



Modyfikacja warstwy wierzchniej wybranych stopów metali za pomocą stopowania laserowego

K. Bauman^a, K. Dopierała^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: miroslaw.bonek@polsl.pl

Streszczenie: W artykule zamieszczono ogólne informacje dotyczące laserowej obróbki materiałów oraz opisano proces stopowania laserowego dla wybranych materiałów. Przedstawiono wyniki badań zaczerpnięte z przeglądu literaturowego w celu porównania własności materiałów poddanych modyfikacji warstwy wierzchniej poprzez stopowanie laserowe. Badania obejmowały mikroskopowe obserwacje struktur, pomiary twardości, chropowatości oraz odporności na ścieranie.

Abstract: The paper provides general information about the laser treatment and describes the process of the laser alloying of chosen materials. There are presented the results of literature review for comparison properties of modified surfaces of materials by the laser alloying. The study included microscopic observations of structures, hardness measurement, measurement of roughness and resistance to abrasion.

Słowa kluczowe: obróbka laserowa, stopowanie, stopowanie laserowe, modyfikacja powierzchni, odporność na ścieranie

1. WSTĘP

Przez ostatnie kilkadziesiąt lat wyraźnie wzrosło znaczenie obróbki laserowej wykorzystywanej w celu kształtowania i modyfikacji własności oraz struktury materiałów inżynierskich. Stała się ona tematem wielu prac nawiązujących do polepszania warstw wierzchnich materiałów [1].

Pierwszy laser został zbudowany przez T. Maimana w 1960 roku. Od tego czasu trwają liczne badania o coraz większym zasięgu umożliwiające wykorzystywanie laserów na szeroką skalę w wielu dziedzinach nauki i techniki [2]. Na dzień dzisiejszy lasery stanowią jedyne źródło będące w stanie zapewnić dopływ tak dużej mocy (do 10^7 W/cm²) w ściśle dobranym miejscu, w tak krótkim czasie. Dodatkowo zaletami obróbki laserowej jest bezkontaktowość i możliwość pełnej automatyzacji. W procesach obróbki materiałów, urządzenia te

wykorzystują termiczny efekt absorpcji promieniowania (nagrzewanie, topienie bądź odparowywanie materiału). Zjawisko to jest uzależnione od rodzaju i własności materiału, który jest absorbowany, mocy promieniowania oraz czasu działania strumienia wiązki laserowej na materiał. Wiązka laserowa skierowana na powierzchnię nieprzeźroczystego, obrabianego materiału zostaje częściowo odbita i pochłonięta [3,4,5]. Zśród wielu technologii obróbki laserowej przede wszystkim należy wymienić laserową obróbkę cieplną, przetapianie laserowe, stopowanie, napawanie, laserowe wytwarzanie przyrostowe, chemiczne i fizyczne osadzanie z fazy gazowej aktywowane laserowo, teksturowanie i ablacja laserowa [1]. Za pomocą laserowej obróbki powierzchniowej możliwe jest uzyskanie warstw wierzchnich o niskiej porowatości, drobnoziarnistości, niedużej strefy wpływu ciepła, otrzymywanie faz metastabilnych i struktur nierównowagowych z wysoką szybkością procesu i dobrym składem chemicznym [6]. Pozwala to na dowolne kształtowanie własności materiałów, przedłużenie ich żywotności, polepszenie własności takich jak twardość, odporność na zużycie, odporność na korozję [2].

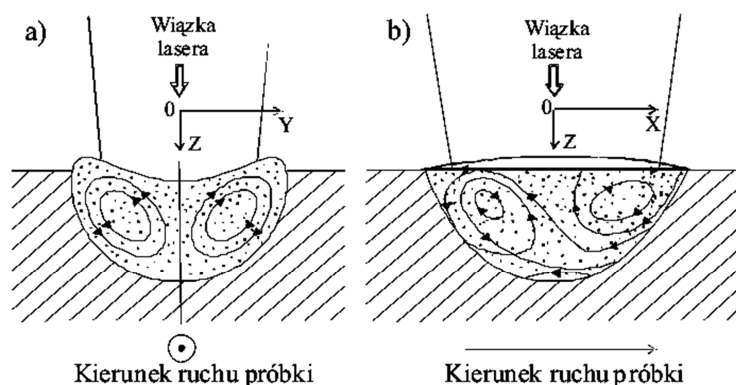
Do najczęściej stosowanych laserów przemysłowych należą lasery stałe z elementami krystalicznymi, lasery gazowe, diodowe (HPDL) oraz światłowodowe (włóknowe) [7].

Stopowanie laserowe (*Laser Surface Alloying*) można zaliczyć do grupy obróbek cieplno-chemicznych, stopowanie polega na wzbogaceniu przetapianej warstwy wierzchniej w dodatki stopowe (ceramiki i metale) przy jednoczesnej zmianie struktury osnowy warstwy wierzchniej obrabianego elementu [8,9]. W celu poprawienia takich własności i cech jak [9,10]: twardość, wytrzymałość zmęczeniowa, wytrzymałość trybologiczna, żaroodporność, odporność na korozję, chropowatość powierzchni.

Prawo dyfuzji mówi, że głębokość na jaką dyfunduje pierwiastek zależy od: gradientu temperatury, gradientu stężenia pierwiastków stopujących oraz od czasu dyfuzji. O ile gradient temperatury jest bardzo wysoki to gradient stężenia pierwiastków taki jak w przypadku tradycyjnych form stopowania to czas dyfuzji jest bardzo krótki co skutkuje małą odległością jaką są w stanie pokonać pierwiastki stopowe (przy czasie impulsu: 4 ms i przy gęstości wiązki nie powodującej przetopienia głębokość warstwy dyfuzyjnej wynosi zaledwie ok. 1 μm). Dlatego podczas stopowania laserowego stosuje się przetopienie warstwy wierzchniej wraz z pierwiastkami stopującymi oraz ich wymieszanie przed zakrzepnięciem. Stopowanie laserowe charakteryzuje się dzięki zastosowanej technologii brakiem gradientu składu chemicznego w warstwie wierzchniej elementu, a równomierne rozmieszczenie materiału stopującego w warstwie wierzchniej uzależnione jest ruchów konwekcyjnych w jeziorce przetopionego metalu (rys. 1) [9].

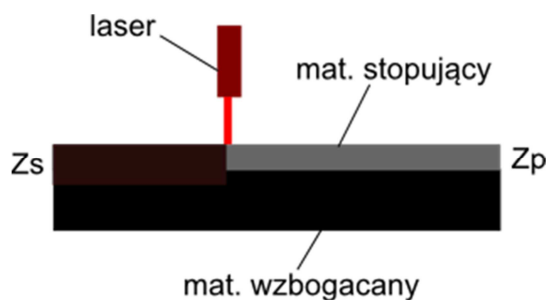
W zależności od sposobu wprowadzania składników stopujących do warstwy wierzchniej, stopowanie laserowe można podzielić na przetapianie i wtapianie.

Przetapianie (rys. 2) jest procesem dwuetapowym. W pierwszym następuje naniesienie warstwy materiału stopującego na materiał poprzez: pasty, powłoki elektrolityczne lub natrysk plazmowy/płomieniowy. Warstwa po stopowaniu jest około dwa razy grubsza niż warstwa naniesionego materiału stopowego. Proces odbywa się przy zastosowaniu laserów impulsowych i ciągłych, a głębokość przetopienia zależy od gęstości mocy wiązki przy dużych gęstościach pojawia się zjawisko odparowania materiału i powstania plazmy. Zjawisko to jest niepożądane i próbuje się niwelować jego skutki m.in. przez zastosowanie gazów obojętnych do wydmuchiwania plazmy z jeziorca metalu. Specyficzną odmianą przetapiania jest stopowanie z fazy ciekłej, gdzie część składników stopujących rozpuszcza się w roztworze. Wiązka lasera tworzy parogazowy kanał w cieczy który przy materiale rozszerza się i tworzy przestrzeń półsferyczną napełnioną parami materiałów stopujących, metoda ta nosi nazwę hydrolaserowego stopowania i jest często stosowana do azotowania lub nawęglania [9,10].



Rysunek 1. Schemat ruchów konwekcyjnych w jeziorku metalu podczas laserowego przetapiania. a) przekrój prostopadły do kierunku ruchu lasera, b) przekrój równoległy do kierunku ruchu lasera [11]

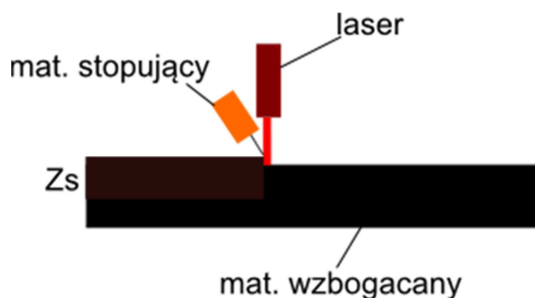
Figure 1. Diagram of the convective motions in the lake metal during laser remelting. a) a cross section perpendicular to the direction of movement of the laser, b) the cross-section parallel to the direction of movement of the laser [11]



Rysunek 2. Schemat stopowania laserowego przez przetapianie: Z_s – grubość warstwy stopowej, Z_p – grubość warstwy stopującej [11]

Figure 2. Schematic of the laser alloying by casting: Z_s – the thickness of the alloy layer, Z_p – stop layer thickness [11]

Wtapianie (rys. 3) jest procesem jednoetapowym. Polega na wprowadzeniu do jeziorka metalu materiału stopującego w postaci cząstek stałych (proszek lub pasta) lub gazu. Do tego typu stopowania używane są jedynie lasery do pracy ciągłej [11].



Rysunek 3. Schemat stopowania laserowego przez wtapianie. Z_s – grubość warstwy stopowej [11]

Figure 3. Schematic of the laser alloying by a feather. Z_s – the thickness of the alloy layer [11]

Najczęściej stopowaniu poddaje się [11]:

- stale niskowęglowe,
- stale niskostopowe,
- stale narzędziowe,
- żeliwa,
- stopy: Ti, Al, Cu.

Najczęściej jako materiały stopujące używa się [11]:

- stopy metali: Co, Cr, Mn, Nb, Ni, Mo, W i V,
- tlenki,
- węgliki,
- borki,
- azotki.

2. PRZEBIEG BADAŃ

W pracy przedstawiono porównanie wpływu stopowania laserowego kilku materiałów inżynierskich w tym stali narzędziowych, stali niskowęglowych, żeliw, stopów tytanu, stopów aluminium i stopów miedzi modyfikowanych różnymi cząstkami metalicznymi i ceramicznymi, na podstawie przeglądu literaturowego. Szczególną uwagę zwrócono na zmianę własności uzyskanych po procesie obróbki laserowej.

Modyfikacji laserowej zostały poddane stale narzędziowe do pracy na gorąco X40CrMoV5-1 stopowane węglikiem wolframu i 32CrMoV12-28 stopowane węglikiem niobu i tytanu. W obu przypadkach materiał został uprzednio poddany obróbce cieplnej przez hartowanie i dwukrotne odpuszczanie. Skład chemiczny stali przedstawiono w tablicy 1.

Tablica 1. Skład chemiczny stali narzędziowych do pracy na gorąco – X40CrMoV5-1 i 32CrMoV12-28 [3,12]

Table 1. The chemical composition of hot work tool steels – X40CrMoV5-1 and 32CrMoV12-28 [3,12]

Gatunek stali	Średnie stężenie pierwiastków w stali, %								
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	V	W
X40CrMoV5-1	0,41	1,09	0,44	0,015	0,010	5,40	1,41	0,95	0,01
32CrMoV12-28	0,308	0,25	0,37	0,02	0,002	2,95	2,70	0,535	-

W obydwu przypadkach stale zostały poddane obróbce laserem diodowym dużej mocy (HPDL) ROFIN DL 020. Parametry procesu zostały zawarte w tablicy 2. Po przeprowadzonych badaniach stwierdzono, iż istotną rolę w procesie wykazują dobrane parametry przede wszystkim moc wiązki laserowej. Wpływa to na kształt i głębokość lica przetopienia, jest bardziej płaskie i regularne, a wraz ze zwiększeniem mocy spada chropowatość powierzchni dzięki wzmożonej absorpcji energii wiązki powodując wzrost nasilenia przetopienia warstwy wierzchniej [3,12].

Stal narzędziowa do pracy na gorąco 32CrMoV12-28 po stopowaniu węglikiem niobu wykazuje, wraz ze zwiększeniem mocy lasera, wzrost twardości. Natomiast stopowanie węglikiem tytanu przy wyższej mocy powoduje spadek twardości warstwy wierzchniej tej stali. Zjawisko to przedstawione zostało w tablicy 3 [12].

Tablica 2. Zestawienie parametrów procesu stopowania laserowego dla stali X40CrMoV5-1 i 32CrMoV12-28 laserem diodowym HPDL ROFIN DL 020 [3,12]

Table 2. Summary of process parameters for laser alloying of X40CrMoV5-1 and 32CrMoV12-28 [3,12]

Gatunek stali	Parametry procesu stopowania laserowego		
	Prędkość procesu, m/m	Moc wiązki lasera, kW	Natężenie przepływu gazu, l/min
X40CrMoV5-1	0,5	0,5-1,9	20
32CrMoV12-28	0,5	1,2-2,3	20

Tablica 3. Porównanie wyników pomiaru twardości HRC warstwy wierzchniej stali 32CrMoV12-28 stopowanej TiC i NbC [12]

Table 3. Comparison of hardness HRC measurement results of steel surface layer 32CrMoV12-28 alloyed TiC and NbC [12]

Twardość, HRC				
Moc lasera, kW	1,2	1,6	2,0	2,3
NbC	55,5	57,2	59,4	60,3
TiC	53,4	51,6	42,5	39,7

W artykułach naukowych zostały przytoczone wyniki przeprowadzonych badań, wskazujące na bezpośredni wpływ stopowania laserowego na strefę przetopioną. Charakteryzuje się ona drobnokrystaliczną, dendrytyczną strukturą. W przypadku stali 32CrMoV12-28 wielkość ziarna nie jest większa niż 30 μm . Jest to około dwa razy mniej niż w przypadku konwencjonalnej obróbki powierzchniowej [12].

Stale narzędziowe poddane prawidłowej obróbce powierzchniowej poprzez stopowanie wykazują wysokie własności użytkowe, przede wszystkim wzrost twardości co, spowodowane jest rozdrobnieniem ziarna. Poddawanie ich obróbce laserowej ma także na celu uzyskanie lepszej odporności na zużycie ściernie i zmęczeniowe [12].

Następnym analizowanym materiałem, obrabianym powierzchniowo jest martenzytyczny, dwufazowy stop tytanu Ti6Al4V stopowany: proszkami kompozytowymi krzemu i węgla krzemu, węglikiem krzemu, borkiem tantalum zmieszany z grafitem. Skład chemiczny stopu podany został w tablicy 4. Stopy tytanu charakteryzują się szeregiem cech użytkowych, które pomimo wysokiej ceny materiału, rekompensują coraz szersze ich zastosowanie. Do głównych zalet tych stopów zalicza się wysoką wytrzymałość, odporność na korozję, małą gęstość oraz możliwość stosowania ich jako biomateriały ze względu na biogodność. Znajdują zastosowanie przede wszystkim w przemyśle lotniczym i kosmicznym. Mają one natomiast, ograniczone zastosowanie w przemyśle maszynowym, poprzez niskie własności trybologiczne takie jak wysoki współczynnik tarcia oraz niska odporność na ścieranie. Wynika to z własności warstwy wierzchniej stopu. W celu ich poprawy stosuje się obróbkę cieplno-chemiczną poprzez azotowanie oraz nanoszenie powłok azotku tytanu metodą jonowo-plazmową. Niestety za pomocą żadnej z wymienionych metod, nie jest możliwe uzyskanie warstwy pozbawionej wad. Azotowanie powoduje korozję gazową w wyniku długiego wygrzewania próbek, rozrost ziarna, a co za tym idzie spada odporność na pękanie. Natomiast warstwa TiN jest krucha powodując niską odporność na ścieranie [2,14].

Tablica 4. Skład chemiczny stopu tytanu Ti6Al4V [2,13,14]

Table 4. The chemical composition of titanium alloy Ti6Al4V [2,13,14]

Stop tytanu	Średnie stężenie pierwiastków w stopie, %											
	Al	V	Fe	C	Si	Mn	Cu	B	Zr	Sn	Cr	O
Ti6Al4V	6,29	4,12	0,18	0,14	0,1	0,01	0,02	0,001	0,1	0,01	0,02	0,19

W celu stopowania laserowego w przypadku wszystkich proszków został użyty laser CO₂ o działaniu ciągłym w atmosferze argonu. Parametry procesu przedstawione są w tabelicy 5. Następnie warstwy wierzchnie próbek zostały poddane badaniom składu fazowego, twardości, własności trybologicznych oraz topografii powierzchni [2,13,14].

Tablica 5. Zestawienie parametrów procesu stopowania laserowego dla stopu tytanu Ti6Al4V laserem CO₂ [14]

Table 5. Summary of process parameters for laser alloying of titanium alloy Ti6Al4V [14]

Stop tytanu	Parametry procesu stopowania laserowego		
	Prędkość procesu, m/s	Moc wiązki lasera, kW	Natężenie przepływu gazu, l/min
Ti6Al4V	0,017	1	10

W zależności od użytego w procesie laserowego stopowania proszku, po procesie obróbki uzyskiwane są różne fazy. Zostało to potwierdzone dzięki analizie składu fazowego metodą rentgenowską. W przypadku proszków kompozytowych SiC wydzieliła się faza międzymetaliczna Ti₅Si₃, TiC, fazy tlenkowe TiO₂ oraz wydzielenia SiC. Natomiast w wyniku stopowania proszkami TaB₂ uzyskano warstwy zawierające fazy TaB₂, TiB i TiC. To podczas krystalizacji kształtuje się mikrostruktura strefy stopowania. Cząsteczki proszków będące fazami stopującymi układają się w struktury dendrytyczne bądź globularne wydzielenia występujące w osnowie martenzytu, poniżej znajduje się strefa wpływu ciepła [2,13,14].

Pomiary twardości próbek wykonanych ze stopu tytanu Ti6Al4V stopowanego trzema różnymi mieszankami proszków wykazały, że najwyższą twardością w warstwie powierzchniowej charakteryzuje się materiał stopowany proszkami kompozytowymi Si i SiC, gdzie twardość wynosi 1400 HV. Wraz ze zwiększaniem głębokości badania można zauważyć coraz niższe wartości oraz dużą różnicę twardości, wynikającą głównie ze zróżnicowanego składu morfologicznego [13]. Stopowanie borkiem tantalu pozwoliło na uzyskanie w warstwie powierzchniowej najwyższej twardości na poziomie 700 HV, zbliżony wynik osiąga stopowanie węglikiem krzemu – 680 HV. Zestawienie pomiarów twardości w zależności od głębokości badania znajduje się w tabelicy 6 [2,13,14].

Tablica 6. Zestawienie pomiarów twardości stopu Ti6Al4V stopowanego różnymi proszkami [2,13,14]

Table 6. Summary of hardness measurements of Ti6Al4V alloy alloyed by different powders [2,13,14]

Głębokość badania, μm	Proszek	Twardość, HV		
		< 200	< 600	>600
	Si+SiC	1400	1000-500	500
	TaB ₂	700	500	390
	SiC	680	420	380

Odporność na ścieranie warstw wierzchnich przeprowadzona na podstawie badania „pin on disc” została przeprowadzona w warunkach tarcia suchego, z prędkością 0,25 m/s i naciskiem 2,5 MPa. Przeciwwódkę stanowił stalowy krążek ze stali C45 o średnicy 40 mm, ulepszony cieplnie (45 HRC). Za pomocą badania wyznaczono zużycie liniowe, siłę tarcia, względny ubytek masy oraz intensywność zużycia. Uzyskane wartości zostały zawarte w tablicy 7 [13]. W wyniku stopowania laserowego nastąpiło obniżenie intensywności zużycia liniowego, zmniejszenie zużycia liniowego oraz wzrost współczynnika tarcia. Można zauważyć, że nastąpiła zmiana charakteru procesu warstwy stopowanej w porównaniu do materiału bazowego – stopu Ti6Al4V. Powierzchnia niestopowana poddana badaniu wykazuje liczne ślady bruzdowania, wybite ziarna co wskazuje na wysoką ścieralność powierzchni. Po stopowaniu laserowym każda z badanych warstw nie wykazuje oddziaływań adhezyjnych wpływających na spadek odporności na ścieranie. Lokalnie można zaobserwować ślady osadzania się materiału ciernego na próbce. Przeprowadzone badania trybologiczne wykazały poprawę odporności na ścieranie stopowanych warstw laserowych [14].

Tablica 7. Zestawienie pomiarów odporności na ścieranie stopu Ti6Al4V stopowanego różnymi proszkami za pomocą metody „pin on disc” [2,13,14]

Table 7. Summary of hardness measurements of Ti6Al4V alloy alloyed by different powders by “pin on disc” method [2,13,14]

		Odporność na ścieranie					
		Wejściowe			Wyjściowe		
Uzyskane parametry		Średnia wartość intensywności zużycia liniowego dla pary cierniej, $\mu\text{m}/\text{m}$	Liniowa wartość zużycia podczas próby, μm	Współczynnik tarcia podczas próby, μ	Zmniejszenie intensywności zużycia liniowego, $\mu\text{m}/\text{m}$	Zmniejszenie zużycia liniowego, μm	Wartość współczynnika tarcia, μ
Proszek	Si+SiC	0,36	2000	0,44	0,045	240	0,63
	TaB ₂				0,038	240	0,73
	SiC				0,032	46	0,77
Ti6Al4V					0,36	-	0,44

Testy wykonane na stali niskowęglowej o zawartości węgla 0,17% potwierdzają wcześniejsze badania, wskazujące na korzystny wpływ stopowania laserowego w warstwie powierzchniowej materiałów. Stal tą stopowano węglikiem krzemu za pomocą molekularnego lasera CO₂ o pracy ciągłej. Parametry procesu zostały opisane w tablicy 8. Pozwoliły one na otrzymanie cienkiej warstwy, o wysokiej szybkości chłodzenia, przyczyniającej się do kierunkowego wzrostu kryształów. Liniowa analiza WDS wykazała, że im bliżej warstwy wierzchniej, tym występuje mniejsza segregacja pierwiastków. Za pomocą stopowania uzyskano grubość warstwy wzbogaconej w SiC na poziomie 720 μm . Mikroskopia skaningowa wykazała w strukturze płaski front krystalizacji, a wyróżnionymi w niej fazami są martenzyt (obecność grubych igieł), austenit szczątkowy (zbliżniona struktura) i ferryt. Najwyższa uzyskana mikrotwardość strefy wzbogaconej wynosi 1800 HV, a strefy wpływu ciepła 500 HV. Duży skok różnicy twardości towarzyszy przemianie martenzytycznej [2].

Badania odporności na ścieranie na podstawie materiału podłoża oraz stopowanej warstwy stali niskowęglowej charakteryzują się różnicą nawet do 60%. Początkowo warstwa wzbogacona ulegała intensywnemu ścieraniu ale wraz z czasem, proces ten ulegał zmianie – wartość

ścierania spadała. W przypadku materiału podłoża, odporność na ścieranie malała im dłuższa była droga tarcia [2]. Przytoczone badania wskazują na korzystny wpływ obróbki laserowej.

Tablica 8. Zestawienie parametrów procesu stopowania laserowego dla stali niskowęglowej (0,17%C) laserem CO₂ [2]

Table 8. Summary of process parameters for laser alloying of low carbon steel (0,17% C) [2]

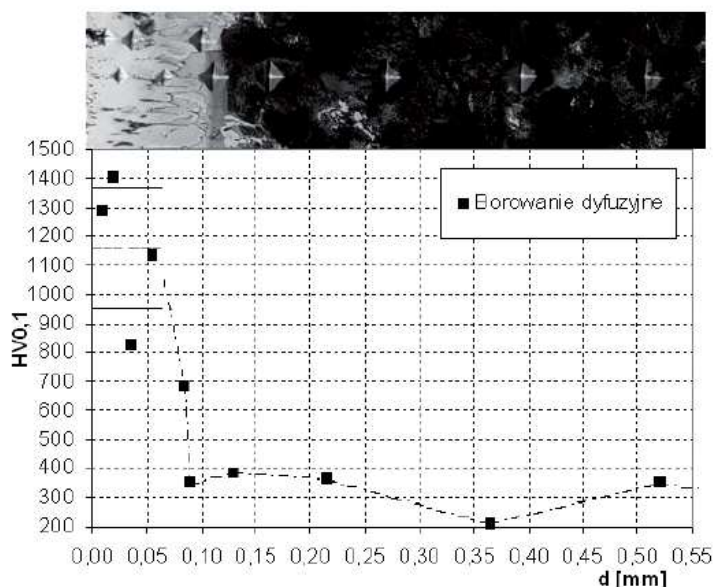
Podłoże	Parametry procesu stopowania laserowego		
	Prędkość procesu, mm/s	Moc wiązki lasera, kW	Rodzaj wiązki, mod
Stal niskowęglowa (0,17 %C)	20	1,35-1,8	TEM ₀₁

Porównaniu poddano żeliwo EN-GJS-500-7 (tab. 9) borowane dyfuzyjnie oraz przy pomocy lasera. Borowanie dyfuzyjne przeprowadzono w temperaturze 950°C w czasie 4 godzin, do stopowania laserowego został użyty laser molekularny CO₂ firmy TRUMPF, jako materiał stopujący została użyta pasta (zawierająca amorficzny bor o grubości 40 μm) wcześniej naniesiona na materiał, proces charakteryzował się: mocą wiązki 400 W przez 1,25 s i średnicą wiązki 4 mm i modzie TEM₀₁ [15].

Tablica 9. Skład chemiczny żeliwa sferoidalnego – EN-GJS-500-7 [15]

Table 9. The chemical composition of ductile iron – EN-GJS-500-7 [15]

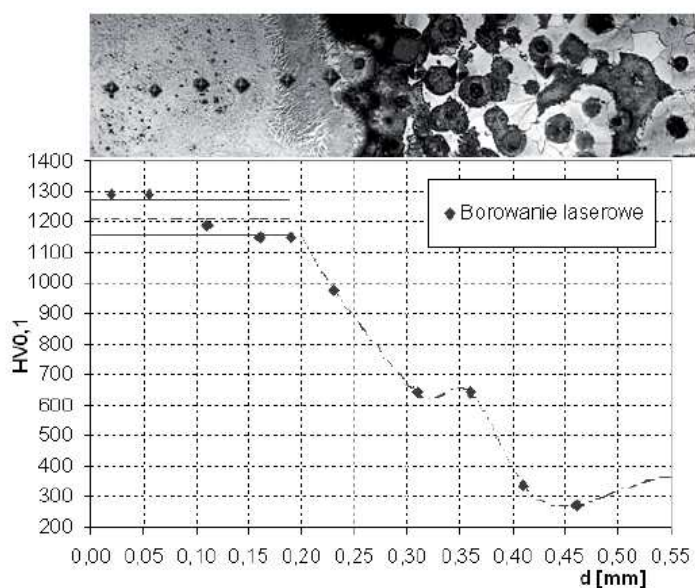
Średnie stężenie pierwiastków w stopie, %							
C	Si	Mg	Mn	Cr	P	S	Cu
3,82	2,53	0,6	0,33	0,02	0,042	0,013	0,257



Rysunek 4. Zmiany mikrotwardości od powierzchni w głąb próbki po borowaniu dyfuzyjnym ze strukturą badanej warstwy [15]

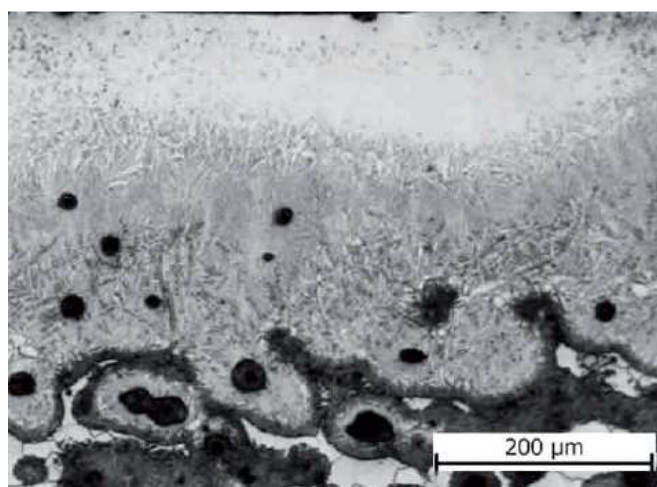
Figure 4. Microhardness distribution on the section from surface after diffusive boronizing with structure of investigated layer [15]

Zastosowanie borowania laserowego spowodowało zanik kruchej fazy FeB, zamiast której pojawiła się drobnoziarnista faza Fe₂B co spowodowało wzrost twardości warstwy wierzchniej materiału (rys. 4 i 5), poza tym dwukrotnie zwiększyła się głębokość borowania. W materiale borowanym laserowo utworzyły się trzy strefy (rys. 6): naborowana, pośrednia i zmodyfikowanego podłoża. W pierwszej z nich wytworzyły się drobne borki żelaza w kształcie wielościanów, a grafit występujący w żeliwie uległ w większości rozpuszczeniu. Na warstwę pośrednią składają się: martenzyt, ferryt, grafit oraz ledeburyt przemieniony. W podłożu grafit występuje w martenzytycznej otoczce która oddziela go od ferrytu, brak ledeburytu wskazuje na proces zahartowania ze stanu stałego [15].



Rysunek 5. Zmiany mikrotwardości od powierzchni w głąb próbki po borowaniu laserowym ze strukturą badanej warstwy [15]

Figure 5. Microhardness distribution on the section from surface after laser boronizing with structure of investigated layer [15]



Rysunek 6. Struktura żeliwa sferoidalnego po borowaniu laserowym [15]

Figure 6. Structure of laser boronized nodular iron [15]

Stopowaniu laserowemu poddano silumin podeutektyczny o składzie chemicznym przedstawionym w tablicy 10, a materiałem stopującym był proszek niklu związany nieorganicznym lepiszczem naniesiony na podłoże w dwóch grubościach – 770 i 1540 μm , ponadto w procesie ulegała zmianie energia impulsu lasera – 25 J, 30 J, 35 J, czas impulsu – 13,5 ms, 17,1 ms, 25,5 ms. Stała była szybkość skanowania która wyniosła 25 mm/min. W procesie został wykorzystany laser impulsowy Nd:YAG CLT-1503 [16].

W trakcie obserwacji próbek pod mikroskopem zauważono występowanie licznych pęcherzy powietrznych w przetopionej warstwie materiału, ilość ich malała wraz ze wzrostem mocy lasera oraz ze zwiększeniem grubości powłoki materiału stopującego. Wzrost mocy lasera przełożył się na zmniejszenie szerokości warstwy wierzchniej (tab. 11) [16].

Tablica 10. Skład chemiczny siluminu podeutektycznego – materiału stopowanego [16]

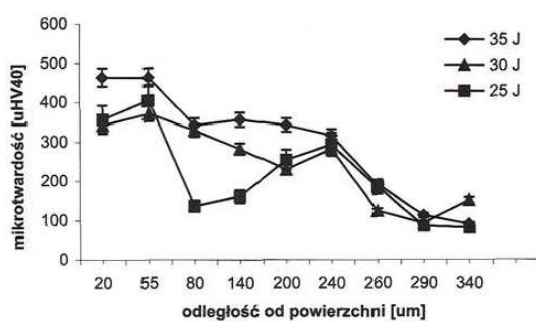
Table 10. The chemical composition of Al-Si alloy – substrate [16]

Średnie stężenie pierwiastków w stopie, %					
Al	Si	Fe	Cu	Na	Zn
92,69	5,34	1,02	0,5	0,15	0,092

Tablica 11. Zmiany szerokości i głębokości warstwy wierzchniej w zależności od zmiany parametrów obróbki laserowej [16]

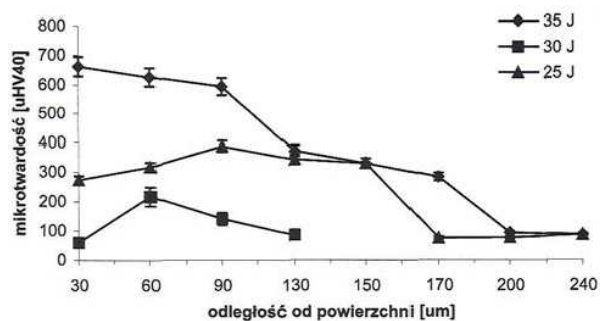
Table 11. Effect of the laser treatment parameters on penetration width and penetration depth [16]

Grubość powłoki, μm	Energia wiązki	Szerokość WW	Głębokość WW
		μm	
770	25	811	307
	30	792	335
	35	725	260
1540	25	563	178
	30	474	183
	35	312	171



Rysunek 7. Wykres zależności mikrotwardości wzbogaconej warstwy wierzchniej od odległości od powierzchni próbki (grubość proszku Ni – 770 μm) [16]

Figure 7. Microhardness profiles of the laser alloyed zones as a function of distance from the surface sample (thickness of Ni powder – 770 μm) [16]



Rysunek 8. Wykres zależności mikrotwardości wzbogaconej warstwy wierzchniej od odległości od powierzchni próbki (grubość proszku Ni – 1540 μm) [16]

Figure 8. Microhardness profiles of the laser alloyed zones as a function of distance from the surface sample (thickness of Ni powder – 1540 μm) [16]

Największą mikrotwardość uzyskano przy mocy lasera 35 J oraz grubości powłoki 1540 μm . Jednak wyniki dla mocy lasera 25 i 30 J były dużo niższe niż te uzyskane przy tej samej mocy przy mniejszej grubości powłoki (rys. 7 i 8) [16].

Stopy magnezu oferują bardzo niską gęstość przy wysokich własnościach wytrzymałościowych jednak ich odporność na korozję i odporność na zużycie ściernie są dość niskie, aby poprawić te własności stosuje się różnego rodzaju obróbkę powierzchniową, jedną z nich jest stopowanie laserowe. Obróbce został poddany odlewniczy stop magnezu En-MCMgAl9Zn1 (tab. 12) obrobiony cieplnie poprzez przesylenie i starzenie (utwardzanie wydzieleniowe). Jako materiał stopujący został użyty węgielk wolframu o granulacji większej niż 6 μm – dodawany był bezpośrednio do jeziora metalurgicznego [17].

Tablica 12. Skład chemiczny En-MCMgAl9Zn1 [17]

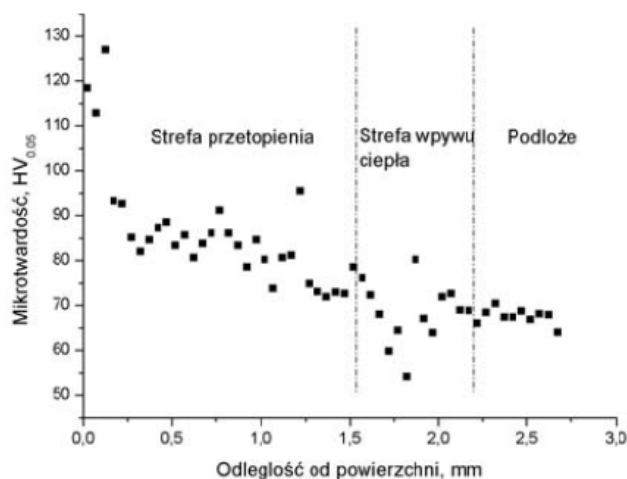
Table 12. The chemical composition of En-MCMgAl9Zn1 [17]

Średnie stężenie pierwiastków w stopie, %						
Al	Zn	Mn	Si	Fe	Mg	Reszta
9,399	0,84	0,24	0,035	0,007	89,4	0,079

Stopowanie zostało przeprowadzone na laserze diodowym dużych mocy HPDL Rofin DL 020 w atmosferze argonu przy mocach lasera: 1,2; 1,6; 2,0 kW, prędkości lasera 0,5÷0,75 m/min oraz prędkości podawania materiału stopującego 6÷8 g/min [17].

W trakcie badań wykazano że zbyt mała szybkość skanowania lub zbyt wysoka energia wiązki lasera prowadzi do parowania materiału i tworzenia się kraterów, a zbyt wysoka prędkość skanowania lub zbyt mała energia wiązki prowadzi do niejednorodnego rozmieszczania proszku w warstwie wierzchniej. Mikrostruktura przetopionej warstwy materiału ma charakter drobnoziarnisty z osnową magnezu α oraz dendrytów fazy β – $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ i węglików wolframu [17].

Zauważono w materiale poprawę mikrotwardości (rys. 9) z ok. 70 $\text{HV}_{0,05}$ do 85÷130 $\text{HV}_{0,05}$, przy czym zauważono spadek twardości w strefie wpływu ciepła [17].



Rysunek 9. Zmiana mikrotwardości warstwy wierzchniej odlewniczego stopu magnezu EN-MCMgAl9Zn1 po stopowaniu WC, moc lasera: 2,0 kW, prędkość stopowania: 0,75 m/min, prędkość podawania proszku: 6÷8 g/min [17]

Figure 9. Microhardness changes the ENMCMgAl9Zn1 cast magnesium alloy surface layer after laser alloying with WC, laser power: 2.0 kW, scan rate: 0.75 m/min, powder feed rate: 6-8 g/min [17]

LITERATURA

1. L.A. Dobrzański, A.D. Dobrzańska-Danikiewicz, *Kształtowanie struktury i własności powierzchni materiałów inżynierskich*, Wydawnictwo Politechniki Śląskiej, Gliwice, 2013.
2. A. Radziszewska, J. Kusiński, S. Kąc, *Laserowe stopowanie stali niskowęglowej węglikiem krzemu*, *Hutnik – Wiadomości Hutnicze* 4/2005 (2005) 232-237.
3. L.A. Dobrzański, M. Bonek, A. Klimpel, A. Lisiecki, *Stopowanie węglikiem wolframu WC stali WCLV przy użyciu lasera diodowego dużej mocy (HPDL)*, *Proceedings of the 10th International Scientific Conference „Achievements in Mechanical & Materials Engineering”*, AMME'2001, 133-136.
4. P. Adamiec, J. Dziubiński, *Wytwarzanie i własności warstw wierzchnich elementów maszyn transportowych*, Wydawnictwo Politechniki Śląskiej, Gliwice, 2005.
5. J. Radziejewska, W. Kalita, B. Nowicki, *Laserowo-mechaniczna modyfikacja warstwy wierzchniej stali*, *Przegląd Mechaniczny* 7-8 (2006) 17-22.
6. L.A. Dobrzański, T. Tański, A.D. Dobrzańska-Danikiewicz, M. Król, S. Malara, J. Domała-Dubiel, *Struktura i własności stopów Mg-Al.-Zn*, *Open Access Library* 5(11) 2012.
7. L.A. Dobrzański, *Materiały inżynierskie i projektowanie materiałowe. Podstawy nauki o materiałach i metaloznawstwo*, WNT, Gliwice-Warszawa, 2006.
8. T. Burakowski, T. Wierzchoń, *Inżynieria powierzchni metali. Podstawy, urządzenia, technologie*, WNT, Warszawa, 1995.
9. A. Klimpel, *Technologie laserowe. Spawanie, napawanie, stopowanie, obróbka cieplna i cięcie*, Wydawnictwo Politechniki Śląskiej, Gliwice, 2012.
10. Strona internetowa: http://www.forsurf.pl/content/panel_01_M1.pdf
11. L.A. Dobrzański, K. Labisz, E. Jonda, *Porównanie struktury i własności stali narzędziowej do pracy na gorąco stopowanej laserowo proszkami ceramicznymi NbC i TiC*, *Inżynieria Materiałowa* 5/2006 (2006) 920-923.
12. R. Filip, J. Sieniawski, *Własności warstwy wierzchniej stopu tytanu Ti-6Al-4V wytworzonej w procesie stopowania laserowego*, *Inżynieria Materiałowa* 3/2012 (2012) 165-166.
13. R. Filip, *Stopowanie laserowe jako metoda kształtowania własności użytkowych stopu tytanu Ti6Al4V*, *Inżynieria Materiałowa* 5/2006 (2006) 943-946.
14. R. Filip, J. Sieniawski, *Mikrostruktura i własności użytkowe warstwy wierzchniej stopu tytanu Ti-6Al-4V kształtowanej metodą stopowania laserowego*, *Inżynieria Materiałowa* 3/2006 (2006) 383-386.
15. M. Paczkowska, W. Waligóra, *Porównanie efektów borowania laserowego i dyfuzyjnego elementów z żeliwa sferoidalnego z wykorzystaniem spektroskopii elektronów Auger*, *Inżynieria Materiałowa* 1/2010 (2010) 30-33.
16. A. Radziszewska, S. Kąc, J. Kusiński, *Laserowa powierzchniowa obróbka stopu Al-Si*, *Hutnik – Wiadomości Hutnicze* 4/2006 (2006) 183-188.
17. L.A. Dobrzański, J. Domała, T. Tański, A. Klimpel, D. Janicki, *Modyfikowanie warstwy wierzchniej odlewniczych stopów magnezu przy użyciu lasera diodowego dużej mocy (HPDL)*, *Inżynieria Materiałowa* 6/2008 (2008) 580-584.