



Przetapianie laserowe

T. Targoś^a, Ł. Ciszek^a, M. Bonek^b

^a Student Politechniki Śląskiej, Wydział Mechaniczny Technologiczny

^b Politechnika Śląska, Wydział Mechaniczny Technologiczny, Instytut Materiałów Inżynierskich i Biomedycznych, Zakład Technologii Procesów Materiałowych, Zarządzania i Technik Komputerowych w Materiałoznawstwie
email: mirosław.bonek@polsl.pl

Streszczenie: W artykule zamieszczono ogólne informacje dotyczące technik laserowych, wykorzystywanych laserach do obróbki powierzchniowej, scharakteryzowano przetapianie laserowe, wykonano badania które miały na celu analizę struktury powstającej podczas przetapiania laserowego stali narzędziowej SWV9 wstępnie podgrzanej do 550°C. Określono także wpływ przetapiania laserowego na odporność na zużycie ścierne stali SWV9.

Abstract: The article provides general information about the techniques of laser, used lasers for surface treatment, laser remelting were characterized, studies that were performed to analyze the structure formed during laser melting of tool steel SWV9 preheated to 550°C. Also determined the effect of laser remelting on the wear resistance of steel SWV9.

Słowa kluczowe: przetapianie laserowe, obróbka powierzchni, odporność na ścieranie

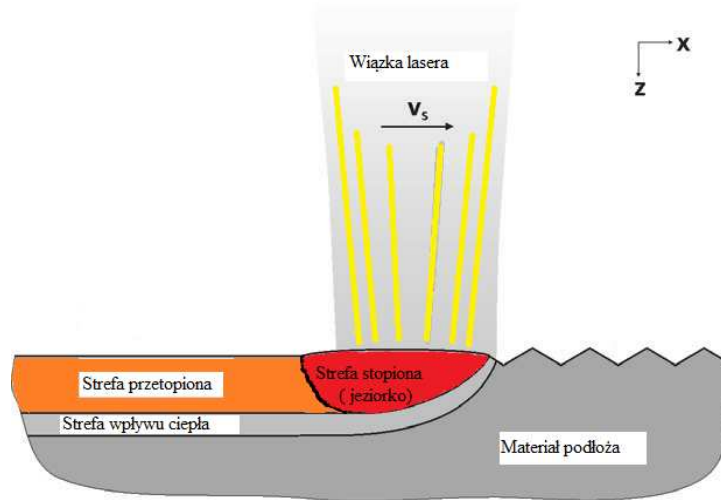
1. WSTĘP

Rozwój technik laserowych, w szczególności opracowanych w latach 80 laserów dużej mocy, stworzyło nowe możliwości wykorzystania tego narzędzia do wytwarzania ulepszonych warstw. Procesy modyfikacji warstwy wierzchniej metali wiązką laserową, takie jak przetapianie, hartowanie, stopowanie, natapianie i wtapianie, czy ablacja laserowa znajdują coraz większe zastosowanie w przemyśle i wypierają tradycyjne obróbki powierzchniowe. W przemyśle wykorzystuje się głównie lasery o mocy powyżej 1 kW, molekularne CO₂, a w ostatnich latach również lasery na ciele stałym Nd:YAG, ekscymerowe i diodowe [2]. Spośród laserów przemysłowych najbardziej popularne wciąż pozostają lasery CO₂ dzięki stosunkowo dużej sprawności (15÷20%) i wysokiej mocy promieniowania, do 50 kW [1].

Przetapianie laserowe polega na gwałtownym przetopieniu cienkiej warstwy wierzchniej materiału podłoża (rys. 1), lub naniesionej na nie powłoki i równie gwałtownie po nim następującej krystalizacji lub amorfizacji [2,3].

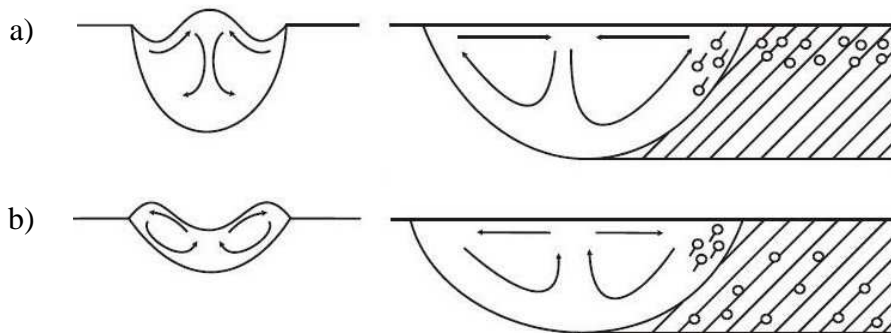
Podczas przetapiania laserowego warstwy powierzchniowej występuje parowanie przetapianego materiału, powstaje plazma. Plazma ma za zadanie ochronić powierzchnię żeby nie występowało dalsze nagrzewanie. Plazma oddziałuje także na powierzchnię jeziora ciekłego metalu, zwiększa ciśnienie oraz miesza stopiony metal. W miejscu gdzie pada wiązka lasera w jeziorce tworzy się lejkowate zagłębienie, na jego powierzchnię działa ciśnienie hydrosta-

tyczne cieczy od strony roztopionego materiału oraz ciśnienie par od strony wiązki. Podczas procesu przetapiania laserowego powstają charakterystyczne wypłytki na powierzchni przetapianego materiału, w tym przypadku tworzą się pofałdowania (rys. 2) [2].



Rysunek 1. Schemat przetapiania laserowego: 1 – obiektyw lasera, 2 – wiązka lasera, 3 – materiał podłoża, 4 – materiał przetapiany, Z_s – grubość warstwy stopowanej, Z_p – grubość warstwy stopującej

Figure 1. Schematic of laser remelting: 1 – laser lens, 2 – laser beam, 3 – base material, 4 – the material melted, Z_s – alloyed layer thickness, Z_p – stop layer thickness



Rysunek 2. Wpływ kierunku przepływu cieczy na kształt powierzchni i rozmieszczenie porów: a) przepływ od brzegów do środka typ W, b) typ V [1]

Figure 2. The influence of the direction of fluid flow and the shape of the surface pore distribution: a) the flow from the edges to the center of type W, b) type V [1]

W zależności od efektów uzyskiwanych w wyniku przetapiania i krzepnięcia, przetapianie laserowe można podzielić na:

- hartowanie przetopieniowe,
- szkliwienie,
- zagęszczanie,
- wygładzanie.

W zależności od zastosowanej energii wiązki laserowej oraz prędkości skanowania można wyróżnić [2,3]:

- podtapianie,
- przetapianie,
- intensywne przetapianie,
- bardzo intensywne przetapianie.

2. METODYKA BADAŃ

Przeprowadzone badanie miało na celu analizę struktury powstającej podczas przetapiania laserowego stali narzędziowej SWV9. W celu wyeliminowania pęknięć powstających podczas laserowego przetapiania, materiał podgrzano wstępnie do temperatury 550°C. Nieledeburtyczna stal narzędziowa o symbolu SWV9 opracowana w 1991 roku w AGH (tab. 1) charakteryzuje się dużą odpornością na ścieranie, podatnością do przeróbki plastycznej oraz pod względem ekonomicznym wypiera dotychczas stosowane stale szybko tnące. Badaniu podlegał również wpływ parametrów na własności warstwy wierzchniej materiału.

Tablica 1. Skład chemiczny stali SWV9

Table 1. Chemical composition SWV9

Stal SWV9	Skład chemiczny, %							
	C	Mn	Si	P	S	Cr	W	V
	2,08	0,61	0,38	0,024	0,028	3,32	5,2	7,9

Przed obróbką laserową wybrane próbki zostały nagrzane do temperatury 550°C. Proces przetopienia przebiegał z różną szybkością przesuwu wiązki laserowej 8; 13,3; 26,6 mm/s. Ścieżki laserowe były wykonane wiązką o kołowym przekroju o wymiarach 1,2; 2; 3 mm o mocach 1,33; 1,55; 2,41 kW. Po wykonaniu ścieżek laserowych zaobserwowano nierówności na powierzchni powstałe na skutek dużego nagrzewania. W celu scharakteryzowania zmian składu chemicznego oraz struktury warstwy wierzchniej po procesie przetapiania badano próbki za pomocą mikroskopu optycznego Egityp 2 oraz elektronowego mikroskopu skaningowego Hitachi.

Badania mikroskopowe obejmowały identyfikację składników strukturalnych, ich rozmieszczenie i rozmiar oraz pomiar głębokości przetopienia. Zmiany składu fazowego badano za pomocą rentgenowskiej analizy fazowej, a zmiany koncentracji pierwiastków w warstwie wierzchniej badano za pomocą mikroanalizatora rentgenowskiego Cameca M. S. 46. Pomiar mikrotwardości w warstwie wierzchniej przeprowadzono za pomocą mikrotwardościomierza Ranemanna przy obciążeniu 0,065 kG [4].

3. WYNIKI BADAŃ

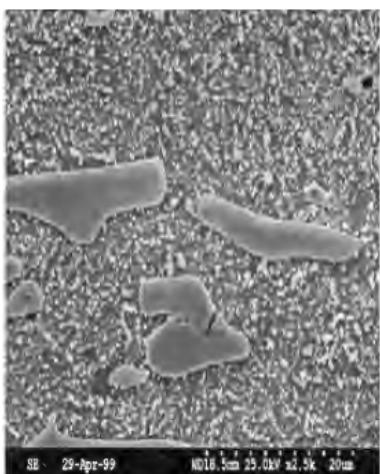
Struktura stali SWV9 przed procesem przetopienia posiada duże pierwotne oraz drobne wtórne węgliki wanadu znajdujące się w osnowie ferrytycznej (rys. 3).

Mikrostruktura próbek po przetopieniu laserowym (rys. 4) badana na elektronowym mikroskopie skaningowym wykazuje w warstwie wierzchniej dwie wyraźne strefy:

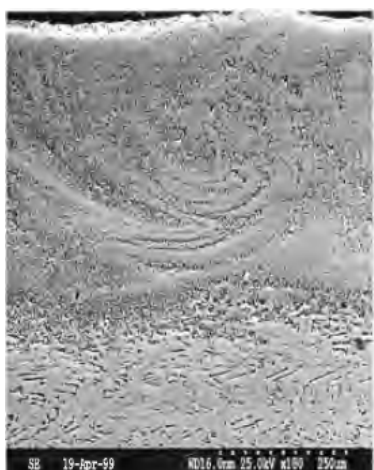
- szeroką strefę materiału przetopionego i szybko zakrzepłego,
- wąską strefę wpływu ciepła [4].

W strefie przetopionej obserwowano skupiska węglików układające się w charakterystyczne zawirowania spowodowane ruchem konwekcyjnym stopionego metalu (rys. 4). Przy powierzchni, gdzie odprowadzenie ciepła następowało w kierunku prostopadłym do powierzchni (na zewnątrz materiału) tworzyły się ukierunkowane eutektyki.

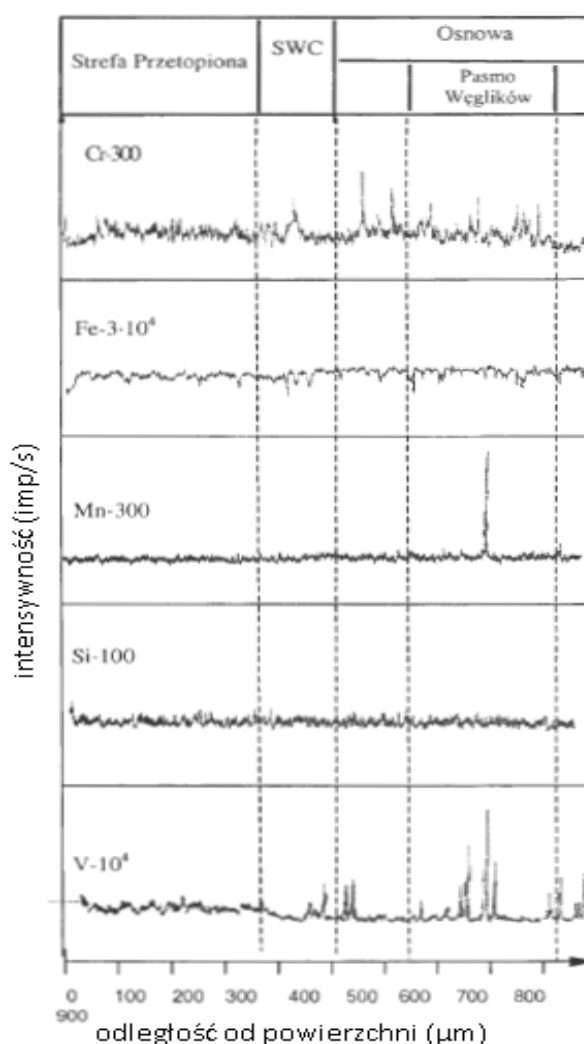
Przeprowadzone badania mikroanalizy rentgenowskiej miały na celu analizę liniowego rozmieszczenia pierwiastków: Fe, Cr, Mn, Si, i V w warstwie wierzchniej prostopadłe do przetopionej warstwy (rys. 5). Wyniki wskazują na duże wahania koncentracji Fe, Cr, V i Mn zarówno w osnowie jak i w SWC, co świadczy o tym, iż składa się on z bardzo drobnych wydzielań o zwiększonej zawartości wanadu. W miejscu pasma węglików występuje gwałtowny spadek zawartości Fe oraz silny wzrost koncentracji V, co potwierdza istnienie węglika wanadu. W strefie przetopionej uzyskano znaczne ujednorodnienie struktury [4].



Rysunek 3. Obraz SEM struktury stali SWV9, stan przed przetopieniem
Figure 3. SEM image of steel structures SWV9, state before remelting

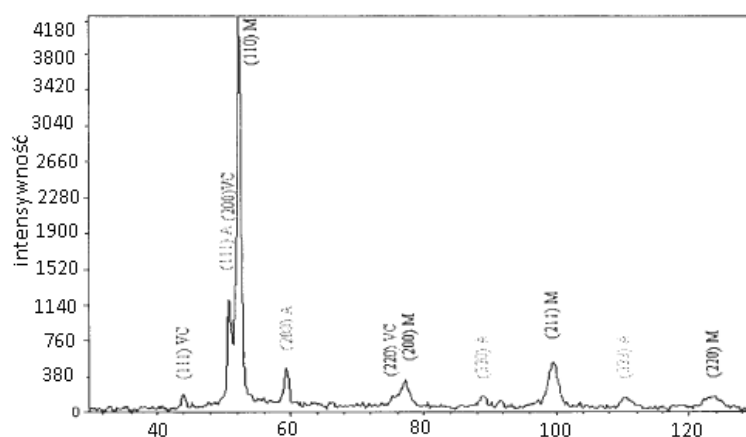


Rysunek 4. Obraz SEM charakteryzujący przekrój krateru po przetopieniu
Figure 4. SEM image characterized cross section of the crater after remelting



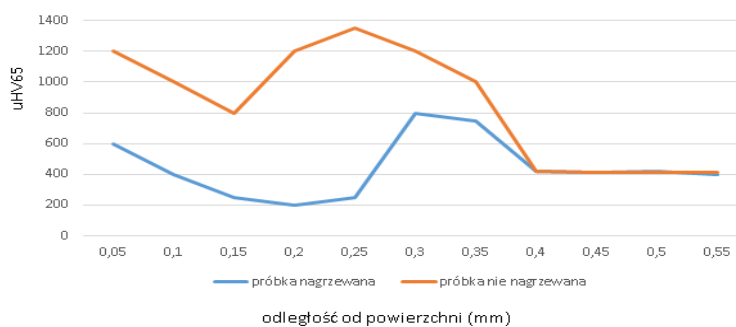
Rysunek 5. Rozkład zmian koncentracji Fe, Cr, Mn, Si, V w stali SWV9 po przetopieniu laserowym
Figure 5. Distribution of changes in the concentrations of Fe, Cr, Mn, Si, V steel SWV9 after laser remelting

Wyniki badań rentgenowskiej analizy fazowej wskazują, że w strukturze strefy przetopionej laserowo występują: martenzyt (powstały w wyniku intensywnego chłodzenia zakrzepłego materiału do temperatury otoczenia), austenit szczątkowy oraz węgliki wanadu (wchodzące w skład kolonii eutektycznych oraz nie przetopione węgliki pierwotne) (rys. 6). Mniejsza intensywność linii rentgenowskich od węglików VC może wynikać z ich mniejszej ilości w przetopionej strefie jak również z większego stopnia ich dyspersji. Gwałtowne chłodzenie po przetapianiu laserowym sprzyja powstawaniu struktur silnie przesyconych. W tym przypadku zarówno wanad jak i węgiel oraz inne dodatki stopowe mogą pozostawać w większej ilości w roztworze niż to ma miejsce przy powolnym chłodzeniu.



Rysunek 6. Dyfraktogram stali SWV9 po przetapianiu laserowym

Figure 6. Diffractogram of the melting of steel SWV9 laser

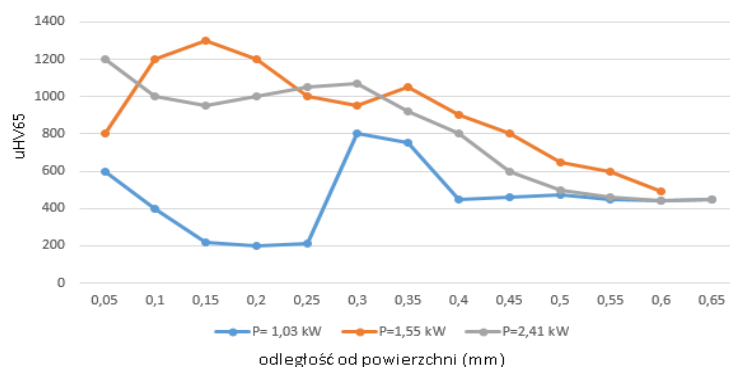


Rysunek 7. Rozkład mikrotwardości w funkcji odległości od powierzchni dla materiału nagrzanego i nienagrzewanego przed obróbką laserową. $P=1,03$ kW; $\langle l' \rangle = 2$ mm; $V=26,6$ mm/s

Figure 7. Distribution of microhardness as a function of distance from the surface for the material to be heated and unheated before the laser treatment. $P=1,03$ kW; $\langle l' \rangle = 2$ mm; $V=26.6$ mm/s

Rysunek 7 przedstawia rozkład mikrotwardości (μHV₆₅) w funkcji odległości od powierzchni przy tych samych parametrach przetopienia dla dwóch różnych próbek, podgrzewanej wstępnie do temperatury około 550°C oraz nie podgrzewanej przed obróbką laserową. Z wykresów tych wynika, że twardość warstwy wierzchniej próbek n i e podgrzewanych znacznie wzrosła do wartości 1100÷1200 μHV₆₅ (800 μHV₆₅ dla $V=13,3$ mm/s) po laserowym przetopieniu. Największą wartość mikrotwardości zmierzono na granicy strefy

przetopionej i strefy wpływu ciepła – $1100 \div 1300 \mu\text{HV}_{65}$. Niestety, jak to już wspomniano wyżej, w próbkach nie podgrzewanych obserwowano liczne pęknięcia. Natomiast w materiale nagrzanym przed obróbką laserową obserwujemy obniżenie twardości przy powierzchni w stosunku do osnowy $400 \div 200 \mu\text{HV}_{65}$ [4].



Rysunek 8. Rozkład mikrotyrdości w funkcji odległości od powierzchni dla materiału nagrzewanego przed obróbką laserową. $\langle l \rangle = 2 \text{ mm}$; $V = 26,6 \text{ mm/s}$

Figure 8. Distribution microhardness versus distance from the surface of the material to be heated prior to laser treatment. $\langle l \rangle = 2 \text{ mm}$; $V = 26.6 \text{ mm/s}$

Podczas zastosowania tych warunków nie obserwujemy skoków twardości na granicy SP i SWC, jak miało to miejsce przy $P = 1,03$ czy $1,55 \text{ kW}$, a łagodny spadek do twardości materiału rodzimego (około $400 \mu\text{HV}_{65}$). Zatem zwiększenie mocy lasera prowadzi do wzrostu twardości przy powierzchni w próbkach nagrzewanych (rys. 8) [4].

4. WNIOSKI

Laserowe przetapianie pozwala uzyskać warstwy wierzchnie o wysokiej twardości ale charakteryzujące się siatką pęknięć w strefie przetopionej. Dla wyeliminowania pęknięć materiał należy wstępnie podgrzać do temperatury przekraczającej 500°C . Wskazaniem jest utrzymywanie stałej temperatury wstępnego podgrzania podczas trwania procesu. Badania rentgenowskie wykazują, że część węglików wanadu uległa rozpuszczeniu, a w strukturze stali po przetapianiu laserowym oprócz węglików typu VC występuje martenzyt i austenit szczątkowy.

LITERATURA

1. J. Radziejewska, Laserowa modyfikacja warstwy wierzchniej wspomaganą nagniataniem, Prace IPPT PAN, Warszawa, 2011.
2. L.A. Dobrzański, A.D. Dobrzańska-Danikiewicz, Obróbka powierzchni materiałów inżynierskich, Open Access Library 5, 2011.
3. A. Temmler, E. Willenborg, K. Wissenbach, Design surfaces by laser remelting, Physics Procedia 12 (2011) 419-430.
4. S. Kąc, J. Kusiński, W. Sypień, A. Woldan, Wpływ wstępnego podgrzania stali SWV9 przed obróbką laserową na jej strukturę i własności, Solidification of Metals and Alloys 2/42 (2000) 266-274.