[논 문] 대한금속・재료학회지
J. Kor. Inst. Met. & Mater.
Vol. 42, No. 1 (2004)

Advanced Indentation System을 이용한 연성 파괴인성 평가식의 모델링

주장복・이정석・심홍석・이승건・권동일

서울대학교 재료공학부

Modeling of Ductile Fracture Toughness Using Advanced Indentation System

Jang-Bog Ju, Jung-Suk Lee, Hong-Suk Sim, Seung-Gun Lee and Dongil Kwon

School of Materials Science and Engineering, Seoul National University, Seoul 151-742, Korea

Abstract : Fracture properties of various structural steels were determined non-destructively using the advanced indentation system (AIS), which is developed on the basis of continuous indentation technique. In this study, conventional critical strain model was modified to predict the ductile fracture toughness from the AIS data. In deriving the ductile fracture toughness model, fracture strain and characteristic length were estimated using the stress triaxiality and the work-hardening exponent. AIS tests were conducted on carbon steels, stainless steels, aluminum alloys and copper alloys. For all these materials, the results of indentation test were compared to those of the standard fracture toughness test methods, which shows that the present analysis can predict successfully the ductile fracture toughness of structural steels.

(Received May 9, 2003)

Key words : Continuous indentation test, Ductile fracture toughness, Critical strain model, Stress triaxility, Work-hardening exponent

1. 서 론

균열에 대한 저항성을 나타내는 파괴인성에 관한 연구는 대형 산업구조물 뿐만 아니라 정밀 부품소재의 안전성 및 수명예측을 위해 다양하게 진행되어 왔다. 하지만, 파괴인성을 평가하는 기존의 ASTM이나 BS 규격에 의한 시험법들의 경우에는 유효한 물성치를 얻기 위해서는 일정 크기 이상의 시험편을 필요로 한다. 더욱이 대부분의 시험법들이 시험편 채취 후, 시험편의 직접적인 파괴현상을 야기하기 때문에 현장에서 사용되는 산업 구조물이나 부품소재에 직접 적용하기에는 많은 어려움이 있다.

한편, 미소경도 시험법은 간단하면서도 특정 취약부분을 준비 파괴적으로 평가할 수 있기 때문에 사용 중에 있는 산업 구조물의 기계적인 물성을 평가하는 방법으로 널리 사용되어 왔다. 최근에는 기존의 경도시험법을 보다 개선시켜, 압입하중에 따른 압입깊이의 연속적인 측정이 가능한 연속압입 시험법이 개발되어 연구되고 있다. 이 방법은 미소경도 시험법과는 달리 압입 상황 전반에 대한 정보를 측정된 압입하중-변위곡선으로부터 예측함으로써 재료의 경도값 외에도 다양한 기계적 성질을 평가할 수 있다는 장점을 가지고 있다. 연속압입 시험으로부터 측정되는 압입하중-변위곡선의 해석으로부터 재료의 경도값이나 탄성계수 등을 평가하고 있으며, 최근에는 불균일 연신 현상[1]이나 용접부의 잔류응력[2,3]을 평가하고자 하는 연구도 수행 중에 있다. 또한, 비커스 압입자와는 달리 하중이 증가함에 따라 평균접촉압력이 연속적으로 변하는 구형 압입자를 이용하여 표준화된 일축인장실험으로부터 얻을 수 있는 인장물성을 유도하고자 하는 연구가 시도되고 있다[4-6].

하지만, 이러한 연속압입 시험법을 강재에 적용하는 경우에는 압입시 파괴현상이 발생하지 않아서 파괴인성을 직접적인 방법으로는 평가할 수 없다. 재료의 파괴인성은 일반적으로 균열의 진전에 대한 저항성으로 정의할 수 있는데, 외부에서 하중이 작용하는 경우에 재료 내부에 존재하는 균열 첨단에서는 높은 응력 및 변형장을 유발하게 되고, 이러한 응력 및 변형장은 균열의 소성 구속효과에 따라 그 크기가 좌우된다. 연속압입 시험 시에도 이와 유사하게 압입자 하부에는 압입자와 시편의 접촉부분에 큰 변형장이 발생하게 되고, 이때 압입자에 의해 변형된 부분은 매우 작기 때문에 주변의 재료들에 의해 국부적으로 높은 소성구속이 발생하게 된다. 최근의 연구에 의하면 이러한 압입자 하부의 응력집중 정도는 균열 첨단 부근의 응력집중 정도와 매우 유사하다고 알려져 있다[7]. 하지만, 압입자 하부의 변형과 균열 첨단에서의 변형 사이에서는 뚜렷한 차이점이 있다. 즉, 균열 첨단 부근에서의 주응력 방향이 인장인데 비해, 압입자 하부는 주로 압축응력을 받게 된다. 하지만, 반복적인 하중을 받지 않아서 Bauschinger 효과를 배제할 수 있다면, 압축 변형장과 인장 변형장은 일반적으로 동등한 것으로 가정할 수 있다[8].

본 연구에서는 연속압입 시험에 의한 압입하중-변위곡선의 해석으로부터 얻을 수 있는 기계적 물성만을 이용하여 재료의 연성파괴인성을 평가하고자 하였다. 파괴인성 모델링에 있어서는 연성 파괴현상과 파괴변형률 사이의 관계로부터 파괴인성을 평가하는 임계변형률 모델을 이용하였으며, 연속압입 시험으로부터 얻을 수 있는 다양한 변형관련 인자와 응력삼축도를 이용하여 압입자 하부의 변형과 응력집중 정도를 고려하였다. 그리고, 다양한 구조용 강재와 구리, 알루미늄 합금 등에 대한 압입시험

Corresponding author: Jang-Bog Ju
[Tel.: 82-02-880-8404; E-mail: jjbbb@mmrl.snu.ac.kr]

결과를 이용하여 파괴인성을 평가하고, 이를 표준 파괴인성시험 결과와 비교분석하였다.

2. 파괴인성 식 모델링

구조용 재료에 사용되는 강재의 경우에는 저온에서의 취성파괴로부터 고온에서의 연성파괴에 이르기까지 파괴모드의 천이를 겪는다. 저강도 강의 파괴 후 파면관찰 결과[9]에 따르면 저온에서의 취성파괴는 낮은 에너지 상태의 벽개면을 따라 파괴가 일어나는 벽개 파괴모드를 나타내며, 고온에서는 이상입자에서 발생하는 미세 공공의 생성, 성장, 합체에 의한 연성 파괴모드로 파괴가 발생한다. 최근에는 이러한 미세조직적 파괴현상을 거시적인 파괴거동을 설명할 목적으로 파괴거동을 지배하는 기계적 파괴조건과 연관시키려는 시도가 있어 왔다. 이 중에서 연성 파괴모드를 설명하는 모델로서는 균열첨단에서의 미세조직적으로 중요한 특성거리에 걸친 영역에 있어서의 변형률이 임계변형률을 초과할 경우에 파괴가 발생한다는 임계변형률 모델이 제안되어 연구되어져 왔다[9-11]. 이러한 연성파괴에 대한 임계변형률 모델은 다음과 같은 형태로 이루어진다.

$$K_{JC} = C_1(\varepsilon_f^* \cdot l_0^* \cdot E \cdot \sigma_{YS})^{0.5} \quad (1)$$

여기에서 K_{JC}는 J_{IC}로부터 계산된 파괴인성, ε_f^*는 임계 파괴변형률, l_0^*는 변형률이 임계 파괴변형률보다 큰 범위에서의 균열첨단 앞부분의 특성거리, E는 탄성계수, σ_{YS}는 항복강도, C_1은 실험상수를 의미한다. 여기에서 임계변형률의 경우에는 일반적으로 응력삼축도와 연성파괴를 발생시키는 공공의 크기 등의 함수로 정의된다.

Haggag 등[6,12]은 임계변형률 모델과 연속압입 시험으로부터 구한 인장 물성을 실험적인 fitting 방법에 의해 파괴인성을 얻고자 하는 연구를 수행하였다. 이 연구를 살펴보면, (1) 임계 파괴변형률이 인장실험으로부터 얻을 수 있는 균일 연신율과 같다는 가정 하에 균일 연신율과 동등한 값인 가공경화지수(n)로 치환하고, (2) 특성거리를 재료의 결정립크기(d)로 치환하고, (3) 탄성계수 대신에 재료의 강도계수(K)를 사용하여 다음 수식과 같이 파괴인성을 표현하고 있다.

$$K_{JC} = C_2(n \cdot d \cdot K \cdot \sigma_{YS})^{0.5} \quad (2)$$

하지만, 위 모델의 경우, 임계 파괴변형률과 가공경화지수와의 상관관계에 대한 이론적 규명이 불분명할 뿐만 아니라, Garrison 등[13]에 의하면 가공경화지수가 증가하는 경우에는 공공의 성장이 억제되어 파괴에 이르기 위한 변형률이 오히려 작아지게 된다. 이는 본 연구에서 구한 일축인장실험으로부터 구한 파괴변형률과 가공경화지수 사이의 관계(그림 1)를 살펴보면, 가공경화지수가 큰 재료일수록 파괴변형률이 작아지는 결과로도 확인할 수 있었다. 또한, 실험상수 C_2의 경우에도 일부 재료에 대해서만 3.00으로 일치하는 결과가 나올 뿐, 다른 강재에 대해서는 상수를 새롭게 구해야만 하는 단점[6]을 가지고 있다. 본 연구에서는 파괴변형률을 연성 파괴모드의 대표적인 현상인 공공의 성장과 관련하여 다음과 같이 평가하였다.

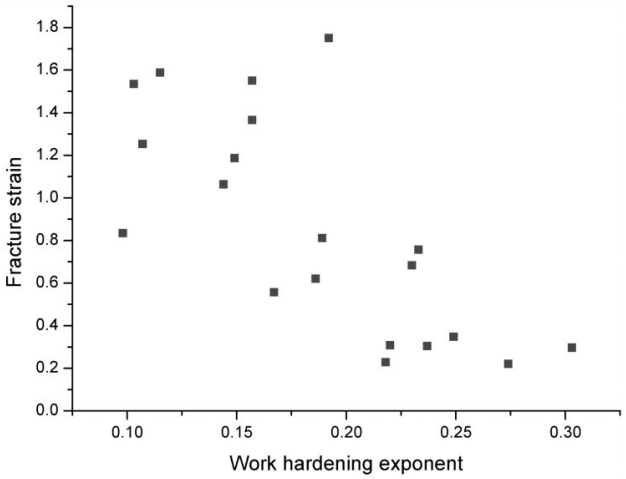

Fig. 1. Relationship between fracture strain and work-hardening exponent showing inverse proportion.

파괴변형률

재료가 연성 파괴모드를 보이는 경우의 임계 파괴변형률은 재료 내부의 공공에 의해 좌우된다. 일반적으로 알려진 연성 파괴기구를 보면, 외부에서 하중이 가해지면 재료 내부의 결정립계나 이상입계 등에서 공공이 발생(void nucleation)하게 된다. 이러한 공공은 외부의 하중이 증가함에 따라 점차 크기가 성장(void growth)하고, 궁극적으로 이렇게 성장된 공공의 합체(void coalescence)에 의해 파손이 발생하게 된다[13]. 이러한 일련의 파괴현상은 각각 외부에서 가해주는 하중에 의한 소성변형률로 표시할 수 있다. Rice 등[14]에 의하면, 외부하중에 의한 소성변형률은 공공의 크기와 하중에 따른 응력삼축도(stress triaxiality)에 의해 좌우된다.

$$\frac{dR}{R} = 0.32 d\varepsilon_p \exp(1.5t) \quad (3)$$

여기에서 R은 공공의 크기, ε_p는 공공 근처에서의 소성변형률, t는 공공근처에서의 응력삼축도를 나타낸다. 그러므로, 재료를 궁극적인 파손에 이르게 하는 임계 파괴변형률의 경우에는 다음과 같은 수식으로부터 결정할 수 있다.

$$\varepsilon_f = \ln\left(\frac{R_f}{R_i}\right)\exp(-1.5t_f)/0.32 \quad (4)$$

연속압입 시험만을 이용하여 임계 파괴변형률을 구하기 위해서는 우선 응력삼축도를 결정하여야 한다. 연속압입 시험시 압입자 하부에서 발생하는 국부적인 소성구속으로 인한 응력삼축도는 균열이나 공공 주위에서의 응력삼축도와 유사한 값을 가지게 된다[8,15]. 즉, 일축 인장실험시의 일축응력(σ_t)을 연속압입 시험에 의한 압입자 하부에서의 평균접촉압력(P_m)으로 치환하면, 이때의 응력삼축도는 Hollomon 형태의 유동곡선을 따르는 재료에 대해서 Meyer 법칙[16]을 적용하여 다음과 같이 정의할 수 있다.

$$t_f = \frac{\sigma_t}{\sigma_{eq}^f} - \frac{2}{3} = \frac{p_m^f}{\sigma_{eq}^f} - \frac{2}{3} = \frac{4A5^n}{\pi K} - \frac{2}{3} \quad (5)$$

여기에서, σ_{eq}는 파괴가 발생할 경우의 등가응력(equivalent

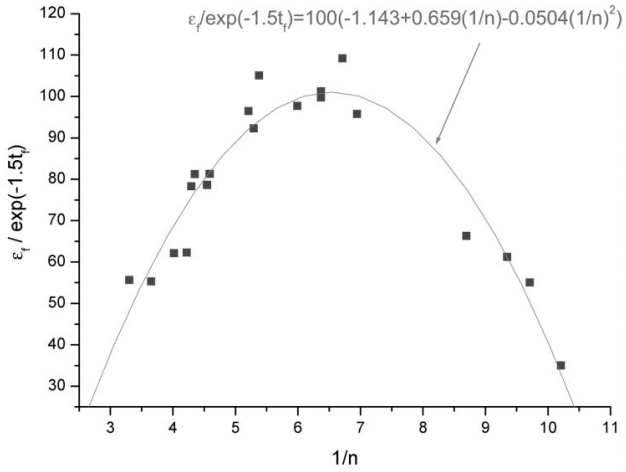

Fig. 2. Normalizing fracture strain modeling by the inverse work-hardening exponent.

stress), A는 Meyer 법칙에서 재료의 강도를 나타내는 값이며, K는 Hollomom 관계식에서의 강도계수를 나타낸다. 식 (5)에서 최종 식에서 변수들은 한번의 연속압입 시험만으로 쉽게 결정할 수 있다.

식 (4)에서 공공의 크기에 의해 결정되는 값인 $ln(R_f/R_i)$ 항은 공공이 발생할 수 있는 매개체 간의 거리(대개, 결정립의 크기나 이상입자 사이의 거리)에 의존하는 값이며, 궁극적으로 공공을 발생, 성장, 합체 시킬 때의 외부 하중에 의한 변형에 의해서 결정되는 값이다[17]. 그러므로 상기 인자를 연속압입시험으로부터 얻을 수 있는 변형 관련인자로 치환하기 위하여 일축 인장실험으로부터 구한 파괴변형률과 다양한 변형 관련인자 사이의 관계에 대해 실험적으로 평가해 본 결과, 그림 1에서 살펴볼 수 있는 바와 같이 가공경화지수의 크기에 따라 매우 민감하게 변화하는 것을 살펴 볼 수 있었다. 이러한 관계를 보다 정량적으로 평가하기 위하여 파괴변형률을 가공경화지수의 역수의 함수로서 다음 식과 같이 가정하였다.

$$\varepsilon_f/\exp(-1.5t_f) = f(1/n) \tag{6}$$

그림 2에는 식 (6)에 나타낸 바와 같이 노멀라이징한 파괴변형률과 가공경화지수의 역수와의 관계를 다양한 재료들에 의해서 구한 결과를 나타내었다. 그림에서 살펴 볼 수 있는 바와 같이 파괴변형률은 가공경화지수의 역수의 2차식으로 근사적으로 표현할 수 있었다. 이로부터 연속압입 시험에 의한 파괴변형률은 다음과 같이 결정하였다.

$$\varepsilon_f = (-114.3+65.9(1/n)-5.04(1/n)^2)\exp\left(1-\frac{6A5^n}{\pi K}\right) \tag{7}$$

특성거리

파괴인성의 정확한 평가를 위해서는 균열 주위의 응력 및 변형 등의 기계적 인자 뿐만 아니라 정확한 임계 미세조직의 크기를 결정하는 것이 필요하다. 파손 현상의 미세조직적인 기구는 모든 강종에 대해서 다 알려지고 있는 것은 아니지만, 일반적으로 결정재료의 파괴특성을 나타내는 다른 인자로서 특성거리가 균열첨단에서의 소성역(변형)을 판단하는 중요한 요인으로 작용하고 있는 것으로 알려져 있다[13]. 이러한 특성거리는 다양한 재료들에 대해서 다양한 인자들에 의해서 결정된다고 알려지고 있다. 물론 식 (2)에서 나타낸 바와 같이 결정립의 크기가 특성거리를 나타내는 경우도 존재하지만, 이러한 경우는 거의 대부분 벽개파면, 즉 취성파괴 형태를 보이는 재료가 대부분이다[9]. 대부분의 연성 파괴모드를 보이는 재료들의 경우에는 이상입자 사이의 거리가 가장 중요한 인자로 알려져 있지만[18,19], 사용 중에 있는 구조재에서 이상입자의 거리를 평가하는 것은 거의 불가능한 일이다.

그러므로 본 연구에서는 특성거리를 연속압입 시험만으로 얻을 수 있는 변수로 나타내고자 하였다. Hahn 등[18]에 의하면 미세조직적 특성거리는 가공경화지수와 밀접한 상관관계를 가지고 있다. Hahn 등은 다양한 구조용 강재재들에 대해서 파괴인성 실험시의 특성거리와 가공경화지수와의 상관관계를 실험적으로 결정하여 다음과 같은 관계식을 얻었다.

$$l_0^* \sim n^2 \tag{8}$$

이상에서 구한 파괴변형률과 특성거리로부터 연속압입 시험에 의한 연성 파괴인성은 다음 식과 같이 모델링할 수 있다.

$$K_{JC} = C\{E\sigma_{YS}n^2(-114.3+65.9(1/n) -5.04(1/n)^2)\exp\left(1-\frac{6A5^n}{\pi K}\right)\}^{0.5} \tag{9}$$

3. 실험 방법

연성 파괴인성 모델을 검증하기 위하여 다양한 탄소강 및 스테인리스 강, 알루미늄 합금, 구리합금 등을 대상으로 각각 인장, 연속압입, 파괴인성 실험을 수행하였다.

먼저 인장실험은 게이지 길이가 25 mm, 지름 6.25 mm인 봉상 인장시험편을 채취하여 1.2 mm/min의 속도로 상온에서 ASTM E8을 따라 실험하였다. 실험 후 파괴변형률의 경우에는 식 (10)과 같은 방법으로 평가하였다.

$$\varepsilon_f = \ln\left(\frac{A_i}{A_f}\right) \tag{10}$$

파괴 후 파면을 stereography를 이용하여 최소 반지름을 측정한 후에 원을 가정한 평균 단면적으로부터 최종 파단면의 단면적(A_f)을 얻을 수 있었으며, 초기 단면적(A_i)의 경우에는 초기 반지름을 5회 측정한 후 평균값을 사용하였다. 그림 3에는 파괴변형률 평가를 위한 인장실험 후의 파단면 사진을 나타내었다.

연속압입 실험의 경우에는 그림 4에서 나타낸 바와 같이 AIS 2000을 이용하였는데, 변위는 분해능이 0.2 μm 인 LVDT 센서를 사용하여 측정되고, load cell의 최대하중은 300 kgf 이다. 연속압입 시험은 지름이 0.5 mm 인 텅스텐 구형 압입자를 이용하였으며, 실험조건은 최대 하중 50 kgf, 압입속도 0.1 mm/min로 수행하였다. 다양한 인장물성을 평가하기 위하여 15회 partial unloading 방법을 이용하였다.

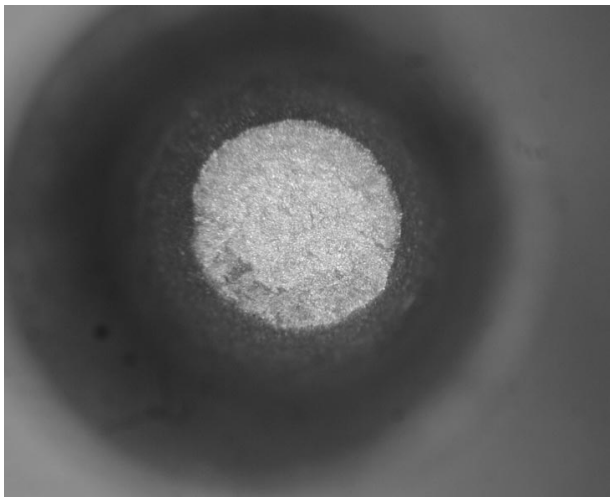

Fig. 3. Example of cross section of tensile specimen to measure the fracture strain.

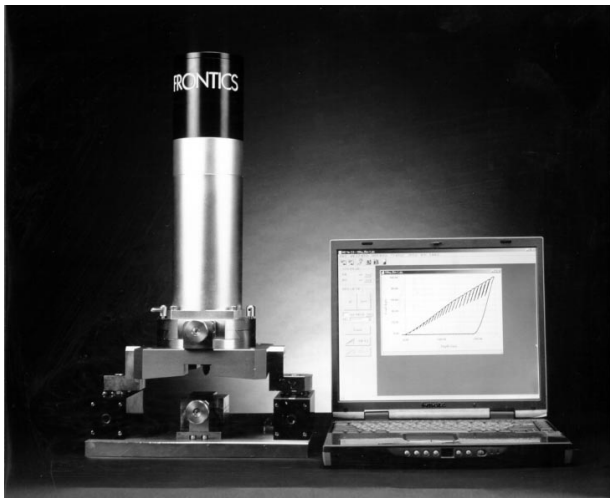

Fig. 4. AIS 2000 systems for evaluating flow properties.

파괴인성 실험은 ASTM E1290의 방법을 따라서 SENB (single edge notched bending) 시험편을 제작하여 피로예비균열을 낸 시험편에 대하여 CTOD(crack tip opening displacement; δ_{IC})를 측정하였다. 시편의 두께는 9 mm로 동일하게 하였으며, 하중 부하속도는 1 mm/min으로 상온에서 실험을 수행하였다. SENB 시험편으로부터 구한 CTOD로부터 파괴인성은 J_{IC}와 δ_{IC}와의 상관관계로부터 유도된 식 (11)을 이용하였다[20]. 이때, 정확한 E와 ν(Poisson ratio)의 측정을 위해 ultrasonic wave를 통한 탄성계수 측정법[21]을 이용하였다.

$$K_{JC} = \sqrt{2E\sigma_{YS}\delta_{IC}/(1-\nu^2)} \quad (11)$$

4. 실험 결과 및 고찰

표 1에는 일축 인장실험 결과로부터 얻은 각 재료들의 인장물성 및 파괴인성에 대해서 정리하였다. 항복강도의 경우에는 0.2% offset 항복강도를 나타내었으며, 탄성계수와 Poisson 비의 경우에는 물성값의 정확한 측정을 위하여 ultrasonic 방법으로 측정한 결과를 나타내었다. 파괴인성 값은 SENB 시험편으로부터 측정된 CTOD 값과 이를 식 (11)을 통해 치환한 K_{JC} 값을 동시에 나타내었다.

그림 5(a)에는 API X65 강재의 연속압입 시험에 의한 압입하중-변위곡선을 나타내었는데, 5회의 실험을 통하여 재현성 있

Table 1. Flow and fracture properties obtained by uniaxial tensile tests and CTOD tests

	σ_{YS}(MPa)	σ_{UTS}(MPa)	ε_f	n	E(GPa)	ν	δ_{IC}(mm)	K_{JC}(MPam$^{1/2}$)
Al	285	328	0.795	0.098	74.4	0.332	0.025	34.5
Al20	388	638	0.229	0.218	69.1	0.342	0.085	72.0
Al70	393	649	0.221	0.274	70.9	0.330	0.103	80.4
Cu	285	287	0.823	0.107	125.7	0.343	0.181	105.7
InCu	147	486	0.684	0.230	149.2	0.235	0.926	207.4
SinCu	178	541	0.297	0.338	62.3	0.422	0.128	58.8
S45C	648	782	0.557	0.167	208.0	0.286	0.081	155.1
SA508	666	1013	1.064	0.144	203.9	0.286	0.077	151.8
SCM21	292	628	1.010	0.149	218.8	0.285	0.593	287.2
SK3	340	771	0.348	0.249	194.5	0.310	0.020	56.7
SK4	351	680	0.591	0.186	210.7	0.294	0.021	58.6
SKD11	306	838	0.308	0.220	220.7	0.284	0.056	91.1
SKH51	342	802	0.308	0.237	230.8	0.280	0.018	55.8
SUS303	391	979	0.757	0.233	192.3	0.288	0.375	248.5
SUS304	346	944	1.751	0.192	211.5	0.295	2.002	566.8
SUS316	483	903	1.551	0.157	192.3	0.300	1.008	453.9
X80	583	751	1.535	0.103	201.2	0.303	0.619	400.2
X65	498	653	1.768	0.157	200.2	0.310	0.676	386.2
9%Ni	667	827	1.589	0.115	196.8	0.290	1.240	596.5
SS400	268	515	1.211	0.189	182.6	0.300	0.760	192.5

σ_{YS}: yield strength, σ_{UTS}: ultimate tensile strength, ε_f: fracture strain, n: work-hardening exponent, E: elastic modulus, ν: Poisson's ratio, δ_{IC}: critical CTOD, and K_{JC}: converted from δ_{IC} using Eq. (11)

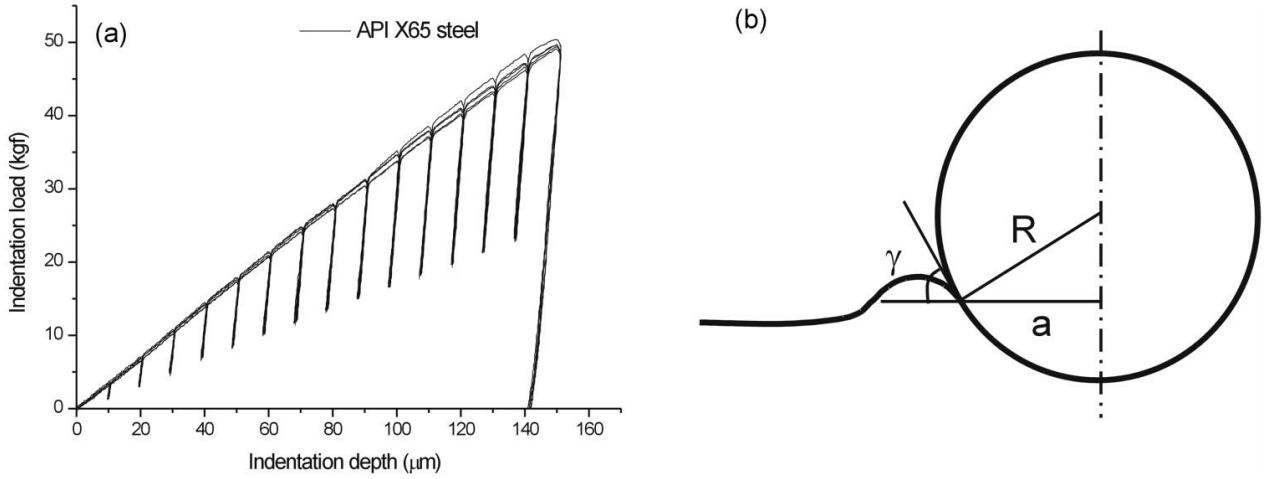

Fig. 5. (a) Indentation load-depth curves of API X65 steel and (b) schematic illustration of indentation parameters.

는 곡선을 얻을 수 있었다. 연속압입 시험시 15회의 하중인가와 하중제거를 반복함으로써 각각의 하중제거 곡선으로부터 실험대상 재료의 인장물성을 평가할 수 있다. 구형 압입시 재료는 탄성, 소성, 탄소성의 3단계의 변형특성을 나타낸다. 이러한 구형 압입자의 압입 실험시 발생하는 재료의 변형률은 일반적으로 그림 5(b)에 나타낸 바와 같이 압입변형양상을 분석함으로써 다음

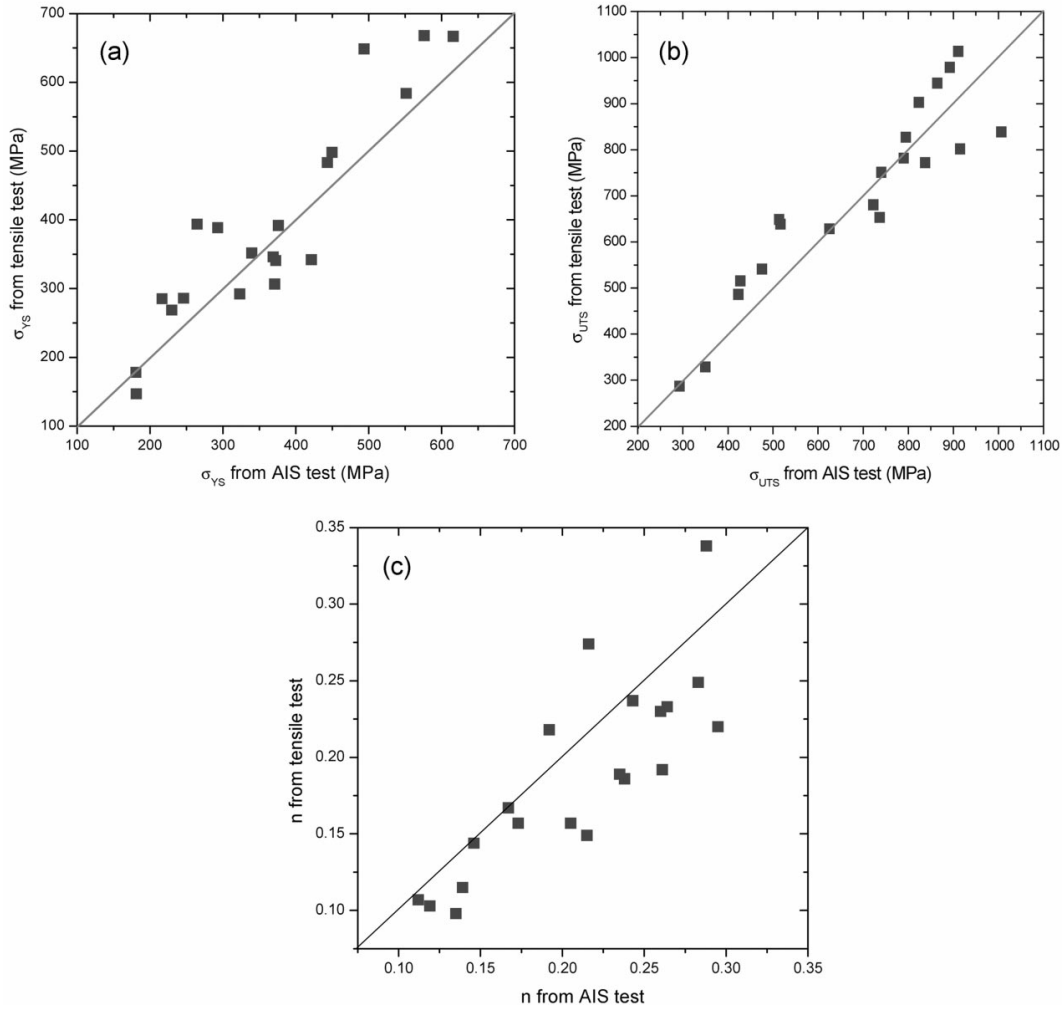

Fig. 6. Comparison between tensile properties from AIS test and tensile test: (a) yield strength, (b) ultimate tensile strength, and (c) work-hardening exponent.

식으로부터 구할 수 있다[5].

$$\varepsilon_R = \frac{\alpha}{\sqrt{1-(a/R)^2}}\frac{a}{R} = \alpha\tan\gamma \quad (12)$$

여기에서 ε_R은 구형압입자에 의해 재료가 나타내는 대표적인 변형률이고, a는 압입자와 시편사이의 접촉반경, R는 압입자의 반경, γ는 압입자와 시편의 접촉각을 의미한다. α는 상수값으로서 구형 압입자의 경우에는 0.1 값을 갖는다.

재료가 나타내는 대표적인 유동응력 σ_R은 평균접촉압력 P_m으로부터 구할 수 있다. 먼저 탄성단계에서는 P_m/σ_R 비가 선형적으로 증가하게 된다. 다음으로 소성변형이 발생하는 시점은 P_m/σ_R 비가 약 1.1 일 때이며, 이후의 탄소성 단계에서는 P_m/σ_R 비의 값이 일정 값까지 증가하는데 이때 증가속도는 감소하게 된다. 마지막으로 완전소성 단계에서는 다음과 같이 P_m/σ_R 비는 일정한 값을 가지게 된다.

$$\frac{P_m}{\sigma_R} = \Psi \quad (13)$$

여기서 Ψ는 재료의 소성역 확장을 나타내는 값으로 일반 구조용 강재의 경우에는 대략적으로 3 정도의 값을 가진다[5].

그림 6은 일축 인장실험으로부터 평가한 항복강도, 인장강도, 가공경화지수와 연속압입 시험에 의한 압입하중-변위곡선의 해석으로부터 구한 인장물성과 비교한 결과를 나타낸 것이다. 여기에서 연속압입 시험에 의한 가공경화지수는 식 (12)와 (13)의 진응력-진변형률 곡선이 Hollomon 형태를 가진다는 가정 하에 근사시켜 구한 값이다. 그림을 살펴보면, 본 연구에서 사용한 모든 재료에 대해서 일축 인장실험으로부터 구한 인장물성과 연속압입 실험결과로부터 평가한 인장물성과 경향성이 일치함을 살펴볼 수 있다. 즉, 연속압입 시험만으로 일축 인장실험을 쉽게 대체할 수 있으며, 파괴변형률을 평가하기 위한 변형관련 인자들을 모두 추출할 수 있었다.

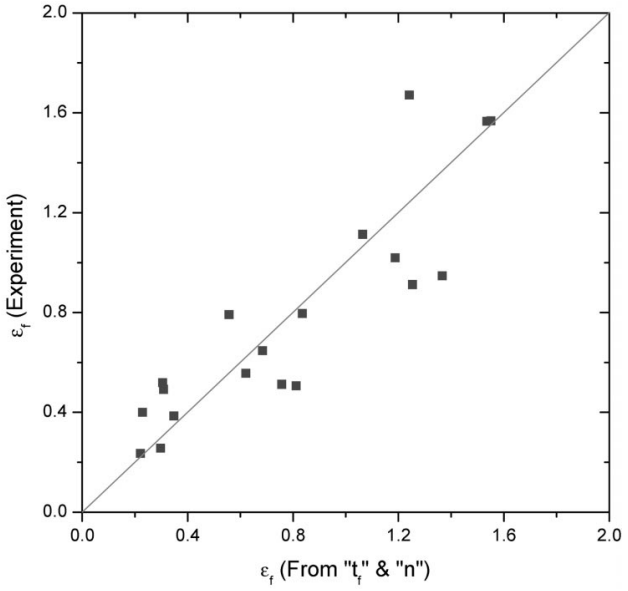

Fig. 7. Comparison of fracture strain from uniaxial tensile test and fracture strain model.

연속압입 시험으로부터 구한 변형관련 인자들을 식 (7)에 대입하여 구한 파괴변형률과 일축 인장실험으로부터 구한 파괴변형률과의 비교 결과를 그림 7에 나타내었다. 그림에서 살펴볼 수 있는 바와 같이 본 연구에서 모델링한 파괴변형률과 일축 인장실험을 통해 구한 파괴변형률과 일치하는 경향성을 나타내었다. 즉, 재료가 연성 파괴모드로 파괴가 발생할 경우에는 파괴가 외부 응력에 대한 단순한 변형에만 의존하는 것이 아니라, 응력이 가해짐에 따라 재료 내부에 발생하는 공공의 생성 및 성장, 합체에 필요한 변형률에 크게 의존하게 되므로 공공 주위에 형성되어 지는 응력삼축도의 변화 및 공공 주위의 변형에 민감하게 파괴변형률이 변화하는 기존의 연구결과와 일치하는 것이다[13,14,17]. 이로써 본 연구에서 모델링한 파괴변형률 식의 타당성을 확인할 수 있었다.

그림 8은 임계변형률 모델을 이용하여 평가한 파괴인성 값과 CTOD 실험으로부터 계산한 파괴인성과의 관계를 나타내었다. 그림 8(a)에는 기존의 임계변형률 모델(식 (2))을 이용한 결과를 나타내었는데, 그림 2에서 이미 확인한 바와 같이 파괴변형률이 가공경화지수에 비례하는 것이 아니라 오히려 반비례하는 관계를 나타내므로 일정한 경향성을 찾기 힘들었다. 이에 비해 식 (11)을 이용해 파괴인성을 평가한 그림 8(b)를 살펴보면 CTOD 실

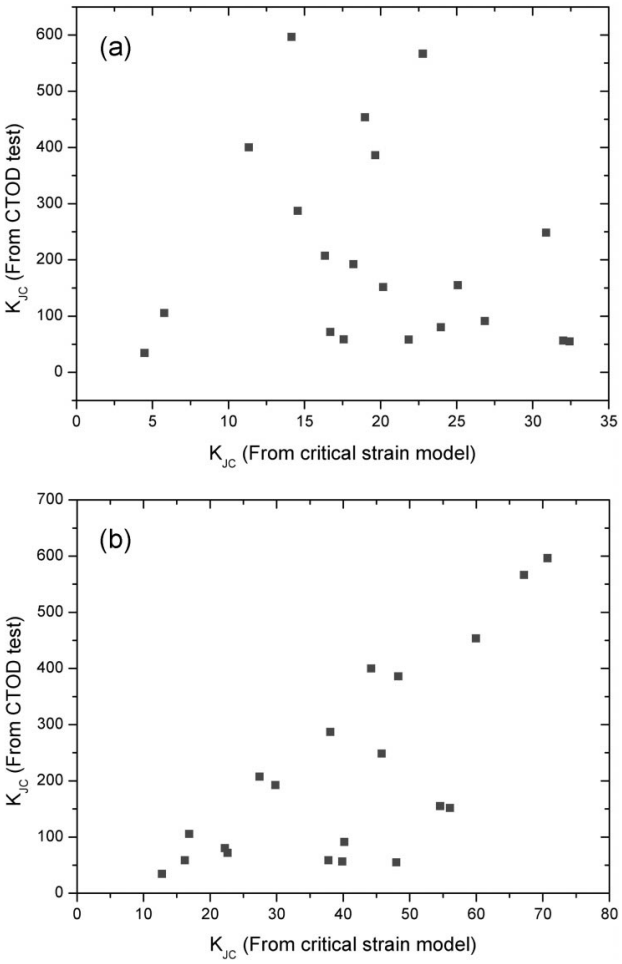

Fig. 8. Comparison of fracture toughness from CTOD test and from (a) conventional and (b) modified critical strain model.

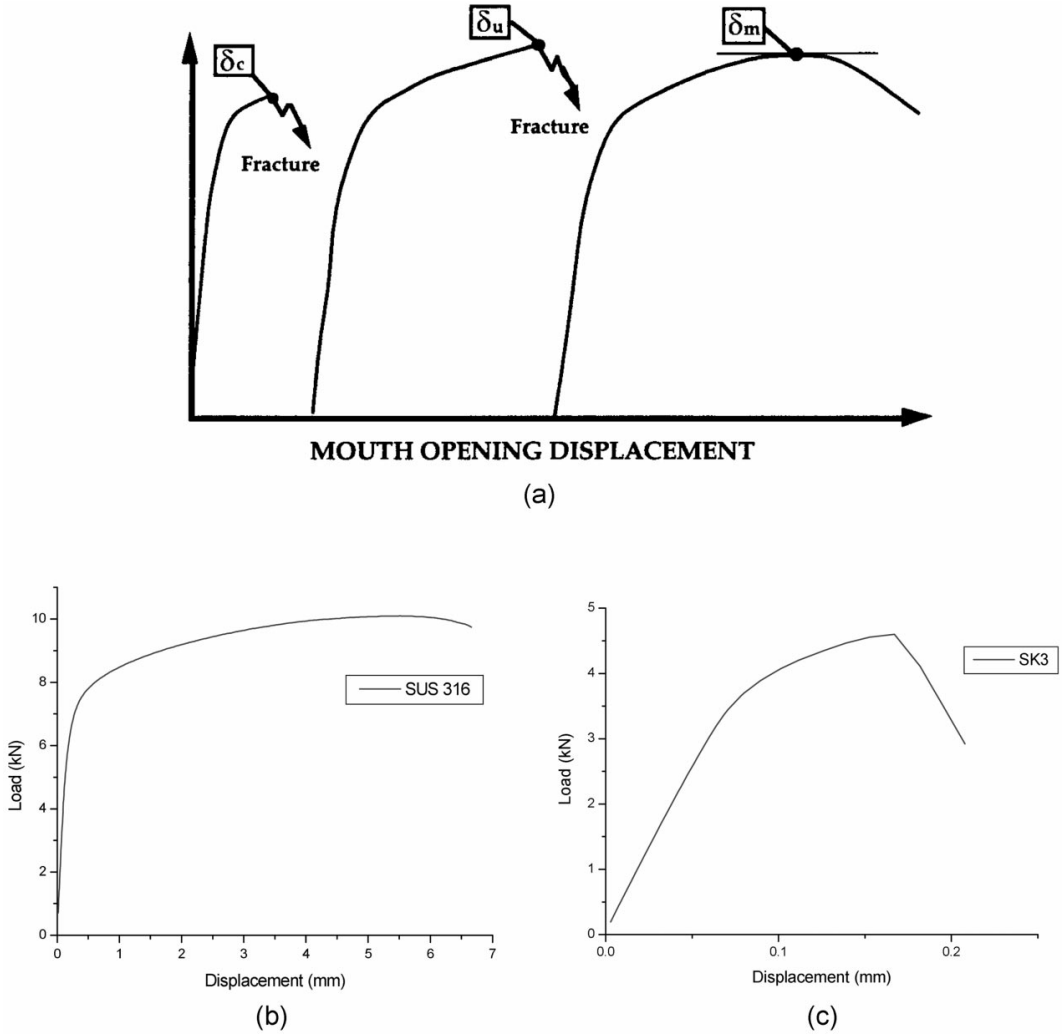

Fig. 9. Load-displacement curves for CTOD evaluation: (a) a schematic diagram and an example of (b) δ_m and (b) δ_u type curves.

험으로부터 평가한 파괴인성 값과 비례하는 경향성을 얻을 수 있었다. 하지만, 본 연구에서 예상한 바와는 달리 모든 재료에 대해 선형적인 관계식을 만족하지는 않았다.

본 연구에서 개선한 임계변형률 모델의 타당성을 검토하기 위하여 파괴인성 실험결과를 다음과 같이 재분석하여 보았다. 재료가 가지는 변형특성에 따라 CTOD 실험시의 하중-변위 곡선의 양상은 재료의 파괴특성에 따라 3가지의 형태로 나눌 수 있다[20].

- ○ δ_c: 안정적인 균열성장이 0.2 mm 보다 작은 상태에서 불안정한 파괴가 발생하는 경우로서 파괴기구가 대부분 순수 벽개파면을 가지는 저온영역에서 나타난다.
- ○ δ_u: 안정적인 균열성장이 0.2 mm 보다 크게 진전된 후에 불안정 파괴가 발생하는 경우로서 페라이트 강재의 경우에 고온에서도 나타나는 "ductile thumbnail" 형태의 파괴기구에 해당한다.
- ○ δ_m: 완전 소성변형 형태의 변형 양상을 보이면서 최고 하중에서 plateau 현상을 보인 후에 점차 하중이 감소하면서 파괴가 발생하는 경우로서 연성 파괴기구를 가지는 대부분의 강재에서 나타난다.

그림 9에는 본 연구에서 실험한 재료들에 대해서 위의 3 가지 파괴기구 중에서 연성 파괴기구를 갖는 경우의 대표적인 예를 나타내었다. 대부분의 재료들의 경우에는 δ_m 형태의 파괴기구를 갖으나, 일부 재료에서는 δ_u 형태의 파괴기구를 갖는 것을 살펴볼 수 있었다. 그림 10에는 본 연구에서 얻은 파괴인성 비교 그래프를 각각 2가지 연성 파괴기구로 구분하여 다시 plot한 결과를 나타내었다. 그림에서 살펴볼 수 있는 바와 같이 δ_m를 보이는 재료의 경우에는 본 연구에서 개선한 임계 파괴변형률 모델에 의한 파괴인성 값이 실제 파괴인성 값을 매우 잘 예측하고 있음을 살펴볼 수 있었다. 또한, δ_u를 보이는 재료의 경우에도 δ_m를 보이는 재료의 경우에 비해 재료의 취성성질이 더 크기 때문에 어느 정도의 오차를 갖으면서 일치하는 경향성을 얻을 수 있었다.

이러한 결과로부터 일반적인 구조용 강에서 보이는 연성 파괴인성을 연속압입 시험법으로부터 평가할 수 있는 변형 관련인자만으로 모델링할 수 있었으며, 다양한 재료들에 대하여 일치하는 경향성을 얻을 수 있었다. 이로부터 시험편의 채취가 불가능한 가동 중에 있는 구조재나 물성이 다양하게 변화하는 용접부 등의 파괴인성 평가에 성공적으로 적용할 수 있을 것으로 판단된다.

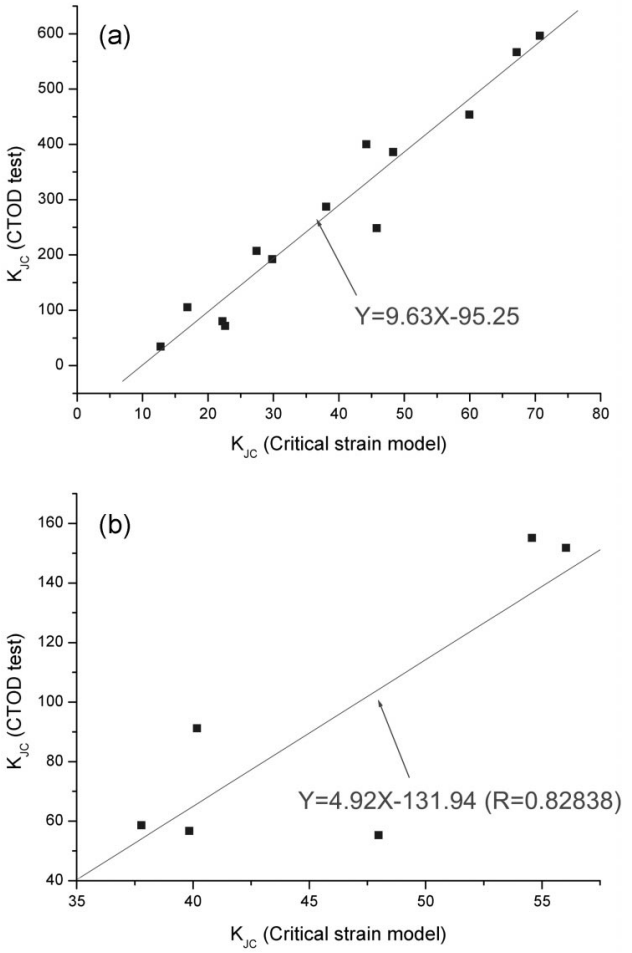

Fig. 10. Comparison of fracture toughness according to the separate fracture modes: (a) δ_m and (b) δ_u type.

5. 결 론

구형압입으로부터 얻어진 압입하중-변위곡선의 분석 및 이를 통해 얻을 수 있는 다양한 변형관련 인자들을 이용하여 연성파괴인성을 평가하는 연구를 수행하였다.

1. 연성 파괴모드를 보이는 재료의 파괴변형률의 경우에는 공공의 생성, 성장, 합체에 따른 공공 주위의 변형 및 응력삼축도에 의해 결정되며, 이를 연속압입 시험으로부터 구할 수 있는 변형 인자만으로 나타내면 다음 식과 같다.

$$\varepsilon_f = (-114.3+65.9(1/n)-5.04(1/n)^2)\exp\left(1-\frac{6A5^n}{\pi K}\right)$$

2. 균열첨단에서 발생하는 소성역의 크기를 나타내는 인자인 재료의 미세조직적 특성거리를 가공경화지수만의 항으로 모델링함으로써 연성파괴인성은 다음과 같이 구할 수 있다.

$$K_{JC} = C\{E\sigma_{YS}n^2(-114.3+65.9(1/n) -5.04(1/n)^2)\exp\left(1-\frac{6A5^n}{\pi K}\right)\}^{0.5}$$

3. 다양한 구조용 재료에 대한 연속압입시험으로부터 일축인장실험과 유사한 인장물성을 얻을 수 있었으며, 이로부터 본 연구에서 개선한 임계파괴변형률 모델로부터 CTOD 실험으로부터 얻은 파괴인성과 유사한 결과를 얻을 수 있었다.

4. CTOD 곡선의 형태에 따라 2가지 양상의 파괴인성 fitting 곡선을 얻을 수 있었으며, 본 연구에서 결정한 파괴인성 모델의 경우에는 사용중에 있는 구조재나 물성이 다양하게 변화하는 용접부 등에 쉽게 적용할 수 있을 것이다.

REFERENCES

1. Y. Choi, W. Y. Choo and D. Kwon, *Scripta Mater.* **45**, 1401 (2001).
2. J.-i. Jang, D. Son, Y.-H. Lee, Y. Choi and D. Kwon, *Scripta Mater.* **48**, 743 (2003).
3. S. Suresh and A. E. Giannakopoulos, *Acta Mater.* **46**, 5755 (1998).
4. J. S. Field and M. V. Swain, *J. Mater. Res.* **10**, 101 (1995).
5. J.-H. Ahn, Y. Choi and D. Kwon, *J. Kor. Inst. Met. & Mater.* **38**, 1606 (2000).
6. F. M. Haggag, in *ASTM STP 1204*, ASTM, Philadelphia, 27 (1993).
7. K. L. Murty, M. D. Mathew, Y. Wang, V. N. Shah and F. M. Haggag, *Int. J. Pressure Vesssels Piping* **75**, 831 (1998).
8. T. S. Byun, S. H. Kim, B. S. Lee, I. S. Kim and J. H. Hong, *J. Nucl. Eng.* **277**, 263 (2000).
9. R. O. Ritchie, W. L. Server and R. A. Wullaert, *Metall. Trans.* **10A**, 1557 (1979).
10. F. A. McClintock, in *Fracture, An Advanced Treatise*, Academic Press, New York, 47 (1971).
11. A. C. MacKensie, J. W. Hancock and D. K. Brown, *Eng. Frac. Mech.* **9**, 167 (1977).
12. F. M. Haggag, W. L. Server, G. E. Lucas, G. R. Odette and J. W. Sheckherd, *J. Test. Eval.* **1**, 62 (1990).
13. W. M. Garrison Jr. and N. R. Moody, *J. Phys. Chem. Solids* **48**, 1035 (1987).
14. J. R. Rice and D. M. Tracey, *J. Mech. Phys. Solids* **17**, 201 (1969).
15. F. M. Haggag, T. S. Byun, J. H. Hong, P. Q. Miraglia and K. L. Murty, *Scripta Mater.* **38**, 645 (1998).
16. T. Y. Yamamoto, H. Kurishita, T. Matsushima and H. Kayano, *J. Nucl. Mater.* **239**, 219 (1996).
17. W. M. Garrison Jr., *Scripta Mater.* **18**, 583 (1984).
18. G. T. Hahn and A. R. Rosenfield, in *ASTM STP 432*, ASTM, Philadelphia, 5 (1968).
19. J. R. Rice and M. A. Johnson, in *Inelastic Behavior of Solids*, McGrw-Hill, New York, 641 (1970).
20. T. L. Anderson, in *Fracture Mechanics*, CRC Press, Florida, 138 (1995).
21. M. A. Meyers, in *Dynamic Behavior of Materials*, Wiley, New York, 61 (1994).