

## 加工材의 組織과 機械的性質

李 鍾 南\*

### 1. 주괴의 조직과 열간취성

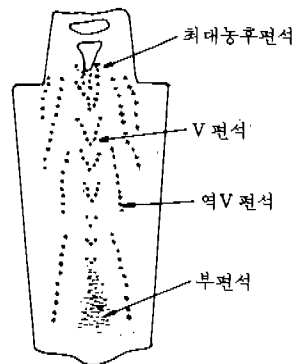
가공용 합금은 우선 주괴의 제조로부터 시작 된다. 소위 순금속이라 하더라도 공업용 금속은 무시될 수 없을 정도의 불순물이 함유되고 있으므로 용고시의 편석에 의하여 주괴의 각부에 있어서의 조직은 균일하지 않고 그 상황에 따라 가공 또는 가공재의 기계적 성질도 크게 영향을 받는다. 본 항에서는 주로 철강을 예로 들어 주괴의 조직과 그 열간가공성에 미치는 편석의 영향에 대해서 기술하기로 한다.

주괴의 편석은 거시(macro)편석과 미시(micro)편석으로 대별된다. 전자는 주괴의 주변부와 중심부 혹은 상부, 중간부 및 하부간의 편석으로서 육안적 scale의 편석이라 할 수 있다. 후자는 한개의 수지상정에 있어서의 근간부와 수지간에 있어서의 성분의 상이, 입체근방과 입내간의 편석으로서 현미경적 scale의 편석을 말한다.

그런데 강에는 많은 적둔간에 C와 O가 함유되어 있다. 용강이 주형에 주입되면 온도가 저하함에 따라  $C+O \rightarrow CO \uparrow$  (C, O는 용강중에 녹아있는 C, O를 표시)의 반응이 진행되어 비등상태로 된다. 이것을 rimming action이라 한다. 이것이 격렬하게 일어나면 강괴는 CO가스 때문에 기포투성이가 된다. 이것을 방지하기 위해서 Mn, Si, Al등을 첨가하여 용강중의 O를 산화물의 형태로 하여 고정한다. Mn 혹은 (Mn+Si)을 사용하여 살짝 탈산한 강을 불진정강(rimmed steel)이라 하며 (Mn+Si+Al)을 병용하여 심하

게 탈산한 강을 진정강(killed steel)이라 한다. Killed강에는 rimming action은 거의 일어나지 않는다.

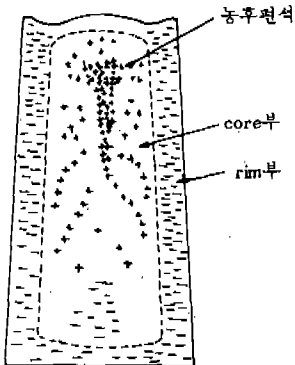
그림 1은 killed강괴단면의 macro편석의 모양을 나타낸 것이다. 여기서 +표는 S등의 불순물이 농축되어 있는 부분이고 -표는 불순물농도가 평형치보다 낮은 부분을 나타낸다. 그림에서 보여지는 역 V형편석, V형의 정편석 및 하부근처의 생성원인에 대해서는 다음과 같은 설이 있다. 내면에 농축된 불순물 때문에 비중이 감소한 용액이 응고벽에 따라 상승하면서 응고한 것이 역 V편석, 중심부에서 응고수축에 의하여 발생한 수축공에 불순물을 다량 함유한 용액이 빨려들어가 응고한 것이 V편석, 응고의 초기단계에서 용질농도가 낮은 결정이 수지상정주간부까지 성장함으로써 비교적 비중이 큰 자유정이 침전하여 이 하부에 부편석으로서 침전정이라고 부른다.



(+는 농축부 -는 희박부분을 나타낸다)

그림 1. killed 강괴에 있어서의 macro 편석

그림 2는 불진정강괴단면의 편석상황을 나타낸 것이 진정강의 그것과 비교해보면 중심부는 대체로 비슷하지만 표층부에 역편석의 층이 발달하고 있는 것이 특징이다. 주변부의 역편석 층은 림(rim)층이라 한다. 림(rim)층 형성의 기구는 다음과 같이 생각된다. 주형에 열을 빼앗겨 표면에서 결정이 중심부로 향하여 발달하게 되는데 이 경우에 진정강에서는 용액이 정지에 가까운 형태이고 결정전면에서 큰 편석이 생기므로 수지상정이 발달한다. 수지상정의 간부(일차arm이라 한다)에서는 부편석, 수지간부는 정편석인 micro 편석은 존재하나 macro 편석은 비교적 적다. 이것에 대하여 rimmed 강에서는 rimming action에 의해 용액의 교반작용이 격렬하게 일어나므로 날카로운 수지상정이 성장하여도 용액의 교반작용에 의해서 줄기는 끊겨져 버리고 또한 결정전면의 정편석은 그다지 일어나지 않는다. 이 때문에 응고전면이 비교적 평활한 주상정이 발달하여 강괴주변부에는 micro 편석이 적고 rim층의 평균조성은 순철 중심부의 것에 가깝다. 그러나 응고가 진행함에 따라 rimming action은 점점 약해지기때문에 중심부의 편석상황은 killed강의 편석분포와 비슷하게 된다.

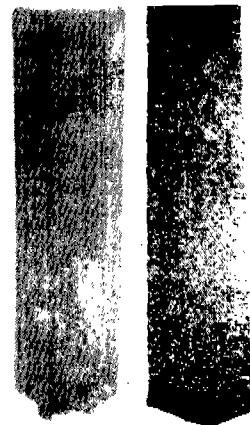


(+는 농축부 -는 희박부를 표시한다)

그림2. rimmed 강괴에 있어서의 편석

그림 3은 rimmed 강괴와 killed 강괴의 단면을 나타낸 것이다. killed강괴는 정부에 응고수축에 기인하는 큰 shrinkage cavity가 있으므로 이 부분을 완전히 잘라버리고 압연하지 않으면 안된다. 이것에 대하여 rimmed강괴에서는 rim부와

core부의 경계에 적은 기공이 다수 분산되어 있으므로 외관상으로는 응고수축이 일어나지 않기 때문에 상부에 shrinkage cavity가 생기지 않는다. 연강에서는 압연시에 소기공은 압착되기 때문에 특별하게 잘라버리는 부분이 없으므로 rimmed 연강은 주조수율이 좋다. 또한 압연한 대로 사용하는 경우는 순도가 높은 rimmed층이 표면을 덮고 있기 때문에 후관의 경우는 용접하기 쉽고 박판의 경우는 표면이 미려하게 되는 등의 특징이 있다. 그러나 표면을 기계가공하여 사용하는 경우는 rim층이 제거되므로 rimmed강의 특징이 상실될 뿐만 아니라 불순물의 편석이 많은 부분을 사용하는 결과로 된다. 또한 합금강에서는 압연시에 기공은 압착되지 않고 crack의 원인이 된다. 그래서 killed강에서는 수축공과 함께 농후한 편석부분은 잘라 제거하기 때문에 전체적으로 순도가 좋고 결함이 적다는 등의 특징을 갖고 있다. 이외에 killed강중의 Al은 질소와(N)와 결합하여 AlN을 만드는 성질이 강하다. 이 때문에 killed강중의 N의 고용량은 rimmed강의 경우에 비하여 현저히 적어지고 강의 시효거동과 항복현상이 양강중에서 크게 달라지게 된다. 이점에 관해서는 뒤에 상술기로 한다.



(a) (b)

그림3 rimmed 강괴(a)와 killed 강괴(b)의 단면 macro조직

편석이 일어나는 것은 응고온도구간이 있기

때문이다. 그림 4는 Fe에 수종의 원소들 첨가하였을 때의 용고온도구간을 나타낸 것이다. 여기에서 보면 S, P, C는 현저하게 편석하기 쉽다. 그런데  $\alpha$  Fe중의 이들 원소의 확산의 활성화에너지는 각각 48.4 kcal/mol, 43.7 kcal/mol 및 27-32.4 kcal/mol이다.

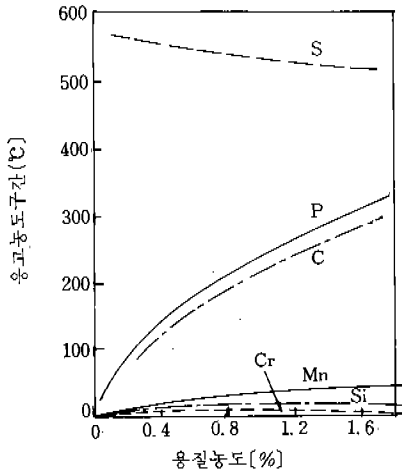


그림 4. Fe 합금의 용고 온도구간

여기에서도 알 수 있는 것과 같이 C 원자는 철을 비교적 용이하게 확산할 수 있기 때문에 고온소둔에 의해서 C의 micro편석을 제거할 수가 있지만 S, P의 micro편석을 경감하는 것은 대단히 곤란하다.

금속에 대한 micro 편석은 XMA (X선 probe micro analyzer)를 사용하여 정량적으로 조사할 수 있다. 강에 대한 S의 macro편석을 정성적으로 조사하는 때에는 황점법(sulphur printing)이라 불리는 방법도 편리하다. 이것은 사진용 인화지를 3% H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> 수용액중에 2 min 침지하여 수분을 살짝 닦고 난 다음 이것을 평활한 시료면에 밀착, 압착한다. 강중의 황화물은 H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>와 반응하여 H<sub>2</sub>S를 발생하며 이것이 인화지의 Ag-Br과 반응하여 AgS를 생성하여 인화지를 흑화시킨다. 수세후, 정척, 건조한다.

S와 O의 함유량이 높은 강은 900°C 이상에서 강괴는 분괴압연할 때에는 crack이 일어나기 쉽다. 그림 5는 강의 열간단조시의 crack을 나타낸 것이다. 이러한 적열취성(red shortness)

의 원인은 결정립계에 S와 O가 편석하여 열간압연온도에서 입계가 용융하기 때문이다. 따라서 적열취성을 방지하려면 Mn으로 충분히 탈황을 하면 좋다. MnS는 강중에 존재하여도 열간가공 온도에서 용융되지 않기 때문에 열간취성은 일어나지 않는다. 이 성질을 이용하여 Mn과 S를 고의적으로 첨가하는 경우가 있다. 이러한 강은 절삭성이 좋기 때문에 패삭강이라 불리우고 있다.



그림 5. 강의 열간취성에 의한 crack(좌반부)

Cu와 Sn을 함유하는 강도 또한 열간취성을 나타내기 쉽다. 이것은 열간가공을 위하여 균열로에서 가열할 때, 강표면은 강하게 산화되지만 Cu와 Sn은 잘 산화되지 않기 때문에 산화막의 내측에 집적한다. 이들의 금속은 철에 거의 고용하지 않고 용점이 낮기 때문에 용액이 되어 결정립계에 따라 내부에 침입하여 파괴의 원인으로 된다. Cu에 의한 열간취성을 방지하려면 Ni를 첨가하면 유효하다. 그 이유는 Cu와 Ni가 고용체로 되어 용점이 상승하여 열간가공 온도에서 용융상을 생성하기가 어렵고 또한 용액이 된다해도 wetting이 그다지 좋지 않고, 입계에 따라 내부까지 침투하지 않기 때문이라고 생각된다.

기타의 금속에서도 철강과 유사한 열간취성이 나타나는 것이 있다. 예를들면 Ni 합금은 미량의 S를 함유함으로써 열간취성을 나타내게 된다. 이것을 방지하려면 Ni-Mg 합금으로서 탈황하는 것이 유효하다. 7.3 황동(70%Cu, 30%Zn) 합금은 열간가공이 곤란한데 이는 Cu중의 불용성 Pb에 기인한다고 한다. 이들 각종 불순물의 허용량 한계를 주괴의 평균 분석치로서 정할 수가 없다. 왜냐하면 어느것이든 강에 큰 편석을 나타내는 성질을 갖고 있기 때문에 평균 함유량이 낮다하더라도 국부적으로 현저하게 부화하는

경우가 있기 때문이다.

## 2. 열간 가공재의 조직과 기계적성질

그림 6은 강의 주조직이 압연에 의해서 연신되는 상황을 나타낸 것이다. 즉 수지상의 자유정이 압연재의 섬유조직(fiber structure) 형성의 원인으로 된다. 이 때문에 일반적으로 가공된 금속재료는 복재처럼 재질 이방성을 나타낸다. 그림 7은 그의 일례를 나타낸 것이다. 여기에서 보는 바와 같이 인장 강도와 항복 강도에는 그다지 이방성은 없지만 연신율, 단면감소를 충격치인 인성은 강한 이방성을 나타낸다. 이와

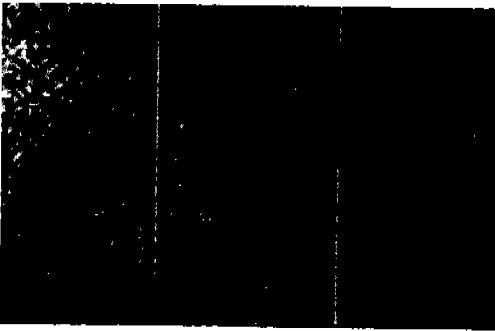


그림 6. 압연에 의한 섬유조직의 발달

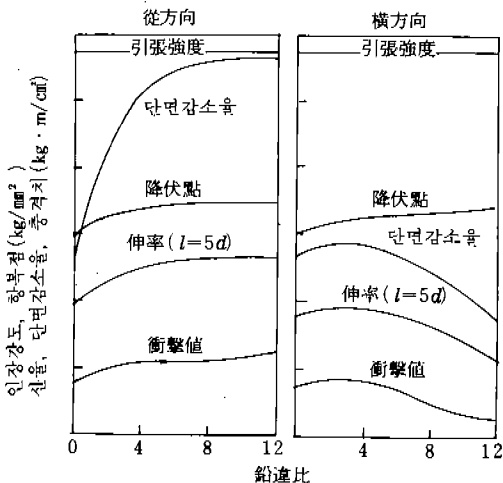


그림 7. 0.36% S강의 기계적 성질에 미치는 단조비, 시료 채취 방법의 영향

같은 재질 이방성은 주로 비금속재물의 분포 상태와 응고편석에 기인하는 것으로 생각할 수 있다. 먼저 후자에 대해서 기술키로 한다. micro적인 응고편석은 가공에 의해 연신되면 섬유상으로 분포하게 된다는 것은 이미 기술한 바 있다. 그림 8 (a)는 Austenite 영역의  $A_3$ 점을 높이는 원소, 예를 들면 P의 편석부가 가공 방향으로 늘어난 모양을 나타내고 있다. 이 강을 점차로 냉각시켜 가면 (b)에 나타낸 바와 같이 P%가

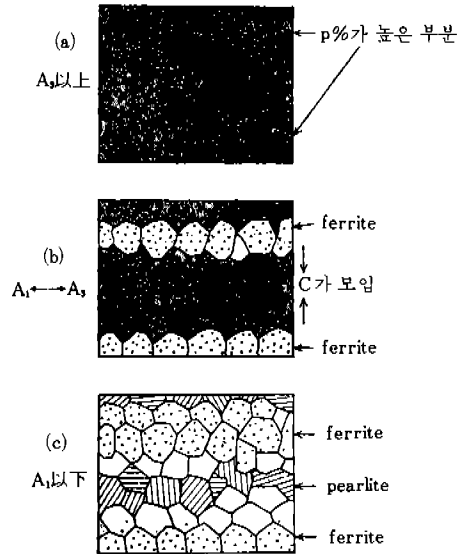
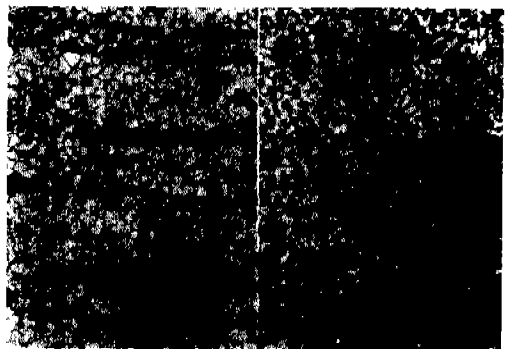


그림 8. ferrite band의 형성



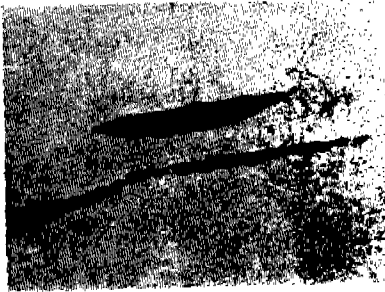
(a) 炉冷 (b) 空冷

그림 9. ferrite band 조직(a)와 소멸에 의한 band 조직의 소멸(b)

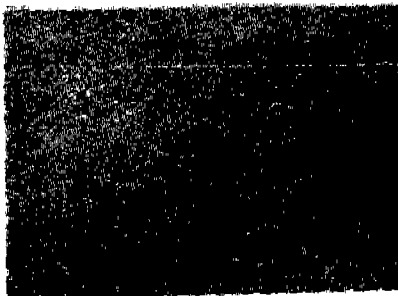
높은 부분에서 부터 페라이트(ferrite)가 석출하기 시작해서 C원자는 P%가 낮은 영역으로 쫓겨난다. A<sub>1</sub>점에 근접한 때는 P%가 낮은 영역에만 오스테나이트(Austenite)가 잔존하고 곧이어 A<sub>1</sub>점에 도달하게 되면 이 부분이 퍼얼라이트(pearlite)로 변한다. 이결과 (c)에서 보는 바와 같이 페라이트(ferrite)와 퍼얼라이트(pearlite)의 층상조직으로 된다. 이것을 페라이트 밴드(ferrite band)조직이라 한다. 그림 9 (a)는 오스테나이트(Austenite)구역으로부터 서냉한 강에서 볼 수 있는 페라이트 밴드(ferrite band) 조직을 나타낸다. 위의 설명에서는 P의 편석의 경우를 예로 들어 기술했으나 Si, W등에서도 똑같은 것이 일어난다. 이와같이 페라이트 밴드(ferrite band)의 생성원인은 A<sub>1</sub>점을 상승시키는 원소의 편석에 의해서 페라이트(ferrite)의 편석위치가 결정되어 짐으로써 이 부분으로부터 C원자가 배제되기 때문이다. 따라서 페라이트 밴드(ferrite band)를 소멸시킬 필요가 있는 경

우에는 (1) 고온에서 충분히 장시간 가열하여 편석되어 있는 원소를 균질화하든가(확산소둔) (2) 오스테나이트 구역에서 공냉정도의 비교적 큰 속도로 냉각하여 C원자가 장거리를 확산 이동하는 것을 방지하는(소준) 것이 유효하다. 그림 9는 소준에 의해서 페라이트 밴드(ferrite band)가 소멸한 모양을 나타낸 것이다.

열간가공재의 재질이방성에 대한 또 하나의 원인으로서는 개재물의 분포상황을 생각하지 않으면 안된다. 강중의 비금속 개재물은 그 형태에 따라 A형, B형, C형으로 분류된다. 그림10은 A형, B형 개재물의 형태를 나타낸 것이다. A형 개재물은 가공 방향으로 늘어난 개재물로서 가공 온도에서 강기지와 같은 정도의 경도를 갖는 황화물등이 이것에 속한다. B형 개재물은 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>를 주체로 하는 것등으로서 집단을 이루어 가공 방향으로 연결되어 있다. 이와 같이 형태가 방향성을 갖고 이들이 내부 notch effect로서 작용하기 때문에 강인강과 공구강의 경우에는 특히 그의 분포상황이 중요하다. 이외에 C형 개재물이라는 것은 구상으로 고립하여 존재하는 개재물로서 고SiO<sub>2</sub>개재물등이 이에 속한다. 고합금강중에는 C형 개재물이 존재하여 피로파괴의 기점이 된다.



(a) A系介在物(×520)



(b) B系介在物(×520)

그림10. 강중의 비금속성 개재물

### 3. 냉간가공재의 조직과 기계적 성질

냉간가공을 한 금속은 조직이 변형 방향으로 흐른다는지 또는 집합조직을 나타낸다는지 하는데에 따라 재질의 이방성이 생긴다. 또한 냉간가공도가 클수록 전위밀도가 증가하게 된다.

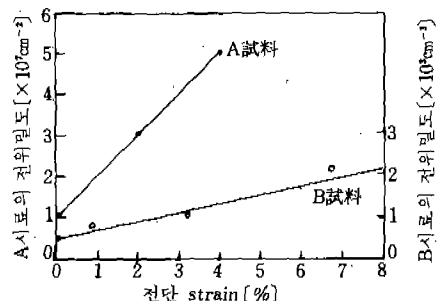


그림11. Ag 단결정의 소성변형에 따른 전위밀도의 증가

그림11은 방위가 다른 2개의 Ag 단결정을 인장한 경우 그의 전단변형과 전위밀도의 관계를 나타낸 것이다. 그림12는 Cu의 입제전단 응력과 전위밀도의 관계를 나타낸다. 여기에서 보는 바와 같이 전위밀도  $N$ 과 항복응력  $\tau$ 와는 일반적으로 다음의 관계가 있다는 것이 전위론적으로 표시된다.

$$\tau - \tau_0 = \alpha GbN^{1/2}$$

여기서  $G$ 는 감성률  $b$ 는 버어거스 벡터(burgers vector)의 크기,  $\tau_0$ 는 전위가 결정층을 움직일 때에 받는 마찰저항이다.  $\alpha$ 는 실험적으로 다음 값의 값이 구해졌다.

Ag 다결정 0.55      Cu-Al 단결정 0.5  
Cu 단결정 0.3      Fe 다결정 0.4

이 예에서 보는 바와 같이 금속의 강도는 그의 전위분포와 운동상황에 밀접하게 관계하고 있으므로 금속재료의 기계적 성질은 macro적, micro적 입장까지 종합적으로 신중하게 검토하지 않으면 안된다.

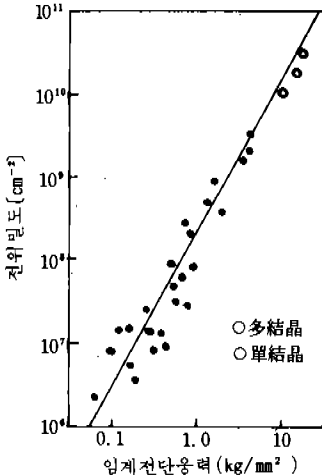


그림12. Cu에 있어서 전위밀도와 소성변형의 관계

#### 4. 결정 입도와 기계적성질

그림13은 Zn 단결정 및 다결정의 응력-변형을 나타낸 것이다. 여기에서 보는 바와 같이 단결

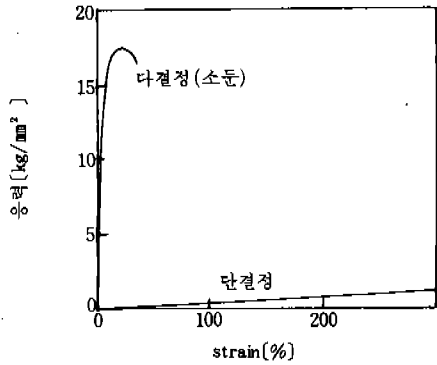


그림13. Zn의 응력-스트레인선 그림

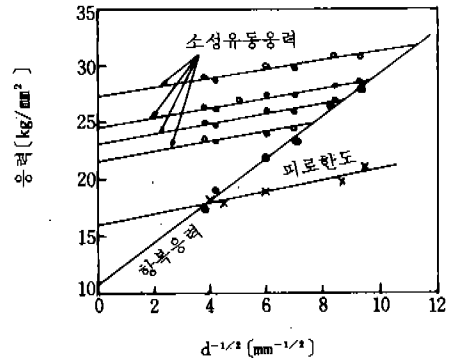


그림14. 연강(0.11%C)의 기계적 성질과 결정립지름  $d$ 와의 관계

정과 다결정에서는 소성거동이 크게 다르다. 이것은 다결정의 경우 결정입계를 파괴하여 양측의 결정방위가 달라지기 때문에 slip면이 불연속으로 된다. 따라서 전위의 운동이 결정입계에서 저지되기 때문이다. 그림14는 연강의 하부항복응력, 소성유동응력 ( $\epsilon = 2\%, 2.5\%, 3\%, 4\%$ ) 및 피로한계에 미치는 평균결정립 지름의 영향을 나타내는 것이다. 이 예에서 보면 금속의 강도  $\sigma$ 는 종종 다음식으로 표시된다.

$$\sigma = \sigma_0 + kd^{-1/2}$$

여기서  $\sigma_0$ ,  $k$ 는 재료정수이다. 이 관계를 Hull Patch의 관계라고 한다.

그림15는 탄소강의 충격치의 온도 의존성을 나타낸 것이다. 여기에서 보는 바와 같이 철강 재료는 저온으로 되면 급속하게 취화된다. 이것을 저온 취성이라 한다. 이와 같이 급속하게 취화

하는 온도를 전이온도(또는 천이온도, transition temperature)라 한다. 저온 취성은 체심 입방 금속에서 일반적으로 나타나지만 Cu, Ni, Al 및 이들 합금과 같은 면심 입방 금속에서는 일어나지 않는다. 그림16은 순철의 파면을 나타낸 것이다. (a)는 연성파면으로 큰 소성변형을 한 후에 비금속 개재물(그림중의 화살표)등에서 발생한 void가 확대하여 연결된 것이다. (b)는 저

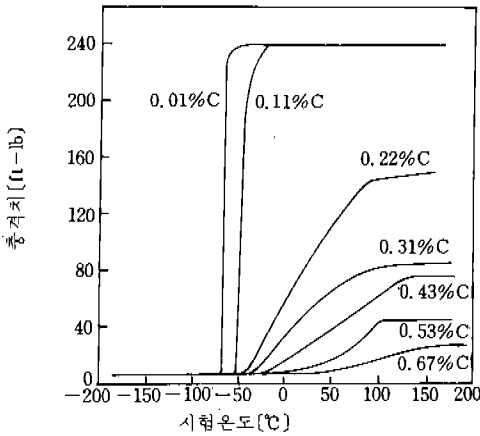


그림15. 탄소강의 충격치의 온도의 존성

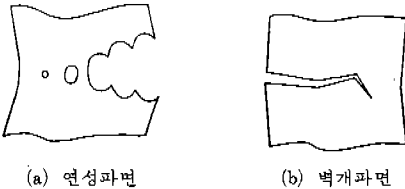


그림16. 순철의 파면(X6000)

온취성 파괴한 것의 파면이다. 이 면은 (1, 0, 0) 이고 벽개면이다. 평활하고 river 모양이라 불리는 조R이 있다. 또한 T는 변형쌍정에 의하여 생긴 모양으로서 tank라 한다. 이들은 모두 벽

개면의 특징이다. 그림17은 페라이트(ferrite) 결정립 지름과 전이온도의 관계를 나타낸다. 세립 강일수록 전이온도가 낮게된다. 저온취성은 특히 용접한 강 구조물에서 일어나는 경우가 많은데 저온취성을 방지하기 위해서 Al, Ti, Nb 로서 탈산처리를 하고 이들의 질화물을 미세하게 분산시켜서 결정립의 미세화를 꾀한다. 또한 Ni 을 첨가하는 것도 유효하며 이에 의해서 결정립이 미세하게 되고 또한 벽개파괴의 원인으로 되는 변형쌍정이 발생하지 않게 된다. P는 변형쌍정을 발생하기 쉽게하며 또한 결정립계를 취약하게 하기 때문에 저온취성을 조장한다. 따라서 제강과정에서는 탄산을 잘 시켜 놓지 않으면 안 된다.

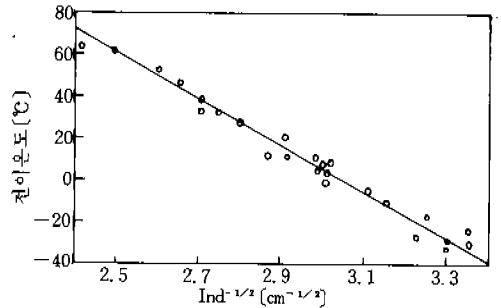
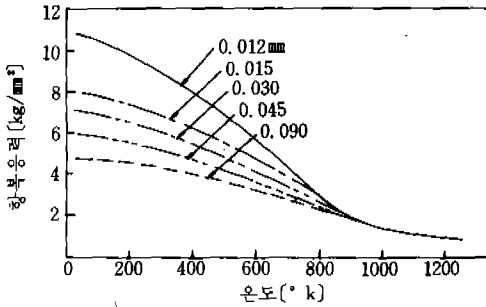


그림17. ferrite 결정립지름 d와 전이온도와의 관계

항복강도와 (결정립지름)<sup>1/2</sup> 이 직선적인 관계에 있다고 하는 patch의 식은 Cu합금과 같이 면심 입방 합금에도 적용된다. 그러나 이와같은 입도의 의존성은 고온으로 뒀에 따라 점차로 작아진다. 그림 18은 Cu의 경우를 나타낸 것이다. 고온으로 뒀수록 강도가 저하하는 이유는 원자의 확산 속도가 크게되고 변형에 따른 가공경화와 동시에 회복이 진행됨으로써 일정한 응력하에서 변형이 계속해서 일어나게 되기 때문이다. 이와같은 점성적 변형을 크립(creep)이라 한다. 결정립계는 원자배열이 매우 무질서해서 틈이 많기 때문에 확산이 빠른 고온에서는 creep이 가장 잘 일어나기 쉬운 장소로 된다. 즉 입계는 고온에 있어서 약화의 효과를 나타내게 된다. 이에 반하여 저온에서는 입계에서 slip면이 불연속으로



(그림중의 숫자는 평균 결정립지름을 나타낸다)

그림18. 순동의 항복점의 입도 및 온도의존성

된다고 하는 이유 때문에 입계는 강화에 기여하게 된다. 일반적으로 금속은 대략  $T_M/2$  ( $T_M$ : 용점 °k) 이상의 온도에서 확산이 현저하게 되기 때문에 이 온도 부근을 경계로 하여 고온형 변형과 저온형 변형의 전이가 일어난다. 전이가 일어나는 온도를 equi-cohesion-temperature (E, C, T)라고 부를 수가 있다. 이 단어가 의미하는 것은 결정립내와 입계 원자의 응집력이 똑 같게 되는 온도라고 하는 것이지만 현재까지의 이해되어온 지식으로서는 적당한 표현이라고는 할 수 없다.

$T_M/2$  이상의 온도에 있어서 일정한 응력하에서의 변형시간곡선 (creep곡선)의 모양은 일반적으로 그림19와 같이 된다. 즉 (1) 전이 creep 단계, (2) 정상 creep 단계, (3) 가속 creep 단계를 거쳐서 파단 (rupture) 한다. Sn의 용점은 232°C 이기 때문에 실온에서도 creep이 일어난다. 그림

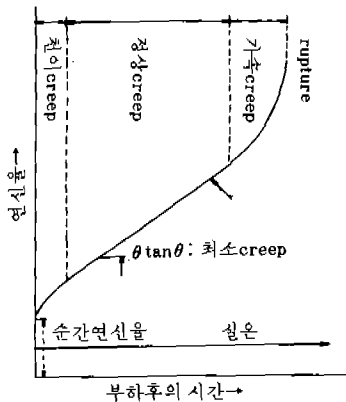


그림19. creep곡선

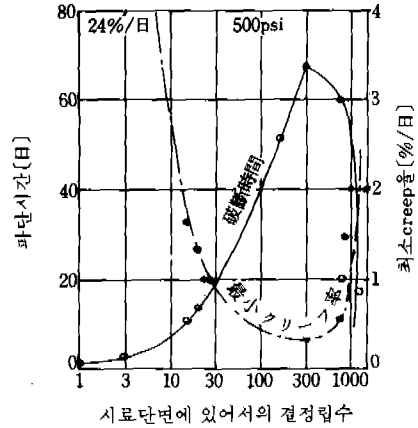


그림20. Sn의 500lb/in<sup>2</sup>인 응력 하에서의 creep 거동에 미치는 결정립지름의 영향

20은 응력 500lb/in<sup>2</sup>에서 Sn의 최소 creep을 및 파단시간과 결정립지름의 관계를 나타낸 것이다. 이에 의하면 입경이 약 0.1mm의 경우에 더욱 creep하기 어렵고 그보다도 조립이거나 미립이라도 creep속도가 크게 된다. 그런데 실용 내열재료의 결정립경은 0.1mm 전후의 것이 많기 때문에 creep의 입도 의존성은 그다지 없다고 생각 하는 것이 좋다.

E·C·T는 변형속도에 따라 다소 변화하고 고속변형의 경우는 고온으로, 저속변형의 경우는 저온으로 이동한다. E·C·T 이하에서는 결정립계와 무관하게 파단되지만 E·C·T 이상에서는 결정립계에 따라 파단된다. 그림21은 600°C에서 creep 파단시킨 2.25% Cr-1% Mo-0.2% V강의 입계균열을 나타낸다.

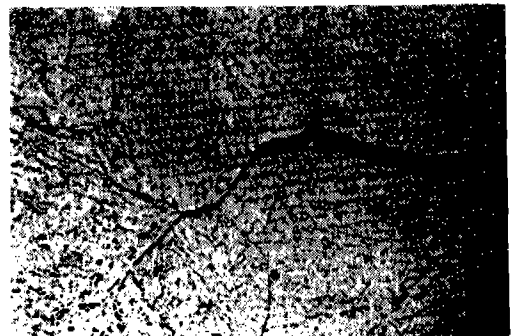


그림21. 600°C에서 creep 파단시킨 2.25% Cr-1% Mo-0.2% V강의 입계 crack