



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

### Rola miedzi w niskowęglowej stali bainitycznej

P. Wieczorek

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

W artykule przedstawiono wyniki badań zastosowania dodatku miedzi w stali 3NiCuCrMo10-10-2-4 wykorzystywanego do umocnienia wydzieleniowego. Proces wydzieleniowy analizowano po hartowaniu z temperatury 1173 K i starzeniu w 853 K w zakresie czasu od 2160 s do 360 000 s. Dokonano oceny parametrów stereologicznych wydzielań i oszacowano ich wpływ na przyrost granicy plastyczności.

#### 1. WSTĘP

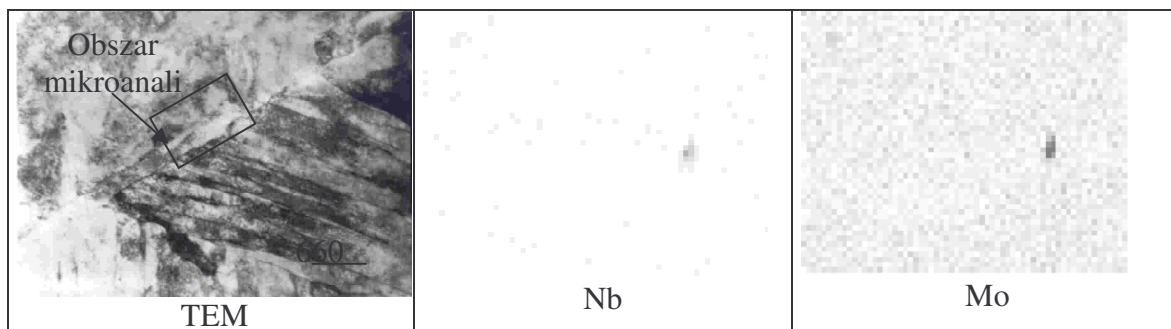
Rozwój nowoczesnych technologii wytwarzania w połączeniu z tą wiedzą pozwala na otrzymywanie materiałów o strukturze bainitycznej posiadających wysoką wytrzymałość oraz udarność, co w połączeniu z dobrą spawalnością i relatywnie niskim kosztem produkcji stawia je w grupie bardzo obiecujących tworzyw konstrukcyjnych. Dodatkowy wzrost wytrzymałości i ciągliwości dla tej grupy stali można było również osiągnąć na drodze umocnienia wydzieleniowego. Jako pierwiastek umacniający coraz powszechniej zaczęto wykorzystywać miedź [1-2]. Nie tworzy ona węglików, lecz wydziela się w postaci miękkiej fazy oznaczanej jako epsilon<sub>Cu</sub>. Dodatkową zaletą opracowania nowych gatunków stali zawierających w swoim składzie chemicznym miedź stała się możliwość rozwiązania problemu jej kumulacji w procesie metalurgicznym. Kumulacja ta jest skutkiem recyrkulacji złomu stalowego, pochodzącego np. z samochodów, gdzie nie dokonano należytej segregacji metali nieżelaznych. Ogólna zawartość miedzi w stalach obecnie jest na poziomie poniżej 0,5%, lecz z roku na rok poziom ten się podnosi. Prognozy mówią o osiągnięciu poziomu powyżej 1% w niedalekiej przyszłości [3]. Istotnym stało się więc poznanie podstaw kształtowania mikrostruktur tej grupy materiałów, a co za tym idzie jej wpływu na własności wytrzymałościowe. Możliwości aplikacyjne niskowęglowych, niskostopowych stali bainitycznych zawierających miedź na rynku krajowym zawierają się w obszarze konstrukcji wchodzących w skład infrastruktury komunikacyjnej, głównie mostów i wiaduktów [4-7]. Według autorów opracowania [8] wysokowytrzymałe, wysokoplastyczne blachy grube wytwarzane ze stali niskowęglowych, mikrostopowych, o bardzo dobrej spawalności należą do priorytetowych kierunków rozwoju krajowej produkcji stalowych wyrobów hutniczych.

## 2. MATERIAŁ I METODYKA BADAŃ

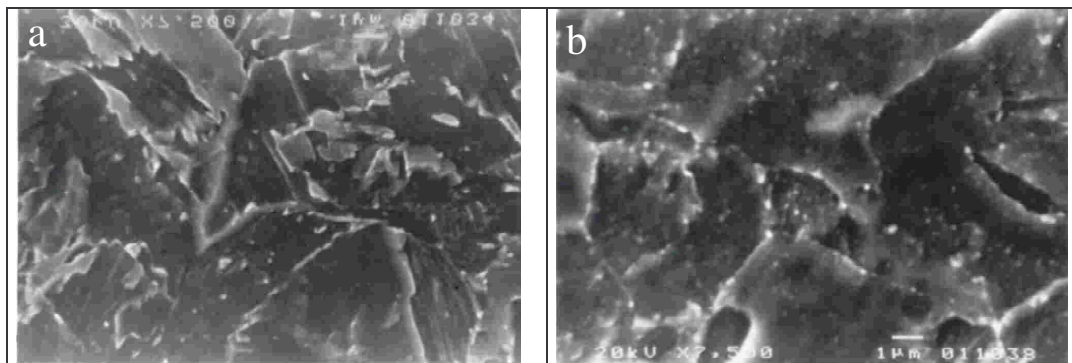
Próbki do badań uzyskano ze stali wytopionej w piecu indukcyjnym o kontrolowanej atmosferze, z wysokiej czystości żelazostopów. Odlana została we wlewki o wadze 270 kg, a następnie po wygrzewaniu była walcowana w sposób kontrolowany na płaskowniki o wymiarach 16 x 100 mm. Skład chemiczny badanej stali był następujący: C-0,05%; Mn-1,01%, Si-0,23%, P-0,011%, S-0,005%, Cr-0,6%, Ni-3,56%, Mo-0,59%, Nb-0,034%, Cu-1,41%. Proces wydzieleniowy analizowano po hartowaniu z temperatury 1173 K i starzeniu w 853 K w zakresie czasu od 2160 s do 360 000 s. Badania strukturalne prowadzono za pomocą skaningowej i transmisyjnej mikroskopii elektronowej.

## 3. WYNIKI BADAŃ

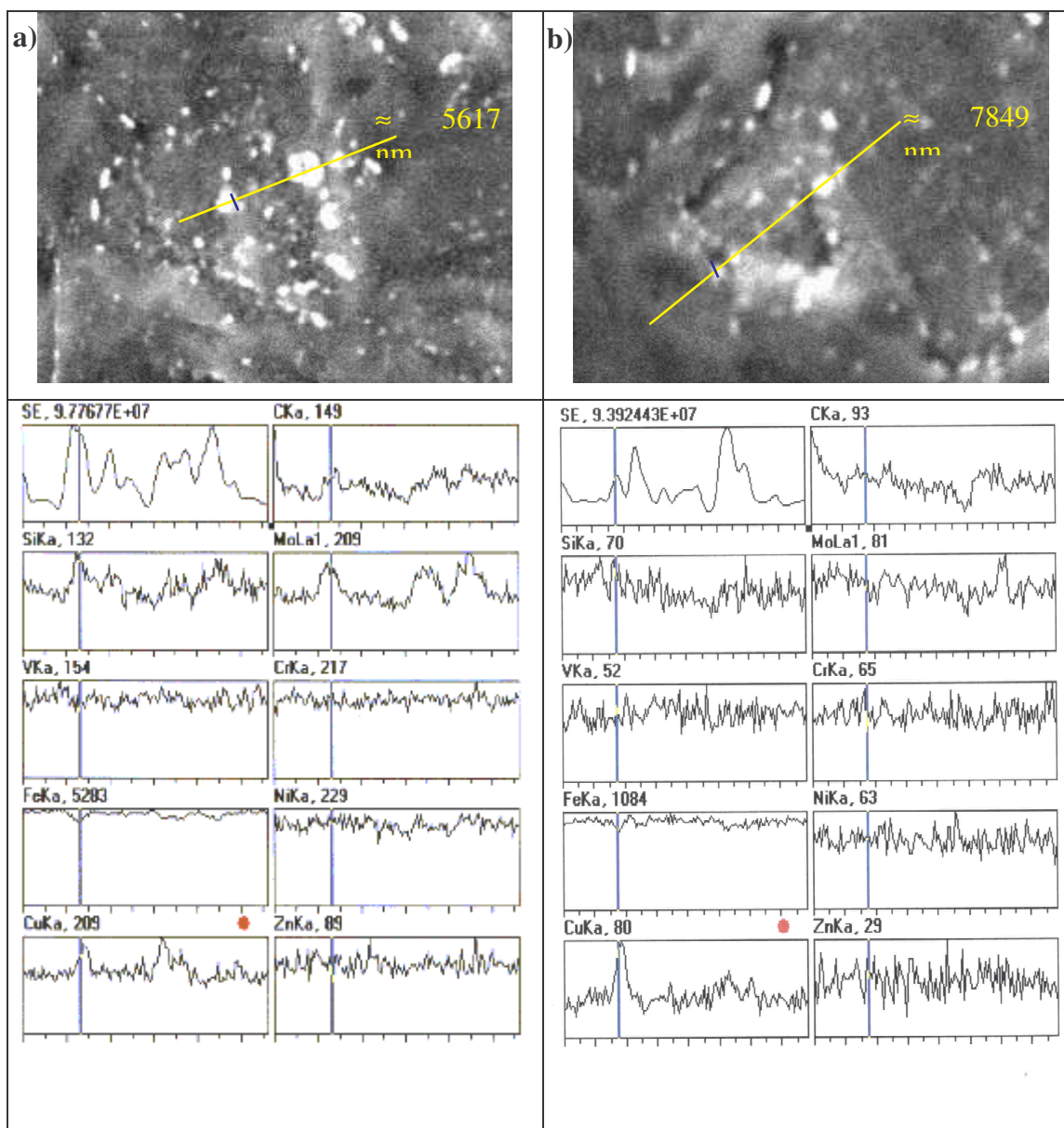
Badania mikrostrukturalne procesu wydzieleniowego przeprowadzone za pomocą transmisyjnego mikroskopu elektronowego z analizatorem EDX pozwoliły zidentyfikować pojedyncze wydzielenia węglików, najczęściej typu  $M_2C$  i  $MC$  na granicy pakietów bainityczno-martenzytycznych (rys. 1). Wydzielenia te przeważały dla krótkich czasów starzenia (do ok. 10 800 s). Nie identyfikowano wydzieleni fazy  $\epsilon$ -Cu. Zwiększenie czasu starzenia powodowało intensyfikację procesu wydzieleniowego, jak również rekrytalizacji osnowy bainityczno-martenzytycznej (rys. 2).



Rys. 1. Struktura bainityczno-martenzytyczna próbki po hartowaniu z temperatury 1173 K i starzeniu w 853 K przez 3600s.



Rys. 2. Mikrostruktura po starzeniu w 853 K przez a) 3600s, b) 360 000s.



Rys. 3. Mikrostruktura stali 3NiCuCrMo10-10-2-4 poddanej mikroanalizie liniowej EDX starzonej w temperaturze 853 K przez a) 36 000s, b) 360 000s.

W obserwowanej populacji wydzielań coraz liczniejszą grupę stanowiły wydzielenia fazy  $\epsilon_{\text{Cu}}$  (rys. 3). Początkowo miejsca zarodkowania stanowiły wydzielone wcześniej węgliki najczęściej molibdenu, a dla dłuższych czasów wytrzymania faza ta zarodkowała bezpośrednio z przesyconej osnowy (rys.3b). W tabeli 1 zestawiono wybrane zmierzone parametry stereologiczne wydzielań. Posłużyły one do oszacowania za pomocą równania (1) przyrostu granicy plastyczności z tytułu umocnienia wydzieleniowego [9]. Parametry te uzyskano z pomiarów wykonanych na cienkich foliach z uwzględnieniem poprawki eliminującej wpływ efektów wzajemnego przesłaniania się wydzielań i ścinania ich przez powierzchnie folii.

Tabela 1

Parametry stereologiczne wydzieleni

Parametry starzenia		Średni promień wydzielenia $r_{sr}$ [nm]	Udział objętościowy wydzieleni, $V_v$	Średnia odległość swobodna $\lambda$ [nm]	$\Delta\sigma_w$ [MPa]
Temperatura [K]	Czas [ks]				
853	3,6	19,48	0,0004	1409,57	20,31
	10,8	24,25	0,001282	980,01	31,38
	21,6	15,34	0,001792	524,46	53,31
	36	12,21	0,006332	234,62	118,36
	360	10,005	0,0111	137,417	201,16

$$\Delta\sigma_w = \frac{0,84MGb}{2\pi(1-\nu)^{1/2} \cdot (\lambda - 2r)} \cdot \ln \frac{r}{b} \quad (1)$$

gdzie: M- czynnik Taylora, dla polikrystalicznej osnowy RPC równy 2; G- moduł sprężystości poprzecznej, 82300 MN/m<sup>2</sup>; b- wektor Burgersa, dla stali martenzytyczno-bainitycznych b= 0,241nm;  $\nu$  - współczynnik Poissona, dla stali  $\nu=0,33$ ;  $\lambda$ - średnia odległość pomiędzy wydzieleniami [nm]; r- średni promień wydzieleni, [nm];

#### 4. PODSUMOWANIE

Dla krótkich czasów starzenia, poniżej 10 800 s, przeważający wpływ na umocnienie stali mają węgliki. Natomiast począwszy od 3600 s starzenia zaznacza się rosnący wpływ fazy  $\epsilon_{Cu}$ . Maksymalny wyliczony efekt umocnienia wydzieleniowego w temperaturze 853 K przypada dla 360 ks czasu wytrzymania.

#### LITERATURA

1. Mujahid M., Lis A.K. Garcia C.I., DeArdo A. J. Proc. Int. Conf. Processing Microstructure and Properties of Microalloyed and other Modern HSLA Steels, Ed. DeArdo A.J., Iron and Steel Society, Warrendale, 1991 p. 345-350
2. Kimura Y., Takaki S.: Phase transformation mechanism of Fe-Cu Alloys, ISIJ Int., Vol. 37, 1997 nr 3 p. 290-295
3. Foularis G., Baker A. J., Papadimitriou G. D.: Effect of copper additions on the isothermal bainitic transformation in hypereutectoid copper and copper-nickel steels. Acta Mater., Vol. 44, 1996 nr 12 p. 4791-4805
4. Sharkey III A.: Building Steel Demand. Metalproducing. Vol. 34, 1998 nr 2 s.26-27
5. Nakamura S.: Design Strategy to Make Steel Bridges More Economical. J. Constr. Steel Res., Vol. 46, 1998 p. 58-68
6. Steelmakers Plan to Bridge GAP to New Market. Iron and Steelmaker, 1998, s.9-10
7. www.steeltimesint.com; US Steel bids for National Steel assets, Steel Times International, 2003, News ID 2542
8. Kształtowanie nowych jakości oraz racjonalizacja kosztów wytwarzania wyrobów stalowych dostosowanych do wymagań konkurencyjnych rynku.: W: Prace Instytutu Metalurgii Żelaza .Pod red. B. Garbarza 2000 nr 4 s. 3-75
9. Anderson K. R., Groza J. R.: Microstructural size effects in high-strength high conductivity Cu-Cr-Nb alloys. Metall. Mater. Trans. A Vol.32, 2001, nr 5 s. 1211-1224