

ANETA SZEWCZYK-NYKIEL, MAREK NYKIEL, JAN KAZIOR*

MIKROSTRUKTURA I WŁAŚCIWOŚCI SPIEKANEJ STALI 410L Z DODATKIEM MIEDZI

MICROSTRUCTURE AND PROPERTIES OF SINTERED 410L STEEL WITH COPPER ADDITION

Streszczenie

Badaniom poddano modyfikowaną miedzią stal nierdzewną 410L. Stal tę otrzymano technologią metalurgii proszków. Przez zmianę ilości wprowadzonego dodatku miedzi, jak i zastosowanej temperatury spiekania można wpływać na właściwości stali 410L. Po spiekanii przy temperaturze 1240°C i przy większej ilości wprowadzonej miedzi mikrostruktura stali jest głównie martenzytyczna. Gęstość spiekanej stali wzrasta wraz ze wzrostem zawartości miedzi, uzyskując jednak obniżenie przy 4% mas. Cu. Można stwierdzić, że stale zawierające miedź mają wyższe twardości i wyższe gęstości w porównaniu ze stalami spiekаныmi przy temperaturze 1260°C. Wyższa temperatura spiekania i niższe zawartości miedzi sprzyjają tworzeniu się ferrytu. Badania mikrostruktury tych stali wykazały, że stanowią one mieszaninę ferrytu i martenzytu.

Słowa kluczowe: spiekana stal 410L, miedź, mikrostruktura, właściwości

Abstract

In the present study copper modified 410L stainless steel was investigated. This steel was fabricated based on powders, by the pressing and sintering. By varying amount of copper and sintering temperature the properties of the 410L stainless steel can be improved. At sintering temperature of 1240°C and at high copper levels the microstructure of steel is predominately martensitic. The sintered density of steel increases as the copper level increases, with a drop-off in density at 4 w/o Cu. It has been shown that stainless steels with higher copper levels have higher hardness and better density in comparison to steels sintered in 1260°C. In general, higher sintering temperature and low copper levels favor the formation of ferrite. An examination of the microstructures of these steels reveals that they are a mixture of ferrite and martensite.

Keywords: sintered steel 410L, copper, microstructure, properties

* Dr inż. Aneta Szewczyk-Nykiel, dr inż. Marek Nykiel, prof. dr hab. inż. Jan Kazior, Instytut Inżynierii Materiałowej, Wydział Mechaniczny, Politechnika Krakowska.

1. Wstęp

Stale nierdzewne stanowią obecnie jedną z najważniejszych grup materiałów inżynierskich metalowych. Stale te wytwarza się również technologią metalurgii proszków przy zastosowaniu różnych procesów, które ostatecznie kształtują ich właściwości, przy czym wiele gatunków spiekanych stali nierdzewnej można wytwarzać, stosując proszki rozpylane wodą oraz konwencjonalne procesy prasowania i spiekania, a właściwości tych stali, w tym odporność na korozję, można regulować w szerokim zakresie. Zauważyć można, że produkcja wyrobów ze stali nierdzewnych technologią metalurgii proszków wyraźnie wzrasta w ostatnim okresie (ok. 5% rocznie) [1].

Stale nierdzewne utwardzane wydzieleniowo, powszechnie zwane stalami PH, zostały opracowane w celu zapewnienia dobrej wytrzymałości i odporności na obciążenia dynamiczne przy jednoczesnym zachowaniu odporności na korozję typowej dla stali nierdzewnej. Stale te charakteryzują się również stosunkowo dobrą ciągliwością, niską odkształcalnością, doskonałą spawalnością i stosunkowo wysoką twardością [1–4].

Martenzytyczne stale nierdzewne utwardzane wydzieleniowo są stalami niskowęglowymi, zawierającymi pewne ilości chromu i niklu w połączeniu z innymi pierwiastkami, takimi jak Mo, Cu, Ti, Ni, Al czy też Nb. Utwardzanie spiekanych stali nierdzewnych następuje w wyniku powstawania związków międzymetalicznych z pierwiastków, takich jak miedź, niob czy też aluminium, równomiernie rozmieszczonych w osnowie martenzytycznej. Należy dodać, że stale zawierające aluminium są jednak dość trudne do otrzymania technologią metalurgii proszków (aluminium wykazuje wysokie powinowactwo do azotu i tlenu) [2]. Dlatego też najczęściej stosowanym dodatkiem w spiekanych utwardzanych wydzieleniowo stalach nierdzewnych jest miedź [5].

Niektóre zastosowania wymagają jednak stali nierdzewnej o umiarkowanej odporności na korozję, ale wysokich właściwości mechanicznych. Na przykład spiekana (w atmosferze azotowej) stal 410L z dodatkiem grafitu charakteryzuje się wysoką wytrzymałością i twardością, ale azot i węgiel wywierają negatywny wpływ na odporność na korozję, a także przyczyniają się obniżenia udarności i ciągliwości [6]. Alternatywą może być stal zawierająca miedź. Prowadzone dotychczas badania [5–6] dotyczyły spiekanej stali nierdzewnej (ok. 12% mas. Cr) o zróżnicowanej zawartości molibdenu (0–0,36% mas.), niklu (0–1,1% mas.), modyfikowanej miedzią w ilości od 1 do 3% mas. Wnioski płynące z przytoczonych badań są następujące:

1. Po spiekaniu (temperatura – 1260°C, czas – 60 minut, atmosfera: wodór) stale zawierające większe ilości dodatków niklu i molibdenu (przy stałym poziomie miedzi) wykazały większą wytrzymałość i twardość.
2. Wysokie właściwości mechaniczne (HRB 102, UTS – 777 MPa, TRS – 2188 MPa) uzyskała stal zawierająca 0,35% mas. molibdenu, 1,1% mas. niklu i ok. 3% mas. miedzi (410LCu). Ponadto poddanie tej stali procesowi starzenia (temperatura – 538°C, czas – 1 godzina) przyczyniło się do wzrostu wytrzymałości na rozciąganie, jak i twardości o ok. 15–20% w porównaniu z właściwościami stali poddanej tylko procesowi spiekania.

Otrzymana technologią metalurgii proszków stal 410LCu posiada unikalną charakterystykę: wysoką wytrzymałość, twardość i odporność na zmęczenie. Mikrostruktura tej stali, która jest dwufazowa, przyczyniła się do uzyskania takich właściwości. Stal ta jest materiałem korzystnym w zastosowaniach wymagających dużej wytrzymałości i umiarkowanej odporności na korozję, takich jak korpusy, części pomp [5, 6].

W artykule przedstawione zostały wyniki wstępnie przeprowadzonych badań, których celem było wytworzenie technologią metalurgii proszków spiekanych stali nierdzewnych modyfikowanych miedzią na bazie proszku stali 410L, a następnie określenie wpływu dodatku miedzi na właściwości fizyczne, mechaniczne oraz kształtowanie się mikrostruktury wytworzonych stali.

2. Materiał do badań

Do badań zastosowano rozpylany wodą proszek stali nierdzewnej gatunku 410L produkcji firmy Höganäs. Skład chemiczny tej stali został podany w tabeli 1. Gęstość nasypowa zastosowanego w badaniach proszku wynosi $3,05 \text{ g/cm}^3$, natomiast sypkość – 29 s/50g. Typowa wielkość cząstek proszku stali 410L wynosi $< 150 \mu\text{m}$, z udziałem 32% cząstek o wielkości $< 45 \mu\text{m}$. Do modyfikacji składu chemicznego stali 410L zastosowany został proszek miedzi elektrolitycznej produkcji firmy Norddeutsche Affinerie.

Tabela 1

Skład chemiczny proszku stali 410L (w % mas.) wg danych producenta

Gatunek proszku	C	Si	Cr	Ni	Mn	Fe
410L	0,015	0,8	11,5–13,5	0,2	0,02	bal

Z proszków stali 410L i miedzi, w wyniku mieszania w obrotowym mieszalniku typu Turbula (czas mieszania 240 minut), wytworzono mieszanki o zawartości 1, 2, 3 i 4% mas. miedzi. W celu dokonaniu oceny wpływu dodatku miedzi na właściwości fizyczne, mechaniczne i kształtowanie się mikrostruktury spiekanych stali do badań zastosowano również czysty proszek stali 410L. Następnie naważki proszków prasowano jednostronnie w sztywnej matrycy stalowej pod ciśnieniem 600 MPa. Uzyskane próbki w kształcie walca o wymiarach $20 \times 5 \text{ mm}$ przeznaczone zostały do badań gęstości, porowatości, twardości i oceny mikrostruktury. Proces spiekania przeprowadzony został w rurowym piecu sylitowym przy dwóch temperaturach 1240°C i 1260°C , w atmosferze osuszonego i oczyszczonego wodoru. Czas izotermicznego spiekania próbek wynosił 30 minut. Zastosowano nagrzewanie do temperatury spiekania z szybkością 10°C/min . Po izotermicznym spiekaniu próbki chłodzono razem z piecem.

3. Metodyka badań

Gęstość oraz porowatość spiekanych materiałów została wyznaczona metodą ważenia w powietrzu i w wodzie, zgodnie z wymaganiami normy PN-EN ISO 2738:2001.

Badania strukturalne spieków zostały przeprowadzone na mikroskopie optycznym Eclipse ME 600P firmy Nikon z cyfrowym zapisem obrazu. Do badań tych zostały przygotowane zglądy poprzeczne, wykonane w płaszczyźnie przechodzącej przez środek próbki i równoległej do kierunku działania siły w czasie prasowania. Zglądy zostały poddane badaniom strukturalnym w stanie wytrawionym. Badania strukturalne zostały przeprowadzone również na skaningowym mikroskopie elektronowym JSM550LV.

Badania twardości spieków wykonane zostały metodą Rockwella (skala B), zgodnie z wymaganiami normy EN 24498-1:1993. Pomiaru mikrotwardości HV_{0,01}(10s) przeprowadzono na twardościomierzu FM 700 E.

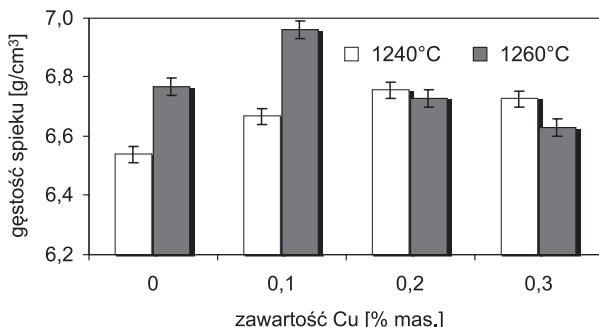
Do oceny zmian wymiarowych i zjawisk zachodzących w trakcie spiekania zastosowany został poziomy dylatometr DIL 402E firmy NETZSCH.

4. Wyniki badań

Wyniki pomiaru gęstości i gęstości względnej stali 410L, modyfikowanej miedzią w ilości od 0 do 4% mas. w zależności od zastosowanej temperatury spiekania, przedstawione zostały odpowiednio na rys. 1 i 2. Natomiast na rys. 3 zostały zaprezentowane wyniki pomiarów porowatości otwartej i zamkniętej badanych stali.

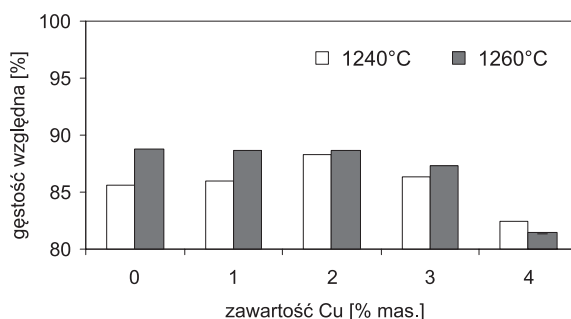
Analiza wyników pomiarów tych właściwości fizycznych pozwala na wyciągnięcie wniosku, że na gęstość i porowatość badanych spiekanych stali wpływ wywiera zarówno zastosowana temperatura izotermicznego spiekania, jak i ilość wprowadzonego do mieszanki proszków dodatku miedzi. Można zauważyć, że zastosowanie podczas spiekania wyższej temperatury przyczynia się do wzrostu gęstości i obniżenia porowatości stali 410L modyfikowanej miedzią w badanym zakresie. Natomiast jeśli chodzi o wpływ dodatku miedzi na gęstość badanych stali, można stwierdzić, że dla każdej ze stosowanych temperatur spiekania tendencja jest taka sama. Mianowicie gęstość stali początkowo wzrasta wraz ze wzrostem dodatku miedzi, uzyskując wartości maksymalne dla stali modyfikowanej miedzią w ilości 2% mas. Dalszy wzrost zawartości miedzi do 4% mas. prowadzi już do obniżenia gęstości badanych stali. Można zauważyć, że w przypadku porowatości otwartej spiekanych stali trend jest odwrotny (rys. 3).

Wyniki pomiarów twardości HRB stali 410L modyfikowanej miedzią w badanym zakresie, otrzymanej po spiekaniu przy temperaturze 1240°C i 1260°C, zostały przedstawione na rys. 4. Przeprowadzone badania twardości wykazały, że wprowadzenie dodatku miedzi wywarło wyraźny wpływ na twardość stali 410L. Ponadto czynnikiem determinującym twardość badanej stali jest temperatura spiekania. Mianowicie dla stali 410L wzrost temperatury procesu spiekania powoduje nieznaczny wzrost twardości, podczas gdy w przypadku stali modyfikowanych miedzią można zaobserwować tendencję odwrotną.



Rys. 1. Wpływ dodatku miedzi i temperatury spiekania na gęstość stali 410L

Fig. 1. The influence of copper addition and sintering temperature on density of 410L steel



Rys. 2. Wpływ dodatku miedzi i temperatury spiekania na gęstość względną stali 410L

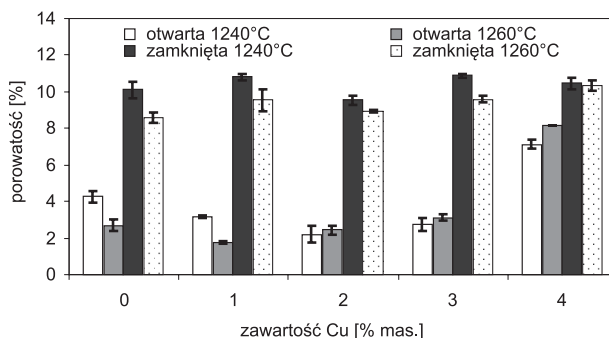
Fig. 2. The influence of copper addition and sintering temperature on relative density of 410L steel

Po spiekaniu przy temperaturze 1240°C badane stale modyfikowane miedzią (bez względu na ilość wprowadzonego dodatku miedzi) wykazywały twardość na praktycznie takim samym poziomie – ok. 93 HRB. Natomiast po spiekaniu przy wyższej temperaturze wyraźnie można zauważyć, że wraz ze wzrostem ilości wprowadzonego dodatku miedzi w zakresie od 1 do 4% mas. twardość badanych stali wzrasta od 61 do 76 HRB.

Na podstawie zamieszczonych wcześniej wyników badań właściwości fizycznych można wywnioskować, że obserwowany wzrost twardości stali modyfikowanej miedzią można tłumaczyć zmianami strukturalnymi zachodzącymi podczas procesu spiekania.

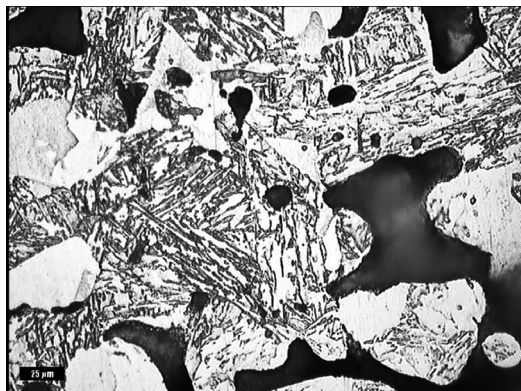
Przykładowe mikrostruktury spiekanej stali 410L modyfikowanej miedzią zamieszczone zostały na rys. 4–6.

Badania mikrostruktury stali modyfikowanych miedzią spiekanych przy temperaturze 1240°C ujawniły, że już przy niewielkiej ilości wprowadzonej miedzi możliwe jest uzyskanie struktury martenzytycznej. Jedynie w przypadku spiekanej stali 410L modyfikowanej miedzią w ilości 1% mas. mikrostruktura stanowi mieszaninę martenzytu i ferrytu (rys. 4). Ponadto wraz ze wzrostem od 1 do 4% mas. ilości miedzi wprowadzonej do mieszanki proszków wzrasta mikrotwardość spiekanej stali od ok. 350 do ok. 500 HV0,01(10s).



Rys. 3. Wpływ dodatku miedzi oraz temperatury spiekania na porowatość otwartą i zamkniętą stali 410L

Fig. 3. The influence of copper addition and sintering temperature on open and closed porosity of 410L steel



Rys. 4. Mikrostruktura spiekanej stali 410L z dodatkiem 1% mas. Cu, temperatura spiekania 1240°C

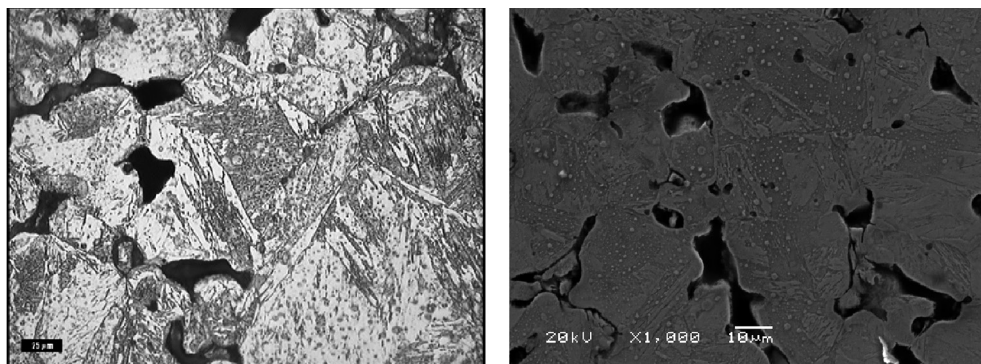
Fig. 4. Microstructure of sintered steel 410L with 4% mass Cu, sintering temperature 1240°C

Natomiast przeprowadzenie procesu spiekania przy wyższej temperaturze prowadzi do uzyskania w spiekanej badanej stali mikrostruktury, w skład której wchodzi ferryt i martenzyt. Przy czym w zależności od ilości wprowadzonego dodatku miedzi zmienia się udział tych składników fazowych, tak że dopiero stal 410L modyfikowana miedzią w ilości 4% mas. uzyskuje strukturę głównie martenzytyczną (rys. 7). Mikrotwardość badanej modyfikowanej stali 410L wzrasta od ok. 160 do ok. 280 HV0,01(10s) wraz ze wzrostem dodatku miedzi w mieszance proszków.

Na podstawie tej analizy widoczny staje się fakt, że zmiana temperatury procesu spiekania powoduje zmianę udziałów obu faz w mikrostrukturze. Ogólnie można stwierdzić, że w przypadku badanych stali nierdzewnych wyższa temperatura spiekania i niskie zawartości miedzi w wyjściowej mieszance proszków sprzyjają tworzeniu się ferrytu, natomiast niższa temperatura procesu spiekania i większe ilości wprowadzonej miedzi prowadzą ostatecznie do uzyskania mikrostruktury głównie martenzytycznej.

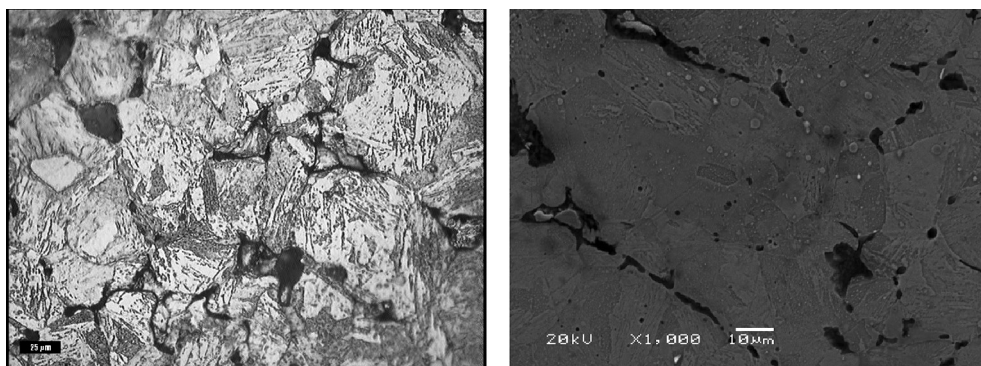
Taka mikrostruktura, będąca mieszaniną ferrytu i martenzytu, pojawiała się już podczas spiekania stali nierdzewnych (DP stale), w których istnieje równowaga pierwiastków stabilizujących austenit i ferryt [6]. W trakcie chłodzenia z temperatury izotermicznego spiekania do temperatury pokojowej austenit przekształca się w martenzyt i ostateczna mikrostruktura składa się z ferrytu i martenzytu. Wprowadzenie miedzi do stali nierdzewnej powinno sprzyjać tworzeniu się wysokotemperaturowego austenitu, który po ochłodzeniu przekształci się w martenzyt. Ponieważ jednak miedź wydziela się, pozostawia obszary w osnowie zubożone w miedź i w tych obszarach może tworzyć się ferryt.

Ponieważ miedź jest pierwiastkiem stabilizującym austenit, stąd też wspomaga tworzenie martenzytu w mikrostrukturze spiekanej stali. Dostępne w literaturze dane, dotyczące ilościowych badań metalograficznych, potwierdziły wyraźny wpływ miedzi na kształtowanie się mikrostruktury stali nierdzewnych (12% mas. Cr, 1% mas. Ni, 0,35% mas. Mo), mianowicie udział ferrytu w mikrostrukturze tych stali maleje od ok. 40% praktycznie do 0% przy wzrastającym udziale miedzi od 1 do 4% mas. Oczywiście procentowy udział ferrytu w mikrostrukturze spiekanej stali nierdzewnej ma wyraźny wpływ na jej właściwości. Otóż wraz ze wzrostem udziału ferrytu wytrzymałość na rozciąganie i twardość tej stali ulegają obniżeniu, podczas gdy ciągliwość wzrasta [5].



Rys. 5. Mikrostruktura spiekanej stali 410L z dodatkiem 4% mas. Cu, temperatura spiekania 1240°C

Fig. 5. Microstructure of sintered steel 410L with 4% mass Cu, sintering temperature 1240°C



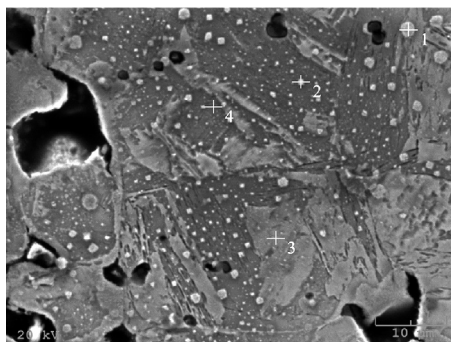
Rys. 6. Mikrostruktura spiekanej stali 410L z dodatkiem 4% mas. Cu, temperatura spiekania 1260°C

Fig. 6. Microstructure of sintered steel 410L with 4% mass Cu, sintering temperature 1260°C

Przykładowa mikrostruktura SEM stali 410L modyfikowanej miedzią w ilości 4% mas. poddanej spiekaniu przy temperaturze 1240°C zamieszczona została na rys. 7. Natomiast wyniki analizy EDAX tego materiału zostały zamieszczone na rys. 8. Mikroanaliza składu chemicznego tej stali została wykonana w czterech różnych punktach badanej powierzchni zglądu. W składzie chemicznym modyfikowanej miedzią stali 410L podstawowymi pierwiastkami w analizowanych punktach są oczywiście: Fe, Cr, Ni i Cu. Zawartości poszczególnych pierwiastków w każdym analizowanym punkcie są w zasadzie na podobnym poziomie. W przypadku tej stali ilość miedzi wprowadzonej do mieszanki proszków wynosiła 4% mas. Przeprowadzona analiza EDAX wykazała, że w analizowanych punktach zawartość miedzi wynosiła około 4% mas., co odpowiada ilości miedzi wprowadzonej do mieszanki proszków.

W przeprowadzonych badaniach wpływ dodatku miedzi na przemiany fazowe w stali 410L badano w oparciu o analizę układu równowagi fazowej. Do konstrukcji pseudopodwójnego układu równowagi fazowej wykorzystano program ThermoCalc. Układ równowagi fazowej obliczony został dla stali zawierającej: 12,5% Cr, 0,8% Si, 0,2% Ni, 0,02% Mn i 0,015% C. Dla

powyższego składu chemicznego stali i zmiennej zawartości miedzi położenie linii granicznych układu przedstawiono na rys. 9.



Rys. 7. Mikrostruktura SEM spiekanej stali 410L z dodatkiem 4% mas. Cu, temperatura spiekania 1240°C

Fig. 7. SEM microstructure of sintered steel 410L with 4% mass Cu, sintering temperature 1240°C

Elt.	Line	Intensity (c/s)	Error 2-sig	Conc	Units
Punkt 1					
Cr	Ka	115,08	3,917	13,719	wt.%
Fe	Ka	410,45	7,397	82,026	wt.%
Ni	Ka	0,75	0,315	0,222	wt.%
Cu	Ka	11,14	1,218	4,032	wt.%
Punkt 3					
Cr	Ka	121,30	4,021	13,577	wt.%
Fe	Ka	437,37	7,636	82,163	wt.%
Ni	Ka	0,87	0,341	0,245	wt.%
Cu	Ka	11,79	1,254	4,015	wt.%
Punkt 4					
Cr	Ka	127,49	4,123	14,290	wt.%
Fe	Ka	433,64	7,603	80,944	wt.%
Ni	Ka	1,03	0,371	0,287	wt.%
Cu	Ka	13,27	1,330	4,479	wt.%

Rys. 8. Mikroanaliza składu chemicznego stali 410L z dodatkiem 4% mas. Cu, temperatura spiekania 1240°C

Fig. 8. Microanalysis of chemical composition of steel 410L with 4% mass Cu, sintering temperature 1240°C

Prezentowane obliczenia termodynamiczne wskazują, że wraz ze wzrostem zawartości miedzi w badanym zakresie od 0 do 4% wzrasta szerokość obszaru współistnienia austenitu i ferrytu, a obszar ten wyraźnie przesuwa się w stronę wyższych temperatur. Ponadto dla stali 410L modyfikowanej miedzią w ilości powyżej ok. 1,8% mas. pojawia się obszar występowania austenitu, a jego szerokość wraz ze wzrostem zawartości miedzi zwiększa się, przesuując się w zakres wyższych temperatur. Miedź sprzyja tworzeniu się wysokotemperaturowego austenitu w badanych stalach, a proces spiekania odbywa się w obszarze

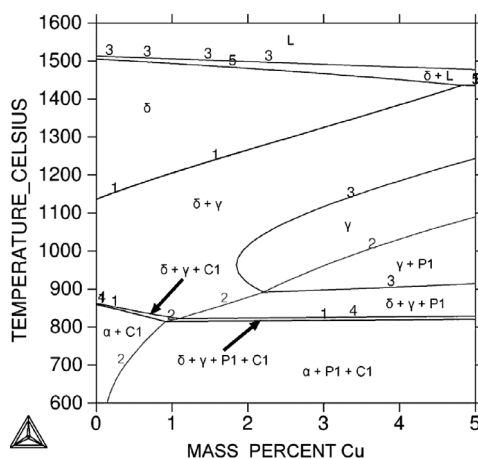
współlistnienia ferrytu i austenitu i w konsekwencji uzyskany stopień zagęszczenia materiału będzie niższy.

Wpływ dodatku miedzi na równowagowy udział ferrytu i austenitu przy temperaturze 1240°C i 1260°C przedstawiono odpowiednio na rys. 10 i 11. Można zauważyć silny wpływ miedzi na udział obu tych faz w stali. Mianowicie, w przypadku izotermicznego spiekania stali 410L modyfikowanej miedzią przy temperaturze wynoszącej 1240°C, jak i 1260°C udział austenitu stopniowo wzrasta kosztem udziału ferrytu przy wzrastającej zawartości miedzi. Dla czystej stali 410L, jak również stali z dodatkiem miedzi w ilości 1% mas. spiekanie odbywa się w obszarze ferrytu, natomiast dla pozostałych badanych spieków w obszarze współlistnienia ferrytu i austenitu. Przy czym dopiero w przypadku większego dodatku miedzi (powyżej 3% mas.) zaczyna dominować austenit. Dodatek miedzi sprzyja tworzeniu się wysokotemperaturowego austenitu w badanych stalach. Ponieważ mechanizmy dyfuzyjne szybciej zachodzą podczas spiekania w ferrycie niż w austenicie, w konsekwencji uzyskany stopień zagęszczenia materiału będzie niższy. Dobrze koreluje to z prezentowanymi wynikami gęstości (rys. 1).

Zarejestrowane podczas badań dylatometrycznych krzywe procesu spiekania przy temperaturze 1240°C stali 410L modyfikowanej miedzią zostały zamieszczone na rys. 12.

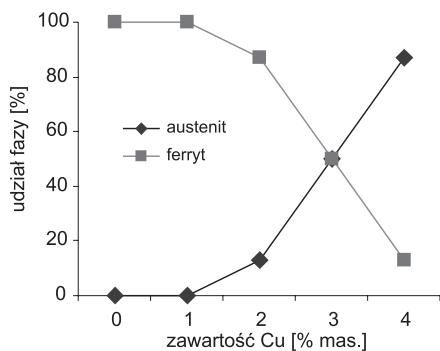
Na podstawie analizy otrzymanych krzywych dylatometrycznych można stwierdzić, że: – w początkowym okresie nagrzewania modyfikowanej miedzią stali 410L miedź nie wpływa w sposób wyraźny na rozszerzalność cieplną materiału. Dlatego też współczynniki rozszerzalności cieplnej w tym zakresie praktycznie nie ulegają zmianom, a ich wartość wynosi około $1,25 \times 10^{-5} 1/^\circ\text{C}$. Niemniej w przypadku stali z dodatkiem 4% Cu współczynnik rozszerzalności cieplnej w późniejszym okresie nagrzewania przyjmuje wartość niższą – na poziomie $1,1 \times 10^{-5} 1/^\circ\text{C}$;

- 1: AUSTENITE (γ)
 2: COPPER FCC_A1 PRECIPITATION (P1)
 3: FERRITE (α , δ)
 4: M23C6 (C1)
 5: LIQUID (L)



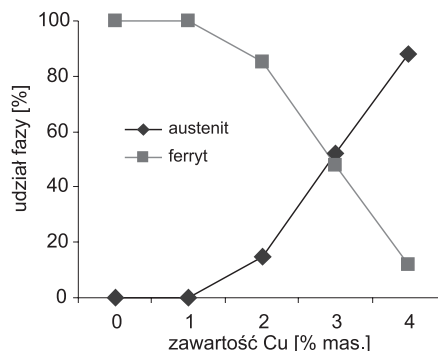
Rys. 9. Układ równowagi dla stali 410L

Fig. 9. Equilibrium system for steel 410L



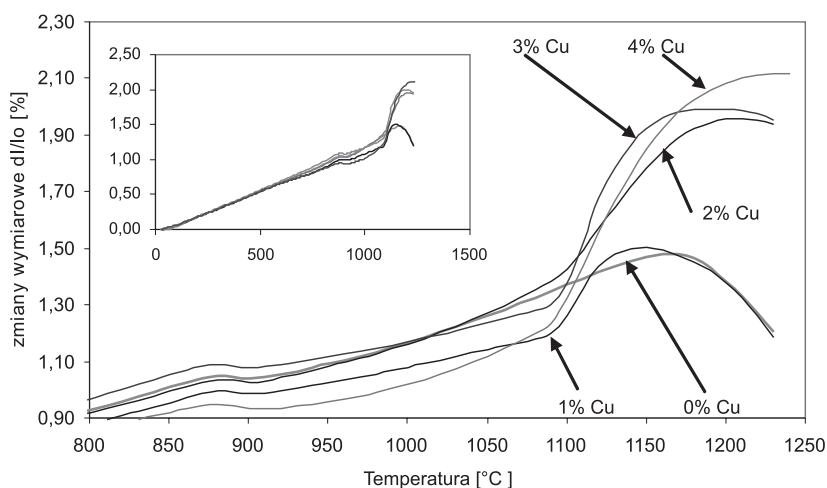
Rys. 10. Wpływ miedzi na zawartość ferytu i austenitu ($T = 1240^{\circ}\text{C}$)

Fig. 10. The effect of copper on ferrite and austenite content ($T = 1240^{\circ}\text{C}$)



Rys. 11. Wpływ miedzi na zawartość ferytu i austenitu ($T = 1260^{\circ}\text{C}$)

Fig. 11. The effect of copper on ferrite and austenite content ($T = 1260^{\circ}\text{C}$)



Rys. 12. Krzywe dylatometryczne dla stali 410L modyfikowanej miedzią – nagrzewanie do temperatury spiekania 1240°C

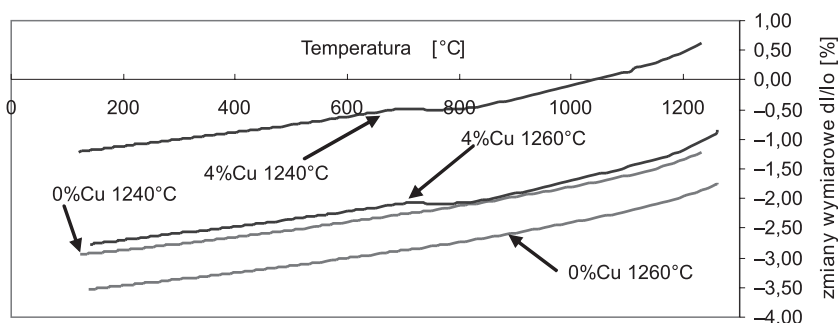
Fig. 12. Dilatometric curves for copper modified 410L steel - heating to sintering temperature 1240°C

- miedź wyraźnie wpływa na temperaturę przemiany α/γ , powodując podwyższenie początku (od 851°C do 871°C) i obniżenie końca tej przemiany (od 910°C do 901°C) przy jednoczesnym zmniejszeniu amplitudy temperaturowej. Przy czym niezależnie od ilości wprowadzonego dodatku miedzi wartość amplitudy pozostaje na stałym poziomie ($\Delta T = 30^{\circ}\text{C}$);
- po przejściu przemiany polimorficznej materiał ulega dalszej ekspansji termicznej, jednak dla stali modyfikowanej miedzią przy temperaturze około 1080°C gwałtownie zmienia się przebieg krzywych dylatometrycznych. Temperatura ta odpowiada temperaturze topienia

miedzi. Następuje pojawienie się fazy ciekłej.

– miedź kompensuje skurcz stali 410L, a wraz ze wzrostem ilości dodatku Cu całkowity skurcz po spiekaniu maleje.

Krzywe dylatometryczne – zakres chłodzenia – dla czystej stali 410L i stali modyfikowanej miedzią w ilości 4% mas. przedstawione zostały na rys. 13. Miedź w tej ilości wyraźnie nie sprzyja zagęszczeniu stali bez względu na zastosowaną temperaturę spiekania.



Rys. 13. Krzywe dylatometryczne dla stali 410L modyfikowanej miedzią – chłodzenie

Fig. 13. Dilatometric curves for copper modified 410L steel – cooling

5. Wnioski

W wyniku przeprowadzonych badań otrzymano technologią metalurgii proszków serię spiekanych stali nierdzewnych, zawierających miedź w zakresie od 1 do 4% mas. Przy czym na kształtowanie się mikrostruktury i uzyskane właściwości stali wywarła wpływ nie tylko obecność dodatku miedzi w składzie chemicznym oraz ilość, w jakiej wprowadzono ją do mieszanki proszków, ale także temperatura izotermicznego spiekania.

Ogólnie można stwierdzić, że w przypadku badanych stali nierdzewnych niższa temperatura procesu spiekania i większe ilości wprowadzonego dodatku miedzi prowadzą ostatecznie do uzyskania mikrostruktury przede wszystkim martenzytowej. Miedź jest równomiernie rozmieszczona w mikrostrukturze. Stale te nadają się do utwardzania wydzieleniowego. Przy czym należy zaznaczyć, że z punktu widzenia właściwości, jak i mikrostruktury optymalną ilością miedzi wprowadzanej do mieszanek jest 2–3% mas., zapewniając wysoki poziom twardości (ok. 93 HRB), małą porowatość i dobre zagęszczenie (gęstość względna na poziomie 86–88%).

Natomiast wyższa temperatura spiekania, mimo że pozwala uzyskać modyfikowanym miedzią stalom nierdzewnym wyższe wartości gęstości po spiekaniu niż w przypadku zastosowania niższej temperatury spiekania, nie przyczynia się do efektywnego wzrostu twardości badanych stali. W przypadku wyższej temperatury spiekania i niskich zawartości miedzi w wyjściowej mieszance proszków mikrostruktura badanych stali jest wyraźnie dwufazowa jak w stalach DP stanowi mieszaninę ferrytu i martenzytu. Ponadto rozmieszczenie miedzi jest nierównomierne występują obszary, które wykazują zubożenie w miedź.

Literatura

- [1] Schade Ch., Schaberl J., Lawley A., *Stainless Steel AISI Grades for PM Applications*, International Journal of Powder Metallurgy, vol. 44, 3, 2008, 57-67.
- [2] Hsiao C.N., Chou C.S., Yang R.J., *Aging reaction in a 17-4 PH stainless steel*, Materials Chemistry and Physics, 74, 2002, 134-142.
- [3] Bressan J.D., Daros D.P., Sokolowski A., Mesquita R.A., *Influence of hardness on the wear resistance of 17-4 PH stainless steel evaluated by the pin-on-disc testing*, Journal of Materials Processing technology, 205, 2008, 57-67.
- [4] Szewczyk-Nykiel A., Gądek Sz., Nykiel M., Kazior J., *Właściwości spiekanych stali nierdzewnych utwardzonych wydzieleniowo*, Innowacyjne technologie wytwarzania, Kraków 2011.
- [5] Schade Ch., Murphy T., Lawley A., Doherty R., *Development of a dual-phase precipitation hardening PM stainless steel*, Powder Metal World Congress & Exhibition, Washington 2008.
- [6] Schade Ch., Stears P., *Precipitation Hardening P/M Stainless Steels*, International Journal of Powder Metallurgy, 43(4), 2007, 51-59.