

Przetapianie laserowe stali mikrostopowej typu HSLA

Laser remelting of microalloyed HSLA-type steel

Streszczenie

W artykule przedstawiono badania dotyczące przetapiania wiązką laserową stali mikrostopowej typu HSLA – 28MnTiNbVB ($R_m = 1060$ MPa) o grubości 12 mm. Proces przetapiania został przeprowadzony przy zmiennej energii linowej przetapiania w zakresie od 0,6 do 2,6 kJ/cm. Przeprowadzone badania wykazały, że uzyskane przetopienia charakteryzują się poprawnym kształtem, jednak w ich objętości występują pęcherze gazowe, które mogą pojawić się w związku z bardzo dużymi szybkościami chłodzenia, co powoduje utrudnione wydzielenie się gazów ze strefy przetopienia. Pęcherze te powstają w wyniku uwięzienia gazów rozpuszczonych w metalu bądź w wyniku odparowania pierwiastków stopowych. Przetopienia mają strukturę martenzytu listwowego o twardości dochodzącej do 600 HV10. Listwy martenzytu są mniejsze, a drobniejsze wydzielenia węglików są gęściej ułożone niż w materiale rodzimym. Uzyskane wyniki badań wskazują, że stal 28MnTiNbVB wykazuje ograniczoną spawalność w warunkach badania.

Słowa kluczowe: stal typu HSLA; przetapianie laserowe; martenzyt; odpuszczanie

Abstract

In this article examinations of laser beam remelting of microalloyed HSLA steel grade – 28MnTiNbVB ($R_m = 1600$ MPa), 12 mm thick were presented. Remelting process was carried with variable linear energy in range from 0.6 to 2.6 kJ/cm. Carried examinations have shown that remelted zones have correct geometry, but include gas pores that could be caused by very high cooling rates resulting in hindering gas evacuation from remelted zone. This gas pores are caused by trapping gases dissolved in metal or vaporizing alloying elements. Remelted zone is martensitic with lath structure a hardness of up to 600 HV10. Laths are smaller additionally smaller precipitations are more tightly packed compared to parent material. Examination results show that steel 28MnTiNbVB exhibits limited weldability.

Keywords: HSLA-type steel; remelting welding; martensite; tempering

Wstęp

W wyniku szybkiego rozwoju techniki nastąpił wzrost wymagań, jakie stawiane są materiałom inżynierskim w zakresie wytrzymałości mechanicznych, oddziaływania korozyjno-erozyjnego, czy też odporności na wysoką temperaturę. Trwałość eksploatacyjna zależy od struktury, warstwy wierzchniej współpracujących ze sobą elementów we wszelkiego rodzaju maszynach, jak również elementów pozostających w kontakcie ze środowiskiem zewnętrznym. Własności te zależą nie tylko od możliwości przenoszenia obciążeń mechanicznych przez cały czynny przekrój elementu z zastosowanego materiału, lecz bardzo często także lub głównie od struktury i własności warstw wierzchnich. Ciągły rozwój materiałów, a także wykorzystanie technik inżynierii powierzchni pozwala spełnić te warunki przez kształtowanie mikrostruktury, składu fazowego i chemicznego, stanu naprężeń własnych w warstwach wierzchnich obrabianych elementów, a więc kształtowanie ich własności użytkowych. Niezwykle istotną zaletą technik inżynierii powierzchni jest to, że stwarzają szerokie możliwości wytwarzania produktów o żądanych własnościach na bazie istniejących już materiałów [1÷7]. Obecnie obserwuje się tendencję do zastępowania

tradycyjnych materiałów tańszymi, lecz o specjalnych własnościach warstwy wierzchniej, co stwarza duże możliwości rozwoju nowoczesnych metod przetwórstwa materiałów, a także doskonalenia obecnie stosowanych rozwiązań. W celu modyfikacji własności warstw wierzchnich materiałów szerokie zastosowanie mogą znaleźć metody spawalnicze, a w szczególności obróbka laserowa. Tego typu zastosowanie obróbki laserowej wynika w głównej mierze z własności promieniowania laserowego oraz jego oddziaływania na obrabiany materiał: nagrzewania, nadtapiania, odparowania, a w związku z tym możliwości wprowadzania różnych pierwiastków stopowych. Techniki laserowe dają możliwość wykonania wielu operacji technologicznych na różnych materiałach, od trudno obrabialnych mechanicznie, poprzez miękkie, na kruchych skończywszy, z wydajnością i dokładnością niejednokrotnie przewyższającą znacznie metody stosowane dotychczas. Dużą zaletą tego procesu jest również możliwość precyzyjnej regulacji parametrów procesu, takich jak: prędkość skanowania powierzchni przez wiązkę laserową oraz jej moc, średnica i kształt ogniska, rodzaj osłony gazowej [8÷12].

Dr hab. inż. Jacek Górka – Katedra Spawalnictwa, Politechnika Śląska w Gliwicach; **dr hab. inż. Marek Opiela** – Instytut Materiałów Inżynierskich i Biomedycznych; **dr inż. Sebastian Stano** – Instytut Spawalnictwa w Gliwicach.

Autor korespondencyjny/Corresponding author: jacek.gorka@polsl.pl

Badania własne

Głównym celem pracy było zbadanie wpływu oddziaływania przetwarzania wiązką laserową na własności i strukturę stali mikrostopowej typu HSLA – 28MnTiNbVB poddanej obróbce cieplno-plastycznej, a następnie odpuszczonej w temperaturze 550 °C [13].

Materiał badawczy

Badania przeprowadzono na stali konstrukcyjnej typu HSLA opracowanej w Politechnice Śląskiej, przeznaczonej do wytwarzania kutek elementów maszyn metodą obróbki cieplno-plastycznej o oznaczeniu 28MnTiNbVB [13]. Stale tego typu znajdują się w obszarze zainteresowania przemysłu samochodowego, które przy zastosowaniu właściwych technologii hutniczych pozwalają na wytwarzanie wyrobów o drobnoziarnistej strukturze, zapewniającej wysoką wytrzymałość i pożądaną podatność na kształtowanie technologiczne metodami tłoczenia, gięcia i innymi. Stale tej grupy zawierające mikrododatki Nb, Ti, V w ilości do ok. 0,1%, a niekiedy także N i B wymagają starannie prowadzonego procesu wytapiania z zastosowaniem metalurgii wtórnej i odlewania w atmosferze ochronnej oraz przetwórstwa hutniczego w zakresie temperatury wydzielenia się w austenicie odkształcanym plastycznie azotków, węglikoazotków i węglików wprowadzonych do stali mikrododatki. Dyspersyjne cząstki tych faz ograniczają rozrost ziarn austenitu zrekrystalizowanego w przerwach między kolejnymi etapami odkształcenia plastycznego stali na gorąco. Austenit drobnoziarnisty chłodzony z należytą szybkością z właściwie dobranej temperatury końca obróbki plastycznej ulega przemianom w drobnoziarniste produkty przemiany, zapewniające pożądane własności użytkowe wyrobów [6]. Badana stal posiada niską zawartość P, S oraz gazów, co świadczy o jej wysokiej czystości metalurgicznej (tablica I).

Odcinki płaskowników ze stali B zahartowane bezpośrednio z temperatury końca odkształcenia plastycznego, wynoszącej 900 °C, poddane następnie odpuszczaniu w temperaturze 550 °C wykazują strukturę martenzytu odpuszczonego z wydzieleniami ziarnistymi i płytkowymi cząstkami Fe₃C, rozmieszczonych wewnątrz ziarn i na granicach listew ferrytu (rys. 1). Utworzone w tych warunkach wydzielenia płytkowe i ziarniste spełniają z osnową zależności przestrzenne ustalone przez Bagariackiego. W strukturze stali w tym stanie ujawniono także obecność wydzieleni złożonych węglików typu (Ti,Nb)C oraz dyspersyjnych wydzieleni węglikoazotków typu (Ti,Nb)(C,N) (rys.2).

Tablica I. Skład chemiczny badanej stali typu HSLA [13]

Table I. Chemical composition of the investigated HSLA-type steel [13]

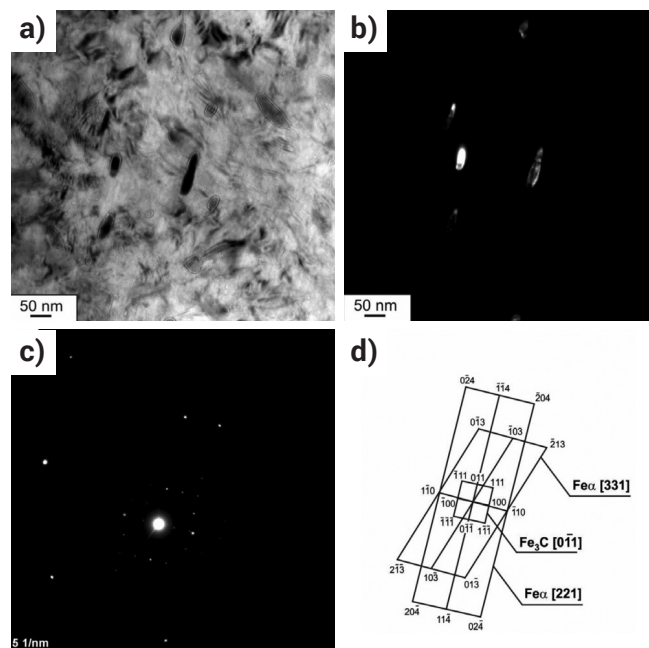
Stężenie pierwiastków, %							
C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo
0,28	1,41	0,29	0,008	0,004	0,26	0,11	0,22
Nb	Ti	V	B	Cu	Al	N	O
0,027	0,028	0,019	0,003	0,20	0,025	0,0039	0,0006

Tablica II. Własności mechaniczne i twardość badanej stali [13]

Table II. Mechanical properties and hardness of the investigated steel [13]

Własności mechaniczne				Energia łamania próbek Charpy V		Twardość HRC
R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	A [%]	Z [%]	KV [J]	KV ⁻⁴⁰ [J]	
973	1057	13,5	51,5	69,3	55,0	35,4

Stal 28MnTiNbVB charakteryzuje się wysokimi własnościami wytrzymałościowymi, przy zachowaniu dobrych własności plastycznych i energii łamania próbek Charpy V (tablica II). Uzyskane wartości twardości badanej stali w stanie ulepszonym cieplnie nie powinny stwarzać problemu w procesie obróbki skrawaniem.



Rys. 1. Dyspersyjne cząstki płytkowe Fe₃C wewnątrz listew ferrytu stali 28MnTiNbVB (a), pole ciemne z refleksu (100) Fe₃C (b), dyfrakcja (c); rozwiązanie dyfraktogramu z rys. 1c (d); obróbka cieplno-plastyczna: 900 °C/woda, temperatura odpuszczania: 550 °C [13]

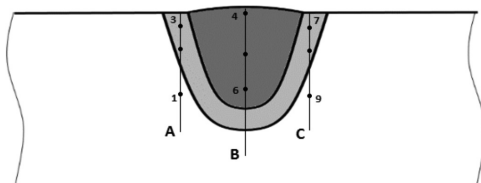
Fig. 1. Disperse plate precipitations of Fe₃C inside ferrite laths of steel 28MnTiNbVB (a), dark field image from the (100) Fe₃C (b), diffraction (c), solution of the diffraction from fig. 1c (d); thermomechanical treatment: 900 °C/water, tempering temperature: 550 °C [13]

Wykres przemian fazowych austenitu przechłodzonego stali 28MnTiNbVB przedstawiono na rysunku 3. Badana stal wykazuje temperaturę A_{c3} = 843 °C, A_{c1} = 707 °C oraz stosunkowo niską temperaturę Ms wynoszącą 370 °C. Badania dyfuzyjometryczne wykazały, że stal charakteryzuje się wysuniętą do krótkich czasów zatoką przemiany bainitycznej oraz ma odsuniętą zatokę przemiany ferrytycznej i perlitycznej. Dzięki temu posiada strukturę martenzytowo-bainityczną o przeważającym udziale martenzytu w szerokim zakresie szybkości chłodzenia.

Badania przetopień

Uzyskane przetopienia po przeprowadzeniu badań wizualnych na podstawie wymagań normy poddano badaniom niszczącym w takim zakresie jak:

- badania metalograficzne makroskopowe na mikroskopie świetlnym stereoskopowym Olympus SZX9; próbki do badań trawiono odczynnikiem Adlera;
- badania metalograficzne mikroskopowe na mikroskopie świetlnym NIKON ECLIPSE MA100; próbki do badań trawiono w nitalu;
- pomiar twardości za pomocą urządzenia Vickers 401 MVD firmy Wilson Wolpert, przy obciążeniu 1 kg, według schematu na rysunku 5;
- określeniu pola powierzchni strefy przetopienia.

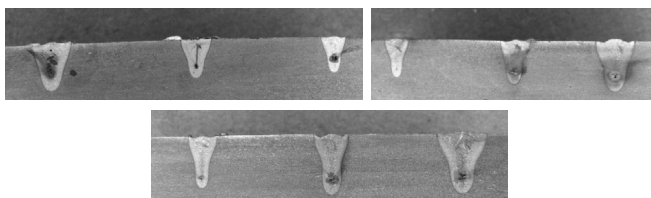


Rys. 6. Schemat rozmieszczenia punktów pomiaru twardości przetopień stali 28MnTiNbVB

Fig. 6. Scheme of arrangement points hardness measurement steel 28MnTiNbVB

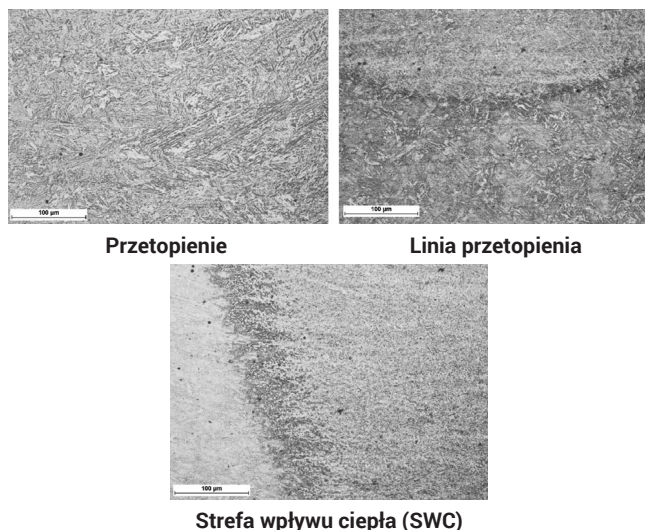
Analiza wyników badań

Przeprowadzone badania makroskopowe wykazały, że przetopienia wykonane wiązką laserową charakteryzują się wąskim licem w zakresie 2,4-3,6 mm oraz stosunkowo głębokim wtopieniem w zakresie 3,6-6,2 mm. W każdym przypadku badania metalograficzne makroskopowe ujawniły obecność pęcherzy gazowych, które mogą pojawić się w związku



Rys. 7. Makrostruktura przetopień stali 28MnTiNbVB, trawienie - Adler, przetopienia w kolejności od 1 do 9

Fig. 7. The microstructure of the 28MnTiNbVB steel remelting, etchant - Adler, remelting in order from 1 to 9



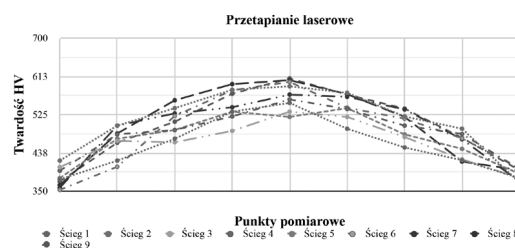
Rys. 8. Mikrostruktura obszaru przetopienia - przetopienie nr 7

Fig. 8. Microstructure area remelting - remelting No. 7

z bardzo dużymi szybkościami chłodzenia, co powoduje utrudnione wydzielania się gazów ze strefy przetopienia. Pęcherze te powstają w wyniku uwięzienia gazów rozpuszczonych w metalu bądź w wyniku odparowania pierwiastków stopowych. Pomiary cech geometrycznych przetopień wykonano w programie Autodesk Design Review 2013, rysunek 6, tablica IV.

Zgodnie z pozycją literaturową [13] materiał podstawowy (stal 28MnTiNbVB) powinien wykazywać strukturę martenzytu odpuszczonego z dyspersyjnymi wydzieleniami węglików. Mikrostruktura materiału podstawowego jest dobrze widoczna na fotografiach linii wtopienia przetopień wykonanych laserem. Charakterystyczną cechą linii wtopienia, w przypadku każdego z przetopień, jest występowanie w jej obszarze cementytu Fe_3C w postaci ziarnistej. Przetopienia wykonane laserem, ze względu na niewielką energię liniową przetapiania nieprzekraczającą 3 kJ/cm charakteryzują się niewielką szerokością strefy występowania cementytu, która jest zbliżona w każdym z dziewięciu przypadków, rysunek 7. Na podstawie wykresu CTPc oraz wyników badań metalograficznych można ustalić mikrostrukturę badanych przetopień. Próbkę po przetapianiu były chłodzone w powietrzu, co zapewniło odpowiednio wysoką szybkość chłodzenia potrzebną do uzyskania struktury martenzytu (rys. 8). Przetopienia mają strukturę martenzytu listwowego, na co wskazuje również zmierzona wysoka twardość. Listwy martenzytu są jednak w tym przypadku zdecydowanie mniejsze, a drobniejsze wydzielenia węglików są gęściej ułożone niż w materiale rodzimym.

Przeprowadzone pomiary twardości wykazały znaczący wzrost twardości w strefie oddziaływania ciepła. W każdym z analizowanych przypadków, niezależnie od parametrów przetapiania, doszło do wzrostu twardości w strefie przetopienia, jak i SWC. Twardość stref przetopionych wiązką laserową wzrosła od ok. 370 HV10 przez 420 do 530 HV10 w strefie wpływu ciepła, natomiast w obszarze przetopionym wartość twardości osiągnęła poziom 600 HV10, tablica V, rysunek 8.



Rys. 9. Rozkład twardości w obszarze przetopienia stali 28MnTiNbVB

Fig. 9. Distribution of hardness in the area of remelted steel 28MnTiNbVB

Tablica IV. Pomiar pola powierzchni strefy przetopienia stali 28MnTiNbVB
Table IV. The measurement of the surface area of the zone melted 28MnTiNbVB steel

Numer przetopienia	Przetopienie [mm ²]	Przetopienie [mm ²]	Głębokość wtopienia [mm]	Szerokość lica [mm]
L1	5,5	10,5	4,7	3,6
L2	3,5	6,1	3,8	3,0
L3	2,7	4,6	3,6	2,4
L4	8,0	15,5	5,7	4,1
L5	6,0	9,7	4,8	3,2
L6	3,3	6,4	4,1	2,6
L7	10,0	18,6	6,2	4,8
L8	6,5	12,9	5,9	3,4
L9	4,7	8,9	5,2	2,6

Tablica V. Wyniki pomiaru twardości HV10 w obszarach przetopień stali 28MnTiNbVB
Table V. The results of measuring the hardness HV10 in areas remelting steel 28MnTiNbVB

Punkty pomiarowe wg. rysunku 5									
Linia pomiarowa	1A	2A	3A	4B	5B	6B	7C	8C	9C
Nr ściegu	Przetapianie laserowe								
1	380	447	554	580	537	482	468	421	370
2	393	405	440	537	580	543	471	417	381
3	365	456	480	511	570	547	495	458	363
4	350	443	503	533	578	559	501	474	373
5	386	432	510	566	581	570	513	458	393
6	353	406	522	581	600	541	516	471	402
7	358	500	528	542	571	566	537	469	372
8	364	482	558	595	604	572	520	418	398
9	372	416	509	573	608	571	539	472	398

Podsumowanie

Wyniki badań metalograficznych połączeń spawanych wiązką laserową oraz ocena wizualna ich jakości wykazały, że stal 28MnTiNbVB typu HSLA charakteryzuje się ograniczoną spawalnością w warunkach badania. Badania wykazały, że uzyskane przetopienia charakteryzują się poprawnym kształtem, jednak w ich objętości występują pęcherze gazowe, które mogą pojawić się w związku z bardzo dużymi szybkościami chłodzenia. Twardość stali 28MnTiNbVB niezależnie od mocy wiązki laserowej zmienia się w zakresie 380 – 530 HV10 w strefie wpływu ciepła, aż do wartości maksymalnej ok. 590 – 605 HV10 w strefie największego oddziaływania źródła ciepła. Strefa stopionego materiału podstawowego wykazuje strukturę martenzytu listwowego o twardości dochodzącej do 600 HV10. Listwy martenzytu są mniejsze, a drobniejsze wydzielenia węglików są gęściej ułożone niż w materiale rodzimym. Strefa wpływu ciepła charakteryzuje się strukturą martenzytyczno-bainityczną. Wzrost energii liniowej przetapiania oraz obniżona szybkość chłodzenia wpływa na zwiększenie udziału struktur bainitycznych w obszarach przetopionych. Ilość dostarczonego ciepła do materiału podstawowego wyraźnie wpływa na jego własności i strukturę, powodując umocnienie i pogorszenie własności plastycznych.

Literatura

- [1] Grajcar A., Różański M.: Spawalność wysokowytrzymałych stali wielofazowych AHSS, *Przegląd Spawalnictwa* nr 3/2014, str. 22-27.
- [2] Nishioka K., Ichikawa K.: Progress in thermomechanical control of steel plates and their commercialization, *Science and Technology of Advanced Materials*, vol. 13, No. 2, April 2012, pp. 1-20.
- [3] Krajewski S., Nowacki J.: Mikrostruktura i właściwości stali o wysokiej wytrzymałości AHSS, *Przegląd Spawalnictwa* nr 7/2011, str. 45-50.
- [4] Stano S.: Spawanie laserowe blach o zróżnicowanej grubości przeznaczonych na półfabrykaty karoserii samochodowych typu tailored blanks, *Biuletyn Instytutu Spawalnictwa* nr 2/2005, str. 24-28.
- [5] Dobrzański L.A., Jonda E., Klimpel A., Lisiecki A., Wpływ laserowego przetapiania i stopowania na strukturę i własności warstw wierzchnich stali X40CrMoV5-1, *Przegląd Spawalnictwa*, nr 3/2009, s. 3-8.
- [6] Lee, H. Shin, K. Park: Evaluation of high strength TMCP steel weld for use in cold regions, *Journal of Constructional Steel Research* 74 (2012) pp. 134-139.
- [7] Górka J.: Weldability of thermomechanically treated steels having a high yield point, *Archives of Metallurgy and Materials*, Volume 60, Issue 1/2015, pp. 469-475.
- [8] Opiela M.: Elaboration of thermomechanical treatment conditions of Ti-V and Ti-Nb-V microalloyed forging steels, *Archives of Metallurgy and Materials*, 59 (2014) pp.1181-1188.
- [9] Dudek A., Nitkiewicz Z., Prognosis of effects of remelting performed by means of plasma arc, *Archives of Foundry Engineering*, vol. 7, 2/2007, s. 79-82.
- [10] Patejuk A., Napadłek W., Przetakiewicz W., Wpływ stopowania laserowego i napawania metodą TIG na żaroodporność stali 50H21G9N4, *Krzepnięcie Metali i Stopów*, nr 27/1996, s. 207-215.
- [11] Opiela M., Effect of thermomechanical processing on the microstructure and mechanical properties of Nb-Ti-V microalloyed steel, *Journal of Materials Engineering and Performance*, 23 (2014) pp. 3379-3388.
- [12] Pilarczyk J., Banasik M., Stano S., Dworak J., Spajanie laserowe z materiałem dodatkowym i mechanicznym układem śledzenia złącza, *Przegląd Spawalnictwa*, nr 12/2011, s. 9-14.
- [13] Opiela M.: Kształtowanie struktury i własności mechanicznych odkuwek ze stali mikrostopowych w procesie obróbki cieplno-plastycznej, *Wydawnictwo Politechniki Śląskiej, Monografia nr 555, Gliwice, 2015.*