

# 鑄造材의 組織과 機械的性質

## Structure and Properties of Cast Metals

李 鍾 南\*  
Jong Nam Lee

### 1. 상태도상으로 본 주조성

주조용 합금은 용융금속을 복잡한 주형에 주입하여 완성품에 가까운 형상의 것을 단번에 얻고자 하는 것이므로 우선 주형과 똑같은 형상으로 응고하는 성질, 즉 가주성(castability)이 좋지 않으면 안된다. 그런데 용점이 낮은 금속은 용해 작업이 용이하고 주형을 손상하는 일이 적기 때문에 주조용으로서 적당하다.

따라서 순금속보다도 공정합금은 주조용으로서 바람직하다. 더우기 그의 조직은 꼭 고르게

미세하고 편석도 적으며 기계적성질도 우수하다. 그림 1은 주철의 기본조성인 Fe-C 상태도를 나타내고 있지만 실용주철의 대부분은 공정조성에 가까운 4% 정도의 탄소를 함유하고 있다. 그림 2는 Al-Si계 상태도를 나타내며, 여기서 보는 공정조성에 가까운 합금이 바로 주조용 Al합금의 대표적인 실루민(Silumin)이다.

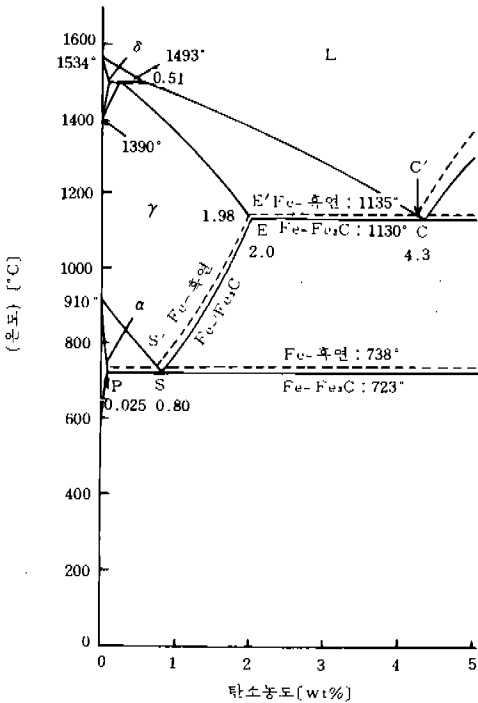


그림 1. Fe-C계 상태도

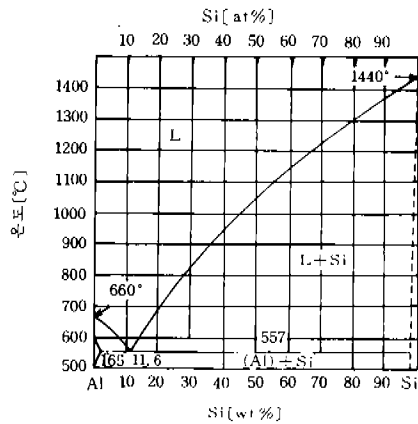


그림 2. Al-Si계 상태도

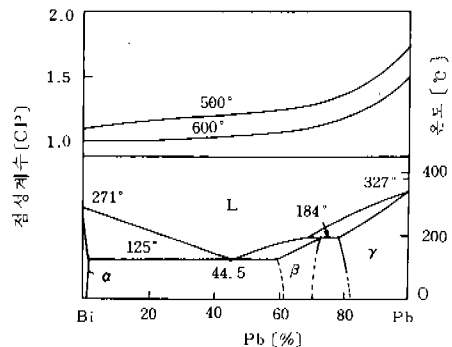


그림 3. Bi-Pb합금의 점성과 상태도의 관계

\* 高麗大學校工科學科 教授

그리고 주입한 금속이 주형의 구석구석까지 잘 흘러들어 가야만 한다. 이 유동성(flowability)은 일반적으로 점성(viscosity)이 낮을수록 좋다.

그림 3은 Bi-Pb합금의 상태도와 점성의 관계를 표시한다. 이것에 의하면 합금의 점성과 상태도와는 직접 관계하고 있지 않는것 같다. 유동성은 점성외에 표면장력, 밀도, 열전도도, 비열, 응고장열 등의 물리적 성질과 산화, 주형과의 반응, 냉각중에 생기는 수지상정의 발달이나 결정핵의 성장에도 관계하는것 같다.

그래서 형충진능(mould filling capacity)을 공업적으로 비교하는 방법으로는 나선형 혹은 직선형 홈을 판 사형에 주입하여 그의 유동길이를 비교한다. 유동길이는 주입온도가 높을수록 길게 된다. 일반적으로는 액상선으로부터 일정한 온도만큼 과열한 상태에서 주입하여 그의 유동길이를 비교한다.

그림 4, 그림 5는 Pb-Sb, Cd-Sb계 합금의 상태도와 유동길이의 관계를 각각 나타낸 것이다. 이들의 결과에 의한것 같으면 순금속, 공정금

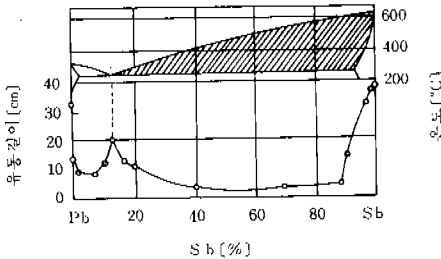


그림 4. Pb-Sb합금의 상태도와 유동길이의 관계

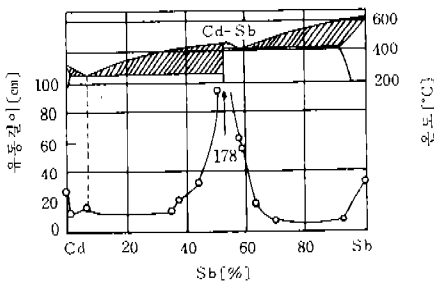


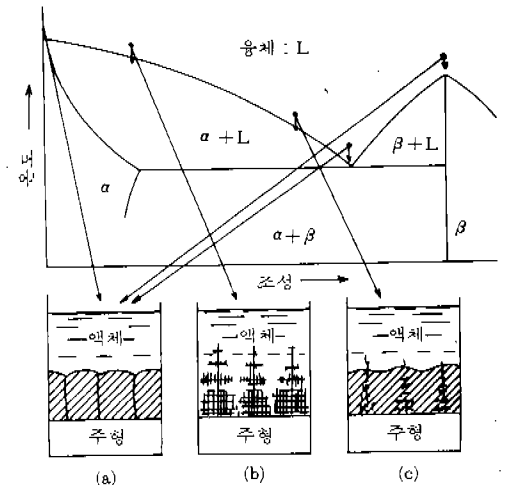
그림 5. Cd-Sb합금의 상태도와 유동길이의 관계

속간화합물과 같이 일정한 용점을 갖는 합금의 유동길이는 길고 응고구간이 넓은 합금의 유동길이는 짧다. 이런 점에서 공정합금은 주로용으로 적당하다. 금속간화합물은 일반적으로 취약하기 때문에 사용되는 일이 극히 드물다.

응고구간이 넓은 경우에 유동길이가 짧게되는 이유는 다음과 같이 생각된다. 주형으로부터 열을 빼앗겨 결정은 형벽에 접하는 부분으로부터 내측으로 성장한다. 이때 응고열의 방출과 용질성분의 배출이 일어난다. 이 효과에 의한 성장의 지체를 피하기 위해서는 표면적이 넓은 수지상정이 바람직하다. 한편 상기효과중에서 용질성분의 배출이 일어나지 않는 순금속과 공정합금에서는 계면장력의 절약이라는 점에서 고액계면의 평화한 주상점이 발달한다.

그림 6은 이 모양을 나타낸 것이다. (a)의 경우에 용액이 흐르기 쉬운 것은 당연하다. 더우기 다음 사항도 중요하다.

그림 7에 있어서 ①은 용액중의 온도 분포를 나타내고 ③은 용질농도 분포를 나타낸다.



- (a) 일정한 용점을 갖는 경우(전면이 평화한 주상정 발달)
- (b) 응고구간이 넓은 경우(수지상정 발달)
- (c) 초정정출후 공정응고하는 경우

그림 6. 상태도와 응고의 진행상태

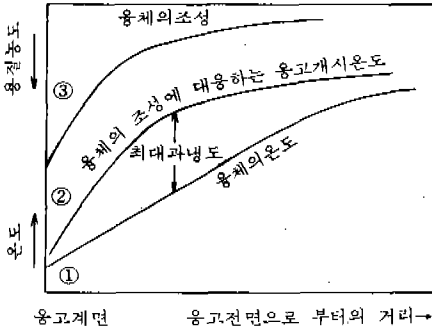


그림 7. 조성적 과냉의 설명도

조성에 따라. 평행상태에 관한 용고개시온도②가 결정된다. ①과 ②의 구간이 과냉도에 해당하나 용고전면으로부터 조금 떨어진 곳이 과냉도가 최대이고 이 부분에서 유리결정 핵이 발생 할 가능성이 있다.

최대과냉온도의 크기는 용액의 조성이 크게 변하는 경우 즉 용고구간이 넓어 편석이 일어나기 쉬운 합금일수록 커진다. 즉 이러한 합금은 용액중에 유리결정이 다수형성되므로 유동성이 나쁘게 된다.

실제적으로 내용이 다소 복잡해서 예를 들면 과냉때문에 공정조성이 평형상태도의 그것 보다 치우치기도 하고 산화물과 금속간화합물 혹은 이것의 cluster가 용액중에 부유하여 유동성이 저하하는 일이 있다. 또한 금속간 화합물양이 많은 공정은 취약하여 주조합금으로서 적합하지 않다.

용융금속은 응고할 때 일반적으로 큰 수축을 나타내며 응고후도 냉각과 동시에 수축이 일어난다. 이런 까닭에 주물은 주형의 찻수와 같게 되지 않으며 또한 수축공 (shrinkage cavity) 따위의 구멍이 생긴다. 따라서 응고의 진행에 따라 일어나는 수축이 적은 합금일수록 주물용으로 적합하다.

표 1은 각종 금속의 응고 냉각시의 수축률을 나타낸다.

Zn, Al, Cu, Au, Ag 등의 최밀구조 합금은 응고시에 수%수축을 나타낸다. 이에 반하여 고체상태에서 복잡한 결정구조를 갖는 Sn(면심정방정), Bi(삼방정), Sb(능면체)에서는 수축양이 적으며 Bi의 경우는 팽창을 나타낸다. 황사합금

은 Pb 약75%, Sb약20%, 잔부Sn의 합금이지만 응고함에 따라 체적팽창을 나타내며 또한 용점이 약 300°C이고, 순금속에 비하여 경하므로 다이캐스트 합금으로서 우수한 성질을 구비하고 있다.

표 1. 금속의 체적수축

금속	용점 [°C]	응고시의 수축량 a [%]	용접에서 실온까지의 수축량 b [%]	a+b
Sn	232	2.80	1.41	4.21
Bi	271	-3.32	1.01	-2.31
Pb	327	3.44	2.63	6.07
Zn	419	6.50	4.50	11.00
Sb	631	-0.95	2.10	1.05
Al	660	6.26	5.19	11.45
Ag	960	5.00	5.83	10.83
Au	1063	5.17	4.50	9.67
Cu	1083	4.05	5.97	10.02
Fe	1534	4.40	5.98	10.38

## 2. 주조합금의 조직과 기계적 성질

주조용 금속으로서 생산량이 매우 많은 것은 주철이다.

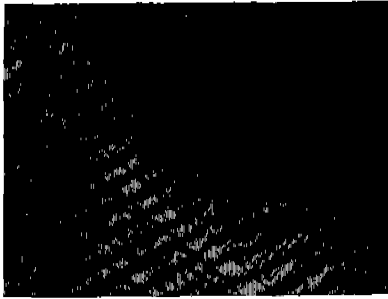
앞에서 기술한바와 같이 그림 1에 표시한 공정조성의 Fe-C 합금에 2~3%의 Si를 함유하고 있는 것이 주철의 기본조성이다.

그러면 Si첨가이유에 대해서 기술한다. Fe-C 합금은 통상적인 냉각속도의 경우는 그림1의 실선으로 나타낸바와 같이 Fe-Fe<sub>3</sub>C계의 상태도에 상응하는 상변화를 나타낸다. 그러나 극히 서냉하면 점선으로 표시하는 바와 같이 Fe-흑연계의 상태도에 상응하는 상변화를 나타낸다.

그런데 탄소량이 높고 또한 Si이 첨가되면 상당히 빠른 냉각을 시켜도 후자의 상변화가 일어나게 된다.

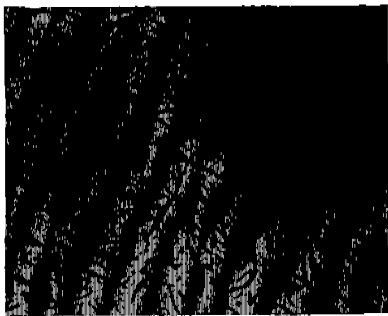
전자의 경우, 결국 실온에서의 조직이 페라이트(ferrite)와 Fe<sub>3</sub>C로 된 것을 백주철이라 하고 후자의 경우, 결국 페라이트(ferrite)와 흑연으로 된 조직을 나타내는 것은 회주철이라 한다.

그림 8 및 그림 9는 백주철 및 회주철의 대표적인 조직을 나타낸 것이다.



백 : cementite 흑 : pearlite

그림 8. 과공정 백주철의 조직(×80)



백 : ferrite 흑 : 흑연

그림 9. 회주철의 조직(×27)

그림10은 Maurer의 조각도(Maurer's structural diagram)이라고 불리우는 것이다. 이것은 주철을 1250°C로부터 건조형에 주입하여 냉각속도를 일정하게 하여 얻은 지름 75mm의 환봉주철의 조직과 조성의 관계를 표시한 것이다. 즉 I의 영역은 웨라이트(ferrite)와 세멘타이트(cementite)만으로 된 백주철, IIa의 영역은 일부 흑연이 혼재하고 잔부가 퍼얼라이트(pearlite) 및 레드브라이트(Ledebrite;  $\gamma$ 와  $Fe_3C$ 의 공정,  $\gamma$ 는 pearlite로 변태하고 있다)로 된 반주철.

II는 기지가 퍼얼라이트(pearlite)로서 흑연이 석출하고 있는 부분, II<sub>b</sub>는 흑연의 주위에 웨라이트(ferrite)가 존재하고 기지는 퍼얼라이트(pearlite)로 된 부분, III은 세멘타이트(cementite)가 존재하지않고 흑연과 웨라이트(ferrite)만으로 된 영역을 나타낸다.

여기에서 보는바와 같이 C, Si량이 높을수록 흑연이 발생하기 쉽다. 흑연발생의 난이도는 조성 뿐만이 아니라 냉각속도에 따라서도 큰 영향

을 받는다. 예를들면 (C+Si) - 5%의 주철은 시료직경이 20mm에서는 웨라이트(ferrite), 흑연, 퍼얼라이트(pearlite)로 된 조직(II<sub>a</sub>)이 되나 40mm $\phi$  이상의 시료에서는 웨라이트(ferrite)와 흑연만으로 된 회주철(III)이 된다.

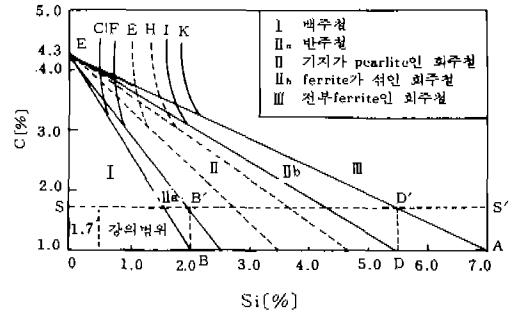


그림10. Maurer의 조각도

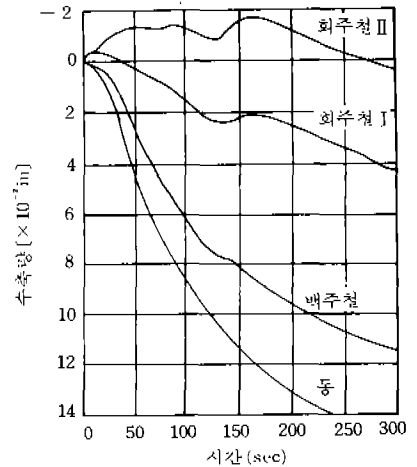


그림11. 응고에 따른 체적변화

그림11은 백주철 및 회주철의 응고냉각에 따른 선수축량을 동(銅)의 경우와 비교하여 표시한 것이다. 여기에서 보는 바와같이 백주철의 기지는 웨라이트(ferrite)이며 최밀구조인 동보다도 수축량은 적으나 그렇더라도 꽤 큰 수축을 나타낸다. 이에 반해서 회주철의 수축량은 극히 적으며 주조합금으로서 적합하다는 것을 알 수 있다. 그 이유는 백주철의 구성상인 세멘타이트(cementite)는 Fe원자간극에 C원자가 침입형에 위치한 구조를 취하고 있으며 그 비중은 7.66으로 철

의 7.85에 가까운 조밀한 구조이다. 이에 반해서 흑연의 구조는 층상구조이며, 비중은 2.55로서 작다. 이때문에 회주철의 비중은 7.2로서 백주철의 7.66보다도 적게 된다.

주철의 성질은 기지가 퍼얼라이트(pearlite)인가 또는 웨라이트(ferrite)인가 하는 것과 흑연의 형상에 의해서 결정된다. 이상적으로는 기지가 퍼얼라이트(pearlite)로서 퍼얼라이트(pearlite) 이외의 탄소는 흑연으로서 존재하며 더구나 그 흑연형상은 응력집중이 크게 일어나지 않는 것이라야 주조성과 강도의 점에서 바람직하다.

그림12는 흑연형상의 분류를 나타낸다. 소위 C형흑연(a)은 흑연이 편상으로 크게 발달한 것으로서 두꺼운 주물이나 서냉한 경우에 볼 수 있다. 전술한 바와 같이 이 조직은 C+Si%가 높은 경우에 나타나기 쉽다. Si%가 높으면 기지는 거의 웨라이트(ferrite)뿐이지만 Si%가 낮게 되면 흑연의 주위만이 웨라이트(ferrite)이고 잔부는 pearlite로 된다. A형 흑연(b)은 (a)보다도 냉각속도가 클때의 조직이며 기지는 웨라이트

(ferrite)뿐인 경우와 pearlite일 경우도 있다. 더우기 냉각속도가 크면 (c)와 같이 흑연형상은 일층 미세하며 오스테나이트(Austenite) 수지상정이 보여진다. 이형을 E형이라 한다.

더욱 냉각속도가 크면 백주철로 된다. 그러나 Si%가 높은 경우에는(d)에 나타난 것처럼 공정상 흑연조직을 나타낸다.

이것은 D형 혹은 과냉흑연이라 한다. D형이 되기 쉬운 주철을 (a)와 같이 서냉하거나 혹은 C%를 높이면 (e)의 경우와 같이 소위 장미상흑연(resette form graphite), 혹은 B형으로 불리는 흑연형상을 나타낸다. 이와같이 불균질한 조직의 성인으로서의 불순물의 편석이 고려되고 있다.

상기 설명에서는 주로 냉각속도의 작용을 중심으로 기술했으나 응고직전에 결정핵으로 될 수 있는 것을 혼합시키는(점종) 방법등에 의해서도 주조조직을 크게 변화시킬 수가 있는데 이에 대해서는 다음 절에서 기술한다.

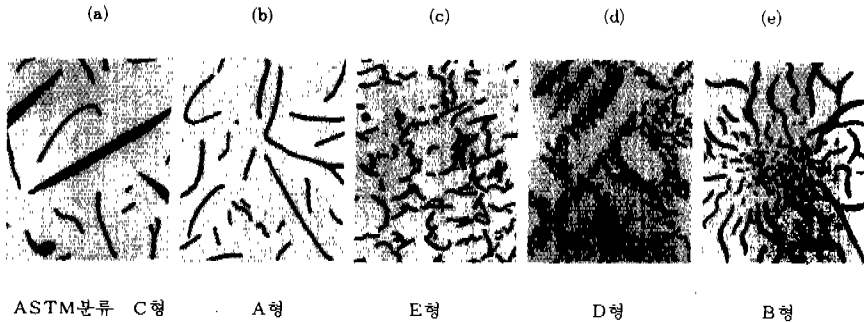


그림12. 회주철의 흑연형상에 의한 분류 (부식 시키지 않았음)

Fe-C계의 공정조성은 4.3%C이지만 Si와 P의 함유량에 따라 4.3%—0.3(Si+P)%와 같이 변화한다. 그래서 C%—0.3(Si+P)%를 주철의 탄소당량 CE(Carbon Equilibrium)이라고 부른다. 연구자에 따라서는 CE=C%+S%/3.2로 표시한다. 그리고 실용주철의 조직이 공정조성으로부터 어느정도 이탈되어 있는가를 표시하는 것으로는 다음 식의 공정도(eutectic degree) 혹은 탄소포화도 Sc를 사용한다.

$$Sc = TC / (4.3 - 0.3 Si\%) \quad (1)$$

여기서 TC는 전탄소량%이다. 그림13은 탄소포화도 Sc, 시료직경 및 인장강도와와의 관계군 나타내고 있다. 여기에서 보는 바와 같이 Sc가 클수록, 시료직경이 클수록 인장강도가 저하하는데 이것은 조대흑연이 발생하기 쉬우며 기지에 퍼얼라이트(pearlite)가 적기 때문이다. 그림14는 직경 30mm의 사형주물의 탄소포화도와 인장강도의 관계를 나타낸 것인데 주철의 종류에 따라 큰 변화범위를 나타낸다.

전술한 바와 같이 주철로서 이상적인 조직은

기지가 퍼얼라이트(pearlite)로서 퍼얼라이트(pearlite) 이외의 탄소는 notch effect가 적은 후연이어야 하는데 후자의 입장으로는 후연형상이 미세할 수록 좋다. 그러나 후연형상이 미세한 때일 수록 일반적으로 pearlite의 분해가 일어나기 쉽다. 예를 들면 실린더 라이너 주철에서는 주물표면이 급냉되면 후연형상이 미세하게 되는 동시에 세멘타이트의 분해가 일어나 버리기 때문에 내마모성이 저하한다.

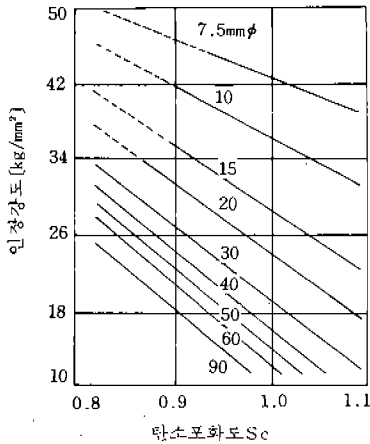


그림 13. 주철의 직경, 탄소포화도와 인장강도의 관계

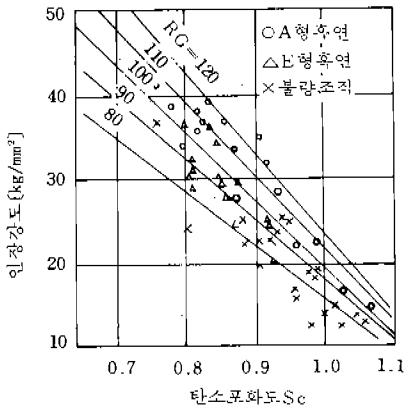


그림 14. 탄소포화도와 인장강도의 관계

이것을 피하기 위해서는 Si%를 낮게하여 세멘타이트(cementite)를 안정화시키면 좋으나 Si%를 낮추면 백주철화하여 취화된다. 이러한 두 계효과에 잘 대처하는 것이 주물기술상 극히 중요한 사항으로 되고 있다.

공업적으로 주철의 강인성을 표시하는데에 성속도 RG를 사용하는 일이 있다. 이것은 그림 13에서 Sc와 인장강도의 평균치( $\sigma_s$ )가  $[\sigma_s] = 102 - 82.5 Sc$ 로 표시된다. 생각할때 어떤 재료의  $\sigma_s$ 와 그 재료와 똑같은 Sc에 대한  $[\sigma_s]$ 와의 비율 RG로 한다.

$$\text{즉, } RG = \sigma_s \times 100\% / [\sigma_s] = 100 \times \sigma_s / (102 - 82.5 Sc)$$

그림 14는 Sc와  $\sigma_s$ 의 관계를 나타낸 것인데 RG가 100%를 초과하는 주철은 강인한 주철이라한다. 청동은 가장 오랜 역사를 갖는 금속인데 그의 성분은 오늘날의 청동과 거의 비슷하나 주된 상위점은 불순물로서의 SnO<sub>2</sub>의 양이 오늘날에는 매우 낮다는 점이다. SnO<sub>2</sub>는 청동의 유동성을 해친다. 이것을 제거하기 위해 19세기 후반에 접어들어 P에 의한 탈산이 시행되기 시작하였다. 특히 이 처리를 한 것을 인청동(phosphor bronze)이라 한다. 그림 15는 Cu-Sn계 상태도이다. 여기에서 보는 바와 같이 평형상태에서는  $\alpha$ 상에 대한 용해도는 온도의 저하와 함께 현저히 감소한다. 그러나 통상적인 서냉의 경우, 이의 용해도 곡선에 따른  $\epsilon$ 상의 석출은 일어나기 어렵고 실용적으로는 520°C 이하에서는 용해도 변화는 없다고 생각하는 것이 좋다.

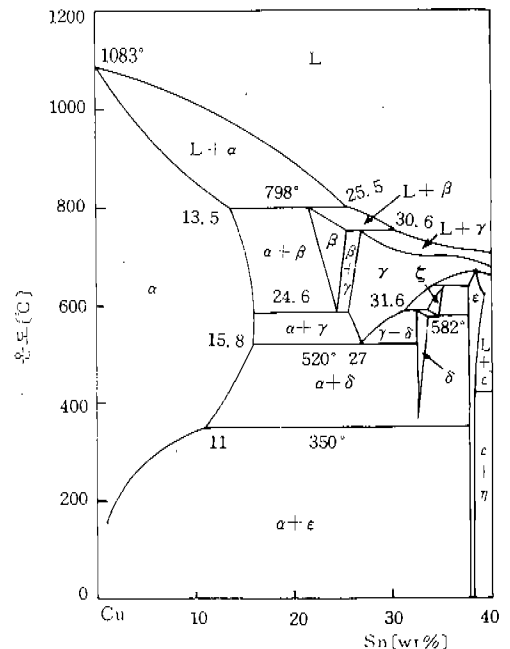


그림 15. Cu-Sn계 상태도

상태로부터 예측되는 바와 같이 10%전후의 Sn을 함유하는 이른 바 청동은 넓은 응고구간을 가지므로 응고편석이 일어나기 쉽다.

그림16(a)는 8% Sn-Cu 합금의 주조조직으로

서 수지상정간극에  $\beta$ 상이 정출하고 있다. 이것을 완전소둔(full annealing)하면 (b)와 같이  $\alpha$ 단상(특점은  $\text{SnO}_2$  등의 비금속재물)이 된다.

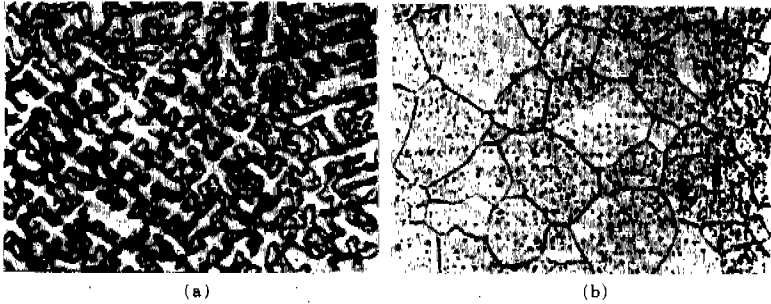


그림16. Cu-8%Sn합금의 응고조직(a)과 소둔 조직(b) (×55)

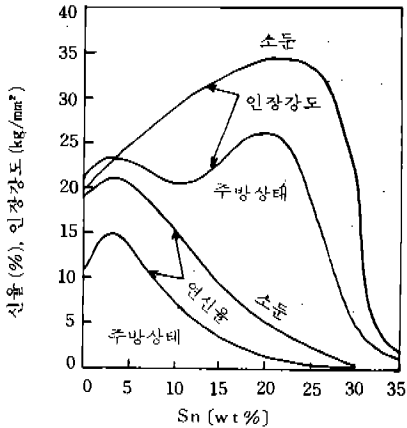


그림17. 청동의 기계적 성질

그림17은 청동의 기계적 성질을 나타낸 것이다. 주방상태의 기계적성질은 소둔한 것 보다도 떨어진다.

Sn이 10% 이상의 합금에서는 소둔에 의해서  $\alpha$ 단상으로 하는 것은 극히 어려워진다. 그러나 13~18%Sn 합금은 역으로 이 편석율 이용하여 축소합금으로서 사용되고 있다. 즉 편석에 의해서 다량으로 정출한 경한  $\beta$ 상이 하중을 감당하고 Sn%이 낮고 연한  $\alpha$ 상의 부분에 윤활유를 고이게 해서 내마모성을 높이고 있다.

약 10%Sn, 0.5~2%Zn을 함유한 Cu 합금은 옛날에는 포신으로 사용되었기 때문에 포금(gun metal)이라고 불리우고 있는데 주방상태의 것은

상기 이유때문에 내마모성이 우수하고 소둔한 상태의 것은 강인하기 때문에 오늘날에도 내식성 구조용 재료로서 많이 사용되고 있다.

### 3. 주조조직의 개량법

금속의 변형은 특정한 결정면의 슬립(slip)에 의해서 일어난다. 한개의 결정입내는 거의 일정한 결정방위를 갖고 있으나 인접결정립과는 방위가 매우 다르다. 따라서 다결정체에 있어서 결정입계는 변형에 대해서 장애물로서 작용한다. 결정립이 클수록 입내변형량은 크게 되기때문에 결정입계부의 집중응력은 결정립이 클수록 크게 된다. 가공재에 비하여 주물의 조직은 일반적으로 조대하고 또한 주물은 가공재에 비해서 취약한것이 보통이다. 여기에서는 주물의 강인화할 도모할 목적으로 주조조직의 개량법에 대해서 기술코자 한다. 결정조직을 미세하게 하는 것은 주철을 예로 들어 기술한 바와 같이 냉각속도를 크게 하는 것이 제일 유효하다. 기타의 방법으로는 인위적으로 결정핵을 다수발생시켜 조직을 미세화 시켜주는 것은 생각할 수 있다. 이들 위한 용융합금의 처리를 접종법(inoculation)이라한다. 다음의 2, 3의 예를 들어서 주조조직의 개량법을 기술키로 한다.

#### a. 실루민(silumin)의 개량효과

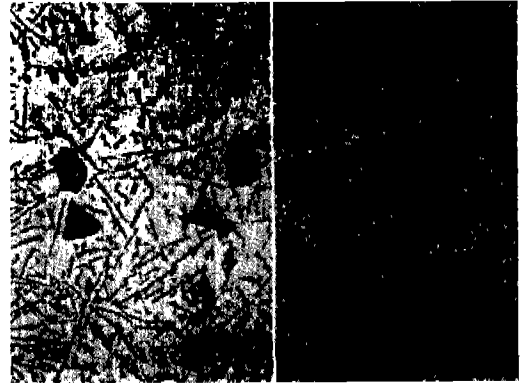
Al-Fe주물로서는 2~11%Si, 소량의 Cu, Mg

동을 첨가한것이 많으나 그림 2에 표시한 공정 조성(11.7%Si)에 가까운 실루민이 가장 대표적인 합금인데 최근에는 Si를 14~26%까지 가한 것이 내열성이 우수하기 때문에 피스톤(piston)용 합금으로서 주목되고 있다.

Al-Si합금에서 정출한 공정 혹은 초정Si는 화학적으로 거의 순수한 Si이며 주철중의 흑연과 똑같이 취약하다. 이 때문에 주조성이라는 점에서 Si는 좋은 합금원소이나 조대하게 정출하면 강도가 떨어진다.

그림18(a)는 14%Si-Al합금의 통상적인 주조 조직이다. 여기서 검은 관상으로 보이는 것이 초정Si이고 청상정은 공정Si이다. 이 합금에 소량(0.01%정도)의 Na를 첨가하면 공정Si는 현저하게 미세하게 되고 또한 0.006~0.011%정도의 P를 첨가하면 Si초정이 미세화한다. 그림18(b)는 Na처리를 하여 공정Si를 미세화한 조직이다. Na를 첨가하는 대신에 NaF 등으로 용탕을 피복하여도 좋다. 이 처리를 실루민(silumin)의 개량처리(modification)라 한다. 개량처의 기구에 있어서 정설이라고 할만한것은 없으나 다음과 같은 여러가지 설이 제시되고 있다.

Na처리를 하면 공정용도가 과냉된다. 이 과냉에 의해서 Si핵이 다수발생하여 공정이 미세하게 된다. 과냉의 원인으로는 핵의 표면근방에 Na가 침적하여 핵의 성장을 저지한다고 생각하는 것과 핵발생 그것이 억제된다고 생각하는 사람도 있지만 어느 설도 분명한 증거는 없다. 이와같이 Na처리에 의한 미세화 작용은 점종의 작용과는 다른 것이라고 생각된다. 이것에 대해서 P를 첨가하면 초정Si가 미세화하는 것은 AIP의 점종효과라고 생각된다. 즉 Si의 결정구조는 입방정의 다이아몬드(diamond)형으로서 그 격자상수는 5.42Å 이다. 한편 AIP도 다이아몬드형 결정으로서 격자상수는 5.43Å 이고 Si의 그것에 극히 가깝다. 더구나 AIP는 Al에 대하여 거의 용해하지 않는다. 이와 같이 용융금속에 불용성이고 더구나 결정구조가 비슷한 것은 핵작용을 한다. 비슷한 구조의 FeS(황철광형  $a_0=5.404\text{Å}$ ), ZnS(성아연광형  $a_0=5.42\text{Å}$ )도 상술한 이유로 초정의 Si미세화효과를 나타낸다. 더우기 Na와 P를 동시에 첨가하면 NaP가 형성되어 점종효과도 개량효과도 나타나지 않게된다.



(a) Na처리하지 않은 후색상은 Si결정 (b) 개량처리

그림18. Silumin (14%Si)의 주조조직(×80)

b. Mg 주물

금속 마그네슘은 비중이 1.74로서 Al의 2.69보다도 더욱 가볍다. 이 때문에 항공기용재료로서 사용되는 외에 최근에는 Al, Zn, Al-Zn, Th, Zn-Zr, 희토류, Mn등을 수%첨가하여 원자용재료로서 사용되고 있다. 이 Mg 주물의 조직을 미세화하는 방법으로서 용탕과열이라는 방법이 있다. Mg의 용점은 650°C이지만 주조전에 용탕을 850~950°C에서 단시간 과열하면 주조조직이 미세화한다. 이 효과의 기구는  $Al_4C_3$ 의 핵작용으로 생각되고 있다. 즉 Mg합금에 포함되어 있는 Al이 900°C 이상의 과열에 의해  $Al_4C_3$ 을 형성한다.  $Al_4C_3$ 의 구조는 Mg와 똑같이 최밀 6 방정에서 격자상수도 3.33Å이며 Mg의 3.20Å에 가깝다. 그리고  $Al_4C_3$ 는 용융Mg에 불용성인것도 점종조건에 합치하고 있다.

$Al_4(Fe, Mn)$ 도 또한 최밀 6 방정이며 700°C 이상에서도 용융Al중에 고체로서 존재하고 핵작용을 나타낸다. 이와같은 Mg합금의 용탕과열법은 과열시간이 길면  $Al_4C_3$  등이 조대화하고 점종효과가 감퇴한다.

$Al_4C_3$ 을 형성하기 위한 탄소원으로는 미분탄  $CCl_4$ ,  $CO_2$ ,  $C_2H_2$  등이 제안되고 있다.

그림19는 Mg 및 Mg-5% Zn합금주물의 결정립과 Zr양과의 관계를 나타낸 것이다. 이 효과의 기구로서 Zr은 자체의 핵작용이라고 생각된다. 즉 그림 20에 나타낸 바와 같이 용융Mg에 대한 고체Zr의 용해도는 온도와 함께 감소한다.



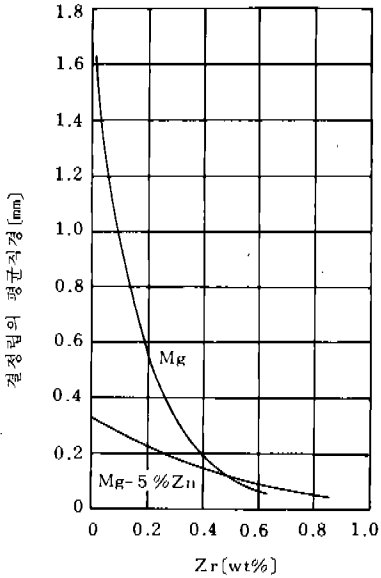


그림 19. Mg 및 Mg-5%Zn에 Zr을 첨가한 때의 결정입도의 변화

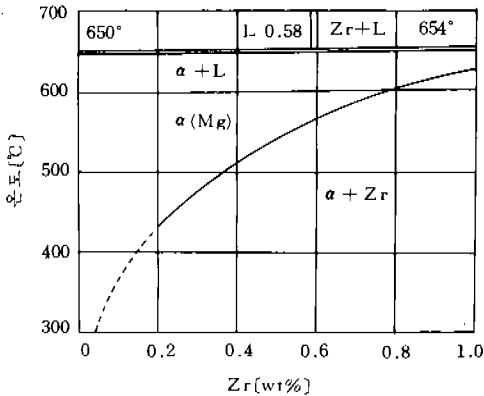


그림 20. Mg-Zr계 상태도

Mg와의 용고개시선에 석출한 Zr결정은 Mg와 동형의 최밀 6 방정이기 때문에 Mg의 핵발생원으로서 작용한다. 이 경우 용탕중에 Al이 존재하면 Mg와 결정구조가 다른 ZrAl<sub>3</sub>이 정출하기 때문에 Zr의 점종효과도 Al<sub>2</sub>C<sub>3</sub>의 점종효과도 없어진다. Si, Mn, Ni도 또한 Zr의 점종효과를 해친다고 알려져 있다.

c. 점종에 의한 주철조직의 개량

주철의 흑연조직을 개량하기 위해서 흑연자체, 페로실리콘(ferro silicon) Ca-Si 합금 혹은 Ti,

Zr의 함유합금등을 첨가하는 경우가 있다. 이들 첨가제에 따른 점종효과의 기구에 관한 정설은 없으나 대별하면 결정핵설과 탈가스설이 있다. 전자는 다수의 흑연핵의 발생에 의해서 용탕은 과냉됨이 없이 흑연이 발달하기 때문에 편상흑연으로 된다고 하는 것이며 후자는 첨가 합금의 탈산, 탈질, 탈황작용의 결과 편상흑연이 발달한다고 하는 것이다.

그림 21은 주철의 열분석결과를 나타내는데 Ca-Si합금, 또는 Si의 첨가에 따라 과냉이 감소하는 것을 알 수 있다.

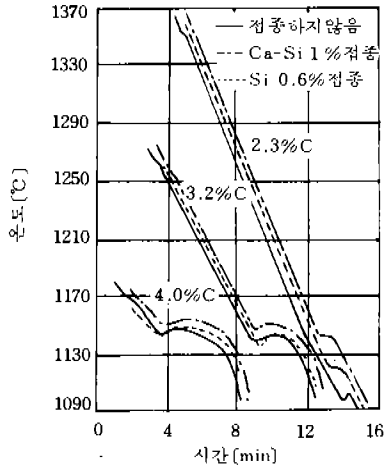


그림 21. 주철의 열분석곡선에 미치는 점종의 효과

과냉을 방지함으로써 불균질한 공정상흑연(D형)의 정출을 방지하고 편상흑연을 미세하게 분포시켜서 백주철화를 방지하여 그림 22에서 보는 바와 같이 인성을 향상시킨다.

d. 가단주철 및 구상흑연주철

편상흑연은 큰 내부 notch로서 작용하므로 이것을 제거하든가 구상으로 할 수가 있으면 주철의 인성은 틀림없이 향상된 것이다.

그의 첫번째 방법은, 우선 백주철을 만들고 이것을 소둔하여 세멘타이트(cementite)를 흑연화 하거나 혹은 탈탄하여 페라이트(ferrite)로 만들어 버린다. 이 처리를 한것을 가단주철이라 한다.

두번째 방법은, Cu, Mg, Ca이라는 강력한 탈산 탈황제를 첨가하여 집중함으로써 흑연을 구상으로 석출시킨 것으로서 이런 주철을 구상흑연주철(spheroidal graphite cast iron)이라 한다.

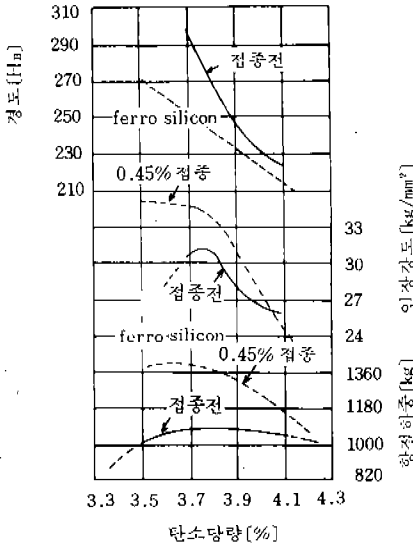


그림 22. 점중에 의한 기계적 성질의 개량

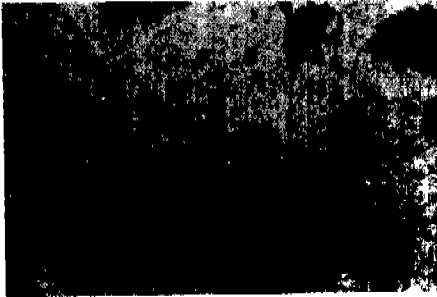


그림 23. 흑심가단주철의 조직 (×100)

가단주철은 표면이 중심에까지 백색을 나타내기 때문에 백심가단주철이라고 불리워지는 것과, 표면부근은 회고 중심부가 흑색인 표면을 나타내는 흑심가단주철로 분류된다.

백심가단주철은 Si%가 낮은 백주철을 사용한 다. 즉 C : 2.8~3.5% Si : 0.4~0.8% Mn : 0.2~0.4% P < 0.15% S < 0.20%와 같은 조성의 백주철로서 이것을 산화제로 싸서 850~1000°C에서 40~100hr 가열하여 중심부까지 탈탄시킨다. 이에 반하여 흑심가단주철은 Si%가 약간 높은 백주철을 사용한다. 조성은 C : 2.3~2.8% Si : 0.8~1.1% Mn : 0.2~0.4% P < 0.20% S < 0.06%로서 이 백주철을 850~950°C에서 30~70hr 가열한다. 표면은 탈탄때문에 가장자리는

페라이트 (ferrite)이고 중심부는 세멘타이트 (cementite)가 분해하여 흑연이 된다.

그림 23은 흑심가단주철의 중심부 조직을 나타낸 것이다. 여기서 검게 보이는 것이 소둔 흑연으로 기지는 페라이트 (ferrite)이다.

가단주철은 열처리에 수일간을 요하기 때문에 생산성이 높다고는 말할 수 없다. 이런 점에서 원료철에 제한은 있으나 주조상태에서 구상흑연을 정출시키는 방법이 근년에 있어서 특기할만한 발명이라 할 수 있다.

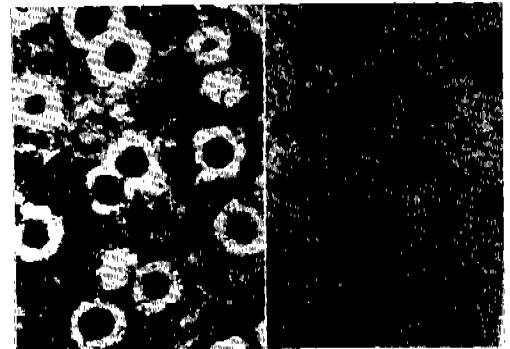
이것은 하기와 같은 P, S%가 낮은 양질의 원료를 사용한다.

C : 3.3~3.9% Si : 2.0~3.0% Mn : 0.2~0.6% P : 0.02~0.15% S : 0.005~0.15%

이것을 Ni-Mg합금, Mg-Si-Fe합금, Ca-Si합금, Cu-Mg합금, misch metal 등을 사용하여 강력하게 탈산 탈황하여 Fe-Si합금으로 점중하면 그림 24에서 보는바와 같이 구상흑연조직을 얻는다. (a)는 주조한 상태의 조직으로 구상흑연의 주위는 백색의 페라이트 (ferrite)이며 기지는 pearlite이다.

이것을 소둔하면 퍼얼라이트 (pearlite) 중의 세멘타이트는 전부 분해되어 기지는 ferrite만으로 된다. 구상흑연주철의 기계적 성질은 잔존하는 퍼얼라이트 (pearlite)의 양에 좌우된다.

Hb 250~150, 신율은 2~1.5%에 달한다.



(a) 1350°C에서 0.5% Mg첨가 (b) 소둔조직

그림 24. 구상 흑연 주철의 조직 (×80)  
(3.41% C, 4.43% Si, 2.13% Ni)