



11th INTERNATIONAL SCIENTIFIC CONFERENCE
ACHIEVEMENTS IN MECHANICAL & MATERIALS ENGINEERING

Obróbka cieplno-mechaniczna blach ze stali konstrukcyjnej mikrostopowej o strukturze ferrytyczno-martenzytycznej*

J. Adamczyk, A. Grajcar

Zakład Inżynierii Materiałów Konstrukcyjnych i Specjalnych,
Instytut Materiałów Inżynierskich i Biomedycznych, Politechnika Śląska
ul. Konarskiego 18a, 44-100 Gliwice, Poland

W pracy dokonano porównania własności mechanicznych blach o strukturze ferrytyczno-martenzytycznej ze stali konstrukcyjnej C-Mn z mikrododatkami Nb i Ti wytworzonych energooszczędną technologią obróbki cieplno-mechanicznej oraz po konwencjonalnym hartowaniu z temperatury nieco wyższej od A_{c1} . Warunki obróbki cieplno-mechanicznej dobrano na podstawie opracowanego wykresu przemian austenitu przechłodzonego odkształconego plastycznie OCTP_c. Stwierdzono, że blacha wytworzona tą metodą wykazuje bardziej drobnoziarnistą strukturę oraz korzystniejsze własności mechaniczne niż po konwencjonalnym hartowaniu z zakresu dwufazowego $\alpha + \gamma$.

1. WSTĘP

Potrzeby przemysłu samochodowego decydują o intensywnych poszukiwaniach nowych materiałów konstrukcyjnych do produkcji blach o wysokiej wytrzymałości i dobrej podatności na kształtowanie w różnych procesach obróbki plastycznej, pozwalających na zmniejszenie masy pojazdu i racjonalne zużycie paliwa. Zainteresowanie wzbudzają także stopy na osnowie Al i Mg oraz tworzywa polimerowe, lecz nadal ok. 63% masy samochodu stanowią elementy konstrukcyjne kształtowane z blach stalowych [1].

Szczególne zainteresowanie przemysłu samochodowego wzbudzają stale konstrukcyjne mikrostopowe, 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 i 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 wydzielania się w austenicie odkształcanym plastycznie azotków, węglikoazotków i węglików wprowadzonych do stali mikrododatków [2, 3]. Dyspersyjne cząstki tych faz ograniczają rozrost ziarn austenitu zrekrytalizowanego w przerwach między kolejnymi etapami odkształcenia plastycznego stali na gorąco, np. podczas walcowania

* Praca finansowana przez Komitet Badań Naukowych w ramach grantu promotorskiego nr 7 T08A 016 20.

wieloprzepustowego. Austenit drobnoziarnisty chłodzony z należytą szybkością z właściwie dobranej temperatury końca obróbki plastycznej ulega przemianom w drobnoziarniste produkty przemiany, zapewniające pożądane własności użytkowe wyrobów.

Współcześnie przemysł samochodowy stosuje powszechnie wytwarzane ze stali mikrostopowych blachy walcowane na gorąco w integracji z ciągłym odlewaniem wlewków oraz przyspieszonym chłodzeniem wyrobu po walcowaniu i zwijaniem w kręgi [4], blachy cienkie walcowane na zimno - umacniane podczas wypalania lakieru przez starzenie zgniotowe (bake hardening effect) [5, 6] oraz typu IF (interstitial free) o dużej podatności na głębokie tłoczenie [7, 8], a także o strukturze ferrytyczno-martenzytycznej (dual phase) – uzyskiwane przez hartowanie blach z zakresu temperatury $\gamma + \alpha$ lub coraz powszechniej metodą obróbki cieplno-mechanicznej, integrującej obróbkę plastyczną stali na gorąco z obróbką cieplną [9, 10]. Skład chemiczny oraz własności mechaniczne tych blach podano w pracy [3]. Zainteresowanie wzbudzają także stale typu TRIP (Transformation Induced Plasticity) o strukturze ferrytyczno-bainitycznej z austenitem szczątkowym, umacniane w procesie kształtowania technologicznego wyrobów w wyniku przemiany martenzytycznej tej fazy [11], stale CP (complex phase) o kompleksowej strukturze wielofazowej oraz stale martenzytyczne TMS o wysokiej wytrzymałości [12].

Celem pracy jest porównanie struktury i własności mechanicznych blach typu dual phase obrobionych cieplnie i wytworzonych metodą obróbki cieplno-mechanicznej.

2. MATERIAŁ I METODYKA BADAŃ

Badania przeprowadzono na stali konstrukcyjnej C-Mn z mikrodotatkami Nb i Ti (tablica 1) wytopionej w próżniowym piecu indukcyjnym firmy Balzers VSG-50. Ciekły metal odlewano od góry do wlewnic o pojemności 25 kg w osłonie argonu. Wlewki po zakrzepnięciu, obciążeniu głowy i stopy oraz właściwym przygotowaniu powierzchni poddano kuciu swobodnemu na szybkoobrotowej prasie hydraulicznej oraz wstępnemu walcowaniu na gorąco na płaskowniki o wymiarach 160x120x11 mm, które poddano wyżarzaniu ujednorodniającemu w temperaturze 1200 °C przez 4 h w atmosferze N₂.

Tablica 1

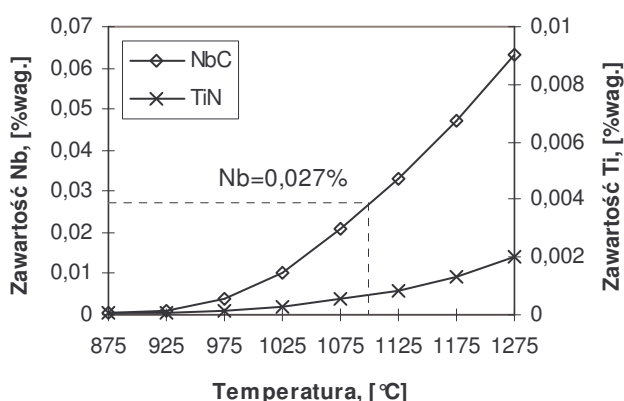
Skład chemiczny badanej stali

Zawartość składników, %wag.									
C	Mn	Si	P	S	Nb	Ti	Al _c	Al _m	N
0,20	1,41	0,50	0,014	0,008	0,027	0,010	0,020	0,012	0,0047

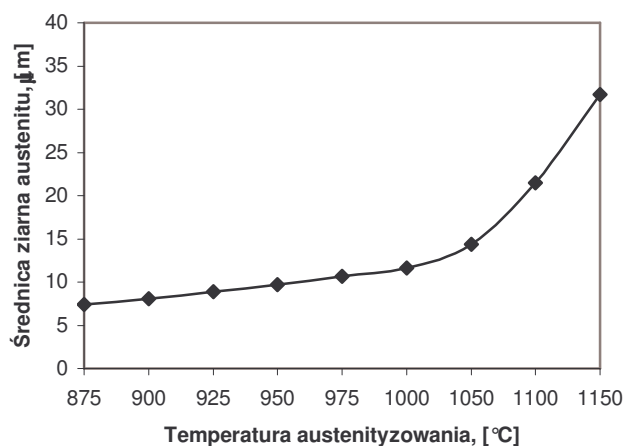
W celu określenia warunków obróbki cieplno-mechanicznej stali opracowano wykres przemian austenitu przechłodzonego OCTP_c - odkształconego plastycznie w temperaturze nieco niższej od temperatury rekrytalizacji tej fazy. Temperatura rekrytalizacji austenitu odkształconego plastycznie badanej stali obliczona z zależności [11]:

$$T_{R\gamma} = 887 + 464C + (6445Nb - 644Nb^{1/2}) + (732V - 230V^{1/2}) + 890Ti + 363Al - 357Si \quad (1)$$

wynosi 886 °C, natomiast wyznaczone dylatometrycznie temperatury przemian fazowych stali mają wartości: A_{c1} = 725 °C, A_{c3} = 864 °C i M_s = 412 °C. Temperatury przemian fazowych stali oraz wykres kinetyki przemian fazowych OCTP_c wyznaczono przy zastosowaniu dylatometru DIL 805 firmy Baehr Thermoanalyse GmbH. Próbkę o średnicy 5 mm i długości 10 mm po austenitowaniu w temperaturze 875°C, nieco wyższej od A_{c3}



Rys. 1. Kinetyka rozpuszczania NbC i TiN w austenicie w stali o zawartości 0,027%Nb; 0,01%Ti; 0,2%C i 0,0047%N



Rys. 2. Wpływ temperatury austenitowania na wielkość ziarna austenitu pierwotnego

mikrododatku Nb następuje w temperaturze około 1100°C, natomiast udział Ti rozpuszczonego w 1275°C wynosi zaledwie 0,002%. Oznacza to, że górna temperatura walcowania płaskowników nie powinna przekraczać 1050°C, a dolna – odpowiadać całkowitemu związaniu tych mikrododatków w TiN i NbC, co następuje odpowiednio w temperaturze 1075 i 925°C. W pracy przyjęto temperaturę końca walcowania 875°C w celu wytworzenia w austenicie zdrowionym dynamicznie dużej populacji miejsc dogodnych do zarodkowania ferrytu, tj. na granicach ziarn, pasmach odkształcenia oraz przecinających się pasmach poślizgu. Poprawność przyjętego zakresu temperatury walcowania potwierdzono na podstawie badań wpływu temperatury austenitowania próbek z zakresu 875 do 1150°C na wielkość ziarna austenitu pierwotnego (rys. 2). Jak wynika z tego rysunku wyraźny rozrost ziarn tej fazy zaczyna się po przekroczeniu temperatury 1050°C.

Na podstawie wymienionych danych opracowano program walcowania odcinków próbnych na blachę w czterech przepustach (tablica 2). W pierwszych dwóch przepustach stosowano 25%, a w pozostałych 20% stopień gniotu.

stali, lecz niższej od temperatury rekrytalizacji austenitu T_{RY} (1) odkształcano plastycznie w dylatometrze przez ściskanie z szybkością $\dot{\epsilon} = 4s^{-1}$ do odkształcenia 50% i chłodzono z szybkością od 90 do 0,17°C/s.

Zakres temperatury walcowania płaskowników o grubości 11 mm na blachę o grubości 4 mm dobrano na podstawie kinetyki rozpuszczania się w austenicie odkształconym plastycznie azotków TiN i węglików NbC wprowadzonych do stali mikrododatki Ti i Nb, korzystając z równania kinetycznego [3]:

$$\log [M][X] = B - A/T \quad (2)$$

gdzie: [M] i [X] - odpowiednio udziały wagowe mikrododatki metalicznych Ti i Nb oraz metaloidów N i C rozpuszczonych w roztworze stałym w temperaturze T, natomiast A, B - stałe zależne od rodzaju fazy zaczerpnięte z pracy [3].

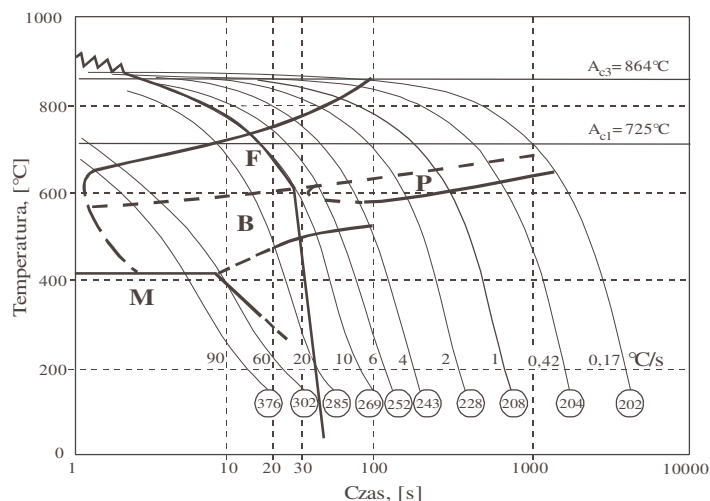
Obliczone zależności rozpuszczania się w austenicie faz TiN i NbC przedstawione na rys. 1 wskazują, że całkowite rozpuszczenie w austenicie wprowadzonego do stali

Tablica 2
Program walcowania odcinków próbnych blachy

Nr przepustu	Temperatura odkształcenia, [°C]	Grubość przed przepustem, [mm]	Grubość po przepuście, [mm]	Gniot względny, [%]
1	1025	11,0	8,2	25
2	975	8,2	6,2	25
3	925	6,2	5,0	20
4	875	5,0	4,0	20

Warunki chłodzenia blachy z temperatury końca walcowania ustalono na podstawie opracowanego wykresu kinetyki przemian austenitu przechłodzonego po odkształceniu plastycznym (rys. 3). Blachy chłodzono początkowo w sprężonym powietrzu do temperatury około 600°C w celu realizacji przemiany $\gamma \rightarrow \alpha$ przez 30s, nie dopuszczając do zapoczątkowania przemiany perlitycznej, a następnie w wodzie. Klasyczną obróbkę cieplną przeprowadzono przez austenitizowanie blach w temperaturze 750°C, nieco wyższej od A_{c1} stali i ich hartowanie w wodzie.

Badania struktury blach przeprowadzono metodą metalografii świetlnej na zgładach polerowanych i trawionych, przy czym dla ujawnienia granic ziarn austenitu pierwotnego stosowano trawienie w nasyconym roztworze wodnym kwasu pikrynowego z dodatkiem CuCl_2 w



Rys. 3. Wykres OCTP_c badanej stali z schematem przeprowadzonej obróbki cieplno-mechanicznej

temperaturze ok. 70°C. Pomiaru wielkości ziarna austenitu pierwotnego, a także wielkości ziarna ferrytu po obróbce cieplno-mechanicznej i udziału powierzchniowego ferrytu dokonano przy pomocy automatycznego analizatora obrazu Leica Qwin współpracującego z mikroskopem świetlnym Leica MEF 4A.

Natomiast własności mechaniczne blach w stanie obrobionym cieplno-mechanicznie oraz po hartowaniu konwencjonalnym wyznaczono metodą statycznej próby rozciągania próbek płaskich o grubości 4 mm i długości pomiarowej 50 mm na maszynie wytrzymałościowej Zwick Z/100.

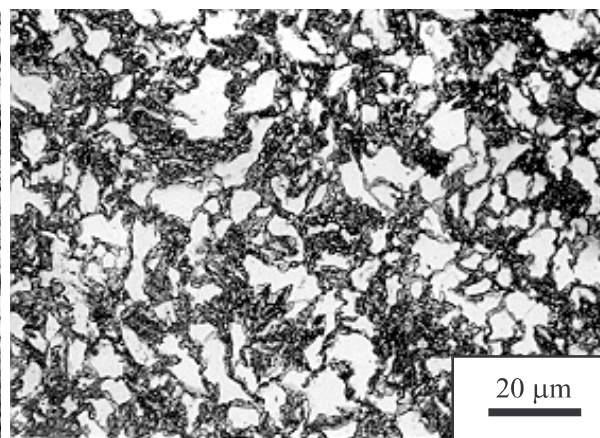
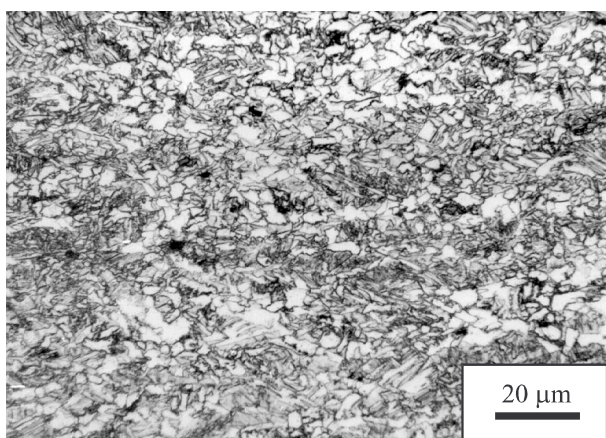
3. WYNIKI BADAŃ

Przeprowadzone badania wykazały, że stal posiada drobnoziarnistą strukturę austenitu pierwotnego do temperatury ok. 1050°C, po czym następuje stopniowy rozrost ziarna związany z rozpuszczaniem się cząstek NbC i TiN w roztworze stałym. Wielkość ziarna austenitu w temperaturze końca walcowania wynosi około 7 μm .

Struktura blach wytworzonych metodą obróbki cieplno-mechanicznej oraz w stanie zahartowanym z temperatury 750°C, tj. z zakresu dwufazowego $\alpha + \gamma$ wykazuje istotne różnice

(rys. 4 i 5). Wprawdzie udział ferrytu w obu stanach blach jest porównywalny i wynosi, około 45%, lecz wielkość ziarn tej fazy wytworzonej w procesie obróbki cieplno-mechanicznej jest nadzwyczaj mała i wynosi średnio 4 μm , podczas gdy w stali zahartowanej z temperatury nieco wyższej od A_{c1} osiąga wielkość 8,7 μm . Silne rozdrobnienie ziarn ferrytu w stali obrobionej cieplno-mechanicznie jest wynikiem obecności dużej populacji miejsc dogodnych do zarodkowania ferrytu w austenicie odkształconym plastycznie.

Wybitnie drobnoziarnistą budowę ma również martenzyt z niewielkim udziałem bainitu w stali obrobionej cieplno-mechanicznie. Jest to wynikiem rozdrobnienia ziarn austenitu przez prawie równomiernie rozmieszczone w osnowie tej fazy drobne ziarna ferrytu (rys. 4). Obecność pewnego udziału bainitu w strukturze stali w tym stanie wynika z przyspieszenia zarówno przemiany $\gamma \rightarrow \alpha$, jak i bainitycznej austenitu odkształconego plastycznie (rys. 3). Natomiast pozostałą składową struktury stali zahartowanej z temperatury 750°C jest martenzyt (rys. 5).



Rys. 4. Drobnoziarnista struktura ferrytyczno-martenzytyczno-bainityczna blach po obróbce cieplno-mechanicznej

Rys. 5. Struktura ferrytyczno-martenzytyczna blach po hartowaniu z zakresu dwufazowego $\alpha+\gamma$

Zróznicowana struktura stali wywiera istotny wpływ na właściwości mechaniczne blach w obu stanach. Jak wynika z tablicy 3 blacha wytworzona metodą obróbki cieplno-mechanicznej ze względu na bardziej drobnoziarnistą strukturę wykazuje wyraźnie większą granicę plastyczności i wytrzymałości. Natomiast właściwości plastyczne blach w obu stanach są porównywalne. Badane stale cechuje także bardzo korzystny współczynnik $R_{p0,2}/R_m = 0,50-0,56$.

Tablica 3

Wyniki badań własności mechanicznych

Wariant obróbki	$R_{p0,2}$, MPa	R_m , MPa	A, %	Z, %	$R_{p0,2}/R_m$
Obróbka cieplno-mechaniczna	536	957	14,3	24,6	0,56
Obróbka cieplna	441	880	13,5	27,3	0,50

4. WNIOSKI

Opracowana stal mikrostopowa wykazuje dużą podatność na wytwarzanie blach o strukturze ferrytyczno-martenzytycznej (dual phase) zarówno metodą obróbki cieplno-mechanicznej, jak i przez klasyczne hartowanie z temperatury nieco wyższej od A_{c1} stali.

Prawidłowy dobór warunków obróbki cieplno-mechanicznej, tj. zakresu temperatury walcowania do rodzaju i stężenia wprowadzonych do stali mikrododatków oraz szybkości chłodzenia nie dopuszczającej do zapoczątkowania przemiany perlitycznej, pozwala na wytworzenie blach o wybitnie drobnoziarnistej strukturze ferrytyczno-martenzytyczno-bainitycznej osiągających $R_{p0,2} > 530$ MPa, $R_m > 950$ MPa, $A \sim 14\%$, $Z \sim 25\%$.

Bardziej gruboziarnista struktura ferrytyczno-martenzytyczna blach zahartowanych z temperatury nieco wyższej od A_{c1} stali stanowi, że wykazują one przy tym samym udziale ferrytu jak po obróbce cieplno-mechanicznej, znacznie mniejsze własności wytrzymałościowe przy porównywalnej podatności na odkształcenie plastyczne.

LITERATURA

1. H. Baumgart, G. Deinzer, G. Barton: Materiały Adam Opel AG, International Technical Development Center, Ruesselsheim (2000), s. 1-7.
2. T. Gladman: The Physical Metallurgy of Microalloyed Steels, Univ. Press Cambridge, (1997).
3. J. Adamczyk: Inżynieria wyrobów stalowych, Wyd. Politechniki Śląskiej, Gliwice (2000).
4. P. J. P. Bordignon: Sider Latinosmer, 315, (1986), s. 75.
5. P. Elsen, H. P. Hougardy: Stahl u. Eisen, 113, (1993) Nr 10, s. 101.
6. A. Chatterjee, S. Chandra: Steel World, 3, (1997) Nr 2, s. 45.
7. W. Bleck, R. Bode, F. J. Hahn: Thyssen Tech. Ber., (1990) Nr 1, s. 69.
8. H. Takechi: ISIJ International, 34, (1994) Nr 1, s. 1.
9. W. Bleck, K. Koehler, L. Meyer, C. Preisendanz: Thyssen Tech. Ber., 23 (1991) Nr 1, s. 43.
10. Proc of Seminar: Dual Phase and Cold Pressing Vanadium Steels in Automobile Industry, VANITEC, (1978), London EC1N 2NE.
11. K. Eberle, P. Cantinieaux, P. Harlet, M. Vande Populiere: I&SM, 26, (1999) Nr 2, s. 23-27.
12. Stahl für den Automobilbau, Stahlmarkt, (1998) Nr 12, s. 38.