



POLISH ACADEMY OF SCIENCES - COMMITTEE OF MATERIALS SCIENCE  
SILESIA UNIVERSITY OF TECHNOLOGY OF GLIWICE  
INSTITUTE OF ENGINEERING MATERIALS AND BIOMATERIALS  
ASSOCIATION OF ALUMNI OF SILESIA UNIVERSITY OF TECHNOLOGY

Conference  
Proceedings

12th INTERNATIONAL SCIENTIFIC CONFERENCE

## ACHIEVEMENTS IN MECHANICAL & MATERIALS ENGINEERING

### Walcowanie blach o strukturze wielofazowej metodą obróbki cieplno - mechanicznej ze stali konstrukcyjnej z mikrododatkami Nb i Ti<sup>#</sup>

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 określono warunki walcowania blach o strukturze ferrytyczno – bainitycznej z austenitem szcążkowym ze stali konstrukcyjnej C-Mn z mikrododatkami Nb i Ti energooszczędną technologią obróbki cieplno – mechanicznej. Warunki tej obróbki dobrano na podstawie opracowanego wykresu przemian austenitu przechłodzonego odkształconego plastycznie OCTP<sub>c</sub>, kinetyki rozpuszczania się w austenicie faz międzywęzłowych NbC i TiN oraz wpływu temperatury austenitowania na wielkość ziarna austenitu pierwotnego. Stwierdzono, że blacha wytworzona metodą obróbki cieplno - mechanicznej wykazuje korzystniejsze własności mechaniczne niż po konwencjonalnym hartowaniu izotermicznym z zakresu dwufazowego  $\alpha + \gamma$ . Jest to wynikiem bardziej drobnoziarnistej struktury oraz większego udziału austenitu szcążkowego w blachach chłodzonych w sposób kontrolowany bezpośrednio po walcowaniu na gorąco.

### 1. WSTĘP

Rozwój przemysłu motoryzacyjnego stymuluje dążenie do zmniejszenia masy samochodów, oddziaływającej istotnie na zużycie paliwa oraz emisję do otoczenia szkodliwych spalin. Wynika stąd poszukiwanie nowych materiałów konstrukcyjnych do produkcji blach o wysokiej wytrzymałości oraz podatności na kształtowanie technologiczne [1]. Zainteresowanie wzbudzają stopy na osnowie Al i Mg oraz kompozytowe tworzywa polimerowe. Jednak nadal około 63% masy samochodu stanowią elementy konstrukcyjne wytwarzane z blach stalowych [2]. Wyrazem tego zainteresowania jest uruchomienie międzynarodowego projektu badawczego ULSAB–AVC (Ultra Light Steel Auto Body – Advance Vehicle Concept) [3], którego celem jest opracowanie samochodu zużywającego do 3 litrów paliwa na 100 km. Oprócz blach samochodowych walcowanych na gorąco ze stali mikrostopowych w integracji z ciągłym odlewaniem wlewków oraz przyspieszonym chłodzeniem i zwijaniem w kręgi, blach cienkich - umacnianych podczas wypalania lakieru przez starzenie zgmiotowe (bake hardening effect) oraz typu IF (interstitial free) o dużej podatności na głębokie tłoczenie [4, 5], program przewiduje wprowadzenie blach stalowych o strukturze wielofazowej typu dual phase (ferrytyczno – martenzytycznej) oraz TRIP

<sup>#</sup> Praca finansowana przez Komitet Badań Naukowych w ramach grantu promotorskiego nr 7 T08A 016 20

(Transformation Induced Plasticity) o strukturze ferrytyczno – bainitycznej z austenitem szczątkowym, umacnianych w procesie kształtowania technologicznego wyrobów w wyniku przemiany martenzytycznej tej fazy, a także blach o wytrzymałości nawet do 1200 MPa ze stali typu CP (complex phase) oraz stali martenzytycznych typu TMS, zachowujących wymaganą podatność na kształtowanie technologiczne [6].

Możliwość umocnienia stali związanego z przebiegiem przemiany martenzytycznej w trakcie odkształcenia plastycznego analizowano już w 1967r. w trakcie badań stali wysokostopowych Cr-Ni o zmiennym stężeniu niklu [7]. Wynik tych badań stanowi podstawę opracowywanych obecnie stali C-Mn-Si typu TRIP o strukturze ferrytyczno – bainitycznej z 5-15% udziałem metastabilnego austenitu szczątkowego. Dominującą dotychczas technologią produkcji tych stali jest obróbka cieplna blach walcowanych na zimno, a następnie austenitizowanych w temperaturze wyższej od  $A_{c1}$  i hartowanych izotermicznie w temperaturze 350÷400°C. Szczególne zainteresowanie wzbudza alternatywna, energooszczędna technologia obróbki cieplno – mechanicznej tych blach [8], polegająca na walcowaniu blach na gorąco z następnym kilkietapowym chłodzeniem.

Zawartość węgla w stalach typu TRIP wynosi od 0,15 do 0,4%, Mn od 1,2 do 2%, a Si do 1,5% [9]. Przewiduje się możliwość częściowego zastąpienia krzemu przez Al i P [10] oraz wprowadzenie stali mikrostopowych, szczególnie podatnych na tworzenie drobnoziarnistej struktury austenitu pierwotnego w procesie obróbki cieplno – mechanicznej.

Celem pracy jest opracowanie warunków obróbki cieplno – mechanicznej oraz porównanie struktury i własności mechanicznych blach typu TRIP wytworzonych tą metodą oraz po klasycznym hartowaniu izotermicznym.

## 2. MATERIAŁ I METODYKA BADAŃ

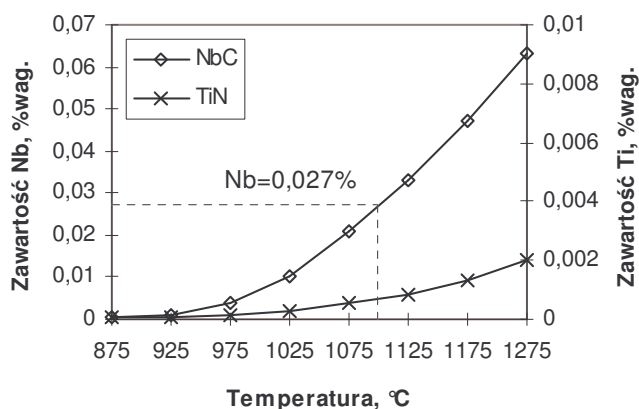
Badania przeprowadzono na stali konstrukcyjnej C-Mn z mikrododatkami Nb i Ti (tablica 1) wytopionej w próżniowym piecu indukcyjnym firmy Balzers VSG-50. Ciekły metal odlewano od góry do wlewnic o pojemności 25 kg w osłonie argonu. Stal zawiera ograniczoną zawartość zanieczyszczeń S i P oraz obniżone do 0,5% - w stosunku do najczęściej stosowanego 1,5% - stężenie krzemu. Ogranicza to trudności technologiczne, związane z procesem grafityzacji i odwęglania stali w wysokiej temperaturze oraz zabezpieczenia blach przed korozją przez cynkowanie. Wlewki poddano kuciu swobodnemu na szybkobieżnej prasie hydraulicznej oraz wstępnemu walcowaniu na gorąco na płaskowniki o wymiarach 140x140x8 mm, które poddano wyżarzaniu ujednorodniającemu w temperaturze 1200 °C przez 4 h w atmosferze  $N_2$ .

Tablica 1

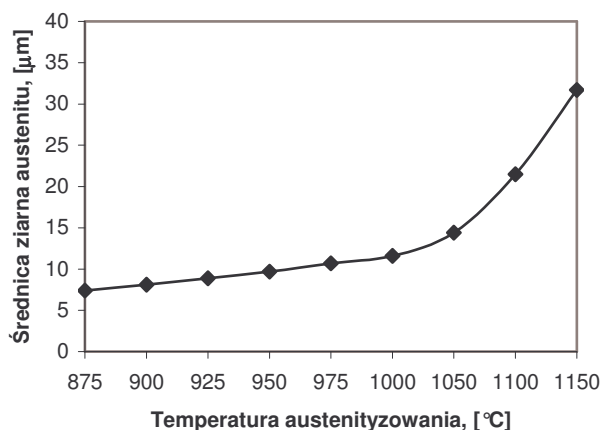
Skład chemiczny badanej stali

Zawartość składników, %wag.									
C	Mn	Si	P	S	Nb	Ti	Al <sub>c</sub>	Al <sub>m</sub>	N
0,20	1,41	0,50	0,014	0,008	0,027	0,010	0,020	0,012	0,0047

Warunki obróbki cieplno – mechanicznej blach dobrano na podstawie kinetyki rozpuszczania się w austenicie faz międzywęzłowych wprowadzonych do stali mikrododatków, określenia temperatury rekrytalizacji austenitu odkształconego plastycznie oraz wielkości ziarn tej fazy w funkcji temperatury austenitizowania, a także wyznaczonego wykresu przemian austenitu prze-chłodzonego w stanie odkształconym plastycznie. Górną



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

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

gdzie: C, Nb, V, Ti, Al, Si – udziały wagowe tych pierwiastków w stali.

Austenit odkształcony plastycznie zapewnia dużą populację miejsc dogodnych do zarodkowania w przemianie  $\gamma \rightarrow \alpha$ , występujących na granicach ziarn, pasmach odkształcenia oraz przecinających się pasmach poślizgu, a stąd utworzenie drobnoziarnistego ferrytu. Na tej podstawie przyjęto temperaturę końca walcowania 850°C, niższą o 36°C od obliczonej temperatury rekrytalizacji austenitu. Poprawność przyjętego zakresu temperatury obróbki plastycznej na gorąco potwierdzają wyniki badań wpływu temperatury austenitowania na wielkość ziarn austenitu pierwotnego (rys. 2). Jak wynika z tego rysunku, przyspieszony rozrost ziarn tej fazy następuje dopiero po przekroczeniu temperatury 1050°C.

Na podstawie wymienionych danych opracowano program walcowania płaskowników o wymiarach 140x140x8mm na blachę o grubości 2 mm w czterech przepustach (tablica 2), stosując w trzech przepustach gnioty 30%, a w ostatnim 25%.

temperaturę walcowania płaskowników dobrano analizując kinetykę rozpuszczania azotków TiN i węglików NbC, korzystając z zależności [5]:

$$\log [M][X] = B - A/T \quad (1)$$

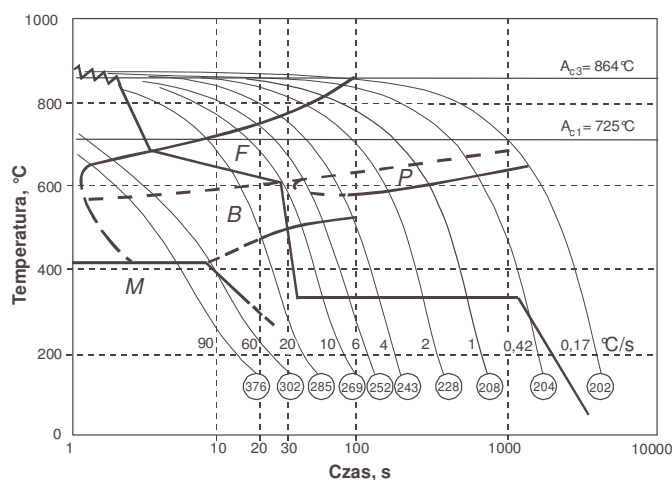
gdzie: [M] i [X] – odpowiednio udziały wagowe mikrododatków metalicznych Ti i Nb oraz metaloidów N i C, rozpuszczonych w roztworze stałym w temperaturze T, natomiast A, B - stałe zależne od rodzaju fazy zaczerpnięte z pracy [5].

Jak wynika z rysunku 1 całkowite rozpuszczenie w austenicie wprowadzonego do stali Nb następuje w temperaturze około 1100°C, natomiast rozpuszczonego mikrododatku Ti w tej temperaturze zaledwie około 0,001%. Oznacza to, że górna temperatura walcowania nie powinna przekraczać 1050°C, natomiast dolna - odpowiadać całkowitemu związaniu mikrododatków w TiN oraz NbC i być niższa od temperatury rekrytalizacji austenitu, obliczonej z zależności [8]:

Tablica 2  
Program walcowania odcinków próbnych blachy

Nr przepustu	Temperatura odkształcenia, [°C]	Grubość przed przepustem, [mm]	Grubość po przepuszczeniu, [mm]	Gniot względny, [%]
1	1025	8,0	5,6	30
2	975	5,6	3,9	30
3	925	3,9	2,7	30
4	850	2,7	2,0	25

Warunki chłodzenia blachy z temperatury końca walcowania ustalono na podstawie opracowanego wykresu kinetyki przemian austenitu przechłodzonego po odkształceniu plastycznym (rys. 3). Zasadniczym elementem pierwszego etapu chłodzenia blachy po zakończeniu odkształcenia plastycznego na gorąco był dobór właściwej szybkości chłodzenia, zapewniającej optymalne warunki dla przemiany  $\gamma \rightarrow \alpha$ , nie dopuszczającej do zapoczątkowania przemiany perlitycznej.

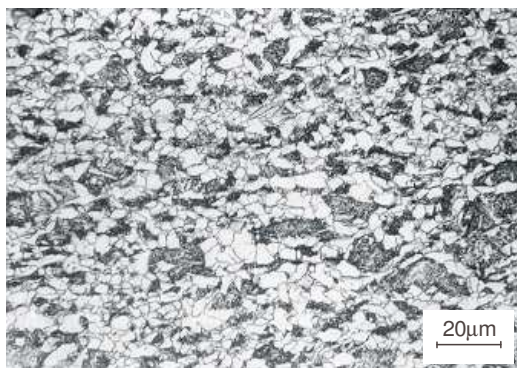


Rys. 3. Wykres OCTP<sub>c</sub> badanej stali z schematem przeprowadzonej obróbki cieplno - mechanicznej

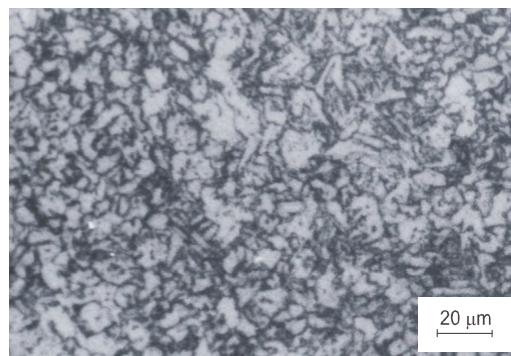
Podgrzanie tej osłony do 100°C umożliwiło ochłodzenie blachy w czasie 25s z temperatury 700°C do 620°C z szybkością około 3°Cs<sup>-1</sup>. Dalsze chłodzenie blachy prowadzono z szybkością około 100°Cs<sup>-1</sup> do 320°C i wytrzymywano w tej temperaturze przez 20 min., po czym zastosowano wolne chłodzenie w osłonie ceramicznej do temperatury otoczenia z szybkością około 1°Cs<sup>-1</sup>. Klasyczną obróbkę cieplną przeprowadzono przez austenitowanie blach w temperaturze 740°C przez 3 min. i chłodzenie w tych samych warunkach, jak w zaprojektowanym procesie obróbki cieplno - mechanicznej.

### 3. WYNIKI BADAŃ

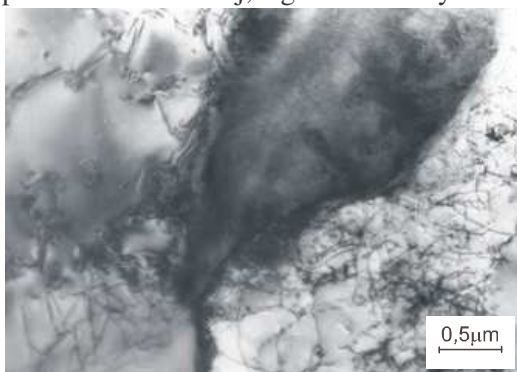
Struktura blach wytworzonych metodą obróbki cieplno - mechanicznej oraz w stanie zahartowanym izotermicznie z temperatury 740°C wykazuje istotne różnice (rys. 4 i 5). Wprawdzie udział ferrytu w obu przypadkach jest porównywalny i wynosi około 64% oraz 61% - odpowiednio po zastosowaniu obróbki cieplno - mechanicznej oraz hartowania izotermicznego, jednak wielkość ziarn tej fazy jest dużo mniejsza w przypadku zastosowania bezpośredniego chłodzenia z temperatury końca walcowania i wynosi średnio 4 μm, podczas gdy wielkość ziarna ferrytu w drugim wariantcie osiąga wielkość około 8,5 μm.



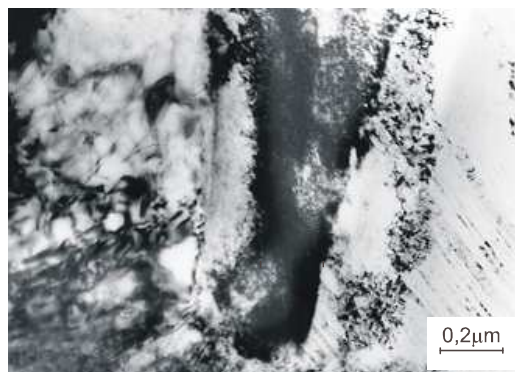
Rys. 4. Drobnziarnista struktura ferrytyczno – bainityczna blachy walcowanej metodą obróbki cieplno – mechanicznej; zgląd wzdłużny



Rys. 5. Struktura ferrytyczno – bainityczna blachy hartowanej izotermicznie w temperaturze 320°C



Rys. 6. Ferryt o dużej gęstości dyslokacji w sąsiedztwie wyspy bainitu



Rys. 7. Austenit szczątkowy zlokalizowany między ziarnem ferrytu i bainitu

Drobnziarnistą strukturę ma również bainit w stali obrobionej cieplno - mechanicznie. Jest to wynikiem rozdrobnienia ziarn austenitu przez prawie równomiernie rozmieszczone w osnowie tej fazy drobne ziarna ferrytu (rys. 4). Bainit występuje najczęściej w postaci wysepek na granicach ziarn ferrytu o dużej gęstości dyslokacji, która maleje w miarę oddalania się od wysp bainitycznych (rys. 6). Frakcja austenitu szczątkowego wyznaczona metodą rentgenowskiej analizy fazowej ilościowej w blasze wytworzonej metodą obróbki cieplno – mechanicznej wynosi 5,1%, natomiast w stanie obrobionym cieplnie zaledwie 3%. Stabilność austenitu szczątkowego do temperatury pokojowej świadczy, iż w trakcie przemiany bainitycznej w 320°C następuje wzbogacenie pozostałej fazy  $\gamma$  w węgiel, przy jednoczesnym obniżeniu temperatury  $M_s$ . Stwierdzono, że austenit szczątkowy występuje najczęściej na granicy międzyfazowej ferrytu i bainitu (rys. 7).

Zróżnicowana struktura stali wywiera istotny wpływ na własności mechaniczne blach w obu stanach. Jak wynika z tablicy 3 blacha wytworzona metodą obróbki cieplno - mechanicznej ze względu na bardziej drobnziarnistą strukturę wykazuje wyraźnie większą granicę plastyczności i wytrzymałość. Większa wytrzymałość na rozciąganie jest związana także z przemianą niestabilnego mechanicznie austenitu szczątkowego w martenzyt, co powoduje dodatkowe umocnienie stali. Świadczy o tym korzystny stosunek  $R_{p0,2}/R_m = 0,65 \div 0,68$ . Własności plastyczne blach chłodzonych w sposób kontrolowany po zakończeniu odkształcenia plastycznego na gorąco są również lepsze niż blach hartowanych izotermicznie z temperatury nieco wyższej od  $A_{c1}$  stali. Wydłużenie całkowite osiąga wartość do 25% a równomierne 22%, podczas gdy dla blach obrobionych cieplnie wartości te wynoszą

odpowiednio 20 i 16%. Blachy wytworzone w obu wariantach charakteryzują się izotropowymi własnościami wytrzymałościowymi i wykazują małą anizotropię własności plastycznych. Jest ona wyrażona przez stosunek odpowiednich własności próbek poprzecznych do wzdłużnych, mieszczącym się w zakresie od 0,88 do 0,93. Ponadto blachy obrobione cieplno – mechanicznie w porównaniu z hartowanymi izotermicznie wykazują dużą wartość iloczynu wytrzymałości na rozciąganie i wydłużenia równomiernego  $R_m \cdot A_g$ , charakteryzującego przydatność stali z efektem TRIP do tłoczenia.

Tablica 3

Wyniki badań własności mechanicznych

		$R_{p0,2}$ , MPa	$R_m$ , MPa	A, %	$A_g$ , %	Z, %	$R_{p0,2}/R_m$	$R_m \cdot A_g$ , MPa·%
Obróbka cieplna	Wzdłużne	434	646	20,4	15,9	61,3	0,67	10271
	Poprzeczne	445	653	18,6	14,8	56,7	0,68	9664
	$A_{p/w}$	1,02	1,01	0,91	0,93	0,92		
Obróbka cieplno - mechaniczna	Wzdłużne	507	772	24,7	19,3	74,5	0,65	14900
	Poprzeczne	516	781	21,8	17,9	69,4	0,66	13980
	$A_{p/w}$	1,02	1,01	0,88	0,93	0,93		

#### 4. WNIOSKI

Opracowana stal konstrukcyjna z mikrododatkami Nb i Ti wykazuje dużą podatność na wytwarzanie blach o strukturze ferrytyczno - bainitycznej z austenitem szcążkowym, szczególnie metodą obróbki cieplno - mechanicznej. Prawidłowy dobór warunków obróbki cieplno - mechanicznej, tj. zakresu temperatury obróbki plastycznej na gorąco do rodzaju i stężenia wprowadzonych do stali mikrododatków oraz szybkości chłodzenia nie dopuszczającej do zapoczątkowania przemiany perlitycznej lecz pozwalającej na utworzenie bainitu dolnego pozwala na wytworzenie blach o wybitnie drobnoziarnistej strukturze ferrytyczno-bainitycznej z 5%-ym udziałem austenitu szcążkowego, osiągających  $R_{p0,2} \sim 510$  MPa,  $R_m \sim 780$  MPa,  $A_g \sim 19\%$  oraz A do 25%.

Bardziej gruboziarnista struktura ferrytyczno - bainityczna z 3%-ym udziałem austenitu szcążkowego blach zahartowanych izotermicznie z temperatury nieco wyższej od  $A_{c1}$  stali stanowi, że wykazują one przy podobnym udziale ferrytu jak po obróbce cieplno - mechanicznej, mniejsze własności wytrzymałościowe oraz mniejszą podatność na odkształcenie technologiczne.

#### LITERATURA

1. Stahl für den Automobilbau, Stahlmarkt, (1998) Nr 12, s. 38.
2. H. Baumgart, G. Deinzer, G. Barton: Materiały Adam Opel AG, International Technical Development Center, Ruesselsheim (2000), s. 1.
3. Stahlindustrie bildet neues weltweites ULSAB-AVC Konsortium, Stahl u. Eisen, (1999) Nr 3, s. 10.
4. T. Gladman: The Physical Metallurgy of Microalloyed Steels, Univ. Press Cambr., (1997).
5. J. Adamczyk: Inżynieria wyrobów stalowych, Wyd. Politechniki Śląskiej, Gliwice (2000).
6. Witryna <http://www.ulsab-avc.org>
7. V.F. Zackay, E.R. Parker, D. Fahr, R. Busch: ASM Trans. Quart., 60, (1967), s. 252.
8. K. Eberle, P. Cantinieux, P. Harlet, M. Vande Populiere: I&SM, 26, (1999) Nr 2, s. 23.
9. K. Sugimoto, T. Iida, J. Sakaguchi, T. Kashima: ISIJ International, (2000) Nr 9, s. 902.
10. A. Pichler, P. Stiaszny: Steel Research, (1999) Nr 11, s. 459.