

技術資料

니켈-알루미늄청동합금의 특성에 관한 고찰

김 명 호

Characteristics of Cu-Al-Ni -Fe Alloys

M. H. Kim

1. 서 론

니켈-알루미늄 청동 합금은 Cu-Al 이원 합금계에 Ni, Fe 등의 원소를 첨가한 합금으로서, 뛰어난 기계적 성질과 우수한 내식성등으로 인하여 선박용 프로펠러나 해양구조물등 심한 부식 환경하에서 사용되는 각종 주물 제품에 광범위하게 이용되고 있다.

그러나 본 니켈-알루미늄 합금계의 응고 양상은 타 비철합금계와 비교하여 볼때 다음과 같은 특성을 가지고 있다. 1) 용융상태하에서 불용해성 산화 알루미늄 피막을 용이하게 형성하며, 2) 응고범위 (freezing range)가 극히 협소하다.

따라서 용탕 주입시의 난류 발생은 용탕표면에 형성된 산화 알루미늄 피막의 용탕내 혼입을 일으켜서 심한 미소산화물의 개재 및 주물에 취약부를 형성할수 있으며, 또한 응고범위의 협소는 지향성 응고가 이루어 지지 않을 경우 내부에 수축계 결함을 발생시킬수 있다. 그리고 대형주물의 경우에는 응고가 매우 느리게 일어남으로 최종 응고가 일어나는 용탕부분에 화학 성분 및 가스성분의 심한 농화 현상을 일으킬수도 있다.

그러나 아직도 많은 주물공장에서는 본 니켈-알루미늄 청동계 합금을 단순한 비철합금의 일종으로 간주하여 일반적 구조법을 적용함으로써 각종 결함이 수반되어 본 합금계의 사용을 기피하는 경향까지도 있다.

그러나 본 니켈-알루미늄 청동합금은 Gun-Metal 이나 Cupro-Nickel 합금들에 비하여 뛰어난 성질 및 화학적 성질을 나타낼뿐 아니라, 단위 체적당으로 비교하여 볼때 10% 이상의 가격 저하를 기할수 있으므로 본 합금계는 필연적으로 널리 이용될 것이 예상된다.

본 고찰에서는 이러한 니켈-알루미늄 청동 합금계에 대한 이해 및 이들 합금주물의 건전한 구조법 확립에 다소라도 도움이 되고져, 그동안 국내외에 발표된 관련 참고 문헌 및 일부 본인의 연구실에서 행한 실험결과를 토대로 하여 개략적으로 본 합금계의 응고조직과 기계적 성질 그리고 이 합금계의 용해·구조특성 등에 관하여 고찰하여 보았다.

2. 응고조직의 특성

2-1 응고조직에 미치는 합금조성의 영향

니켈-알루미늄 청동 합금은 Cu-Al 단순 이원 합금계와 비교하여 볼때, Ni 과 Fe 등의 첨가에 의하여 α, β 및 γ₂ 상외에 새로운 K 상이 석출하는 특징을 가지고 있다.(그림 1. 참조). 이 새로운 K 상의 석출은 합

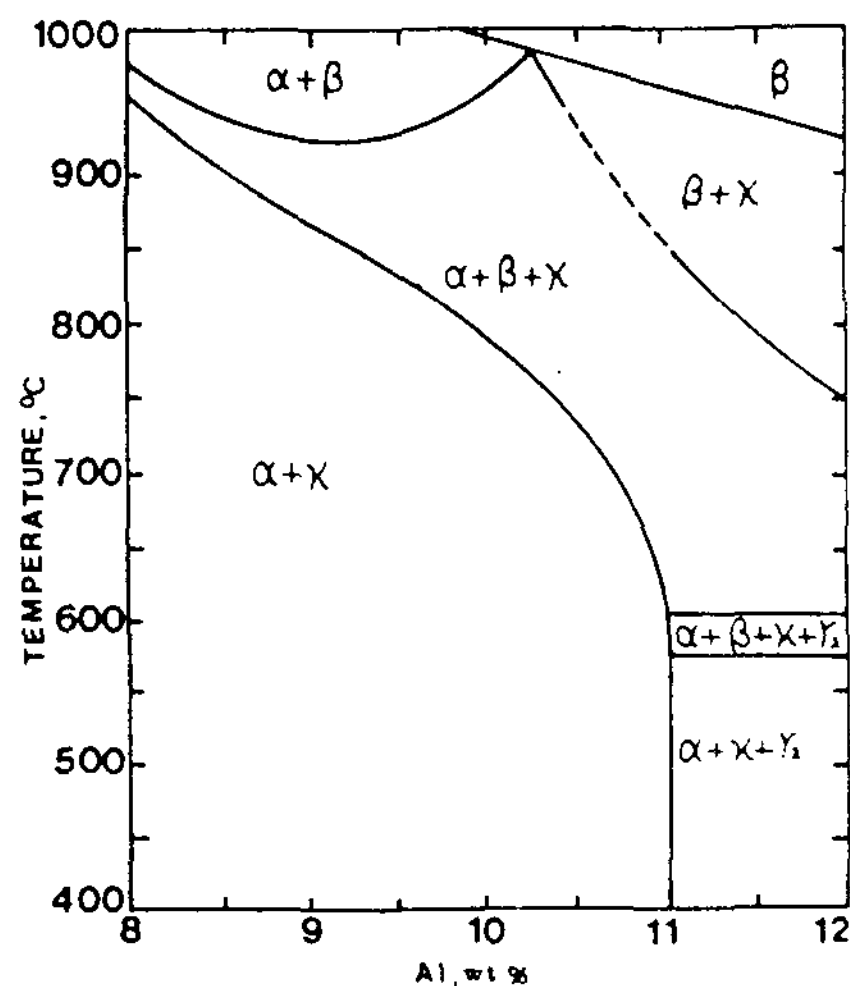


그림 1 Cu-Al -5Ni-5Fe 평형 상변태도

금내의 Al 당량을 감소시키는 요인이 되어 결국 상온에서 γ_2 상의 석출이 시작되는 영역을 고-알루미늄 쪽으로 이동시키므로 γ_2 상의 석출량 및 석출기회를 감소시켜 Cu-Al 합금의 내부식성 및 기계적성질을 향상시키는 역할을 한다.

본 니켈-알루미늄 청동 합금계의 응고조직에 나타나는 상(phases) 들을 고찰하여 보면 그림 2에 나타낸 바와 같이 α 상인 Cu-rich 고용체, 잔류 β 상 (또는 β' 상) 및 중간상 (K_I, K_{II}, K_{III} , 및 K_{IV}) 으로 대별되며 이들 각 상들의 특징을 요약하면 표 1과 같다.

그리고 이러한 응고조직에 미치는 각 합금원소의 영향관계를 고찰하여 보면 다음과 같다.

(1) 니켈(Ni)과 철(Fe).

니켈과 철의 첨가 목적은 기계적 성질 및 내부식성이 불량한 γ_2 상의 석출을 억제하고 새로운 중간상 K를 석출시켜 석출 경화형 합금을 만드는데 있다. 따라서 K 상의 석출형상은 균질한 세립조직이 요구되며 이는 Fe와 Ni의 상대적첨가 비율에 의하여 상당한 영향을 받는다. 즉 10wt. % Al 청동 합금의 경우 Fe/Ni비가 0.8-1.2 정도일때, 그리고 9wt. % Al 청동 합금의 경우에는 Fe/Ni비가 0.9-1.1 정도일때 가장 균질하게 분산된 세립의 K 상 조직을 얻을수 있으며, 이는 알루미늄 함량이 감소함에 따라 균질하게 분산된 세립의 K 상 조직을 얻을수 있는 Fe/Ni 비의 범위가 좁아짐을 나타낸다.

α 상의 결정입도는 주로 철의함량에 의하여 영향을

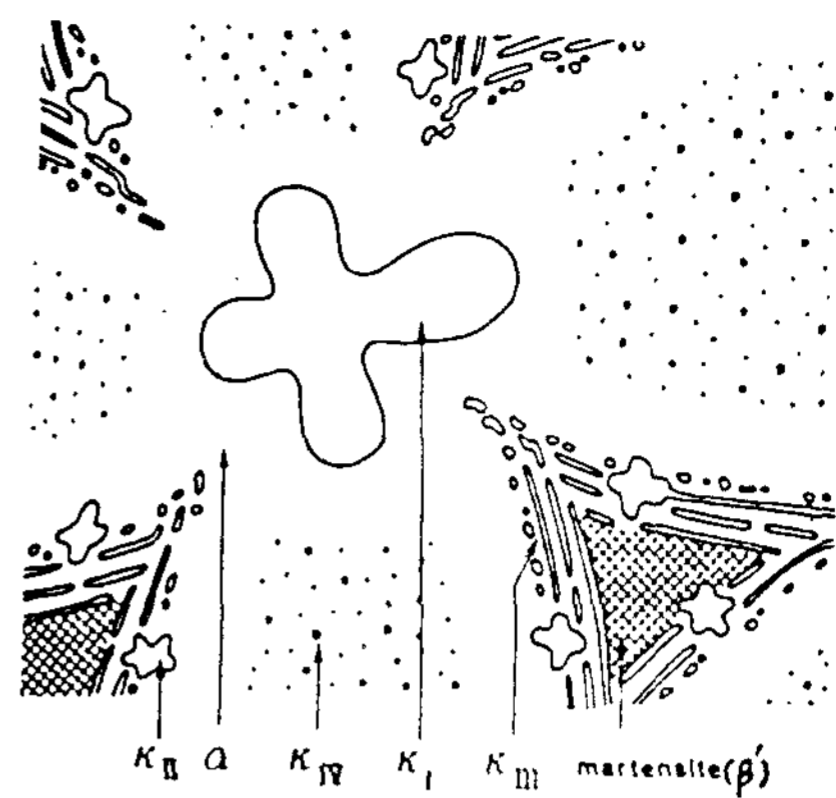


그림 2. 니켈-알루미늄 청동합금의 미세조직.

받으며 철의 함량이 증가함에 따라 결정입은 미세하게 된다. 또한 Fe/Ni 비가 높으면 α 상의 결정입도는 작아지나, Fe/Ni 비가 1.5 이상인 합금의 경우 철(Fe)이 5wt. % 이상이면 조대한 K 상이 석출하여 선택적 부식의 원인이 되며, 부식 생성물이 표면에 부착되어 deposit corrosion을 촉진시킨다.

(2) 망간(Mn)

망간은 대부분의 니켈-알루미늄 청동합금에 약 1wt. % 정도 존재하는데, 이는 용탕 용해시 탈산제로서 또는 주조성을 개선할 목적으로 첨가된다. 망간의 함량이 미량인 경우에는 α 고용체내에 용해되어 α 기지 조직의 강도를 증가시킬수도 있으나, 1wt. % 이상 첨가되면 α 결정입을 침상으로 변화시키면서 미세화시

표 1 니켈-알루미늄 청동합금의 미세조직에 나타나는 각상들의 특징

구분 상	화학적 조성 wt. %						형 태	격자상수	크 기	결정구조	비 고
	Al	Si	Mn	Fe	Ni	Cu					
α 상	7.00	0.1	1.1	2.8	3.0	85.0	large white area (primary dendrite)	$a = 3.57 \text{ \AA}$	-	FCC	-
K_I	9.0	2.0	3.0	72.0	4.0	11.0	large dendrite particle	$a = 2.97 \text{ \AA}$	20 - 50 μm	Fe_3Al (Do_3) BCC	Fe 5% 이상에서 나타남. 항상 α 상 중앙에 위치
K_{II}	12.0	4.0	2.0	61.0	8.0	12.0	dendrite particle	$a = 5.71 \pm 0.06 \text{ \AA}$	5 - 10 μm	Fe_3Al (Do_3)	큰 K_{II} 는 K_I 으로 오인 가능
K_{III}	27.0	0	2.0	13.0	41.0	17.0	lamellar or globular (degenerated lamellar)	$a = 2.88 \pm 0.03 \text{ \AA}$	-	NiAl (B2)	-
K_{IV}	11.0	4.0	2.0	73.0	7.0	3.0	equiaxed particle	$a = 5.77 \pm 0.06 \text{ \AA}$	2 μm	Fe_3Al (Do_3)	α 상 내에 미세하게 분산되어 있음
잔류 β 상	8.7	-	1.0	1.6	3.5	85.2	cubic or small particle at boundary	$a = 2.85 \pm 0.03 \text{ \AA}$	-	distorted HCP	선택적인 부식에 대하여 감수성이 예민함

키며 또한 상당히 많은 양의 β 상을 잔류시킨다. 그러나 K상의 석출에는 큰 영향이 없다.

(3) 실리콘(Si)

실리콘은 주로 알루미늄 및 철의 원재료와 용해로의 내화벽돌로부터 유입된다. Si은 Al 당량이 매우 크기 때문에 소량 첨가에도 불구하고 공식변태를 촉진시킨다. 즉 9.75wt.% Al 청동 합금의 경우 0.37 wt.% Si 함량에도 γ_2 상의 석출이 확인되며, 실리콘 함량이 약 0.15 wt.%에서 K상을 lamellar 조직으로 변화시키며 동시에 이들 K상의 석출분포를 불균질하게 하는 경향이 있다.

(4) 기타 원소

주석(Sn)은 실리콘과 같이 소량 첨가에 의해서도 γ_2 상을 석출하며 0.29 wt.% Sn을 함유한 합금의 경우에도 이미 γ_2 상의 석출이 확인되었으며, K상의 석출분포도 불균질하게 한다.

또한 아연(Zn)은 알루미늄 당량이 비교적 작기 때문에 니켈-알루미늄 청동합금의 $(\alpha+K)/(\alpha+K+\gamma_2)$ 용해도 곡선에 미치는 영향 역시 작으며, 1wt.% Zn 정도 함유되어도 조직상 커다란 변화는 확인되지 않고 있다.

또한 납(Pb)은 니켈-알루미늄 청동합금에 거의 고용되지 않으며, 0.15wt.% 정도까지 함유되어도 조직상의 변화는 거의 없다.

2-2 응고조직에 미치는 응고속도의 영향

니켈-알루미늄 청동 합금의 미세 조직은 그 응고속도가 $\sim 10^0$ K/s (사형주조의 경우), $\sim 10^2$ K/s (금형주조 및 용접의 경우)와 $\sim 10^5$ K/s (급속응고의 경우) 정도로 증가함에 따라서 α 상의 크기는 각각 $60 \sim 100 \mu m$, $8 \sim 10 \mu m$ 및 $1 \mu m$ 정도로 미세화

되며, 잔류 β 상의 양은 증가한다. 이러한 현상은 응고속도가 증가함에 따라서 일어나는 응고조직의 미세화와 고온 안정상의 상온 유지 현상에 기인하는 것으로 여겨진다.

또한 석출상 K의 경우, 그 응고속도가 $\sim 10^0$ K/s (금형주조 및 용접의 경우) 정도로 증가함에 따라서 K_I 상과 K_{III} 상은 각각 그 크기와 석출 분포량이 다소 감소하는 경향이 있으며, K_{II} 상과 K_{IV} 상의 존재는 확인되지 않는다. 그러나 직경이 $0.3 \sim 0.5 \mu m$ 정도로 극히 미세한 구상의 새로운 석출상들이 α 상과 그 계면에서 동시에 석출하며, 이러한 미세구상 석출물의 존재는 니켈-알루미늄 청동합금의 용접 후 용접부의 응고조직에서도 자주 관찰됨이 이미 보고된 바 있다. 그러나 응고속도가 $\sim 10^5$ K/s 정도인 급속응고 시편의 미세조직 관찰에서는 어떠한 형태의 K상도 관찰되지 않으며, 이는 이 정도의 응고속도하에서는 K상은 극히 미세하게 석출되거나 또는 모두가 과포화 고용된 것으로 여겨진다. 이러한 응고속도의 증가에 따른 니켈-알루미늄 청동 합금의 미세조직의 변화를 정리하여 보면 표 2와 같다.

2-3 Hard spots의 형성

니켈-알루미늄 청동 합금의 미세조직 관찰에 의하면, Si 함량이 0.1wt.% 이상 증가되면 새로운 석출상이 나타나며 이들 새로운 석출상들은 Si 함량이 증가함에 따라서 그 수와 크기가 동시에 증가하는 경향이 있으며, 이로 인하여 이들 새로운 석출상들은 몇 개의 α 상과 그들의 계면에 걸쳐 매우 조대하게 석출함을 알 수 있다.

이들의 석출 형태만을 고려할 경우 이들은 K_I 상과 상당히 유사함을 알 수 있다. 그러나 EDS와 EPMA

표 2 응고속도의 변화에 따른 니켈-알루미늄 청동합금 미세조직의 변화

cooling rate	phase	α	β	K			
				K_I	K_{II}	K_{III}	K_{IV}
M E L T	slow cooling (10^0 K/S)	large primary dendrite (70 - 100 μm)	a little	large dendrite (20 - 50 μm)	dendrite (5 - 10 μm)	lamellar	equiaxed particle (< 2 μm)
	mediate cooling (10^2 K/S)	fine dendrite (8 - 10 μm)		dendrite (4 - 5 μm)	equiaxed particle (0.3-0.5 μm)	degenerated lamellar	
	rapid cooling (10^5 K/S)	fine cellular dendrite (0.8 - 1 μm)	much		None		

분석 결과에 의하면, K_I 상은 주로 철(Fe)과 알루미늄(Al)으로 이루어진데 반하여 이들 새로운 석출상들은 주로 철(Fe)과 실리콘(Si)으로 이루어져 있음을 알 수 있다. 즉 이들 Si의 혼입에 의하여 형성된 새로운 석출상들과 K_I 상은 그 석출 형태는 유사하나 화학조성을 달리하는 별개의 석출상들임을 알 수 있다.

니켈-알루미늄 청동 합금에 있어서 실리콘의 함량이 증가함에 따라서 나타나는 이들 새로운 석출상의 형성기구에 관하여는 아직 정량적으로 보고된 바 없다. 그러나 황동의 경우에는 Si의 함량이 증가함에 따라서 Fe의 고용도가 감소하며 이로 인하여 석출된 Fe가 Si와 함께 FeSi와 같은 Fe-Si compound를 형성한다고 한다. 이를 참조하여 볼 때 본 니켈-알루미늄 청동 합금계의 경우에도 이와 동일한 기구에 의하여 이들 새로운 석출상이 형성되지 않나 여겨진다.

이들 새로운 Fe-Si compound의 석출상들은 그 미세 정도값이 Hv 500 정도나 되는 대단히 경한 석출물로서, 이들 새로운 석출물들은 K_I 상과 마찬가지로 1000°C에서 1시간동안이나 유지하여도 분해되지 않는다.

이와같이 경도가 매우 높으며 고온에서도 안정한 이들 새로운 Fe-Si compound의 형성은 제품의 재질결함을 유발함은 물론 절삭 가공시 화이트에 치명적인 손상을 준다. 따라서 이의 형성을 방지하기 위하여는 본 합금의 용해시 용해 재료와 내화재등으로 부터 유입되기 쉬운 실리콘(Si)의 혼입을 적극 규제하여야 할 것이다.

2-4 기계적 성질에 미치는 합금조성의 영향

합금조성의 변화에 따른 니켈-알루미늄 청동 합금의 기계적 성질 변화를 고찰하여 보면 다음과 같다.

(1) 알루미늄

그림 3은 Cu-Al-5wt.% Fe-5 wt.% Ni 합금에 있어서 알루미늄 함량의 변화에 따른 각종 기계적 성질의 변화를 나타낸다. 이에 의하면 알루미늄 함량이 증가하면 인장강도와 0.2% 내력은 증가하나 연신률과 충격치는 감소하는 경향을 보여주며, 이는 고 알루미늄 합금의 경우 γ₂ 공석상의 석출량이 증가하는데 기인한다.

(2) 니켈(Ni)과 철(Fe).

니켈-알루미늄 청동 합금에 있어서 K 상의 형상은 니켈 및 철의 함량에 의하여 민감한 영향을 받기 때문에 니켈 및 철 함량의 변화가 기계적 성질에 미치는 영향 역시 매우 크다.

K 상은 니켈이 5wt.% 이상 함유되며 Fe/Ni 비

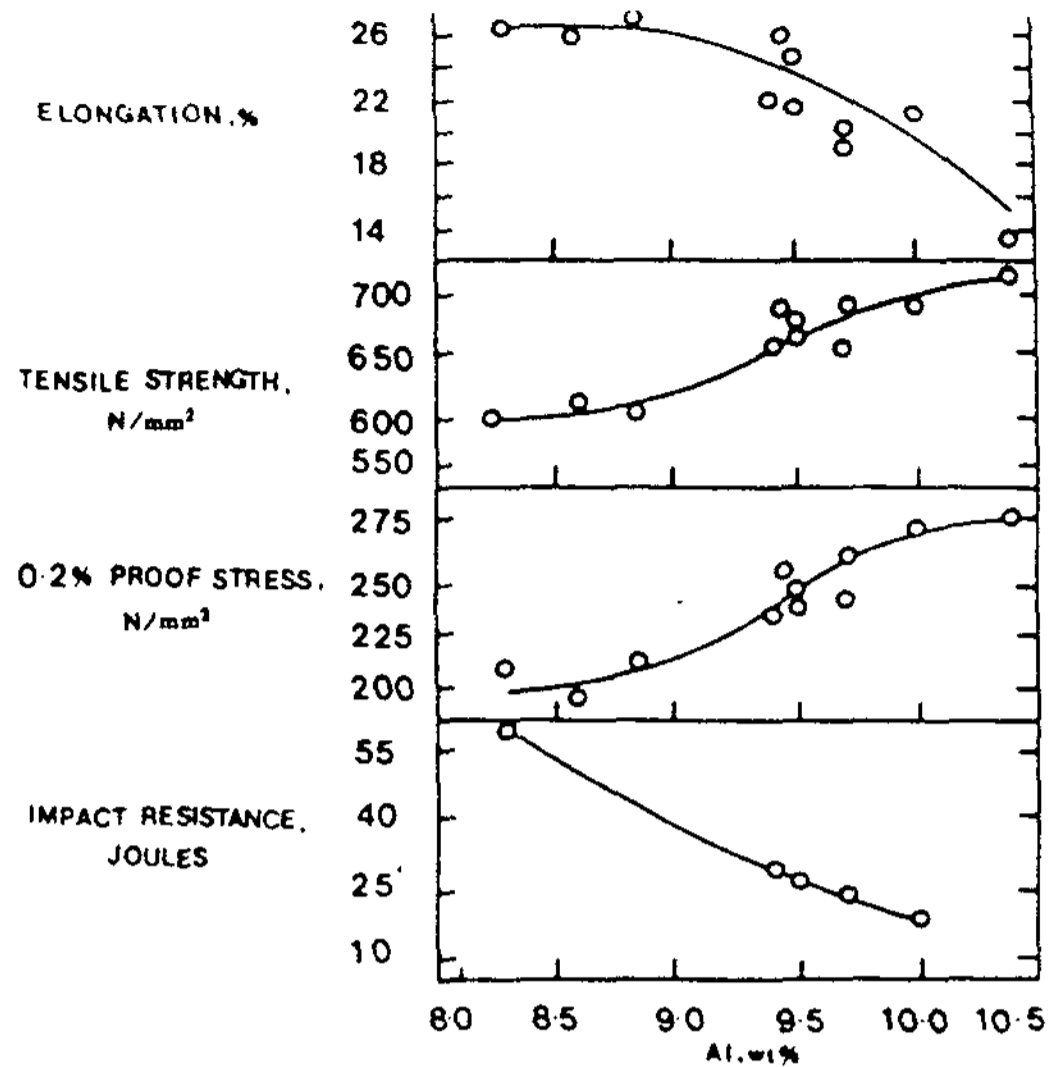


그림 3. 알루미늄 함량의 변화에 따른 기계적 성질의 변화 (Cu-Al-5wt.% Fe-5wt.% Ni의 경우)

가 1보다 적은 경우 lamellar 형상으로 석출하는 경향이 있으며, 이러한 경우 인장강도와 연신률의 저하를 가져온다. 반면에 Fe/Ni 비가 거의 1에 가까운 조성범위에서는 균일하게 분포된 세립상의 K 상이 얻어져 비교적 기계적 성질이 우수하다.

(3) 기타 원소

망간(Mn)은 α 고용체내에 쉽게 고용됨으로 경도를 증가시키는 경향이 있으나, 동시에 공석 석출로 인하여 연신율을 현저하게 감소시키는 경향도 나타낸다. 따라서 기계적 성질의 향상이라는 관점에서 볼 때 망간의 첨가는 불필요하나, 용해시 탈산제로 또는 주입시 유동성을 개선하기 위하여 필수적으로 사용된다.

또한 실리콘(Si)의 첨가는 경도값은 증가시키나 인장강도와 연신율은 감소시키는 경향이 있으며, 실리콘의 함량이 0.15wt.% 이상인 경우 이러한 현상은 현저하다. 이는 K 석출상을 lamellar 형상으로 변화시키며 공석 석출을 유발함에 기인한다.

그림 4는 Si, Mn, Be, Zn의 함금량 증가에 따른 인장강도 및 연신율의 변화를 나타낸다. 이에 의하면 미량의 Be 첨가시에 인장강도가 약간 증가하는 경우를 제외하고는 이들 모든 원소들의 함량이 증가함에 따라서 인장강도 및 연신율은 감소함을 알 수 있다.

3. 용해·주조 특성

3-1 용해중 장입재료의 화학조성 변화

주조공장은 용융금속을 주형에 주입하여 목적하는 형

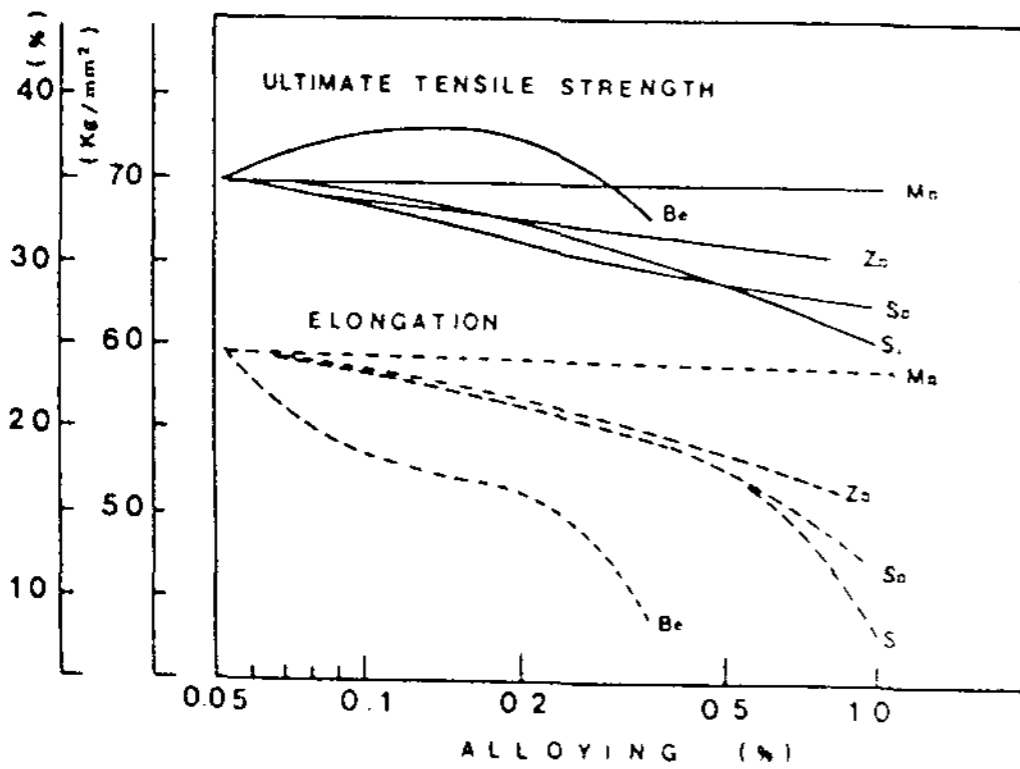


그림 4. 합금량의 증가에 따른 인장강도 및 연산율의 변화

상의 주물을 만들기 때문에 항상 일정량의 반재(return scrap)가 발생하고 있으며, 또한 공정중에 발생하는 불량품이나 폐제품과 기계 가공설(chip) 등을 합하면 상당량의 용해재료가 재용해 과정을 거치면서 다시 사용되어야만 한다. 이러한 재용해 과정중 특히 문제가 되는 것은 주요 합금성분의 조성변화가 수반되어 최종 주조품의 화학성분 및 기계적 성질등이 소정의 품질 규격내에 들어가지 못하는 경우가 일어나기도 한다.

일예로 니켈-알루미늄 청동제 페프로펠라 block 과 이 합금의 기계가공설(chip), 그리고 동일 조성의 new ingot 를 각각 고주파 유도 용해로(25kgs, 50KW 3KHz)에서 1300°C를 넘지 않도록 용해한 후 주입 온도 1150°C로 Y-block 시편을 주조한후 그 화학성분을 분석하여 본 결과가 표 3에 나타나 있다. 이에 의하면 특히 기계 가공설(chip)의 경우 용해시간의 과다 소요와 산화 표면적이 큼에 기인하여 동일 용해조건

표 3. 화학성분 분석치

시편	Al	Ni	Fe	Mn	Zn	Sn	Cu	비	고
1	9.25	4.65	5.38	1.16	0.07	0.025	balance	페프로펠라	100%
2	8.82	4.63	4.79	1.00	0.35	0.032	"	기계가공설	100%
3	9.57	4.37	4.79	1.15	0.22	0.035	"	new ingot	100%

표 4 용탕 유지시간에 따른 화학성분의 변화

시료 NO	노내유지 시간(분)	Al	Si	Mn	Fe	Ni	Cu	Zn	Sn	pb
1	0	9.425	0.042	0.960	4.762	4.712	78.980	0.328	0.035	0.006
2	16	9.411	0.046	0.967	4.661	4.690	79.017	0.330	0.036	0.005
3	166	9.368	0.052	0.962	4.894	4.678	78.538	0.315	0.036	0.006
4	301	9.128	0.047	0.956	4.982	4.616	77.792	0.302	0.035	0.002

하에서도 알루미늄의 산화 손실이 극심함을 알수 있다.

또한 5톤 저주파 유도로를 이용하여 기계가공설의 재용해 처리시 탈가스 처리를 위하여 장시간 용탕이 노내에 유지될때 일어나는 화학 조성의 변화가 표 4에 나타나 있다. 이에 의하면 알루미늄의 함량은 노내 유지시간이 증가함에 따라 상당히 감소하는 경향을 보이며, 이는 알루미늄의 산화반응성이 높음에 기인하는 것으로 여겨진다. 반면에 철(Fe)의 함량은 노내 유지시간이 증가함에 따라서 약간 증가하는데 이는 탈가스 처리용 철제 란스(steel lance)의 용입에 기인하는 것으로 여겨진다. 그러나 기타 원소의 함량에는 큰 변화가 나타나지 않는다. (2.4)절의 고찰에 의하면 합금 조성중 Al의 함량이 감소하면 0.2% 내력이 감소하며 또한 균일하게 분산된 세립상의 K상을 얻기가 어렵다고 한다. 따라서 니켈-알루미늄 청동 합금의 용해시에는 출탕전에 이러한 알루미늄의 함량이 소정의 합금 조성 규격내에 들어가도록 조절함이 매우 중요하리라 여겨진다.

3-2 탈가스 처리

니켈-알루미늄 청동 합금주물에 발생하는 대부분의 결함 원인은 용해중 수소가 과잉으로 흡수되었거나 또는 주탕속도가 너무 커서 주입시 과도한 난류 발생으로 많은 산화물이 내재되기 때문으로 보고되고 있다. 따라서 결함 발생시에는 상기 두가지 점에 대한 면밀한 검토가 요구된다.

이중 니켈-알루미늄 청동 합금 용탕중의 흡수가스를 제거하는 방법으로는 1) 유해가스를 품지 않은 분위기나 불활성 가스 분위기 하에서 용해를 진행하거나, 2) 불활성 가스를 용탕중에 취입하거나, 3) 반

용성 가스를 용탕중에 취입하거나, 4)염화물이나 불화물등으로 처리하거나, 5) 일단 응고시킨후 재용해하거나, 6) 진공용해나 용해후 감압에 의하여 탈가스하는 방법등이 있다.

이들중 현재 용탕의 대소나 노의 형식에 불구하고 일반적으로 조작이 용이한 2)의 방법 즉 질소가스 취입법이 현재 널리 이용되고 있다. 이 경우 적당한 크기의 파이프를 용융금속중에 취입된 질소가스의 기포는 용탕중을 상승하는 도중에 기포와 용탕과의 평형관계에 의하여 용탕중에 고용된 수소가스가 기포쪽으로 확산되어 감으로서 탈가스가 일어나게 된다. 이때 용해온도가 높을수록 탈가스 종료시에 도달하는 수소 함유량의 최저치가 높아지므로, 탈가스 처리시 용탕온도는 반드시 1250 °C 이하로 하는것이 좋다. 그리고 탈가스 처리용 란스 (lance)의 침적 깊이는 용탕 표면의 산화피막이 취입되는 질소가스압에 의하여 파괴되지 않도록 조절함이 좋으며, 대형노의 경우에는 lance 수를 2 ~ 3 개로 늘림으로서 탈가스 시간을 감소시킴이 좋다.

참고로 현재 널리 추천되고 있는 니켈 -알루미늄 청동 합금 용탕의 질소가스에 의한 탈수소처리 작업기준을 표시하면 다음과 같다.

질소가스의 순도 (%)	질소가스 취입압력	질소가스 취입시간	처리 온도
> 99.9 %	0.2 ~ 0.5 (kg/cm ²)	10 ~ 20 (min / ton)	1200 ~ 1250 °C

3-3 주조방안

니켈 -알루미늄 청동 합금의 탁월한 내식성은 이들 주물의 표면에 형성되는 알루미늄 산화 피막의 보호작용에 기인한다. 그러나 이들 산화 피막은 주조작업에 있어서는 극심한 문제점을 제기하고 있다. 즉, 용탕표면에 형성되는 이들 산화 피막은 용탕 표면의 교란에 의하여 쉽게 용탕내로 혼입되며, 이들 혼입된 산화물에 기인한 기공의 발생이 바로 이들 합금의 주된 불량원인중의 하나가 되고 있다. 이러한 산화물 혼입에 기인한 니켈 -알루미늄 청동 합금의 주조 불량률 감소시키기 위하여 현재 널리 이용되고 있는 주조방안중 일부를 열거하여 보면 다음과 같다.

1) 용탕의 교란과 이로인한 dross의 발생을 방지하기 위하여는 주입구 (ingate)를 통과하는 탕류의 속도는 수직 주입구의 경우 60 mm / sec, 그리고 수평 주입구의 경우 90 mm / sec를 초과하지 않도록 하여야

한다.

2) 용탕 주입속도 90 mm / sec를 넘지 않도록 하기 위하여는 주입시간은 $t(sec) = 5 \sqrt{W(kg)}$ 으로 조절함이 좋다.

3) bottom gating system의 경우 dross 발생의 방지는 불가능 하므로 충분한 크기의 dross trap을 설치하여야 한다.

4) 탕도의 형상이 사각단면을 가질때에 용탕의 산화 및 온도강하를 극소화 시킬 수 있다.

5) 모든 주입구 (ingate)는 탕도의 상면에 설치함으로써 용탕이 탕도를 채운후 주입구를 통하여 주입되도록 함으로써 용탕의 교란을 극소화 시킬수 있다.

6) 산화물 및 dross의 발생 억제를 위하여 tapered sprue를 사용한다.

7) 판상주물의 경우 방향성 응고를 위하여는 최소한 구배가 10:1 이상 되어야 한다.

8) 기타 세부적이고 실제적인 니켈 -알루미늄 청동 합금의 주조 방안에 관하여는 참고문헌 9번에 상세히 기술되어 있으므로 이를 참조함이 좋겠다.

4 . 참고문헌

- 1) Hasan, F., Jahanafrooz, A., Lorimer, G.W., & Ridley, N.; Met. Trans., Vol. 13A, 1337 (1982).
- 2) Culpan, E.A. and Rose, G.; J. Mat. Sci., Vol. 13, 1647(1978).
- 3) Thomson, R., & Edwards, J.O; AFS Trans., 78, 385 (1978).
- 4) Kanamori, M. & Ueda, S.; Trans. JIM, Vol. 1, 103 (1960).
- 5) Jahanafrooz, A., Hasan, F., Lorimer, G.W., & Ridley, N.; Met. Trans., Vol. 14A, 1951 (1983).
- 6) Sahoo, M.; AFS Trans., 82, 893 (1982).
- 7) Stock, D.C. & Smellie, W.J.; J. Inst. Metals, Vol. 92, 275 (1963).
- 8) 일본 학술진흥회, 알루미늄 청동, 일간공업신문사 (1976).
- 9) The BNF; SDP18, The BNF metals technology center
- 10) 황호순; 석사 학위논문, 울산대학교 (1986).