

# 破面解析과 그 應用(II)

金 楨 圭 · 徐 昌 敏

<漢陽大 機械設計學科 · 慶北大 機械工學科>

## 4. 定量 破面解析과 破壞力學

### 4.1. 延性破壤

연성파괴의 특징적 모양인 덩플(dimple)의 크기는 재료의 소성 변형량과 관계하고 있으므로 소성변형과 대응하고 있는 연성은 덩플의 크기와 관련이 있다고 할 수 있다. 그림 19는 SNCM 강을 사용하여 파괴인성치  $K_{IC}$ 와 덩플크기와의 관계를 간접적으로 나타낸 것으로  $K_{IC}$ 는 다음 식으로 나타내고 있다.

$$K_{IC} = \frac{\sigma_y}{1-2\nu} \sqrt{\pi(1+n)} d^* \left[ \frac{\epsilon_f \cdot E}{\sigma_y} \right]^{1+n} \quad (1)$$

$\nu$ : 프와송비  
 $\sigma_y$ : 항복강도

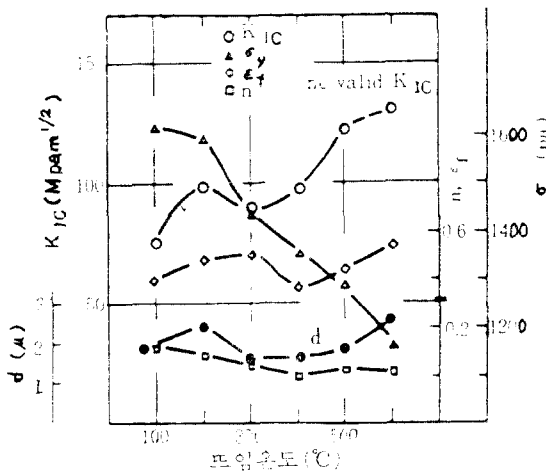


그림 19 덩플의 직경과  $K_{IC}$  및 기계적 성질의 관계

$n$ : 가공경화지수  
 $E$ : 영률(Young's modulus)  
 $\epsilon_f$ : 파단연성  
 $d^*$ : 금속조직의 크기(덩플크기와 거의 같음)

또한 그림 20에서 보는 바와 같이 덩플의 크기는 균일하지 않고 크고 작은 덩플이 함께 존재하는 경우가 많다. 이것은 커다란 개재물(inclusions), 석출물(precipitation), 제 2 상 입자(particles)등을 핵으로 하는 큰 공동(void)사이에는 다수의 작은 공동이 있고 큰 공동이 어느 정도 성장한 단계에서 이들 작은 공동에 의해 연결되어 최종 파단에 도달 했음을 나타낸 것이다. 따라서 개재물, 석출물, 제 2 상 입자등의 평균간격이 작을수록 공동의 합체(coalescence)가 용이하므로 결국 작은 덩플이 차지하는 면적율이 클수록 연성, 인성은 저하하게 된다고 할 수 있다. 한편 이와 반대로 연성, 인성은 주로 개재물, 석

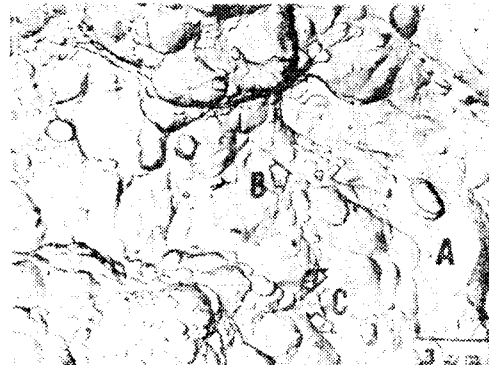


그림 20 덩플 파면(A: 큰 덩플, B: 작은 덩플)

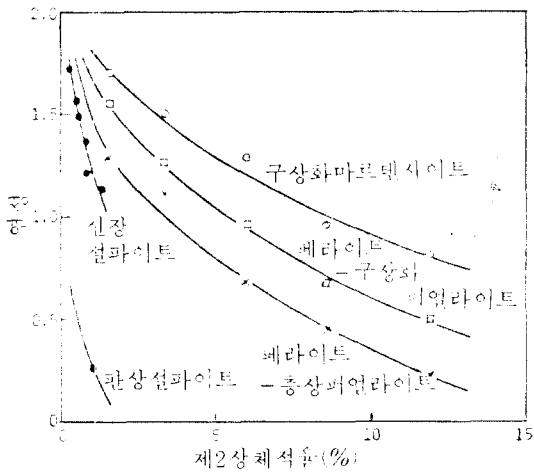


그림 21 제 2 상 입자의 체적율과 연성의 관계

출물, 제 2 상 입자의 체적율에 의존함이 알려져 있다. 그림 21은 Pickering에 의한 실험결과로 공동의 기점이 되는 2相(second phase)의 종류, 양, 형태 및 모상(matrix)의 현미경조직에 의해 연성이 어떻게 변하는가를 나타내고 있다. 또한 2相의 존재에 의한 연성과파괴저항의 변화를 파괴인성치와 연관지을려는 노력도 행하여 지고 있고 그 일례를 소개한다. 선형파괴역학에 있어서 응력확대계수(stress intensity factor)  $K$ 와 소성변형을 전제로 하는 개구변위(crack opening displacement; COD)는 개념상 본질적으로 다르지만 노치선단에 생성하는 소성영역(plastic zone)이 충분히 작은 경우에는 근사적으로 탄성론으로서 취급할 수 있으므로 파괴응력이 항복점의 2배 정도라고 하면 다음식이 성립한다.

$$K_{Ic} = (2\sigma_y \cdot E \cdot \delta_c)^{1/2} \quad (2)$$

$K_{Ic}$ : 평면변형률상태에서의 한계응력확대계수(파괴인성치)

$\sigma_y$ : 항복점

$E$ : 영률(Young's modulus)

$\delta_c$ : 한계 COD 값

Han과 Rosenfield는 분산된 비교적 큰( $\geq 1\mu m$ ) 제 2 상 입자가 존재하는 재료의 시험편에 응력을 부하했을 때 노치선단부에서 먼저 입자가 부서지고 이것이 그림 22와 같이 선단에 의해 연결

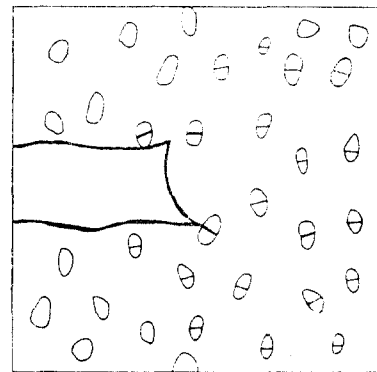


그림 22 연성균열의 선단과 제 2 상 입자분산의 관계

되는 조건이 연성파괴의 발생조건이 된다고 가정하였다. 즉 제 2 상 입자의 평균간격  $\lambda_c$ 가 균열 선단의 한계 COD 값  $\delta_c$ 에 일치한다고 생각한다.

$$K_{Ic} = (2\sigma_y \cdot E \cdot \lambda_c)^{1/2} \quad (3)$$

한편 제 2 상 입자를 평균직경  $D$ 의 구형이라고 가정하면 그 체적은  $\pi \cdot D^3/6$ 이 되므로 이 체적율을  $f_c$ 라고 하면  $\lambda_c$ 는

$$\lambda_c = \left( \frac{\pi \cdot D^3}{6 \cdot f_c} \right)^{1/3} \quad (4)$$

식 (3)에 식 (4)을 대입하면  $K_{Ic}$ 는  $f_c$ ,  $D$ 의 함수로서 다음과 같이 나타낸다.

$$K_{Ic} = \left\{ 2\sigma_y \cdot E \cdot \frac{\pi}{6} \right\}^{1/2} \cdot D^{1/3} \cdot f_c^{-1/6} \quad (5)$$

그림 23 은 저합금강, 마아징(maraging)강 및

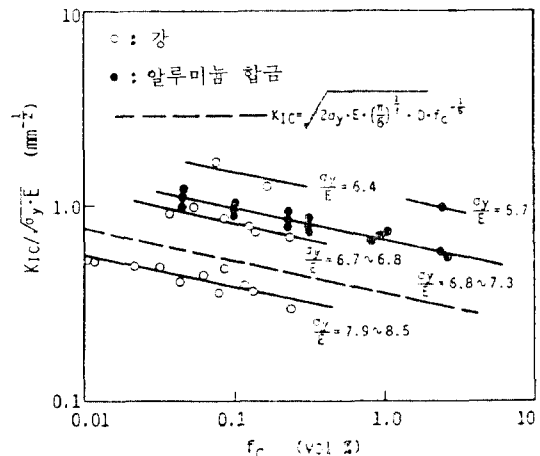


그림 23 제 2 상 입자의 체적율과 연성파괴 인성치와의 관계

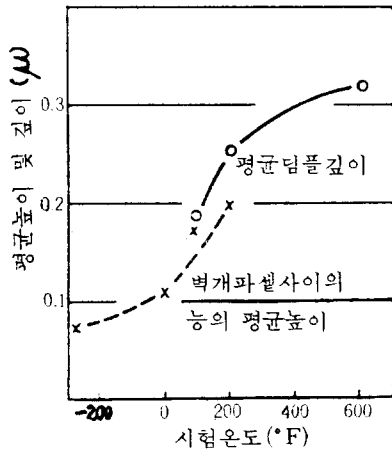


그림 24 notch의 평균깊이 및 벽개파셀사이의 notch의 평균높이와 시험온도

알루미늄합금에 있어서의  $K_{Ic}/(\sigma_y \cdot E)^{1/2}$ 과  $f_c$ 와 의 관계이다.

그림 24는 notch의 깊이와 시험온도와의 관계 를 나타낸 것으로 notch의 깊이가 시험온도의 저 하와 함께 감소하는 것으로 보아 재료의 연성은 notch의 깊이와도 대응하고 있음을 쉽게 알 수 있다.

이상 연성과파괴의 대표적 파면형태인 notch의 정 량화에 관하여 기술하였으나 notch는 다른 모양 의 파면에 비하여 정량화가 어려운 것으로 알려 져 있다.

#### 4.2. 脆性破壊

취성파괴의 대표적 파면모양은 물 흐름의 모양 (river pattern)이지만 이것은 대단히 미세한 단 (step)이기 때문에 거시적인 파괴거동에 거의 영 향을 미치지 않고 오히려 벽개파셀(cleavage facet)경계의 커다란 단이 중요하다고 생각된다. 미세한 탄화물이 입계에 존재하는 저탄소강의 경 우, 탄화물에서 균열이 발생, 성장하여 페라이트 (ferrite)입계에서 정지하고 다시 이 과정을 반 복하여 최종적으로 파단하므로 이 강도의 파면단 위는 결정입경의 크기에 대응하지만 뜨임한 마 르텐사이트(tempered martensite)강등에서는 균 열이 페라이트의 입계에서 정지할 수 없으므로

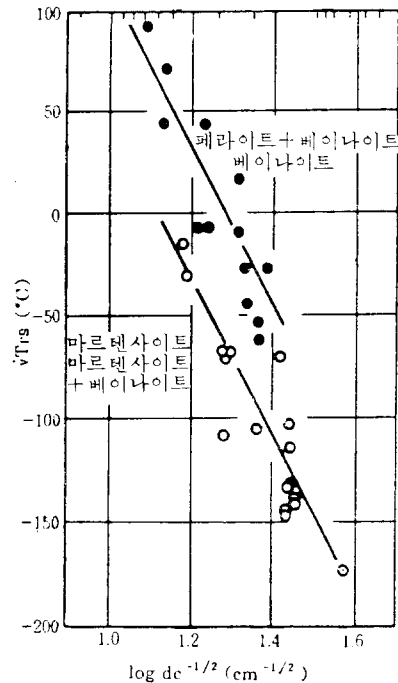


그림 25 파면단위와 천이온도의 관계

유효평균입경의 크기와 관계가 있다고 생각된다. 따라서 벽개파셀단위의 크기와 취성파괴특성과 의 사이에 상관관계가 있음이 기대된다. 그림 25는 저탄소 저합금강의 충격시험에 있어서 50 %의 취성파면 천이온도  $vTrs$ 와 파면단위  $d_c$ 의 평방근의 역수의 대수치와의 관계를 나타낸 것 으로 양자의 사이에는 직선관계이고 하나의 파

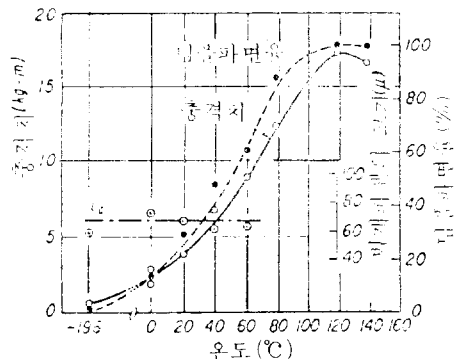


그림 26 충격치, notch파면율, 벽개파셀의 온도에 의한 변화

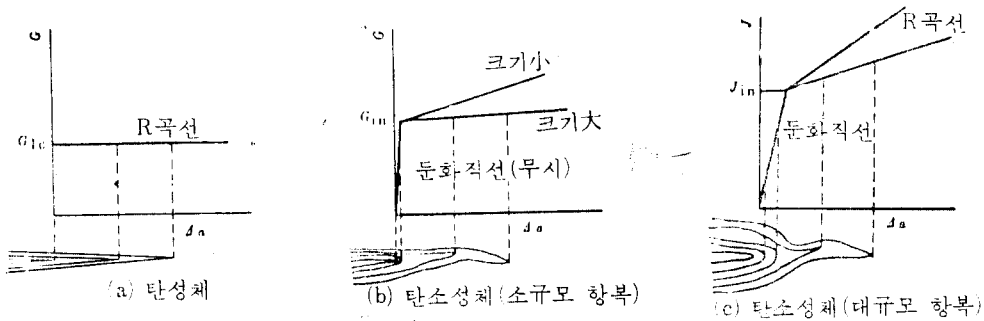


그림 27 탄성체 및 탄소성체의 파괴저항곡선

면단위 크기의 균열의 전파 가능여부가 최종파단을 지배하고 있다고 생각된다.

벽개파셀단위의 크기는 온도의 상승에 따라 변하는 것이 아니고 온도의 상승과 함께 벽개파셀단위 전체가 덩플파면으로 이행하게 되어 덩플파면이 증가하게 된다. 이 덩플파면의 면적율을 취하면 그림 26과 같이 충격치 또는 파괴인성과의 사이에는 상관관계가 있음을 알 수 있다.

### 4.3. 破壞靱性

일반적으로 구조물 부재의 파괴는 불안정파괴(unstable fracture)에 앞서서 하중증가와 함께 파괴가 서서히 진행되는 안정파괴(stable fracture)가 존재하는 경우가 많다. 이때 안정파괴에서 불안정파괴로 이행할 때에 재료가 나타내는 저항치가 파괴인성(fracture toughness)이다. 구조물 부재의 변형 및 파괴에 대한 저항은 그림 27에서 보는 바와 같이 균열전단의 소성둔화직선(plastic blunting line)과 파괴저항곡선(fracture resistance curve, R curve)에 의해서 거의 완전히 표시될 수 있다. 그림의 종축은 균열면의 변화양식이 Mode I인 경우의 에너지해방률  $G$ (energy release rate) 또는  $J$ 적분( $J$  integral)이고 횡축의  $\Delta a$ 는 균열길이의 증분을 나타내고 있다. R곡선의 꺾어지는 점이 불안정 파괴로 이행할 때의 파괴인성  $G_c$  또는  $J_c$ 이고 이것에 대해서 둔화직선과 R곡선의 교점을 안정파괴가 개시할 때의 파괴인성  $G_{in}$  또는  $J_{in}$ 로서 정의할 수 있다.

같은 재료에 대해서 소규모 항복(small yield

scale) 상태에서 얻어진  $G_{in}(=J_{in})$ 과 대규모 항복(large yield scale) 상태에서 얻어진  $J_{in}$ 은 완전히 값이 일치한다. 즉 이와같은 경우의  $J_{in}$ 을 탄소성 파괴인성  $J_{ic}$ 로서 정의하면 이것은 소규모 항복상태에서의 평면변형을 파괴인성  $G_{1c}$ (또는  $K_{1c}$ )도 포함된다고 생각한다. 따라서  $J_{ic}$ ,  $K_{1c}$ 는 재료가 나타내는 최소의 파괴저항으로서 재료평가 및 설계에 중요시되고 있다.

현재 파면해석은 둔화직선 및 R곡선의 실측, 안정파괴개시점의 검출 및 파괴저항의 정량적 평가에 유효하게 이용되고 있다.

#### (1) 파면해석에 의한 둔화직선

파괴인성시험편의 피로균열부(pre-fatigue crack)와 급속파괴부의 경계부에는 그림 28과 같이 무특징의 파면형태를 가진 스트레치 존(stretched zone, SZ)이라고 하는 영역이 나타난다.



피로균열 ← 스트레치존 → 피로마크

그림 28 스트레치 존의 파면

■ 講 座

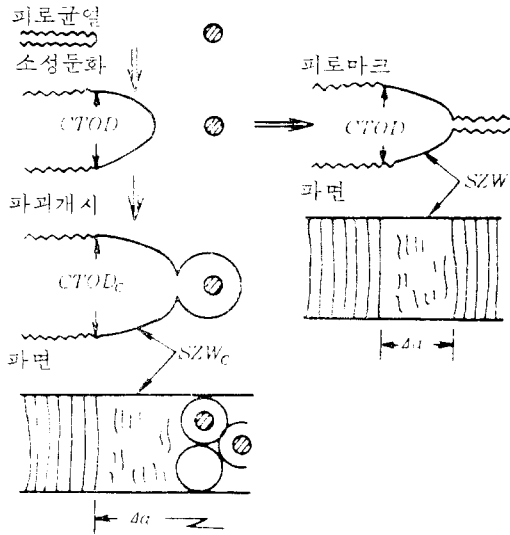


그림 29 스트레치 존의 형성과 검출

이 영역은 균열전단의 소성분화의 결과로서 생긴 것으로 급속파괴발생기구에 관한 자료를 제공한다.

그림 29 및 30은 SZ의 형성과정 및 과하중파단한 시험편에서 얻어지는 한계 SZ의 폭(critical stretched zone width),  $SZW_c$ 의 모양을 나타낸 것이다.  $SZW$ 의 검출은 그림 29에서와 같이 임의의 부하상태에서 부분적으로 제하한 후, 피로에 의해 균열을 진전시키면 형성되어 있는  $SZW$ 의 모양을 손상하지 않고 관찰할 수 있다. 이 경우 측정된  $SZW$ 는 균열길이 증분  $\Delta a$  또는  $CTOD$ 와 직접적인 대응관계가 있다.

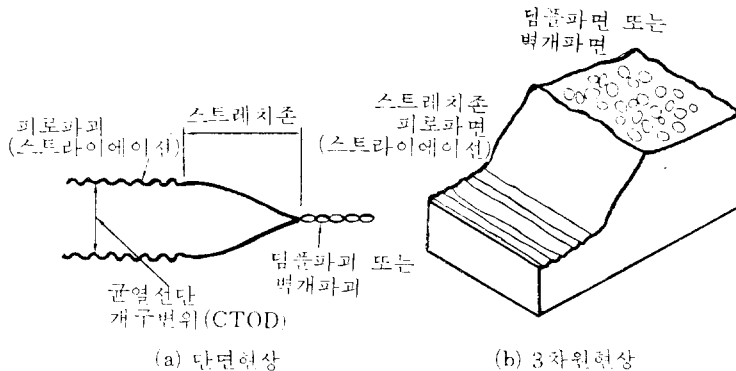


그림 30 한계 스트레치 존의 형성

$$CTOD = 2 \tan \beta SZW \quad (6)$$

$$\Delta a = SZW \quad (7)$$

여기에서  $2\beta$ 는 균열전단의 둔화각도

또한 SEM을 사용하는 경우 거시적인 파면이 전자선에 대하여 수직이 아니고  $\beta=45^\circ$ 의 경사각으로 파면을 관찰하면  $SZW$ 는 최대치  $SZW_{max}$ 를 나타낸다. 따라서 그림 31에 나타낸 바와 같이 균열 전단의 둔화각도를

$$2\beta = 90^\circ$$

라고 가정하면

$$CTOD = 2 \sin \beta SZW_{max} = 1.4 SZW_{max} \quad (8)$$

$$\Delta a = \cos \beta SZW_{max} = 0.7 SZW_{max} \quad (9)$$

따라서  $CTOD$ ,  $\Delta a$ 와  $SZW$  또는  $SZW_{max}$ 와의 사이에는  $\beta$ 를 고려하여 일의적인 대응관계가 있게 된다.

그림 32는  $SZW$ 의 값을  $J/\sigma_{fs}$ 에 대해서 양

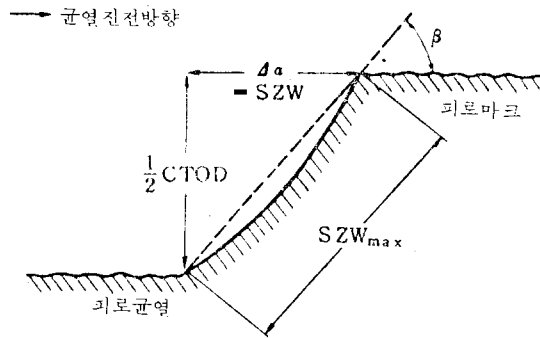


그림 31 스트레치 존의 폭  $SZW$ 와 균열전단의 개구변위  $CTOD$ , 균열길이 증분  $\Delta a$  및 균열전단의 둔화각도  $2\beta$ 의 관계

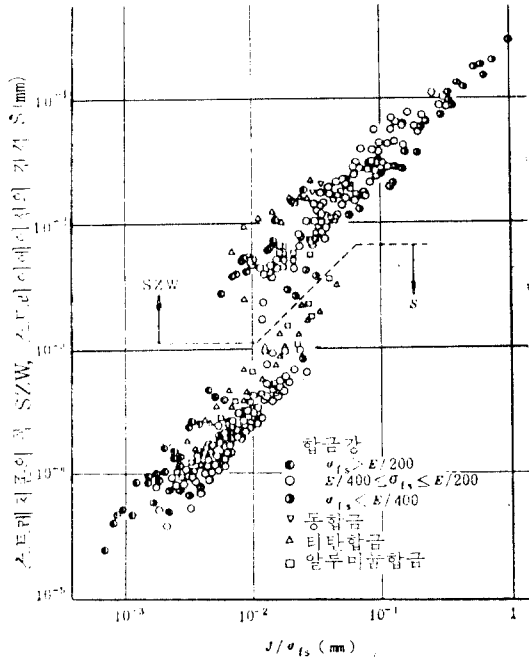


그림 32 스트레치 존의 폭 SZW 및 스트라이에이션 간격  $s$ 와  $J/\sigma_{fs}$ 의 관계

대수로 나타낸 결과이다.

다만  $\sigma_{fs}$ 는 다음식으로 가정하였다.

$$\sigma_{fs} = \frac{\sigma_{ys} + \sigma_B}{2} \quad (10)$$

여기에서  $\sigma_{ys}$ 는 0.2% 내력(proof stress),

$\sigma_B$ 는 인장장도이다.

채용한  $\sigma_{ys}, \sigma_B, E$  및 시험온도의 범위는 다음과 같다.

$$\sigma_{ys} = 17 \sim 193 \text{ kg/mm}^2$$

$$\sigma_B = 34 \sim 200 \text{ kg/mm}^2$$

$$E = 7200 \sim 2100 \text{ kg/mm}^2$$

$$T = -150 \sim +300^\circ\text{C}$$

이 그림에 있어서  $SZW - J/\sigma_{fs}$  관계는 상당히 넓게 분포하고 있어 일의적으로 정할 수 없고, 분산대의 중앙값은 대략 다음식으로 나타낸다.

$$SZW = \frac{1}{3} \cdot \frac{J}{\sigma_{fs}} \quad (11)$$

그림 33은  $SZW$ 의 값을  $J/\sigma_{fs}$  대신에  $J/E$ 에

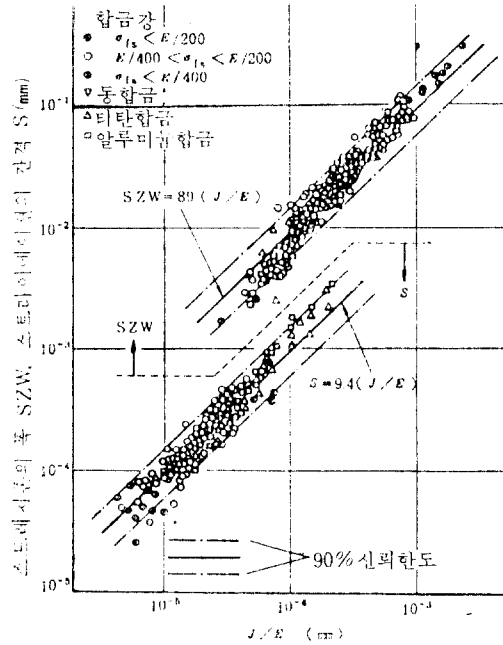


그림 33 스트레치 존의 폭 SZW 및 스트라이에이션 간격  $s$ 와  $J/E$ 의 관계

대해서 양대수로 나타낸 결과로서 종탄성계수  $E$ 의 변화는  $SZW$ 와  $J/E$ 의 관계에 거의 영향을 미치지 않고, 또한 시험온도  $T$ 의 영향도 보이지 않는다.  $SZW$ 와  $J/E$ 의 관계를 다음식과 같이 가정하면

$$SZW = c \frac{J}{E} \quad (12)$$

비례정수  $c$ 의 평균값은  $\bar{c} = 89$ , 그리고 90% 신뢰한도에 대한 편차는  $54.7 \leq c \leq 143$ 이 된다.

여러가지 종류의 알루미늄합금(2017-T3, 2024-T3, 5083-0, 7075-T6 및 7N01-T6)에 대해서 행한 실험결과에 의하면, 7075-T6 합금을 제외하고는

$$SZW = \frac{1}{4} \cdot \frac{J}{\sigma_{fs}} \quad (13)$$

이 거의 성립한다. 7075-T6 합금에서의 비례정수의 값은 0.44이다. 한편 식 (12)의 성립을 가정한 경우, 5000계 및 7000계 합금의 결과는 그림 33에 나타낸 여러가지 재료에 대한 90%

講 座

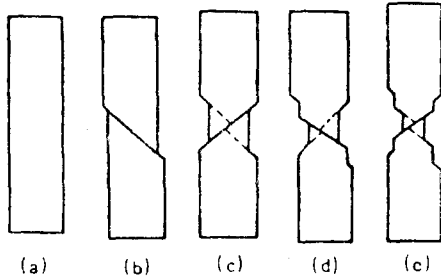


그림 34 평활시험편의 슬립면 분리에 의한 연성파괴의 기구

신뢰한계의 하한근방에 위치하고 ( $c=76.2\sim 54.5$ ), 2000계 합금의 결과는 이것보다 훨씬 낮다 ( $c=47.9$  및  $40.5$ ). 즉 식 (12)은 확립된 관계가 아니고 계속해서 재료별로 계통적인 실험을 행함이 필요하다.

(2) 둔화직선의 한계선

균열선단의 소성둔화의 기구는 그림 34에 나타난 평활시험편의 슬립 분리에 의한 연성파괴 기구와 같다. 소형둔화의 정도는 균열선단의 개구량(CTOD) 또는 진전량( $A_0$ )으로서 표현할 수 있고, 소성둔화가 무한히 계속하면 완전한 연성파괴가 일어난다. 그러나 이것은 비교적 고온에 있어서 순금속의 경우뿐이고 보통의 금속재료에서는 소성둔화에 반드시 한계가 있다. 이것은 벽개(cleavage), 결정입계분리, 또는 제 2상 입자를 기점으로 하는 미소공동(void)의 성장과 합체에 의해 일어난다. 탄소성파괴인성  $J_{1c}$ 의 물리적 의미는 이러한 둔화직선의 한계조건이다.

가장 일반적인 덩플파괴의 경우를 생각해 보자.

그림 35에 평활시험편의 전형적인 컵-콘(cup-cone)파괴를 나타낸다. 이 파괴는 시험편 내부에 있어서 제 2상 입자를 기점으로 하는 미소공동의 성장과 합체가 일어나고, 신장(elongation)이 끝난 경우이다. 소성둔화의 한계도 이와같은

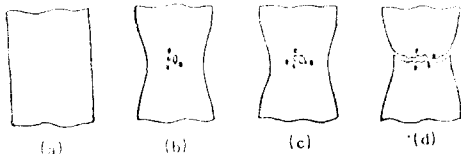


그림 35 컵-콘(cup-cone)파괴의 과정

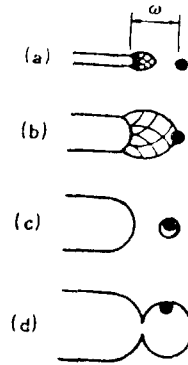


그림 36 미소공동의 성장과 합체에 의한 균열선단 소성둔화의 한계

기구로서 생각하면 쉽게 이해할 수 있다. 그림 36에서, 균열선단에서  $w$ 인 거리에 제 2상 입자가 있다고 하면, 균열선단의 소성둔화는 제 2상 입자의 주위에서 성장하는 공동과의 합체에 의해

$$A_0 = SZW_0 = w - \frac{d}{2} \quad (14)$$

여기에서  $d$ 는 합체시의 미소공동직경으로서 끝남을 알 수 있다. 이것이 파괴개시이다.  $w$  및  $d$ 는 거의 재료정수라고 생각할 수 있으므로 식 (11), (12) 및 (13)에 있어서  $SZW = SZW_0$ 에 대한  $J = J_{1c}$ 도 재료정수가 된다.

실제로는, 제 2상 입자의 종류, 크기 및 분포는 일정하지 않기 때문에 균열선단의 파괴개시의 모양은 복잡하고, 또한  $SZW_0$ 의 크기도 균일하지 않다. 그림 37은 파괴개시의 모양을 종합하여 나타낸 것으로 다음과 같이 분류할 수 있다.

(가) 둔화한 균열과 미소공동이 서로 접촉할

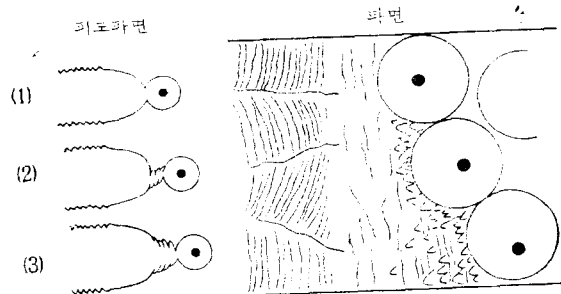


그림 37 미소공동의 성장과 합체에 의한 파괴개시의 모양

때까지 성장, 합체

(나) 둔화한 균열선단과 미소공동의 사이에서 전단파괴가 발생→이 파괴는 작은 제 2 상 입자를 기점으로 하는 미소공동의 성장 합체

(다) 둔화한 균열선단에 있어서, 작은 제 2 상 입자를 기점으로한 미소공동의 성장과 합체에 의해 찢음(tear)파괴가 발생, 그리고 파면에 이 파괴에 의한 덩플은 스트레치 존 위에 중첩하여 나타나고, 둔화와 파괴의 구분이 불명확하다.

알루미늄합금에서는 이러한 3 가지 모양의 식별이 명확하지만 합금강에서는 구분이 명확하지 않고 모양은 더욱 복잡함이 알려져 있다. 그러나 동일 시험편에 있어서 SZW<sub>c</sub>의 변동을 가져오는 인자(제 2 상입자의 종류, 크기, 분포등)는 일종의 재료특성으로 볼 수 있으므로 평면변형 율상태의 시험편두께의 중앙부의 범위에 대해서 SZW<sub>c</sub>를 평균화하면 이 값은 재료특성이 반영된 재료정수가 된다.

제 2 상입자의 평균간격  $\bar{w}$ 는 제 2 상입자의 체적율의 증대와 함께 감소하므로 평균화한 SZW<sub>c</sub>는 제 2 상입자의 체적율의 증대와 함께 감소하게 되는 것이다. 또한 동일계열의 재료에 대해서 평활시험편의 항복응력  $\sigma_{ys}$  또는 유동응력  $\sigma_{fl}$ 은 제 2 상입자의 체적율의 증대와 함께 상승하고, 결국 SZW<sub>c</sub>는  $\sigma_{ys}$  또는  $\sigma_{fl}$ 의 증대와 함께 감소한다.

일단 파괴가 개시하면 그 이전에 형성된 SZW<sub>c</sub>는 균열선단으로 부터 뒤에 남게 되고, 또한 여기에서는 반드시 재하가 생김으로 SZW<sub>c</sub>의 크기는 파괴의 진행에 의한 영향을 받지 않는다. 따라서 파괴개시후에 재하 또는 과하중과단한 시험편에 대해서 SZW<sub>c</sub>를 측정하면, 이것은 부하시의 J 값과 관계없는 일정한 값이 된다. 실제로는 재료의 불균질 및 측정의 오차가 있으므로 이들의 평균값으로 SZW<sub>c</sub>가 정해진다. 그림 38은 둔화직선과 함께 SZW<sub>c</sub>의 값을 나타낸 일례이다. 수평선이 평균값으로서의 SZW<sub>c</sub>를 나타내고, 이것이 둔화직선의 한계점이며, 이 점에 대응하는 J 값은 파괴가 개시할 때의 파괴인성  $J_{ic}$ 이다. 小林에 의해 제안된  $J_{ic}$  시험방법(stre-

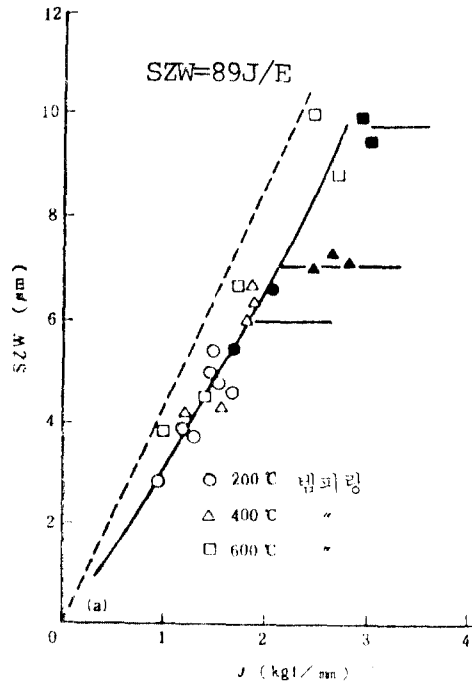


그림 38 둔화직선과 스트레치 존 SZW

ched zone 법)은 이 원리에 의한 것이다.

파괴가 개시할 때의 파괴저항 및 파괴기구들이 이미 설명한 제 2 상 입자를 비롯한 재료인자의 영향과의 관련에 있어서 정량적으로 평가하기 위해서는 더욱 SZW<sub>c</sub>에 인접하는 덩플파괴영역에 대한 파면해석이 필요하다. 이러한 사항은 둔화의 한계가 벽개 또는 결정입계분리인 경우도 마찬가지이다.

(3) SZW(stretched zone width)법에 의한 파괴인성평가

ASTM E813-81에 규격화 되어있는 파괴인성평가법인 R-곡선법은 안정균열의 성장량에 주목하고 있음에 반하여, SZW 법은 이미 설명한 바와 같이 균열이 발생하기 이전에 균열(pre fatigue crack)선단의 소성둔화에 의해 형성된 SZW의 크기에 주목한 것이다.

SZW의 크기와 파괴인성치와의 관련에 적극적으로 이용한 小林의 방법을 요약하면 다음과 같다. (그림 39)

(가) 먼저 피로균열(pre fatigue crack)을 넣



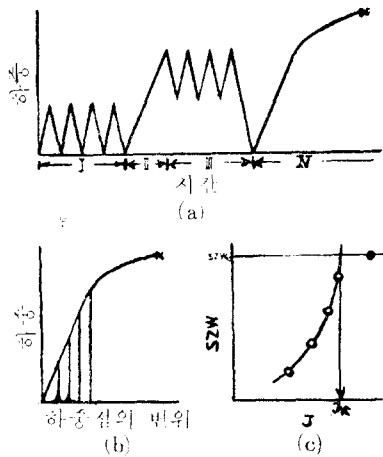


그림 39 스트레치 존의 방법에 의한  $J_{ic}$  시험방법

은(a의 I) 수개의 시험편을 준비하여 파괴가 개시하기 이전의 일정한 변위까지 부하(a의 II)

(나) 시험편을 제거하고, 다시 피로에 의해 균열을 조금 진전시킨 후(a의 III) 과하중에 의해 시험편을 파단(a의 IV)

(다) 영역 II에서 형성된 SZW를 측정하고 하중-하중점변위의 곡선으로 둘러싸인 면적  $A$ 로부터(b)  $J$ 를 구하여 좌표상에 표시(c)

(라) 1개의 시험편을 과하중에 의해 파단시켜  $SZW_c$ 를 측정하고, 둔화직선과  $J$ 에 의존하지 않는  $SZW_c$ 의 교점으로 부터  $J_{ic}$ 를 결정한다.

그림 40에 강도가 다른 여러가지 강도의 결과를 나타낸다.

小林들에 의하면 둔화직선에 관해서 얻은 많

은 실험결과는 재료에 관계없이

$$J = (E/95)SZW_{max} \quad (15)$$

로서 비교적 잘 근사함을 나타내었다.

그런데 SZW법의 결정으로서는 다음과 같은 사항이 알려져 있어 파괴인성평가에 주의를 요하고 있다.

(i) SZW는 반드시 명료하게 관찰되지 않음으로 측정자의 주관적 판단이 개입될 수 있다.

(ii)  $SZW_c$ 는 안정균열부의 뒹굴모양에 의한 영향때문에 측정에 어려운 경우가 있다.

(iii) SZW는 피로균열(pre fatigue crack) 도입시의 하중의 영향때문에 엄격한 조건에서 피로 균열을 도입하여야 한다.

(iv) SZW의 측정은 전자 현미경을 필요로 하기 때문에  $J_{ic}$ 를 얻기 위해서는 상당한 시간을 요한다.

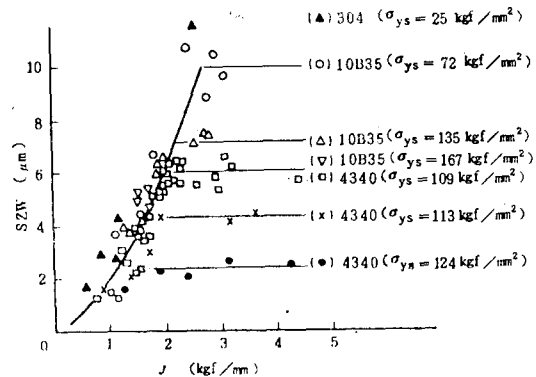


그림 40 스트레치 존법에 의한 실험결과

(다음호에 계속)