

**ZMIANY SKŁADU FAZOWEGO STALI SZYBKOTNĄCYCH
PO OBRÓBCE LASEROWEJ**A.BYLICA¹, W. BOCHNOWSKI¹, B. MAJOR²¹Uniwersytet Rzeszowski, Instytut Techniki, Al. Rejtana 16 C, 35-310 Rzeszów²Instytut Metalurgii i Inżynierii Materiałowej Polskiej Akademii Nauk w Krakowie,
ul. Reymonta 25, 30-059 Kraków**STRESZCZENIE**

W pracy przedstawiono wyniki badań rentgenowskiej analizy fazowej stali szybkotnących HS 2-10-1-8, HS 6-5-2, HS 10-2-5-8 po konwencjonalnej i laserowej obróbce cieplnej. Przetopienie warstwy wierzchniej stali wykonano laserem diodowym dużej mocy (HPDL) w atmosferze gazów ochronnych. W badanych stalach ujawniono martenzyt, austenit szczątkowy oraz zależnie od gatunku stali węgliki typu M_6C , M_2C , MC. Szybka krystalizacja strefy nadtopionej sprzyja powstawaniu węglików pierwotnych typu MC. Wysoki (ok. 60% obj.) udział austenitu szczątkowego w strefie przetopu ulega obniżeniu (do 2% obj.) w wyniku odpuszczania w temperaturze 530°C / 3x2 godz.

Key words: high speed steel, laser treatment, conventional tempering

1. WPROWADZENIE

Pomimo długiej tradycji w produkcji stali szybkotnących (HS), są one nadal jednym z ważniejszych tworzyw narzędziowych [4,5,6]. Dzięki zachowaniu odporności na odkształcenia plastyczne oraz wysokiej twardości w temperaturach przekraczających 600 °C, zakres zastosowań tych stali w ostatnich latach uległ rozszerzeniu, nie tylko na narzędzia skrawające, do przeróbki plastycznej na zimno, ale także pracujące na gorąco (matryce i stemple), a nawet na silnie obciążone żarowytrzymałe łożyska.

Wysokie właściwości stali szybkotnących determinowane są występowaniem w ich mikrostrukturze węglików eutektycznych zlokalizowanych w osnowie wysokoodpuszczonego martenzytu z niewielkim ok. 5% udziałem austenitu szczątkowego. Ponadto równomierny rozkład węglików pierwotnych oraz umocniony

wydzieleniu koherentnymi węglkami wtórnymi martenzyt zapewniają wysoką jakość tworzywa. Prowadzone obecnie badania nad doskonaleniem stali szybkołączących koncentrowane są na substytucji i ograniczaniu drogich pierwiastków stopowych (W, Mo, V, Co) tańszymi (Si, Ti, Nb), optymalizacji parametrów obróbki cieplnej, stosowaniu twardych powłok wytwarzanych w procesach PVD i PLD [4,5,9]. Czynione są także starania związane z podwyższeniem właściwości użytkowych stali poprzez laserowe nadtopienie ich powierzchni [2,7,8]. Celem przetopienia powierzchniowego jest wytworzenie jednorodnej chemicznie, drobnokrystalicznej warstwy wierzchniej bez zmiany jej składu chemicznego. Dzięki możliwości koncentracji wysokich gęstości mocy na wybranej powierzchni obrabianego przedmiotu w bardzo krótkim czasie, obróbka laserowa umożliwia uzyskiwanie struktur odmiennych od równowagowych takich jak: przesyconych roztworów stałych, faz metastabilnych, struktur drobnoziarnistych, dendrytycznych, amorficznych [3,7]. Powstałe warstwy charakteryzują się wówczas dużą odpornością na: ścieranie, korozję, erozję, dzięki czemu wpływają na wzrost trwałości eksploatacyjnej umacnianych elementów.

Celem badań jest określenie wpływu obróbki cieplnej konwencjonalnej i laserowej na zmiany składu fazowego, w szczególności udziału objętościowego austenitu szczytkowego w strukturze wybranych stali szybkołączących.

2. MATERIAŁ I METODYKA BADAŃ

Przedmiotem badań były stale szybkołączące: HS 2-10-1-8, HS 6-5-2 (wytworzone metalurgią konwencjonalną) i HS 10-2-5-8 (otrzymana metalurgią proszków) produkowane przez firmę Böhrler. Skład chemiczny stali przedstawiono w tablicy 1.

Tablica 1. Skład chemiczny stali (stężenie masowe %)
Table 1. Chemical composition of steel (in weight %)

Stal	C	Cr	W	Mo	V	Co
HS 2-10-1-8	1,1	3,9	1,4	9,20	1,2	7,8
HS 6-5-2	0,9	4,1	6,4	5,0	1,2	-
HS 10-2-5-8	1,6	4,8	10,50	2,0	5,0	8,0

Badania przeprowadzono na próbkach $\phi 16$ mm o grubości 3 mm. Stale austenizowano w temperaturze 1180 °C w czasie 10 minut, następnie chłodzono w oleju. Po hartowaniu próbki odpuszczano w temperaturze: 530°C / 1x2 godziny. Obróbkę laserową wykonano w Instytucie Spawalnictwa Politechniki Śląskiej stosując laser półprzewodnikowy diodowy ROFIN DL025 o pracy ciągłej i maksymalnej mocy 2.5 kW. Proces obróbki prowadzono w osłonie argonu. W celu uniknięcia zmian składu chemicznego warstwy wierzchniej nadtopianie realizowano bez nanoszenia powłok absorpcyjnych. Parametry obróbki były tak dobrane, aby zachodziło hartowanie z przetopieniem warstwy wierzchniej stali bez ubytku masy obrabianego materiału. Nadtapiano stale w stanie ulepszonym cieplnie. Po obróbce laserowej stosowano dla

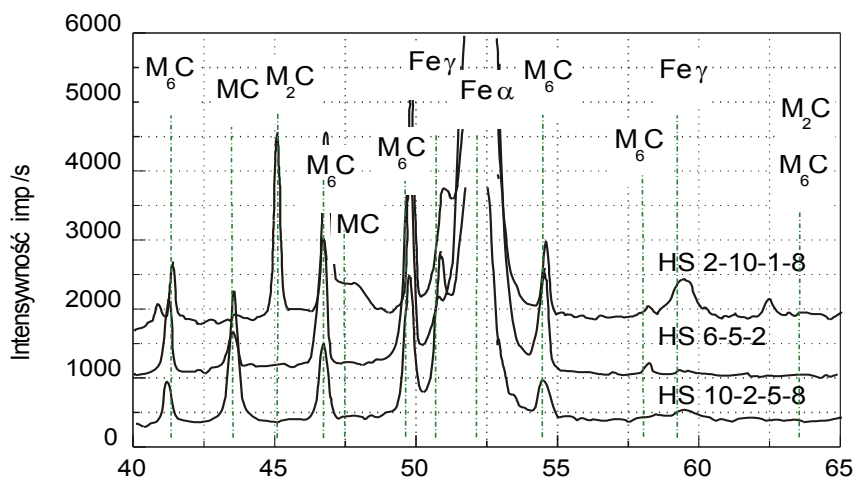
każdej stali konwencjonalne odpuszczanie w temperaturze 530 °C / 3x2 godz. Temperaturę dobrano ze względu na maksimum twardości wtórej [8].

Identyfikację faz wykonano na dyfraktometrze Philips PW 1710, stosując promieniowanie $\text{Co}_{K\alpha}$. Uzyskane wyniki pomiarowe poddano obróbce z wykorzystaniem opcji rozdzielania i dopasowywania linii dyfrakcyjnych w programie APD. Udział austenitu w stali wyznaczono metodą bezpośredniego porównania linii dyfrakcyjnych: 110 martenzytu i 111 austenitu, przy czym martenzyt stanowił wzorzec dla austenitu. Udział austenitu szczytkowego wyznaczono w strukturze stali:

- po hartowaniu,
- po laserowym nadtopieniu,
- po hartowaniu i odpuszczaniu w temperaturze 530 °C / 1x2 godz.
- po laserowym nadtopieniu i odpuszczaniu w temperaturze 530 °C / 3x2 godz.

3. OMÓWIENIE WYNIKÓW BADAŃ

Analiza fazowa wykonana dla stali HS 2-10-1-8 ulepszanej cieplnie w sposób konwencjonalny (rys.1.) ujawniła obecność następujących faz węglkowych: M_6C , MC, M_2C . Pojawienie się fazy M_2C wynika z dużej zawartości w stali molibdenu (10% wag.), gdyż głównym składnikiem tego węglika jest molibden. Bardzo niskie zawartości węglika MC związane są z małą ilością wanadu w stali.

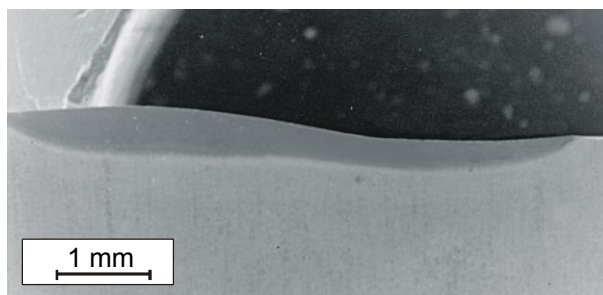


Rys.1. Wykresy analizy fazowej stali szybko tnących ulepszanych cieplnie w sposób konwencjonalny

Fig.1. Results of the XRD phase analysis of the high speed steel after conventional heat treatment

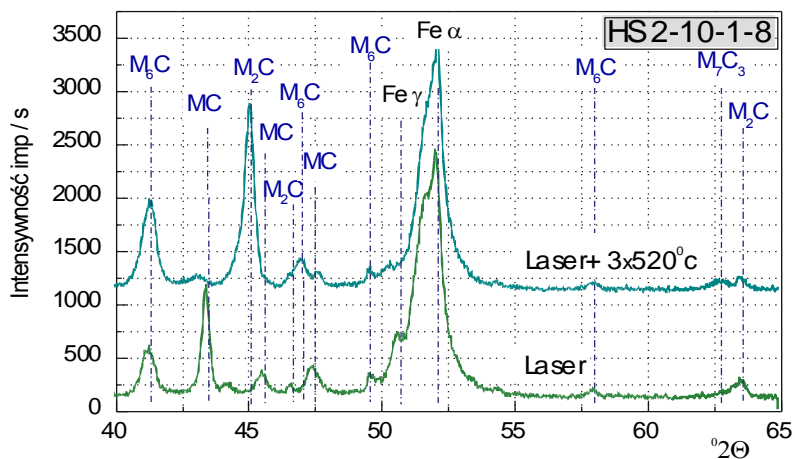
Przedstawiony dyfraktogram stali HS 6-5-2 ujawnia obecność węglików M_6C oraz MC . Na podstawie analizy fazowej stwierdzić można występowanie niewielkiej ilości węglików M_2C . W stali HS 10-2-5-8 wskazano dwa typy węglików M_6C i MC . Na uwagę zasługuje wysoka zawartość węglików MC związana z 5% stężeniem wagowym wanadu w stali. Dodatek kobaltu może mieć wpływ na zawartość tego węgliku, szczególnie, że względna intensywność linii dla fazy M_6C jest niższa niż dla węglików MC .

W wyniku laserowego nadtopienia warstwy wierzchniej uzyskano ścieżkę o szerokości 6 mm, o przekroju poprzecznym odpowiadającym (prostokątnemu) rozkładowi energii w wiązce laserowej (rys.2.). Wyniki pomiarów rentgenograficznych wykonanych na powierzchni naświetlanej wiązką laserową przedstawiono na rys.3, rys.4, rys.5.

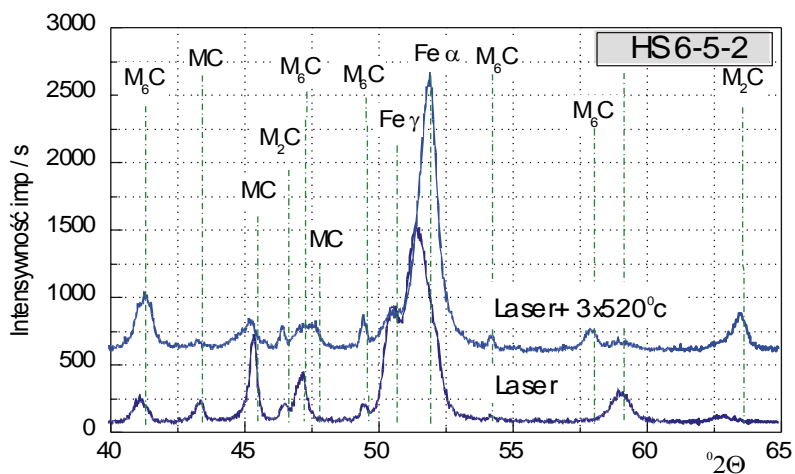


Rys. 2. Przekrój warstwy wierzchniej stali HS 6-5-2 nadtopionej wiązką lasera diodowego
Fig. 2. Cross section image of HS 6-5-2 steel diode laser remelted

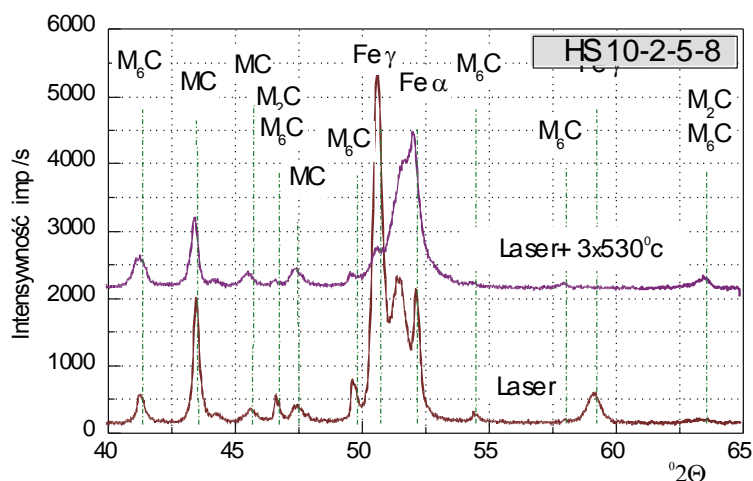
Hartowanie stali obrabianych laserem przebiega w wyniku samoschłodzenia materiału przy prędkościach znacznie przewyższających prędkości występujące podczas obróbki konwencjonalnej. Według Fischmeister [7], Bocciallii[1], w czasie krzepnięcia stali, w przestrzeniach międzydendrytycznych mogą krystalizować cztery typy eutektyki ledeburtycznej: $\gamma + MC$, $\gamma + M_6C$, $\gamma + M_2C$, $\gamma + M_7C_3$. Przy małym stężeniu węgla i chłodzeniu z niewielkimi szybkościami, w pierwszej kolejności następuje wydzielanie węglików M_6C . Wzrost szybkości chłodzenia wpływa na wcześniejsze wydzielanie węglików eutektycznych MC . Tezę tą potwierdziły badania z wykorzystaniem rentgenowskiej analizy strukturalnej, które wykazały, że po przetopieniu laserowym we wszystkich badanych stalach szybkoznących dominującą fazą węglkową była MC . Zidentyfikowano również węgliki typu M_6C .



Rys.3. Wykresy analizy fazowej stali HS 2-10-1-8 nadtapianej laserowo i odpuszczanej w temperaturze 530⁰C / 3x2 godz.
 Fig.3. Results of the XRD phase analysis of the HS 2-10-1-8 steel after laser remelting and tempering 530⁰C / 3x2 hour



Rys.4. Wykresy analizy fazowej stali HS 6-5-2 nadtapianej laserowo i odpuszczanej w temperaturze 530⁰C / 3x2 godz.
 Fig.4. Results of the XRD phase analysis of the HS 6-5-2 steel after laser remelting and tempering 530⁰C / 3x2 hour



Rys.5. Wykresy analizy fazowej stali HS 10-2-5-8 nadtapianej laserowo i odpuszczanej w temperaturze 530°C / 3x2 godz.

Fig.5. Results of the XRD phase analysis of the HS 10-2-5-8 steel after laser remelting and tempering 530°C / 3x2 hour

Po hartowaniu konwencjonalnym ilość austenitu szczątkowego w strukturze jest na niskim poziomie i wynosi do 5 % objętościowo w stali HS 10-2-5-8 (Tablica 2). Mała zawartość austenitu (wg [5] powinno go być 20 – 60 %) może być warunkowana stosunkowo niewielkimi wymiarami badanych próbek ($\phi 16 \times 3$ mm).

Hartowanie z przetopieniem sprzyja pozostawaniu w strefie przetopionej zwiększonej ilości austenitu szczątkowego. Znaczne przesylenie pierwiastkami stopowymi i węglem, zwiększa udział austenitu szczątkowego w strukturze dendrytycznej powstałej po przetopieniu laserowym.

Tablica 2. Udział % obj. austenitu szczątkowego w stalach szybko tnących po hartowaniu

Table 2. Retained austenite vol. % in high speed steel after hardening

Stal	Konwencjonalne hartowanie	Laserowe nadtopienie
	% udział austenitu, $\Delta\gamma \pm 1\%$	
HS 2-10-1-8	4	33
HS 6-5-2	4	60
HS 10-2-5-8	5	25

Przeprowadzenie odpuszczania jednokrotnego w temperaturze 530 °C / 2 godz., dla stali hartowanych konwencjonalnie i trzykrotnego w przypadku stali obrabianych laserowo prowadzi do przemiany austenitu szczątkowego w martenzyt, w efekcie której w strukturze pozostaje go ok. 2% (Tablica 3.). Przemiana austenitu w martenzyt oraz wydzielanie się węglików wtórnych podczas odpuszczania powodują wzrost twardości strefy nadtopionej wiązką laserową [2,5].

Tablica 3. Udział % obj. austenitu szczątkowego w stalach szybko tnących po ulepszeniu cieplnym
 Table 3. Retained austenite vol.% in high speed steel after hardening, laser remelting and tempering

Stal	Konwencjonalne hartowanie + odpuszczanie 530°C/1x2godz.	Laserowe nadtopienie+ odpuszczanie 530°C/3x2godz
	% udział austenitu, $\Delta\gamma \pm 1\%$	
HS 2-10-1-8	3	<2
HS 6-5-2	<2	<2
HS 10-2-5-8	<2	<2

4. PODSUMOWANIE

Nadtapienie stali szybko tnących HS 2-10-1-8, HS 6-5-2, HS 10-2-5-8 wiązką lasera diodowego prowadzi do powstania struktury martenzytycznej, przy znacznej, dochodzącej do 60 % zawartości austenitu szczątkowego. W obszarze nadtopionym we wszystkich badanych stalach obserwowano zwiększony udział węglików pierwotnych typu MC.

Dla stali szybko tnących hartowanych konwencjonalnie i laserowo, korzystne jest przeprowadzenie odpuszczania w temperaturze 530°C / 3x2 godz., powodującego zmniejszenie ilości austenitu szczątkowego do 2 % obj.

LITERATURA

- [1] Boccalini M., Goldenstein H.; Solidification of High Speed Steels, International Materials Reviews, 46, 2001, 92.
- [2] Bylica A., Bochnowski W., Dzedzic A.; Modyfikacja wybranych stali szybko tnących metodą obróbki laserowej, XXIX Szkoła Inżynierii Materiałowej, Kraków – Wisła, Materiały Konferencyjne, 2001

- [3] Bylica A., Adamiak S.; Wpływ obróbki laserowej na kształtowanie warstwy wierzchniej żeliwa sferoidalnego, Archives of Foundry, 2003, rocznik 3, nr 7, s.229-236.
- [4] Dobrzański L.A., Kasprzak W.; Struktura i własności kobaltowych stali szybkoznących typu 9-2-2-5, 11-2-2-5 oraz 11-0-2-5, Achievements in Mechanical & Materials Engineering, Proceedings of the 6th International Scientific Conference, Materiały Konferencyjne, Gliwice, 1997, 41.
- [5] Dobrzański L.A., Materials, Mechanical, & Manufacturing Engineering, Proceedings of Scientific Conference, Gliwice M³E'2000, 55, 79,83
- [6] Fischmeister H.F., Riedl R., Karagoz S.; Solidification of High Speed Steels, Metallurgical Transactions A, 20A. 1989, 2133.
- [7] Kusiński J.; Lasery i ich zastosowanie w inżynierii materiałowej, Wydawnictwo Naukowe Akapit, Kraków, 2000.
- [8] Major B., Ebner R., Klimpel A., Bochnowski W., Leitner H, Gruca R.; Contribution of Heat Treatment to the Stress State in High Speed Steels Subjected to Conventional Hardening and Diode Laser Modification, Inżynieria Materiałowa, 5, 2001, 605.
- [9] Major B.; Ablacja i osadzanie laserem impulsowym, Wydawnictwo Naukowe Akapit, Kraków, 2002.

CHANGES PHASE COMPOSITION OF HIGH SPEED STEEL AFTER LASER TREATMENT

SUMMARY

This paper presents results of phase analysis (with using XRD method) of high speed steel HS 2-10-1-8, HS 6-5-2, HS 10-2-5-8 after conventional heat treatment and laser modification. The laser heat treatment has been carried out by high power diode laser (HPDL). Martensitic phase, retained austenite and primary carbide M_6C , M_2C , MC additional for grade steels in the all examined steels shown. Rapid solidification of laser melting zone favorable solidification primary carbide phase MC type. A high retained austenite portion in melting zone (about 60 % vol.) falls after tempering at the temperature $530^{\circ}C$ / 3 times x 2 hours to the 2 % vol.

Recenzował: prof. dr hab. inż. Stanisław Pietrowski