

**ZALEŻNOŚĆ WARUNKÓW STOPOWANIA LASEROWEGO
ORAZ STRUKTURY I WŁASNOŚCI STALI X40CrMoV5-1**M. BONEK¹, L.A. DOBRZAŃSKI², A. KLIMPEL³^{1,2} Instytut Materiałów Inżynierskich i Biomedycznych, Politechnika Śląska,
ul. Konarskiego 18a, 44-100 Gliwice³ Katedra Spawalnictwa, Politechnika Śląska,
ul. Konarskiego 18a, 44-100 Gliwice**STRESZCZENIE**

Badania obejmują przetapianie i stopowanie węglikiem wolframu warstwy wierzchniej stali narzędziowej stopowej do pracy na gorąco X40CrMoV5-1 z zastosowaniem lasera diodowego dużej mocy (HPDL). Rezultatem wykonywanych badań jest zbadanie i udowodnienie mechanizmów strukturalnych towarzyszących obróbce laserowej. Ma to ważne znaczenie poznawcze i daje podstawy do praktycznego wykorzystania tych technologii do kształtowania nowych narzędziowych funkcjonalnych materiałów gradientowych i regeneracji narzędzi już eksploatowanych.

Key words: manufacturing and processing, heat treatment, laser, tool materials

1. WPROWADZENIE

Powierzchniowa obróbka laserowa jest nową technologią zmiany własności warstwy wierzchniej materiałów, bez istotnej zmiany własności ich rdzenia. W miarę wzrostu zapotrzebowania na nowe technologie, lasery znajdują zastosowanie w każdej gałęzi przemysłu i usług. Materiały stosowane w obróbce laserowej to stale i inne stopy żelaza (w tym odlewnicze), metale nieżelazne i ich stopy, papier, tektura, ceramika, drewno oraz tworzywa sztuczne [1-5]. Poprzez zmianę parametrów procesu, takich jak

¹ dr inż., miroslaw.bonek@polsl.pl

² dr h.c. prof. zw. dr hab. inż., leszek.dobrzanski@polsl.pl

³ prof. zw. dr hab. inż., andrzej.klimpel@polsl.pl

moc lasera, średnica wiązki bądź szybkość skanowania, laser może wykonać wiele funkcji.

Własności wiązki laserowej w połączeniu z dokładnością pozycjonowania rzędu setnych części milimetra pozwalają na przeprowadzanie bardzo precyzyjnych procesów nakładania warstw wierzchnich, napraw, a nawet produkcji gotowych elementów. Ponieważ techniki bezpośredniego wytwarzania są nadal na etapie badawczym, szczególnym zainteresowaniem cieszą się także obecnie procesy regeneracji wykorzystujące szczególne własności promieniowania laserowego. Zasadniczym celem laserowego przetapiania warstw wierzchnich materiałów jest modyfikacja struktury i związanych z nią własności. Dzięki tworzeniu jednorodnej chemicznie, drobnokrystalicznej warstwy wierzchniej bez zmiany składu chemicznego materiału uzyskuje się zwiększenie odporności głównie na ścieranie i zmęczenie cieplne. Jeszcze korzystniejsze efekty w postaci zwiększenia własności użytkowych można uzyskać w wyniku stopowania warstwy wierzchniej materiału cząstkami twardych faz węglików, tlenków lub azotków [4, 6-16].

Badania w wielu ośrodkach naukowych są skoncentrowane obecnie nad zastosowaniem lasera diodowego dużej mocy w procesie laserowej obróbki cieplnej i stopowania warstw wierzchnich nowych narzędzi ze stali narzędziowych w celu dodatkowego zwiększenia ich twardości oraz odporności na zużycie ścierne, jak również w celu regeneracji zużytych powierzchni roboczych narzędzi wykonanych z tych stali. Istota tych badań dotyczy, poznania mechanizmów strukturalnych zachodzących w warstwie wierzchniej stali przetapianej przy użyciu lasera diodowego dużej mocy oraz w strefie wpływu ciepła, w trakcie procesów przetapiania i stopowania mechanicznego stali, która może znaleźć zastosowanie na nowe narzędzia stosowane głównie do obróbki plastycznej na gorąco, jak również w innych procesach kształtowania mechanicznego, w tym także obróbki skrawaniem niektórych materiałów, głównie niemetalowych, np. drewna, materiałów polimerowych i kompozytowych o osnowie polimerowej, narzędzi wielkogabarytowych, uszkodzonych powierzchniowo w czasie eksploatacji, np. narzędzi kuźniczych lub walców do walcowania no gorąco.

2. METODYKA BADAŃ

Badania wykonano na próbkach ze stali narzędziowej stopowej do pracy na gorąco X40CrMoV5-1. Badaną stal wytopiono w piecu elektrycznym próżniowym przy ciśnieniu ok. 1 Pa, odlano we wlewkę o masie ok. 250 kg i poddano kuciu wstępnemu w zakresie temperatury 1100-900°C na pręty o średnicy 75 mm, które wyżarzono zmiękczająco. Po wykonaniu metodami obróbki skrawaniem próbek o wymiarach \varnothing 70 mm i grubości 6 mm poddano je obróbce cieplnej. Próbki austenitizowano w piecu kąpielowym solnym i odpuszczono w piecu komorowym w atmosferze ochronnej – argonu. Próbki podgrzano do temperatury austenitizowania stopniowo, z przystankiem izotermicznym w 650 i 850°C przez 15 min. Austenitizowano przez 30 min w temperaturze 1060°C i chłodzono w gorącym oleju. Po hartowaniu próbki odpuszczono dwukrotnie, każdorazowo przez 2 godziny w temperaturze 510°C.

Powierzchnie próbek piaskowano i poddano obróbce mechanicznej na szlifierce magnetycznej. Na odtłuszczone próbki nałożono proszkową powłokę węgliku wolframu WC o dwóch różnych grubościach 0,06 mm i 0,11 mm, związanego lepiszczem nieorganicznym.

Próbki stali X40CrMoV5-1, zamocowane w obrotniku przetopiono wiązką lasera dużej mocy (HPDL) Rofin DL 020. Wymiary ogniskowanej na powierzchni materiału wiązki lasera wynoszą 1,8 x 6,8 mm. Robocza długość ogniskowa (mierzona od powierzchni szkła ochronnego w głowicy) wynosi 92 mm. Użyto wielomodowego rozkładu energii.

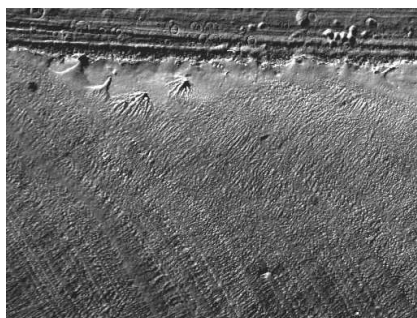
W trakcie badań dobrano prędkość stabilnego przebiegu procesu 0,5 m/min. Dalsze próby przeprowadzono przy stałej prędkości przetapiania, zmieniając moc wiązki laserowej w zakresie 0,7-2,5 kW podczas przetapiania i stopowania warstwy wierzchniej próbek. Doświadczalnie określono, iż pełną osłonę obszaru przetopień zapewnia nadmuch argonu o natężeniu przepływu gazu 20 l/min przez dyszę kołową o średnicy ϕ 12mm, skierowaną przeciwnie do kierunku przetapiania. Po przetopieniu i stopowaniu próbki poddano obróbce mechanicznej polegającej na usunięciu nieprzetopionej powłoki węgliku wolframu. Badania metalograficzne struktur materiału po laserowym przetapianiu warstwy wierzchniej wykonano na mikroskopie świetlnym LEICA MEF4A przy powiększeniach od 100 do 1000x. Badania struktury oraz pomiar grubości odpowiednich stref w warstwie wierzchniej przeprowadzono również porównawczo na zglądach poprzecznych w mikroskopie skaningowym DSM 940 firmy OPTON przy powiększeniach 1000 i 5000x. Do badań grubości poszczególnych stref warstwy wierzchniej oraz pomiaru pola powierzchni ziarn wykorzystano komputerowy system analizy obrazu Leica-Qwin.

Pomiary twardości wykonano metodą Rockwella w skali C na próbkach poddanych standardowej obróbce cieplnej oraz przetopionych i stopowanych przy użyciu lasera diodowego dużej mocy przy różnych parametrach, wykonując dla każdego stanu po 10 pomiarów, i licząc ich wartość średnią. Wyniki badań opracowano statystycznie. Twardość zmierzono na szlifowanych i polerowanych mechanicznie płaszczyznach czołowych próbek. Badania zmian mikrotwardości na przekroju ścieżek laserowych w funkcji odległości od powierzchni przeprowadzono na ultramikrotwardościomierzu DUH 202 firmy Shimadzu. Pomiarów dokonano przy obciążeniu 0,05 N, wykonując niezbędną liczbę odcisków na przekroju każdej badanej próbki, odpowiednio do głębokości zmian strukturalnych w warstwie wierzchniej materiału. Pomiary mikrotwardości prowadzono wzdłuż linii prostopadłych do powierzchni próbek, wzdłuż osi lica ściegu.

3. OMÓWIENIE WYNIKÓW BADAŃ

Próby przetapiania i stopowania węglikiem wolframu stali narzędziowej stopowej do pracy na gorąco X40CrMoV5-1 wykazują wyraźny wpływ parametrów procesu przetapiania i stopowania, w szczególności mocy wiązki laserowej, na kształt lica ściegu (rys. 1). Obróbka w analizowanym zakresie mocy lasera zapewnia regularny

i płaski kształt lica, bez podtopień i o stosunkowo dużej gładkości. Na ścieżkach powstałych podczas laserowego stopowania warstwy wierzchniej występują nieliczne wgłębienia i nierówności powierzchni będące skutkiem intensywnego jej nagrzewania. Głównym czynnikiem decydującym o tworzeniu warstw stopowych jest transport materiału w ciekłym metalu, wywołany siłami napięcia powierzchniowego. Nierównomierne nagrzanie materiału wskutek oddziaływania wiązki laserowej powoduje, że na powierzchni cieczy powstaje duży gradient napięcia powierzchniowego. Siła skierowana od centrum wiązki, gdzie temperatura jest najwyższa, powoduje ruch roztopionego materiału do brzegów ścieżki przetopienia oraz odkładanie się materiału stopującego w osi i na brzegach ścieżki przetopienia. Wzrost mocy lasera oraz grubości powłoki węgla wolframu naniesionej na powierzchnię stali przed przetopieniem przy stałej prędkości posuwu wiązki lasera powoduje wzrost chropowatości i nieregularności kształtu lica ściegu. Efekt ten jest związany ze wzrostem absorpcji promieniowania lasera przez powierzchnię próbki, dzięki wyższemu współczynnikowi absorpcji węgla wolframu w porównaniu ze współczynnikiem absorpcji powierzchni stali. Wzrost absorpcji powoduje zwiększenie intensywności procesu przetapiania warstwy wierzchniej stali. Uzyskanie różnej grubości stref stopowanych wiąże się z efektem absorpcji promieniowania laserowego przez powierzchnię próbek pokrywanych pastą składającą się z węgla wolframu i lepiszcza nieorganicznego. Lepiszczko najpewniej ulega dynamicznemu odparowaniu w trakcie procesu przetapiania i nie powoduje zmiany składu chemicznego na powierzchni stali. Znaczącą rolę w procesie przetapiania i stopowania odgrywa również oddziaływanie strumienia gazu osłonowego na powierzchnię ciekłej stali przepływającego w miejscu tworzenia się warstwy wierzchniej i zabezpieczającego stal w stanie ciekłym przed kontaktem z powietrzem oraz usuwającego produkty rozpadu lepiszcza nieorganicznego, użytego jako materiał wiążący proszku węgla wolframu, jak również biorącego udział w kształtowaniu krystalizującego lica ściegu oraz transporcie pozostającego na powierzchni przetopienia materiału stopującego.



Rys. 1. Widok lica po stopowaniu laserem HPDL przy parametrach: moc wiązki – 2,3 kW, grubość powłoki WC – 0,06 mm.

Fig 1. Part shape of bead face after alloying with HPDL laser with parameters: beam power – 2,3 kW, WC coating thickness – 0.06 mm (SEM)



Rys. 2. Brzeg przetopienia warstwy wierzchniej stali po stopowaniu przy parametrach: prędkość skanowania – 0,5 m/min, moc wiązki – 1,5 kW, grubość powłoki WC – 0,11 mm.

Fig. 2. Remelting edge of the steel surface after alloying with parameters: scanning rate – 0.5 m/min, beam power – 1.5 kW, WC coating thickness – 0.11 mm.

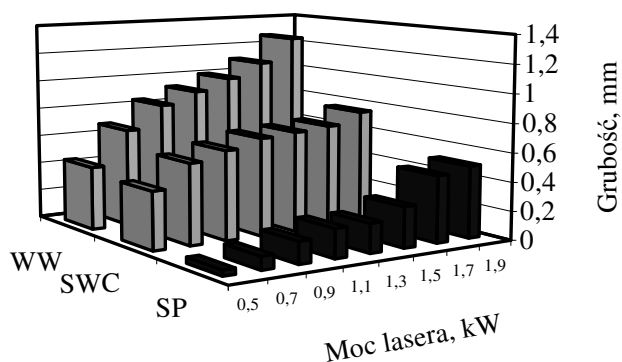


Rys. 3. Granica strefy przetopionej warstwy wierzchniej stali po stopowaniu przy parametrach: prędkość skanowania – 0,5 m/min, moc wiązki – 0,9 kW, grubość powłoki WC – 0,06 mm.

Fig. 3. Boundary of the remelted steel surface layer after alloying with parameters: scanning rate – 0.5 m/min, beam power – 1.3 kW, WC coating thickness – 0.06 mm.

W przypadku stopowania proszkiem węgla wolframu, którego temperatura topnienia jest znacznie wyższa od temperatury topnienia stali, następuje wtapianie nierozpuszczonych ziarn proszku węgla wolframu w roztopione podłoże stalowe (rys. 2). Następuje wówczas silna cyrkulacja ciekłego metalu, a po przejściu wiązki laserowej gwałtowne krzepnięcie. Ułożenie pasm zakrzepłych kryształów jest zgodne ze schematem ruchów konwekcyjnych w jeziorce przetapianego materiału, przedstawionym w literaturze [4]. Szybka krystalizacja prowadzi do zróżnicowania struktury w przekroju strefy przetopionej (rys. 3). W zależności od zastosowanych parametrów obróbki mieszanie się materiału przebiega według zróżnicowanych

mechanizmów. Przy małych energiach oddziaływania lasera na materiał, linie kapilarne nie są ze sobą połączone, a struktura przetopienia jest stosunkowo jednorodna. Wraz ze zwiększeniem mocy lasera występuje zawirowanie linii kapilarnych, które zaczynają się ze sobą łączyć. Dno przetopienia jest nadal płaskie, natomiast na powierzchni pojawia się niewielka falistość. Zastosowanie maksymalnej energii lasera powoduje uzyskanie największej grubości przetopienia, jednakże w wyniku oddziaływania silnych ruchów cieczy, dno przetopienia ulega pofalowaniu. Ze wzrostem mocy lasera, a przez to oddziaływania wiązki na materiał następuje wzrost głębokości strefy przetopienia powstający na skutek przewodnictwa cieplnego. Potwierdzono występowanie w warstwie wierzchniej badanej stali strefy przetopionej i strefy wpływu ciepła, których grubość jest zależna od zastosowanych parametrów obróbki laserowej (rys. 4).



Rys. 4. Wpływ mocy lasera na grubość strefy przetopionej SP, strefy wpływu ciepła SWC i warstwy wierzchniej WW stali X40CrMoV5-1 po laserowym stopowaniu węglikiem wolframu o grubości powłoki 0,11 mm.

Fig. 4. Diagram of thickness changes of particular areas in X40CrMoV5-1 steel surface layers after alloying, thickness of the coating WC – 0,11mm; WW – surface layer, SWC - heat effected zone, SP – remelted zone

Struktura materiału krzepnącego po przetopieniu laserowym charakteryzuje się występowaniem obszarów o zróżnicowanej morfologii, związanej z krystalizacją stali. W przetopieniu materiałów wiązką promieniowania laserowego o pracy ciągłej, następuje przemieszczanie się wiązki lasera względem obrabianego materiału, przez co proces przetopiania jest dynamicznym. W obróbce tej kierunek największego gradientu temperatury ulega nieustannym zmianom podczas przemieszczania się źródła ciepła. Krzepnące kryształy w początkowym etapie wzrastają dziedzicząc strukturę i orientację częściowo przetopionych ziarn materiału rodzimego, znajdujących się na granicy wyznaczonej pomiędzy fazą stałą i fazą ciekłą materiału (rys. 3). Znacznie mniejsza wielkość kryształów w tej strefie, w porównaniu do centralnej części przetopienia, jest związana z inicjowaniem procesu krzepnięcia na nierozpuszczonych węglkach i ziarnach osnowy. W tak dynamicznych warunkach krystalizacji wzrastające kryształy

kolumnowe w warstwie przetopionej zorientowane są w kierunku największego gradientu temperatury i jednocześnie utrzymana jest orientacja uprzywilejowanego wzrostu $\langle 100 \rangle$, charakterystycznego dla materiałów o strukturze regularnej.

Skład chemiczny stali oraz warunki jej krystalizacji wpływają na przemiany fazowe zachodzące podczas procesów krzepnięcia i chłodzenia. W wyniku szybkiej krystalizacji stali narzędziowych stopowych do pracy na gorąco po laserowym przetapianiu najczęściej następuje wydzielanie ferrytu wysokotemperaturowego z roztworu ciekłego. Kolejno zachodzi reakcja perytektyczna, która prowadzi do powstania austenitu. Duży wpływ na powstanie austenitu ma stężenie węgla i pierwiastków stopowych, które w zależności od ich stężenia mogą wydzielać się bezpośrednio z cieczy, wykazując wyraźną segregację na granicach dendrytów. W warstwie stopowanej badanej stali następuje wydzielanie się węglików $M_{23}C_6$, M_7C_3 lub M_6C z austenitu oraz występują węgliki WC.

Laserowa modyfikacja warstw wierzchnich wpływa na zwiększenie twardości powierzchni stali. Efekt ten osiągany jest dzięki występowaniu przemian fazowych ściśle związanych z szybkością odprowadzania ciepła ze strefy przetopionej. Czynnikiem, który w głównej mierze decyduje o szybkości chłodzenia jest grubość przetapianej warstwy, zależna od zaabsorbowanej energii promieniowania i czasu oddziaływania wiązki lasera na powierzchnię stali. Przy stałej prędkości przetapiania jedynie moc lasera wpływa na energię dostarczoną do warstwy wierzchniej. Przy niskiej mocy wiązki laserowej głębokość przetopienia jest niewielka, przez co szybkość odprowadzania ciepła jest najwyższa. Duża szybkość chłodzenia powoduje występowanie superszybkich przemian fazowych, przez co w materiale występuje drobnokrystaliczna struktura martenzytu odpowiedzialna za wzrost twardości. Najwyższa twardość warstwy wierzchniej stali poddanej laserowemu przetapianiu – 61,1 HRC, występuje po przetapianiu wiązką lasera o mocy 1,4 kW. Warstwa wierzchnia stali stopowanej węglikiem wolframu o grubości powłoki stopującej równej 0,06 mm, wykazuje maksymalny wzrost twardości do 64,5 HRC przy mocy wiązki lasera równej 1,9 kW. Porównywalna twardość jest charakterystyczna dla większości mocy wiązki lasera użytych przy tej grubości powłoki stopującej. Maksymalna twardość 66,5 HRC warstwy wierzchniej jest uzyskiwana w wyniku stopowania laserem o mocy 0,7 kW węglikiem wolframu o grubości 0,11 mm powłoki stopującej. Maksymalna średnia mikrotwardość 1220 HV_{0,05}, spośród wszystkich próbek stali poddanych laserowej modyfikacji, jest zapewniona przy mocy lasera 1,7 kW stali stopowanej węglikiem wolframu o grubości powłoki 0,11 mm. Podczas stopowania stali węglikiem wolframu o grubości powłoki 0,06 mm z mocą wiązki lasera 0,7 kW średnia mikrotwardość wynosi 1255 HV_{0,05}. Jest to jednak jedyny przypadek takiego znacznego wzrostu twardości warstwy wierzchniej spośród całej grupy próbek stopowanych węglikiem wolframu o grubości powłoki 0,06 mm, który znacznie odbiega wartością od pozostałych wyników. Najniższe wartości średniego wzrostu mikrotwardości występują w badanej stali po przetapianiu laserowym. Przyczyną rozbieżności wyników pomiarów mikrotwardości strefy przetopionej oraz stopowanej na przekroju ścieżek laserowych w funkcji odległości od powierzchni jest występowanie w strukturze

węglika wolframu oraz siatki węglików na granicach dendrytów, wykazujących odmienną mikrotwardość w porównaniu z osnową.

4. PODSUMOWANIE

Możliwe jest wytworzenie przy użyciu lasera diodowego dużej mocy (HPDL) warstw wierzchnich stali narzędziowych stopowych do pracy na gorąco poprzez przetapianie i stopowanie węglnikami WC, zapewniających wyższe własności użytkowe w porównaniu ze stalami obrobionymi cieplnie.

Przetapianie i stopowanie laserowe węglnikami wpływa na rozdrobnienie struktury w całym badanym zakresie mocy lasera i zróżnicowanie wielkości ziarna w poszczególnych strefach warstwy wierzchniej badanych stali. W wyniku rozdrobnienia struktury i zwiększenia udziału węglików następuje zwiększenie twardości powierzchni stali oraz odporności na zużycie ściernie.

W warstwach wierzchnich występują dwie charakterystyczne strefy: przetopienia i wpływu ciepła, których grubość jest zależna od zastosowanej mocy lasera. Grubość uzyskanej warstwy wierzchniej stali narzędziowej stopowej do pracy na gorąco zwiększa się wraz ze wzrostem mocy lasera od 0,7 do 2,5 kW i wynosi od dziesiątych części mm do ok. 3 mm. Struktura materiału krzepnącego po przetapianiu laserowym charakteryzuje się zróżnicowaną morfologią, związaną z wielokrotną zmianą kierunku wzrostu kryształów, od niewielkich dendrytów, których główne osie zorientowane są zgodnie z kierunkiem odprowadzania ciepła na granicy między fazami stałą i ciekłą, z występującymi skupiskami węglików, układającymi się zgodnie z zawirowaniami spowodowanymi ruchem konwekcyjnym cieczy metalicznej oraz częściowo nieprzetopionymi konglomeratami WC jako materiału stopującego w środkowym obszarze strefy przetopionej, do drobnych równoosiowych ziarn w strefie przypowierzchniowej.

Uzyskane wyniki badań wskazują na możliwość i celowość praktycznego zastosowania przetapiania i stopowania węglnikami przy użyciu lasera diodowego dużej mocy przy wytwarzaniu niektórych narzędzi do pracy na gorąco oraz do przetwórstwa tworzyw sztucznych.

PODZIĘKOWANIE

Praca została częściowo wykonana w ramach projektu zamawianego PBZ-100/4/2004 finansowanego przez Komitet Badań Naukowych kierowanego przez Prof. L.A. Dobrzańskiego.

LITERATURA

- [1] L. Lin: *Materials processing with a high power diode laser*, ICALEO 1996 – Section E, 1996, s. 38-47.
- [2] J. Mateos, J.M. Cuetos, E. Fernandez, R. Vijande: *Tribological behaviour of plasma sprayed WC coatings with and without laser remelting*, *Wear*, vol. 239, 2000, s. 274-281.
- [3] T.R. Jervis and all: *Tribological effects of excimer laser processing of tool steel*, *Surface and Coatings Technology*, vol. 89, 1997, s. 158-164
- [4] J. Kusiński: *Lasers and their employment in materials engineering*, Publisher „Akapit”, Kraków, 2000, (in Polish)
- [5] L.A. Dobrzański: *Fundamentals of Materials Science and Metallurgy. Engineering with fundamentals of Materials Design*, WNT, Warsaw, 2002, (in Polish).
- [6] L.A. Dobrzański, M. Bonek, E. Hajduczek, A. Klimpel: *Application of high power diode laser (HPDL) for alloying of X40CrMoV5-1 steel surface layer by tungsten carbides*, *Journal of Mat. Proc. Tech.* 155-156, 2004, s. 1956-1963.
- [7] L.A. Dobrzański, M. Bonek, A. Klimpel, A. Lisiecki: *Surface layer's structure of X40CrMoV5-1 steel remelted and/or WC alloyed with HPDL laser*, *Materials Science Forum*, 3(140), 2003, s. 69-72.
- [8] L.A. Dobrzański, M. Bonek, A. Klimpel, A. Lisiecki, S. Bugliosi: *Tribological properties of the surface layer of the X40CrMoV5-1 steel remelted using the high power diode laser (HPDL)*, *Proceedings of the 11th Scientific International Conference „Achievements in Mechanical and Materials Engineering” AMME'2002, Gliwice – Zakopane, 2002*, s. 77-82.
- [9] A. Klimpel, *High power diode laser in surfacing by welding*, *Welding review*, Vol.6, 200, 1-6 (in Polish).
- [10] L.A. Dobrzański, M. Bonek, A. Klimpel, A. Lisiecki: *Effect of laser HPDL surface alloying of X40CrMoV5-1 hot-work tool steel*, 4th International Conference on Industrial Tools, Bled-Celje, 2003, s. 723-728.
- [11] J. Kusiński: *Microstructure, chemical composition and properties of the surface layer of M2 steel after laser melting under different conditions*, *Applied Surface Science*, vol. 86, 1995, s. 317-322.
- [12] J. Kusiński: *Wear properties of T15 PM HSS made indexable inserts after laser surface melting*, *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 64, 1997, s. 239-246.
- [13] A. Klimpel: *High Power Diode Laser Application for Welding and Surfacing*, JOM-10 International-Jubilee Conference N The Joining of Materials, Helsingor – Denmark, 2001.
- [14] L.A. Dobrzański, E. Jonda, M. Bonek, K. Labisz, M. Piec, A. Polok: *Properties and structures of gradient layer surface of 32CrMoV12-28 hot work steel alloyed using high power diode laser*, *International Conference on Manufacturing and*

Materials Processing 2006 (ICMM 2006), Kuala Lumpur, Malaysia, 2006, s. 171-174.

- [15] M. Bonek, L.A. Dobrzański: *Comparison of the structures of the hot-work tool steels laser modified gradient layers*, 2nd Pacific International Conference on Applications of Lasers and Optics (PICALO06), Melbourne, Australia, 2006, CD.
- [16] M. Bonek, L.A. Dobrzański, E.Hajduczek: *Diode laser surface treatment of hot-work tool steel*, 7th International Tooling Conference Tool2006, Turin, Italy, 2006, s. 829-836.

DEPENDENCE OF LASER ALLOYING CONDITIONS AND STRUCTURES AND PROPERTIES OF X40CRMOV5-1 HOT-WORK TOOL STEEL

SUMMARY

Investigations include comparison between structure and properties of remelting and alloying the X40CrMoV5-1 hot-work tool steel surface layer using the high power diode laser (HPDL). It was found out that remelting and laser alloying with the tungsten carbide result in structure refinement in the entire investigated laser power range. It has the important cognitive significance and gives grounds to the practical employment of these technologies for forming the surfaces of new tools and regeneration of the used ones.

Recenzował: prof. Jan Szajnar.