

Laserowo-mechaniczna modyfikacja warstwy wierzchniej stali^{*)}

JOANNA RADZIEJEWSKA
WOJCIECH KALITA
BOGDAN NOWICKI

Najbardziej efektywne metody modyfikacji warstwy wierzchniej metali wiązką laserową to hartowanie z przetapianiem i stopowanie. Zaletami tych procesów są: możliwość lokalnej obróbki, wysoka prędkość procesów, szerokie możliwości doboru składu chemicznego, właściwości użytkowych oraz kształtowania struktury warstwy [1 – 3]. Podczas tych obróbek występują jednak duże zmiany struktury geometrycznej powierzchni, tworzenie falistości i chropowatości powierzchni o stosunkowo dużych wysokościach nierówności (od kilkudziesięciu do kilkuset mikrometrów) [4 – 8], co wiąże się z koniecznością stosowania dodatkowej obróbki mechanicznej w celu poprawy gładkości powierzchni. Ponadto, po przetopieniu laserowym występują w warstwie wierzchniej na ogół duże naprężenia rozciągające, prowadzące w skrajnych przypadkach do powstawania mikropęknięć [9, 10]. Najczęściej stosowanym zabiegiem po obróbce laserowej, zapewniającym wymaganą, niską chropowatość powierzchni lub dokładność wymiarów elementu maszynowego jest szlifowanie, które w wielu wypadkach oddziałuje niekorzystnie na stan warstwy wierzchniej. Zabieg ten powoduje zmianę jej własności mechanicznych, a także usunięcie części zmodyfikowanej laserowo warstwy wierzchniej. W praktyce, obróbkę mechaniczną prowadzi się po zakończeniu procesu naświetlania materiału wiązką lasera.

Próby redukcji naprężeń oraz zmniejszenia chropowatości przez powierzchniową obróbkę plastyczną zostały przedstawione w pracy [11]. Warstwę azotku tytanu, wytworzoną przez stopowanie laserem impulsowym poddano rolowaniu, w wyniku czego uzyskano redukcję naprężeń rozciągających oraz zmniejszenie wysokości chropowatości – tym większe, im wyższe nierówności występowały po procesie stopowania. W cienkich warstwach TiN – do 5 μm nie stwierdzono występowania mikropęknięć po procesie obróbki plastycznej, co autorzy tłumaczą występowaniem stosunkowo grubej, plastycznej warstwy 150 μm pod warstwą azotku tytanu. Innym rozwiązaniem jest zastosowanie klasycznego procesu kulowania (shot peening) po przetapianiu laserowym przez autorów prac [12, 13]. W wyniku hartowania przetopieniowego stali wiązką laserową i zabiegu kulowania uzyskano zmianę naprężeń rozciągających w warstwie wierzchniej z + 1200 MPa do

– 900 MPa w strefie o grubości około 70 μm . Zastosowana obróbka spowodowała dwukrotny wzrost odporności na zużycie przez tarcie. Brak jest danych dotyczących zmian struktury geometrycznej powierzchni po tym procesie, jednakże informacja o zastosowaniu szlifowania na papierach ściernych przed próbami zużyciowymi wskazuje, że chropowatość powierzchni była stosunkowo wysoka.

Ewentualna przebudowa struktury geometrycznej powierzchni wymaga znacznych sił i odpowiedniej energii. Analizując możliwość konstytuowania warstwy wierzchniej o wysokiej gładkości, można zauważyć, że proces mechanicznego kształtowania struktury jest bardziej efektywny w wysokich temperaturach, gdy materiał jest plastyczny. Do tej pory brak jest publikacji o kształtowaniu struktury geometrycznej powierzchni po obróbce laserowej za pomocą odkształceń plastycznych na gorąco, jakkolwiek proces nagrzewania laserowego z powodzeniem stosowany jest do wspomagania obróbki mechanicznej materiałów trudno obrabialnych. Taką hybrydową metodę zastosowano do cięcia [14], toczenia twardej ceramiki [15], a obecnie prowadzone są prace badawcze wykorzystujące lokalne nagrzewanie wiązką lasera (laser-assisted hot machining processes) także dla toczenia, frezowania i szlifowania takich materiałów, jak stopy tytanu, żeliwo oraz stale specjalne [16].

Jak wykazano w pracy [4] po procesie stopowania laserowego lub po hartowaniu laserowym z przetopieniem warstwy wierzchniej tworzy się charakterystyczna, silnie anizotropowa struktura geometryczna, przy czym wysokości tworzących się nierówności są stosunkowo duże. Z tego względu podjęto badania nad zastosowaniem metod hybrydowych łączących proces przetapiania laserowego z procesem powierzchniowej obróbki plastycznej. Uzyskiwana w procesie laserowego przetapiania, zwłaszcza przy hartowaniu i stopowaniu, warstwa wierzchnia ma wysoką twardość, niską plastyczność i duże nierówności powierzchni. Wydaje się więc korzystne prowadzenie procesu wygładzania powierzchni przez plastyczne odkształcenia warstwy wierzchniej w wysokiej temperaturze (bezpośrednio po jego krzepnięciu), a dla zmniejszenia naprężeń rozciągających w warstwie wierzchniej poprzez obróbkę plastyczną w zakresie niskich temperatur.

W niniejszej pracy przedstawiono wyniki własnych badań dotyczących hybrydowej metody laserowego hartowania z przetopieniem powierzchni i dwustopniowego stopowania laserowego w połączeniu z obróbką nagniatania ślizgowego (slide burnishing). Badania te zostały wykonane we współpracy IPPT PAN (Pracownia Warstwy Wierzchniej i Pracownia Technologicznych Zastosowań Laserów) z Politechniką Warszawską (Zakład Obróbek Wykańczających i Erozyjnych, Wydział Inżynierii Produkcji).

Dr inż. Joanna Radziejewska jest pracownikiem Zakładu Mechaniki Materiałów i Biomechaniki IPPT PAN, dr inż. Wojciech Kalita jest pracownikiem Zakładu Wytrzymałości Materiałów IPPT PAN, a prof. dr hab. inż. Bogdan Nowicki jest pracownikiem Wydziału Inżynierii Produkcji Politechniki Warszawskiej.

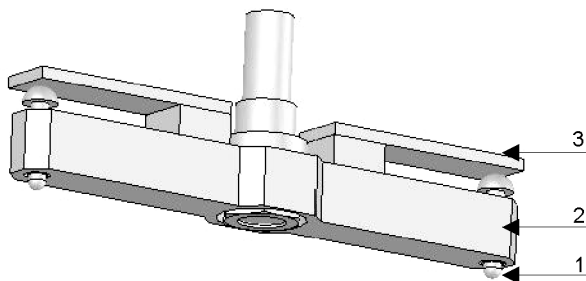
^{*)} Praca naukowa została sfinansowana ze środków Komitetu Badań Naukowych w latach 2003 – 2005 jako projekt badawczy nr 5 T07D 022 23



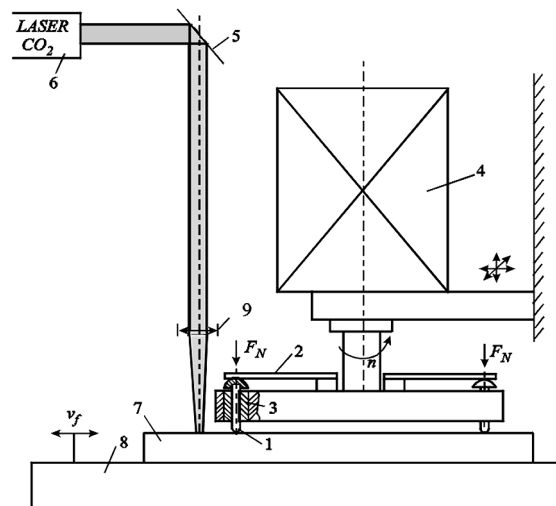
Metodyka doświadczalna

Hybrydową metodę obróbki laserowo-mechanicznej warstwy wierzchniej zastosowano w dwóch procesach: laserowego hartowania stali 45 z przetopieniem warstwy wierzchniej oraz dwustopniowego laserowego stopowania stali 45 stellem kobaltowym. Przy hartowaniu laserowym powierzchnię metalu pokrywano cienką warstwą absorbera (grafit koloidalny). Warstwy stellite o grubościach do 300 μm nałożono metodą plazmową przed obróbką laserową. W pierwszym etapie badań określono optymalne parametry procesów laserowej obróbki, wykorzystując doświadczenia zebrane podczas wykonywania poprzednich prac [4, 6, 17 – 19]. W obu procesach kryteriami optymalizacji były: głębokość przetopienia, chropowatość powierzchni, wynikowa twardość bądź odporność na zużycie ściernie. Badania wykonano wykorzystując laser CO_2 o mocy maksymalnej 2,5 kW, generujący wiązkę osiowo-symetryczną o modzie bliskim TEM_{10} , która była ogniskowana soczewką ZnSe o ogniskowej 5". Dobierano układ parametrów obróbki: moc lasera, prędkość skanowania, średnicę zogniskowanej wiązki na powierzchni metalu, rodzaj gazu osłonowego i prędkość jego nadmuchu, zapewniając dostateczną gęstość mocy dla realizacji przetopienia i uzyskania optymalnych efektów.

Powierzchniową obróbkę mechaniczną, prowadzoną jednocześnie z laserowym przetapianiem, wykonywano, wykorzystując specjalnie skonstruowaną głowicę do nagniatania ślizgowego (rys. 1). Jej konstrukcja ma na celu uzyskanie korzystnej struktury geometrycznej powierzchni przez redukcję chropowatości i falistości (eliminując proces szlifowania po procesie obróbki laserowej związanej z przetopieniem) oraz zmniejszenie naprężeń rozciągających w warstwie wierzchniej, występujących po przetopieniu. W związku z tym elementy nagniatające, wykonane z węgla spiekane, rozmieszczono na różnych promieniach, tak by pierwszy (na większym promieniu) oddziaływał na warstwę pozostającą w wysokiej temperaturze i ją wygładzał, a drugi – działając na warstwę o niższej temperaturze – generował w niej naprężenia ściskające. Nacisk elementów nagniatających na powierzchnię próbek jest realizowany za pomocą płaskich sprężyn przez dobór ich ugięcia (po uprzednim wzorcowaniu układu). Głowica jest napędzana wiertarką o dużym momencie obrotowym, regulowanej prędkości obrotowej i łożyskowaniu umożliwiającym przenoszenie znacznych sił osiowych. Głowica wraz z układem napędowym mocowana jest do konstrukcji nośnej, a układ przesuwu wzdłuż osi x , y , z umożliwia odpowiednie jej ustawienie względem wiązki laserowej (rys. 2).



Rys. 1. Widok głowicy do nagniatania ślizgowego



Rys. 2. Schemat stanowiska do obróbki laserowo-mechanicznej: 1 – element nagniatający, 2 – sprężyna, 3 – łożysko obrotowe, 4 – napęd, 5 – zwierciadło, 6 – laser CO_2 , 7 – próbka, 8 – stół roboczy, 9 – soczewka

W takim układzie stanowiska możliwe jest zbadanie wpływu parametrów obróbki mechanicznej na efekty obróbki hybrydowej: odległości między osiami wiązki laserowej i elementu nagniatającego, siły nacisku elementów nagniatających oraz prędkości obrotowej głowicy nagniatającej.

Po pierwszym etapie badań, w którym określono optymalne warunki hybrydowej obróbki z procesem laserowego hartowania i stopowania dla pojedynczej ścieżki, wykonano obróbkę większych powierzchni przez skanowanie wielościeżkowe z różnym stopniem przykrycia ścieżek (30 – 50%). Przy wielokrotnym nakładaniu ścieżek konieczne okazały się zmiany wartości parametrów obróbki hybrydowej w stosunku do pojedynczego skanowania [20, 21].

Pomiary struktury geometrycznej powierzchni wykonywano na profilometrze skaningowym (Talysurf-5M). Przy użyciu dostępnego oprogramowania uzyskiwano stereometryczne (3D) obrazy badanych powierzchni, mapy warstwowe oraz wyznaczano parametry stereometryczne chropowatości powierzchni: S_a (średnie arytmetyczne odchylenie nierówności od płaszczyzny średniej), S_p (wysokość największego wzniesienia powyżej płaszczyzny średniej) i S_y (maksymalna wysokość chropowatości powierzchni). Dla wybranych próbek wykonywano analizę dwuwymiarową chropowatości powierzchni wzdłuż ścieżki skanowania (w pobliżu jej osi) i podano znormalizowane parametry chropowatości i falistości profilu: R_a (średnie arytmetyczne odchylenie profilu od linii średniej), R_z (średnia wysokość pięciu najwyższych nierówności liczonych od najniższego do najwyższego punktu profilu), W_a (średnie arytmetyczne odchylenie profilu falistości od linii średniej) i W_t (maksymalna wysokość profilu falistości – odległość pomiędzy najwyższym i najniższym punktem profilu falistości).

W celu oceny zmian strukturalnych, wywołanych promieniowaniem laserowym, wykonano zgłady metalograficzne na przekrojach prostopadłych do kierunku skanowania wiązką laserową. Próbki trawiono nitaliem. Mikrostruktury obserwowano na mikroskopie optycznym Neophot 2 przy powiększeniach od 50 do 1000x oraz dla wybranych próbek na mikroskopie

skaningowym. Na podstawie obserwacji mikroskopowych określono kształt strefy przetopionej, jej maksymalną głębokość i szerokość, rozmiary strefy wpływu ciepła oraz wielkość ziaren. Na zglądach przeprowadzono pomiary mikrotwardości przy obciążeniu 20 G. Badania porównawcze rozkładów naprężeń w warstwie wierzchniej po obróbce laserowej i po obróbce hybrydowej metodą rentgenowską są kontynuowane.

Wyniki badań

• Obróbka laserowego hartowania z nagniataniem ślizgowym

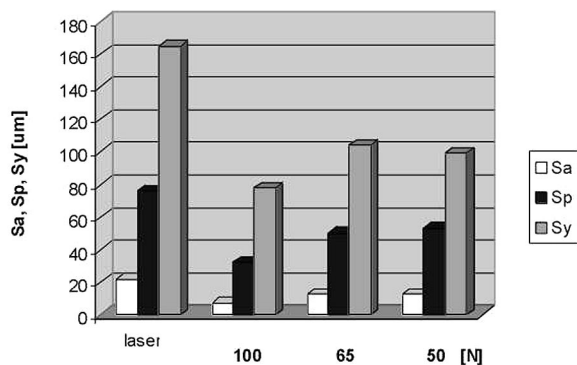
W wyniku wstępnych prób i wyników uprzednich badań ustalono warunki prowadzenia procesu hartowania laserowego: moc lasera – 2 kW, prędkość skanowania – od 0,3 do 0,6 m/min, średnica wiązki na powierzchni materiału – od 2 do 3 mm, jako gaz osłonowy stosowano azot lub argon z wydatkiem 10 l/min z dyszy o średnicy otworu 4 mm. Dla obróbki laserowo-mechanicznej odległość między osiami wiązki i elementów nagniatających zmieniano od 4 do 10 mm (w zależności od prędkości skanowania), siłę nacisku – od 50 do 300 N, a prędkość obrotową głowicy ustalono na 550 obr/min. Z powodu drgań układu występujących przy większych siłach nagniatania zakres sił nacisku ograniczono do 100 N. Wyniki badań chropowatości i struktury materiału są wartością średnią, uzyskaną dla trzech niezależnie wykonanych ścieżek laserowych przy identycznych parametrach obróbki laserowo-mechanicznej. W przypadku pomiarów profilometrycznych dla każdej ścieżki analizowano pięć profili chropowatości i faliściowości powierzchni. W tab. I przedstawiono wyniki pomiarów parametrów chropowatości (3D i 2D) dla

TABELA I. Wartości parametrów chropowatości po hartowaniu laserowym i obróbce hybrydowej z różnymi siłami nagniatania przy mocy lasera – 2 kW, prędkości skanowania – 0,3 m/min, średnicy wiązki – 2,5 mm, odległości osi wiązki od elementu nagniatającego równej 8 mm i prędkości obrotowej głowicy nagniatającej – 550 obr/min

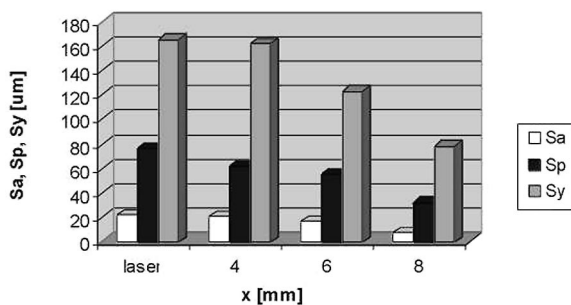
F_r N	Stereometryczne parametry chropowatości			Dwuwymiarowe parametry chropowatości i faliściowości			
	Sa , μm	Sp , μm	Sy , μm	Ra , μm	Rz , μm	Wa , μm	Wt , μm
100	7,5	32	78	2,9	26	3	11
65	12,6	50	104	8,2	49	6	23
50	13	53	99	8	56	10	44
0	22	76	165	17	102	18	64

różnych sił nacisku dla pojedynczych ścieżek. Zgodnie z przewidywaniami najniższe wysokości chropowatości uzyskano przy największych siłach nacisku. Wyniki dla prędkości skanowania równej 0,3 m/min przedstawiono graficznie na rys. 3. Zastosowanie obróbki hybrydowej pozwoliło na dwukrotne zmniejszenie wielkości chropowatości w stosunku do wyników otrzymanych przy laserowym hartowaniu.

Na rys. 4 przedstawiono wartości stereometrycznych parametrów chropowatości uzyskane dla różnych wartości odległości osi wiązki laserowej i elementu nagniatającego (x). Dla siły nacisku równej 100 N najmniejsze chropowatości otrzymano przy odległości 8 mm. Przy mniejszych odległościach zbyt



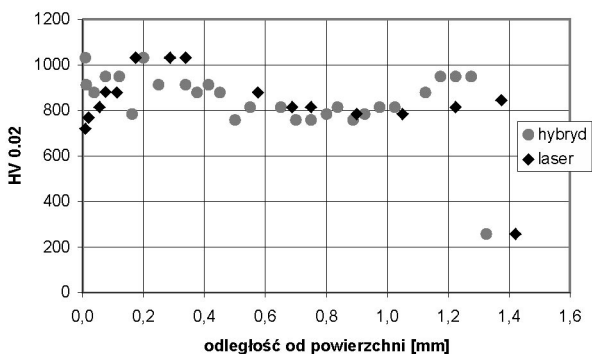
Rys. 3. Wartości stereometrycznych parametrów chropowatości po hartowaniu (laser) oraz po obróbce hybrydowej w zależności od siły nacisku (parametry obróbki jak w opisie tab. I)



Rys. 4. Wartości stereometrycznych parametrów chropowatości po hartowaniu (laser) oraz po obróbce hybrydowej w zależności od odległości między osią wiązki a elementem nagniatającym (siła nacisku = 100 N, pozostałe parametry jak w opisie tab. I).

plastyczny materiał warstwy wierzchniej był przepychany elementem nagniatającym tworząc jednostronne nieregularne zgrubienie. Przy odległościach większych (10 i więcej mm) zanotowano występowanie pęknięć i łuszczenie się warstwy. Gdy zastosowano mniejsze siły nacisku (50 i 65 N) najmniejsze chropowatości występowały przy odległości 6 mm od osi wiązki, jednak były wyższe od otrzymanych przy 100 N (i odległości 8 mm).

Pomiary mikrotwardości po obróbce laserowej i obróbce hybrydowej wykonywano na zglądach w przekrojach prostopadłych do kierunku skanowania. Dla ścieżek pojedynczych w obu przypadkach osiągnięto znaczny wzrost mikrotwardości: od ok. 280 dla materiału przed obróbką do 800-900 HV_{0.02}



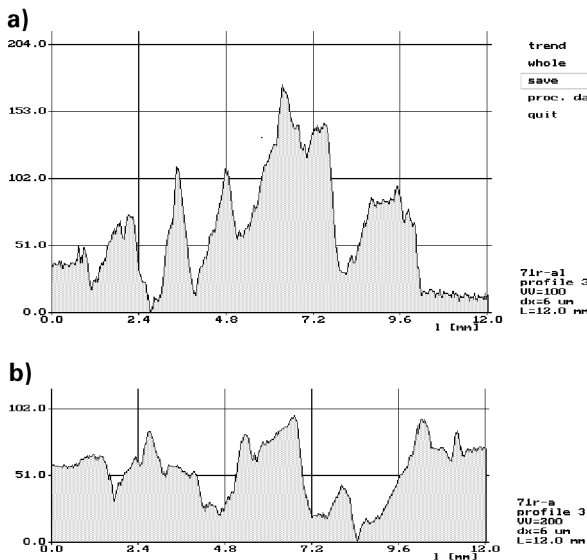
Rys. 5. Mikrotwardość warstwy wierzchniej w pobliżu osi pojedynczej ścieżki skanowania po hartowaniu laserowym (moc lasera 2 kW, prędkość skanowania 0,3 m/min, średnica wiązki 2,5 mm) i po obróbce hybrydowej (siła nacisku 100 N, $x = 8$ mm, prędkość obrotowa głowicy 550 obr/min)

po hartowaniu, przy równomiernej twardości na znacznej głębokości – do ok. 1,3 mm. Najkorzystniejsze wyniki uzyskano w otoczeniu osi wiązki (rys. 5). Można zauważyć, że do głębokości ok. 150 μm poniżej powierzchni mikrotwardość materiału po obróbce hybrydowej wynosi 900 HV_{0,02} i jest wyższa od osiągniętej przy hartowaniu laserowym (ok. 800 HV_{0,02}).

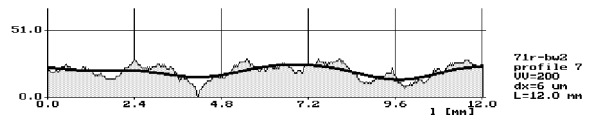
Przy hartowaniu większych powierzchni przez wykonywanie wiązką lasera wielu równoległych do siebie ścieżek z różnym stopniem przykrycia zastosowano wyższe prędkości niż dla ścieżki pojedynczej, osiągając ten sam efekt zahartowania i przetopienia. Jest to skutek wzrostu temperatury próbki i podwyższenia współczynnika absorpcji, zwłaszcza przy dużej wartości przykrycia (50%). Podczas obróbki hybrydowej okazało się również, że w przypadku wielokrotnego nakładania ścieżek niższą chropowatość otrzymuje się przy sile nacisku zmniejszonej ze 100 do 50 N, co jest efektem wielokrotnego oddziaływania elementu nagniatającego oraz nagrzewania się materiału sąsiadującego z aktualnie hartowaną i nagniataną ścieżką laserową. Wartości stereometrycznych parametrów chropowatości dla najkorzystniejszych warunków procesu podano w tab. II. Profile powierzchniowej chropowatości w płaszczyźnie prostopadłej do kierunku skanowania po obróbce laserowego hartowania i po obróbce hybrydowej przedstawiono na rys. 6.

TABELA II. Wartości stereometrycznych parametrów chropowatości po hartowaniu laserowym i po obróbce hybrydowej większych powierzchni

V , m/min	F , N	S_a , μm	S_p , μm	S_y , μm
0,6	50	17	56	136
	0	27	134	266
0,45	65	22	92	186
	0	36	114	262



Rys. 6. Profile chropowatości po wielościeżkowym hartowaniu stali wykonane w płaszczyźnie prostopadłej do kierunku skanowania: a) obróbka laserowa (moc lasera 2 kW, prędkość skanowania 0,6 m/min, średnica wiązki 2,5 mm, przykrycie 50%); b) obróbka hybrydowa (siła nacisku 50 N, odległość między osią wiązki a elementem nacisku 8 mm, prędkość obrotowa głowicy 550 obr/min)



Rys. 7. Profil chropowatości i falistości (linia ciągła) powierzchni wzdłuż osi ścieżki laserowej po wielokrotnym hartowaniu z nagniataniem ślizgowym (siła nacisku 65 N, prędkość skanowania 0,45 m/min, pozostałe parametry procesu według opisu rys. 6)

Analiza chropowatości powierzchni przeprowadzona wzdłuż osi ścieżki laserowej wykazała, że zastosowanie obróbki hybrydowej pozwoliło na znaczną redukcję zarówno chropowatości, jak i falistości powierzchni (rys. 7).

• Obróbka laserowego stopowania z nagniataniem ślizgowym

Laserowe stopowanie i obróbkę hybrydową (laserowe stopowanie z jednoczesnym nagniataniem ślizgowym) wykonano dla próbek ze stali 45, na które uprzednio nałożono plazmowo warstwę stellitu kobaltowego o grubości ok. 300 μm . Wartości parametrów obróbki laserowej ustalono na: moc lasera – 2 kW, prędkość skanowania 0,1 i 0,2 m/min, średnica wiązki – 2 do 3 mm. Podobnie jak w przypadku hartowania najniższe chropowatości dla pojedynczych ścieżek uzyskano przy sile nacisku 100 N, przy każdej z ustalonych odległości między osią wiązki a elementem nagniatającym. Dla tej wartości siły nacisku w tab. III przedstawiono wartości parametrów stereometrycznych (3D) oraz parametrów chropowatości i falistości (2D), otrzymane przy różnych prędkościach

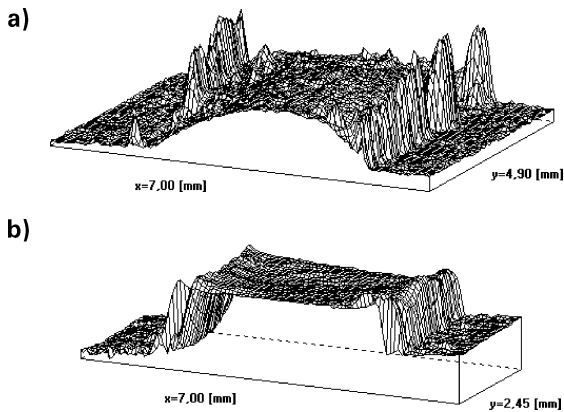
TABELA III. Wartości parametrów chropowatości po obróbce laserowego stopowania (moc lasera – 2 kW, prędkość skanowania 0,1 i 0,2 m/min, średnica wiązki 3 mm) i po obróbce hybrydowej w zależności od odległości między osią wiązki i elementu nagniatającego (siła nacisku 100 N, prędkość obrotowa głowicy 550 obr/min)

V , m/min	x , mm	Stereometryczne parametry			Dwuwymiarowe parametry			
		S_a , μm	S_p , μm	S_y , μm	R_a , μm	R_z , μm	W_a , μm	W_t , μm
0,1	Laser	43	176	398	7	60	23	94
	4	19	78	193	4,9	34	10,3	41
	6	17	75	215	3,5	23	8,4	30
	8	21	80	252	4,1	30	10	32
0,2	Laser	30	130	252	4	34	13	45
	4	27	63	178	4,9	26	8	32
	6	40	71	236	5,1	36	13	45
	8	38	64	228	5,5	26	12	46

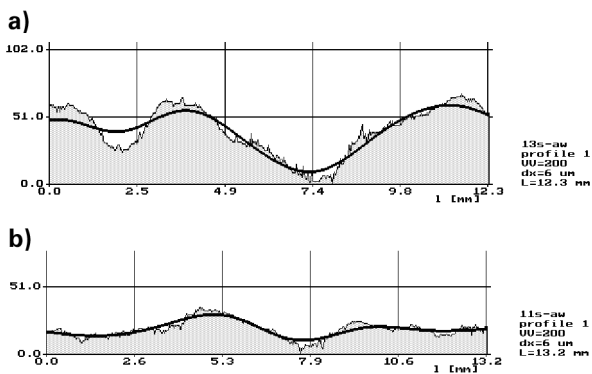
skanowania i różnych odległościach elementu nagniatającego od osi wiązki dla pojedynczej ścieżki przetopienia. Można zauważyć, że najkorzystniejsze efekty dla prędkości 0,1 m/min osiągnięto przy odległości 6 mm między osią wiązki a elementem nagniatającym. Przy zwiększeniu prędkości do 0,2 m/min podobne, choć wyższe wartości parametrów chropowatości uzyskano dla mniejszej odległości 4 mm.

Stereometryczny widok powierzchni po stopowaniu laserowym przedstawiono na rys. 8a, a po obróbce hybrydowej na rys. 8b. Profil chropowatości i falistości powierzchni wzdłuż osi ścieżki skanowania w pobliżu osi wiązki po stopowaniu laserowym przed-

stawiono na rys. 9a, a po obróbce hybrydowej na rys. 9b. Najistotniejsze zmniejszenie wysokości chropowatości w stosunku do obróbki laserowej można zauważyć na granicach strefy przetopienia, podczas gdy w obszarze centralnym nastąpiło spłaszczenie i wyrównanie powierzchni. Te efekty są najkorzystniejsze dla odległości między osią wiązki a elementem nagniatającym równym 6 mm. Dla większych wartości tej odległości efekty obróbki hybrydowej można zaobserwować jedynie w centralnej części strefy przetopienia, gdzie temperatura warstwy wierzchniej była dostatecznie wysoka.



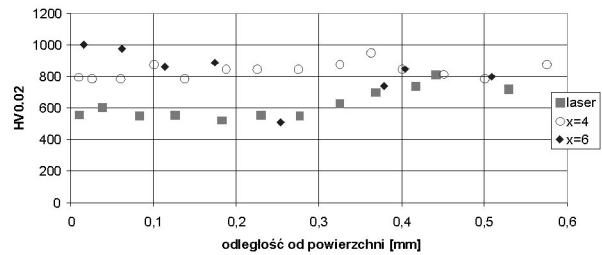
Rys. 8. Widok stereometryczny pojedynczej ścieżki warstwy stopowanej: a) po obróbce laserowej przy mocy lasera 2 kW, prędkości skanowania 0,1 m/min i średnicy wiązki 3 mm, b) po obróbce hybrydowej przy sile nacisku – 100 N, odległości między osią wiązki a elementem nacisku 6 mm i prędkości obrotowej głowicy 550 obr/min



Rys. 9. Profil chropowatości i falistości powierzchni wzdłuż ścieżki skanowania: a) w pobliżu osi wiązki po stopowaniu laserowym (moc lasera 2 kW, prędkość skanowania 0,1 m/min, średnica wiązki 3 mm), b) po obróbce hybrydowej (siła nacisku – 100 N, odległość między osią wiązki a elementem nacisku 6 mm, prędkość obrotowa głowicy 550 obr/min)

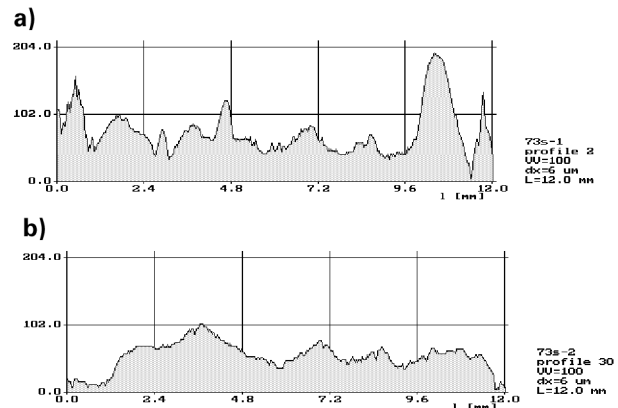
Z pomiarów mikrotwardości dla pojedynczej ścieżki wynika, że po obróbce hybrydowej osiągnięto ponad 30% wzrost twardości w stosunku do stopowania laserowego. Przy odległości między osią wiązki a elementem nagniatającym równą 4 mm wartość mikrotwardości jest prawie stała na całej głębokości przetopienia (ok. 0,5 mm) (rys. 10).

Przy stopowaniu większych powierzchni, przez wykonywanie wiązką lasera wielu równoległych do siebie ścieżek z różnym stopniem przykrycia, uzyskane wartości parametrów chropowatości były dla obróbki laserowej i obróbki hybrydowej wyższe niż dla ścieżki pojedynczej dla każdego układu para-



Rys. 10. Mikrotwardość warstwy wierzchniej w pobliżu osi pojedynczej ścieżki skanowania po stopowaniu laserowym (moc lasera 2 kW, prędkość skanowania 0,1 m/min, średnica wiązki 2,5 mm) i po obróbce hybrydowej (siła nacisku 100 N, x = 4 mm i 6 mm, prędkość obrotowa głowicy 550 obr/min)

metrów obróbki. Istotne zmniejszenie chropowatości dla prędkości skanowania równej 0,2 m/min uzyskano przy usytuowaniu elementu nagniatającego względem osi wiązki w odległości 6 mm. Profile chropowatości powierzchni w płaszczyźnie prostopadłej do kierunku skanowania po obróbce laserowej i po obróbce hybrydowej przedstawiono na rys. 11. Osiągnięto blisko dwukrotne zmniejszenie wartości parametrów chropowatości: stopowanie laserowe – $R_a = 19 \mu\text{m}$, $R_z = 108 \mu\text{m}$; obróbka hybrydowa – $R_a = 9,4 \mu\text{m}$, $R_z = 70 \mu\text{m}$.



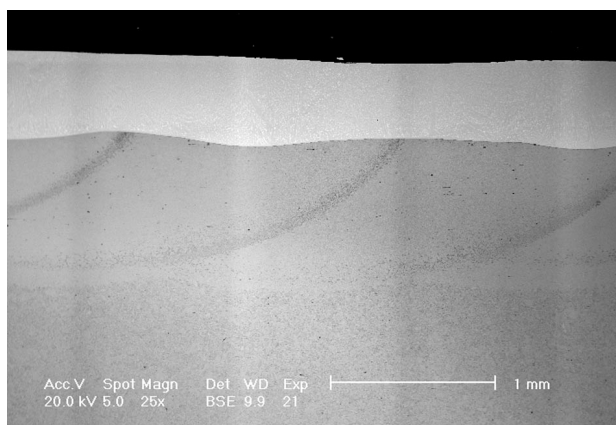
Rys. 11. Profil powierzchni: a) po wielokrotnym laserowym stopowaniu stali stelit w płaszczyźnie prostopadłej do kierunku skanowania (moc lasera 2 kW, prędkość skanowania 0,2 m/min, średnica wiązki 2,5 mm, przykrycie 50%), b) po wielokrotnej obróbce hybrydowej (siła nacisku 100 N, odległość między osią wiązki a elementem nacisku 6 mm, prędkość obrotowa głowicy 550 obr/min)

Porównawcze badania strukturalne przeprowadzono dla wybranych próbek po stopowaniu laserowym i po obróbce hybrydowej dla prędkości skanowania równej 0,1 i 0,2 m/min. Na zgładach metalograficznych wykonanych w płaszczyźnie prostopadłej do osi ścieżki określono maksymalną głębokość strefy przetopionej oraz całej strefy zmian strukturalnych obejmującej strefę przetopienia i strefę wpływu ciepła. Stwierdzono, że głębokość strefy przetopionej wynosiła od 0,33 do 0,37 mm w przypadku pojedynczych ścieżek laserowych przetwarzanych z prędkością 0,1 m/min. Różnice maksymalnej grubości utworzonej warstwy wierzchniej są mniejsze niż dla strefy przetopu, jej wartości wynoszą 1,4 – 1,6 mm. Dla prędkości obróbki 0,2 m/min głębokość strefy stopowej wynosi od 0,24 do 0,31 mm, a maksymalna głębokość zmian strukturalnych warstwy wierzchniej 0,96 – 1,2 mm.

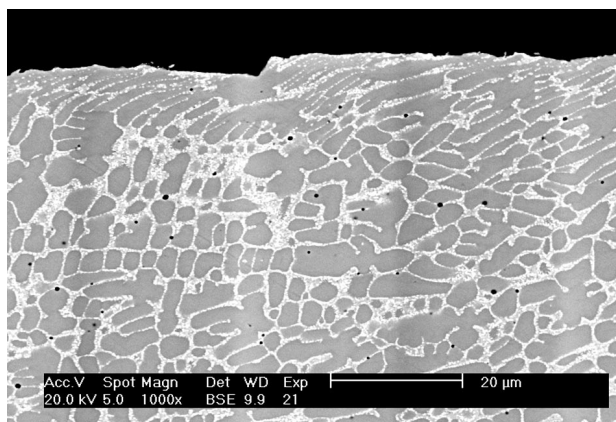
W wypadku próbek obrabianych przez wielokrotne skanowanie powierzchni głębokość strefy przetopionej ulega zwiększeniu wraz z liczbą przejść wiązki laserowej i dla obróbki z prędkością równą 0,3 m/min wynosi 0,26 – 0,48 mm. Całkowita głębokość zmian strukturalnych wynosi około 1,4 mm.

Analiza mikrostruktury wykazała, że materiał w strefie przetopienia ma strukturę dendrytyczną, a pod nią występuje strefa wpływu ciepła o strukturze martenzytycznej, o różnej wielkości igieł martenzytu. Jest to związane z różnymi warunkami chłodzenia warstwy wierzchniej. Nie zaobserwowano pęknięć w warstwie wierzchniej.

Mikrostrukturę warstwy wierzchniej po obróbce hybrydowej większych powierzchni przedstawiono na rys. 12. Można zauważyć warstwę przetopienia i strefę wpływu ciepła ze śladami nakładania się kolejnych ścieżek. Przy dużym powiększeniu (rys. 13) widoczny jest efekt nagniatania ślizgowego w postaci zdeformowanych ziaren do głębokości ok. 20 μm .

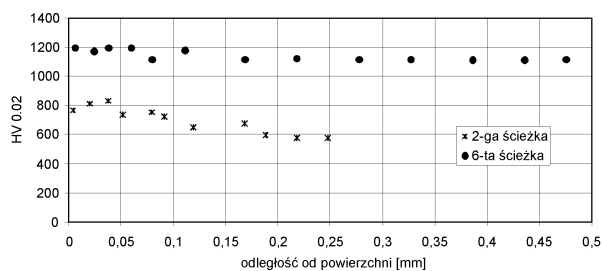


Rys. 12. Mikrostruktura warstwy wierzchniej na przekroju prostopadłym do kierunku skanowania po obróbce hybrydowej (parametry procesu według opisu rys. 11b): warstwa przetopienia – ok. 0,5 mm, strefa wpływu ciepła – ok. 1 mm



Rys. 13. Efekt nagniatania w postaci zdeformowanych ziaren na głębokości do ok. 20 μm

Przeprowadzono pomiary mikrotwardości materiału po stopowaniu wielościeżkowym i nagniataniu ślizgowym. Na rys. 14 przedstawiono rozkład mikrotwardości w funkcji odległości od powierzchni dla drugiej i szóstej – ostatniej ścieżki laserowej. Pomiary wykonano prostopadle do powierzchni w osi ścieżek. Można stwierdzić znaczne różnice twardości w obrębie obrabianego materiału. Dla drugiej ścieżki uzys-



Rys. 14. Rozkład mikrotwardości w funkcji odległości od powierzchni zmierzony w osi drugiej i szóstej ścieżki laserowej – próba stopowana wielościeżkowo i nagniatana ślizgowo

kano niższe twardości około 800 HV_{0,02} dla ostatniej ścieżki, jednokrotnie nagniatanej, twardość materiału przy powierzchni osiągnęła wartość około 1200 HV_{0,02}. Różnice twardości pomiędzy kolejnymi obszarami związane są z wielokrotnym oddziaływaniem ciepłym wiązki laserowej na pierwsze ścieżki, a także zmianą składu chemicznego warstwy stopowanej z większą głębokością przetopienia ostatniej ścieżki (około 0,48 mm) w stosunku do pierwszej – 0,26 mm. Wyjaśnienie wszystkich przyczyn tego zjawiska wymaga dalszych szczegółowych badań strukturalnych i analizy składu chemicznego warstwy wierzchniej. Można natomiast stwierdzić, że proces nagniatania spowodował wzrost twardości w warstwie przy powierzchni o grubości około 100 μm , który można zaobserwować zarówno dla drugiej, jak i ostatniej ścieżki. Przyrost twardości przy powierzchni związany z nagniataniem jest większy dla drugiej ścieżki poddanej wielokrotnemu nagrzewaniu i nagniataniu.

Podsumowanie

Przedstawione wyniki dotyczące chropowatości warstwy wierzchniej, jej mikrotwardości i struktury po zastosowaniu obróbki warstwy metodą hybrydową, łączącą proces laserowego hartowania lub stopowania z procesem nagniatania ślizgowego, wskazują na użyteczność zastosowanej metody. Modyfikacja warstwy wierzchniej przez jednoczesną obróbkę laserowo-mechaniczną pozwala uzyskać dwukrotne zmniejszenie chropowatości powierzchni, przy zachowaniu lub podwyższeniu mikrotwardości w stosunku do obróbki laserowej.

Wyniki badań struktury geometrycznej powierzchni po laserowym stopowaniu stellem kobaltowym i nagniataniu ślizgowym w podwyższonych temperaturach jednoznacznie wskazują na wygładzenie powierzchni po obróbce hybrydowej. Największy wpływ na efekty obróbki ma temperatura, w której przebiega proces nagniatania, a więc usytuowanie narzędzia nagniatającego względem osi wiązki laserowej. Najkorzystniejsze efekty uzyskano przy odległości narzędzia $x = 6$ mm dla prędkości skanowania 0,1 m/min oraz $x = 4$ mm dla większej prędkości skanowania 0,2 m/min.

Przy stopowaniu i hartowaniu większych powierzchni metodą nakładania kolejnych ścieżek korzystne wyniki uzyskano przy mniejszych naciskach elementów nagniatających dzięki wielokrotnemu procesowi nagniatania powierzchni przetapianej. W tym przypadku stwierdzono ponad dwukrotną redukcję wysokości nierówności.

LITERATURA

1. *Burakowski T., Wierzchoń T.*: Inżynieria Powierzchni Metali. Wydawnictwa Naukowo-Techniczne, Warszawa 1995.
2. *Grigorijanc A. G., Safonov A. H.*: Metody powierzchniowej lasernej obróbki. Lazerna Technika i Technologia, 1989.
3. *Viedienov A. A., Gladusz G. G.*: Fizyčeskie procesy pri lazernoj obrabotke materialow. Energoatomizdat, Moskwa 1985.
4. *Radziejewska J.*: Wpływ stopowania laserowego na strukturę geometryczną i stan warstwy wierzchniej. Rozprawa doktorska. Instytut Mechaniki Precyzyjnej, Warszawa 1999.
5. *Kawalec M., Jankowiak M.*: Kształtowanie struktury stereometrycznej powierzchni w procesie hartowania laserowego stali na tokarce. Wybrane Zagadnienia Obróbek Skoncentrowaną Wiązką Energii (Konferencja EM 2003), Bydgoszcz 2003, ss. 201 – 210.
6. *Radziejewska J.*: Chropowatość i falistość powierzchni po stopowaniu laserowym. Wybrane Zagadnienia Obróbek Skoncentrowaną Wiązką Energii (Konferencja EM 2003), Bydgoszcz 2003, ss. 193 – 200.
7. *Arutiunian R. W. et. al.*: Wozdejstwie lazernogo izluczenia na materialy. Nauka, Moskwa 1989.
8. *Anthony T. R., Cline H. E.*: Surface Rippling Induced by Surface-Tension Gradients During Laser Surface Melting and Alloying. *J. Appl. Phys.*, Vol. 48, No. 9, 1977.
9. *Zimnicki J., Roźniakowski K., Wendler B., Kalita W., Hoffman J.*: Creation of TiN paths on titanium alloy OT4-1 by the use of a laser beam. *Journal of Materials Science*, Vol. 33, 1998, pp.1385 – 1388.
10. *Abbas G., West D. R.*: Laser Surface Cladding of Stellite and Stellite-SiC Composite Deposits for Enhanced Hardness and Wear. *Wear*, Vol. 143, 1991.
11. *Ignatiev M., Kovalev E., Melekhin I., Sumurov I., Surluse S.*: Investigation of the hardening of titanium alloy by laser nitriding. *Wear*, Vol. 166, 1993, pp. 233 – 236.
12. *Cheng W., Finnie I., Gremaud M., Rosselet A., Streit R. D.*: The Compliance Method for Measurement of Near Surface Residual Stresses – Application and Validation for Surface Treatment by Laser and Shot-Peening. *Transactions of the ASME*, Vol. 116, 1994.
13. *De Hosson J. Th. M., Noordhuis J.*: Surface Modification by Means of Laser Melting Combined with Shot Peening: a Novel Approach. *Material Science and Engineering*, Vol. A121, 1989.
14. *Kruth J. P., Tonshoff H. K., Klocke F.*: Surface and Sub-Surface Quality in Material Removal Processes for Tool Making. 12th International Symposium for Electromachining (ISEM), Aachen, Germany, 11 – 13 May 1998.
15. *Jankowiak M.*: Laserowe wspomaganie toczenia twardej ceramiki Si₃N₄. Wybrane Zagadnienia Obróbek Skoncentrowaną Wiązką Energii (Konferencja EM 2003), Bydgoszcz 2003, ss. 184 – 192.
16. *Kovacevic R., Owona N., Vasile D.*: Laser-assisted Hot Machining. Research and Development Projects in Manufacturing. S M University, Dallas, Tex., USA, (http://engr.smu.edu/me/kovacevic/rd_projects.html), 2005
17. *Poljaniuk A., Handzel-Powierża Z., Radziejewska J.*: Influence of Laser Treatment on Contact Stiffness. *Proc. of the LANE '94*, Erlangen, Germany, 1994, pp. 261 – 266.
18. *Radziejewska J., Hoffman J., Kalita W.*: Odporność na zużycie ściernie warstwy wierzchniej modyfikowanej wiązką laserową. *Przegląd Mechaniczny* nr 13/14/1996, ss. 8 – 11.
19. *Pokhmurska A., Kaminskii O., Dovhunyk V., Mucha Z., Kalita W.*: Wpływ obróbki laserowej na odporność na ścieranie powierzchni stali eutektycznej. *J. Solidification of Metals and Alloys*, Vol. 2, No. 42, 2000, pp. 291 – 296.
20. *Radziejewska J., Kalita W., Bartoszewicz A.*: Modification of surface layer properties by laser alloying combined with burnishing. *Proc. IInd International Conference on „Laser Technologies in Welding and Material Processing”*, Katsiveli, Ukraine, May 23 – 27, 2005, pp. 214 – 217.
21. *Radziejewska J., Nowicki B., Kalita W.*: Hybrid metod for modification of surface layer. *Proc. 13th International Scientific Conference CO-MAT-TECH 2005*, Trnava, Slovakia, Oct 20 - 21, 2005, pp. 977 – 985.