



## Wpływ obróbki laserowej na strukturę i własności warstwy wierzchniej stali HS6-5-2 po przetapianiu i stopowaniu węglikiem wolframu

T. Pasek <sup>a</sup>, M. Bonek <sup>b</sup>

<sup>a</sup> Student Politechniki Śląskiej, Wydział Mechaniczny Technologiczny, Instytut Materiałów Inżynierskich i Biomedycznych  
Studenckie Koło Naukowe Laserowej Obróbki Powierzchniowej  
email: tomasz.pasek@gmail.com

<sup>b</sup> Instytut Materiałów Inżynierskich i Biomedycznych, Wydział Mechaniczny Technologiczny, Politechnika Śląska,  
email: mirosław.bonek@polsl.pl

**Streszczenie:** Badania obejmują przetapianie oraz stopowanie warstwy wierzchniej stali narzędziowej szybko tnącej HS6-5-2. Do przetopienia został użyty laser diodowy dużej mocy HPDL. Gęstość mocy była zmieniana od 0,7 kW do 2,0 kW. Stwierdzono, że przetapianie laserowe wpływa na rozdrobnienie struktury w całym badanym zakresie mocy lasera. W strefie przetopionej, występuje dendrytyczna, drobnokrystaliczna struktura o kierunku krystalizacji, który jest związany z dynamicznym odprowadzaniem ciepła ze strefy oddziaływania wiązki lasera. Największą twardość posiadały warstwy wierzchnie przetopione przy mocy wiązki 2,0 kW oraz stopowane węglikiem wolframu. Rezultatem wykonanych badań jest porównanie struktury oraz topografii powierzchni z wykorzystaniem mikroskopii świetlnej, twardości oraz mikrotwardości powierzchni, składu fazowego, w stanie wyjściowym, a także po laserowym przetapianiu oraz stopowaniu węglikiem wolframu WC.

**Abstract:** Research involves melting and alloying surface layers of high speed steel HS6-5-2. The high power diode laser HPDL with changing power density in the range of 0.7-2.0 kW was used for melting. It was observed that in the whole investigated range of laser power there was a fragmentation of the structure. A small-grained, dendritic structure is having crystallization direction connected with dynamic removal of heat from the area of laser beam acting which exists in the molten area. The biggest hardness was observed in the surface layers that were melted with the power density 2,0 kW and alloyed with tungsten carbide. The result of the research is comparison of surface structure and topography by using the light microscopy, hardness and microhardness of the surface, and also phasic composition measured before and after laser melting.

**Słowa kluczowe:** stal szybko tnąca, laser, stopowanie laserowe

## 1. WSTĘP

Materiały narzędziowe cieszą się dużym zainteresowaniem i rozwijają się w sposób bardzo dynamiczny, mimo że stanowią mały procent w stosunku do innych produkowanych materiałów inżynierskich. Narzędzie powinno odznaczać się dużą odpornością na zużycie ściernie, a także wysoką ciągliwością. Jednak osiągnięcie obu tych własności byłoby niezmiernie trudne, dlatego materiały narzędziowe oraz kształty narzędzi są dobierane najczęściej w zależności od zastosowań.

Najczęściej prowadzonymi badaniami, są te które polegają na zwiększeniu odporności na zużycie ściernie poprzez nakładanie powłok na gotowych narzędziach bądź przez zmianę struktury warstwy wierzchniej narzędzia. Najczęściej stosowanymi technologiami nakładania powłok są PVD oraz CVD. Umożliwiają one uzyskanie powłoki o grubości 10µm. Coraz większym zainteresowaniem cieszą się metody w których materiał jest nakładany na powierzchnię w postaci proszku w technikach natryskiwania plazmowego bądź laserowego. Operacja nakładania proszku, może być przeprowadzona przy pomocy niskociśnieniowego formowania mieszaniny proszku oraz lepiszcza na powierzchnię narzędzia bądź obszary, które uległy zużyciu oraz wymagają regeneracji. Tak przygotowana powierzchnia, jest następnie przetapiana laserem.

### Stale narzędziowe

Stal narzędziowa jest stalą, która służy do wykonywania narzędzi, którymi kształtuje się metale przez kucie, ciągnięcie, wyciskanie, cięcie, walcowanie. Stosuje się je także do kształtowania ceramiki, polimerów i kompozytów. Narzędzia te muszą się charakteryzować wytrzymałością i twardością większą od materiałów ciętych bądź kształtowanych. Stale narzędziowe są więc materiałami twardymi o wysokiej jakości. Są odporne na działanie ciepła oraz zdolne do przenoszenia dużych naprężeń. Owe naprężenia są przenoszone w temperaturze pokojowej jak i znacznie wyższej, bliskiej 700 C, przy czym zużycie jest bardzo małe. Istnieje spora różnorodność składu chemicznego narzędziowych stali. Od w miarę tanich oraz prostych niestopowych stali o sporej zawartości C do bardziej złożonych i droższych stali szybko tnących [3,14,28]. Stale te, zwykle zawierają duże ilości: Cr, W, Mo, Mn, V. Często wytapiane są w małych, łukowych piecach elektrycznych. Aby wymagania zostały spełnione, stosuje się obróbkę ciekłego metalu w kadzi bądź wtórne procesy przetapiania. Są to przetapianie elektrożuźlowe bądź przetapianie łukowe w próżni. Stale narzędziowe, można również wykonywać techniką metalurgii proszków. Ta technika służy do wykonywania stali, których skład jest niemożliwy bądź trudny do uzyskania tradycyjną metodą [3,28].

### Podstawowe charakterystyki stali narzędziowych

W przypadku narzędzi, wszystko dąży do tego aby osiągnąć jak najwyższą żywotność. Narzędzia skrawające, które nie wymagają częstego ostrzenia, a także matryce, które umożliwiają wykonanie dużej liczby odkuwek to narzędzia cenne dla użytkownika. Nawet jeśli ich koszt jest wyższy przez ich wysoką wydajność [3].

Podstawowe własności stali narzędziowych, które określają ich zachowanie w czasie eksploatacji to odporność na odkształcenie oraz zużycie i udarność. Czasami jest to również odporność na odpuszczające działanie ciepła. Odporność ta jest zależna od zawartości stopowych pierwiastków, które tworzą węgliki odpowiedzialne za twardość wtórną. Wraz ze wzrostem twardości, rośnie odporność na zużycie ściernie

i wytrzymałość. Maleje jednak ciągliwość i odporność na pęknięcie. Ważną własnością stali, które stosuje się na narzędzia skrawające jest duża twardość w podwyższonej temperaturze [3,10,14].

Zazwyczaj w temperaturze austenitowania w czasie hartowania stali narzędziowych, niektóre z węglików pozostają nierozpuszczone. Zwiększają one odporność stali na ścieranie. Są znacznie twardsze od osnowy, a ich wpływ na twardość jest nieduży, gdyż występują w postaci dużych cząstek. Odporność na ścieranie można osiągnąć poprzez zwiększenie zawartości twardych węglików stopowych w mikrostrukturze. Inną metodą, która zwiększa odporność na ścieranie jest nanoszenie twardych warstw bądź obróbka cieplno-chemiczna. Wraz z twardością osnowy, a także zawartością oraz twardością węglików, rośnie odporność na zużycie ściernie [9,29].

Narzędzia tnące, muszą charakteryzować się dużą odpornością na zużycie i mieć wystarczającą udarność aby w czasie eksploatacji nie następowało wykruszanie się materiału ostrza. Z zawartością węgla oraz węglilotwórczych pierwiastków, rośnie odporność na zużycie stali, a maleje udarność [29].

Stale stosowane do pracy na gorąco używa się na matryce do kucia, matryce do wyciskania oraz przebijaki. Charakteryzują się one dużą udarnością i hartownością dzięki względnie małej zawartości węgla oraz dużej zawartości pierwiastków stopowych. Stale szybko tnące są najważniejsze i najbardziej złożone. Charakteryzują się one dużą odpornością na ścieranie oraz na odpuszczające działanie ciepła. Stosuje się je na frezy, wiertła i inne tnące narzędzia, które usuwają metal z dużymi szybkościami [29].

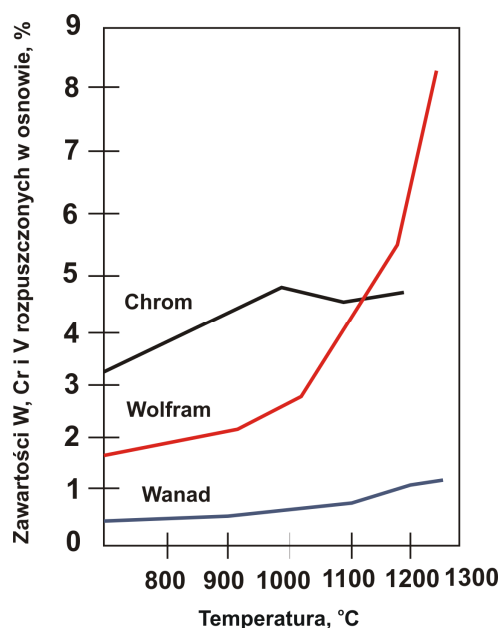
### **Mikrostruktura**

Główny cel wytwarzania stali szybko tnących to uzyskanie mikrostruktury o twardej i jednorodnej osnowie i zawartości węglików o dużej twardości, a także stabilności. Krzepnięcie stali szybko tnącej jest początkiem tworzenia się dendrytów z austenitu. W miarę krzepnięcia, następuje wzbogacenie cieczy w C oraz pierwiastki stopowe, do czasu wystąpienia przemiany eutektycznej. W czasie przemiany eutektycznej, tworzy się ledeburyt, który składa się z austenitu oraz węglików, które mają kształt podobny do szkieletu [3,8,10]. W czasie obróbki plastycznej na gorąco, węgliki ledeburytu, tworzące siatkę, ulegają kruszeniu i następuje tworzenie pasm, które są wzbogacone w węgliki eutektyczne. Wielkość cząstek jakie posiadają węgliki pierwotne po obróbce plastycznej zależy od grubości jaką mają płytki węglików w eutektyce. Mikrostruktura osnowy, może zostać zmieniona przez obróbkę cieplną. Rozmieszczenie, wielkość oraz kształt i zawartość pierwotnych węglików, zmienia się tylko w małym stopniu [3,8,10].

Aby uzyskać wymaganą twardość na gorąco, potrzebny jest duży efekt twardości wtórnej. Jest to możliwe, gdy duża ilość węglików rozpuści się w austenicie, a w czasie hartowania pierwiastki rozpuszczone, zostaną w martenzycie [29].

Stal szybko tnąca, która jest zupełnie wyżarzona, składa się z ferrytu oraz węglików. Osnowa ferrytyczna takiej stali, zwykle zawiera do 1,5% W, 1% Mo, 0,4% V oraz małą zawartość węgla [3].

Na rysunku 1 przedstawiona została zawartość poszczególnych pierwiastków, zależna od temperatury, rozpuszczonych w austenicie. W czasie hartowania, przerywane chłodzenie jest powodem stabilizacji austenitu. Zwiększa się również zawartość szczątkowego austenitu [3].



Rysunek 1. Wpływ temperatury austenitizowania na zawartość wanadu, wolframu i chromu, rozpuszczonych w austenicie w stali o zawartości: 0,7% C, 18,0% W, 5,0% Cr i 1,0% V [3]

Figure 1. Effect of austenitizing temperature on the content of vanadium, tungsten and chromium, dissolved in austenite content in the steel :0,7% C, 18,0% W, 5,0% Cr i 1,0% V [3]

### Laserowe przetapianie powierzchniowych warstw stali szybkoznących

Stale szybkoznące, ze względu na swoje szerokie zastosowanie, są przedmiotem dużego zainteresowania badaczy, którzy zajmują się laserową obróbką. Ze względu na złożony skład chemiczny, dobre własności użytkowe może im zapewnić laserowe przetapianie cienkiej warstwy powierzchniowej oraz gwałtowna krystalizacja [17].

Laserowe przetapianie stali szybkoznących było przedmiotem wielu badań m.in. Majora, Bylicy, Kusińskiego, Keara, Ahmana, a także Szylera oraz Strausa . Ze względu na zbliżone intensywności chłodzenia, struktura wierzchniej warstwy, która tworzy się w wyniku krzepnięcia laserowo przetapianych stopów, może być porównywalna ze strukturą stopów jakie otrzymano wskutek gwałtownego krzepnięcia przechłodzonych cieczy [21].

Strutt oraz Nowotny, zajmowali się analizą struktury warstwy wierzchniej w szybkoznącej stali typu M2<sup>9</sup> (chłodzonej z szybkością 10<sup>7</sup> K/s) przetopionej laserowo i wykazali, że w strefach, które były bliskie powierzchni, fazą podstawową był ferryt δ. W strefach, które były położone głębiej, dominował austenit (przemieniony w martenzyt). W obszarach ferrytu δ, twardość wierzchniej warstwy wynosiła 600 HV, a w obszarach austenitu 900 HV. Analiza wyników badań wykazała, że podczas przemieszczania się granicy ciecz/faza stała, w kierunku od rdzenia próbki do jej powierzchni, gradient temperatury ( $G_1$ ) zmniejsza się, szybkość migracji frontu krzepnięcia ( $V$ ) wzrasta, natomiast szybkość chłodzenia jest stała. Według autorów badań, jest to podstawową przyczyną obecności ferrytu δ przy powierzchni przetapianej laserowo próbki, natomiast przy granicy ze strefą nie przetopioną, obecność austenitu. Kear, Breinan oraz Greenwald

otrzymali podobne rezultaty. Stwierdzili oni obecność ferrytu oraz austenitu w strefie przetopionej po laserowym przetopieniu wierzchniej warstwy w stali M2 [21,22].

Ahman, który prowadził badania warstwy wierzchniej w stali szybkoznanej M2 przetopionej laserowo, obserwował austenit szcążkowy oraz martenzyt, a także wyraźną segregację pierwiastków stopowych do granic dendrytów. Uzasadniał on, występujące różnice struktury, różnymi gęstościami mocy laserowego promieniowania, które było wykorzystane do przetopienia wierzchniej warstwy, a w konsekwencji różnymi grubościami warstw przetopionych oraz różną intensywnością chłodzenia ciekłego metalu. Reakcja perytektyczna  $L + \delta \rightarrow \gamma$ , przy mniejszych szybkościach chłodzenia, przebiega do końca. Przemianie w austenit ulega cała objętość ferrytu  $\delta$ . W wyniku dalszego intensywnego chłodzenia przetopionej warstwy, austenit przemienia się w martenzyt [21].

Straus oraz Szylar, przeprowadzili interesujące badania wierzchnich warstw w przetapianej laserowo stali SW7M. Stosowane było dużo różnych wariantów obróbki, gdzie laserowe przetapianie stali było uzupełnione bądź poprzedzone hartowaniem oraz odpuszczaniem objętościowym. Twardość laserowo przetopionych próbek prowadziło do wzrostu twardości z 760 - 900 HV do 1400 HV przez zastosowanie odpuszczania w temp. 550°C. Ponowne hartowanie objętościowe, pozwoliło na uzyskanie wzrostu twardości przetopionej warstwy do 1250 HV. Twardość rdzenia próbki po procesie hartowania objętościowego wynosiła 820 HV [21,22].

Próby przetapiania warstw powierzchniowych stali szybkoznających SW18, a także SW7M oraz SWV9, laserami dużej mocy wykazały, że prowadzi ono do znacznego rozdrobnienia krystalicznej struktury, przede wszystkim w porównaniu do tej, którą uzyskuje się wskutek odlewania [17].

Szybkoznające stale w stanie równowagi poniżej linii solidus posiadają dwufazową strukturę: austenit + węgiel ( $MC$ ,  $M_6C$ ). Węgiel  $M_6C$  to węgiel pierwotny, powstający przy zakrzepnięciu stali, który wchodzi w skład eutektyki - ledeburytu. W czasie krzepnięcia szybkoznających stali z jednorodnego ciekłego metalu, bezpośrednio krystalizują w chrom, wanad, molibden oraz wolfram ale zubożone w węgiel kryształują ferrytu stopowego wysokotemperaturowego  $\alpha(\delta)$  w postaci dendrytów:  $L \rightarrow L + \alpha(\delta)$ [17].

Stężenie stopowych składników (Cr, V, Mo, W) w wysokotemperaturowym ferrycie stopowym  $\alpha(\delta)$ , zwiększa się wraz ze zwiększeniem współczynnika podziału  $k_0$ . Równocześnie faza ciekła zostaje wzbogacona w stopowe pierwiastki o niskich współczynnikach podziału  $k_0$ , np. w węgiel oraz siarkę. Austenit wydziela się zawsze, mimo stosowania dużych szybkości chłodzenia [17].

Podczas wydzielania  $\alpha(\delta)$ , węgiel bardzo intensywnie segreguje do granic dendrytów. Segregacja Cr, W, Mo, a także V w  $\alpha(\delta)$  jest minimalna, z uwagi na ich niskie współczynniki dyfuzji. Wynika z tego, że przyczyną segregacji węglotwórczych pierwiastków (Cr, W, Mo oraz V) do granic komórek jest reakcja tworzenia  $\gamma$  w wyniku reakcji:  $L + \alpha(\delta) \rightarrow L + \gamma$ . Struktura otrzymana w wyniku szybkiego krzepnięcia szybkoznających stali jest złożona z węglików, austenitu, martenzytu, a także zależnie od składu chemicznego oraz warunków chłodzenia, ferrytu  $\delta$ . Według pomiarów mikrotwardości strefy przetopionej, zostało wykazane, że kształtowała się ona na poziomie 800 - 1200  $\mu$ HV. Zależała ona wyraźnie od parametrów procesu. Próby odporności na ścieranie, które były przeprowadzone za pomocą maszyny do ścierania, a także testy skrawania przeprowadzone na nożach tokarskich, obrabianych za pomocą lasera  $CO_2$ , nie wykazały wzrostu trwałości w stosunku do obrabianych konwencjonalnie materiałów. Istnieje możliwość wiązania tego ze względnie gruboziarnistą strukturą oraz

szczególną orientacją kryształów, które tworzą się podczas krzepnięcia obszaru przetapianego [21,22].

Dużą poprawę własności narzędzi skrawających: płytek wielostrzowych oraz noży tokarskich uzyskano, kiedy ich płaszczyzny przy krawędzi tnącej były nagrzewane impulsowym laserem. Wzrost trwałości w ten sposób obrobionych narzędzi może być tłumaczony znacznie rozdrobioną strukturą krystaliczną przetopionej strefy oraz zorientowaniem kolumnowych kryształów prostopadle do powierzchni. Badania elektronomikroskopowe wykazały, że kryształy austenitu, podczas chłodzenia do temperatury otoczenia, ulegają przemianie w martenzyt oraz otoczone są siatką węglików. Elektronomikroskopowe badania, które zostały przeprowadzone na foliach, wykonanych w dwóch prostopadłych płaszczyznach, pozwalają na przypuszczenie, że węgliki to mikrorurki utwierdzone głęboko pod powierzchnią oraz skierowanymi do niej prawie prostopadle [21,22].

Były także prowadzone badania na wielostrzowych próbkach wykonanych z szybko tnącej stali T15 w stanie po hartowaniu oraz odpuszczaniu. Przy pomocy impulsowego lasera rubinowego, zostały przetopione naroża płytek. Nagrzewanie było prowadzone poprzez sukcesywne nakładanie się kolejnych przetapianych obszarów. Przy stałej energii impulsu przeprowadzono przetapianie, zmieniając jedynie położenie ogniska wiązki względem powierzchni. Kształt krawędzi tnących praktycznie nie zmieniał się, przy stosowanych parametrach obróbki laserowej. Po laserowej obróbce, płytki pozostawały ostre. Struktura warstwy wierzchniej była zbudowana z drobnych kolumnowych kryształów, gdzie strukturę wewnętrzną stanowił martenzyt, austenit szczytkowy oraz ferryt  $\delta$ . W przetopionej strefie są także widoczne nie rozpuszczone węgliki pierwotne vanadu oraz wolframu. Ze względu na małą objętość strefy przetopionej, kryształy krystalizują prostopadle do podłoża oraz do powierzchni nagrzewanej. Taki układ zapewniał otrzymanie dobrych skrawających własności płytek. Rentgenowska mikroanaliza (EDS) wykazała dużą jednorodność rozmieszczenia W, Cr, V, Fe oraz Co w przetopionej strefie [21,22].

Pomiary mikrotwardości wykazały, że w przetopionej strefie jest ona niższa (950  $\mu$ HV) niż w hartowanym konwencjonalnie rdzeniu płytek (1000  $\mu$ HV). Największa twardość występowała w miejscach, gdzie zachodziły na siebie nagrzane obszary (ok. 1050  $\mu$ HV). Taki przyrost twardości może być wywołany poprzez wydzielanie się bardzo drobnych węglików, w czasie krótkotrwałego ponownego nagrzania obszaru uprzednio przetopionego. Po przetapianiu laserowym, część płytek została poddana odpuszczaniu przy temperaturach w zakresie 300 - 700°C przez 2 godz. Każdej z przetestowanych płytek była podporządkowana przeciwpróbka. Po każdym czwartym przejściu (co ok. 640 mm długości skrawania) test był przerywany, a płytki poddawano badaniom stopnia zużycia ostrza. Były one fotografowane przy pomocy mikroskopu optycznego oraz skaningowego. Test był przerywany gdy osiągnano tzw. *katastroficzne* zniszczenie ostrza. Objętość materiału przeciwpróbki usunięta do momentu katastroficznego zniszczenia ostrza płytki była miarą trwałości. Próby skrawania przeprowadzane na twardszych przeciwpróbkach wiórem 0,5 mm, wykazywały dwa razy wyższą trwałość obrabianych laserowo płytek w porównaniu do płytek po obróbce cieplnej konwencjonalnej. Podczas skrawania narzędzia tracą swoje dobre własności skrawające na skutek odpuszczającego działania temperatury, która osiąga zależnie od parametrów skrawania znacznie ponad 700°C w miejscu kontaktu narzędzia i wióra. W tym obszarze wzrasta współczynnik tarcia wióra względem narzędzia. Wraz ze wzrostem współczynnika tarcia, wzrasta temperatura

na granicy materiał skrawany - narzędzie. Temperatura ta w określonych warunkach może osiągać nawet 800°C. Na skutek tego, w pobliżu ostrza narzędzia, następuje zmiękczenie materiału oraz w efekcie wytarcie dołka. Równocześnie na ostrzu następuje naklejanie się skrawanego materiału oraz tworzenie tzw. „nosa”. Pojawienie się „nosa” w początkowym etapie skrawania, ułatwia proces lecz w miarę nadmiernego narastania, następuje jego odłamanie z częścią narzędzia, co prowadzi do katastroficznego zużycia narzędzia [21,22].

Opisane doświadczenia, wskazują na to, że proces umocnienia wierzchniej warstwy w czasie laserowego przetapiania narzędzi skrawających jest zależny głównie od właściwego doboru sposobu, a także parametrów przetapiania, a w efekcie od przebiegu krzepnięcia oraz przemian fazowych w stanie stałym, w przetopionej strefie [21,22].

## 2. BADANIA WŁASNE

Badania zostały wykonane na próbkach ze stali szybko tnącej bezkobaltowej HS6-5-2. Skład chemiczny badanej stali zestawiono w tablicy 1.

Tablica 1. Stężenie masowe pierwiastków w próbkach badanej stali HS6-5-2.

Table 1. The mass concentration of the in the HS6-5-2 steel samples.

Oznaczenie	Stężenie masowe pierwiastków, %					
	C	Cr	W	Mo	V	Co
HS6-5-2	0,84	4,2	6,3	5	1,9	-

Spiekanie próbek stali, zostało przeprowadzone w rurowym piecu w atmosferze przepływającej mieszaniny ochronnych gazów N<sub>2</sub>-10%H<sub>2</sub> w temperaturze 1260°C w czasie 30 min. Podczas nagrzewania wsadu pieca do temperatury spiekania, przeprowadzono degradację termiczną lepiszcza w postaci lakieru. Szybkość nagrzewania była równa 5°C/min.

Po procesie spiekania, zostały przygotowane zglądy na poprzecznym przekroju próbek aby ocenić strukturę w obszarze rowka w materiałach spiekanych, a także stopowanych laserem. Następnie spiekane próbki zostały poddane hartowaniu z temperatury 1220°C oraz dwukrotnemu odpuszczaniu w temperaturze 570°C.

Następnie nacinano na powierzchniach próbek rowek o szerokości i głębokości około 1 mm, który przedstawia ubytek materiału narzędziowego, który musi być poddany renowacji. Rowek został wypełniony proszkiem szybko tnącej stali tego samego gatunku z domieszką węgla wolframu WC. Wielkość ziarna proszku szybko tnącej stali wynosiła około 16 μm, a węgla wolframu WC 0,85 μm. Objętościowy udział węgla wolframu WC w stosunku do proszku stali M2 był równy 20%. Następnie, zmieszane zostały proszki i dodano do nich lakier bądź aceton oraz wypełniono rowki na powierzchniach wcześniej przygotowanych próbek tak sporządzoną gęstwą.

Do przetopienia stali HS6-5-2, został użyty laser diodowy dużej mocy HPDL Rofin DL 020. Jest to laser uniwersalny, o dużej mocy i można go stosować także do: spawania, napawania, a także do wzbogacania powierzchni. Laser ten jest wyposażony w obrotowy stolik roboczy, który porusza się w płaszczyźnie XY, układ zasilania oraz chłodzenia, dyszę gazu ochronnego, a także system komputerowy, który steruje oraz kontroluje pracę lasera i położenie stolika roboczego. Próbki stopowane laserem, zostały poddane dwukrotnemu odpuszczaniu ze względu na występowanie w stopowanym obszarze oraz w strefie wpływu ciepła martenzytu, który wytworzył się w wyniku szybkiego chłodzenia z temperatury stopowania.

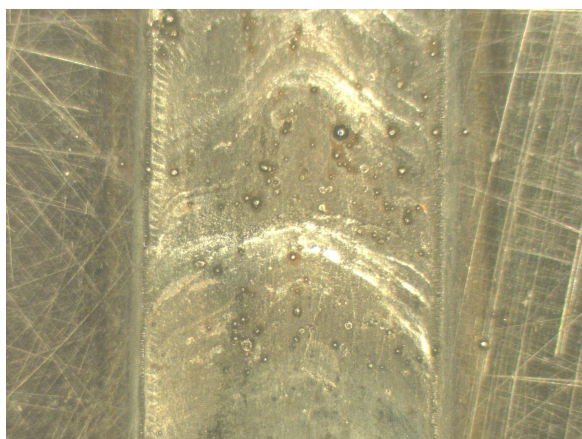
## Wyniki badań szerokości lica ściegu

Wstępne próby przetapiania stali, wykazały wyraźny wpływ parametrów procesu przetapiania, zwłaszcza mocy laserowej wiązki na kształt lica ściegu. Został zaobserwowany regularny oraz płaski kształt lica bez podtopień o stosunkowo dużej gładkości w analizowanym zakresie mocy lasera. Różne szerokości przetopienia, zostały otrzymane w zależności od mocy lasera. Zostało także stwierdzone oddziaływanie strumienia gazu osłonowego na topografię powierzchni poddanej modyfikacji laserowej. Wyniki przedstawione są w tabelicy 2. Charakterystyczna topografia powierzchni, a także kształt lica ściegu po przetapianiu laserowym stali szybko tnącej HS6-5-2, została przedstawiona na rysunkach 2 i 3.

Tablica 2. Szerokości przetopienia w zależności od mocy lasera.

Table 2. Remelting widths depending on the laser power.

Moc lasera, kW	0,7	1,4	1,7	2,0
Szerokość przetopienia stali HS6-5-2, mm	5,55	6,57	7	7,3
	5,5	6,5	7	7,2
	5,56	6,5	7,1	7,3
Średnia	5,54	6,52	7,03	7,3



Rysunek 2. Lico przetopienia stali HS6-5-2 w trakcie cyklu ustalonego przetapiania; gęstość mocy wiązki 1,7 kW; WC

Figure 2. View of the bead face remelted with parameters: beam power - 1.7 kW, WC coating



Rysunek 3. Lico przetopienia stali HS6-5-2 w fazie początkowej przetapiania; gęstość mocy wiązki 2,0 kW; WC

Figure 2. View of the bead face remelted with parameters: beam power - 2.0 kW, WC coating

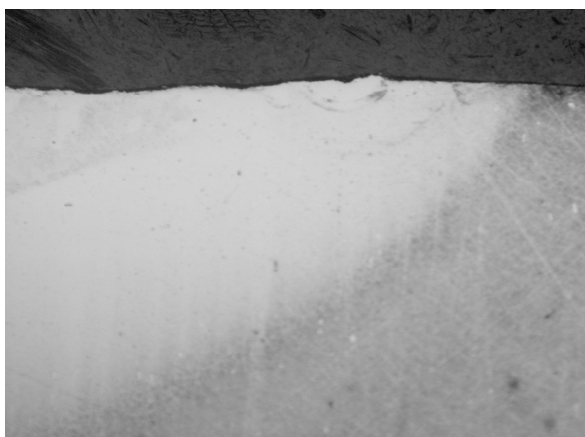
## Wyniki badań metalograficznych mikroskopowych

Na podstawie badań metalograficznych, stwierdzono, że w wierzchniej warstwie badanej stali szybko tnącej, występują dwie strefy: strefa przetopiona oraz strefa wpływu ciepła. Ich grubość zależy od zastosowanych parametrów laserowej obróbki (moc wiązki lasera, prędkość skanowania). Przy stałej prędkości skanowania wiązką lasera, zmiana mocy ma



wpływ na wielkość obszaru, w którym występują strukturalne zmiany w wierzchniej warstwie badanej stali. Moc wiązki lasera ma także wpływ na ukształtowanie dna przetopienia, a także wypukłości lica. Wpływają na nie silne ruchy konwekcyjne ciekłego metalu.

Dzięki badaniom metalograficznym (rys. 4-9), stwierdzono że struktura krzepnącego materiału po procesie laserowego przetapiania, odznacza się występowaniem obszarów o zróżnicowanej morfologii, która wiąże się z krystalizacją stali. Została zaobserwowana, charakterystyczna dla tych obszarów, wielokrotna zmiana kierunku wzrostu kryształów.



Rysunek 4. Brzeg przetopienia warstwy wierzchniej stali HS6-5-2 po laserowym przetopieniu; gęstość mocy wiązki 1,4 kW; pow. 1000x

*Figure 4. Remelting edge of the HS6-5-2 steel surface with parameters: beam power - 1.4 kW, 1000x*



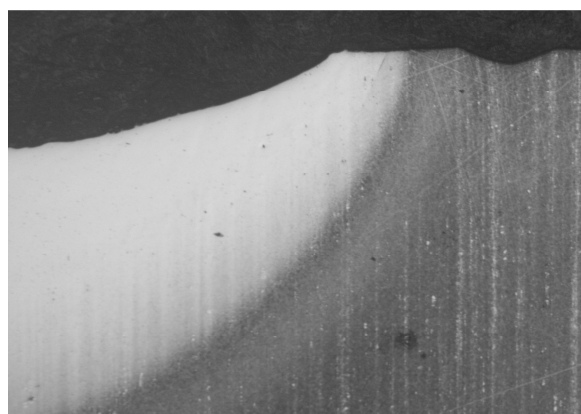
Rysunek 5. Brzeg przetopienia warstwy wierzchniej stali HS6-5-2 po laserowym przetopieniu; gęstość mocy wiązki 1,4 kW; pow. 1000x

*Figure 5. Remelting edge of the HS6-5-2 steel surface with parameters: beam power - 1.4 kW, 1000x*



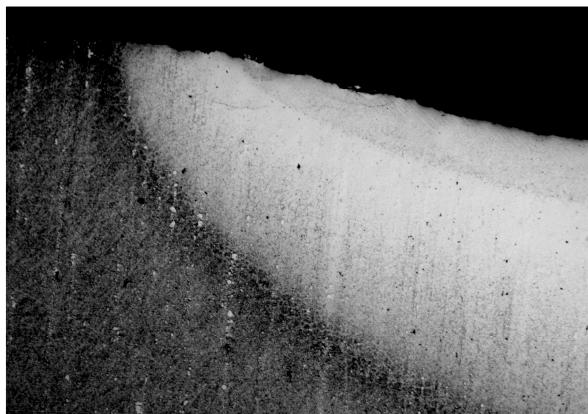
Rysunek 6. Brzeg przetopienia warstwy wierzchniej stali HS6-5-2 po laserowym przetopieniu; gęstość mocy wiązki 2,0 kW; pow. 500x

*Figure 6. Remelting edge of the HS6-5-2 steel surface with parameters: beam power - 2.0 kW, 500x*



Rysunek 7. Brzeg przetopienia warstwy wierzchniej stali HS6-5-2 po laserowym przetopieniu; gęstość mocy wiązki 2,0 kW; pow. 500x

*Figure 7. Remelting edge of the HS6-5-2 steel surface with parameters: beam power - 2.0 kW, 500x*



Rysunek 8. Brzeg przetopienia warstwy wierzchniej stali HS6-5-2 po laserowym przetopieniu; gęstość mocy wiązki 1,7 kW, WC pow. 1000x

*Figure 8. Remelting edge of the HS6-5-2 steel surface with parameters: beam power - 1.7 kW, WC coating, 1000x*



Rysunek 9. Warstwa wierzchnia stali HS6-5-2 po laserowym przetopieniu; gęstość mocy wiązki 1,7 kW, WC pow. 1000x

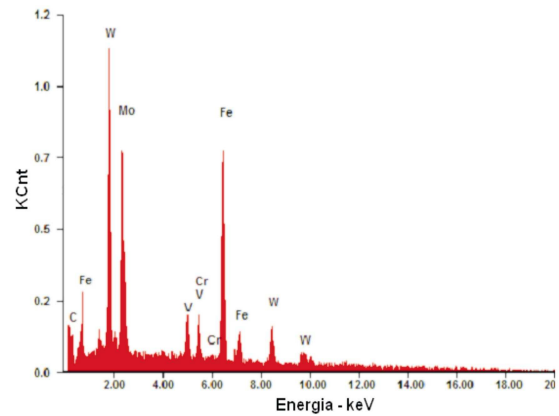
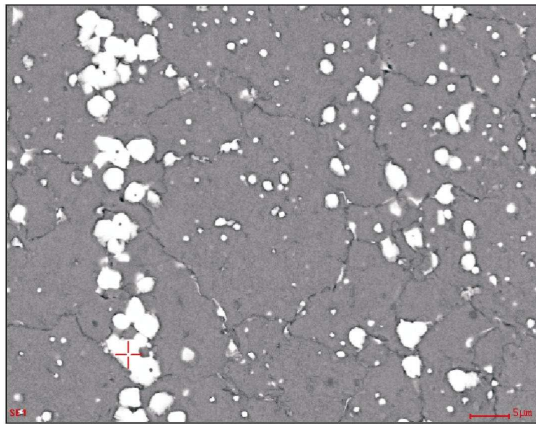
*Figure 9. Surface layer of HS6-5-2 steel after remelting: beam power - .7 kW, WC coating, 1000x*

Proces przetapiania oraz stopowania laserowego węglikiem wolframu, ma wpływ na rozdrobnienie struktury w całym badanym zakresie mocy lasera. W obszarze, który znajduje się na granicy pomiędzy fazą stałą oraz fazą ciekłą, występują niewielkie dendryty. Ich główne osie są zorientowane zgodnie z kierunkami odprowadzania ciepła. W Strefie tej, występuje znacznie mniejsza wielkość kryształów, w porównaniu do części środkowej przetopienia. Wiąże się to z prowadzeniem procesu krzepnięcia na częściowo przetopionych ziarnach rodzimego materiału (rys. 8). W strefie środkowej przetopionego materiału, gdzie ciepło odprowadzane jest we wszystkich kierunkach, powstaje struktura drobnych, równoosiowych kryształów. Zostało także stwierdzone, występowanie charakterystycznych wypływek na brzegach obszaru, który został poddany procesowi laserowego stopowania (rys. 7).

### **Wyniki rentgenowskiej mikroanalizy punktowej stopowanych warstw**

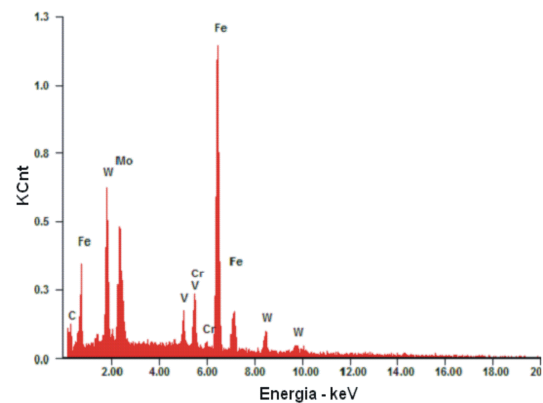
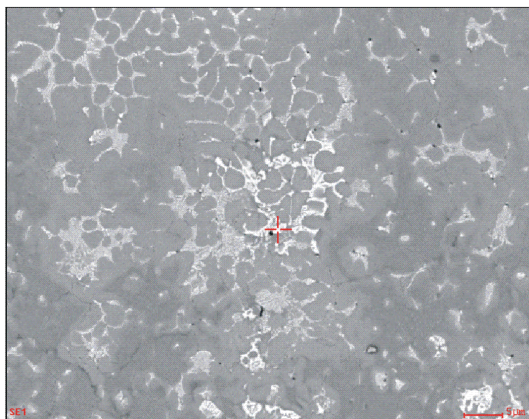
Sporządzone wykresy, po przeprowadzeniu badań metodą rentgenowskiej mikroanalizy, potwierdzają obecność pierwiastków, które wchodzi w skład wytworzonej warstwy wierzchniej, w wyniku procesu przetapiania oraz stopowania badanej stali szybkoznającej węglikiem wolframu (rys. 10-19). Analiza wykresów, składu chemicznego, które zostały otrzymane na poprzecznych zglądach warstwy wierzchniej przy pomocy systemu EDS, potwierdza obecność pierwiastków: C, W, Cr, V oraz Fe w odpowiednich strefach warstw wierzchnich. Uzyskano informacje na temat masowego oraz atomowego stężenia poszczególnych pierwiastków w punktowo badanych mikroobszarach osnowy oraz węglików w wyniku przeprowadzonej ilościowej mikroanalizy rentgenowskiej. Zostało stwierdzone występowanie wolframu w osnowie stali, a także w pozostałościach stopującego materiału (rys. 18-19). W wyniku badań punktowego rozkładu pierwiastków w przetopionej oraz stopowanej węglikiem wolframu warstwie, stwierdzono że wolfram wprowadzony do stali,

obecny jest tylko w strefie przetopionej. Jego stężenie wzrasta na granicach dendrytów, podobnie jak innych analizowanych, węglotwórczych pierwiastków (Cr, V).



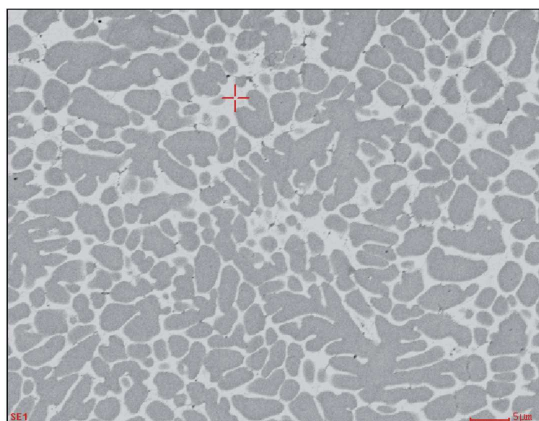
Rysunek 10. Stal szybko tnąca HS6-5-2 po standardowej obróbce cieplnej w temperaturze 1220<sup>0</sup>C z ujawnionymi węglnikami pierwotnymi  
*Figure 10. High-speed steel HS6-5-2 after standard heat treatment at 1220<sup>0</sup>C of primary carbides disclosed (SEM)*

Rysunek 11. Wykres natężenia w funkcji energii rozproszonego promieniowania rentgenowskiego w próbce stali HS6-5-2 po laserowym przetopianiu przy mocy wiązki 1,7 kW  
*Figure 11. Plot of intensity versus energy dispersive X-ray radiation analysis in the HS6-5-2 steel after remelting, beam power - 1.7 kW*

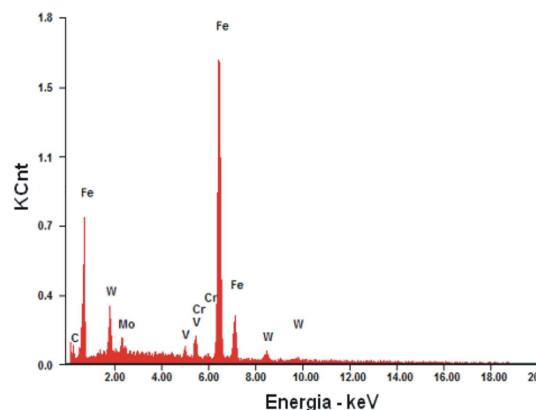


Rysunek 12. Strefa przejściowa warstwy wierzchniej stali szybko tnącej HS6-5-2 po laserowym przetopianiu przy mocy wiązki 1,7 kW, WC  
*Figure 12. Boundary of the remelted HS6-5-2 steel surface layer after alloying, beam power - 1.7 kW, WC coating (SEM)*

Rysunek 13. Wykres natężenia w funkcji energii rozproszonego promieniowania rentgenowskiego w próbce stali HS6-5-2 po laserowym przetopianiu przy mocy wiązki 1,7 kW, WC  
*Figure 13. Plot of intensity versus energy dispersive X-ray radiation, representing the pointwise WC carbide chemical composition analysis in the HS6-5-2 steel after alloying with the following parameters: beam power - 1.7 kW, WC coating*



Rysunek 14. Warstwa środkowa stali szybkoznanej HS6-5-2 po laserowym przetapianiu przy mocy wiązki 1,7 kW, WC coating (SEM)

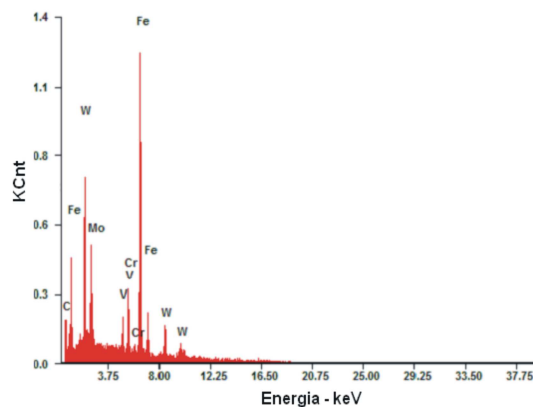


Rysunek 15. Wykres natężenia w funkcji energii rozproszonego promieniowania rentgenowskiego w próbce stali HS6-5-2 po laserowym przetapianiu przy mocy wiązki 1,7 kW, WC coating

Figure 15. Plot of intensity versus energy dispersive X-ray radiation, representing the pointwise WC carbide chemical composition analysis in the HS6-5-2 steel after alloying, beam power - 1.7 kW, WC coating

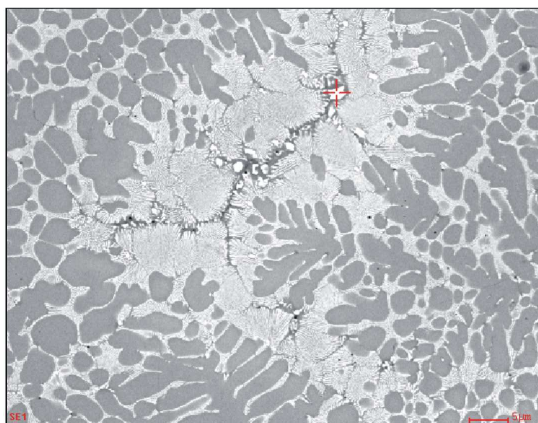


Rysunek 16. Warstwa środkowa stali szybkoznanej HS6-5-2 po laserowym przetapianiu przy mocy wiązki 1,7 kW, WC coating (SEM)



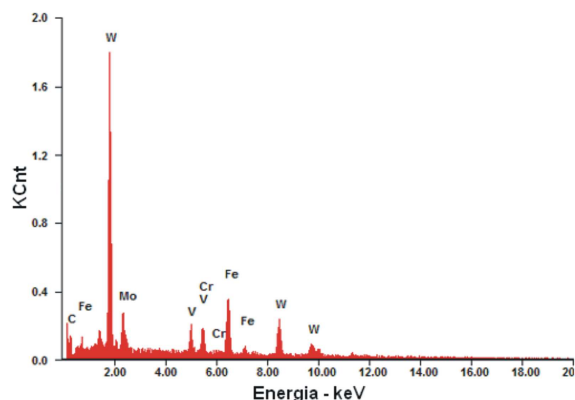
Rysunek 17. Wykres natężenia w funkcji energii rozproszonego promieniowania rentgenowskiego w próbce stali HS6-5-2 po laserowym przetapianiu przy mocy wiązki 1,7 kW, WC coating

Figure 17. Plot of intensity versus energy dispersive X-ray radiation, representing the pointwise WC carbide chemical composition analysis in the HS6-5-2 steel after alloying, beam power - 1.7 kW, WC coating



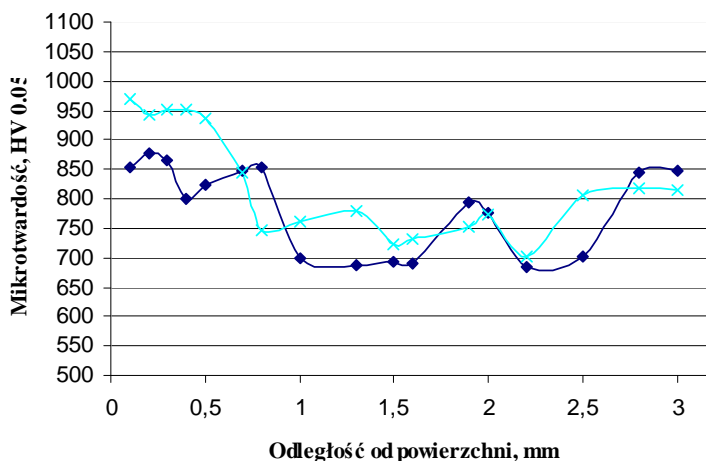
Rysunek 18. Częściowo nadtopiony węgiel WC w strefie środkowej warstwy wierzchniej stali szybko tnącej HS6-5-2 po laserowym przetopieniu przy mocy wiązki 1,7 kW, WC

Figure 18. Alloying material in the steel surface layer after alloying with laser beam at 1.7 kW, WC coating (SEM)



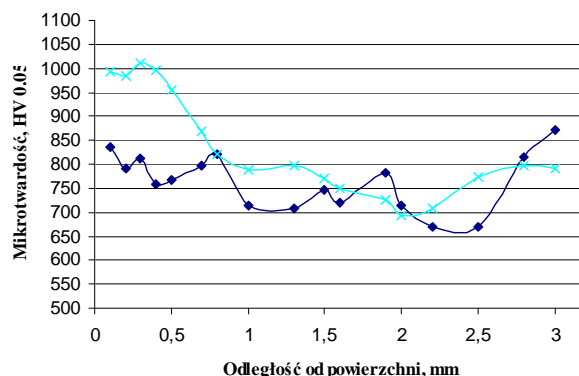
Rysunek 19. Wykres natężenia w funkcji energii rozproszonego promieniowania rentgenowskiego w próbce stali HS6-5-2 po laserowym przetopieniu przy mocy wiązki 1,7 kW, WC

Figure 19. Plot of intensity versus energy of dispersed X-ray radiation, representing the pointwise WC carbide chemical composition analysis in the HS6-5-2 steel after alloying, beam power - 1.7 kW, WC coating



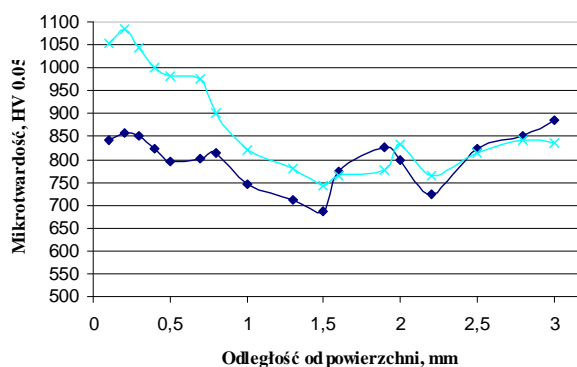
Rysunek 20. Zestawienie zmian mikrotwardości warstwy wierzchniej stali HS6-5-2: a) po przetopieniu laserem o mocy 1,4 kW, przy stałej prędkości przetapiania 0,5 m/min, b) po odpuszczaniu

Figure 20. Microhardness change of the HS6-5-2 steel surface layer after remelting; a) with the 1.4 kW power laser at the constant 0.5 m/min alloying rate, b) after tempering.



Rysunek 21. Zestawienie zmian mikrotwardości warstwy wierzchniej stali HS6-5-2: a) po przetopieniu laserem o mocy 1,7 kW i stopowaniu WC, przy stałej prędkości przetapiania 0,5 m/min, b) po odpuszczaniu

Figure 21. Microhardness change of the HS6-5-2 steel surface layer after alloying with the WC tungsten carbide; a) with the 1.7 kW power laser at the constant 0.5 m/min alloying rate, b) after tempering



Rysunek 22. Zestawienie zmian mikrotwardości warstwy wierzchniej stali HS6-5-2: a) po przetopieniu laserem o mocy 2,0 kW i stopowaniu WC, przy stałej prędkości przetapiania 0,5 m/min, b) po odpuszczaniu

Figure 22. Microhardness change of the HS6-5-2 steel surface layer after alloying with the WC tungsten carbide; a) with the 2.0 kW power laser at the constant 0.5 m/min alloying rate, b) after tempering

Wyniki badań twardości stali narzędziowej szybko tnącej po procesie standardowej obróbki cieplnej, a także po przetopieniu oraz stopowaniu węglikiem wolframu, wykazują że obróbka laserowa wierzchnich warstw powoduje wzrost ich twardości. Wierzchnia warstwa stali szybko tnącej poddana przetopieniu, cechuje się najwyższą twardością 63,7 HRC po procesie przetopienia laserem o mocy 1,4 kW. Twardość warstwy wierzchniej stali po stopowaniu węglikiem wolframu, zwiększa się do 66,5 HRC przy mocy wiązki lasera 2,0 kW.

Na podstawie badań mikrotwardości, stwierdzono że największą mikrotwardością odznaczają się wierzchnie warstwy stali szybko tnącej, stopowanej węglikiem wolframu o grubości powłoki 0,11 mm. Największą twardość wierzchniej warstwy przetopionej

laserem, odnotowano przy użyciu mocy wiązki 2,0 kW i wyniosła ona 1086 HV0,05. Zestawienie zmian mikrotwardości warstwy wierzchniej stali HS6-5-2 zostało przedstawione na rysunkach 20-22.

## **5. PODSUMOWANIE**

Badania w niniejszej pracy skoncentrowane są nad zastosowaniem lasera diodowego dużej mocy HPDL w procesie laserowej obróbki cieplnej i stopowania warstwy wierzchniej stali szybko tnącej HS6-5-2 węglikiem wolframu WC, w celu dodatkowego zwiększenia twardości stali. Praca ma na celu, zapoznanie się ze strukturalnymi mechanizmami zachodzącymi w warstwie wierzchniej stali przetopionej przy użyciu lasera diodowego dużej mocy, a także w strefie wpływu ciepła, po przetapianiu i stopowaniu stali.

Zastosowanie maksymalnej mocy lasera, powoduje uzyskanie największej grubości przetopienia warstwy wierzchniej. Jednak w wyniku oddziaływania silnych ruchów cieczy, dno przetopienia ulega pofalowaniu. Wprowadzone do stali pierwiastki stopujące są obecne jedynie w przetopionej strefie, jednak ich stężenie wzrasta na granicach dendrytów.

Dużą rolę w procesie przetapiania oraz stopowania, odgrywa oddziaływanie strumienia gazu osłonowego na powierzchnię ciekłej stali, który przepływa w miejscu tworzenia się warstwy wierzchniej oraz zabezpieczającego stal w stanie ciekłym przed kontaktem z powietrzem.

Na podstawie badań metalograficznych stwierdzono występowanie w warstwie wierzchniej stali szybko tnącej, dwóch stref: strefy przetopionej, a także strefy wpływu ciepła. Ich grubość zależy od zastosowanych parametrów obróbki laserowej (typ obróbki laserowej, moc wiązki lasera, ilość podanego proszku stopującego). Badania wykazują, że przy stałej prędkości skanowania wiązką lasera, zmiana mocy wiązki wpływa na wielkość obszaru, w którym występują zmiany strukturalne w warstwie wierzchniej stali. Moc wiązki lasera ma także związek z ukształtowaniem dna przetopienia oraz wypukłości lica ściegu

Mikroanaliza rentgenowska wykazała, że w stali, która została poddana procesowi laserowego stopowania mieszaniną proszków stali HS6-5-2 oraz węglika wolframu, stwierdzono występowanie drobnych, równo rozłożonych węglików w strefie przetopienia, a także niedużej segregacji węglików na granicach ziarn w materiale, który został poddany obróbce cieplnej. W strefie przetopionej, występuje dendrytyczna struktura. W osnowie materiału rodzimego, występują skupiska nierozpuszczonych węglików stopującego materiału.

Badania składu fazowego warstwy wierzchniej z wykorzystaniem rentgenowskiej analizy punktowej, wykazały występowanie fazy Fe zarówno w stali w stanie wyjściowym jak również po laserowym stopowaniu węglikiem wolframu.

Badania twardości stali szybko tnącej HS6-5-2, wykazały że twardość stali wzrasta wraz ze zwiększaniem mocy lasera do 2,0 kW, dla której średnia wartość wynosi 66,5 HRC.

Badania mikrotwardości wykazały, że największa twardość występuje przy użyciu mocy 2,0 kW i jest równa 1086 HV0,05.

## **LITERATURA**

1. F. Bachmann, High Power Diode Laser Technology and Applications, Proceedings of SPIE Vol. 3888, s. 394-403, 2000.

2. M. Białecki, Charakterystyki stali-Stale narzędziowe, Wydawnictwo Śląsk, Katowice, 1979.
3. M. Blicharski, Inżynieria Materiałowa-Stal, WNT, 2004.
4. J.D. Bolton, M. Jeandin, C.J Tresy, Powder Metallurgy, 33/2, s. 126-131, 1990.
5. T. Burakowski, J. Strauss, Rozwój techniki laserowej dla potrzeb technologicznych. „Metaloznawstwo, Obróbka cieplna, Inżynieria powierzchni”, nr. 88, s. 3-7, 1987.
6. T. Burakowski, T. Wierzchoń, Inżynieria powierzchni metali, WNT, 1995.
7. L.A. Dobrzański, W. Sitek, J. Trzaska, K. Gołombek, E. Hajduczek, Zasady doboru materiałów inżynierskich z kartami charakterystyk, Wydawnictwo Politechniki Śląskiej, Gliwice, 2000.
8. L.A. Dobrzański, Podstawy nauki o materiałach i metaloznawstwo, Wydawnictwa Naukowo-Techniczne, 2003.
9. L.A. Dobrzański, G. Matula, Hutnik, Wiadomości Hutnicze, 72/3, s. 187-194, 2005.
10. L.A. Dobrzański, Materiały inżynierskie i projektowanie materiałowe, Wydawnictwo Naukowo-Techniczne, 2006.
11. L.A. Dobrzański, Metaloznawstwo opisowe stopów żelaza, Wydawnictwo Politechniki Śląskiej, 2007.
12. R. Domański, Promieniowanie laserowe-oddziaływanie na ciała stałe, Wydawnictwa Naukowo-Techniczne, Warszawa, 1990.
13. W.W. Duley, Laser processing and analysis of materials. Plenum Press, New York-London, 1983.
14. K. Folek, Charakterystyki Stali, Wydawnictwo Śląsk, 1978.
15. V. Gregson, Proceedings of the Conference „Laser Heat Treatment”, paper nr 15, Laser Institute of America, Toledo, Ohio 1981.
16. M. Haag, T. Rudlaff, Assessment of different high power diode lasers for materials processing, Proceedings of the SPIE, Vol. 3097, s. 583-591, 1997.
17. M. Igharo, J.V. Wood, Effect of consolidation parameters on properties of sintered high-speed steels, 33/1, s. 70-76, Powder Metallurgy, 1990.
18. F. Kaczmarek, Podstawy działania laserów, Wydawnictwa Naukowo-Techniczne, Warszawa 1983.
19. F. Kaczmarek, Wstęp do fizyki laserów, wyd. II, PWN, Warszawa, 1987.
20. H. Klejman, Lasery, PWN, Warszawa, 1974.
21. J. Kusiński, Lasery i ich zastosowanie w inżynierii materiałowej, Kraków, 2000.
22. J. Kusiński, „Metalurgiczne podstawy kształtowania struktury i własności warstwy wierzchniej materiałów podczas obróbki laserowej”, Materiały konferencji nt. „Obróbka Powierzchniowa III”, Częstochowa-Kule'96, s. 122-131.
23. J. Leżański i in., Hutnik, 12, 1993.
24. J. Leżański, Spiekane kompozyty stal szybko tnąca, miedź, tom I, s. 127-132, Konferencja Naukowo-Techniczna, Szczecin-świnoujście, 1998.
25. L. Li, The advances and characteristics of high power diode laser materials processing, Optics and Lasers in Engineering 34, 231-253, 2000.
26. J. Lis, R. Pampuch, Spiekanie, Uczelniane Wydawnictwa Naukowo-Dydaktyczne, Kraków, 2000.
27. J. Lisboa i in., Powder Metallurgy, 37, s. 995-998, 1994.
28. S. Orzechowski, Stale narzędziowe, Wydawnictwo Śląsk, Katowice, 1962.
29. S. Prowans, Metaloznawstwo, PWN, Warszawa, 1986.