

**WPŁYW MODYFIKACJI I OBRÓBKIE CIEPLNEJ (PRZESYCANIE,
PRZESYCANIE + STARZENIE) NA STRUKTURĘ I WŁAŚCIWOŚCI
MECHANICZNE BRĄZU CuAl10Fe3Mn2**

**EFFECT OF MODIFICATION AND HEAT TREATMENT (SOLUTION
HEAT TREATMENT, AND SOLUTION HEAT TREATMENT +
AGEING) ON STRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF
CuAl10Fe3Mn2 BRONZE**

*Andrzej Gazda, Zbigniew Górny, Stanisława Kluska-Nawarecka, Krzysztof Saja,
Małgorzata Warmuzek*

Instytut Odlewnictwa, ul. Zakopiańska 73, 30-418 Kraków

Streszczenie

W artykule przedstawiono zagadnienia oceny wpływu modyfikacji oraz wielowariantowej obróbki cieplnej na właściwości mechaniczne brązu aluminiowego CuAl10Fe3Mn2. Analizę przeprowadzono na podstawie badań wytrzymałości (R_m , $R_{p0,2}$, A, Z), twardości (HB), badań kalorymetrycznych i dylatometrycznych, a także badań metalograficznych. Analizę otrzymanych wyników przeprowadzono z wykorzystaniem nowoczesnych metod analizy statystycznej problemu odwrotnego metodą logiki rozmytej, wraz z interpretacją graficzną za pomocą wykresów powierzchniowych. Uzyskano interesujące wyniki, pozwalające w pewnym stopniu na sterowanie właściwościami mechanicznymi stopu CuAl10Fe3Mn2 w zależności od rodzaju prowadzonej obróbki cieplnej.

Słowa kluczowe: modyfikacja stopów miedzi, stopy miedzi, obróbka cieplna

Abstract

The article discusses problems related with the evaluation of the effect of modification and multi-variant heat treatment on mechanical properties of CuAl10Fe3Mn2 aluminium bronze. The evaluation was based on the results of mechanical tests (R_m , $R_{p0,2}$, A, Z), hardness measurements (HB), calorimetric and dilatometric examinations, and metallography. The results were analysed by modern methods of the statistical analysis of an inverse problem using fuzzy logic, combined with graphical interpretation of surface charts. Interesting results were obtained, and they enable control of mechanical properties of CuAl10Fe3Mn2 alloy, depending on the type of the carried out heat treatment.

Keywords: modification of copper alloys, copper alloys, heat treatment

Wstęp

Stop CuAl10Fe3Mn2 był przedmiotem badań porównawczych: kinetyki krzepnięcia oraz modyfikowania [1, 2]. Badany stop występował w byłej normie PN-H-87026:1991 i odlewany do form piaskowych powinien w stanie lanym posiadać następujące właściwości minimalne: $R_m = 520$ MPa, $R_{p0,2} = 180$ MPa, $A = 15\%$ i $HB = 110$; wartość dla HB ma raczej charakter informacyjny, a nie obligatoryjny. Tolerancje udziału podstawowych składników stopowych są następujące: Al: 9–11, Fe: 2–4, Mn: 1–2% wag.

Próbki do badań odlewano indywidualnie w masie formierskiej z krzemianem sodu stosowanym jako spoiwo i utwardzaczem estrowym. Wsad, złożony wyłącznie z gąsek dostarczanych przez Hutmen SA - Wrocław, topiono w piecu indukcyjnym. Modyfikatory w postaci: prętów potasowych, granulek wapnia oraz zaprawy CuB2 pochodziły z dostaw firmy Aldrich oraz KMB Affilips Master Alloy. Przygotowanie ciekłego metalu obejmowało topienie i przegrzanie, podwójne odtlenianie (przed i po rafinacji gazowej), rafinowanie azotem oraz modyfikowanie [3, 4].

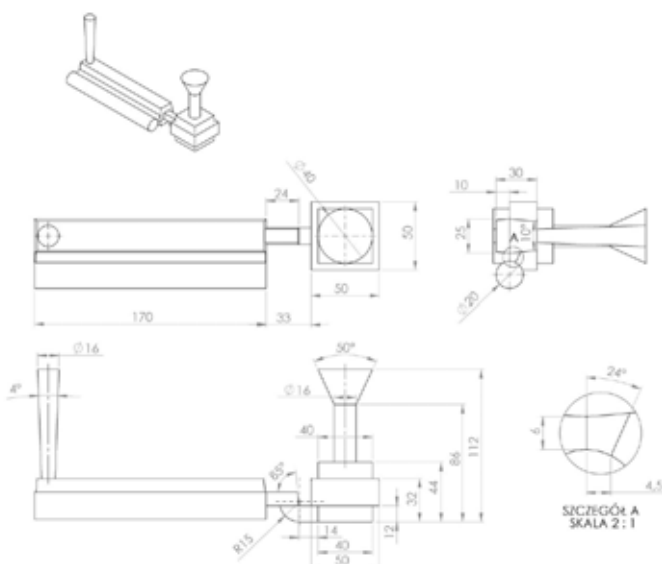
Stosowana obróbka cieplna obejmowała:

- przesycanie z 950°C (czas wygrzewania 2 h) z chłodzeniem w wodzie (H1), oleju (H2) i na powietrzu (H3)

oraz

- ulepszenie cieplne (przesycanie + starzenie); starzenie obejmowało, alternatywnie, nagrzewanie w 700°C przez 6 h ze stygnięciem na powietrzu (S1) lub z piecem (S2), względnie nagrzewanie w 500°C przez 6 h ze stygnięciem na powietrzu (S3) lub z piecem (S4).

Rysunek 1 przedstawia odlewanie próbek indywidualnie lanych, które obrabiano dla uzyskania odpowiedniego kształtu i wymiarów zgodnie z normą PN-EN 10002-1.



Rys. 1. Model odlewu próbki oddzielnie lanej do badań właściwości mechanicznych

Fig. 1. Separately cast model specimen for testing of mechanical properties

Ocena składu chemicznego

Poszczególne wytopy obejmowały stop niemodyfikowany (E), modyfikowany wapniem (F), potasem (G) lub borem (K); prowadzono system modyfikowania (M) oraz domodyfikowania (D).

Dla wsadu 50 kg stosowano:

- wapń lub potas 25 g (M-0,04%) + 10 g (D-0,02%), bor: 130 dag CuB₂ (M-0,04% B) + 30 dag CuB₂ (D – 0,02% B).

Tabela 1 przedstawia analizę chemiczną poszczególnych wytopów. Zawartość aluminium, niklu, manganu, cynku, krzemu i magnezu oznaczono na spektrometrze optycznym emisyjnym GDS 850A (LECO), a tlen na analizatorze LECO TC-336. Analiza gąsek, jak i wytopów wykazuje, że badany stop mieści się w tolerancji zawartości podstawowych składników wg normy PN-H-87026:1991.

Tabela 1. Analiza chemiczna wytopów

Table 1. Chemical analysis of melts

Oznaczenie próbek	Zawartość, % wag.						
	Al	Fe	Ni	Mn	Zn	Si	Cu
E 1-8	9,65	2,85	0,085	1,70	0,22	0,065	reszta
E 9-16	9,70	2,90	0,085	1,75	0,20	0,065	reszta
F 1-8	9,65	2,80	0,065	1,65	0,21	0,065	reszta
F 9-16	9,65	2,75	0,062	1,70	0,23	0,075	reszta
G 1-8	9,62	2,82	0,065	1,72	0,22	0,070	reszta
G 9-16	9,82	2,81	0,065	1,71	0,22	0,070	reszta
K 1-8	9,40	2,60	0,065	1,55	0,23	0,070	reszta
K 9-13	9,70	3,00	0,060	1,80	0,20	0,070	reszta
We wszystkich próbkach stwierdzono zawartość >0,02% Mg							
wg PN-EN 1982:2002	9–11	2–4	n/a	1–2	n/a	n/a	reszta

Właściwości mechaniczne

Badania właściwości wytrzymałościowych przeprowadzono na aparacie Instron 8800M. Twardość HB badano na główkach próbek na rozciąganie na twardościomierzu Alpha-Sundbyberg.

Tabela 2a. Właściwości mechaniczne próbek z wytopu K

Table 2a. Mechanical properties of samples from melt K

Wytop K - Brąz BA 1032 - modyfikowany dwu etapowo CuB2 (próbki 1 - 8 mniejsza zawartość CuB2), następnie domodyfikowanego CuB2 - próbki od numeru 9															
L p.	Nr próbki	Oznaczenie obr. cieplnej	Prześciana	Prześciana	Prześciana	Starzenie	Starzenie	Starzenie	Starzenie	Rodzaj naprężeń	R _m [MPa]	R _{0,2} [MPa]	A [%]	Z [%]	HB
			950°C stężenie szybkie (woda)	950°C stężenie średnie (olej)	950°C stężenie wolne (powietrze)	500°C 6h stężenie z piecem	500°C 6h stężenie na powietrzu	700°C 6h stężenie z piecem	700°C 6h stężenie na powietrzu						
			H1	H2	H3	S1	S2	S3	S4						
1	3	K H1	X							2	581,13	216,57	11	8,6	183
2	2	K H1 S1	X			X				2	575,14	292,23	11,8	10,9	181
3	15	K H1 S2	X				X			2	465,26	212,53	23,6	25,4	123
4	10	K H1 S3	X					X		2	564,72	241,47	23,3	28,8	154
5	12	K H1 S4	X						X	2	578,09	206,26	30,8	32,8	135
6	11	K H2		X						2	633,78	220,7	13,4	14,3	170
7	4	K H2 S1		X		X				2	571,02	303,56	10,4	31,8	176
8	5	K H2 S2		X			X			2	584,01	286,61	16,4	19	189
9	13	K H2 S3		X				X		2	570,72	256,28	27,5	25	139
10	14	K H2 S4		X					X	2	583,92	212,99	28,5	24,3	142
11	7	K H3			X					1	571,23	183,42	26,8	30,4	131
12	8	K H3 S1			X	X				2	489,62	235,03	11,8	9,8	163
13	6	K H3 S2			X		X			2	482,51	223,95	12,2	2,9	148
14	9	K H3 S3			X p			Xp		1	539,45	194,69	34,5	27,1	136
15	1	K H3 S4			X				X	1	530,75	171,66	14,9	23,6	123

X p - próbki w których podczas obróbki umieszczone były termopary pomiarowe

Tabela 2b. Właściwości mechaniczne próbek z wytopu E

Table 2b. Mechanical properties of samples from melt E

Wytop E - Brąz BA 1032															
L p.	Nr próbki	Oznaczenie obr. cieplnej	Prześciana	Prześciana	Prześciana	Starzenie	Starzenie	Starzenie	Starzenie	Rodzaj naprężeń	R _m [MPa]	R _{0,2} [MPa]	A [%]	Z [%]	HB
			950°C stężenie szybkie (woda)	950°C stężenie średnie (olej)	950°C stężenie wolne (powietrze)	500°C 6h stężenie z piecem	500°C 6h stężenie na powietrzu	700°C 6h stężenie z piecem	700°C 6h stężenie na powietrzu						
			H1	H2	H3	S1	S2	S3	S4						
1	16	E H1	X							1	580	214,3	11,7	13,1	170
2	9	E H1 S1	X			X p				2	590	297,8			169
3	12	E H1 S2	X				X			2	571	288,7	13,1	17,9	176
4	2	E H1 S3	X					X		1	596	294,4	25,2	25,5	158
5	3	E H1 S4	X						X	1	596	213			158
6	15	E H2		X						1	546	213,4	9,2	9,8	176
7	5	E H2 S1		X		X				2	630	326,8	15,2	16,3	157
8	6	E H2 S2		X			X			2	584	298,7	14,4	15	172
9	14	E H2 S3		X				X		1	603	263,7	26,3	24,3	157
10	11	E H2 S4		X p					X p	1	629	223,1	25,6	26,9	161
11	7	E H3			X					1	510	168	20,9	27,8	152
12	10	E H3 S1			X	X				2	472	233	10,1	9,8	161
13	8	E H3 S2			X		X			2	447	227,3			154
14	1	E H3 S3			X			X		1	529	184,2	29,7	27,8	130
15	4	E H3 S4			X				X	1	525	166,4	25	26,4	139

X p - próbki w których podczas obróbki umieszczone były termopary pomiarowe

Tabela 2c. Właściwości mechaniczne próbek z wytopu F

Table 2c. Mechanical properties of samples from melt F

Wytop F - Brąz BA 1032 - modyfikowany dwu etapowo wapniem (próbki 1 - 8 mniejsza zawartość Ca), następnie domodyfikowany Ca - próbki od numeru 9															
L. p.	Nr próbki	Oznaczenie obr. cieplnej	Przysycanie 950°C stężenie sztywne (woda)	Przysycanie 950°C stężenie średnie (olej)	Przysycanie 950°C stężenie wolne (powietrze)	Starzenie 500°C 6h stężenie z piecem	Starzenie 500°C 6h stężenie na powietrzu	Starzenie 700°C 6h stężenie z piecem	Starzenie 700°C 6h stężenie na powietrzu	Rodzaj naprężeń	R _m [MPa]	R _{0,2} [MPa]	A [%]	Z [%]	HB
			H1	H2	H3	S1	S2	S3	S4						
1	15	F H1	X							1	555,51	210,4	10,2	13,5	175
2	2	F H1 S1	X			X				2	602,84	323,2	11,6	10,5	154,7
3	10	F H1 S2	X p				X			2	603,13	302,8	19	16,5	172,3
4	12	F H1 S3	X					X		1	576,09	273,65	23,2	35,7	156
5	3	F H1 S4	X						X	2	622,63	304,3	17,8	17,2	147
6	5	F H2		X						2	612,57	219,45	30	34,4	179,7
7	1	F H2 S1		X		X				2	638,81	332,6	16,4	18,6	176
8	4	F H2 S2		X			X			2	619,76	237,17	12,4	19,4	167
9	14	F H2 S3		X				X		1	611,4	292,46	29,8	27,8	161,3
10	16	F H2 S4		X					X	1	619,14	240,28	25,4	29,8	143,7
11	11	F H3			X					1	570,7	184,06	25,4	20,8	140,7
12	13	F H3 S1			X	X				2	513,62	253,38	14,8	13,9	161,7
13	7	F H3 S2			X		X			2	446,37	232,89	8	8,2	
14	9	F H3 S3			X			X p		2	536,11	195,89	33,6	26	135,7
15	8	F H3 S4			X				X	1	536,26	172,37	29,2	30,1	

X p - próbki w których podczas obróbki umieszczone były termopary pomiarowe

Tabela 2d. Właściwości mechaniczne próbek z wytopu G

Table 2d. Mechanical properties of samples from melt G

Wytop G - Brąz BA 1032 - modyfikowany dwu etapowo potasem (próbki 1 - 8 mniejsza zawartość K), następnie domodyfikowany K - próbki od numeru 9															
L. p.	Nr próbki	Oznaczenie obr. cieplnej	Przysycanie 950°C stężenie sztywne (woda)	Przysycanie 950°C stężenie średnie (olej)	Przysycanie 950°C stężenie wolne (powietrze)	Starzenie 500°C 6h stężenie z piecem	Starzenie 500°C 6h stężenie na powietrzu	Starzenie 700°C 6h stężenie z piecem	Starzenie 700°C 6h stężenie na powietrzu	Rodzaj naprężeń	R _m [MPa]	R _{0,2} [MPa]	A [%]	Z [%]	HB
			H1	H2	H3	S1	S2	S3	S4						
1	12	G H1	X							2	544,45	285,93	11,4	16,8	165
2	16	G H1 S1	X			X				2	599,23	311,38	16	17,6	172
3	1	G H1 S2	X				X			2	442,32	223,83	11,2	10,9	145
4	2	G H1 S3	X					X		2	581,38	260,17	25,5	33,1	152
5	10	G H1 S4	X						X p	1	563,19	212,17	21,4	32,8	151
6	5	G H2		X						2	571,31	228,03	9,2	13,1	168
7	15	G H2 S1		X		X				2	609,94	309,89	16,1	17,2	171
8	4	G H2 S2		X			X			2	583,52	282,75	15,2	16,8	160
9	13	G H2 S3		X				X		1	608,47	289,41	28,6	34,4	159
10	14	G H2 S4		X					X	1	593,8	224,29	21,8	22,6	151
11	3	G H3			X					1	565,44	216,48	9	15,4	184
12	11	G H3 S1			X p	X p				2	442,46	237,94	7,5	7,1	151
13	9	G H3 S2			X		X			1	518,96	177,43	18,4	24,7	142
14	17	G H3 S3			X			X		1	527,72	188,8	29,4	22,6	123
15	7	G H3 S4			X				X	1	521,39	167,72	11,48	25,4	136

X p - próbki w których podczas obróbki umieszczone były termopary pomiarowe

W tabeli 2 podano pełne wyniki badań właściwości mechanicznych (R_m , $R_{p0,2}$, A , Z , HB). Oceny skutków modyfikowania oraz obróbki cieplnej dokonano na podstawie oceny właściwości podzbiorów. Dla wyeksponowania oceny skutków modyfikowania, przesycań i ulepszania cieplnego stosowano odniesienie do wartości podstawowych, którymi były wartości uzyskane dla stopu niemodyfikowanego i nieobrobionego cieplnie (E_0). Oczywiście w przypadku modyfikowania czasami wyróżniano skutki modyfikowania i domodyfikowania łącznie.

Znakomita większość uzyskanych wyników dla wytopów modyfikowanych wykazuje wyższe właściwości niż wytop niemodyfikowany w odniesieniu do właściwości plastycznych (A , Z). Natomiast właściwości wytrzymałościowe niewiele się różnią dla wytopu niemodyfikowanego i wytopów modyfikowanych: wapniem, potasem lub borem. Przy tych relatywnie małych różnicach najkorzystniejszym okazało się modyfikowanie wapniem, a najmniej korzystne borem. Natomiast wyraźne różnice występują przy porównaniu właściwości plastycznych i w tym przypadku najkorzystniejszym okazało się modyfikowanie borem, a najmniej potasem, ale wszystkie wyniki są nieco wyższe od uzyskanych dla wytopu niemodyfikowanego. Dla twardości relacje wyników stopów modyfikowanych są we wszystkich przypadkach niższe od wartości dla wytopu niemodyfikowanego (0,9–0,97).

Porównanie wytopów modyfikowanych z domodyfikowanymi w zakresie właściwości wytrzymałościowych daje przewagę wytopom domodyfikowanym, z wyjątkiem $R_{p0,2}$ dla wytopu K. W przypadku właściwości plastycznych domodyfikowanie było zawsze korzystne; natomiast w przypadku twardości (HB) prowadziło do jej obniżenia.

Reasumując zabieg modyfikowania (wprowadzanie 0,04% modyfikatora w stosunku do masy ciekłego metalu), a jeszcze wyraźniej domodyfikowanie (dodatkowe 0,02%) daje pozytywne efekty w zakresie podwyższenia właściwości wytrzymałościowych oraz obniżenia twardości wytopów obrabianych cieplnie (ulepszanych cieplnie). Wśród stosowanych modyfikatorów najbardziej korzystnym okazał się wapń; bor natomiast jest najskuteczniejszym modyfikatorem w odniesieniu do właściwości plastycznych, a potas – zresztą trudny w stosowaniu ze względu na intensywne reagowanie z ciekłym metalem – był najmniej efektywny, choć również o dodatnim wpływie.

Na podstawie przeprowadzonych badań można również ocenić wpływ sposobu przesycań (stosowanego medium chłodzącego) na właściwości mechaniczne w relacji do uzyskanych w stanie lanym i niemodyfikowanym (E_0).

W oparciu o uśrednione wartości właściwości mechanicznych dla różnych sposobów przesycań ($H1$, $H2$ i $H3$) dla próbek ze wszystkich wytopów (E , F , G , K) dla stanów: lanego, modyfikowanego i domodyfikowanego (wapniem, potasem lub borem) można stwierdzić, że przesykanie wpływa w sposób zasadniczy na zmianę właściwości wytrzymałościowych, a mianowicie na znaczący wzrost R_m i częściowo $R_{p0,2}$ oraz na znaczne pogorszenie właściwości plastycznych, a szczególnie wydłużenia. W ocenie sposobów przesycań – w odniesieniu do właściwości wytrzymałościowych – wyróżnia się przesykanie w oleju, a najłabsze efekty daje przesykanie na powietrzu. W odniesieniu do wydłużenia najkorzystniejszym jest przesykanie na powietrzu, a najgorszym w wodzie; natomiast w odniesieniu do przewężenia najgorszym okazało się przesykanie w oleju.

Pierwsze dwa warianty przesycań ($H1$ i $H2$) służą do znacznego podwyższenia właściwości wytrzymałościowych, ale równocześnie występuje duże obniżenie właściwości plastycznych. Wariant przesycań na powietrzu ($H3$) prowadzi do relatywnie najmniejszej utraty właściwości plastycznych, a szczególnie przewężenia.

W badaniach nad wpływem ulepszenia cieplnego (przesycania i starzenia) oceniano różne warianty przesycania (H1, H2 i H3) oraz starzenia (S1, S2, S3 i S4). W celu oceny wpływu ulepszenia cieplnego na właściwości mechaniczne porównano je z wartościami dla próbek w stanie lanym, niemodyfikowanych (E_o) w postaci relacji poszczególnych właściwości uzyskując przeważnie znaczący wzrost właściwości wytrzymałościowych i obniżenie plastycznych. Tabela 3 stanowi w pewnym sensie podsumowanie efektów uzyskanych przez ulepszenie cieplne dla różnych wariantów przesycania i starzenia.

Tabela 3. Ocena porównawcza cieplnego ulepszenia przy starzeniu w 500°C (S1,S2) i 700°C (S3,S4)

Table 3. Comparative analysis of toughening response during ageing at 500°C (S1,S2) and 700°C (S3,S4)

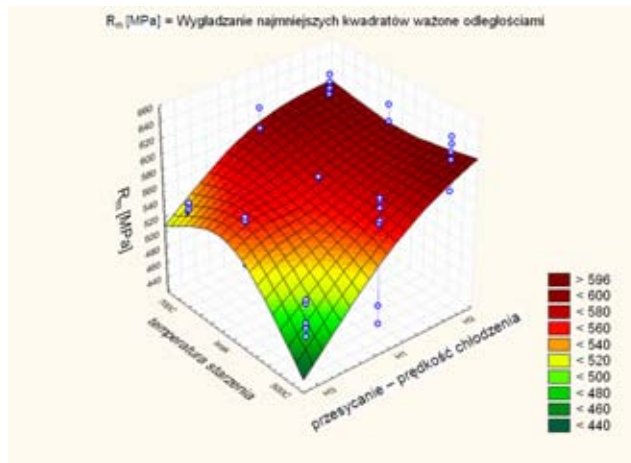
Wariant obróbki cieplnej	$\frac{Z, \%}{H_{sr} / E_{osr}}$	$\frac{R_{p0,2}, \text{MPa}}{H_{sr} / E_{osr}}$	$\frac{A, \%}{H_{sr} / E_{osr}}$	$\frac{Z, \%}{H_{sr} / E_{osr}}$
H1S1/H1/E _{osr}	592/1,21	306/1,66	13,1/0,27	13,0/0,65
H2S1/H2/E _{osr}	613/1,25	319/1,73	14,5/0,30	21,1/0,90
H3S1/H3/E _{osr}	480/0,98	240/1,30	11,1/0,23	10,2/0,43
H1S2/H1/E _{osr}	520/1,06	257/1,40	16,7/0,34	17,7/0,75
H2S2/H2/E _{osr}	593/1,21	277/1,51	14,6/0,30	17,6/0,75
H3S2/H3/E _{osr}	474/0,97	215/1,17	12,9/0,26	11,9/0,49
H1S3/H1/E _{osr}	580/1,19	267/1,45	24,3/0,50	30,8/1,31
H2S3/H2/E _{osr}	597/1,22	275/1,49	28,1/0,57	27,3/1,16
H3S3/H3/E _{osr}	533/1,09	191/1,04	31,8/0,65	25,9/1,10
H1S4/H1/E _{osr}	590/1,21	234/1,27	23,3/0,48	27,8/1,18
H2S4/H2/E _{osr}	605/1,24	225/1,22	25,3/0,52	25,9/1,10
H3S4/H3/E _{osr}	535/1,09	180/0,98	13,5/0,28	27,1/1,15
E_o stan lany	489 MPa	184 MPa	49%	23,5%

Pod kątem właściwości wytrzymałościowych duży wzrost – w stosunku do wartości w stanie lanym – uzyskano dla próbki H2S1 czyli przesycaanej w oleju i starzonej w 500°C z chłodzeniem na powietrzu; uzyskano relacje dla $R_m = 1,25$, a dla $R_{p0,2} = 1,73$ MPa. Nieco gorszy, ale też znaczący wzrost właściwości wytrzymałościowych uzyskano dla próbek: H2S4, H2S3, H2S2, H1S1, H1S4. Relacje właściwości po obróbce cieplnej do właściwości w stanie lanym dla R_m wyniosły 1,21–1,25 MPa, a dla $R_{p0,2}$ 1,27–1,73 MPa, a więc nastąpił znaczący wzrost właściwości wytrzymałościowych.

Odmienne natomiast jest z właściwościami plastycznymi, które w wyniku ulepszenia cieplnego ulegają zmniejszeniu, a szczególnie wydłużeniu; największe obniżenie wydłużenia zaobserwowano dla próbki H3S1 (relacja 0,23%), ale również dla próbek H3S2 (0,26), H1S1 (0,27) czy H3S4 (0,28) czyli przeważnie dla wariantu przesycaenia na powietrzu. Natomiast najmniejsze spadki wydłużenia uzyskano dla próbek H3S3 (relacja 0,65), H2S3 (0,57) czy H2S4 (0,53) czyli dla stopów nieprzesycaanych w wodzie. Wyraźnie mniejsze ubytki zaobserwowano w przypadku przewężenia i dla niektórych próbek występował nawet wzrost wartości tej właściwości w stanie ulepszonym cieplnie, jak np. dla H1S3 (1,31), H1S4 (1,18) czy H3S3 (1,16). Oczywiście występuje również spadek przewężenia dla próbek ulepszanych cieplnie i tak np. dla H3S1 stosunek przewężenia po obróbce cieplnej do wartości dla stanu lanego wynosi 0,43, dla H3S2: (0,49) czy dla H1S1: (0,65), a więc przesycaenie na powietrzu jest mniej korzystnym zabiegiem – w cyklu ulepszania cieplnego – wobec wartości uzyskanych dla przesycaenia w wodzie H1S2: (0,75) czy w oleju H2S1: (0,90).

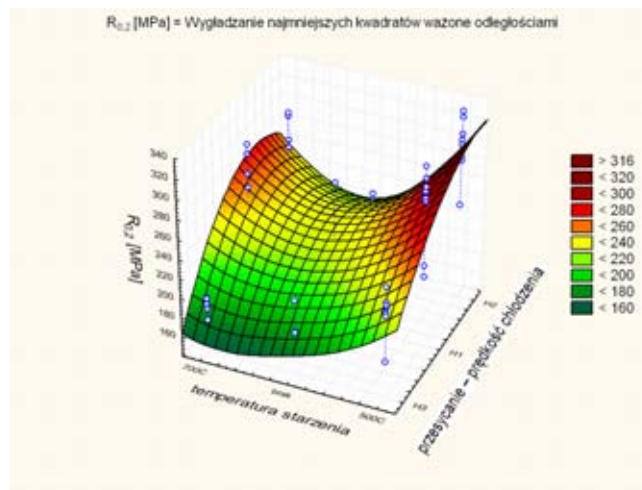
Reasumując obróbkę cieplną – w postaci ulepszania cieplnego – można uznać za korzystną z punktu widzenia właściwości wytrzymałościowych; najkorzystniejsze jest przesycaenie w oleju i częściowo w wodzie, a najmniej efektywne jest przesycaenie na powietrzu. Starzenie z 500 czy 700°C nie wnosi znaczących różnic, jak również stygnięcie po starzeniu z piecem lub na powietrzu.

Dla $R_{p0,2}$ wzrost wartości jest większy niż dla R_m . W odniesieniu do właściwości plastycznych obserwuje się ich spadek, szczególnie wyraźny dla starzenia w temperaturze 500°C i większy dla wydłużenia niż dla przewężenia. Dla starzenia z 700°C spadek wydłużenia jest mniejszy, a dla przewężenia obserwuje się nawet wzrost. W komentarzu do przedstawionych wyników należy podkreślić, że wydłużenie dla próbki w stanie lanym było relatywnie bardzo duże (49%) co oczywiście miało wpływ na wartości relacji właściwości dla stanu po ulepszeniu cieplnym w stosunku do stanu lanego.



Rys. 2. Wykres powierzchniowy przestrzenny: R_m względem: przesycanie - prędkość chłodzenia i temperatura starzenia

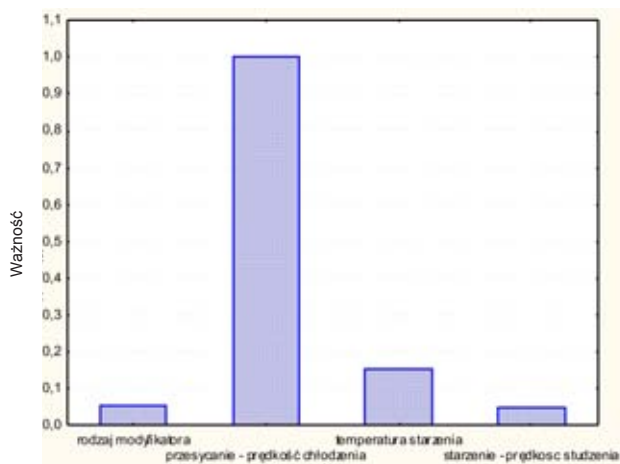
Fig. 2. 3D surface graph: R_m in function of: solution heat treatment – cooling rate and ageing temperature



Rys. 3. Wykres powierzchniowy przestrzenny: $R_{p0.2}$ względem: przesycanie - prędkość chłodzenia i temperatura starzenia

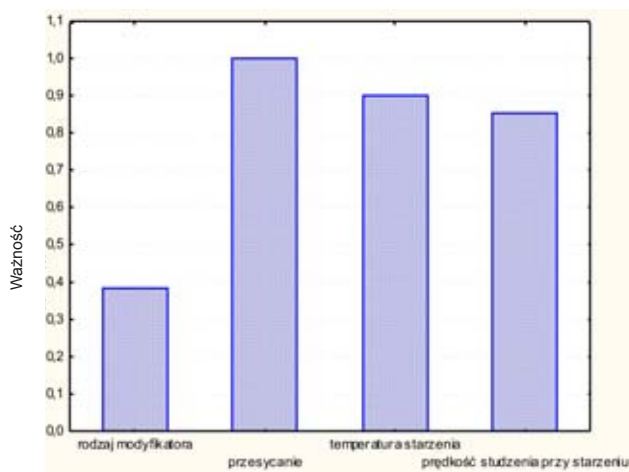
Fig. 3. 3D surface graph: $R_{p0.2}$ in function of: solution heat treatment - cooling rate and ageing temperature

Interpretacja matematyczna uzyskanych wyników pozwala na wyeksponowanie szeregu relacji. Rysunek 2 przedstawia zależność R_m od prędkości chłodzenia przy przesycaaniu i temperatury starzenia, a rysunek 3 te relacje dla $R_{p0,2}$. Udział wpływu czynników na R_m i $R_{p0,2}$ przedstawiają odpowiednio rysunki 4 i 5 przyjmując prędkość chłodzenia przy przesycaaniu jako 1,0.



Rys. 4. Wykres ważności zmiennych objaśniających dla zmiennej zależnej R_m

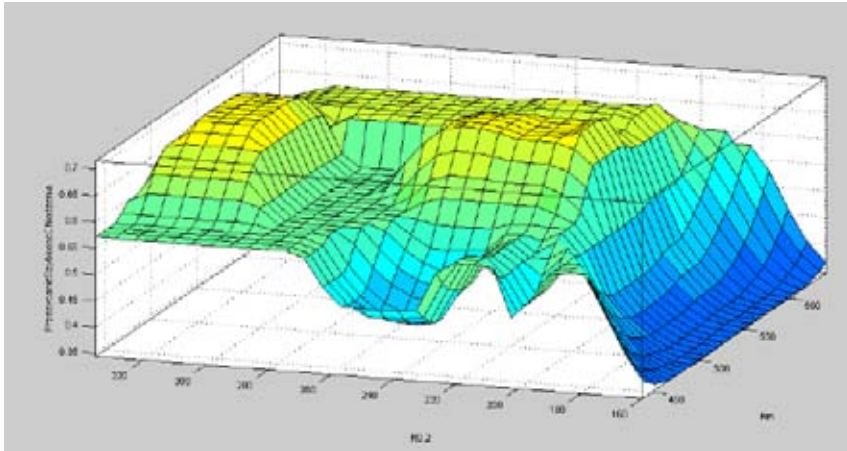
Fig. 4. Significance graph of explanatory variables for dependent variable R_m



Rys. 5. Wykres ważności zmiennych objaśniających dla zmiennej zależnej $R_{p0,2}$

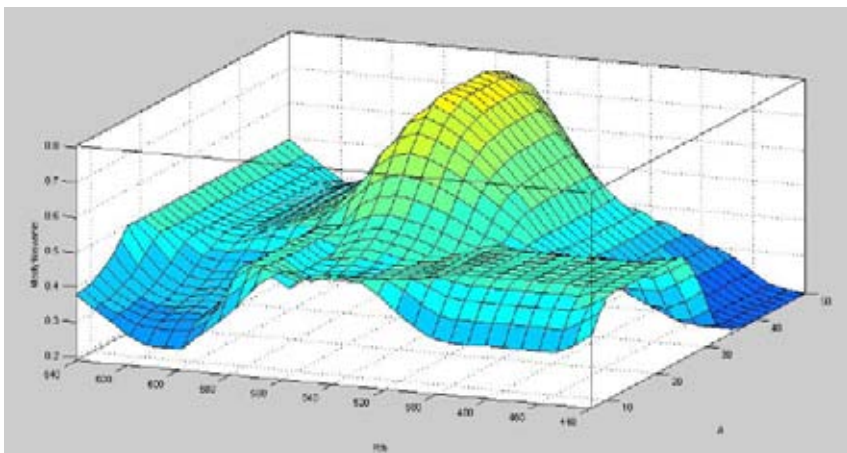
Fig. 5. Significance graph of explanatory variables for dependent variable $R_{p0,2}$

W oparciu o wykorzystanie rozwiązania problemu odwrotnego z zastosowaniem modelu logiki rozmytej uzyskano odpowiedź jaką obróbkę cieplną należy zastosować aby otrzymać właściwości mechaniczne.



Rys. 6. Prędkość chłodzenia przy presykanii w zależności od oczekiwanych parametrów R_m oraz $R_{p0,2}$

Fig. 6. Cooling rate during solution heat treatment in function of the expected R_m and $R_{p0,2}$ parameters



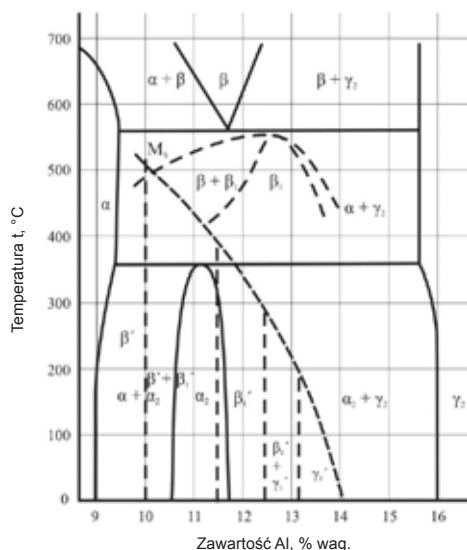
Rys. 7. Rodzaj modyfikowania w zależności od oczekiwanych parametrów R_m oraz A

Fig. 7. Type of modification process in function of the expected R_m and A parameters

Rysunki 6 i 7 przedstawiają powierzchnie utworzone z dopuszczalnych wyników wnioskowania na podstawie reguł odpowiednio dla prędkości chłodzenia przy przesycaniu w zależności od oczekiwanych parametrów R_m i $R_{p0,2}$ oraz rodzaju modyfikowania w zależności od oczekiwanych R_m i A.

Badania metalograficzne

Podstawą ocen strukturalnych jest skorygowany wykres układu równowagi fazowej układu Cu-Al [8] – rysunek 8.



Rys. 8. Skorygowany wykres układu równowagi fazowej układu Cu-Al
 Fig. 8. Corrected Cu-Al phase equilibrium diagram

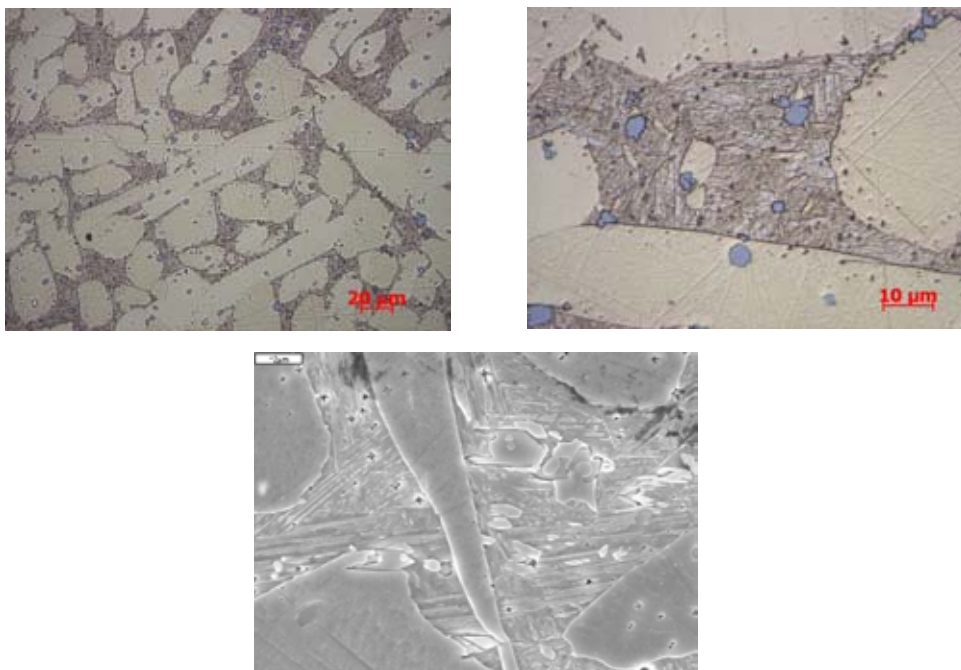
Obserwacje mikrostruktury prowadzono za pomocą mikroskopu świetlnego Axio OZm1 oraz elektronowego mikroskopu skaningowego Stereoscan 420, lokalny skład chemiczny (mikroanalizę) wybranych mikroobszarów za pomocą mikroanalizatora rentgenowskiego Isis 300 metodą bezwzorcową (w oparciu o zestaw standardowych widm wzorcowych) z korelacją ZAF4/FLS oraz kalibracją z zastosowaniem Co.

Udział objętościowy składników fazowych mikrostruktury określono stosując oprogramowanie Axiovision, w oparciu o metodę punktową. Całkowite, rzeczywiste pole powierzchni pomiaru wynosiło $169^{\circ}489 \mu\text{m}^2$.

Za wskaźnik dyspersji mikrostruktury przyjęto średnią cięciwę, która jest miarą wielkości ziarna w metodzie Heyna. Określono średnią cięciwę dla ziarna fazy α -Cu, ujawnionych na zglądzie metalograficznym, stosując odpowiednio adoptowaną metodę liniową, z wykorzystaniem rzutowania bezpośredniego na obrazie mikroskopowym oraz na zarejestrowanych obszarach mikrostruktury. Całkowita długość siecznej wynosiła $829 \mu\text{m}$.

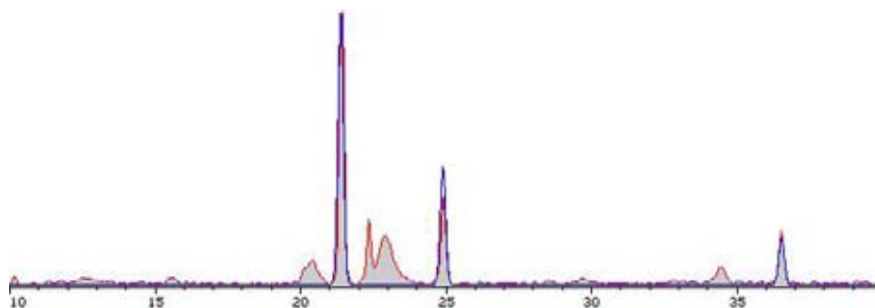
Rentgenowską analizę fazową wykonano na podstawie dyfraktogramów rentgenowskich, które uzyskano metodą Bragg-Bretano [5] w dyfraktometrze D8 Advance. Ten dyfraktometr posiada źródło promieniowania – lampę rentgenowską o anodzie

miedzianej, goniometr jednoosiowy i tor detekcyjny. Goniometr tego typu umożliwia zmianę kąta padania wiązki promieniowania rentgenowskiego na próbkę oraz zmianę kąta pomiaru promieniowania ugiętego na płaszczyznach atomowych próbki.



Rys. 9. Mikrostruktura badanych próbek, przesycanie średnie + starzenie 700°C, chłodzenie na powietrzu, H2S4 wytop E, E11, $V_v^* = 0,35$

Fig. 9. Microstructure of the examined specimens, medium-type solution heat treatment + ageing at 700°C, cooling in air, H2S4 melt E, E11, $V_v^* = 0,35$



Rys. 10. Wykres dyfraktogramu rentgenowskiego próbki E7 po wzmocnieniu 2× w zestawieniu z wykresem dyfraktogramu roztworu stałego miedzi α -Cu przy założeniu, że parametr sieci α -Cu jest większy 1,013× od znamionowego (23 h)

Fig. 10. X-ray diffraction pattern of E7 specimen after 2× intensification compared with X-ray diffraction pattern of α -Cu solid solution, assuming that the lattice parameter of α -Cu is 1.013× larger than the nominal parameter (23 h)

Badania mikrostruktury przeprowadzono na wybranych próbkach z wytopu E i K. Rysunek 9 przedstawia przykładową mikrostrukturę, a rysunek 10 widmo EDS. Wyniki ilościowej analizy obrazu mikrostruktury podają tabele 4 i 5. Rysunek 8 przedstawia fragment wykresu równowagi fazowej układu stopów Cu-Al, obrabianych cieplnie z wydzieleniem faz martenzytycznych [6, 7].

Tabela 4. Zestawienie wyników rentgenowskiej analizy fazowej

Table 4. Comparison of the results of X-ray phase analysis

Symbol próbki	Symbole zidentyfikowanych faz w kolejności malejącego udziału	Parametr sieci α -Cu	Natężenie tła [cps]
E16	α -Cu	$1,013 \cdot a_0$	102
E7	α -Cu, AlCu ₃	$1,013 \cdot a_0$	100
E2	α Cu	$1,014 \cdot a_0$	135
E11	α -Cu	$1,013 \cdot a_0$	108
G	α -Cu, AlCu ₃	$1,014 \cdot a_0$	159**

Tabela 5. Zestawienie niezidentyfikowanych refleksów dyfrakcyjnych

Table 5. Comparison of unidentified diffraction reflections

Symbol próbki	Odległości międzypłaszczyznowe d_{hkl} niezidentyfikowanych refleksów, Å	Uwagi
E16	2,204; 2,032	refleksy standardowe
E7	2,211; 1,979; 1,362	refleksy rozmyte
E2	2,209; 2,040; 3,297; 3,442	słabe refleksy
E11	2,205; 2,040; 3,306; 3,385	słabe refleksy
G	2,211; 1,934; 1,317	refleksy rozmyte

Tabela 6. Zestawienie wybranych parametrów zidentyfikowanych faz

Table 6. Comparison of selected parameters of identified phases

Symbol fazy	Pozycja katalogowa PDF	Parametry komórki elementarnej, Å			Typ sieci krystalicznej
		a	b	c	
α -Cu	04-0836	3,615			regularna A1
AlCu ₃	28-0005	4,494	5,189	46,61	ortorombowa prosta

Z analizy fazowej wynika, że wszystkie badane próbki wykazują fazę Cu, będącą roztworem stałym Al w Cu, o powiększonym parametrze sieci (a) w stosunku do miedzi o wartości podane w tabeli 6. Parametr sieci Al ($a = 4,049596 \text{ \AA}$) jest o ok. 12% większy od parametru sieci Cu ($3,615 \text{ \AA}$); oba metale mają ten sam typ sieci krystalicznej, regularnej ściennie centrowanej A1. Wzrostowi parametrów sieci roztworu stałego Al w Cu wyznaczonemu z położenia kąтового refleksów dyfrakcyjnych, z wartości około 1,011 do około 1,014 (czyli 1,1 do 1,4%) odpowiada zawartość Al około 10%. Wielkość parametru sieci może być w tym przypadku miarą stopnia przesycenia roztworu stałego α -Cu.

W próbkach E2, E11 i E16 stwierdzono jedynie fazę α -Cu, a w próbkach E7 i G dodatkową fazę AlCu_3 (β). Dyfraktogramy próbek E7 i G zawierają po trzy niezidentyfikowane słabe refleksy dyfrakcyjne w położeniach opisanych w tabeli 5. Refleksy te charakteryzują się powiększoną szerokością połówkową FWHM, świadczącą o strukturze zbliżonej do amorficznej.

Na podstawie przeprowadzonych badań można przyjąć, że składnikami mikrostrukturalnymi próbek poddanych przesycaniu były:

- osnowa Cu na bazie roztworu stałego α -Cu oraz przesycanej fazy α' (rys. 8),
- faza β_1 w postaci związku międzymetalicznego AlCu_3 oraz w postaci przemienionej β_1 (jednej z postaci martenzytu),
- fazy międzymetaliczne zawierające: Al, Cu, Si, Fe, Mn, P.

Obserwacje mikrostruktury wykazują, że w wyniku zastosowanej obróbki cieplnej, polegającej na przesycaniu stopu z temperatury 950°C w wodzie lub oleju (odpowiednio H1 i H2) powstawała struktura bainityczna $\alpha+\beta_1'$, o morfologii grubego bainitu (morfologia na rys. 9c) z dyspersyjnymi wydzieleniami fazy β_1 oraz płytkowymi wydzieleniami fazy α' . Efekt cieplny zarejestrowany podczas analizy kalorymetrycznej, pozwala przypuszczać, że w fazie martenzytycznej β_1 miało miejsce uporządkowanie struktury krystalicznej. Wraz ze zmniejszeniem szybkości chłodzenia tzn. przy przesycaniu próbek na powietrzu (H3) można zauważyć, że płytki faz bainitycznych uległy pogrubieniu. Pojawiło się również więcej płytek fazy α oraz wydzieleni fazy β_1 , której obecność została także zarejestrowana na obrazach dyfrakcyjnych (tabl.5).

Na podstawie przeprowadzonych badań można przyjąć, że składnikami mikrostrukturalnymi próbek poddanych ulepszaniu cieplnemu, tzn. przesycania i wysokotemperaturowemu starzeniu ($500\text{--}700^\circ\text{C}$) były fazy:

- α -Cu
- $\beta_1(\text{CuAl}_3)$
- γ_2 (typu mosiądzu γ)
- międzymetaliczne zawierające Al, Cu, Si, Fe, Mn, P.

Tablica 7. Udział objętościowy mikrostruktury przechłodzonej ($V_v^\beta = \beta_1 + \beta' + \alpha'$ lub $\beta_1 + \gamma_2 + \alpha'$)

Table 7. Volume content of undercooled microstructure ($V_v^\beta = \beta_1 + \beta' + \alpha'$ lub $\beta_1 + \gamma_2 + \alpha'$)

HT	E		K	
	V_v^β	R_m	V_v^β	R_m
H1	0,48	580	0,46	581
H2	0,37	546	0,49	633
H3	0,35	510	0,33	571
H1S3	0,12	596	0,12	564
H2S4	0,35	629	0,23	583

Tablica 8. Stopień rozdrobnienia mikrostruktury (V_v^α - udział objętościowy fazy α -Cu, L^α - średnia cięciwa fazy α -Cu, μm)

Table 8. Degree of microstructure refinement (V_v^α - volume content of α -Cu phase, L^α - mean chord of α -Cu phase, μm)

HT	E		K	
	V_v^α	L^α	V_v^α	L^α
H1	0,52	10,2	0,54	8,8
H2	0,63	6,8	0,51	8,8
H3	0,65	18,0	0,67	24,4
H1S3	0,88	16,3	0,88	51,8
H2S4	0,65	13,8	0,77	15,9

Po starzeniu udział α -Cu w próbkach uległ wyraźnemu zwiększeniu (tab. 7 i 8). Na podstawie obrazów mikrostrukturalnych można przypuszczać, że w obszarach przechłodzonych przy przesycaniu, tzn. bainitycznych lub martenzytycznych po starzeniu doszło do utworzenia struktury równowagowej w postaci eutektoidu $\alpha+\gamma_2$.

Aczkolwiek nie zostało to potwierdzone wynikami rentgenowskiej analizy fazowej to taką ocenę sugerują mikrofotografie. Taką interpretację mogą potwierdzić termopary, otrzymane podczas analizy kalorymetrycznej (DSC), na których pojawiają się efekty cieplne związane z utratą uporządkowania fazy β_1' oraz kolejno z jej przekształceniem w równowagową strukturę eutektoidu $\alpha+\gamma_2$, a następnie z jego przejściem w równowagową wysokotemperaturową fazę β .

Zaobserwowano również wpływ szybkości chłodzenia na stopień dyspersji mikrostruktury, występujący zarówno po przesycaniu, jak i po starzeniu, jakkolwiek uzyskane dane wskazują na niemonotoniczny charakter tej zależności (tab. 7 i 8).

Nie zaobserwowano natomiast jednoznacznego wpływu rodzaju stosowanego modyfikatora na dyspersję mikrostruktury po kolejnych etapach obróbki cieplnej.

Identyfikacja składników fazowych, zawierających metale przejściowe: Fe i Mn oraz P i Si, została przeprowadzona na podstawie analizy lokalnego składu chemicznego

(mikroanalizy). Pomimo trudności, związanych z dużą dyspersją składników strukturalnych, wyodrębniono 3 grupy wydzielen, które określono jako fazy: krzemową, fosforową oraz żelazową, które w literaturze fachowej określane są mianem faz bogatych w żelazo (K). Fazy krzemowa i żelazowa należą do niskotemperaturowych faz równowagowych, występujących w stopach Cu-Al-Si (X-Si), Cu-Al-Fe i Cu-Al-Fe-Mn (δ -Fe).

Tabela 9. Skład chemiczny wyodrębnionych grup międzymetalicznych, % wag. (Gr. – grupa wydzielen wyodrębniona wg przedziału stężeń składników, FM - dyspersyjne fazy międzymetaliczne)

Table 9. Chemical composition of selected intermetallic groups, wt.% (Gr. – group of precipitates selected by concentration range of constituents, FM - intermetallic dispersion phases)

Lp.	Grupa	Al, %		Si, %		P, %		Mn, %		Fe, %		Cu, %		Faza
		min.	max.	min.	max.	min.	max.	min.	max.	min.	max.	min.	max.	
1	Fe>Cu	4	5,3	3	3,5	0	0,2	3	6	69	83	6	19	FeSi, Fe ₅ Si ₃ , X _{Si}
		4,5	5,7	2,5	3,3	0,4	2	2,5	7,5	54	70	15	32	
	Cu>Fe	6,3	6,5	0,8	2,8	-	-	2,2	3,7	15	63	24	68	
		4,7	5,8	2	2,5	0	0,4	3,5	3,5	37	39	48	53	
2	1	0,7	1,3	0	0,6	-	-	3,9	4,2	78	85	9	16	δ_{Fe} K _{Fe}
3	1	1	4	1	2,5	5	16	6	18	28	71	11	53	(Cu ₃ P, Fe ₃ P) + α -Cu
4	Mn>Fe	8	8,5	-	-	-	-	1,8	2,1	1,1	1,7	88	89	α -Cu+ β + γ_2 +FM
5	Fe>Mn	6	8	-	-	-	-	1,7	2,1	3,6	5,5	85	89	

Faza fosforowa pochodzi z niepełnego przereagowania fosforu z miedzi fosforowej, stosowanej do odtleniania, a faza krzemowa może mieć swoje źródło w rozpuszczaniu się krzemu z tygla pieca elektrycznego. Wydzieleniom tych faz, występujących w postaci dyspersyjnej, można przypisać zmienność składu chemicznego w mikroobszarach struktury przechłodzonej (grupa 4 w tabeli 9). Skład chemiczny jaki oznaczono stanowi wyniki uśredniania widma osnowy i fazy (przy nieznanym ich udziale objętościowym), co uniemożliwia zarówno jednoznaczne wyznaczenie stężeń granicznych, jak i porównanie z danymi literaturowymi. Dlatego dane zawarte w tabeli 10 należy traktować jedynie jako orientacyjne potwierdzenie występowania składnika fazowego.

Tabela 10. Występowanie faz w stopach w zależności od obróbki cieplnej (na podstawie lokalnych pomiarów składu chemicznego)

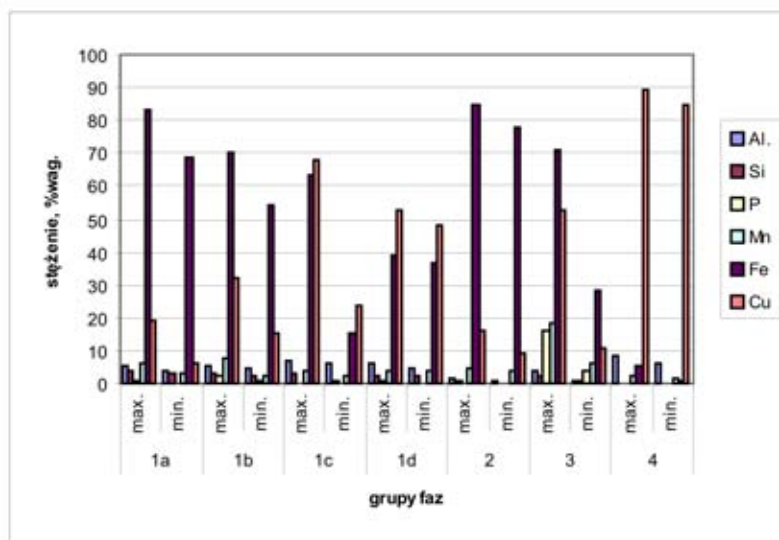
Table 10. Frequency of phase occurrence in alloys in function of heat treatment (based on local measurements of chemical composition)

Obróbka cieplna	Wytop E	Fazy (wg tab. 9)	Wytop K	Fazy
	Nr próbki		Nr próbki	
H2 (przesycanie średnie)	E15	1, 3, 4	H11	1, 2, 4
H3 (przesycanie wolne)	E7	1, 3, 4	H7	1, 4
H2S4 (przesycanie średnie + starzenie 700°C i wolne chłodzenie)	E11	1, 2, 4	H14	1, 2, 3, 4

Na podstawie składu chemicznego wyodrębniono następujące grupy faz międzymetalicznych (rys. 11, tab. 9, 10):

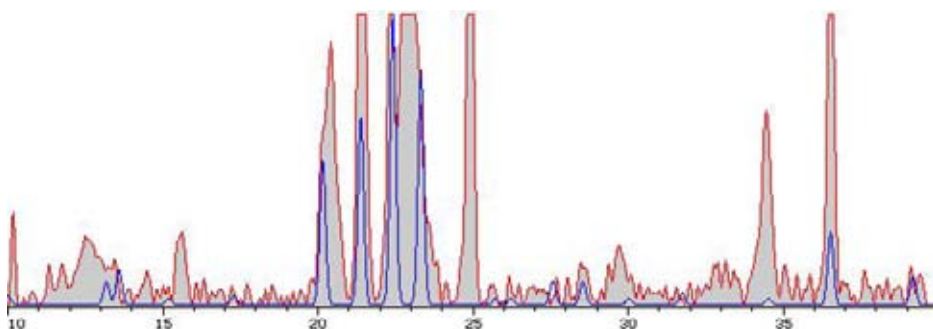
1. fazy krzemowe (Si < 0,8%)
2. fazy żelazowe (Fe > 75%, P = 0%)
3. fazy fosforowe (P > 5%)
4. fazy międzymetaliczne dyspersyjne w obszarach przekształconej fazy β (P, Si = 0%).

Przykłady widm EDS, typowe dla poszczególnych grup wydzieli o charakterystycznym składzie chemicznym, przedstawiono na rysunku 11.



Rys. 11. Porównanie składu chemicznego składników mikrostruktury badanych próbek

Fig. 11. Chemical composition of microstructural constituents compared in the examined specimens



Rys. 12. Wykres dyfraktogramu rentgenowskiego próbki E7 po wzmocnieniu 20× w zestawieniu z wykresem dyfraktogramu fazy $AlCu_3$ zgodnie z pozycją 28-0005 katalogu PDF-2

Fig. 12. X-ray diffraction pattern of E7 specimen after 20× intensification compared with X-ray diffraction pattern of $AlCu_3$ phase according to item 28-0005 in PDF-2 catalogue

W tabeli 4 przedstawiono symbole zidentyfikowanych faz, wartości parametru sieci fazy α oraz wartości natężenia tła dyfraktogramów dla badanych próbek⁷⁾.

W tabeli 5 podano odległości międzypłaszczyznowe d_{hkl} niezidentyfikowanych refleksów dyfrakcyjnych z informacją o stopniu poszerzenia profilu tych refleksów. W tabeli 6 zamieszczono charakterystykę zidentyfikowanych faz międzymetalicznych. Przykładowy dyfraktogram przedstawia rysunek 12 w zestawieniu z wykresem dyfraktogramu fazy $AlCu_3$.

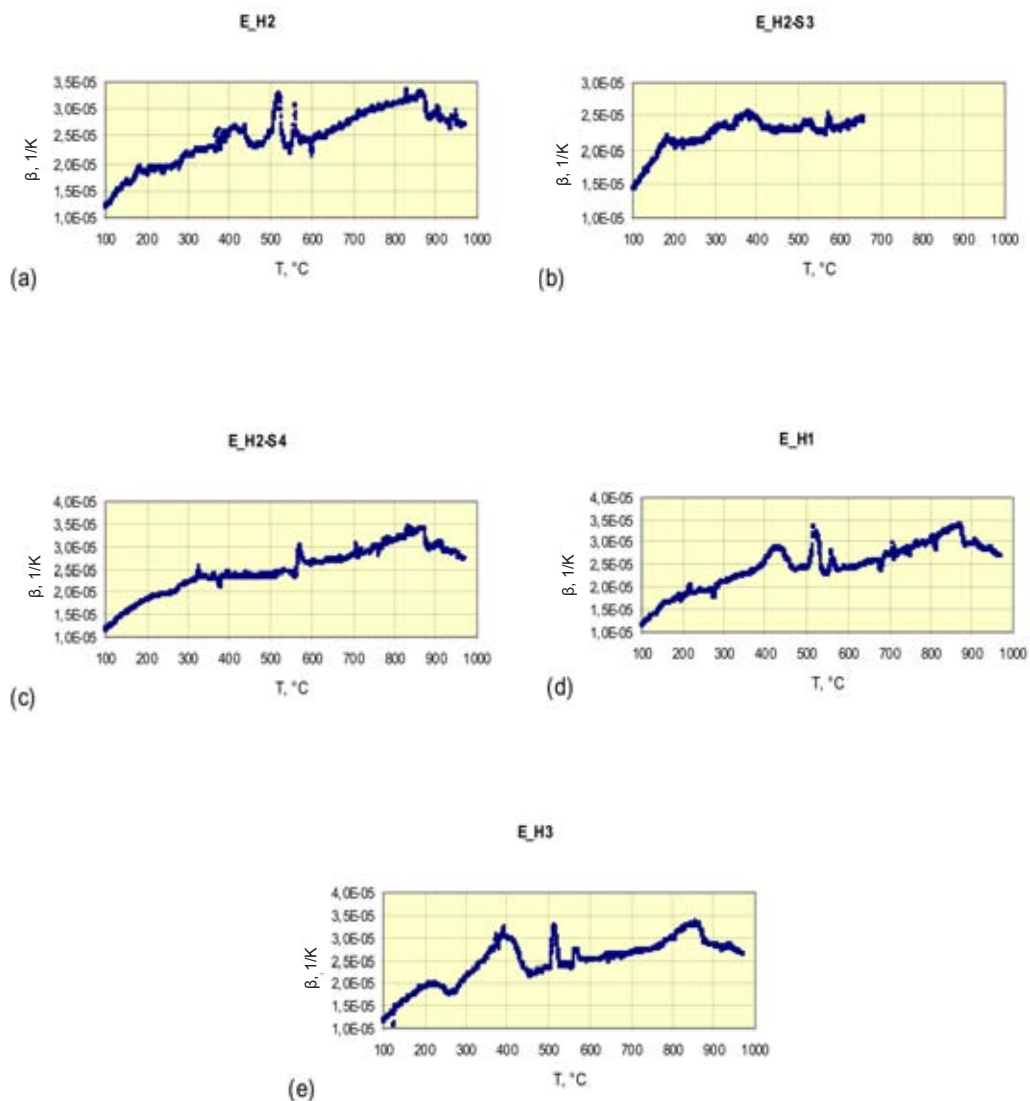
Badania dylatometryczne i kalorymetryczne (DSC)

Badania przeprowadzono na wybranych próbkach po różnych zabiegach obróbki cieplnej, dla których uzyskano relatywnie najlepsze wartości właściwości mechanicznych (próbki: H1, H2, H3, H1S3, H1S4, H2S3, H2S4); dla porównania dołączono wyniki pomiarów po przesyceniu H3, które pozwolił ma uzyskanie dobrych wyników dla wytopów: F i K.

Pomiary dylatometryczne, pozwalające na identyfikację i analizę przemian fazowych zachodzących w stanie stałym oraz określenie wartości temperatur charakterystycznych przemian fazowych i współczynników rozszerzalności liniowej, zostały przeprowadzone na dylatometrze Netzsch 402 E. Pomiary wykonano w reżimie liniowego nagrzewania z szybkością 10 K/min, w zakresie temperatur od otoczenia do 1000°C, w atmosferze argonu.

W celu weryfikacji wyników badań dylatometrycznych wykonano również pomiary kalorymetryczne przy użyciu różnicowego kalorymetru skaningowego DSC Netzsch 404 C Pegasus, przy tej samej prędkości nagrzewania (10 K/min) i zakresu temperatur (20–1000°C), w atmosferze argonu.

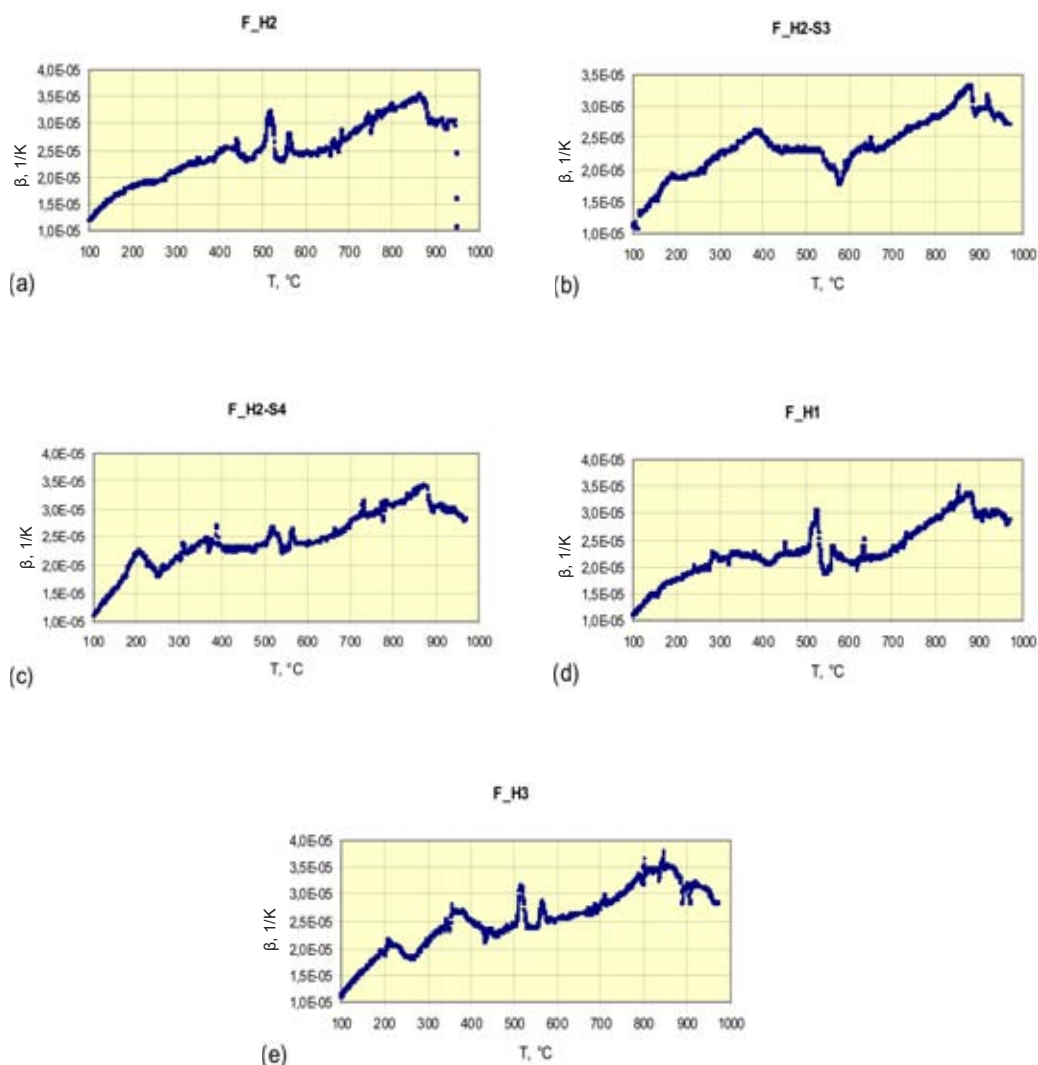
⁷⁾ Rentgenowska analiza fazowa została przeprowadzona przed dr J. Żelechowskiego z Instytutu Metali Niezależnych w Gliwicach Oddział w Skawinie



Rys. 13. Dylatogramy stopu E po różnych rodzajach obróbki cieplnej

Fig. 13. Dilatographs of alloy E after different types of heat treatment

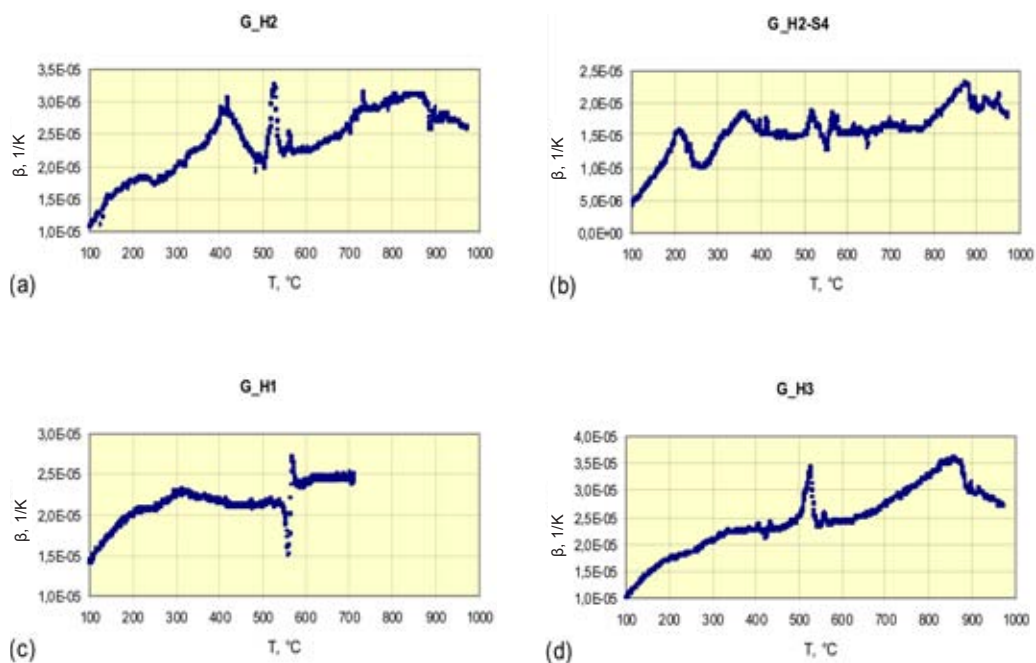
Rysunki 13–16 przedstawiają wyniki badań dylatometrycznych w postaci współczynnika rozszerzalności liniowej β ; ten sposób przedstawienia wyników jest szczególnie przydatny przy identyfikacji przemian fazowych zachodzącym podczas nagrzewania próbek o określonej strukturze fazowej, będącej wynikiem procesu krzepnięcia i krystalizacji oraz stygnięcia stopu (materiału) i/lub jego obróbki cieplnej.



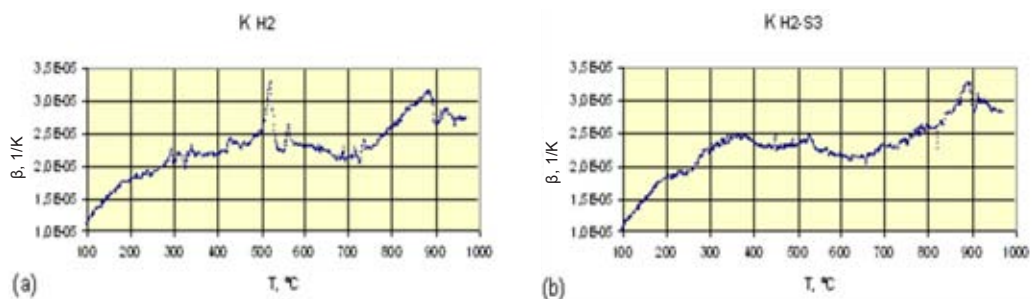
Rys. 14. Dylatogramy stopu F po różnych rodzajach obróbki cieplnej

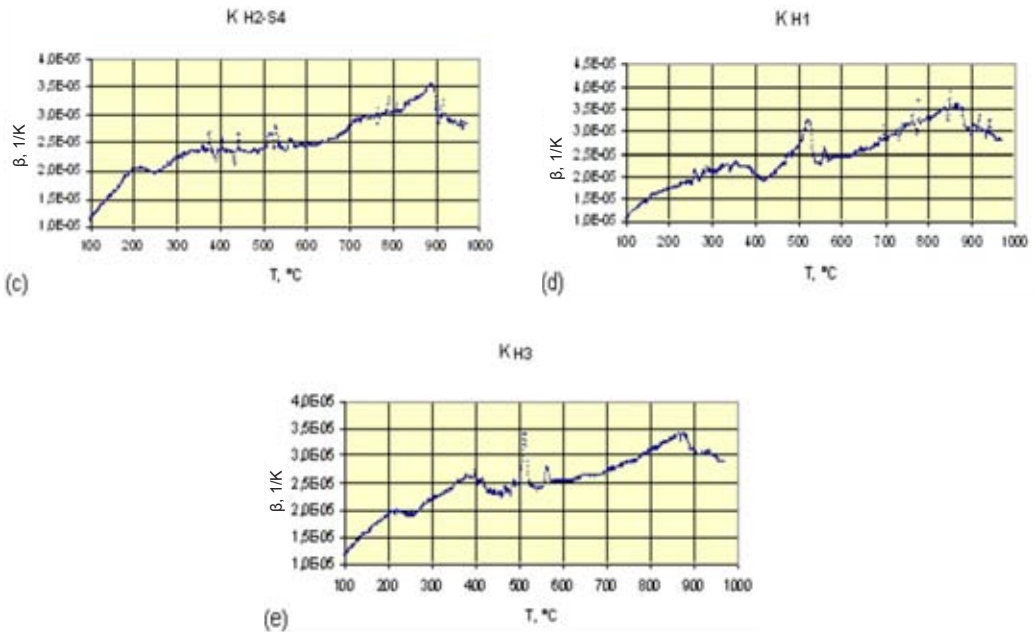
Fig. 14. Dilatographs of alloy F after different types of heat treatment

Na krzywych dylatometrycznych można zauważyć efekty zmian współczynnika rozszerzalności w postaci pików i będące prawdopodobnie odzwierciedleniem procesów wydzielania i rozpuszczania w stanie stałym faz o składzie nierównowagowym. Efekty te, nie dostrzegane na krzywych $\Delta L/L$ uwidaczniają się na krzywych różniczkowych β , ale różniczkowanie numeryczne powoduje duży rozrzut punktów linii bazowej, co utrudnia analizę ilościową.



Rys. 15. Dylatogramy stopu G po różnych rodzajach obróbki cieplnej
 Fig. 15. Dilatographs of alloy G after different types of heat treatment



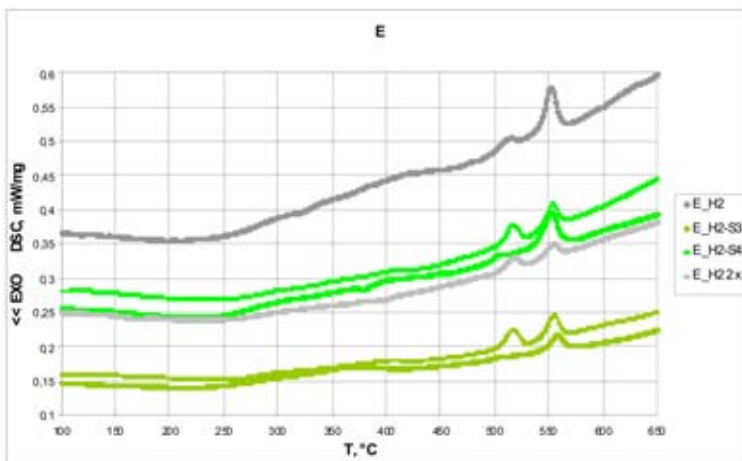


Rys. 16. Dylatogramy stopu K po różnych rodzajach obróbki cieplnej

Fig. 16. Dilatographs of alloy K after different types of heat treatment

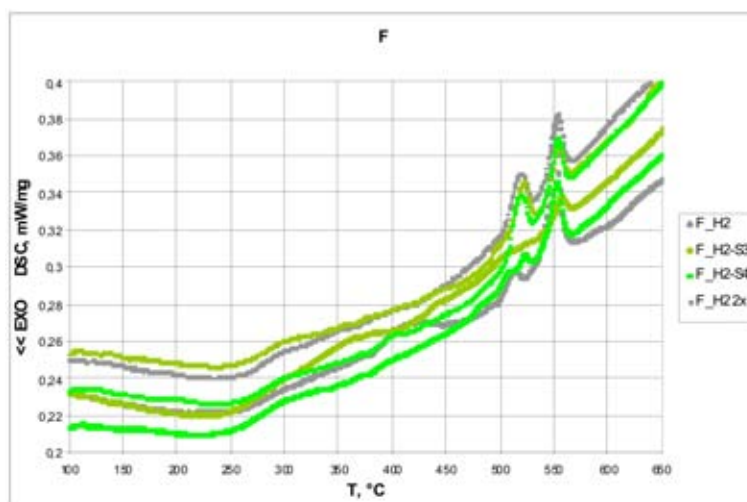
Na krzywych dylatometrycznych próbek przesycanych można zaobserwować ujemny efekt w temperaturze 250°C i dodatnie efekty zmiany objętości w temperaturach: 400, 510 i 550°C oraz rozległy efekt dodatni zanikający w temperaturze około 900°C.

Zmiana objętości towarzysząca przemianom w temperaturze 550°C związana jest prawdopodobnie z przemianą eutektoidalną $\beta \leftrightarrow \alpha + \gamma_2$.

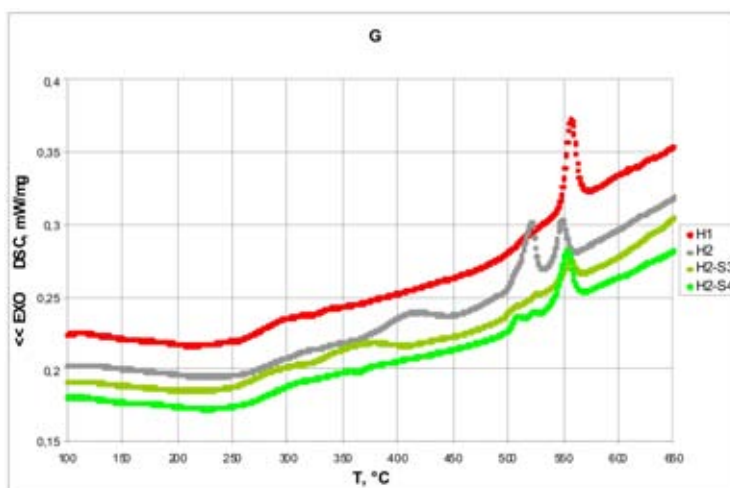


Rys. 17. Krzywe DSC stopu E po różnych rodzajach obróbki cieplnej

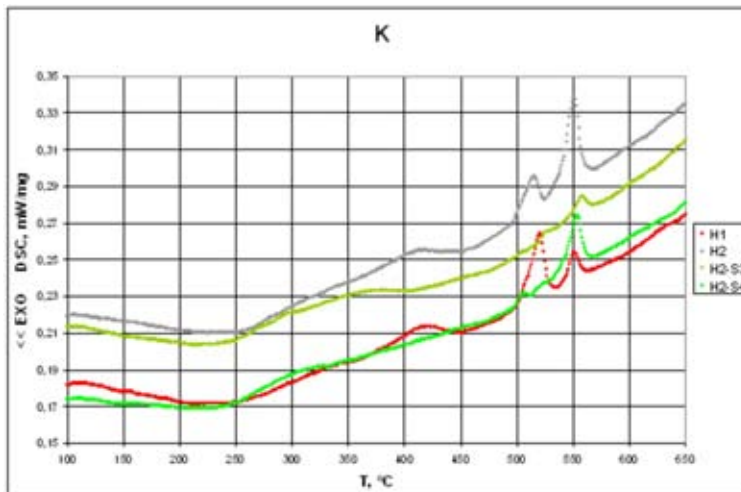
Fig. 17. DSC curves of alloy E after different types of heat treatment



Rys. 18. Krzywe DSC stopu F po różnych rodzajach obróbki cieplnej
Fig. 18. DSC curves of alloy F after different types of heat treatment



Rys. 19. Krzywe DSC stopu G po różnych rodzajach obróbki cieplnej
Fig. 19. DSC curves of alloy G after different types of heat treatment



Rys. 20. Krzywe DSC stopu K po różnych rodzajach obróbki cieplnej

Fig. 20. DSC curves of alloy K after different types of heat treatment

Na krzywych DSC (rys. 17–20) przemianie tej odpowiada wyraźny efekt endotermiczny. Piki na krzywych dylatometrycznych, w temperaturze około 510°C, którym na krzywych DSC odpowiadają efekty endotermiczne, są prawdopodobnie związane z procesem utraty uporządkowania fazy β_1 .

Dodatknie efekty występują w temperaturze około 400–410°C są prawdopodobnie wynikiem rozpuszczania wydzielań fazy γ_2 , powstającej podczas wolniejszego stygnięcia odlewów próbek. Odpowiadają im endotermiczne przemiany na krzywych DSC. Gwałtowne obniżenie współczynnika rozszerzalności w wysokiej temperaturze (około 900°C) odpowiada zakończeniu przemiany rozpuszczania $\alpha+\beta\rightarrow\beta$.

Wnioski

1. Przesycanie stopu CuAl10Fe3Mn2, w zależności od medium chłodzącego, wpływa na właściwości mechaniczne powodując wzrost R_m i częściowo $R_{p0,2}$ oraz pogorszenie właściwości plastycznych, a szczególnie wydłużenia; najlepszym było przesycanie w oleju, a najgorszym na powietrzu.
2. Ulepszenie cieplne, obejmujące przesycanie i wysokotemperaturowe starzenie, powoduje istotny wzrost właściwości wytrzymałościowych – w stosunku do uzyskanych dla stanu lanego; najkorzystniejsza okazała się kombinacja przesycania w oleju i starzenia w 500°C z chłodzeniem z piecem.
3. Mniej wrażliwą właściwością plastyczną było przewężenie.
4. Modyfikowanie, a szczególnie wapniem i stosowane domodyfikowanie zapewnia wzrost właściwości wytrzymałościowych, a modyfikowanie borem jest relatywnie korzystniejsze dla właściwości plastycznych; modyfikowanie i domodyfikowanie potasem daje relatywnie najgorsze wyniki w odniesieniu do właściwości wytrzymałościowych i plastycznych.

5. Występująca faza α -Cu charakteryzuje się parametrem sieci o 1,1 do 1,4% większym niż miedź, co odpowiada w przybliżeniu zawartości 10% wag. Al.
6. Składnikami strukturalnymi próbek po ulepszeniu cieplnym były fazy: α -Cu, AlCu_3 , γ_2 oraz fazy międzymetaliczne, dotychczas nazywane fazami bogatymi w żelazo (fazy K).
7. Międzymetaliczne fazy zawierają, w oparciu o badania mikroanalityczne: Al, Cu, Si, Fe, Mn, P i zaproponowano ich nowy podział zależny od składu chemicznego, a przede wszystkim zawartości żelaza.
8. Dystrybucja faz międzymetalicznych jest relatywnie równomierna, a szczególnie bardzo drobnych wydzielen. Wydzielenia większe, często sferoidalne, nie są tak równomiernie rozłożone w osnowie stopu.
9. Obecność fosforu – w części wydzielen fazy międzymetalicznych – spowodowane jest niepełnym przereagowaniem odtleniacza (CuP), natomiast obecność krzemu może pochodzić z reagowania ciekłego metali z krzemionkowym wyłożeniem tygla pieca indukcyjnego.
10. Badania dylatometryczne i kalorymetryczne – dotyczące przemian w stanie stałym – potwierdziły wyniki badań strukturalnych, będąc do nich komplementarnymi.
11. Reasumując stosowana obróbka cieplna, tak przesycanie jak i ulepszanie cieplne, wpływa korzystnie na właściwości wytrzymałościowe (R_m , $R_{p0,2}$), zmniejszając równocześnie właściwości plastyczne, a szczególnie wydłużenie (A) i w mniejszym stopniu przewężenie (Z). Znacznie mniejszy wpływ jest na twardość (HB) prowadząc do ustabilizowania (mniejsze rozrzuty w obrębie wartości służących do określania średnich).
12. Modyfikacja wapniem sprzyja wzrostowi właściwości wytrzymałościowych, a borem jest korzystna dla właściwości plastycznych; stosowana modyfikacja prosta (jeden dodatek jako modyfikator) wywiera korzystny wpływ na właściwości mechaniczne stopu CuAl10Fe3Mn2 w stanie lanym i obrabianym cieplnie. Jednak skutki obróbki cieplnej są większe niż modyfikowania.
13. Stosowana obróbka cieplna wpływa istotnie na ograniczenie eutektoidalnego rozpadu $\beta \rightarrow \alpha + \gamma_2$, ale często prowadzi do przemiany fazy β w β_1 oraz przemian martenzytycznych tzn. uzyskania faz β_1 i β_1' . Jest to przyczyną zmian właściwości mechanicznych.
14. Wszechstronne matematyczne opracowanie wyników badań właściwości wytrzymałościowych potwierdza tendencje ich zmian opisane wcześniej i równocześnie pozwala na bardziej wnikliwą ocenę wpływów.

Podziękowania

Publikacja została opracowana na podstawie badań prowadzonych w ramach projektu badawczego MSzWiT Nr N507 039 32/1099 pt. „Wpływ obróbki cieplnej typu betatyzacji na strukturę i właściwości modyfikowanych wapniem stopów CuAlFeMn na przykładzie stopu CuAl10Fe3Mn2. Identyfikacja faz bogatych w żelazo, ich morfologia i dystrybucja. Badania eksperymentalne i symulacja komputerowa”.

Literatura

1. Górny Z. i in.: Badanie procesu krzepnięcia przemysłowych stopów miedzi oraz aluminium o zróżnicowanym czasie krzepnięcia weryfikowane eksperymentem fizycznym i metodami symulacji komputerowej oraz poszerzenie bazy danych, Sprawozdanie z projektu badawczego: 7 TO8B-005-20, Instytut Odlewnictwa, Kraków 2003
2. Górny Z., i in.: Stymulowanie mechanizmu powstawania eutektyki $\alpha+\beta$ w układzie Cu-Al poprzez parametry cieplne oraz możliwość rozdrabniania ziarna fazy α i modyfikacji struktury eutektyki $\alpha+\beta$ ($\alpha+\gamma_2$) w badaniach eksperymentalnych i symulacji komputerowej, Sprawozdanie z projektu badawczego 4 TOBA 026 25, Instytut Odlewnictwa, Kraków 2006
3. Górny Z., i in.: Wpływ obróbki cieplnej typu betatyzacji na strukturę i właściwości modyfikowanych wapniem stopów CuAlFeMn na przykładzie stopu CuAl10Fe3Mn2. Identyfikacja faz bogatych w żelazo, ich morfologia i dystrybucja. Badania eksperymentalne i symulacja komputerowa. Sprawozdanie z projektu badawczego Nr N507 039 32/1099, Instytut Odlewnictwa, Kraków 2010
4. Gazda A., Górny Z., Kluska-Nawarecka S., Połcik H., Warmuzek M.; Prace Instytutu Odlewnictwa 2009, T. XLIX, nr 1, s. 5–26
5. Březina I.A.; Int.Met.Rev. 27, 1982, R. 27, nr 2
6. Dubois B., Ocampo B.; Fonderie, Foundeur d'Aujourd'hui, 1982, nr 12, 33–39