



Przemiany fazowe i mikrostruktura stali 18Mn chłodzonej z zakresu ($\alpha+\gamma$)

A.K. Lis, C. Kolan

Instytut Inżynierii Materiałowej, Politechnika Częstochowska
Al. Armii Krajowej 19 42-200 Częstochowa, Poland

W pracy dokonano analizy krzywych chłodzenia stali 18Mn z zakresu temperatur międzykrytycznych 750°C oraz uzyskanych mikrostruktur po chłodzeniu w celu sporządzenia wykresu CTPc badanej stali. Próbki chłodzono z szybkościami $V_{750-500}=0,6^{\circ}\text{C/s}$, 4°C/s , 16°C/s i $V_{\text{max}}=78^{\circ}\text{C/s}$. Na podstawie badań metalografii ilościowej i komputerowej analizy obrazu wyznaczono ilość fazy jaka uległa przemianie w zakresie ($\alpha+\gamma$) oraz wyznaczono kinetykę przemiany martenzytycznej.

1. WSTĘP

Jednym z kierunków rozwoju przemysłu samochodowego jest poszukiwanie nowych materiałów konstrukcyjnych, które będą posiadać dobre parametry wytrzymałościowe oraz plastyczne pozwalające na zmniejszenie masy pojazdów. Stąd zainteresowanie wzbudzają stopy na bazie Al i Mg oraz polimery, jednak nadal ok. 63% masy samochodu stanowią elementy stalowe.[1]

Ostatnio przedmiotem zainteresowań są mikrostopowe stale o strukturze ferrytyczno - martenzytycznej DP (dual - phase) lub stale TRIP o dużej plastyczności i o strukturze ferrytyczno – martenzytycznej z austenitem szczątkowym, umacniane w wyniku przemiany austenitu szczątkowego w martenzyt w procesie kształtowania. Struktury te uzyskuje się w wyniku zabiegów obróbki cieplnej lub cieplno-plastycznej przeprowadzonej w zakresie temperaturowym ($\alpha+\gamma$) w połączeniu z szybkim chłodzeniem wyrobów po walcowaniu[2,3]

Celem pracy było sporządzenie wykresu CTPc stali 18Mn i na jego podstawie określenie możliwości wytwarzania stali o strukturze dwoisto- lub wielo- fazowej.

2. MATERIAŁ I METODYKA BADAŃ

Materiałem do badań była konstrukcyjna stal węglowo-manganowa oznaczona 18Mn wg. PN-EN 10027-1 o strukturze wyjściowej ferrytyczno – perlitycznej w stanie normalizowanym i następującym składzie chemicznym: 0,18%C, 1,24%Mn, 0,34%Si, 0,025%P, 0,005%S, 0,01%Ni, 0,002%V, 0,002%Ti.

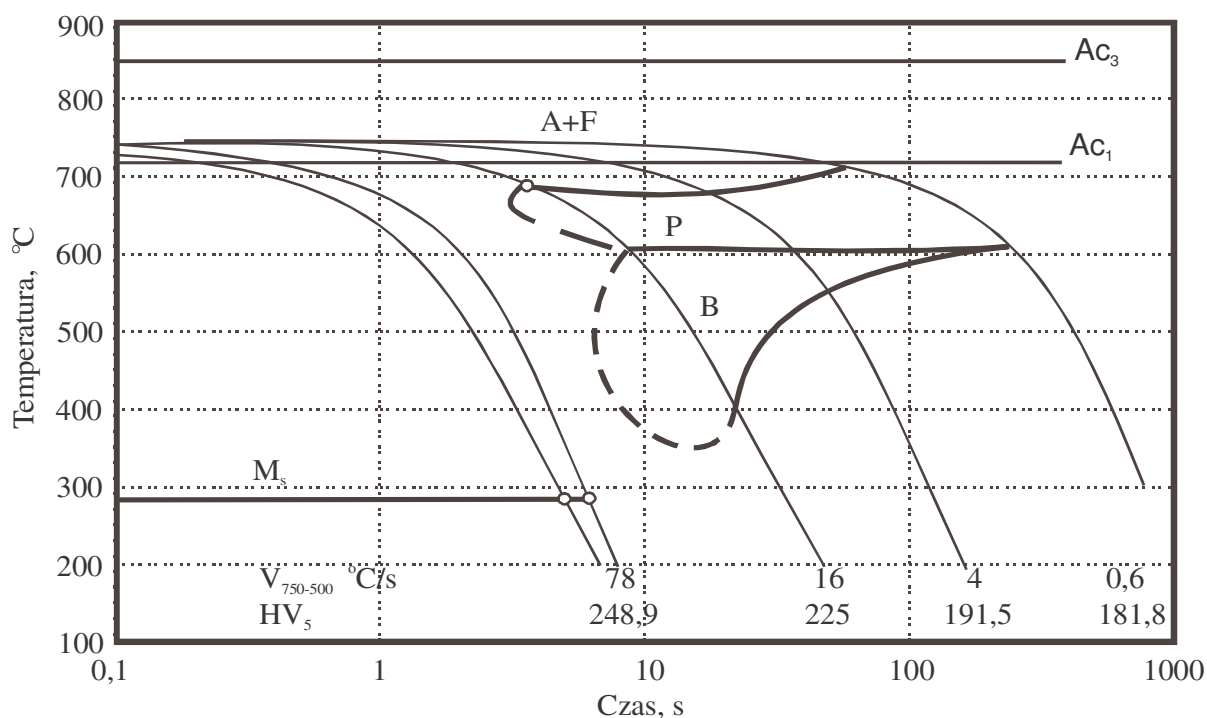
Badania dylatometryczne przeprowadzono na dylatometrze z możliwością odkształcania DIL 805 firmy BAHR THERMO-ANALYSE. Próbki z badanej stali o wymiarach $\phi 5\text{mm} \times 10\text{mm}$ nagrzewano indukcyjnie ze stałą szybkością 3°C/s do temperatury zakresu

dwufazowego ($\alpha+\gamma$) 750°C oraz wygrzewano w tym zakresie przez czas 180s. Po wygrzewaniu stal chłodzona w sposób ciągły z szybkościami chłodzenia 0,6°C/s, 4°C/s, 16°C/s i 78°C/s liczonymi dla przedziału temperatur 750°C – 500°C. Pomiar twardości uzyskanej mikrostruktury wykonano na twardościomierzu Vickers'a przy użyciu obciążenia 49N.

Ilość fazy powstałej podczas wygrzewania w temperaturze 750°C określono na podstawie otrzymanej mikrostruktury po chłodzeniu z $V_{750\div 500}=78^\circ\text{C/s}$. Za pomocą programu komputerowego Mikrografx Picture Publisher 7.0 przeprowadzono binaryzację (obraz czarno – biały) otrzymanej mikrostruktury edytując jako ciemne obszary martenzytu. W drugiej kolejności za pomocą programu Image Pro Plus określono udziały objętościowe faz ferrytu i martenzytu.

3. WYNIKI BADAŃ

Przeprowadzone badania dylatometryczne oraz analiza struktur badanej stali pozwoliły na sporządzenie wykresu CTPc stali 18Mn chłodzonej z zakresu dwufazowego ($\alpha+\gamma$), który przedstawiono na rys. 1. Powstający austenit podczas wygrzewania w temperaturze 750°C zostaje wzbogacony w pierwiastki stopowe (głównie węgiel i mangan) o czym świadczy obniżenie temperatury M_s do 285°C w stosunku do temperatury $M_s = 410^\circ\text{C}$ uzyskanej po pełnej austenitacji stali 18Mn. Na podstawie zależności graficznej przedstawionej w pracy [4] oraz uwzględniając jedynie wpływ węgla na obniżenie temperatury M_s można określić zawartość węgla w austenicie przed przemianą w granicach 0,45%÷0,5%



Rys. 1. Wykres CTPc stali 18Mn uzyskany z temperatur wygrzewania zakresu dwufazowego ($\alpha+\gamma$) 750°C.

Temperaturę B_s określono analitycznie za pomocą zależności Honeycomba (1) [5] na poziomie 607°C przyjmując zawartość węgla w austenicie 0,45%.

$$B_s = 830 - 270 \% C - 80 \% Mn - 70 \% Cr - 83 \% Mo \quad (1)$$

Na rysunkach 2 i 3 przedstawiono przykładowe mikrostruktury badanej stali po obróbce cieplnej z zakresu ($\alpha+\gamma$).



Rys. 2. Mikrostruktura stali 18Mn wygrzewanej w 750°C i chłodzonej z $V_{750-500}=4^{\circ}\text{C/s}$



Rys. 3. Mikrostruktura stali 18Mn wygrzewanej w 750°C i chłodzonej z $V_{750-500}=78^{\circ}\text{C/s}$

Jak wynika z zaprezentowanych na rys. 2 i rys. 3 mikrostruktur, obróbka cieplna w zakresie dwufazowym spowodowała rozdrobnienie struktury tym większe i większa była szybkość chłodzenia. Ilość produktów przemiany austenitu przy chłodzeniu określona za pomocą metalografii ilościowej zmieniała się w granicach od 37,4% do 41,3%. Charakter przemian fazowych w zależności od szybkości chłodzenia przedstawiono na rys. 4 a ich udziały w tabelicy 1. Zmniejszenie się udziału wysp perlityczno – bainitycznych obserwowanych w strukturze stali w stosunku do ilości martenzytu uzyskanego dla szybkości chłodzenia $V_{750-500} = 78^{\circ}\text{C/s}$ wynika stąd, że nowopowstały ferryt przyrasta do istniejącego w zakresie ($\alpha+\gamma$) zrekrystalizowanego ferrytu poligonalnego. Dla szybkości chłodzenia $0,6^{\circ}\text{C/s}$ mimo, że udział nowego ferrytu oszacowano na około 4,1% z badań ilościowych, to jest on niezauważalny na krzywej dylatometrycznej. Natomiast w przypadku szybkiego chłodzenia, kiedy nie zachodzą przemiany dyfuzyjne austenit ulega przemianie na martenzyt. Można stąd wnioskować, że udział austenitu powstałego podczas wygrzewania w zakresie ($\alpha+\gamma$) odpowiada udziałowi martenzytu w strukturze rzeczywistej.

Tablica 1

Udział produktów przemiany austenitu chłodzonego z 750°C.

Szybkość chłodzenia, $^{\circ}\text{C/s}$	0,6	4	16	78
Udział produktów przemiany, %	37,4	37,9	39,3	41,3

Na podstawie krzywej dylatometrycznej uzyskanej dla szybkości chłodzenia $V_{750-500}=78^{\circ}\text{C/s}$ wyznaczono kinetykę przemiany austenitu w martenzyt, którą opisano za pomocą równania (2) [6].

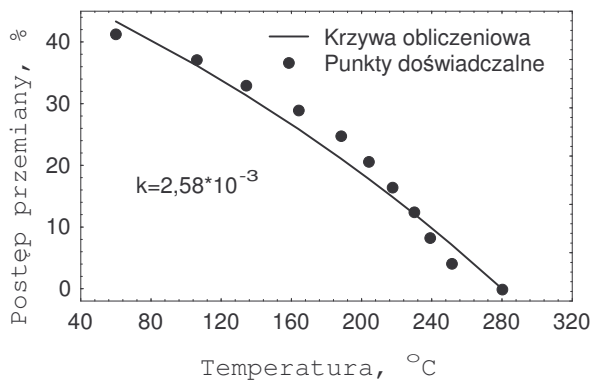
$$f_m = 1 - \exp(-k (M_s - T)) \quad (2)$$

gdzie: f_m – udział martenzytu, k – stała przemiany, T – temperatura.

Na podstawie danych eksperymentalnych, obliczono stałą k poprzez linearyzację równania (2) do postaci (3).

$$\ln(1 - f_m) = -k (M_s - T) \quad (3)$$

Porównanie postępu przemiany uzyskanego z badań z wynikami uzyskanymi z obliczeń przedstawiono rysunku 5.



Rys 4. Porównanie kinetyki przemiany austenitu w martenzyt uzyskanej dla $V_{750-500}=78^{\circ}\text{C/s}$ na podstawie badań dylatometrycznych z obliczoną na podstawie zależność (2).

Porównując krzywą obliczeniową z punktami doświadczalnymi przedstawionymi na rys. 4 zauważa się pewne różnice wynikające ze zmiany warunków doświadczenia w miarę obniżania się temperatury (średnia szybkość chłodzenia w zakresie przemiany martenzytycznej wynosi $V=28,7^{\circ}\text{C/s}$), jak również z dokładności metody dylatometrycznej (czas przemiany wyznaczony z próby wynosi 7,66s). Jednak pomimo pewnych różnic w wartościach ułamka przemiany współczynnik korelacji jest na zadawalającym poziomie i wynosi 0,986.

4. PODSUMOWANIE

Wyznaczono wykres CTPc stali 18Mn chłodzonej z temperatury 750°C oraz określono warunki wytwarzania w tej stali struktur dwoistofazowych, ferrytyczno-martenzytycznych (ferrytyczno-bainitycznych) poprzez obróbkę cieplną z zakresu dwufazowego ($\alpha+\gamma$).

Ilość austenitu powstałego podczas wygrzewania w temperaturze 750°C w czasie 180s określono na 41,3%.

Kinetykę przemiany martenzytycznej określoną poprzez badania dylatometryczne opisano z dobrą dokładnością za pomocą równania Bhadeshia (2).

LITERATURA

1. J. Adamczyk, A. Grajcar: Obróbka cieplno-mechaniczna blach ze stali konstrukcyjnej mikrostopowej o strukturze ferrytyczno-martenzytycznej, AMME'2002.
2. G. Hartmann, I. Hecklemann, M. Menne: HSZ 220 and 260 steel with excellent Stretch formability, Steel and Materials for Power Plants, Euromat'99, vol. 7.
3. B. Ciszewski, W. Przetakiewicz: Nowoczesne materiały w technice, wyd. Bellona, Warszawa 1993
4. F. Staub: Metaloznawstwo: Śląskie Wydawnictwo Techniczne, Katowice, 1994, str 346 rys.5.25
5. Edmund Tasak: Spawalność stali, Wyd. Fotobit, Kraków 2002
6. H.K.D.H. Bhadeshia, Bainite in Steels, The Institute of Materials, London, 1992, p.72.