

## 강재의 조직과 파괴인성의 관계

김현주 · 김한군

부경대학교 공과대학 금속공학과

### Relationship between Fracture Toughness and Microstructure of Steels

Heon-Joo Kim and Han-Goon Kim

Dept. of Metallurgical Engineering, Pukyong National University, Pusan 608-739

#### 1. 서 론

최근 다양한 신소재와 기능성 재료의 개발 및 응용분야에 많은 관심과 함께, 구조용 재료 분야에서도 각 사용환경에 적합한 금속재료의 개발과 우수한 특성의 재료를 개발하기 위한 연구개발이 지속적으로 활발히 진행되고 있다. 일반적으로 구조용 재료라는 용도적 특성으로 재료의 강도특성에 주목하고 있으나, 구조물, 기기 부품, 각종 기기, 제품 등의 안정성과 신뢰성을 보장하기 위해서는 재료의 인성, 즉 파괴 저항에 관한 사항도 필연적으로 검토해야 할 주요한 기계적 특성이다. 또한, 철강재료로 대표되는 금속재료가 현재의 산업에서 널리 사용되고 중요한 위치를 점하는 가장 큰 이유도 바로 인성을 겸비한 재료이기 때문이다. 이런 측면에서 볼 때, 구조용 재료의 연구개발에는 강도와 연성의 양자를 겸비하는 이른바 강인성의 추구가 주요과제로 인식된다.

그러나, 인장강도와 항복강도로 관련된 강도와 연신율 및 단면 수축율로 표현되는 연성의 사이에는 일반적으로 반비례 관계가 있다. 재료의 인성을 간편하게 측정할 수 있는 샤르피시험과, 파괴역학적인 개념에서 출발하여 파괴에 대한 판단기준으로 활용되는 파괴인성값이 재료의 미세조직에 큰 영향을 받는 것으로 많은 연구를 통해 규명되고 있다. 따라서, 강도와 인성을 최적화하기 위한 방법과, 양자를 모두 향상시키는 방안은 금속조직학적인 관점에서 고려해야 하며, 이것은 강도와 인성 등의 기계적 성질이 금속조직에 크게 의존하기 때문이다.

이와 같은 사실은 재료의 강인성을 향상시키기 위한 노력이 파괴기구에 관련된 미세 조직적 인자의 역할에 대한 기본적 이해로부터 출발되어야 함을 의미한다.

따라서 본 해설은 인성에 관한 기본적인 소개와 함께,

철강재료의 열처리로 생성되는 다양한 미세조직과 인성과의 관련성을 살펴본다.

#### 2. 재료의 인성평가

1920년대에 제안된 샤르피 충격시험은 재료의 인성을 간편하고 신속하게 판단할 수 있는 장점으로 인해 현재까지도 재료의 품질관리적 수단으로 널리 이용되고 있다. 같은 시기에 취성재료의 파괴에너지론인 Griffith식이 제안되었으며, 1950년대에는 Irwin에 의한 파괴 용력론으로 파괴역학이 시작되어 CTOD, J적분 등의 탄소성 파괴역학값이 재료의 인성을 평가하는 수법으로 발전되어 왔다.

철강재료의 주요 성질로 기계적 강도를 거론하지만, 아무리 강도가 우수하여도 연성, 인성이 부족하면 사용할 수 없다. 일반적으로 강재는 강도 상승과 더불어 연성을 나타내는 연신율, 단면수축율 혹은 인성을 나타내는 충격흡수 에너지가 감소한다. 특히 충격적인 하중이 가해지거나 정적 하중상태에서도 날카로운 노치가 존재하는 경우, 페라이트·퍼알라이트계와 마르텐사이트계 대다수 철강재료는 온도의 저하와 함께 아주 취약하게 된다. 이 현상을 저온취성이라 일컫으며, 온도변화에 따라 인성은 낮은 온도에서 저하되고 온도 상승과 함께 증가된다.

온도에 따른 샤르피 충격흡수 에너지 분포를 나타낸 것을 샤르피 천이곡선이라 한다. 온도변화에 따라 충격흡수 에너지가 높은 연성에서 취성으로 변화되는 구간에서 일정 기준[1]에 의해 정해지는 온도를 연성취성 천이온도라 정의하고 재료의 인성을 판단하는 기준으로 삼는다. 이 천이온도는 화학성분이 동일한 강종에서도 결정립의 크기와 조직에 따라 달라진다. 이 외에도 노

치형상, 두께 등에 영향을 받으며, 연성 취성 천이온도가 낮을수록 재료의 인성은 우수한 특성을 가진다. 표 1에 연성 취성 천이거동에 영향을 미치는 인자들과 경향을 요약하였다.

이와 같이 재료의 인성을 간편하고 신속하게 평가하는 방법은 널리 상용되는 샤르피 시험에 의해 충격흡수 에너지를 측정하거나, 연성 취성 천이온도를 평가하는 방법이 있다. 그러나 이 방법에 의한 충격흡수 에너지값은 비교를 통한 상대적인 재료의 인성을 평가하는 자료일 뿐, 값 자체가 의미를 가지지 못한다.

실제 설계적인 값으로 활용할 수 없는 샤르피시험의 충격흡수 에너지값과는 달리, 파괴역학적 개념에서 출발하여 파괴에 대한 판단기준으로 응력과 결함의 크기에 대한 함수인 파괴인성값의 평가방법이 있다.

철강재료에는 일반적으로 균열의 발생점으로 작용할 수 있는 여러 형태의 미소한 결함이 함유되어 있다. 이곳에 외력이 작용하여 균열이 발생되고 길이가 점점 커지면서 재료 전체로 전파되어 최종적인 파괴에 도달한다. 이와 같이 불안정 균열전파에 따른 재료의 파괴에 대한 저항력을 파괴인성이라 한다.

그림 1은 길이 2a의 균열을 포함한 폭 W의 탄성재료를 나타낸다. 외력에 의해  $\sigma$ 의 인장 응력을 받을 때, 균열선단 부근에는 응력집중에 의해 축방향 응력이 매우 커져, 그림과 같은 응력의 분포를 나타낸다. 균열선단의 반경을  $\rho$ 라 하고,  $\rho \ll x \ll a$ 의 범위에서 x축위에

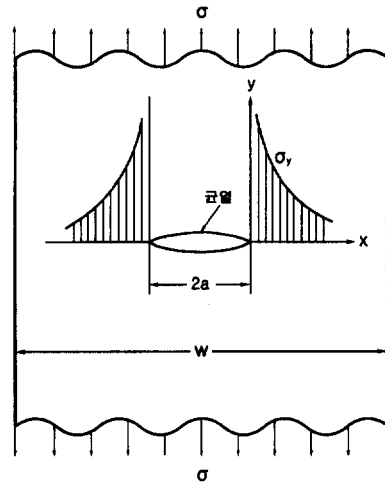


Fig. 1. 균열선단의 응력분포

존재하는 점들의 y축 방향 응력을 계산하면,

$$\sigma_y = \frac{K}{\sqrt{2\pi x}} \text{로 된다. Plate의 폭 } W \text{를 무한으로 크다}$$

고 가정하면,

$$K = \sigma \sqrt{\pi a} \tag{1}$$

로 된다.

여기서 K는 균열선단 응력장의 세기를 나타내는 파라미터로 응력확대계수라 부른다. 실제로 균열선단에서 항복이 발생되며, 이 항복영역의 크기가 균열길이 a에 비해 아주 작은 재료, 즉 탄성재료에서 상기 식 (1)이 적용된다.

예를 들면, 고강도 강에서 균열선단에 집중된 응력이 국부적 소성변형에 의해 완화되지 않고 탄성영역에 있는 인접부분을 차례로 파괴시켜 재료가 취성적으로 파괴된다면, 파단시의 하중을 단면적으로 나눈 파괴 공칭 응력은 재료의 항복응력보다 작게 된다. 이 때의 응력 확대계수 K의 임계값,  $K_c$ 를 파괴인성값이라 부른다.

이 값은 재료 고유의 값으로, 온도, 응력상태 및 하중조건에 따라 변화된다. 어떤 조건에서 산출된 K값이 임계값  $K_c$  보다 적은 경우 그 상황에서 재료의 불안정 파괴는 일어나지 않으나, 반대로 산출된 K값이  $K_c$  보다 클 때에는 균열은 불안정하게 전파되어 파괴에 도달한다. K값의 산출은 응력  $\sigma$ 와 균열길이 a를 측정하여 시편형상과 응력형태에 따른 식[2]에 대입하여 결정한다.

상기의 선형 파괴역학(Linear Elastic Fracture Mecha-

Table. 1. 천이온도의 영향인자

인자	높음	← 천이온도 →	낮음
	저하	← 노치인성 →	향상
노치형상	날카로움		무딴
변형속도	크다		적다
판두께	두꺼움		얇음
화합조성	C, P, Mo, V		Mn, Ni, Ti
탈산	불완전		완전
결정립 크기	조대		미세
압연온도	높음		낮음
압연후냉각	서냉		급냉
충상편석	적다		많음
열처리	풀림, 담금질	불림, 담금질뜨임	
담금질 시효	민감		둔함
변형시효	민감		둔함
가공	용접, 가스절단, 냉간가공		응력제거

nics)에 근거한 응력확대계수  $K_{II}$  값 이외에도 고인성 재료의 개발과 더불어 탄소성 파괴역학적(Elastic-Plastic Fracture Mechanics) Parameter값인  $J$ 적분[3], COD [4]값들도 널리 사용된다.

### 3. 취성파괴와 연성파괴

인성과 파괴의 관계는 서로 밀접한 관계를 가지고 있으므로 인성향상을 위한 노력은 재료의 파괴과정을 잘 이해하는 것으로부터 출발할 수 있다. 일반적으로 강의 파괴는 취성파괴와 연성파괴로 구분된다. 연성파괴는 작용한 외부 응력에 대하여 재료가 상당한 소성변형을 일으켜 균열발생과 전파과정을 거치는 것으로, 파단면에 소성변형의 흔적이 남아 있는 것이다. 반면, 취성파괴는 주응력에 수직인 면에서 원자간 결합력을 상회하는 응력에 의해 파단되는 것으로 소성변형이 일어나지 않고 급속하게 파괴가 진행되는 것이다.

세라믹 등의 취성재료의 파괴는 취성파괴의 전형으로써 선형파괴역학에 근거한  $K_{II}$  값에 의해 파괴인성을 평가한다. 취성재료에서 균열은 원자간 결합력의 단절에 의해 생성되며 결정립 크기의 미소균열이 먼저 형성되고 시료 전체적인 균열로 진행된다. 원자간 결합력에 근거한 한계 벽개응력  $\sigma_f$  의 이론적인 값은  $E/10$  정도이나, 실제값은 약  $E/20$ 에 달한다. 이 차이를 재료내 미소균열 발생원의 존재와 전위의 집적에 의한 응력집중 개념으로 설명하고 있다. McMahon과 Smith 등은 결정입계에 존재하는 탄화물 등에서 발생한 미소균열이 결정입계를 통하여 전파되거나, 입내을 관통하고 결정립계를 관통하면서 진전된다는 모델을 제시하고 있다[5].

이미 존재하고 있는 균열 혹은 결합의 선단에서 국부적인 최대응력이 재료의 한계 벽개응력,  $\sigma_f$  에 도달하면서 미소한 취성균열이 발생하고, 불안정 파괴에 관한 에너지 조건 즉, 단위 균열길이 증가로 인한 재료의 탄성 변형에너지 감소량이 소성 에너지보다 큰 조건을 만족할 때 불안정 파괴에 의한 재료의 취성파괴를 설명할 수 있다.

Smith에 의하면 균열이 입계를 관통할 때의 파괴인성 하한치를  $K_{II}^B$  라 할 때,  $\sigma_f$  는 탄화물에서 균열발생과 전위집적의 효과에 좌우된다고 하고 다음과 같이 표현하였다[6].

$$\sigma_f = \left[ \frac{2}{\pi} \cdot \left( \frac{K_{II}^B}{C_0} \right)^2 - \left\{ \tau_{eff} \left( \frac{d}{C_0} \right)^{1/2} - \frac{4\tau_i}{\pi} \right\}^2 \right]^{1/2} \quad (2)$$

여기서,  $\tau_{eff}$ : 유효 전단응력,  $\tau_i$ : 격자의 마찰력  
 $C_0$ : 탄화물피막 두께,  $d$ : 페라이트입자 크기

식(2)는 2개의 큰 다항식으로 구성되어 있는데, 앞의 다항식은 탄화물피막을, 뒷 식은 전위집적에 의한 영향을 표현하였다. 이 식은  $d$ 와  $C_0$ 를 미세화시키면  $\sigma_f$ 가 증가함을 나타내고 있다. 그러나,  $C_0$ 항의 영향이 지배적이고  $d$ 의 영향은 부가적이라는 Curry와 Knott의 연구 결과[7]로부터 벽개균열을 발생시키는 입계 탄화물의 입계크기를 제어하는 미세 조직적 기술이 취성파괴에 대한 저항을 높일 수 있다.

한편, 연성파괴는 하중이 가해짐에 따라 균열선단은 소성능에 의해 균열이 둔화된다.  $\epsilon_{zz}=0$ 인 평면변형(plane strain)상태에서 균열이 벌어질 때, 균열진행 방향으로서는 수축이 작용하게 된다( $\epsilon_{xx}=-\epsilon_{yy}$ ). 외부하중에 의해 Y축 방향으로 균열이 벌어지면, 균열선단에는 hydrolic tension을 품는 3축 응력상태가 유지된다. 균열선단에 형성된 hydrolic tension은 균열선단 영역에서 균열 발생점이 되는 process zone의 형성을 도모하고, 이 영역내에 응력집중을 유발시키는 제 2상입자 조직이 포함된다. 하중이 지속되면서 입자주위의 기지금속에서 국부적인 응력과 변형장이 변화되고 계면 수직방향의 응력을 증가시켜 보이드의 형성을 촉진시킨다. 보이드가 일단 형성되고 나면 hydrolic tension에 의해 보이드의 성장이 가속화된다.

그림 2와 같이 보통 제2상 입자에서 보이드의 생성, 성장, 합체의 과정을 거친다. 파괴의 미세적 기구는 process zone내부의 거동에 의해 좌우된다. Ritchie 등 [8]은 균열선단의 미세적 기구에 관한 연구에서, 취성파

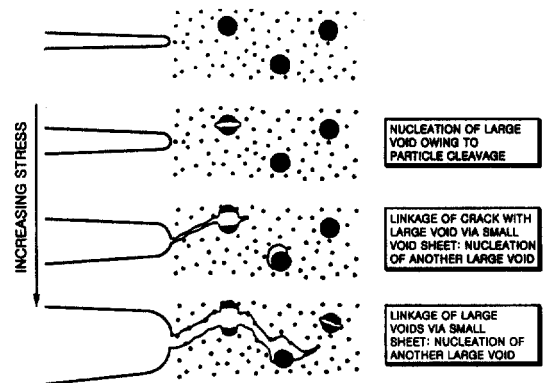


Fig. 2. 미소 보이드 합체에 의한 균열성장

파괴는 응력에 지배적이며 연성파괴는 임계변형에 도달할 때 파괴가 발생한다는 변형 지배적 모델을 제시하였다. 즉, 외부하중에 의해 균열선단의 특성거리(Characteristic distance),  $l_0$ 에 걸쳐서 취성파괴는 한계응력  $\sigma_f$ 를, 연성파괴는 한계변형량  $\epsilon_f$ 를 초과할 때 파괴가 일어나는 기준으로 설정하였다. 전자의 경우, 결정립의 2~3배(입계에 탄화물이 존재하는 확률), 후자는 응력3축도 (Stress triaxiality)의 함수로 한계 파괴변형량  $\epsilon_f^*$ 를 초과하는 영역이  $l_0$ 에 해당한다는 보고가 있다.

Garette와 Knott는 균열선단의 변형이  $l_0$ 에 걸쳐서 한계값  $\epsilon_f^*$ 에 도달될 때 파괴가 일어나고 이 때의 파괴인성값을 다음과 같이 표현하였다[9].

$$K_{Ic} = \left\{ E \cdot \epsilon_f^* \cdot \sigma_y \cdot \frac{n^2}{(1-\nu^2)} \right\}^{1/2} \quad (3)$$

여기서 E: 탄성계수 n: 가공경화지수

$\sigma_y$ : 항복응력  $\nu$ : 포아손 비

연성파괴의 경우 보이드의 생성원은 개재물, 석출물과 분산입자 등이며 이들이 내에 걸쳐서 보이드를 형성시키므로, 상기의 식에 의해서 임계 입자크기와 입자간 간격을 조절하는 미세조직적 방법으로 이를 제어하면 파괴인성을 조절할 수 있다.

큰 개재물 등은 자체의 큰 보이드가 형성되고 주균열에 연결되는 경우도 있지만, 미소 입자들은 형성된 보이드들이 서로 합체되면서 파괴를 일으킨다.

#### 4. 인성의 역학적 지배인자

재료에 외부 응력이 작용되면서 2개 이상의 부분으로 부숩히는 것을 파괴라 하며, 재료가 지닌 인성의 정도에 따라 파괴가 일어날 때의 거동이 다르다. 파괴는 크게 대별하면 연성파괴(Ductile Fracture)와 취성파괴(Brittle Fracture)로 구분된다.

재료에 가해지는 과도한 하중은 불안정 파괴, 즉 취성파괴를 생성시키는 요인이므로 재료의 충분한 소성변형을 유도하여 가해진 하중을 경감시킬 수 있다면 연성 파괴로 유도할 수 있다. 이와 같이 취성파괴와 연성파괴의 경향에 영향을 미치는 인자들을 잘 이해하면 실제 사용상에 있어서 주어진 재료의 인성을 최대한 효율적으로 관리하여 인성부족으로 발생하는 취성파괴 현상을 피할 수 있다. 다음은 인성과 관련된 재료의 파괴거동

에 미치는 외부인자들의 영향을 살펴본다.

온도의 영향: 온도는 재료의 파괴거동 변화에 큰 영향을 미치는 인자이다. 그림 3과 같이 온도가 저하됨에 따라 항복강도는 증가한다. 한편, 페라이트·퍼일라이트강은 고유의 벽개파괴 응력이 존재하며 온도 의존성이 미약하다. 따라서, 저온에서 항복강도가 증가되어 소성 변형이 어려워지고, 외부하중이 벽개파괴 응력에 도달하면 취성파괴가 유발된다.

반대로 온도가 증가됨에 따라 항복강도는 감소되므로 외부응력이 항복강도를 넘어서면서 재료의 항복에 의한 소성변형이 나타나 연성파괴 경향이 증대된다. 대부분의 경우, 큰 변형에 의해 개재물 혹은 제2상 입자들 주위에 공공(void)을 형성하고 공공 사이의 나머지 부분들에서 변형이 일어나면서 최종적으로 파괴가 일어난다. 이와 같은 온도영역에서는 재료내의 석출물과 개재물 및 강의 청정도가 큰 영향을 미친다.

아주 낮은 온도영역에서는 소성변형이 일어나기 전에 외부하중이 벽개파괴 응력에 도달되어 파면은 소성변형 흔적이 없는 결정상의 형태로 나타난다.

중간온도 영역에서는 다소간의 소성변형이 일어난 이후, 벽개파괴로 진행된다.

Fig. 3. 파괴 거동에 미치는 온도의 영향

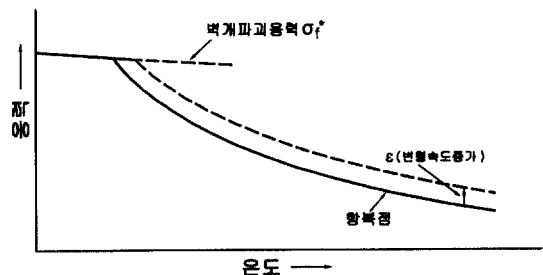


Fig. 4. 파괴 거동에 미치는 변형속도의 영향

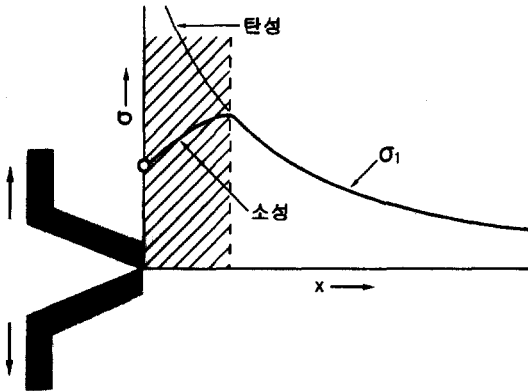


Fig. 5. 노치 전방의 응력분포

변형속도의 영향: 외부에서 가해지는 하중의 속도, 즉 재료에서 변형이 일어나는 속도에 의해 재료의 파괴거동이 변화된다. 그림 4는 항복강도의 온도 의존성을 나타내고 있다. 변형속도가 상승하면 항복강도가 증가되나, 벽개파괴 응력은 일정하다. 결과적으로 취성파괴로의 천이온도는 고온측으로 이동되어 실제 사용온도가 취성파괴 영역에 포함된다. 따라서, 변형속도가 빠른 동적 부하상태는 취성파괴 경향을 촉진시킨다.

응력의 영향: 강재의 사용에 있어 응력상태는 파괴거동에 큰 영향을 끼치는 외부 환경인자이며, 예로 노치 부근의 응력분포와 파괴거동의 관계를 살펴본다. 그림 5는 노치의 응력집중작용에 의해 최대 주응력  $\sigma_1$ 이 노치 저부에서 탄성적으로 현저히 상승하고 있다. 이와 같은 응력집중은 노치반경과 응력의 크기에 따라 달라지며, 분포된 응력중에서 재료의 항복강도를 상회하는 노치 부근에서 소성변형이 일어나고 응력이 완화되어야 한다.

그러나, 일축응력으로 가해진 외부응력에 의해 Y축

방향으로 연신이 일어나려면 시료의 두께방향에서 동시에 수축이 일어나야 하나 아직도 탄성영역에 머무르고 있는 주위 재료들의 구속응력으로 인한 다축응력의 결과 수축은 일어나지 못하고 Y축 응력이 기증되어 벽개 파괴 응력에 도달하게 된다. 시료가 아주 두꺼운 경우에도 소성변형을 막는 주위의 구속응력으로 인해 취성 거동이 조장된다. 이와 같이 다축응력이 작용하는 노치 혹은 두꺼운 시료에서 취성거동의 경향이 증대된다.

### 5. 인성과 조직의 관련성

파괴역학에 근거한 인성평가는 거시적인 공학적 방법으로 파괴가 발생할 때의 파괴양식에 대응한 거시적 값 (parameter)을 도입한 것이나, 균열선단에서의 거동을 미세조직과 연관시켜 이해하는 것이 가능하다. 예를 들면, 강의 천이온도 영역에서 벽개파괴 형태의 파괴인성 값이나 연성균열의 안정성장 파괴인성값 등은 기지조직에 분포하고 있는 제2상 입자 등의 분포상태와 입자크기에 영향을 받는다.

이와 같이 균열발생과 성장에 관련된 파괴인성에 미치는 미세조직적 인자의 역할에 주목하여 특히, 철강재료에서 열처리방법으로 결정입도, 미세조직, 개재물형상 등이 다양하게 변화될 때 재료의 인성과의 관련성에 대하여 살펴본다.

#### 5.1. 결정립의 영향

강재는 일반적으로 강도가 상승하면 연성과 인성이 감소하지만, 강도와 인성을 동시에 증가시키는 방법으로 결정립 미세화를 거론한다. 그림 6은 탄소강과 저합금강의 천이온도에 대한 결정립 크기의 영향을 나타낸 것으로,

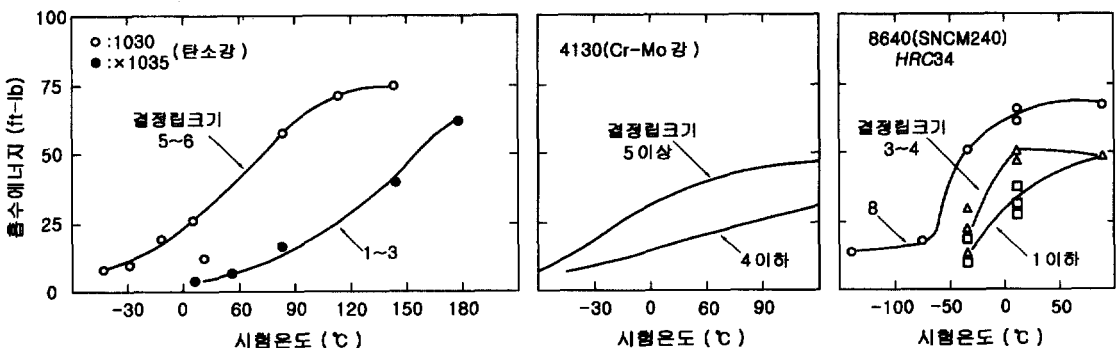


Fig. 6. 탄소강과 저합금강의 샤르피 천이온도에 미치는 결정립 크기의 영향

결정립이 미세하면 천이온도가 저온쪽으로 이동되어 인성이 개선됨을 보여준다.

그림 7은 0.15%C 강을 풀림처리한 후의 페라이트 결정립과 샤르피 충격시험 및 고속인장시험의 천이온도 관계를 나타낸 것으로, 평균 결정립  $d$ 가 미세하면  $\ln d^{1/2}$ 에 비례하여 천이온도가 저하한다.

이와 같은 관계는 뜨임처리된 마르텐사이트·베이나이트 기지의 합금강에도 적용된다. 그림 8은 0.12%C의 Ni-Cr-Mo강에서  $\gamma$ 입자크기 및 유효 결정립(Packet) 크기  $d$ 와 천이온도의 관계로, 결정 미세화와 더불어 인성이 개선됨을 나타내고 있다.

결정립 미세화를 위해서는 Al, Nb, Ti 등의 원소를 적량 첨가한다. 그림 9는 저탄소강에 Al을 첨가한 경우, 결정립 미세화에 유효한 질화 알루미늄( $AlN$ )의 석출곡선이다. 오스테나이트 영역과 페라이트 영역에서 피크가 있으나, 페라이트영역에서 석출하는  $AlN$ 은 결정립 미세화에 효과가 있으며 오스테나이트 영역에서 석출하는  $AlN$ 은 입계에 석출하여 강의 인성을 현저히 저하시키는

역할을 한다.

5.2. 조직의 영향

그림 10은 탄소량이 각기 다른 0.7%Cr-0.32%Mo강의 샤르피 천이온도에 미치는 조직의 영향을 나타낸 것이다. 페라이트·퍼얼라이트 조직의 천이온도는 다음 식으로 표현된다.

$$T_c(^{\circ}C) = -19 + 44(\%Si) + 700(\%N_p)^{1/2} + 2.2(\%Pearlite) - 11.5(d^{1/2}) \quad (4)$$

여기서  $N_p$ : 유리 질소함량,

$d$ : 페라이트입자 직경(mm)

베이나이트·마르텐사이트 조직의 천이온도는

$$T_c = A - B \ln \gamma - C \ln(d_p \cdot \epsilon) \quad (5)$$

여기서 A, B, C는 상수,  $\gamma$ : Packet경계에서 균열방향에 변화하는 것에 의한 소성에너지,  $d_p$ : Packet 크기,  $\epsilon$ : Lath 폭

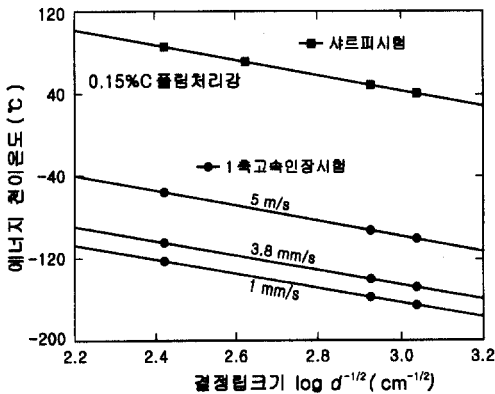


Fig. 7. 결정립 크기와 천이온도의 관계

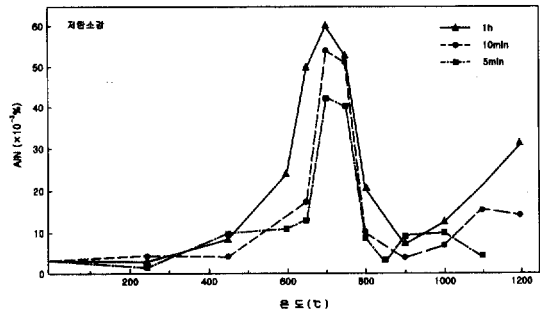


Fig. 9. 1350°C로부터 각 온도에서 유지시간에 따른 AlN의 등은 석출곡선

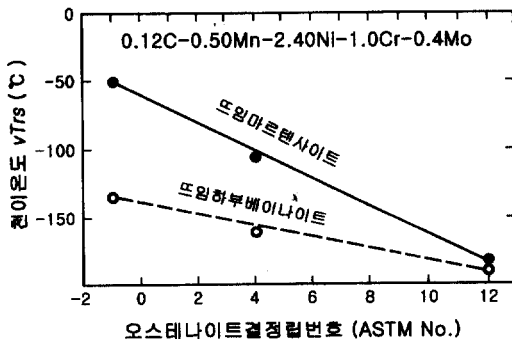
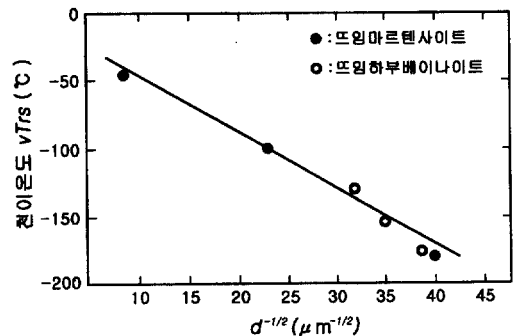


Fig. 8. Ni-Cr-Mo강의 천이온도와 결정립 크기의 관계



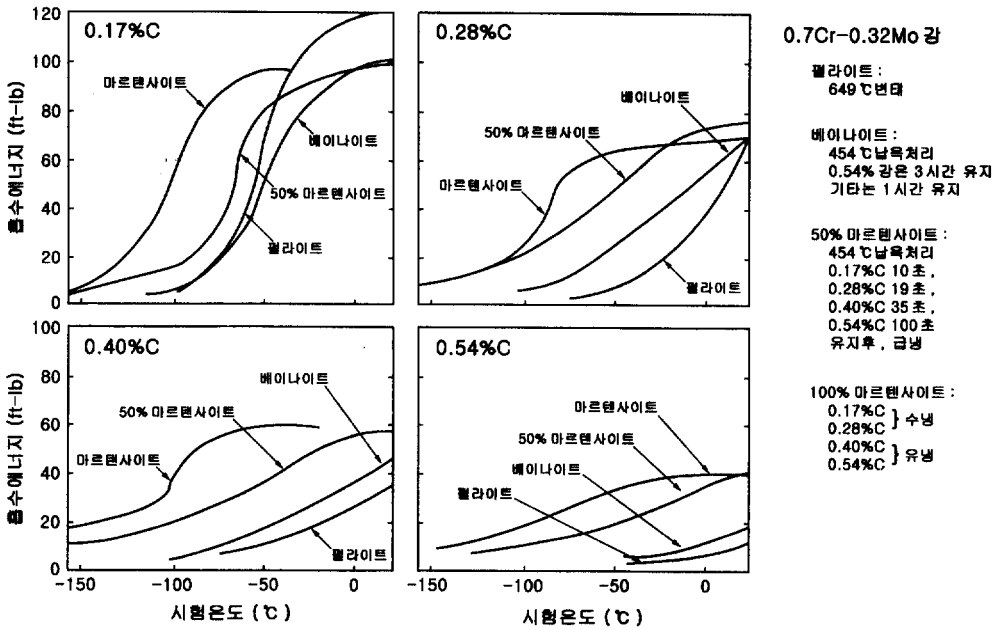


Fig. 10. 탄소함량이 다른 0.7Cr-0.32Mo강의 샤르피 천이온도에 미치는 조직의 영향

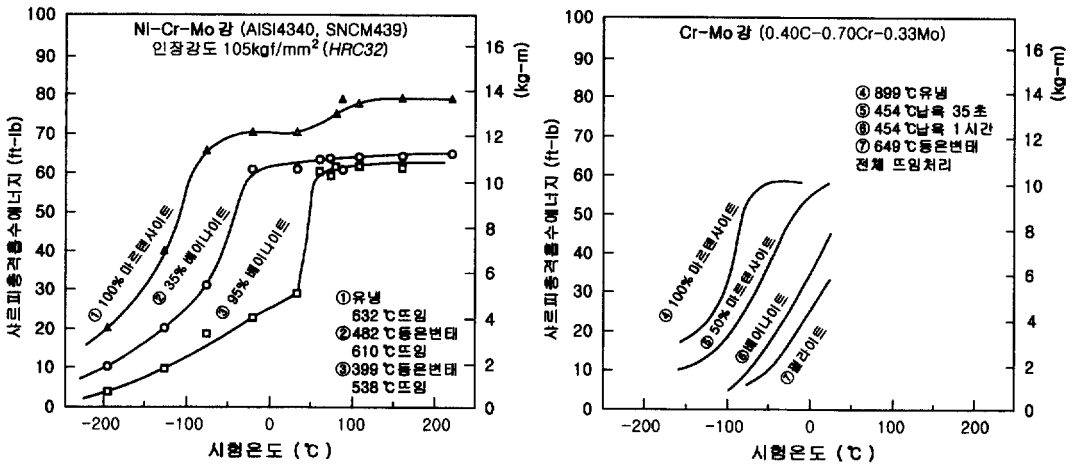


Fig. 11. Ni-Cr-Mo강과 Cr-Mo강의 조직과 충격흡수에너지의 관계

인성과 관련된 천이온도를 낮추는 것이 인성을 향상시키는 방안으로 위의 식[10]들로부터, 연성파괴 경향을 나타내는 페라이트·퍼얼라이트 조직에서는 세멘타이트 형성(결정입계의 판상 탄화물 포함)을 감소시키고 입자를 미세화시키며, 유리 질소에 의한 Cottrell분위기를 방지하여 변형이 쉽도록 하는 것이 인성향상에 유리함을 알 수 있다.

반면, 취성파괴 경향이 강한 베이나이트·마르텐사이

트 조직에서도 역시, packet 크기와 lath 폭을 작아하는 조직미세화에 따른 탄화물 크기 감소로 한계 벽개용력,  $\sigma_f$ 를 증가시켜 인성향상을 도모할 수 있다.

뜨임처리 후의 인성은 페라이트→퍼얼라이트→베이나이트→마르텐사이트 순서로 증가한다. 그림 11은 Ni-Cr-Mo강과 Cr-Mo강의 천이온도가 조직의 혼합비에 따라 변화하는 것을 나타내었다. 100% 마르텐사이트 조직이 퍼얼라이트, 베이나이트, 마르텐사이트의 혼합조직

보다 뜨임처리 후의 인성이 높다. 이것은 마르텐사이트 조직과 같이 lath가 미세할수록 그 사이에 존재하는 탄화물의 크기가 작고 이들이 뜨임처리 후, 미세한 구상으로 잘 변화되기 때문으로 해석할 수 있다.

그림 12는 강도를 기준으로 충격 흡수에너지와 조직의 관계를 나타낸 것이다. 인장강도 80 Kg/mm<sup>2</sup>급을 기준으로 비교하면 마르텐사이트+하부베이나이트를 뜨임처리한 조직이 인성이 가장 좋고 베이나이트, 페라이트·퍼알라이트 조직으로 되면서 인성이 저하한다. 인성이 저하한 이유는 불완전 담금질에 의해 상대적으로 조대한 세멘타이트가 lath 사이에 존재하는 상부 베이나이트

를 함유하는 혼합조직이 포함되었기 때문이다.

0.45C-9Ni-4Co강의 파괴인성값, K<sub>IC</sub>에 대한 미세조직의 영향을 그림 13에 나타내었다. 베이나이트 조직이 마르텐사이트조직 보다 파괴인성값이 높게 나타났다.

강재의 인성을 개선하는 수단으로 마르텐사이트 혹은 베이나이트 조직과 잔류 오스테나이트의 2상 혼합조직을 이용하는 방법도 있다. 그림 14는 베이나이트 조직에 20% 이상의 잔류 오스테나이트가 혼합된 2상의 SUP 6 강과 베이나이트 단상의 S55C 강을 동일 강도일 때의 연신율을 비교한 것으로, 2상의 SUP 6 강의 연신이 훨씬 우수한 것으로 나타났다.

그림 15는 9% Ni강의 -196°C에서의 여러 특성과

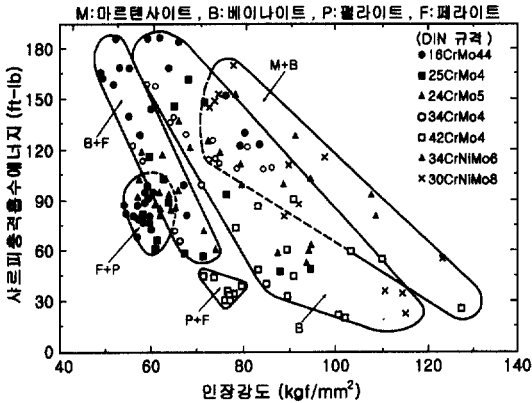


Fig. 12. 담금질, 뜨임 처리후의 조직과 충격흡수에너지의 관계

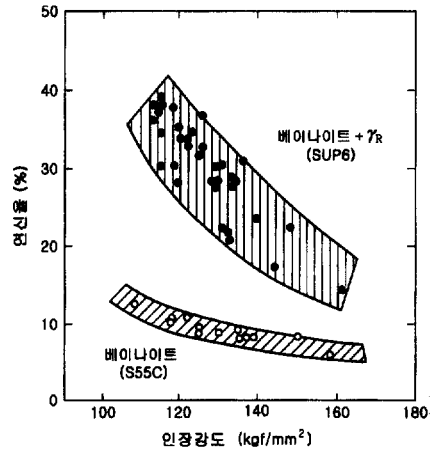


Fig. 14. 잔류오스테나이트와 연성의 관계

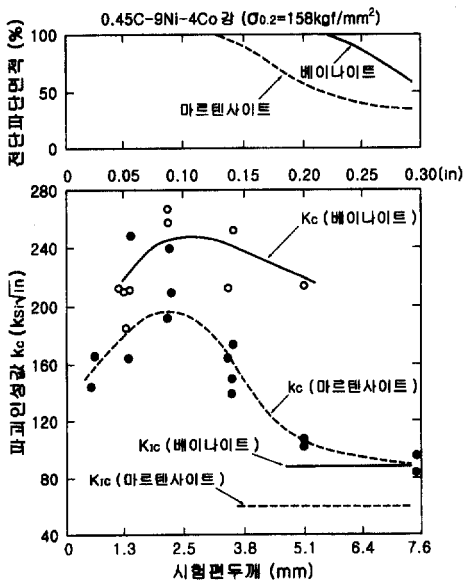


Fig. 13. 파괴인성과 미세조직의 관계

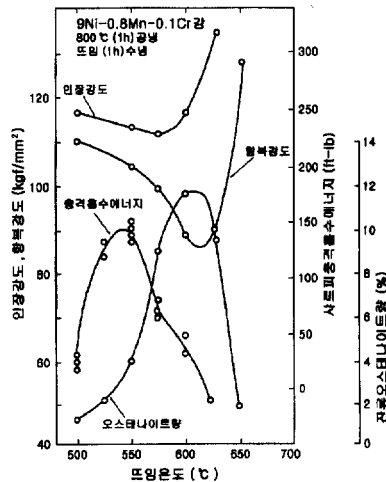


Fig. 15. 뜨임에 의한 여러특성의 변화



뜨임은도의 관계를 나타낸 것이다. 뜨임시의 역변태에 의해 석출하는 잔류 오스테나이트가 충격값을 향상시킨다. 특히, 잔류 오스테나이트가 미세 균일하게 분포하는 석출 초기단계가 충격값 개선에 효과적이다.

최근에는 제어압연과 압연후 급속냉각 처리를 조합시켜 페라이트와 미세 마르텐사이트 혹은 베이나이트의 혼합 조직으로 고강도와 고인성을 목표로 하는 기술이 많이 적용되고 있다.

5.3. 개재물의 영향

철강재료의 생산공정은 개재물과 편석 등 강의 품질에 영향을 미치며, 특히 강의 파괴인성은 연성파괴의 시발점이 되는 개재물에 큰 영향을 받는다. 이와 같이 연성 파괴에서 최종 파괴까지의 연신 혹은 소성 변형에 의한 에너지흡수는 강의 청정도가 높으면 크게 개선될 수 있다. 생산과정에서 탈산과 탈유황의 모든 방안을 강구하면 비금속 개재물을 상당량 저감시킬 수 있으나 많은 비용이 소요되므로, 강의 사용목적에 알맞은 청정도를 유지하는 것이 바람직하다. 현재 일반화된 제강공정에 의해 생산되는 강재에는 다소의 비금속 개재물이 내재되어 있으므로 이들 개재물의 특성을 파악하고 활용하려는 노력이 필요하다.

개재물은 가공에 의해 점성 변형을 하는 MnS 등과 같은 A형태, 불연속 입자의 형태로 분포하는 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>와 같은 B형태와 가공에 의해 점성변형을 하지 않고 불규칙 분포하는 MnO와 같은 C형태로 구분된다. A형태와 같이 가공에 의해 변형을 하는 개재물은 가공방향으로 연신되므로 기계적 성질에 이방성을 주게 된다. 강에는 보통 0.02%의 S를 함유하지만 MnS개재물로 존재하여 인성을 아주 나쁘게 하며, 특히 MnS량과 Aspect ratio(장단축의 비)가 큰 영향을 준다.

Sims의 분류에 의하면, MnS는 용고시의 형상으로부터 I형(구형), II(공정형), III(각형)으로 분류된다[11]. 그림 16은 용고 및 압연 후의 MnS형상을 나타낸 것으로, 강중의 산소량과 화학성분의 영향이 크다. 주강에서 문제가 되는 II형은 덴드라이트수지 사이의 최종 용고부에 공정반응에 의해 정출되는 것으로 알려져 있다. II형 이외의 개재물은 덴드라이트 중심과 최종 용고부의 중간 부분에서 가장 많이 나타난다.

MnS에 의한 이방성은 S를 0.01% 이하로 감소시키거나, 크로스 압연에 의해 해결하기도 한다. Ce을 함유한

분류	I형	II형	III형
생성조건	0 > 200ppm	0 < 100ppm	0 < 100ppm 또한 C, Si, Al%가 높을 경우 (P, Ca, Cr, Zr이 함유 되면 생성되기 쉽다.)
용고상태			
압연상태			

Fig. 16. MnS의 분류

mish 메탈 및 적당량의 회토류원소를 첨가하여 MnS의 형태를 구상화시키고 이방성을 없애는 방안도 있다.

참고문헌

1. S. T. Rolfe and J. M. Barson: Fracture and Fatigue Control in Structures, Prentice-Hall, New Jersey, (1977) 93.
2. ASTM Standard E399-78A, Standard Test Method for Plane-Strain Fracture Toughness of Metallic Materials, 1979 Annual Book of ASTM Standards, Part 10, Philadelphia, (1979) 540.
3. ASTM Standard E813-81, Standard Test Method for J<sub>IC</sub>, A Measure of Fracture Toughness, 1982 Annual Book of ASTM Standards, Part 10, Philadelphia, (1982) 822.
4. British Standard Institution BS5762, Methods for Crack Opening Displacement(COD) Testing, BSI, London, (1979).
5. G. T. Hahn: Met. Trans., 15A (1984) 947.
6. E. Smith: Proc. Conf. Physical Basis of Yield and Fracture, Oxford, (1966) 36.
7. D. A. Curry and J. F. Knott: Met. Sci., 12 (1978) 511.
8. R. O. Ritchie and A. W. Thompson: Met. Trans., 16A (1985) 233.
9. G. G. Garrett and J. F. Knott: Met. Trans., 9A (1978) 1187.
10. F. B. Pickering: Physical Metallurgy and the Design of Steels, Applied Science Publishers LTD, London (1978) 63.
11. 小指: 鐵鋼, 61 (1975) 2998.