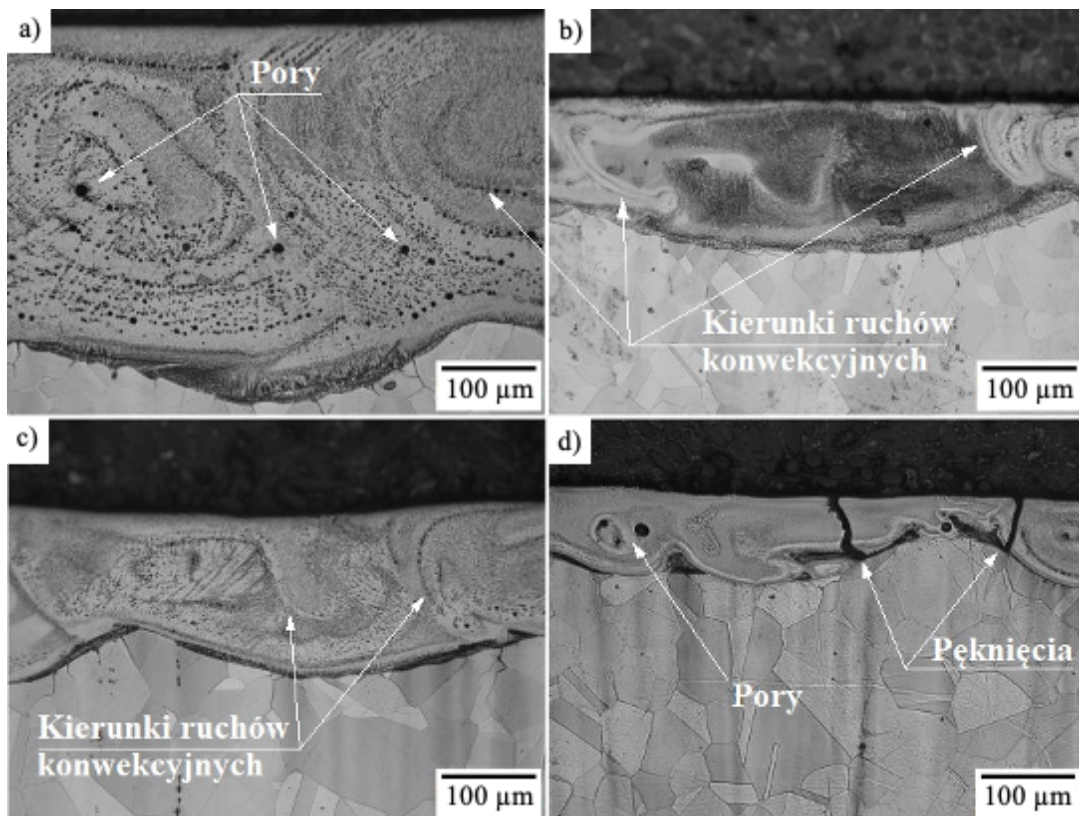


Rys. 46. Mikrostruktury powierzchni borowanych laserowo powłoką o  $g = 100 \mu\text{m}$  oraz  $v_L$  równym: a) 5 m/min, b) 25 m/min, c) 50 m/min, d) 75 m/min.

Oprócz kryształów ukierunkowanych prostopadle do zewnętrznych granic stref przetopionych, w strukturach występują również ziarna zorientowane zgodnie z ruchami konwekcyjnymi w ciekłym jeziorzku. Są one widoczne przede wszystkim w próbkach o wyższej koncentracji boru (rys. 46 b,c,d), a w przypadku powierzchni stopowanych powłoką boru o grubości  $g = 200 \mu\text{m}$  taka orientacja ziarn dominuje w strefie przetopionej, niezależnie od zastosowanej  $v_L$  (rys. 47). Świadczy to o większej lepkości i gęstości ciekłego jeziorzka zawierającego więcej boru, co spowodowało ujawnienie struktury przypominającej stopiony materiał, który zastygł w miejscu. W tym przypadku wyjątkiem są granice podłoża i stref przetopionych, na których widoczne są ziarna ukierunkowane prostopadle do wnętrza próbki. Warto zaznaczyć, że we wszystkich zaobserwowanych strukturach występują również drobne ziarna wyglądające na równoosiowe. Są to prawdopodobnie kryształy kolumnowe o orientacji prostopadłej do powierzchni cięcia, przez co na zglądzie metalograficznym widoczny jest jedynie ich przekrój. Mnogość zaobserwowanych frontów krystalizacji wynika z wysokiej dynamiki ruchów konwekcyjnych ciekłego materiału oraz dużej prędkości krystalizacji, która powoduje natychmiastowe zastygnięcie płynnego stopu.

Wysoka koncentracja boru w strefach przetopionych wpływa nie tylko na orientację kryształów, ale również na obecność wad strukturalnych. Powierzchnie stopowane powłoką boru o grubości  $g = 200 \mu\text{m}$  zawierają w swojej strukturze pory o różnej wielkości i gęstości

rozmieszczenia. W przypadku powierzchni borowanej z prędkością  $v_L = 5$  m/min pory są liczne, a ich wielkość waha się od 1 do 4  $\mu\text{m}$ , natomiast w przypadku powierzchni borowanych z prędkością  $v_L = 75$  m/min pory są mniej liczne (kilka sztuk na jednej ścieżce), ale ich średnica wynosi od 5 do 20  $\mu\text{m}$ . Przy zastosowaniu dużej prędkości skanowania ( $v_L = 75$  m/min) pojawiły się także liczne pęknięcia, występujące na całej głębokości strefy przetopionej. Prawdopodobnie są one wynikiem wystąpienia naprężeń cieplnych oraz różnych współczynników rozszerzalności cieplnej warstwy borowanej i podłoża.



**Rys. 47.** Mikrostruktury powierzchni borowanych laserowo powłoką o  $g = 200$   $\mu\text{m}$  oraz  $v_L$  różnym: a) 5 m/min, b) 25 m/min, c) 50 m/min, d) 75 m/min.

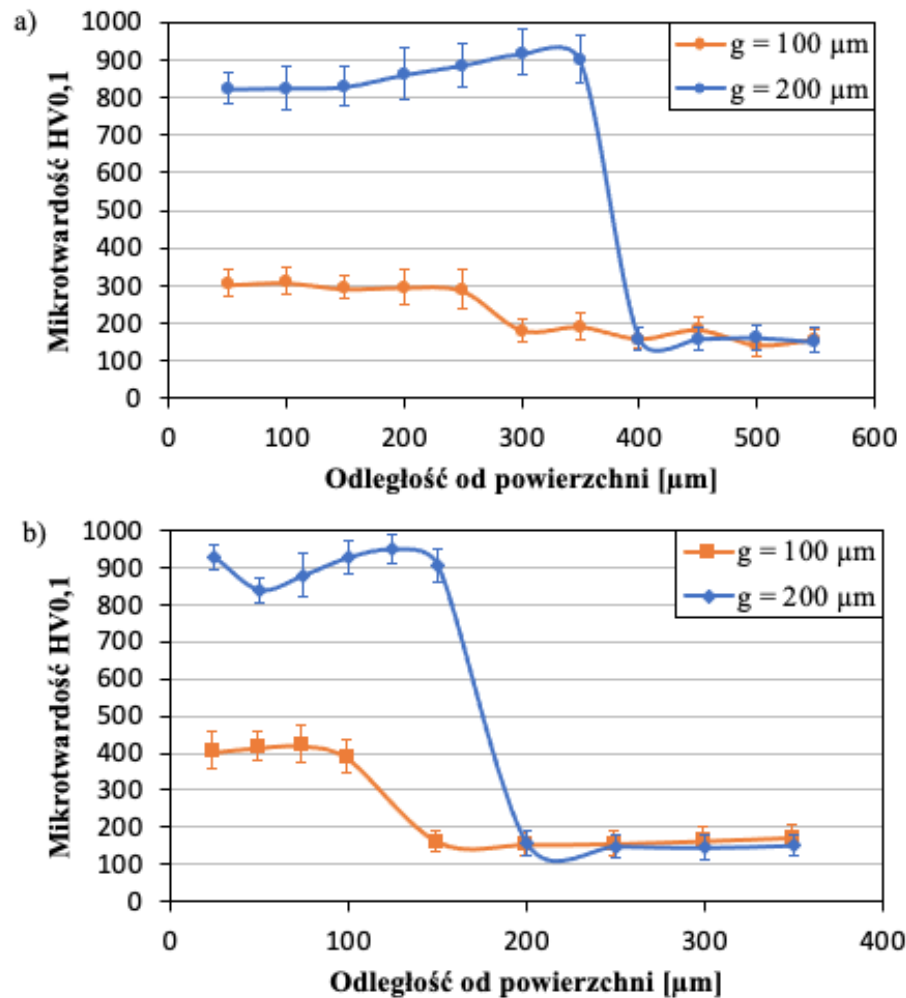
Na podstawie pomiarów głębokości stref przetopionych oraz analizy mikrostruktury, do dalszych badań wybrano próbki borowane laserowo z prędkościami skanowania  $v_L = 5$  m/min oraz  $v_L = 50$  m/min. Pozostałe prędkości  $v_L$  zostały odrzucone z powodu nieznacznych różnic w głębokości przetopienia powyżej  $v_L = 25$  m/min oraz obecności pęknięć w mikrostrukturach powstałych po borowaniu z prędkością  $v_L = 75$  m/min.

### 7.1.3. Mikrotwardość powierzchni po borowaniu laserowym

Mikrotwardość powierzchni po stopowaniu laserowym borem jest zależna od mikrostruktury oraz koncentracji boru w przetopionej objętości materiału. W warunkach stałej gęstości mocy wiązki lasera parametry te zależą głównie od prędkości skanowania wiązki, która warunkuje głębokość stopowania oraz od ilości boru dostarczonego do powierzchni. Na rysunku 48 przedstawiono rozkłady mikrotwardości w różnych odległościach od powierzchni próbek płaskich, które przetopiono z powłokami boru o dwóch grubościach ( $g = 100 \mu\text{m}$  i  $g = 200 \mu\text{m}$ ) z prędkościami skanowania wiązką lasera  $v_L = 5 \text{ m/min}$  oraz  $v_L = 50 \text{ m/min}$ . Widoczne na rysunku słupki błędów odzwierciedlają wartości odchyłeń standardowych dla pomiarów wykonanych w danej odległości od powierzchni próbki.

Zmierzona w ramach badań własnych mikrotwardość Monelu 400 wynosi średnio  $160 \text{ HV}_{0,1}$  i pokrywa się z wartościami określonymi w literaturze [6]. Stopowanie laserowe powłoką boru o grubości  $g = 100 \mu\text{m}$  z prędkością skanowania  $v_L = 5 \text{ m/min}$  spowodowało wzrost mikrotwardości do średniej wartości  $300 \text{ HV}_{0,1}$ . Zwiększenie grubości powłoki boru do  $200 \mu\text{m}$  spowodowało uzyskanie średniej mikrotwardości w strefie przetopionej  $860 \text{ HV}_{0,1}$ . Oznacza to ponad 5 razy większą twardość niż twardość podłoża. Tak duża twardość powstałej warstwy wskazuje, że prawdopodobnie w wyniku przetopienia powstały w niej borki niklu, których twardość, według danych literaturowych [61], wynosi ponad  $1000 \text{ HV}$ .

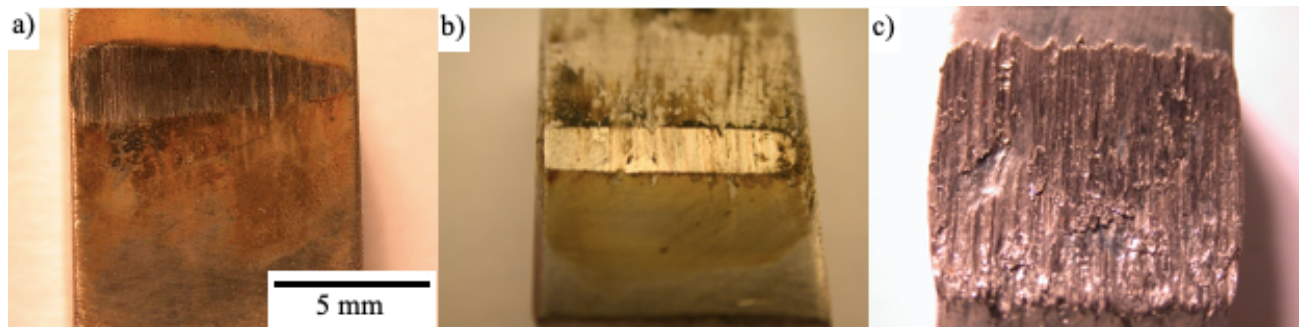
Podniesienie prędkości skanowania wiązki lasera do wartości  $v_L = 50 \text{ m/min}$  spowodowała uzyskanie twardszych powierzchni stopowanych. Różnica między twardościami powierzchni przetopionych z powłokami boru o tej samej grubości przy zastosowaniu dwóch różnych prędkości skanowania wiązki lasera wynika z otrzymywania różnych głębokości przetopienia materiału. Przy tej samej ilości boru dostarczonego do powierzchni, koncentracja borków niklu powstałych w trakcie procesu jest większa tam, gdzie strefa przetopiona jest mniejsza. Przy wyższej prędkości skanowania ( $v_L = 50 \text{ m/min}$ ), stopowanie powłoką boru o grubości  $g = 100 \mu\text{m}$  spowodowało powstanie powierzchni o średniej mikrotwardości  $405 \text{ HV}_{0,1}$  co oznacza ponad 30-procentowy wzrost względem mikrotwardości przy  $v_L = 5 \text{ m/min}$ . Dwukrotne zwiększenie grubości powłoki boru pozwoliło na uzyskanie średniej mikrotwardości  $905 \text{ HV}_{0,1}$  co oznacza, że przy większej ilości boru doprowadzonego do ciekłego jeziora wzrost mikrotwardości występuje przy zastosowaniu większej prędkości skanowania wiązką lasera  $v_L$ , jednak nie jest tak znaczny, jak przy grubości powłoki wynoszącej  $g = 100 \mu\text{m}$  (rys. 48).



**Rys. 48.** Wyniki pomiarów mikrotwardości powierzchni próbek płaskich borowanych laserowo z prędkościami skanowania wiązki lasera: a)  $v_L = 5$  m/min, b)  $v_L = 50$  m/min.

#### 7.1.4. Odporność powierzchni borowanych na zużycie przez tarcie

Odporność na zużycie przez tarcie została przeprowadzona na próbkach płaskich i poddana ocenie ilościowej. Na rysunku 49 przedstawiono wygląd wybranych próbek po przeprowadzeniu badania. Parametrami użytymi do oceny odporności na zużycie przez tarcie były: utrata masy próbki podczas badania ( $\Delta m$ ) oraz maksymalna głębokość zagłębienia powstałego w strefie zużycia ( $x$ ). Czas trwania próby zużycia próbek borowanych laserowo był stały i wynosił 45 minut, natomiast czas trwania próby dla czystego Monelu 400 wynosił 5 minut (rys. 49c). Wcześniejsze przerwanie próby wynika ze stwierdzenia w trakcie badań znacznego pogłębienia strefy zużycia. Wyniki pomiarów obu tych wielkości przedstawiono na rysunku 50. Analizę jakościową badań odporności wytworzonych warstw na zużycie przez tarcie opisano w pracy [159].

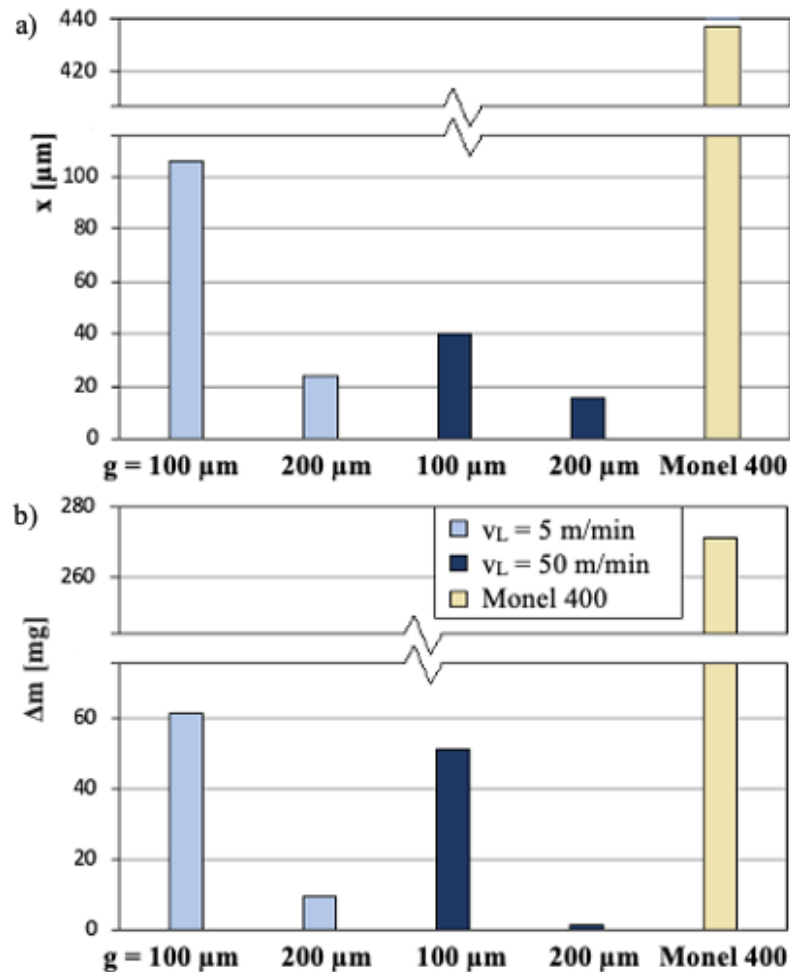


**Rys. 49.** Próbk i po przeprowadzeniu badania odporności na zużycie przez tarcie:  
a)  $g = 200 \mu\text{m}$ ,  $v_L = 5 \text{ m/min}$ , b)  $g = 200 \mu\text{m}$ ,  $v_L = 50 \text{ m/min}$ , c) Monel 400.

Najmniejszą głębokość strefy zużycia po badaniach odporności na zużycie przez tarcie stwierdzono na próbce borowanej laserowo z powłoką o grubości  $g = 200 \mu\text{m}$  z prędkością  $50 \text{ m/min}$  (rys. 49b). Prowadzenie próby zużycia przez 45 minut spowodowało powstanie zagłębienia o głębokości  $x = 15,8 \mu\text{m}$ . Na próbce stopowanej powłoką boru o takiej samej grubości, ale z 10-krotnie niższą prędkością skanowania, powstało zagłębienie o głębokości  $x = 23,7 \mu\text{m}$  (rys. 49a). Głębokości stref zużycia próbek borowanych powłoką o  $g = 100 \mu\text{m}$  z prędkościami  $v_L = 5 \text{ m/min}$  i  $v_L = 50 \text{ m/min}$  wynosiły odpowiednio  $105,5 \mu\text{m}$  oraz  $39,9 \mu\text{m}$  (rys. 50a). Dla porównania, głębokość strefy zużycia próbki Monelu 400 bez warstwy borowanej wynosiła  $x = 436,5 \mu\text{m}$  po poddaniu jej tarcia przez 5 minut. Oznacza to, że borowanie laserowe z parametrami zastosowanymi w badaniach własnych zapewnia od 4-krotnie do 27-krotnie większą odporność na zużycie przez tarcie. Biorąc pod uwagę, iż próba zużycia czystego Monelu 400 trwała 9 razy krócej niż próbek po borowaniu, wyniki te są bardzo zadowalające.

Wartości utraty masy próbek  $\Delta m$ , będącej różnicą między masą próbki przed poddaniem jej próbie zużycia i po jej przeprowadzeniu, pokrywają się z powyższymi wynikami. Utrata masy próbki z powierzchnią po borowaniu laserowym o największej twardości wynosiła  $\Delta m = 1,3 \text{ mg}$ . W przypadku próbki stopowanej powłoką boru o grubości  $g = 200 \mu\text{m}$  z mniejszą prędkością skanowania różnica masy próbki wynosiła  $\Delta m = 9 \text{ mg}$ . Próbk i stopowane powłoką boru o grubości  $g = 100 \mu\text{m}$  wykazały utraty masy wynoszące  $\Delta m = 61,1 \text{ mg}$  (dla  $v_L = 5 \text{ m/min}$ ) oraz  $\Delta m = 51,1 \text{ mg}$  (dla  $v_L = 50 \text{ m/min}$ ). Utrata masy próbki Monelu 400 niepoddanej borowaniu laserowemu wynosiła  $270,7 \text{ mg}$  po ścieraniu przez 5 minut. Oznacza to, że borowanie laserowe pozwoliło na znaczną poprawę odporności na zużycie - utrata masy po 9-krotnie dłuższym czasie trwania próby była od 5 do ponad 200 razy mniejsza w porównaniu do czystego Monelu 400.





**Rys. 50.** Wyniki pomiarów parametrów mierzonych w ramach badań odporności na zużycie przez tarcie: a) głębokość strefy zużycia  $x$ , b) różnica mas próbek  $\Delta m$  przed i po przeprowadzeniu próby.

Na podstawie wyników badań próbek płaskich, do wytworzenia próbek przeznaczonych do toczenia wytypowano powierzchnię stopowaną powłoką boru o grubości 200  $\mu\text{m}$  z prędkością skanowania  $v_L = 5$  m/min. Powodem takiego wyboru było uzyskanie przy tych parametrach warstw borowanych o kilkukrotnie wyższej mikrotwardości oraz odporności na zużycie przez tarcie niż materiał podłoża, przy jednoczesnej stosunkowo dużej głębokości przetopienia. Duża głębokość przetopienia umożliwia toczenie materiału z różnymi głębokościami skrawania, co pozwoli na przeprowadzenie badań potwierdzających tezy pracy.

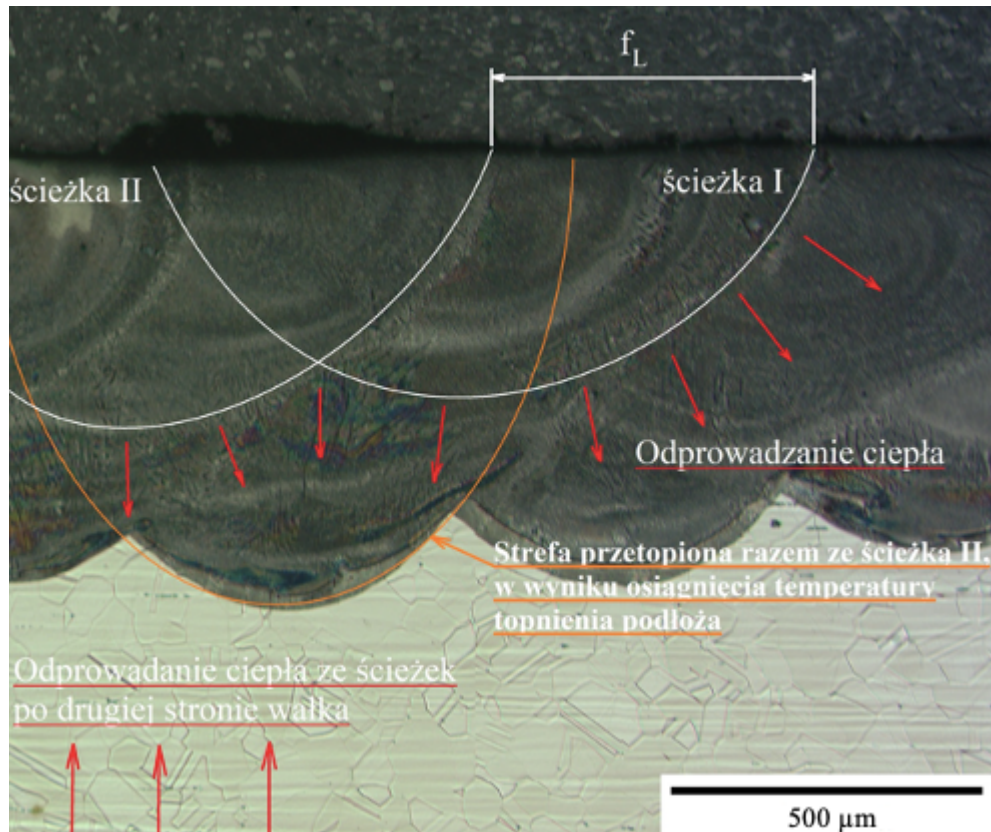
## **7.2. Badania wałka borowanego przeznaczonego do toczenia**

### 7.2.1. Głębokość stref przetopionych

Pierwszym etapem badań próbek przeznaczonych do toczenia był pomiar głębokości przetopienia. Głębokość przetopienia powierzchni walcowych po stopowaniu laserowym borem okazały się większe od uzyskanych na próbkach płaskich, mimo zastosowania tych samych parametrach procesu. Maksymalna głębokość przetopienia  $h_{\max}$  wałka z Monelu 400 z powłoką boru o grubości  $g = 200 \mu\text{m}$  wyniosła średnio  $700 \mu\text{m}$ , co oznacza prawie 70-procentowy wzrost względem próbki płaskiej. Głębokość  $h_{\text{ef}}$  wyniosła z kolei  $595 \mu\text{m}$ , co stanowi ponad 170% wartości uzyskanej dla próbki płaskiej.

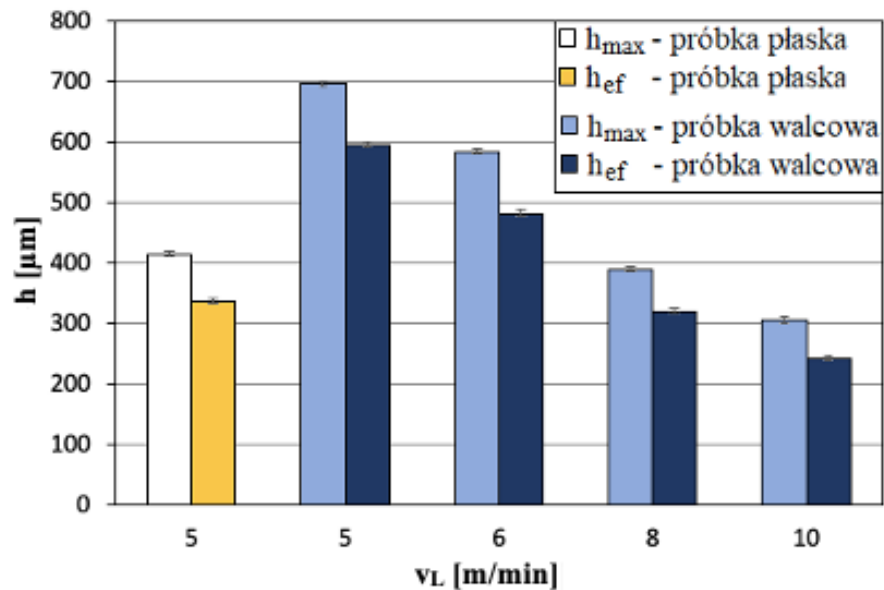
Różnica w głębokościach przetopienia powierzchni borowanych na próbkach płaskich i walcowych wynika z różnego przebiegu obu tych procesów. Schemat mechanizmu odpowiadającego za większą głębokość przetopienia próbek walcowych przedstawiono na rysunku 51.

Stosując do przetopienia powierzchni wiązkę lasera o średnicy plamki  $d_l = 1 \text{ mm}$  oraz odległość między kolejnymi przetapianymi ścieżkami  $f = 0,5 \text{ mm}$ , każde kolejne przejście wiązki powoduje ponowne przetopienie połowy szerokości ścieżki przetopionej w poprzednim przejściu. Jak opisano w rozdziale 5.2.1., w przypadku próbek płaskich wiązka lasera była włączana przed dotarciem do próbki i wyłączana dopiero po opuszczeniu jej powierzchni. W wyniku takiego schematu postępowania, między kolejnymi przejściami miała miejsce przerwa czasowa  $\Delta t$ , podczas której wiązka nie oddziaływała na próbkę. Ciepło powstałe w trakcie przejścia wiązki przez powierzchnię zostało w czasie  $\Delta t$  odprowadzone, poprzez przewodnictwo cieplne, do podstawy z blachy stalowej. W próbce walcowej, w czasie trwania przerwy czasowej  $\Delta t$  na danym punkcie ścieżki lasera, w kolejnym przejściu wiązki próbka była wciąż nagrzewana na pozostałej części obwodu wałka. W związku z tym, pomimo odprowadzenia ciepła w głąb wałka, jego dalsze nagrzewanie po obwodzie spowodowało wzrost temperatury podłoża. Następnie, doprowadzenie dodatkowego ciepła (powstałego poprzez oddziaływanie z wiązką lasera w kolejnym przejściu) do podłoża o podwyższonej temperaturze, wywołało przetopienie objętości materiału, która znajdowała się głębiej niż objętość przetopiona w przejściu poprzednim (kolor pomarańczowy na rysunku 51).



Rys. 51. Schemat mechanizmu zwiększenia głębokości przetopienia na próbkach walcowych.

Ponieważ ilość borków niklu (będących głównym powodem wzrostu twardości powierzchni stopowanych) w jednostce objętości materiału zależy od ilości doprowadzonego do powierzchni pierwiastka stopującego oraz głębokości przetopienia, postanowiono zniwelować efekt opisany powyżej poprzez podniesienie prędkości skanowania wiązką lasera. W celu uzyskania poziomu koncentracji borków niklu w jednostce objętości porównywalnego do tego w próbkach płaskich, wykonano dodatkowe próbki walcowe przy zastosowaniu prędkości skanowania  $v_L = 6$  m/min,  $v_L = 8$  m/min oraz  $v_L = 10$  m/min. Wyniki pomiarów głębokości przetopienia przedstawiono na rysunku 52. Głębokości przetopienia próbki wytworzonej z prędkością skanowania  $v_L = 6$  m/min wyniosły:  $h_{max} = 585$   $\mu\text{m}$  oraz  $h_{ef} = 480$   $\mu\text{m}$ . Wzrost prędkości skanowania do wartości  $v_L = 8$  m/min spowodowała uzyskanie  $h_{max}$  na poziomie 390  $\mu\text{m}$  oraz  $h_{ef}$  równe 320  $\mu\text{m}$ . Przy  $v_L = 10$  m/min uzyskano warstwę borowaną o  $h_{max} = 305$   $\mu\text{m}$  i  $h_{ef} = 240$   $\mu\text{m}$ . Na podstawie uzyskanych wyników można stwierdzić, że najbardziej zbliżoną głębokość przetopienia do próbki płaskiej wytworzonej z  $v_L = 5$  m/min posiada próbka walcowa wytworzona z  $v_L = 8$  m/min.



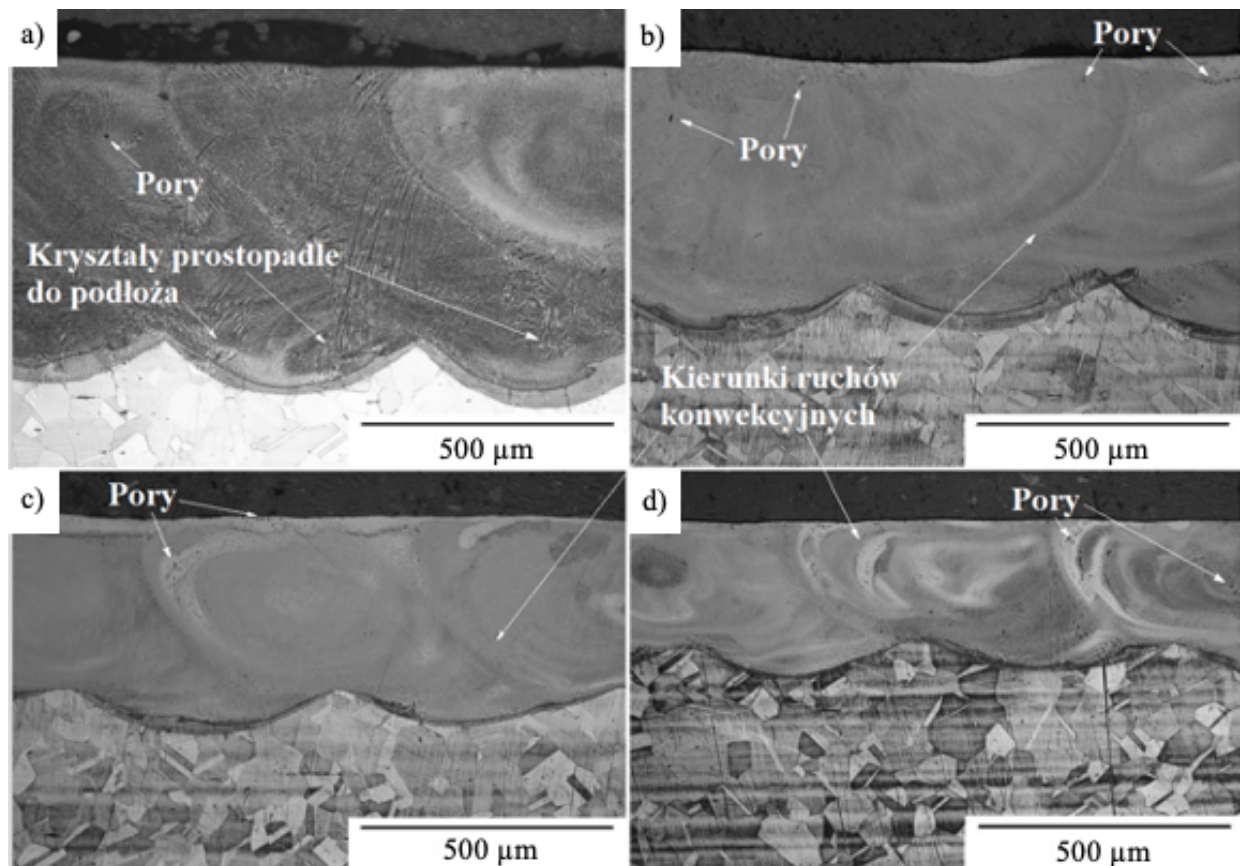
Rys. 52. Porównanie głębokości przetopienia powierzchni walcowych z głębokością przetopienia próbki płaskiej.

### 7.2.2. Mikrostruktura stref przetopionych

Mikrostruktury wytworzonych warstw borowanych na powierzchniach walcowych są podobne do mikrostruktur próbek płaskich (rysunek 53), a ich cechy zależne są od głębokości przetopienia materiału, która warunkuje koncentrację boru w jednostce objętości powstałych warstw. Mikrostruktura powierzchni uzyskanej w wyniku borowania laserowego z prędkością  $v_L = 5$  m/min składa się z drobnych ziarn kolumnowych o różnych orientacjach. Powstała struktura łączy w sobie cechy struktur powstałych na próbkach płaskich po stopowaniu powłoką boru o grubości 100  $\mu\text{m}$  oraz 200  $\mu\text{m}$ . W części powstałej warstwy, która znajduje się głębiej, dominują ziarna o orientacji prostopadłej do granicy między strefą przetopioną a podłożem. Wynika to z wysokiego gradientu temperatury pomiędzy tymi fazami, co przekłada się na ukierunkowanie frontów krystalizacji równoległe do jego wektora. Strefa znajdująca się bliżej powierzchni zbudowana jest głównie z ziarn, których orientacje uwidaczniają granice pomiędzy kolejnymi przejściami wiązki lasera, a także kierunki ruchów konwekcyjnych. Warstwę wytworzoną z prędkością  $v_L = 5$  m/min, oprócz głębokości przetopienia, odróżniają od pozostałych drobne ziarna uwidocznione w całej przetopionej objętości.

Warstwy wytworzone z wyższymi prędkościami charakteryzuje zwarta struktura, bez widocznych krystalitów. We wszystkich występują strefy o różnych barwach, które prawdopodobnie różnią się składem chemicznym, jednak w ramach badań nie stwierdzono pomiędzy nimi różnic w mikrotwardości. Podobnie jak w przypadku próbek płaskich stopowanych powłoką boru o  $g = 200$   $\mu\text{m}$ , na obserwowanych zglądach metalograficznych można zauważyć kierunki ruchów

konwekcyjnych zastygnięte w wyniku szybkiej krystalizacji ciekłego jeziora. We wszystkich wytworzonych warstwach stwierdzono obecność porów o wielkościach od 1 do 5  $\mu\text{m}$ , które zlokalizowane są głównie przy zewnętrznej powierzchni wałka. Obecność porów oraz ich rozmieszczenie wskazuje, że część sprężonego powietrza stosowanego podczas przetapiania materiału wiązką lasera zostaje uwięzione w objętości powstałych warstw.



**Rys. 53.** Mikrostruktury powierzchni walcowych borowanych laserowo powłoką o  $g = 200 \mu\text{m}$  oraz  $v_L$  równym: a) 5 m/min, b) 6 m/min, c) 8 m/min, d) 10 m/min.

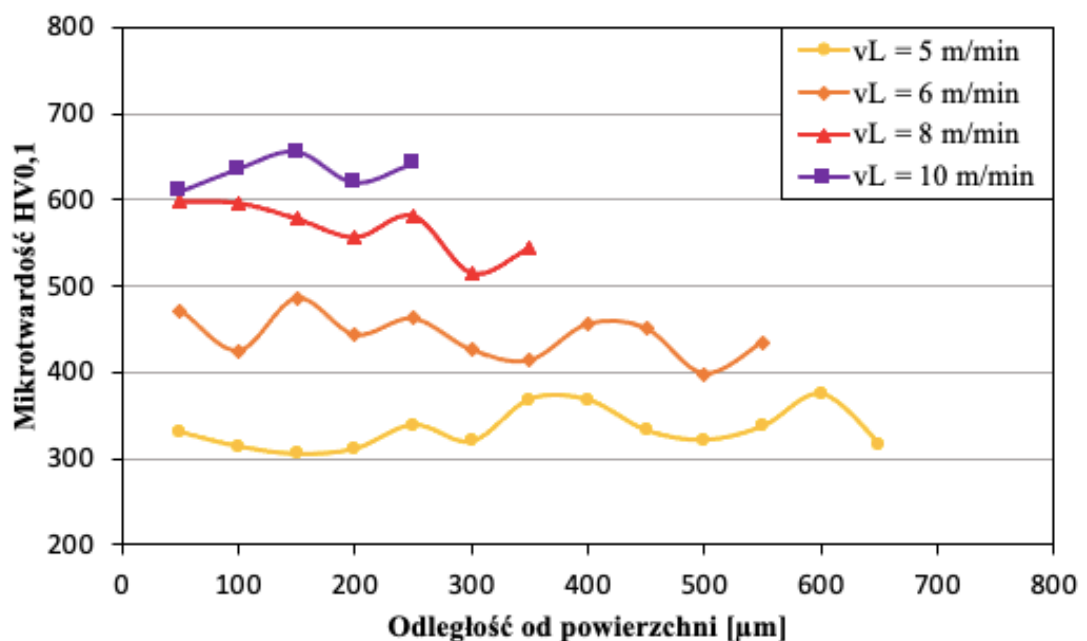
### 7.2.3. Mikrotwardość stref przetopionych

Przed przystąpieniem do oceny wskaźników skrawalności zmierzona została mikrotwardość borowanych laserowo powierzchni walcowych. Zgodnie z przewidywaniami, warstwa wytworzona na powierzchni walcowej z prędkością  $v_L = 5 \text{ m/min}$ , przez uzyskanie większej głębokości przetopienia niż odpowiadająca jej próbka płaska, posiada mniejszą mikrotwardość z powodu niższej koncentracji boru w jednostce objętości. Co więcej, potwierdzono wzrost mikrotwardości uzyskanych warstw wraz ze wzrostem zastosowanej prędkości  $v_L$ . Wyniki pomiarów mikrotwardości

próbek walcowych przedstawiono na rysunku 54. W celu poprawy czytelności wykresu, przedstawione wyniki dotyczą jedynie objętości stref przetopionych.

Średnia mikrotwardość próbki walcowej wytworzonej z  $v_L = 5$  m/min wynosi 335 HV<sub>0,1</sub>, co stanowi około 40% mikrotwardości uzyskanej w próbce płaskiej wytworzonej z takimi samymi parametrami procesu. Różnica wynika głównie z uzyskania większej głębokości przetopienia powierzchni, jednak powodem może być dodatkowo wyższa temperatura materiału podłożowego w trakcie borowania laserowego. Za tą tezę przemawia fakt, iż próbka walcowa wytworzona z  $v_L = 8$  m/min, o równej głębokości przetopienia co próbka płaska borowana z  $v_L = 5$  m/min, posiada mikrotwardość niższą o około 35%, która wynosi 570 HV<sub>0,1</sub>. Największą mikrotwardość, wynoszącą 635 HV<sub>0,1</sub> uzyskano na próbce walcowej wytworzonej z  $v_L = 10$  m/min.

Różnica efektywnych głębokości przetopienia pomiędzy próbkami walcowymi wytworzonymi z prędkościami skanowania wiązki lasera  $v_L = 8$  m/min oraz  $v_L = 10$  m/min wynosi średnio 80  $\mu\text{m}$ , co oznacza 25-procentowe obniżenie głębokości w wyniku użycia większej  $v_L$ . W związku z tym, że próbki do badań skrawalności powinny charakteryzować się możliwie największą głębokością przetopienia, a różnica średniej mikrotwardości przy zastosowaniu  $v_L = 10$  m/min wynosi około 11%, wskaźniki skrawalności postanowiono ocenić i porównać dla warstw stopowanych laserowo powłoką boru o grubości  $g = 200$   $\mu\text{m}$  z prędkością skanowania wiązki lasera wynoszącą  $v_L = 8$  m/min.



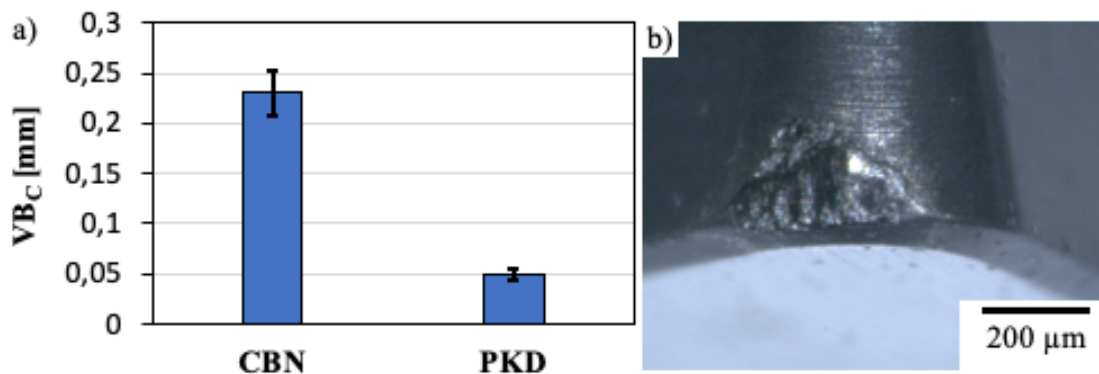
Rys. 54. Wyniki pomiarów mikrotwardości powierzchni próbek walcowych borowanych laserowo z różnymi prędkościami wiązki lasera.

### 7.3. Ocena wskaźników skrawalności

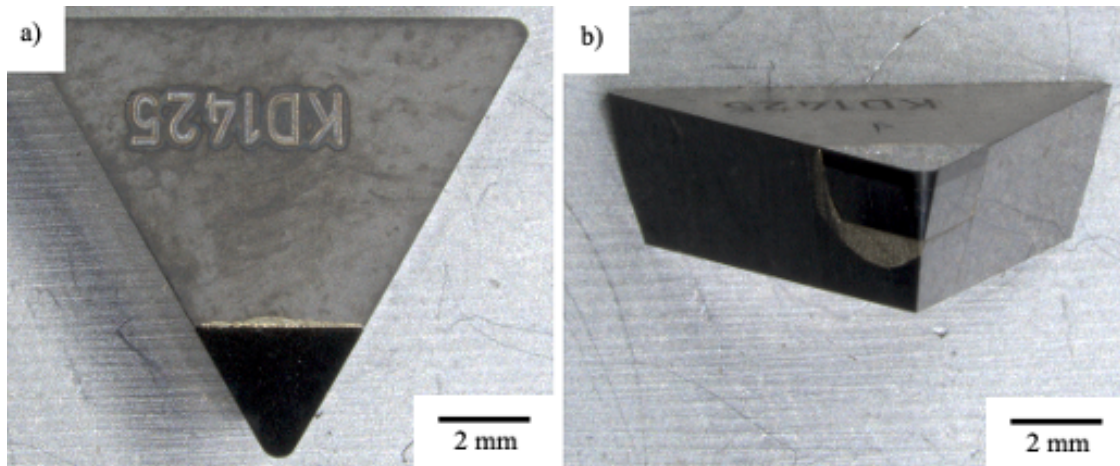
#### 7.3.1. Dobór narzędzia skrawającego

W celu oceny przydatności dobranych materiałów narzędziowych do toczenia wytworzonych warstw borowanych przeprowadzono konwencjonalne toczenie wzdłużne borowanego wałka ze stopu Monel 400 z następującymi parametrami technologicznymi: prędkość skrawania  $v_c = 150$  m/min, głębokość skrawania  $a_p = 0,05$  mm oraz posuw  $f = 0,08$  mm/obr. Oceny zużycia ostrzy dokonano poprzez pomiar wskaźnika  $VB_C$  po skrawaniu jednej sekcji wałka o szerokości 12 mm. Próbę powtórzono trzykrotnie dla każdego materiału narzędziowego. Wskaźnik zużycia  $VB_C$  płytki z CBN wynosił średnio 0,23 mm, natomiast płytki z PKD – 0,05 mm (rys. 55a). W przypadku płytki z CBN zaobserwowano znaczne wykruszenia głównej powierzchni przyłożenia podczas toczenia warstwy borowanej (rys. 55b), przez co do oceny wskaźników skrawalności wybrana została płytka skrawająca Kennametal KD1425 TPGN110304 wykonana z polikrystalicznego diamentu. Kąt przystawienia płytki wynosił  $\kappa_r = 90^\circ$ , a kąt przyłożenia  $\alpha = 11^\circ$ . Zdjęcie płytki skrawającej zastosowanej w badaniach przedstawiono na rysunku 56.

W przypadku toczonego materiału przyjęto kryterium stopnia ostrza na poziomie  $VB_C = 0,2$  mm.



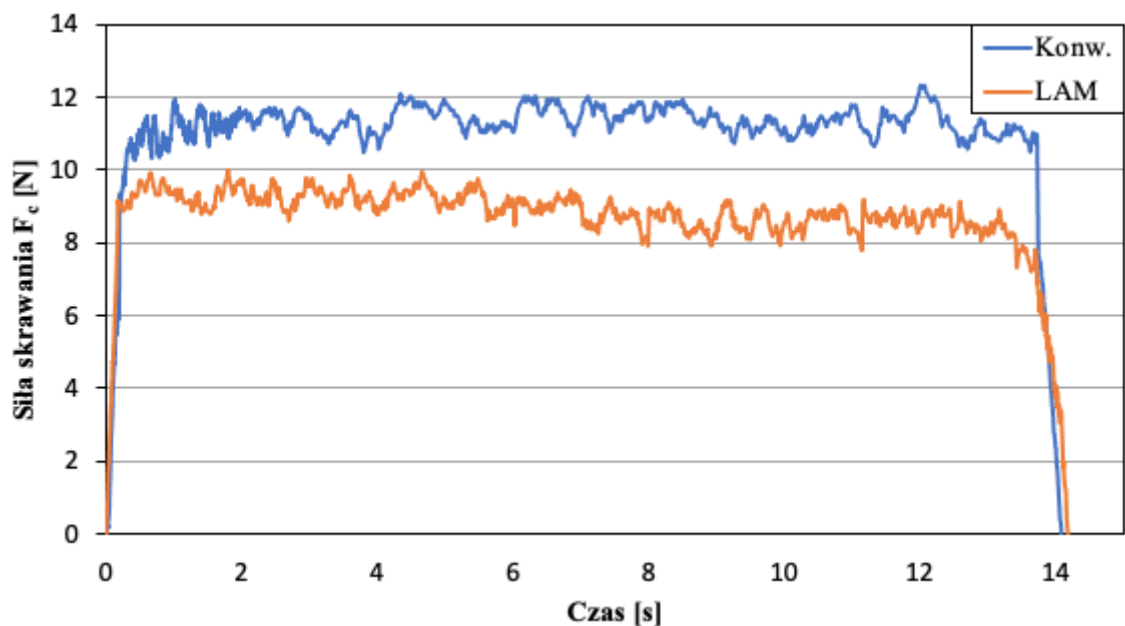
Rys. 55. Średnie wartości wskaźnika zużycia  $VB_C$  ostrzy skrawających z CBN i PKD po toczeniu konwencjonalnym w czasie  $t = 15$  s (a) oraz widok pasma starcia naroża ostrza z CBN (b).



Rys. 56. Płytko skrawająca zastosowana w badaniach: a) powierzchnia natarcia, b) powierzchnia przyłożenia.

### 7.3.2. Pomiar siły skrawania

Przykładowe przebiegi siły skrawania podczas toczenia konwencjonalnego i w warunkach LAM, przy zastosowaniu posuwu o wartości  $f=0,08$  mm/obr przedstawiono na rysunku 57. Stwierdzono zmniejszenie siły skrawania podczas toczenia w warunkach LAM w porównaniu z toczeniem tradycyjnym. Na uwagę zasługuje fakt zmniejszania średniej siły skrawania podczas toczenia w warunkach LAM, co jest spowodowane wzrostem temperatury powierzchni obrabianej w trakcie toczenia.

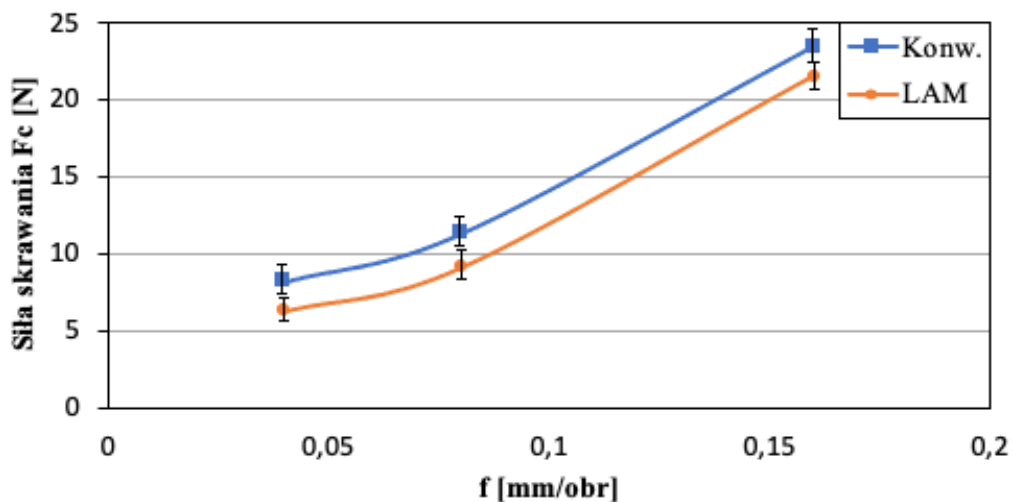


Rys. 57. Przebieg siły skrawania  $F_c$  podczas toczenia konwencjonalnego (Konw.) i wspomaganego laserowo (LAM) warstw borowanych przy  $v_c = 150$  m/min,  $a_p = 0,05$  mm,  $f = 0,08$  mm.



Dla wszystkich zastosowanych wartości posuwu stwierdzono zmniejszenie siły skrawania  $F_c$  w wyniku zastosowania obróbki LAM. Dla wartości posuwu  $f = 0,04$  mm/obr zastosowanie wspomagania laserowego spowodowało spadek średniej wartości siły skrawania o około 23%. Natomiast w przypadku posuwu wynoszącego  $f = 0,08$  mm/obr siła skrawania zmalała o około 19%. Przy najwyższej badanej wartości posuwu  $f = 0,16$  mm/obr zastosowanie wspomagania laserowego spowodowało obniżenie siły  $F_c$  o około 9%. Graficzna reprezentacja uzyskanych wyników została przedstawiona na rysunku 58.

Istotną różnicę wartości średniej siły skrawania przy mniejszych wartościach posuwu między toczeniem konwencjonalnym a LAM stwierdzono również m.in. w pracach [126] i [148]. Efekt ten jest prawdopodobnie wynikiem wyższej temperatury osiąganey na powierzchni wałka przy mniejszej wartości posuwu. W przypadku niniejszych badań, przy posuwie wynoszącym  $f = 0,04$  mm/obr, ilość przejść wiązki lasera na jednej sekcji wałka wynosi 300, natomiast przy posuwie  $f = 0,16$  mm/obr jest ich 75. Oznacza to czterokrotny wzrost ilości ścieżek laserowych na jednej sekcji pomiarowej, a tym samym czterokrotne zwiększenie ilości dodatkowego ciepła doprowadzonego do materiału.

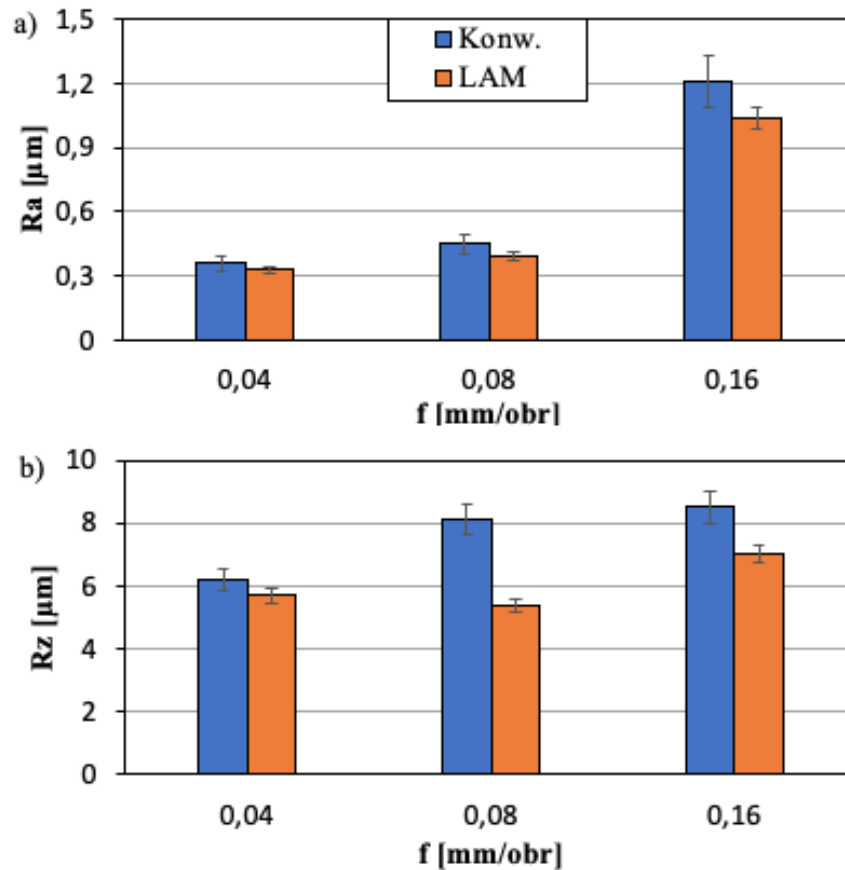


**Rys. 58.** Średnie wartości siły skrawania  $F_c$  podczas toczenia konwencjonalnego (Konw.) i wspomaganego laserowo (LAM) warstw borowanych przy  $v_c = 150$  m/min,  $a_p = 0,05$  mm.

### 7.3.3. Struktura geometryczna powierzchni obrobionej

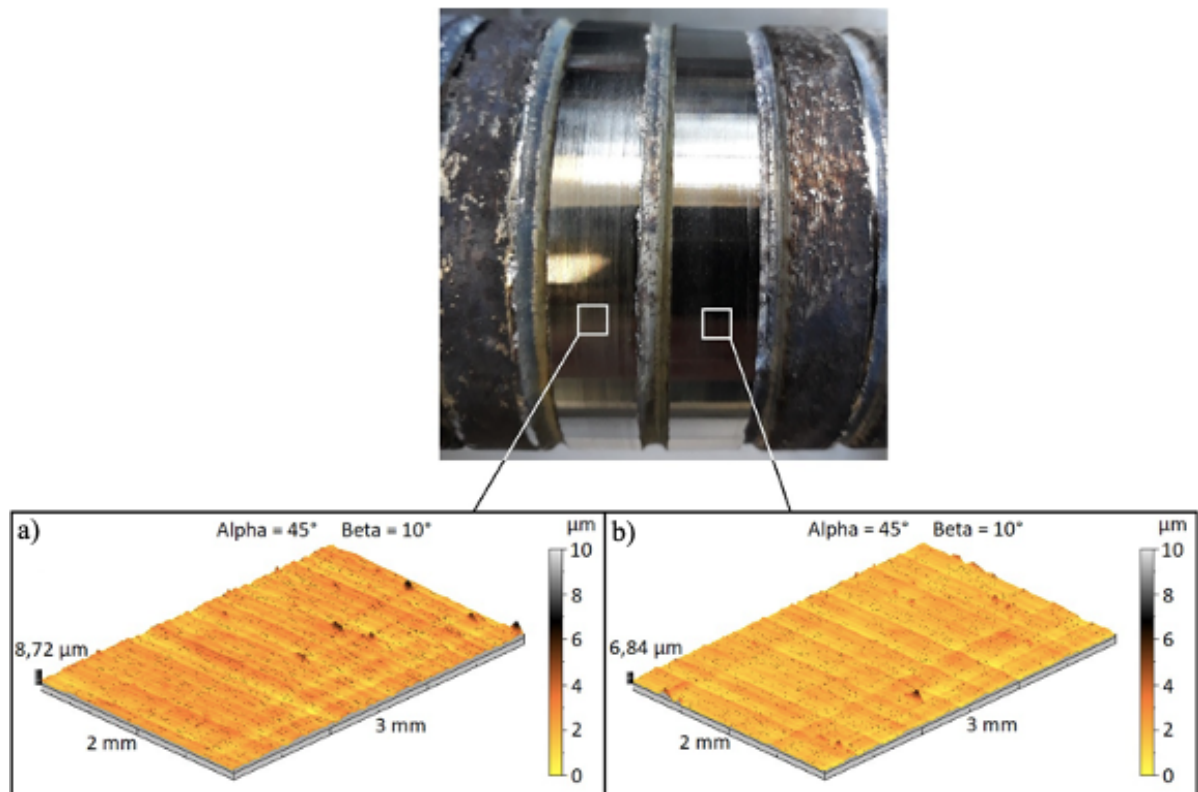
Struktura geometryczna powierzchni obrobionej jest istotnym parametrem jakościowym elementów kształtowanych przez obróbkę skrawaniem. Wynika ona głównie z odwzorowania krawędzi skrawającej na powierzchni obrobionej przy zadanych parametrach technologicznych procesu, ale zależy również od właściwości materiału obrabianego. Laserowe wspomaganie toczenia, powodując wzrostu temperatury powierzchni, wpływa na zmianę właściwości warstwy skrawanej oraz finalną jakość powierzchni obrobionej.

W ramach badań własnych stwierdzono obniżenie parametrów chropowatości powierzchni Ra oraz Rz w wyniku laserowego wspomagania toczenia warstw borowanych. Uzyskane wyniki przedstawiono na rysunku 59. Doprowadzenie dodatkowego ciepła do strefy skrawania przy wartości posuwu  $f = 0,04$  mm/obr pozwoliło na obniżenie średniej wartości parametru chropowatości Ra z  $0,36$   $\mu\text{m}$  do  $0,33$   $\mu\text{m}$ , natomiast parametru Rz z  $6,2$   $\mu\text{m}$  do  $5,7$   $\mu\text{m}$ . Przy posuwie  $f = 0,08$   $\mu\text{m}$  uzyskano średnie parametry Ra o wartościach  $0,45$   $\mu\text{m}$  i  $0,39$   $\mu\text{m}$ , a Rz wynoszące  $8,1$   $\mu\text{m}$  oraz  $5,4$   $\mu\text{m}$ . Przy posuwie  $f = 0,16$   $\mu\text{m}$  średnia wartość parametru Ra zmalała z  $1,21$   $\mu\text{m}$  do  $1,04$   $\mu\text{m}$ , natomiast Rz z  $8,5$   $\mu\text{m}$  do  $7$   $\mu\text{m}$ . Na podstawie uzyskanych wyników stwierdzono średnie obniżenie parametru chropowatości Ra o około 12%, natomiast parametru Rz o około 20% w wyniku zastosowania wspomagania laserowego.



**Rys. 59.** Średnie wartości parametrów chropowatości  $Ra$  (a) oraz  $Rz$  (b) po toczeniu konwencjonalnym (Konw.) i wspomaganym laserowo (LAM) warstw borowanych przy  $v_c = 150$  m/min,  $a_p = 0,05$  mm.

Biorąc pod uwagę fakt uzyskania mniejszych wartości parametrów chropowatości powierzchni  $Ra$  i  $Rz$  w wyniku zastosowania wspomagania laserowego toczenia można założyć, że dostarczenie dodatkowego ciepła do strefy skrawania pozwala na uplastycznienie warstw borowanych laserowo na stopie Monel 400, co ułatwia przekształcenie warstwy skrawanej w wiór. Analizując topografie powierzchni przedstawionych na rysunku 60 można zauważyć brak jednolitego odwzorowania kinematyczno-geometrycznego ostrza w materiale obrabianym. Stwierdzone stosunkowo duże odchylenia mikrotwardości w objętości warstwy borowanej oznaczają różnice w plastyczności poszczególnych obszarów, co może powodować zróżnicowaną objętość usuwanego materiału. Dodatkowym czynnikiem mogącym powodować taki efekt jest obecność mikroporów w objętości warstwy borowanej, co ułatwia powstawanie mikropęknięć w warunkach dużych naprężeń podczas obróbki skrawaniem. Topografia powierzchni przedstawiona na rysunku 60b wskazuje na zmniejszenie różnic pomiędzy wysokościami nierówności w stosunku do topografii przedstawionej na rysunku 60a, co prawdopodobnie jest wynikiem ujednorodnienia plastyczności warstwy skrawanej poprzez doprowadzenie dodatkowego ciepła do strefy skrawania.



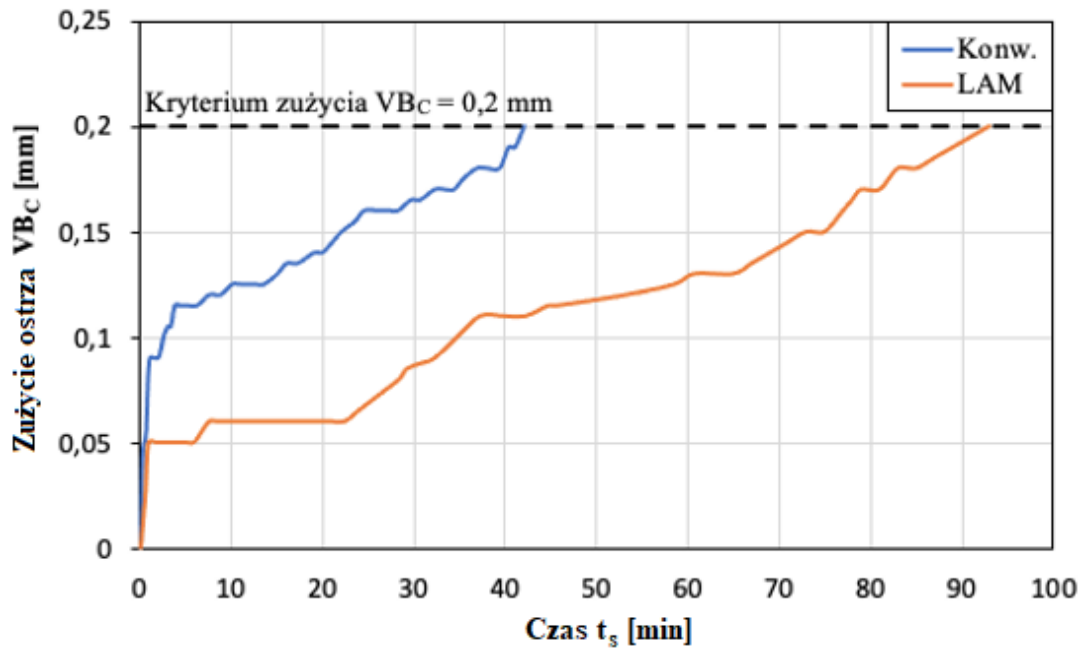
**Rys. 60.** Warstwy borowane wraz z uzyskanymi topografiami powierzchni po toczeniu konwencjonalnym (a) i LAM (b) przy  $v_c = 150$  m/min,  $f = 0,08$  mm,  $a_p = 0,05$  mm.

#### 7.3.4. Trwałość ostrza skrawającego

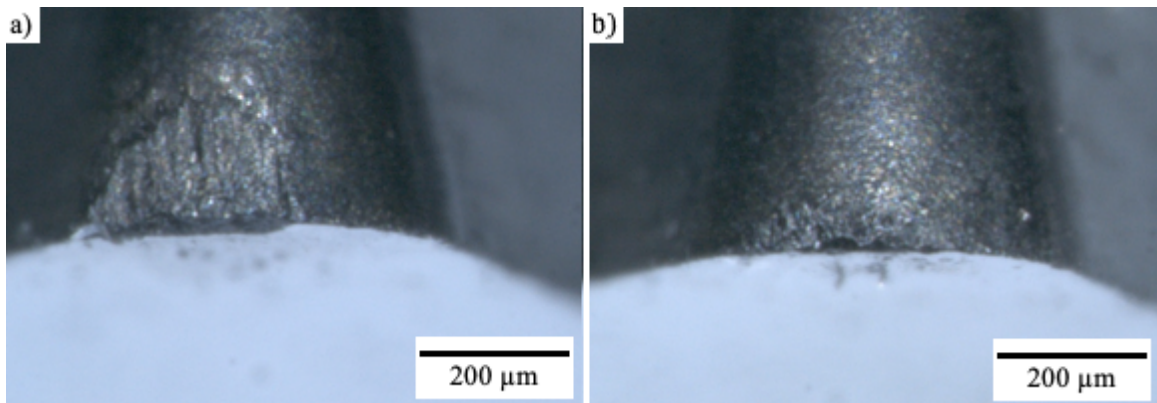
Badania trwałości ostrza skrawającego podczas toczenia konwencjonalnego i w warunkach LAM przeprowadzono do chwili osiągnięcia przyjętego kryterium stępienia ostrza  $VB_C = 0,2$  mm. Do badań trwałości ostrza wybrano pośrednią wartość posuwu ( $f = 0,08$  mm/obr) spośród stosowanych w ramach oceny siły skrawania oraz chropowatości powierzchni obrobionej. Okres trwałości ostrza z PKD podczas toczenia konwencjonalnego wynosił  $T = 42$  min, natomiast podczas toczenia ze wspomaganie laserowym  $T = 93$  min (rys. 61). Oznacza to ponad dwukrotny wzrost trwałości w wyniku zastosowania obróbki LAM do toczenia warstw borowanych na powierzchni stopu Monel 400. Badania potwierdziły tezę, że zmiękczenie i uplastycznienie warstwy borowanej laserowo zwiększa trwałość ostrzy skrawających.

Stwierdzona duża różnica okresu trwałości ostrza w wyniku zastosowania obróbki LAM wynika zapewne ze zmniejszenia wartości sił skrawania podczas toczenia oraz podwyższenia temperatury w strefie skrawania. Po przeprowadzeniu toczenia konwencjonalnego zaobserwowano wyraźne rysy świadczące o mechanicznym zużyciu ostrza poprzez ścieranie na powierzchni

przyłożenia (rys. 62a). W przypadku toczenia w warunkach laserowego wspomagania skrawania nie stwierdzono widocznych bruzd na powierzchni przyłożenia (rys. 62b).



Rys. 61. Zmiana wskaźnika zużycia  $VB_c$  podczas toczenia konwencjonalnego i LAM.



Rys. 62. Widok pasma starcia naroża ostrza po toczeniu konwencjonalnym (a) i LAM (b) w czasie 42 min.

## **8. WNIOSKI KOŃCOWE**

Na podstawie przeprowadzonych badań warstw borowanych laserowo na powierzchni stopu Monel 400 oraz oceny wskaźników skrawalności podczas ich toczenia konwencjonalnego oraz LAM, sformułowano wnioski poznawcze, utylitarne oraz wnioski do dalszych badań.

### **8.1. Wnioski poznawcze**

1. Laserowe borowanie powierzchni stopu Monel 400 powoduje podwyższenie jej twardości oraz odporności na zużycie przez tarcie. Właściwości uzyskanej warstwy wierzchniej są silnie zależne od parametrów procesu oraz pojemności cieplnej obrabianego elementu.
2. Laserowe wspomaganie strefy skrawania energią cieplną zmniejsza, w porównaniu z toczeniem tradycyjnym, chropowatość powierzchni obrobionej.
3. Laserowe wspomaganie toczenia borowanego stopu Monel 400 pozwala na uzyskanie niższej wartości siły skrawania, co znacznie zwiększa trwałość ostrza skrawającego.

### **8.2. Wnioski utylitarne**

1. Ze względu na silną zależność właściwości powierzchni borowanych laserowo od parametrów procesu oraz kształtu wyrobu, przed przystąpieniem do produkcji seryjnej należy każdorazowo wykonać badania jakościowe powłok na prototypie.
2. Wykazano nieprzydatność ostrzy z regularnego azotku boru podczas toczenia borowanej laserowo powierzchni stopu Monel 400 z powodu szybkiego ich zużycia, w przeciwieństwie do ostrzy z polikrystalicznego diamentu.
3. Obniżenie wartości siły skrawania poprzez zastosowanie cieplnego wspomaganie toczenia jest zależne od warunków laserowego nagrzewania powierzchni oraz parametrów technologicznych skrawania.

### **8.3. Wnioski do dalszych badań**

1. Z punktu widzenia poznawczego i praktycznego należy przeprowadzić badania metalograficzne warstwy borowanej laserowo po przeprowadzeniu procesu laserowego wspomaganie toczenia: ocenę właściwości warstwy wierzchniej, zmian mikrostruktury oraz naprężeń powstałych w wyniku tego procesu.
2. Należy przeprowadzić szerokie badania mające na celu ocenę wpływu rodzaju obróbki oraz parametrów technologicznych skrawania na właściwości powierzchni obrobionej.
3. Stwierdzono znaczne różnice wizualne pomiędzy pasmami starcia naroża ostrza z polikrystalicznego diamentu podczas toczenia konwencjonalnego i ze wspomaganie laserowym. Należy przeprowadzić badania w celu oceny mechanizmów zużycia podczas różnych strategii obróbki oraz ich wpływu na właściwości warstwy wierzchniej po skrawaniu.

## LITERATURA

- [1] Shoemaker L.E., Smith G.D., A century of Monel metal: 1906-2006. *The Journal of Minerals, Metals & Materials Society*, 58, 2006, s. 22-26.
- [2] Special Metals Corporation, Monel alloy 400, 2005. <https://www.specialmetals.com/assets/smc/documents/alloys/monel/monel-alloy-400.pdf>. Dostęp: 9.04.2020.
- [3] Anderson K., Weritz J., Kaufman J.G., ASM Handbook, Volume 2A - Aluminum Science and Technology. ASM International, 2018.
- [4] Coker A.K., Ludwig's Applied Process Design for Chemical and Petrochemical Plants, Volume 3 (4th Edition), Elsevier, 2015.
- [5] Féron D., Corrosion Behaviour and Protection of Copper and Aluminium Alloys in Seawater. Elsevier, ISBN 978-1-84569-241-4, 2007.
- [6] Special Metals Corporation, High-Performance Alloys for Resistance to Aqueous Corrosion, 2000. [https://www.parrinst.com/wp-content/uploads/downloads/2011/07/Parr\\_Inconel-Incoloy-Monel-Nickel-Corrosion-Info.pdf](https://www.parrinst.com/wp-content/uploads/downloads/2011/07/Parr_Inconel-Incoloy-Monel-Nickel-Corrosion-Info.pdf). Dostęp: 16.06.2020
- [7] Davis R.B., Munir Z.A., Corrosion susceptibilities of various metals and alloys in synthetic geothermal brines. *Journal of Materials Science*, 12, 1977, s. 1909-1913.
- [8] Fisher J.M., Bennett P.S., Corrosion and wetting behaviour of metals and steels with molten alkali carbonates. *Journal of Materials Science*, 26, 1991, s. 749-755.
- [9] Ramkumar K.D., Arivazhagan N., Karthikeyan S., Hot Corrosion Behavior of Dissimilar GTA Welded Monel 400 and AISI 304. First International Conference „Trends in Intelligent Robotics, Automation, and Manufacturing”, Kuala Lumpur, 28-30 listopada 2012, Springer, 2012, s. 450-457.
- [10] Ramkumar K.D., Arivazhagan N., Narayanan S., Mishra D., Hot Corrosion Behavior of Monel 400 and AISI 304 Dissimilar Weldments Exposed in the Molten Salt Environment Containing Na<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> + 60% V<sub>2</sub>O<sub>5</sub> at 600 °C. *Materials Research*, 17, 2014, s. 1273-1284.
- [11] Mani C., Karthikeyan R., Kannan S., Electrochemical Impedance Analysis on Cryogenically Treated Dissimilar Metal Welding of 316L Stainless Steel and Monel 400 Alloy Using GTAW. *Metals*, 9, 2019, 1088.
- [12] Great Lakes Science Center – Verner Johnson: <https://vernerjohnson.com/portfolio/great-lakes-science-center/>. Dostęp: 5.11.2021.



- [13] Dutta R.S., Corrosion aspects of Ni-Cr-Fe based and Ni-Cu based steam generator tube materials. *Journal of Nuclear Materials*, Vol. 393, 2009, s. 343-349.
- [14] Special Metals Corporation, Product Handbook of High-Performance Nickel Alloys. <https://www.specialmetals.com/assets/smc/documents/pcc-8064-sm-alloy-handbook-v04.pdf>. Dostęp: 18.06.2020.
- [15] Patience G.S., *Experimental Methods and Instrumentation for Chemical Engineers* (2nd Edition). Elsevier, ISBN 978-0-44-464038-3, 2018.
- [16] Ullmann F., *Ullmann's Chemical Engineering and Plant Design, Volumes 1-2*. John Wiley & Sons, ISBN 978-3-527-31111-8, 2017.
- [17] Parida A.K., Maity K., Experimental investigation on tool life and chip morphology in hot machining of Monel-400. *Engineering Science and Technology, an International Journal*, 21, 2018, s. 371-379.
- [18] Rajamani D., Ananthakumar K., Balasubramanian E., Paulo Davim J., Experimental investigation and optimization of PAC parameters on Monel 400 superalloy. *Materials and Manufacturing Processes*, 33(16), 2018, s. 1864-1873.
- [19] Kukliński M., Bartkowska A., Przystacki D., Investigation of laser heat treated Monel 400. *MATEC Web of Conferences*, 219, 2018, 02005-1 – 02005-8.
- [20] Przybyłowicz K., *Teoria i Praktyka Borowania Stali*. Wydawnictwo Politechniki Świętokrzyskiej, Kielce, 2000.
- [21] Kulka M., *Current Trends in Boriding*. Springer, ISBN 978-3-030-06782-3, 2019.
- [22] Kulka M., Pertek A., Microstructure and properties of borided 41Cr4 steel after laser surface modification with re-melting. *Applied Surface Science*, 214, 2003, s. 278-288.
- [23] Dean R.S., Silkes B., *Boron in Iron and Steel*. U.S. Department of the Interior, Bureau of Mines, 1946.
- [24] Azzawi A.H., Sytchev J., Baumli P., Increasing the surface hardness of cast iron by electrodeposition of borides in molten salts. *Archives of Metallurgy and Materials*, 62, 2017, s. 1015-1018.
- [25] Khenifer M., Allaoui O., Taouti M.B., Effect of Boronizing on the Oxidation Resist of 316L stainless steel. *Acta Physica Polonica A*, 132, 2017, s. 518-520.
- [26] Keddani M., Chegroune R., Kulka M., Makuch N., Panfil D., Siwak P., Taktak S., Characterization, Tribological and Mechanical Properties of Plasma Paste Borided AISI 316 Steel. *Transactions of the Indian Institute of Metals*, 71(1), 2018, s. 79-90.

- [27] Günen A., Kanca E., Çakir H., Karakaş M.S., Gök M.S., Küçük Y., Demir M., Effect of borotitanizing on microstructure and wear behavior of Inconel 625. *Surface & Coatings Technology*, 311, 2017, s. 374-382.
- [28] Piasecki A., Kotkowiak M., Makuch N., Kulka M., Wear behavior of self-lubricating boride layers produced on Inconel 600-alloy by laser alloying. *Wear*, 426-427, 2019, s. 919-933.
- [29] Makuch N., Kulka M., Dziarski P., Taktak S., The influence of chemical composition of Ni-based alloys on microstructure and mechanical properties of plasma paste borided layers. *Surface & Coatings Technology*, 367, 2019, s. 187-202.
- [30] Rosas-Becerra G., Mejia-Caballero I., Martinez-Trinidad J., Palomar-Pardavé M., Romero-Romo M., Pérez-Pasten-Borja R., Campos-Silva I., Electrochemical Corrosion Behavior of Borided CoCrMo Alloy Immersed in Hanks' Solution. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 26, 2017, s. 704-714.
- [31] Makuch N., Kulka M., Dziarski P., Przystacki D., Laser surface alloying of commercially pure titanium with boron and carbon. *Optics and Lasers in Engineering*, 57, 2014, s. 64-81.
- [32] Taazim N.T., Jauhari I., Miyashita Y., Sabri M.F.M., Development and Kinetics of TiB<sub>2</sub> Layers on the Surface of Titanium Alloy by Superplastic Boronizing. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 47, 2016, s. 2217-2222.
- [33] Usta M., Ozbek I., Bindal C., Ucisik A.H., Ingole S., Liang H., A comparative study of borided pure niobium, tungsten and chromium. *Vacuum*, 80, 2006, s. 1321-1325.
- [34] Chernega S.M., Poliakov I.A., Krasovskiy M.A., Increasing the Wear Resistance of the T15K6 Hard Alloy by Boriding and Complex Saturation with Boron and Copper. *Journal of Superhard Materials*, 38, 2016, s. 54-62.
- [35] Singleton M., Nash P., The C-Ni (Carbon-Nickel) system. *Bulletin of Alloy Phase Diagrams*, 10, 1989, s. 121-126.
- [36] Portnoi V.K., Leonov A.V., Mudrestova S.N., Fedotov S.A., Formation of Nickel Carbide in the Course of Deformation Treatment of Ni-C Mixtures. *The Physics of Metals and Metallography*, 109, 2010, s. 153-161.
- [37] Subramanian P.R., Chakrabarti D.J., Laughlin D.E., *Phase Diagrams of Binary Copper Alloys*. ASM International, 1994.
- [38] Wriedt H.A., The N-Ni (Nitrogen-Nickel) System, *Bulletin of Alloy Phase Diagrams*, 6, 1985, s. 558-563.
- [39] Jiang A., Qi M., Xiao J., Preparation, structure, properties, and application of copper nitride (Cu<sub>3</sub>N) thin films: A review. *Journal of Materials Science & Technology*, 34, 2018, 1467-1473.

- [40] Rubly R.P., Douglass D.L., Internal Nitridation of Nickel-Chromium Alloys. *Oxidation of Metals*, 35, 1991, s. 259-278.
- [41] Aw P.K., Batchelor A.W., Loh N.L., Structure and tribological properties of plasma nitrided surface films on Inconel 718. *Surface & Coatings Technology*, 89, 1997, s. 70-76.
- [42] He H., Czerwec T., Dong C., Michel H., Effect of grain orientation on the nitriding rate of a nickel base alloy studied by electron backscatter diffraction. *Surface & Coatings Technology*, 163-164, 2003, s. 331-338.
- [43] Chollet S., Pichon L., Cormier J., Dubois J.B., Villechaise P., Drouet M., Declémy A., Templier C., Plasma assisted nitriding of Ni-based superalloys with various microstructures. *Surface & Coatings Technology*, 235, 2013, s. 318-325.
- [44] Singh V., Marya M., On the corrosion resistance of nitrided and boronized nickel-based alloys. *Materials Science and Technology*, 2019, s. 319-326.
- [45] Xu X.L., Yu Z.W., Cui L.Y., Microstructure and properties of plasma nitrided layers on Ni-based superalloy Ni-20Cr. *Materials Characterization* 155, 2019, 109798.
- [46] Sharkawy S.W., Hardening of Alloy N10276 by diluted flowing butane gas. *Journal of Nuclear Materials* 255, 1998, s. 75-77.
- [47] Allen A.T., Douglass D.L., Internal-Carburizing Behavior of Ni-V, Ni-Cr, and Ni-3Nb Alloys. *Oxidation of Metals*, 51, 1999, s. 199-219.
- [48] Han H., Baba S., Kitagawa H., Suilik S.A., Hasezaki K., Kato T., Arakawa K., Noda Y., Plasma-carburization of nickel-based self-fluxing alloy. *Vacuum*, 78, 2005, s. 27-32.
- [49] Nishiyama Y., Kudo T., Otsuka N., A Metallurgical Approach to Metal Dusting of Nickel-Base Alloys. *Materials Transactions*, 46, 2005, s. 1890-1896.
- [50] Adharapurapu R.R., Kumar D., Zhu J., Pollock T.M., Carburization of W- and Re-rich Ni-based alloys in impure helium at 1000 °C. *Corrosion Science*, 53, 2011, s. 388-398.
- [51] Hayashi S., Matsukawa C., Yakuwa H., Kishikawa T., Cyclic carburization-oxidation behavior of Hastelloy-X at 1000°C. *Corrosion Reviews*, 36, 2018, s. 75-85.
- [52] Otsuka N., Nishiyama Y., The role of copper in resisting metal dusting of Ni-base alloys. *Materials Science Forum*, 522-523, 2005, s. 581-588.
- [53] Petrova L.G., Principles of alloying of nickel alloys, hardenable by internal nitriding. *Metal Science and Heat Treatment*, 36, 1994, s. 130-134.
- [54] Chang S.Y., Krupp U., Christ H.J., Formation and compensation of internal stresses during internal nitridation of nickel-base alloys. *Materials Science and Engineering*, A301, 2001, s. 196-206.

- [55] Borowski T., Brojanowska A., Kost M., Garbacz H., Wierzchoń T., Modifying the properties of the Inconel 625 nickel alloy by glow discharge assisted nitriding. *Vacuum*, 83, 2009, s. 1489-1493.
- [56] Kovací H., Ghahramanzadeh H., Albayrak C., Alsaran A., Çelik A., Effect of plasma nitriding parameters on the wear resistance of alloy Inconel 718. *Metal Science and Heat Treatment*, 58, 2016, s. 470-474.
- [57] Volume 3: Alloy Phase Diagrams. ASM Handbook online. ASM International, 2005. [https://www.asminternational.org/documents/10192/1849770/05442G\\_TOC.pdf/ecbf0e0e-cbe5-4d00-a82e-edc48bc156a4](https://www.asminternational.org/documents/10192/1849770/05442G_TOC.pdf/ecbf0e0e-cbe5-4d00-a82e-edc48bc156a4). Dostęp: 19.09.2021
- [58] Levinskii Y.V., Arabei B.G., Prokof'ev S.A., Kinetics of boriding and its effect on the mechanical properties of nickel. *Poroshkovaya Metallurgiya*, 12, 1969, s. 46-50.
- [59] Ueda N., Mizukoshi T., Demizu K., Sone T., Ikenaga A., Kawamoto M., Boriding of nickel by the powder-pack method. *Surface & Coatings Technology*, 126, 2000, 25-30.
- [60] Antymidis K.G., Zinoviadis P., Roussos D., Tsiapas D.N., Boriding of nickel in a fluidized bed reactor. *Materials Research Bulletin*, 37, 2002, 515-522.
- [61] Gunes I., Kayali Y., Investigation of mechanical properties of borided Nickel 201 alloy. *Materials and Design*, 53, 2014, s. 577-280.
- [62] Gunes I., Keddám M., Chegroune R., Ozcatal M., Growth kinetics of boride layers formed on 99.0% purity nickel. *Bulletin of Materials Science*, 38, 2015, s. 1113-1118.
- [63] Mu D., Shen B., Yang C., Zhao X., Microstructure analysis of boronized pure nickel using boronizing powders with SiC as diluent. *Vacuum* 83, 2009, s. 1481-1484.
- [64] Petrova R.S., Suwattananots N., Samardzic V., The Effect of Boronizing on Metallic Alloys for Automotive Applications. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 17, 2008, s. 340-345.
- [65] Kulka M., Makuch N., Popławski M., Two-stage gas boriding of Nisil in N<sub>2</sub>-H<sub>2</sub>-BCl<sub>3</sub> atmosphere. *Surface & Coatings Technology*, 244, 2014, s. 78-86.
- [66] Makuch N., Kulka M., Microstructural characterization and some mechanical properties of gas-borided Inconel 600-alloy. *Applied Surface Science*, 314, 2014, s. 1007-1018.
- [67] Makuch N., Kulka M., Piasecki A., The effects of chemical composition of Nimonic 80A-alloy on the microstructure and properties of gas-borided layer. *Surface & Coatings Technology*, 276, 2015, s. 440-455.
- [68] Makuch N., Kulka M., Fracture toughness of hard ceramic phases produced on Nimonic 80A-alloy by gas boriding. *Ceramics International*, 42, 2016, s. 3275-3289.

- [69] Gunen A., Kanca E., Microstructure and Mechanical Properties of Borided Inconel 625 Superalloy. *Matéria* (Rio de Janeiro), 22, 2017.
- [70] Campos-Silva I., Contla-Pacheco A.D., Ruiz-Rios A., Martínez-Trinidad J., Rodríguez-Castro G., Meneses-Amador A., Wong-Angel W.D., Effects of scratch tests on the adhesive and cohesive properties of borided T Inconel 718 superalloy. *Surface & Coatings Technology*, 349, 2018, s. 917-927.
- [71] Campos-Silva I., Contla-Pacheco A.D., Figueroa-López U., Martínez-Trinidad J., Garduño-Alva A., Ortega-Avilés M., Sliding wear resistance of nickel boride layers on an Inconel 718 superalloy. *Surface & Coatings Technology*. 378, 2019, 124862.
- [72] Best R.J., Russell W.W., Nickel, Copper and Some of their Alloys as Catalysts for Ethylene Hydrogenation. Contribution from the Metcalf Research Laboratory of Brown University, 76, 1953, s. 838-842.
- [73] Copper-Nickel Alloys: Properties, Processing, Application. German Copper Institute [https://www.copper.org/applications/marine/cuni/properties/DKI\\_booklet.html](https://www.copper.org/applications/marine/cuni/properties/DKI_booklet.html)  
Dostęp: 20.09.2021
- [74] Chakrabarti D.J., Laughlin D.E., The B-Cu (Boron-Copper) System. *Bulletin of Alloy Phase Diagrams*, 3, 1982, s. 45-48.
- [75] Nowacki J., Role of copper in iron-iron boride cermets. *Journal of Materials Processing Technology*, 118, 2001, s. 9-13.
- [76] Ucar N., Turku N., Ozdemir A.F., Calik A., Boriding of Binary Ni-Ti and Ternary Ni-Ti-Cu Shape Memory Alloys. *Acta Physica Polonica A*, 130, 2016, s. 492-495.
- [77] Matsuda F., Nakata K., Tohmoto K., Surface hardening of copper-nickel alloys with boronizing. *Transactions of JWRI*, 12, 1983, s. 97-104.
- [78] Krelling A.P., Melo F.S., Almeida E.A.S., da Costa C.E., Milan J.C.G., Microstructure and properties of borided Monel 400 alloy. *Materials Research Express*, 6, 2019, 106410.
- [79] Burakowski T., Wierzchoń T., *Inżynieria powierzchni metali*. Wydawnictwo Naukowo-Techniczne, Warszawa, 1995.
- [80] Kusiński J., *Lasery i ich zastosowanie w inżynierii materiałowej*. Akapit, Kraków, 2000.
- [81] Kulka M., Pertek A., Microstructure and properties of borided 41Cr4 steel after laser surface modification with re-melting. *Applied Surface Science*, 24, 2003, s. 278-288.
- [82] Kulka M., Makuch N., Pertek A., Piasecki A., Microstructure and properties of borocarbided and laser-modified 17CrNi6-6 steel. *Optics & Laser Technology*, 44, 2012, s. 872-881.
- [83] Piasecki A., Kotkowiak M., Kulka M., Self-lubricating surface layers produced using laser alloying of bearing steel. *Wear*, 376-377, 2017, s. 993-1008.

- [84] Prince M., Arjun S.L., Surya Raj G., Gopolakrishnan P., Experimental Investigations on the Effects of Multicomponent Laser Boriding on steels. *Materials Today: Proceedings*, 5, 2018, s. 25276-25284.
- [85] Kulka M., Makuch N., Dziarski P, Piasecki A., A study of nanoindentation for mechanical characterization of chromium and nickel borides' mixtures formed by laser boriding. *Ceramics International*, 40, 2014, s. 6083-6094.
- [86] Piasecki A., Kotkowiak M., Makuch N., Kulka M., Wear behavior of self-lubricating boride layers produced on Inconel 600-alloy by laser alloying. *Wear*, 426-427, 2019, s. 919-933.
- [87] Postnikov V.S., Tagirov M.N., Laser boriding of titanium alloys. *Metal Science and Heat Treatment*, 36, 1994, s. 1-2.
- [88] Tayal M., Mukherjee K., Localized boriding of low-carbon steel using a Nd:YAG laser. *Journal of Materials Science*, 29, 1994, s. 5699-5702.
- [89] Kukliński M., Bartkowska A., Przystacki D., Microstructure and selected properties of Monel 400 alloy after laser heat treatment and laser boriding using diode laser. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 98, 2018, s. 3005-3017.
- [90] Pons M., Caillet et A. M., Galerie A., Laser beam surface boronizing of iron. *Matériaux & Techniques*, 73, 1985, s. 699-708.
- [91] Dan-Ming L., Laser boriding of 38CrMoAl steel. *Heat Treatment of Metals*, 9, 1987, s. 16-20.
- [92] Podchernyaeva I.A., Formation and properties of a surface layer during comprehensive laser boriding of carbon steels. *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*, 14, 1997, s. 1-2.
- [93] Gopalakrishnan P., Shankar P., Subba Rao R.V., Sundar M., Ramakrishnan S.S., Laser surface modification of low carbon borided steels. *Scripta materialia*, 44, 2001, s. 707-712.
- [94] Pertek A., Kulka M., Characterization of single tracks after laser surface modification of borided 41Cr4 steel. *Applied Surface Science*, 205, 2003, s. 137-142.
- [95] Kulka M., Pertek A., Microstructure and properties of borocarbureted 15CrNi6 steel after laser surface modification. *Applied Surface Science*, 236, 2004, s. 98-105.
- [96] Bartkowska A., Pertek A., Jankowiak M., Józwiak M., Laser surface modification of borochromizing C45 steel. *Archives of metallurgy and materials*, 57, 2012, s. 211-214.
- [97] Piasecki A., Kulka M., Kotkowiak M., Wear resistance improvement of 100CrMnSi6-4 bearing steel by laser boriding using CaF<sub>2</sub> self-lubricating addition. *Tribology International*, 97, 2017, s. 173-191.
- [98] Dudek K., Szczypiński-Sala W., Lubas J., Influence of laser boriding on the friction and wear of sliding couples with bearing alloys. *Surface Review and Letters*, 27, 2020, 1950084.

- [99] Kulka M., Mikołajczak D., Makuch N., Dziarski P., Miklaszewski A., Wear resistance improvement of austenitic 316L steel by laser alloying with boron. *Surface & Coatings Technology*, 291, 2016, s. 292-313.
- [100] Sashank S., Dinesh Babu P., Marimuthu P., Experimental studies of laser borided low alloy steel and optimization of T parameters using response surface methodology. *Surface & Coatings Technology*, 363, 2019, s. 255-264.
- [101] Tian Y.S., Growth mechanism of the tubular TiB crystals in situ formed in the coatings laser-borided on Ti-6Al-4V alloy. *Materials Letters*, 64, 2010, s. 2483-2486.
- [102] Kulka M., Makuch N., Dziarski P., Piasecki A., Miklaszewski A., Microstructure and properties of laser-borided composite layers formed on commercially pure titanium. *Optics and Laser Technology*, 56, 2014, s. 409-424.
- [103] Caillet M., Galerie A., Pons M., Influence of laser surface boronizing on the high-temperature oxidation of nickel. *Materials Letters*, 4, 1986, s. 102-106.
- [104] Kulka M., Dziarski P., Makuch N., Piasecki A., Miklaszewski A., Microstructure and properties of laser-borided Inconel 600-alloy. *Applied Surface Science*, 284, 2013, s. 757-771.
- [105] Makuch N., Piasecki A., Dziarski P., Kulka M., Influence of laser alloying with boron and niobium on microstructure and properties of Nimonic 80A-alloy. *Optics & Laser Technology*, 75, 2015, s. 229-239.
- [106] Makuch N., Dziarski P., Kulka M., The effect of laser treatment parameters on temperature distribution and thickness of laser-alloyed layers produced on Nimonic 80A-alloy. *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, 83, 2017, s. 67-78.
- [107] Kieruj P., Makuch N., Kukliński M., Characterization of laser-borided Nimonic 80A-alloy. *MATEC Web of Conferences*, 188, 2018, 02003.
- [108] Nakata K., Tomoto K., Matsuda F., Laser Boronizing of Copper Alloy. *Transactions of JWRI*, 25, 1996, s. 37-41.
- [109] Zhang C., Wu C., Zhang S., Jia Y., Guan M., Tan J., Lin B., Laser cladding of NiCrSiB on Monel 400 to enhance cavitation erosion and corrosion resistance. *Rare Metals*, 12, 2016.
- [110] Bartkowska A., Bartkowski D., Swadźba R., Przestacki D., Microstructure, chemical composition, wear, and corrosion resistance of FeB-Fe<sub>2</sub>B-Fe<sub>3</sub>B surface layers produced on Vanadis-6 steel using CO<sub>2</sub> laser. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 95, 2018, s. 1763-1776.
- [111] Kar S., Bandyopadhyay P.P., Paul S., Precision superabrasive grinding of plasma sprayed ceramic coatings. *Ceramics International*, 42, 2016, s. 19302-19319.

- [112] Kar S., Bandyopadhyay P.P., Paul S., High speed and precision grinding of plasma sprayed oxide ceramic coatings. *Ceramics International*, 43, 2017, s. 15315-15331.
- [113] Shang Z., Xu C., Xie G., Yi J., Huang H., High speed grinding characteristics and machinability of WC-10Co-4Cr coatings deposited via high velocity oxygen fuel spraying. *Journal of Mechanical Science and Technology*, 32, 2018, s. 3283-3290.
- [114] Sova A., Courbon C., Valiorgue F., Rech J., Bertrand P., Effect of Turning and Ball Burnishing on the Microstructure and Residual Stress Distribution in Stainless Steel Cold Spray Deposits. *Journal of Thermal Spray Technology*, 26, 2017, s. 1922-1934.
- [115] Courbon C., Sova A., Valiorgue F., Pascal H., Sijobert J., Kermouche G., Bertrand P., Rech J., Near surface transformations of stainless steel cold spray and laser cladding T deposits after turning and ball-burnishing. *Surface & Coatings Technology*, 371, 2019, s. 235-244.
- [116] Wojciechowski S., Twardowski P., Chwalczuk T., Surface roughness analysis after machining of direct laser deposited tungsten carbide. *Journal of Physics: Conference Series*, 483, 2014, 012018.
- [117] Wojciechowski S., Nowakowski Z., Majchrowski R., Królczyk G., Surface texture formation in precision machining of direct laser deposited tungsten carbide. *Advanced Manufacturing*, 5, 2018, s. 251-260.
- [118] Calleja A., Urbikain G., González H., Cerrillo I., Polvorosa R., Lamikiz A., Inconel 718 superalloy machinability evaluation after laser cladding additive manufacturing process. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 97, 2018, s. 2873-2885.
- [119] Dang J., Cai X., Yu D., An Q., Ming W., Chen M., Effect of material microstructure on tool wear behavior during machining additively manufactured Ti6Al4V. *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, 20, 2020.
- [120] Przystacki D., Chwalczuk T., Wojciechowski S., The study on minimum uncut chip thickness and cutting forces during laser-assisted turning of WC/NiCr clad layers. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 91, 2017, s. 3887-3898.
- [121] Kieruj P., Kukliński M., Tool life of diamond inserts after laser assisted turning of cemented carbides. *MATEC Web of Conferences* 121, 2017, 03011.
- [122] Song H., Dan J., Chen X., Xiao J., Xu J., Experimental investigation of machinability in laser-assisted machining of fused silica. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 97, 2018, s. 267-278.
- [123] Chang C., Kuo C., Evaluation of surface roughness in laser-assisted machining of aluminum oxide ceramics with Taguchi method. *International Journal of Machine Tools & Manufacture*, 47, 2007, s. 141-147.



- [124] Przestacki D., Conventional and laser assisted machining of composite A359/20SiCp. *Procedia CIRP*, 14, 2014, s. 229-233.
- [125] Przestacki D., Jankowiak M., Surface roughness analysis after laser assisted machining of hard to cut materials. *Journal of Physics: Conference Series*, 483, 2014, 012019.
- [126] Sun S., Harris J., Brandt M., Parametric Investigation of Laser-Assisted Machining of Commercially Pure Titanium. *Advanced Engineering Materials*, 10, 2008, s. 565-572.
- [127] Venkatesan K., The study on force, surface integrity, tool life and chip on laser assisted machining of inconel 718 using Nd:YAG laser source. *Journal of Advanced Research*, 8, 2017, s. 407-423.
- [128] Wojciechowski S., Przestacki D., Chwalczuk T., The Evaluation of Surface Integrity During Machining of Inconel 718 with Various Laser Assistance Strategies. *MATEC Web of Conferences*, 136, 2017, 01006.
- [129] Ding H., Shin Y.C., Improvement of machinability of Waspaloy via laser-assisted machining. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 64, 2013, s. 475-486.
- [130] Tadavani S., Razavi R., Vafaei R., Pulsed laser-assisted machining of Inconel 718 superalloy. *Optics & Laser Technology*, 87, 2017, s. 72-78.
- [131] Grzesik W., *Podstawy skrawania materiałów konstrukcyjnych*. WNT, Warszawa, 2010.
- [132] Thella B., Reliability analysis of the cutting tool in plasma- assisted turning and prediction of machining characteristics. *Australian Journal of Mechanical Engineering*, 2020, s. 1-16.
- [133] Nurul Amin A., Arif M., Rasdi N., Mahmud K., Ibrahim A., Zawani M., Malik A., Identification of optimum heating temperature in thermal assisted turning of stainless steel using three different approaches. *Applied Mechanics and Materials*, 393, 2013, s. 194-199.
- [134] Ben Salem W., Cohen-Bastie P., Ahdad F., de Contencin F., Moisan A., Longuemard J., Laser interaction with materials when using laser-assisted machining. *Welding International*, 13, 1999, s. 725-730.
- [135] Xavierarockiaraj S., Kuppan P., Investigation of cutting forces, surface roughness and tool wear during Laser assisted machining of SKD11 Tool steel. *Procedia Engineering*, 97, 2014, s. 1657-1666.
- [136] Zhai C., Xu J., Li Y., Hou Y., Yuan S., Liu Q., Wang X., The study on surface integrity on laser-assisted turning of SiCp/2024Al. *International Journal of Optomechatronics*, 14, 2020, s. 29-43.
- [137] Komanduri R., Flom D.G., Lee M., Highlights of the DARPA Advanced Machining Research Program, *Journal of Engineering for Industry*, 107, 1985, s. 325-335.

- [138] Wiedmaier M., Meiners E., Masek I., Dausinger F., Material processing with YAG-lasers integrated in a turning center. Proceedings of the Laser Materials Processing Symposium, 75, 1993, s. 689-698.
- [139] Barnes S., Pashby I.R., Mok D.K., The Effect of Workpiece Temperature on the Machinability of an Aluminium/SiC MMC. Journal of Manufacturing, Science and Engineering, 118, 1996, s. 422-427.
- [140] Burakowski T., Giziński J., Sala A., Promienniki podczerwieni. WNT, Warszawa, 1970.
- [141] Thanh-Huan N., Duc-Toan N., Experimental Researches of Turning Hardened 9CrSi Alloy Tool Steel with Laser-Assisted Machining. Arabian Journal for Science and Engineering, 2021.
- [142] Khatir F.A., Sadeghi M.H., Akar S., Investigation of surface roughness in laser-assisted hard turning of AISI 4340. Materials Today: Proceedings, 38, 2021, s. 3085-3090.
- [143] Khatir F.A., Sadeghi M.H., Akar S., Investigation of surface integrity in the laser-assisted turning of AISI 4340 hardened steel. Journal of Manufacturing Processes, 61, 2021, s. 173-189.
- [144] Habrat W., Krupa K., Markopoulos A.P., Karkalos N.E., Thermo-mechanical aspects of cutting forces and tool wear in the laser-assisted turning of Ti-6Al-4V titanium alloy using AlTiN coated cutting tools. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 115, 2021, s. 759-775.
- [145] Wei C., Guo W., Pratomo E.S., Li Q., Wang D., Whitehead D., Li L., High speed, high power density laser-assisted machining of Al-SiC metal T matrix composite with significant increase in productivity and surface quality. Journal of Materials Processing Tech., 285, 2020, 116784.
- [146] You K., Fang F., Yan G., Surface generation of tungsten carbide in laser-assisted diamond turning. International Journal of Machine Tools and Manufacture, 168, 2021, 103770.
- [147] Attia H., Tavakoli S., Vargas R., Thomson V., Laser-assisted high-speed finish turning of superalloy Inconel 718 under dry conditions. CIRP Annals – Manufacturing Technology, 59, 2010, s. 83-88.
- [148] Przystacki D., Skrawalność kompozytu metalowo-ceramicznego w procesie toczenia z nagrzewaniem laserowym, rozprawa doktorska, prom. Mieczysław Kawalec. Politechnika Poznańska, Wydział Budowy Maszyn i Zarządzania, Poznań, 2012. Dostęp: System Informacji Naukowej Politechniki Poznańskiej, sygn. DrOIN 1420.
- [149] Panjehpour A., Yazdi M.R.S., Shoja-Razavi R., An experimental investigation of pulsed laser-assisted machining of AISI 52100 steel. Optics & Laser Technology, 2014, 63, s. 137-143.

- [150] Naresh C., Subhash Chandra Bose P., Rao Suryaprakash C., Selvaraj N., Prediction of cutting force of AISI 304 stainless steel during laser-assisted turning process using ANFIS. *Materials Today: Proceedings*, 2021, 38, s. 2366-2371.
- [151] Rahman Rashid R.A., Sun S., Palanisamy S., Wang G., Dargush M.S., A study on laser assisted machining of Ti10V2Fe3Al alloy with varying laser power. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2014, 74, s. 219-224.
- [152] Wei C., Guo W., Gao B., Wang Y., Sun Z., Li L., Understanding the behaviour of workpieces' bulk temperature during laser-assisted turning of Ti6Al4V alloy and heating of Al-SiC metal-matrix composite rods. *Optics & Laser Technology*, 2021, 139, 106951.
- [153] Bejjani R., Shi B., Attia H., Balazinski M., Laser assisted turning of Titanium Metal Matrix Composite. *CIRP Annals – Manufacturing Technology*, 2011, 60, s. 61-64.
- [154] Kong X., Yang L., Zhang H., Chi G., Wang Y., Optimization of surface roughness in laser-assisted machining of metal matrix composites using Taguchi method. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2017, 89, s. 529-542.
- [155] Przestacki D., Bartkowska A., Kukliński M., Kieruj P., Szymański M., Effect of Gas Laser Beam applied during Machining of Metal Matrix Composites Reinforced by SiC Particle. *Materials Research Proceedings*, 2020, 17, s. 114-119.
- [156] Shahinian H., Navare J., Zaytsev D., Ravindra D., Microlaser assisted diamond turning of precision silicon optics. *Optical Engineering*, 2019, 58, 092607.
- [157] He W., Liu C., Xu G., Zhang J., Xiao J., Chen X., Xu J., Effect of temperature on ductile-to-brittle transition in diamond cutting of silicon. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2021, 116, s. 3447-3462.
- [158] Certyfikat 3.1 nr 1376143 wg. EN 10204:2004 z dnia 19.12.2014 firmy Special Metals.
- [159] Kukliński M., Bartkowska A., Przestacki D., Kinal G., Influence of microstructure and chemical composition on microhardness and wear properties of laser borided monel 400. *Materials*, 2020, 13, s. 1-15.
- [160] Przestacki D., Kukliński M., Bartkowska A., Influence of laser heat treatment on microstructure and properties of surface layer of Waspaloy aimed for laser-assisted machining. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2017, 93, s. 3111-3123.
- [161] Kukliński M., Bartkowska A., Przestacki D., Laser alloying monel 400 with amorphous boron to obtain hard coatings. *Materials*, 2019, 12, s. 1-14.