



## Częściowo stopowane proszki żelaza modyfikowane dodatkiem brązu

D. Łukowiec <sup>a</sup>, Z. Brytan <sup>b</sup>

<sup>a</sup> Doktorant Politechniki Śląskiej, Wydział Mechaniczny Technologiczny,  
email: [dariusz.lukowiec@polsl.pl](mailto:dariusz.lukowiec@polsl.pl)

<sup>b</sup> Politechnika Śląska, Wydział Mechaniczny Technologiczny,  
Instytut Materiałów Inżynierskich i Biomedycznych, Zakład Technologii Procesów  
Materiałowych, Zarządzania i Technik Komputerowych w Materiałoznawstwie,  
email: [Zbigniew.brytan@polsl.pl](mailto:Zbigniew.brytan@polsl.pl)

**Streszczenie:** W pracy przedstawiono wyniki badań wpływu dodatku brązu B10 (90% Cu / 10% Sn) na własności materiałów spiekanych przygotowanych z żelazostopów ST0 (Fe-1,5%Mo) oraz ST2 (Fe-2%Ni-1,5%Mo). Proszki badanych żelazostopów zmieszano z proszkiem brązu B10 (90% Cu / 10% Sn) w udziale od 0,5 do 3,0% oraz proszkiem węgla w udziale 0,6 i 0,65%. Przygotowane mieszanki proszków prasowano jednoosiowo pod ciśnieniem 600 MPa, a następnie spiekano w temperaturze 1240°C przez 60 minut w piecu próżniowy w atmosferze azotu. Po spiekaniu zastosowano szybkie chłodzenie ze średnią prędkością 6°C/s w atmosferze argonu. Zbadano własności mechaniczne, takie jak gęstość, twardość i udarność. Wykonano także badania mikrostrukturalne. Wykazano, że zwiększenie udziału brązu w mieszaninie częściowo stopowych proszków żelaza zmniejsza ich gęstość, co wynika z spiekania z nadmiarem fazy ciekłej. Wyższa zawartość brązu w badanych materiałach sprzyja ich spęcznieniu podczas spiekania. Zwiększenie udziału proszku brązu w zakresie od 0 do 3% powoduje wzrost twardości oraz spadek udarności badanych materiałów.

**Abstract:** This work presents investigation results of the effects of bronze B10 (90% Cu / 10% Sn) addition upon the properties of sintered materials made of Ferroalloy ST0 (Fe-1,5%Mo) and Ferroalloy ST2 (Fe-2%Ni-1,5%Mo). The partially alloyed iron powders were mixed with B10 (90% Cu / 10% Sn) bronze powder in amount from 0,5 to 3,0% and carbon powder in amount of 0,6 and 0,65%. Samples then were compacted at 600 MPa and sintered at 1240°C for 60 minutes in a vacuum furnace with argon backfilling atmosphere. After sintering was realized rapid cooling using nitrogen with the average cooling rate of 6°C/s. The mechanical properties such as density, hardness and impact resistance as well as microstructure of studied materials were investigated. It has been demonstrated that the increasing of the bronze content in the mixture of partially alloyed powders reduces their density what results from the sintering with excess of liquid phase. The higher bronze content in studied compositions favours swelling on sintering. The hardness increase and impact resistance decreases as the content of CuSn bronze powder increases from 0 to 3%.

**Słowa kluczowe:** metalurgia proszków; własności mechaniczne; częściowo stopowane proszki żelaza; brąz; spiekanie z udziałem fazy ciekłej

## 1. WSTĘP

Techniczne i ekonomiczne zalety metalurgii proszków umożliwiają wytwarzanie szerokiego spektrum nowych materiałów o szczególnych własnościach wymaganych przez nowoczesne techniki produkcji. W ciągu ostatnich dziesięcioleci nastąpił znaczący postęp w metalurgii proszków żelaza. Technologia ta ze względu na niższe koszty produkcji w porównaniu do procesów obróbki skrawaniem, odlewania, wyłaczania, kucia oraz innych technologii staje się ich właściwym zastępcą. Wzrost znaczenia metalurgii proszków spowodowany jest przez postęp technologiczny w metalurgii stopów, technologii produkcji proszków, spoiw oraz środków poślizgowych, a także metod produkcji komponentów [1-5].

Własności mechaniczne materiałów wytwarzanych technologią metalurgii proszków są bezpośrednio związane z ich gęstością i mikrostrukturą. Ogólnie istnieją cztery główne systemy mieszanin proszków żelaza stosowanych w metalurgii proszków. Pierwszy typ składa się z proszku żelaza zmieszanego z dodatkami stopowymi, takimi jak Cu, Ni, Mo, C. System drugi jest złożony z wstępnie stopowanego żelaza z Mo oraz Ni, a następnie zmieszanego z węglem. System trzeci składa się z proszków żelaza częściowo stopowanych Mo i Ni oraz stopu częściowo zmieszanego z węglem. Czwarty to system hybrydowy, powstały przez połączenie wszystkich powyższych systemów z Cu, Ni oraz węglem [1-5].

Dodatki stopowe są stosowane w materiałach spiekanych w celu wzmocnienia ich wpływu podczas spiekania oraz zwiększenia własności mechanicznych proszków czystego żelaza. System żelazo - miedź jest często stosowany w przemyśle metalurgii proszków. Miedź jest dodawana w celu zwiększenia wytrzymałości, twardości i odporności na ścieranie. Miedź topi się w temperaturze 1082° C, pozostawiając porowatości w miejscach, w których znajdowały się uprzednio cząsteczki proszku miedzi. Ciekła miedź przenika po granicach ziaren, co prowadzi do spęczenia elementu. Cyna stanowi substytut z korzystnie niską temperaturą topnienia, co dodatkowo daje lepszą kontrolę wymiarową niż miedź, ale jest bardziej wrażliwa na czas i temperaturę cyklu spiekania. Udział cyny powyżej ok. 0,5% przyczynia się do wzrostu kruchości. Kombinacji tych dodatków stopowych polepsza proces spiekania. Cyna stabilizuje fazę ferrytyczną oraz zwiększa szybkość dyfuzji. Z kolei miedź powoduje powstawanie fazy ciekłej. Spośród wszystkich dodatków stopowych węgiel dyfunduje najszybciej do struktury żelaza. Dodatek węgla wprowadzony do mieszaniny proszków żelazo - miedź przeciwdziała zwiększeniu objętości elementu wywołanego przez miedź [3-9].

Spiekane elementy wyprodukowane z częściowo stopowych proszków żelaza modyfikowanych dodatkiem brązu są stosowane głównie w przypadku łożysk samosmarujących, w których porowatości ułatwiają przepływ smaru. Własności stali stopowych z dodatkiem brązu są lepsze w stosunku do stali stopowych z dodatkiem czystej miedzi. W stalach tych zaobserwowano wzrost wytrzymałości na rozciąganie oraz twardości, ale także poprawę warunków spiekania spowodowanych obecnością fazy ciekłej. Pomimo tego wciąż występuje ryzyko wydzielenia faz kruchych, co wiąże się ze wzrostem kruchości [5,7].

## 2. MATERIAŁ DO BADAŃ

Do badań zastosowano dwa rodzaje proszków żelaza jako proszków bazowych, które zmieszano z dodatkiem proszku brązu. W tablicy 1 przedstawiono charakterystykę zastosowanych proszków żelaza Fe-1,5%Mo i Fe-2%Ni-1,5% Mo.

Tablica 1.  
Charakterystyka zastosowanych proszków

Oznaczenie producenta	Skład chemiczny	Gęstość pozorna, g/cm <sup>3</sup>	Wielkość czątek proszku, μm	Sypkość, s/50g
ST0	Fe-1,5% Mo	3,0 – 3,15	< 250	26 max.
ST2	Fe-2% Ni-1,5% Mo			

Przygotowano następujące mieszaniny proszków: Fe-1,5% Mo+0,6% C oraz Fe-2% Ni-1,5% Mo+0,65% C. Proszek brązu został dodany do badanych mieszanin w postaci proszku brązu cynowego B10 (90% Cu / 10% Sn) – przyjęto skróconą nazwę CuSn dla tego proszku. Proszek Fe-1,5% Mo zmieszano z 1, 2, 3% wagowych proszku CuSn oraz proszek Fe-2% Ni-1,5% Mo z 0,5; 1; 1,5; 2; 3% wagowych proszku CuSn. Proszki Fe-1,5% Mo+0,6% C oraz Fe-2% Ni-1,5% Mo+0,65% C zostały zmieszane z 1 i 2% wagowych proszku CuSn. Powyższe kompozycje zostały przedstawione w tablicy 2.

Tablica 2.  
Oznaczenia i skład chemiczny badanych mieszanin proszków

Oznaczenie	Skład chemiczny, %	Oznaczenie	Skład chemiczny, %
A0	Fe-1,5% Mo	C0.5	Fe-2% Ni-1,5% Mo+0,5% CuSn
A1	Fe-1,5% Mo+1% CuSn	C1	Fe-2% Ni-1,5% Mo+1% CuSn
A2	Fe-1,5% Mo+2% CuSn	C1,5	Fe-2% Ni-1,5% Mo+1,5% CuSn
A3	Fe-1,5% Mo+3% CuSn	C2	Fe-2% Ni-1,5% Mo+2% CuSn
B0	Fe-1,5% Mo+0,6% C	C3	Fe-2% Ni-1,5% Mo+3% CuSn
B1	Fe-1,5% Mo+0,6% C+1% CuSn	D0	Fe-2% Ni-1,5% Mo+0,65% C
B2	Fe-1,5% Mo+0,6% C+2% CuSn	D1	Fe-2% Ni-1,5% Mo+0,65% C+1% CuSn
C0	Fe-2% Ni-1,5% Mo	D2	Fe-2% Ni-1,5% Mo+0,65% C+2% CuSn

Przygotowane mieszaniny proszków mieszano w mieszalniku typu Turbula przez 20 minut, a następnie prasowane jednoosiowo pod ciśnieniem 700MPa. Jako środek poślizgowy zastosowano Acrawax w udziale 0,65% wagowo. Proces wypalania środka poślizgowego wykonano w temperaturze 550° C przez 60 minut w atmosferze azotu. Próbkę były następnie spiekane w temperaturze 1240° C przez 60 min w piecu próżniowym w atmosferze argonu. Po spiekaniu zastosowano szybkie chłodzenie w atmosferze azotu pod ciśnieniem 0,6MPa (6 bar), w wyniku czego średnia szybkość chłodzenia wyniosła 6° C/s (obliczona w zakresie 1240-400° C).

Obserwacje mikrostruktury wykonano z zastosowaniem mikroskopu optycznego (LEICA ME F4M) oraz mikroskopu skaningowego (SEM) LEO 1450 VP z sondą EDS. Porowatość materiałów badano na nietrawionych zgładach metalograficznych przy pomocy systemu analizy obrazu Leica Qwin. Charakterystyka została przeprowadzona przy powiększeniu 200x

na 10 różnych obszarach. Współczynnik zaokrąglenia porów  $f_{\text{circle}}$  został zmierzony dla każdego z porów indywidualnie w celu opisanego jego wymiarów oraz morfologii. Współczynnik kształtu porów przedstawia profil nieregularności porów, który został obliczony według wzoru (1), gdzie A i P jest odpowiednio obszarem i obwodem metalograficznego przekroju poru.

$$f_{\text{circle}} = 4\pi A/P^2, \quad (1)$$

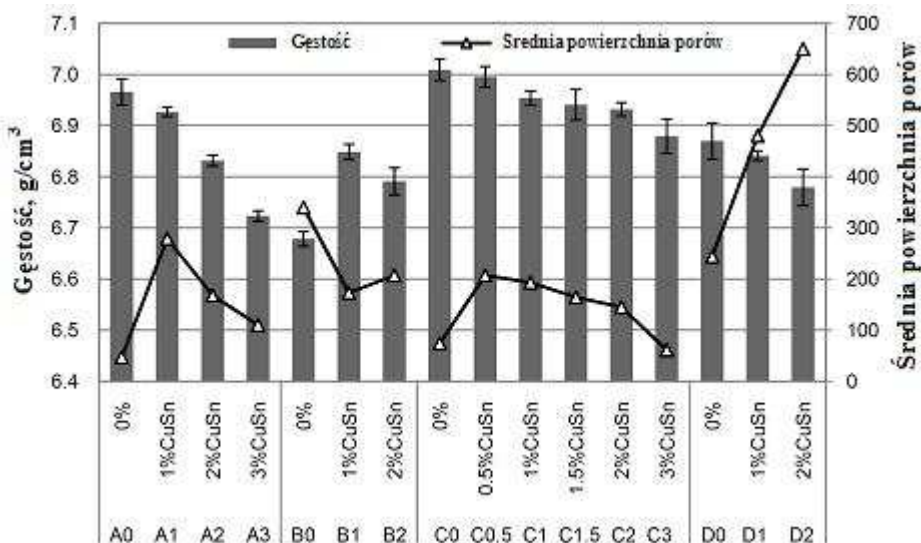
Współczynnik kształtu porów równy 1 stanowi okrągły por w płaszczyźnie analizy. Wraz ze zmniejszaniem się tego parametru poniżej 1 wzrasta stopień nieregularności poru.

Gęstość zmierzono metodą geometryczną oraz Archimedesesa. Różnica w otrzymanych wynikach zastosowanych metod była niewielka i ostatecznie użyto metodę geometryczną wyznaczania gęstości badanych materiałów. Badania twardości zostały wykonane metodą Vickersa wyznaczając wartości HV10. Próba udarowa przy użyciu młota Charpy'ego (50J obciążenia) została wykonana zgodnie z normą EN 10045. Dokonano także analizy charakteru przełomów po próbie udarności metodą Charpy'ego.

### 3. WYNIKI BADAŃ

W oparciu o przeprowadzone pomiary gęstości stwierdzono, że gęstość spieków z dodatkiem brązu jest niższa od gęstości materiałów bez dodatku CuSn. Dla materiałów na bazie częściowo stopowanych proszków Fe-1,5%Mo (seria A), Fe-2%Ni-1,5%Mo (seria C) oraz Fe-2%Ni-1,5%Mo+0,65%C (seria D) gęstość zmniejsza się wraz ze wzrostem udziału proszku brązu CuSn od 0 do 3% (rys. 1). Mniejsza gęstość materiałów jest spowodowana przez wzrost udziału fazy ciekłej w roztworze na skutek dodatku brązu. Roztopiona faza ciekła przenika przez granice ziaren prowadząc do spęcznienia materiału. W celu zachowania stabilności wymiarowej podczas spiekania proszków żelazo-brązu do mieszaniny proszków można wprowadzić odpowiedni dodatek węgla [4,8]. W badanych materiałach różnica gęstości między mieszaninami z dodatkiem węgla i bez tego pierwiastka nie wykazuje znaczących różnic. Wyższy udział dodatku brązu w mieszaninach proszków Fe-1,5%Mo (seria A) i Fe-2%Ni-1,5%Mo (seria C) prowadzi do obniżenia średniej powierzchni porów, natomiast w materiałach z dodatkiem węgla zauważono tendencję do wzrostu średniej powierzchni porów (rys. 1).

Materiały na bazie Fe-1,5%Mo+0,6%C (seria B) z 1 i 2% udziałem dodatku brązu prezentują wyższą gęstość w porównaniu do materiału Fe-1,5% Mo+0,6%C (mieszanina B0) nie posiadającego dodatku brązu (rys.1). W tym przypadku prawdopodobnie efekt nasycenia węglem podczas procesu spiekania przeciwdziała spęcznieniu materiału spowodowanego dodatkiem brązu. Gęstość mieszaniny B1 z 1% dodatkiem jest nawet nieco wyższa niż 2% dodatkiem brązu i jednocześnie średnia powierzchni porów dla tych materiałów jest niższa niż dla Fe-1,5%Mo+0,6%C (mieszanina B0).

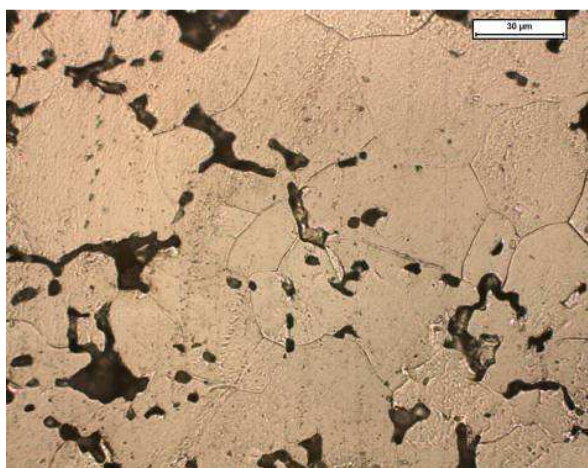


Rys. 1. Wpływ dodatku brązu na gęstość i średnią powierzchnię porów badanych materiałów

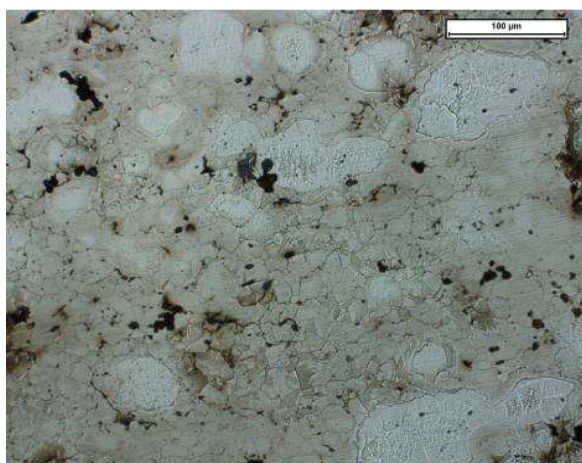
Na rysunkach od 2 do 5 przedstawiono strukturę badanych materiałów. Struktury proszków wyjściowych A0 (Fe-1,5%Mo) i C0 (Fe-2%Ni-1,5%Mo) charakteryzują się równomiernym rozproszeniem ziaren ferrytu (rys. 2). W przypadku spiekania próbek zawierających brąz topi się on poniżej temperatury spiekania i szybko wnika w system porów materiału, gdzie następnie dyfunduje do cząsteczek proszku żelaza [7]. W badanych warunkach spiekania dodatek brązu łatwo rozpuszcza się w osnowie żelaza. Jak widać na rysunku 3, brąz jest równomiernie rozmieszczony w osnowie żelaza po spiekanii. Szczegółowa analiza SEM/EDS wykazała obecność małych cząstek brązu nie rozpuszczonych całkowicie w osnowie żelaza (rys. 6). W wyniku spiekania w badanej temperaturze można stwierdzić, że wysokie stężenie CuSn występuje w pobliżu dużych porów pozostawionych przez stopione cząsteczki CuSn. Tworzenie się przejściowej fazy ciekłej polepsza jednorodność rozmieszczenia pierwiastków stopowych poprzez przyspieszenie transportu materii przez rozprzestrzenianie fazy ciekłej do sieci porów oraz zwiększenie dyfuzji cząsteczek. Wraz ze wzrostem udziału brązu w materiale, ilość brązu na granicach ziaren zwiększa się w wyniku, czego powstaje charakterystyczna porowatość w miejscach gdzie początkowo znajdowały się cząstki proszku CuSn.

Struktury proszków wyjściowych z udziałem dodatku brązu Fe-1,5%Mo+CuSn (seria A) oraz Fe-2%Ni-1,5%Mo+CuSn (seria C) charakteryzują się równomiernym rozmieszczeniem fazy CuSn w osnowie żelaza Fe  $\alpha$ . Z kolei, struktury proszków zawierających dodatek węgla oraz brązu Fe-1,5%Mo+0,6%C+CuSn (seria B) oraz Fe-2%Ni-1,5%Mo+0,65%C (seria D) charakteryzują się strukturą martenzytyczną o równomiernym rozmieszczeniu dodatku CuSn po spiekanii (rys. 4 i 5). Szczegółowa analiza SEM/EDS wykazała obecność drobnych cząstek proszku CuSn nie całkowicie rozpuszczonych w osnowie żelaza (rys. 6). Obecność takich cząstek można tłumaczyć, że miejscowo osiągnięta została graniczna rozpuszczalność dodatku CuSn w osnowie ferrytycznej, a zastosowany cykl spiekania nie umożliwił wystarczającej dyfuzji pierwiastków stopowych do osnowy żelaza.

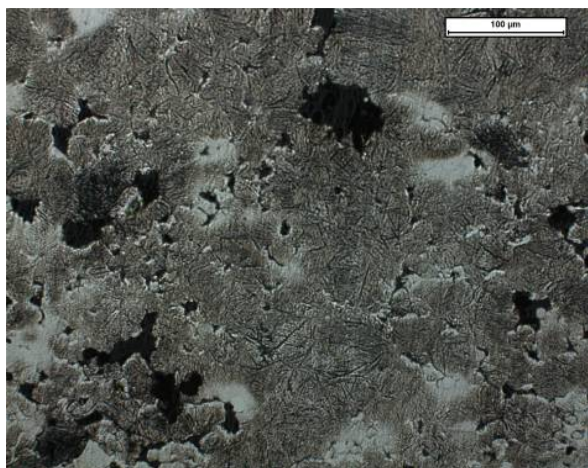




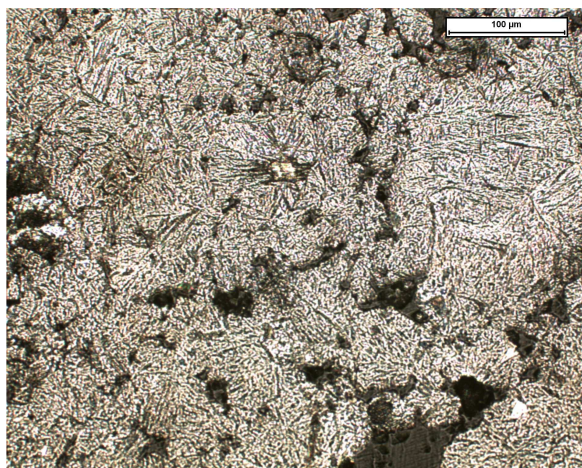
Rys. 2. Struktura stopu Fe-1,5%Mo (A0)



Rys. 3. Struktura stopu Fe-2%Ni-1,5%Mo +3%CuSn (C3)

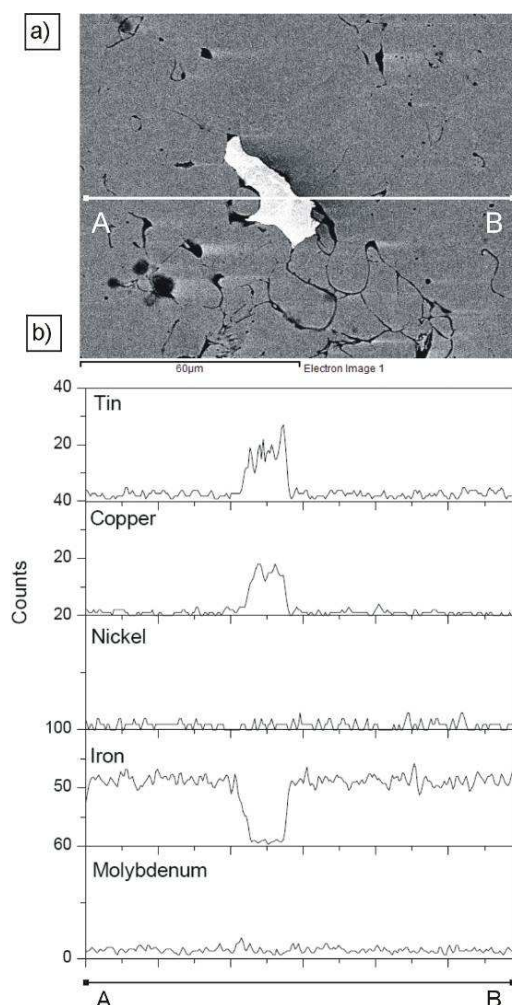


Rys. 4. Struktura stopu Fe-2%Ni-1,5%Mo +0,65%C (D0)



Rys. 5. Struktura stopu Fe- 1,5%Mo+0,6%C +2%CuSn (B2)

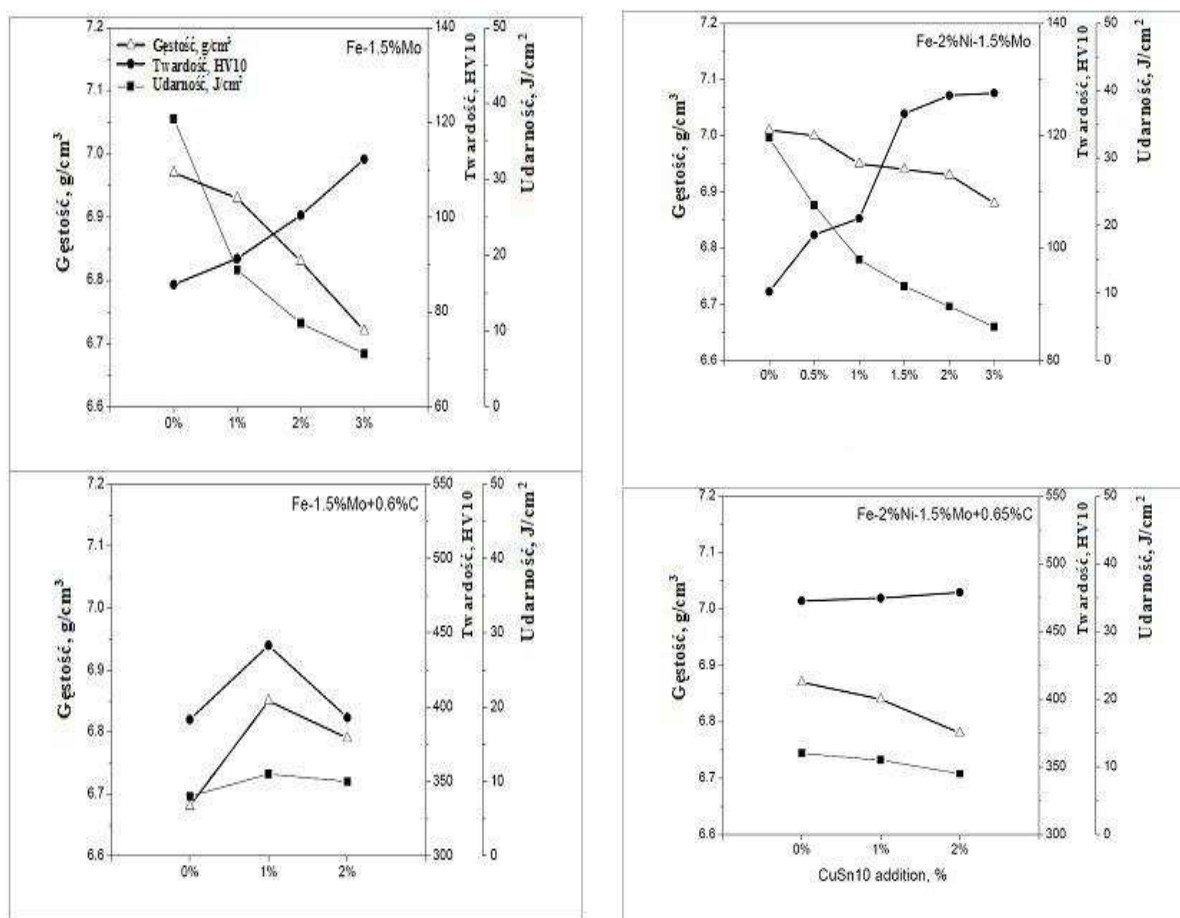
Badane materiały poddano analizie składu chemicznego za pomocą analizy EDS. Potwierdzono obecność głównych składników stopowych takich jak Fe, Mo, Ni, Cu i Sn. Na rysunku 6 przedstawiono wyniki analizy EDS w obszarze występowania nie rozpuszczonej całkowicie cząstki proszku brązu w strukturze mieszaniny Fe-2%Ni-1,5%Mo (C3) modyfikowanej dodatkiem brązu CuSn10 (3wt%).



Rys.6. Liniowa analiza EDS w pobliżu cząstki brązu w strukturze stopu Fe-2%Ni-1,5%Mo +3%CuSn (C3), a) analizowany obszar b) liniowy rozkład poszczególnych pierwiastków chemicznych.

Własności mechaniczne otrzymanych materiałów zależą bezpośrednio od zmian strukturalnych zachodzących pod wpływem dodatku brązu (rys. 7). Na podstawie przeprowadzonych badań stwierdzono, że twardość otrzymanych materiałów wzrosła wraz z dodaniem brązu do stopowanego proszku żelaza (Fe-1,5%Mo i Fe-2%Ni-1,5%Mo). W czasie spiekania ciekły brąz penetruje luki pomiędzy cząsteczkami oraz przenika po granicach ziaren. W wyniku, czego atomy brązu (miedzi i cyny) dyfundują do sieci krystalicznej żelaza i vice versa. Wraz ze wzrostem udziału dodatku brązu w mieszaninie proszków bazowych wzrasta twardość otrzymanych materiałów, co jest związane bezpośrednio z większym udziałem rozpuszczonego brązu w osnowie żelaza Fe  $\alpha$ . W konsekwencji mechanizm utwardzania roztworowego prowadzi do umocnienia badanych materiałów i tłumaczy wzrost twardości [9]. Ponadto, dodatek proszku węgla do mieszanin żelazo-brąz Fe-1,5%Mo+0,6%C (seria B) oraz Fe-2%Ni-1,5%Mo+0,65%C (seria D) powoduje zwiększenie twardości spowodowane synergicznym działaniem przemiany martenzytycznej oraz większym udziałem rozpuszczonego brązu w osnowie stopu.

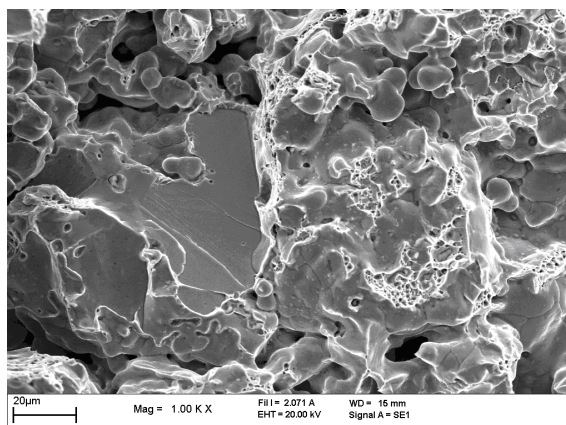
Na podstawie przeprowadzonej próby udarowej metodą Charpe'ego stwierdzono, że spadek udarności jest związany ze zwiększeniem udziału brązu w badanych materiałach.



Rys.7. Wpływ dodatku brązu na twardość i udarność badanych materiałów

Charakterystyka udarności dla proszków wyjściowych zawierających dodatek brązu Fe-1,5%Mo+CuSn (seria A) oraz Fe-2%Ni-1,5%Mo+CuSn (seria C) kształtuje się w fazie wstępnej od wyższych wartości udarności. W miarę zwiększania udziału brązu w badanych materiałach wartość udarności spada, co wiąże się ze wzrostem udziału ciekłego brązu w roztworze, który sprzyja kruchemu pękaniu badanych materiałów. Natomiast charakterystyka udarności dla proszków zawierających zarówno dodatek węgla oraz brązu Fe-1,5%Mo+0,6%C (seria B) oraz Fe-2%Ni-1,5%Mo +0,65%C (seria D) kształtuje się w fazie wstępnej od niższych wartości udarności. Wzrost udziału brązu w tych materiałach ułatwia powstawanie kruchych przełomów i w efekcie obniża udarność. Za kruchość badanych materiałów odpowiedzialny jest przełom śródkrystaliczny między cząstkami spiekane go proszku. Wykonana analiza charakteru przełomów po próbie udarowej metodą Charpy'ego pozwoliła stwierdzić, że wszystkie materiały wykazują mieszane przełomy ciągliwo-kruche. Powierzchnia przełomu badanych materiałów składa się z stref odkształcenia plastycznego oraz plastycznych wgłębień (*ang. dimples*), ale także stref przełomów śródkrystalicznych (rys.8).





Rys.8. Przełom powierzchni spiekane proszku Fe-2%Ni-1,5%Mo (C0), pow. 1000x

#### 4. PODSUMOWANIE

Wykonane badania gęstości uzyskanych materiałów wykazały, że zwiększenie udziału brązu w mieszaninie częściowo stopowanych proszków żelaza powoduje spadek gęstości, który jednak jest niewielki i nieznacznie wpływa na twardość i udarność badanych materiałów. Niższa gęstość wynika ze spiekania z nadmiarem fazy ciekłej powodowanej przez brąz, co w konsekwencji sprzyja spęcznieniu materiału podczas spiekania.

Wykonane badania metalograficzne wykazały, że uzyskane materiały oparte na proszkach Fe-1,5%Mo+CuSn (seria A) i Fe-2%Ni-1,5%Mo+CuSn (seria C) posiadają strukturę ferrytyczną z równomiernie rozmieszczonym dodatkiem brązu. Natomiast materiały oparte na proszkach Fe-1,5%Mo+0,6%C (seria B) i Fe-2%Ni-1,5%Mo +0,65%C (seria D) wykazują strukturę martenzytyczną z równomiernie rozmieszczonym dodatkiem brązu. W badanych warunkach spiekania dodatek brązu łatwo rozpuszcza się w osnowie żelaza. Szczegółowa analiza SEM/EDS wykazała obecność małych cząstek brązu nie rozpuszczonych całkowicie w osnowie żelaza. W wyniku spiekania w badanej temperaturze można stwierdzić, że wysokie stężenie CuSn występuje w pobliżu dużych porów pozostawionych przez stopione cząsteczki CuSn.

Własności mechaniczne wytworzonych materiałów spiekanych ściśle zależą od udziału dodatku brązu w mieszaninie proszków bazowych. Wraz ze wzrostem udziału dodatku brązu w mieszaninie proszków bazowych wzrasta twardość otrzymanych materiałów, co jest związane bezpośrednio z większym udziałem rozpuszczonego brązu w osnowie żelaza Fe  $\alpha$ . W konsekwencji mechanizm utwardzania roztworowego prowadzi do umocnienia badanych materiałów. Wzrost udziału brązu w badanych materiałach ułatwia powstawanie kruchych przełomów i w efekcie obniża udarność. Za kruchość badanych materiałów odpowiedzialny jest przełom śródkrystaliczny między cząstkami spiekane proszku.

Dodatek brązu w wytworzonych materiałach, powoduje powstanie fazy ciekłej podczas procesu spiekania, wpływając na wzrost spiekalności spowodowany szybszym transportem materii przez rozprzestrzenianie fazy ciekłej do sieci porów oraz zwiększenie dyfuzji cząsteczek.

**LITERATURA**

1. K.S. Narasimhan, Sintering of powder mixtures and the growth of ferrous powder metallurgy, *Materials Chemistry and Physics* 67 (2001) 56–65.
2. N. Candela, A. Quesada, F. Velasco, J.M. Torralba, Study of sinterability of bronze and phosphorus bronze steels, *Materials Chemistry and Physics*, 67 (2001) 66-71.
3. H. Danninger, Ch. Gierl, Processes in PM steel compacts during the initial stages of sintering, *Materials Chemistry and Physics* 67 (2001) 49-55.
4. R.M. German, K.A. D'Angelo, Enhanced sintering treatments for ferrous powders, *Int. Met. Rev.* 29/4 (1984) 249-272.
5. T.F. Murphy, G.B. Fillari, G. J. Golin, A metallographic investigation into the effect of sintering on an FC – 0205 premix, *Advances in powder metallurgy and particulate materials*, 2 (2004) 5-17.
6. C. Teisanu, A. Tudor, S. Gheorghe, I. Ciupitu, Tribological features of PM Iron - Copper based materials, *The annals of University "Dunărea de jos" of Galați, Fascicle VIII, Tribology*, ISSN 1221-4590 (2003) 168-172.
7. M. Rosso, J. Karwan-Baczewska, D. Królicka, K. Kin, The properties of sintered parts based on partially alloyed iron powders modified by bronze, *Proceedings of International conference DF PM 2008, Deformation and Fracture in Structural PM Materials*, Stará Lesná, Slovak Republic, (2008) 18-21.
8. N.Verma, S. Anand, A.Upadhyaya, Effect of carbon addition and sintering temperature on Densification and Microstructural Evolution of Sintering-Hardening Alloy Steels, *Proceedings of 2006 Powder Metallurgy World Congress & Exhibition*, Bexco, Busan, Korea.
9. Syarif J., Hoshino T., Tsuchiyama T., Takaki S., Effect of Solute Copper on Hardness and Ductile-to-Brittle Transition in  $\alpha$  – Iron, *The Iron and Steel Institute of Japan (ISIJ), Tetsu-to-Hagane*, 86/8 (2000) 60-64.