

산화처리된 구리계 리드프레임과 EMC 사이의 접착력 측정

이 호 영 · 유 진
한국과학기술원 재료공학과

Measurement of Adhesion Strength between Oxidized Cu-based Leadframe and EMC

Ho Young Lee and Jin Yu

Department of Materials Science and Engineering, Korea Advanced Institute of Science and Technology, Taejeon 305-701

(1999년 6월 8일 받음, 1999년 8월 24일 최종수정본 받음)

초 록 본래 약한 구리계 리드프레임/EMC(Epoxy Molding Compound) 계면의 접착력은 솔더 리플로우(solder reflow) 공정 중에 종종 박형 플라스틱 패키지의 팝콘 균열 현상(popcorn-cracking phenomena)을 일으킨다. 본 연구에서는 리드프레임/EMC 계면의 접착력을 향상시키기 위하여 리드프레임을 알칼리 용액에 담궈 표면에 brown oxide를 형성시켰으며, EMC로 몰딩(molding)하여 SDCB(Sandwiched Double Cantilever Beam) 시편 및 SBN(Sandwiched Brazil-Nut) 시편을 준비하여 접착력을 측정하였다. 리드프레임의 brown oxide 처리는 미세한 바늘모양의 CuO 결정들을 리드프레임 표면에 형성시켰으며, 리드프레임/EMC 계면의 접착력을 향상시켰다. 접착력의 향상은 산화층의 평균두께와 직접적인 관련이 있었다. 이는 미세한 바늘모양의 CuO 결정들이 EMC와 기계적인 고착(mechanical interlocking)을 하기 때문으로 생각된다.

Abstract Due to the inherently poor adhesion strength of Cu-based leadframe/EMC(Epoxy Molding Compound) interface, popcorn-cracking phenomena of thin plastic packages frequently occur during the solder reflow process. In this study, in order to enhance the adhesion strength of Cu-based leadframe/EMC interface, brown-oxide layer was formed on the leadframe surface by immersing of leadframe sheets in hot alkaline solution, and the adhesion strength of leadframe/EMC interface was measured by using SDCB(Sandwiched Double Cantilever Beam) and SBN(Sandwiched Brazil-Nut) specimens. Results showed that brown oxide treatment of leadframe introduced fine acicular CuO crystals on the leadframe surface and improved the adhesion strength of leadframe/EMC interface. Enhancement of adhesion strength was directly related to the thickening kinetics of oxide layer. This might be due to the mechanical interlocking of fine acicular CuO crystals into EMC.

1. 서 론

전자기기의 소형화, 경량화 추세에 따라 칩(chip)을 보호하고 외부와 전기적/기계적으로 연결시켜주는 패키지(package)의 경우 표면 실장형 박형 플라스틱 패키지(thin plastic package of surface mounting type)가 많이 사용되고 있다.

패키지는 인쇄회로기판(PCB : Printed Circuit Board)에 실장(mounting)하는 방법에 따라 삽입 실장형(through hole type)과 표면 실장형(surface mounting type)으로 나눌 수 있다. 이중에 표면 실장형 패키지는 핀(pin)이 인쇄회로기판을 관통하지 않기 때문에 인쇄회로기판의 집적도를 증가시킬 수 있을 뿐 아니라, 동시에 여러 개의 패키지를 솔더 리플로우(solder reflow)공정을 통하여 인쇄회로기판에 실장시킬 수 있기 때문에 공정시간을 단축할 수 있는 이점이 있다. 또한, 패키지는 사용하는 재료에 따라 세라믹 패키지(ceramic package)와 플라스틱 패키지(plastic package)로 나눌 수 있는데, 세라믹 패키지는 제조 비용이 많이 들기는 하지만 그만큼 신뢰성이 우수

하기 때문에 주로 군사용으로 많이 사용되며, 플라스틱 패키지는 제조 비용이 저렴하고 소형화, 경량화 요구를 잘 수용할 수 있기 때문에 주로 상업용으로 많이 사용된다.

이러한 플라스틱 패키지는 솔더 리플로우 공정 중에 종종 팝콘 균열 현상(popcorn-cracking phenomena)을 일으켜 제품불량이 발생한다.^{1~4)} 팝콘 균열 현상은 근본적으로 플라스틱 패키지의 봉지재(encapsulant)로 사용되는 EMC(Epoxy Molding Compound)가 친수성이 강하여 주변으로부터 다량의 수분(최대 3 wt%)을 흡수하기 때문에 발생된다. 이렇게 흡수된 수분은 확산을 통하여 주로 불완전한 공정으로 인하여 형성된 박리된 계면에 모여있다가 패키지 전체가 솔더 리플로우 공정 동안의 고온환경(215℃ 이상)에 수 분 동안 노출되면서 증기화 되어 박리된 계면(delaminated interface)에 압력을 가하게 된다. 이러한 증기압과 더불어 리드프레임과 EMC사이의 열팽창 계수의 차이에 의하여 발생하는 열응력(thermal stress)은 계면박리를 확장시키는 구동력으로 작용하게 되는데, 박리된 계면에 작용하는 증기압은 계면균열에 인장 하중 성분(Mode I component)을 유발시키고, 열응력은 전단 하중 성분

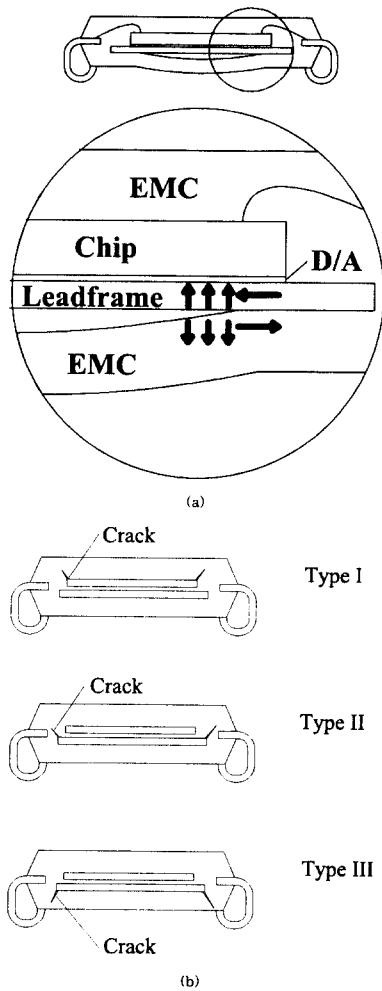


Fig. 1. Schematic diagrams of (a) propagation of interfacial crack during the solder reflow process and (b) three types of package cracks.

(Mode II component)을 유발시킨다.⁵⁾ (Fig. 1. (a) 참조) 따라서, 계면균열은 항상 혼합모드 (mixed Mode) 하에서 진전하게 된다. 계면박리가 완전히 일어나게 되면 패키지는 부풀게 되며 이는 곧 EMC의 균열형성으로 이어지는데, 이러한 균열의 형성은 마치 팝콘을 구울 때처럼 아주 급격하게 일어난다. 그래서 이를 “팝콘 균열 현상 (popcorn-cracking phenomena)”이라고 하며, 그 결과로써 EMC에 형성된 균열을 “팝콘 균열 (popcorn crack)”이라고 한다. 팝콘 균열은 크게 세 가지 형태로 나눌 수 있는데 (Fig. 1. (b) 참조), 첫째는 EMC와 실리콘 칩 (Si chip) 사이의 계면박리에 의해서 형성되는 type I, 둘째는 실리콘 칩과 다이 패드 (die pad)를 접착시켜주는 다이 접착제 (die bond adhesive)와 다이 패드와의 박리에 의해서 형성되는 type II, 그리고 다이 패드와 EMC사이의 박리에 의해서 형성되는 type III로 나눌 수 있다. 이들 중에서 Type III 팝콘 균열은 발생빈도가 비교적 높으며, 리드프레임 (die pad)과 EMC 사이의 강한 접착력이 발생 억제를 위한 하나의 해결책으로 간주되고 있다.^{6,7)}

본 연구에서는 리드프레임 (die pad)과 EMC 사이의 접

착불량에 기인하여 발생하는 type III 팝콘 균열 현상의 발생 빈도를 줄이고자 EMC로 성형 (molding) 하기 전에 구리계 리드프레임의 표면에 brown oxide를 형성시켜 리드프레임과 EMC 사이의 접착력을 향상시키고자 하였다. 또한, brown oxide의 형성이 접착력에 미치는 영향을 살펴 보기 위하여 접착력을 측정하였는데, 파괴 역학적 개념을 도입하여 준비한 샌드위치 시편들 (sandwiched specimens)을 이용하여 계면 파괴 인성치를 측정하고자 연구하였다. 구리를 화학적으로 산화시키면 표면에 바늘 모양의 산화물 층이 형성되며, 이러한 산화물들은 고분자와 기계적으로 고착하여 접착하기 때문에 접착력이 증가하는 것으로 알려져 있다.⁸⁾

지금까지 구리계 리드프레임과 EMC 사이의 접착력을 향상시키기 위한 연구는 크게 세 가지로 나눌 수 있다. 첫째는 산화층의 두께를 최적화하기 위한 연구인데, 이는 EMC와의 접착력이 어떤 산화층의 두께에서 최대 값을 보인다는 것에 근거하고 있다.^{7,9,10)} 둘째는 리드프레임의 표면처리를 통한 EMC와의 접착력 향상이며,^{6,11)} 셋째는 다이 패드의 모양을 바꾸거나 다이 패드의 표면에 덩플 (dimple)을 만들어 주어 계면박리의 발생을 억제시켜 주는 것이다.¹²⁾ 최근에는 구리계 합금의 조성에 따른 산화 특성이 EMC와의 접착력에 미치는 영향에 관하여도 연구하고 있다.¹³⁾

플라스틱 패키지의 팝콘 균열 현상에 대해서 제대로 연구하기 위해서는 파괴역학적인 개념을 도입하여 연구하는 것이 필요하지만,¹⁴⁾ 앞에서 언급한 연구들^{6,7,9-13)}의 경우, 리드프레임과 EMC사이의 접착력을 평가하는 데에 있어서 파괴역학적인 개념이 들어가지 않은 pull-out test, pull-off test, shear test 등의 접착력 평가 방법을 이용하였다.

이종재료간의 접착력을 측정하는 방법은 많이 있다. 가장 많이 쓰이는 필 테스트 (peel test)의 경우, 비교적 실험방법은 간편하지만 측정되는 필 강도 (peel strength)는 계면의 파괴 인성치 Γ 와 굽힘 (bending)에 의한 금속층의 소성 변형 에너지 Ψ 의 합이기 때문에 정확한 Γ 값을 알기 위해서는 Ψ 의 평가가 필요하다.^{15,16)} 한편, 계면 파괴 인성치 Γ 는 이종 계면간의 진성 접착력 (work of adhesion), γ 와 균열주위의 소성 변형에너지 (γ_p)로 구성되어 있다. 정확한 계면 파괴 인성치 Γ 를 측정하기 위해서는 파괴 역학적 관점에서 고안된 SDCB (Sandwiched Double Cantilever Beam) 시편이나 SBN (Sandwiched Brazil-Nut) 시편을 이용하는 것이 필요하다. SDCB 시편이나 SBN 시편을 이용하여 측정된 임계 에너지 방출률 (critical energy-release rate) G_c 값은 물리적 의미가 명확하며, 계면 파괴 인성치 Γ 와 같은 값을 갖는다.

계면균열은 균질한 재료의 내부에 존재하는 균열과는 여러 가지로 다른 특성을 보인다.¹⁷⁾ 외부에서 인장 하중 (Mode I loading)만 가하더라도 균열선단에서는 탄성계수 값의 차이 (elastic mismatch) 때문에 인장 응력 (tensile stress) 뿐 아니라 전단 응력 (shearing stress)이 함께 유발된다. 또한, 계면균열이 받는 일반적인 하중상태는 혼합 모드 (mixed Mode) 상태인데, 일반적으로 계면의 강도는

취약하여 어느 정도까지는 전단 응력 성분 (Mode II component) 이 증가하더라도 균열은 계면을 따라 계속 진전하게 된다. 그러나, 하중혼합도 (Mode mixity) 가 어떤 임계값 이상으로 증가할 경우에는 균열이 재료 내부로 킁크 (kink) 되어 진전하게 된다. 따라서 계면균열의 거동에 관한 올바른 해석을 위해서는 하중혼합도의 고려가 필수적이다.

일반적인 계면균열의 경우, 위상각 ($\psi = \tan^{-1}(K_I/K_{II})$) 의 절대값이 증가함에 따라 계면 파괴 인성치가 증가하는 경향을 보인다. 그 이유는 전단 응력의 존재유무에 관계없이 균열성장은 균열첨단에서의 인장 응력에 의한 결합의 파괴 (debonding) 에 의존하기 때문이다. 뿐만 아니라 두 재료 간의 탄성계수 값의 차이가 클 경우에는 위상각의 부호가 음이나 양이나에 따라 유효균열길이 (effective crack length) 의 변화가 생기기 때문에 계면 파괴 인성치 곡선의 대칭성이 상실되기도 한다.¹⁸⁾ 따라서, 반드시 음과 양의 위상각 전 범위에 걸쳐서 실험적으로 계면 파괴 인성치 곡선을 구해야 한다.

2. 실험 방법

구리계 리드프레임 (상품명: EFTEC-64T, 조성: Cu-0.3Cr-0.25Sn-0.2Zn) 을 표면세척하고 자연산화막 (native oxide) 을 제거한 후 뜨거운 알칼리 용액에 담겨 표면에 brown oxide¹⁹⁾ 를 형성시켰다. 표면 산화물을 형성시키기 위한 알칼리 용액의 조성을 Table 1에 나타내었고, 사용한 실험장치의 개략적인 그림을 Fig. 2에 나타내었다. 생성된 산화물의 미세구조는 SEM 을 통하여 살펴보고, 존재하는 상 (phase) 은 입사각을 2° 로 고정시킨 glancing-angle XRD 를 이용하여 확인하였다. 산화층의 두께는 galvanostatic reduction method^{20~22)} 로 측정하였다. 개략적인 galvanostatic reduction 실험장치를 Fig. 3에 나타내었다. 이 방법은 일정한 전류를 흘려주면서 작업전극 (working electrode) 에서의 구리 산화물 환원에 필요한 전위 (potential) 의 변화를 시간에 따라 기록하여 두께로 환산하는 방법으로, 각각의 구리 산화물 (CuO, Cu₂O) 들이 환원에 필요한 고유의 전위를 가지고 있기 때문에 산화물들이 층구조 (layered structure) 를 이루고 있을 경우, 특정 산화물이 환원되는 동안에는 전위가 일정하게 유지되어 전위-시간 곡선에 평탄역 (plateau) 이 나타나기 때문에 두께의 환산이 가능하다. 즉, CuO는 -820 mV 에서 환원되며 환원반응이 진행되는 동안에는 -820 mV 의 전위를 거의 일정하게 유지한다.²³⁾ Cu₂O는 -900 mV 에서 환원되며 환원이 진행되는 동안에는 -900 mV 의 전위를 거의 일정하게 유지한다. Cu₂O가 모두 환원되어 구리가 직접 전해액에 노출되게 되면 물이 분해되어 수소가 발생되게 되며, 이 때의 전위는 -1400 mV 이다. 이러한 특성을 보이기 때문에 구리산화물의 환원으로부터 얻어진 전위-시간 곡선에는 여러 개의 평탄역이 형성된다. 이상의 과정에서 전위는 그 반응의 종류에 대한 정보를, 고유 평탄역의 유지시간은 그 반응에 필요한 전하의 총량에 대한 정보를 제공해주므로 Fara-

Table 1. Composition and bath temperature of brown-oxide forming solution.¹⁹⁾

Composition	Temperature
NaClO ₂ (160g/l)	70 °C
NaOH(10g/l)	

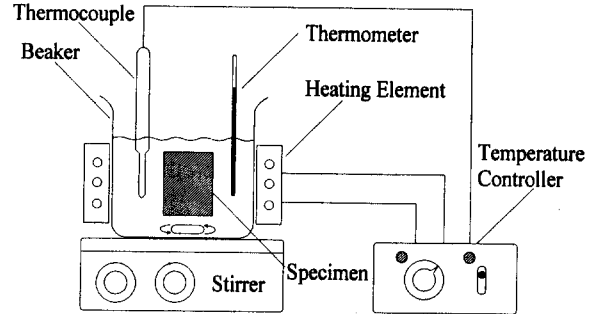


Fig. 2. A schematic diagram of experimental apparatus.

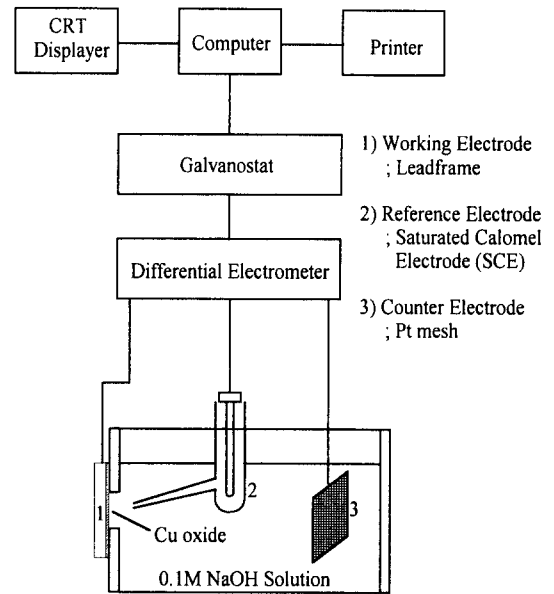


Fig. 3. A schematic diagram of galvanostatic reduction apparatus.

day's law에서 출발한 식 (1) 을 이용하여 각 산화층의 두께로 환산이 가능하다.

$$d = \frac{it}{2F}V \tag{1}$$

- d : oxide thickness
- i : applied current density (mA/cm²)
- t : reduction time
- V : molar volume of the oxide (CuO : 12.4cm³/mole, Cu₂O : 23.9cm³/mole)
- F : Faraday constant

산화처리된 리드프레임은 압축성형시스템 (compression molding system) 을 이용하여 EMC로 성형한 후 기계적

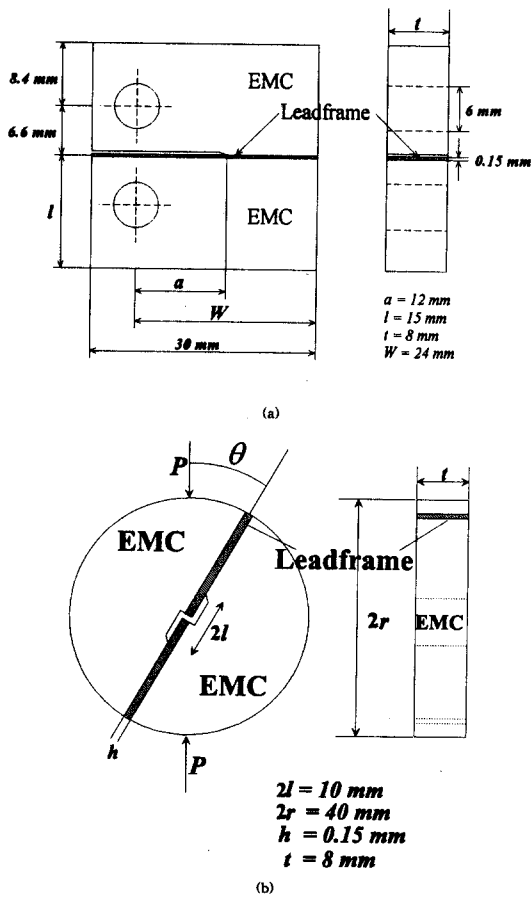


Fig. 4. Schematic diagrams showing the geometry of (a) SDCB (Sandwiched Double Cantilever Beam) and (b) SBN(Sandwiched Brazil- Nut) specimens.

가공을 통하여 SDCB 시편 및 SBN 시편을 제작하였다. Fig. 4에 SDCB 시편과 SBN 시편의 개략적인 모양을 나타내었다.

샌드위치 시편 (sandwiched specimen) 은 균질한 (homogeneous) 시편에 얇은 이종 재료를 삽입하여 만드는데,²⁴⁾ 삽입된 이종 재료가 시편의 크기에 비하여 충분히 작을 경우, 균질한 시편에 대한 해석 식을 그대로 적용할 수 있다. SDCB 시편의 경우 식 (2)를 이용하여 해석한다.²⁵⁾

$$G_c = \frac{12P_c^2 a^2}{t^2 \bar{E}} \left[3.467 + 2.315 \left(\frac{l}{a} \right) \right]^2 \quad (2)$$

여기서, G_c 는 임계 에너지 방출률 (critical energy-release rate) 이고, P_c 는 하중-변위 곡선에서 측정된 임계 하중 (critical load) 값이며, \bar{E} 는 평면 변형을 상태에서의 인장 계수 (tensile modulus) 로써 $E/(1-\nu^2)$ 로 정의된다 (E : Young's modulus, ν : Poisson's ratio). 나머지 a , t , l 들은 시편 모양과 관계 있는 항들로서 a 는 균열길이, t 는 시편두께, l 은 시편 높이의 반 (1/2)을 의미한다 (Fig. 4의 (a) 참조).

SBN 시편의 경우 식 (3)을 이용해서 해석한다.²⁶⁾

$$G_c = \frac{K_I^2 + K_{II}^2}{\bar{E}} \quad (3)$$

$$K_I^2 = \frac{P_c^2 c r}{\pi l t} \left[1 - 4 \sin^2 \theta + 4 \sin^2 \theta (1 - 4 \cos^2 \theta) \left(\frac{r}{l} \right)^2 \right]^2 \quad (4)$$

$$K_{II}^2 = \frac{P_c^2 c r}{\pi l t} \left[4 \sin 2\theta + \sin 2\theta (16 \cos^2 \theta - 10) \left(\frac{r}{l} \right)^2 \right]^2 \quad (5)$$

$$\bar{\Psi} = \tan^{-1} \left(\frac{K_{II}}{K_I} \right) + \omega(\alpha, \beta) \quad (6)$$

여기서 G_c , P_c , \bar{E} 는 SDCB 시편에서와 같은 의미로 사용되었으며, K_I 과 K_{II} 는 각각 Mode I과 Mode II 응력 강도 계수 (stress intensity factor) 를 의미한다. θ 는 하중각을 뜻하며, a , t , l 들은 시편 모양과 관련있는 항들로서 Fig. 4의 (b)를 참고하기 바란다. $\bar{\Psi}$ 는 위상각 (phase angle)이며, 하중 혼합도를 정량적으로 나타내어 주기 위하여 도입한 변수이다. $\omega(\alpha, \beta)$ 는 두 재료사이의 탄성계수 차이 (elastic mismatch)에 의하여 발생하는 위상각이다.²⁴⁾ 본 연구의 리드프레임/EMC 시스템의 경우 탄성계수가 각각 Table 2와 같으므로 대략 3°가 된다.

SDCB 시편은 순수한 인장 하중에 가까운 하중 조건에서 임계 에너지 방출률, G_{IC} 값을 측정하기 위하여 고안된 시편이고, SBN 시편은 혼합하중 조건에서 임계 에너지 방출률, G_c 값을 측정하기 위하여 고안된 시편이다.

Table 2. Elastic Constants of Leadframe and EMC.

재료	탄성계수 E	μ	ν
EMC(재료 1)	1400kg/mm ²	560kg/mm ²	0.25
Leadframe(재료 2)	12500kg/mm ²	4596kg/mm ²	0.36

3. 결과 및 고찰

3.1 리드프레임 표면의 산화특성

3.1.1 SEM 관찰 결과

Fig. 5에 나타낸 SEM 사진을 살펴보면, 아무처리도 하지 않은 리드프레임의 표면에 평행한 줄무늬가 많이 존재하는 것이 보이는데, 이는 리드프레임을 제조할 때 냉간가공 (cold rolling)을 통하여 제조하기 때문에 형성된 것으로 여겨진다. 이러한 평행한 줄무늬는 산화처리를 한 후에도 그대로 존재하였으며, 산화시간 20분까지 그대로 유지되었다. 확대된 SEM 사진을 보면 리드프레임 표면에는 100 ~ 300 nm 정도의 크기를 갖는 미세한 바늘 모양 (fine acicular shape)의 산화물 결정들이 존재한다는 것을 알 수 있다. 이러한 미세한 바늘 모양의 산화물 결정들은 산화 시간 수 초 이내에 리드프레임 표면 전체를 덮어버렸으며, 산화시간 30초 이내에 모든 성장을 마쳤다. 따라서, 30초 이후에는 산화시간에 따른 미세구조의 변화가 없었다. 미세한 바늘 모양의 산화물 결정들은 EMC와의 접착에 있어서

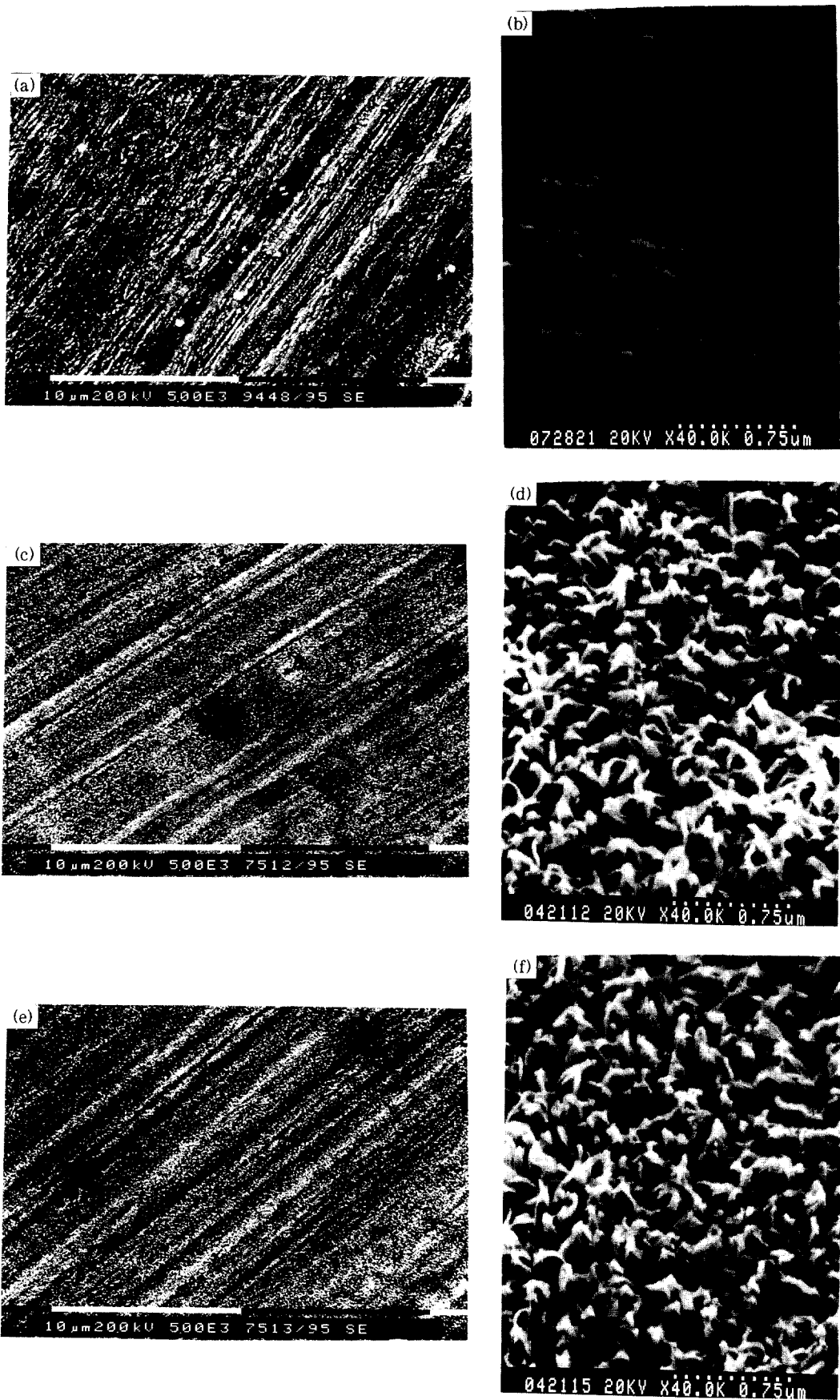


Fig. 5. SEM micrographs of oxidized leadframe surfaces : Oxidation times are (a) 0, as-cleaned, (c) 30 sec, and (e) 20 min. (b), (d) and (f) are magnified images of (a), (c) and (e), respectively.

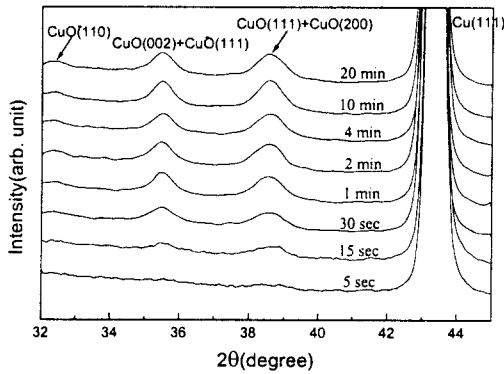


Fig. 6. Glancing-angle X-ray diffraction patterns out of leadframe surfaces at various oxidation times.

중요한 역할을 하는 것으로 생각된다.

3.1.2 XRD 분석 결과

Fig. 6에 나타난 X-ray 분석결과를 살펴보면, 산화물은 오직 CuO 상으로 구성되어 있음을 알 수 있다. 따라서, 앞에서 SEM으로 관찰했던 미세한 바늘 모양의 산화물 결정들은 CuO임을 알 수 있다. X-ray 피크의 강도는 산화시간 1~2분까지만 증가하였고, 그 이후에는 포화되어 거의 변하지 않았다. 이는 산화물의 성장특성과 밀접한 관계가 있다고 생각된다.

3.1.3 두께 측정 결과

Fig. 7에 galvanostatic reduction 방법을 이용하여 측정된 brown oxide층의 두께를 측정된 결과를 나타내었다. 환원전위로부터 brown oxide는 오로지 CuO만으로 구성되어 있다는 것을 알 수 있었으며, brown oxide층의 두께는 산화시간 2분까지만 증가하였고, 산화시간 2분 이후에서는 거의 변화가 없다는 것을 알 수 있다. 최종적으로 포화된 두께는 약 150 nm인 것을 알 수 있다. 이처럼 포화되는 두께가 작은 이유는 CuO층의 부동태 효과(passivation effect)가 뛰어나기 때문으로 생각된다. 산화물이 성장하는 구간에서 두께와 시간에 대하여 log-log plot을 해 본 결과, 산화층의 두께와 산화시간 사이에는 다음과 같은 관계가 있다는 것을 알 수 있었다.

$$d_{CuO} \propto t^{0.86} \quad (7)$$

여기서, d_{CuO} (nm)는 산화층의 평균 두께를 나타내고, t (min)는 산화시간을 나타낸다.

3.2 접착력 측정

3.2.1 SDCB test 결과

SDCB 시편을 이용하여 brown oxide가 형성된 리드프레임과 EMC사이의 G_{IC} 값을 측정하였고, 그 결과를 Fig. 8에 나타내었다. 리드프레임/EMC계의 경우, 균열첨단에서의 하중혼합도를 나타내는 위상각 ψ 는 약 3° 이다. 따라서, 대부분이 Mode I 하중이고, 약간의 Mode II 하중이 존재하는 상황이다.

산화처리를 하지 않은 리드프레임은 EMC와 접착력이 거의 없어 $G_{IC} \approx 0$ 이지만, 일단 산화처리가 시작되면 G_{IC}

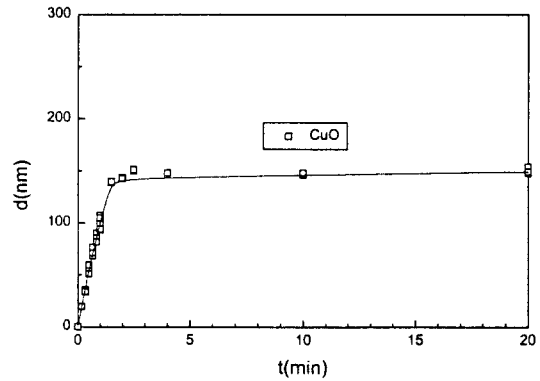


Fig. 7. Variation of oxide thickness with oxidation time.

값은 산화시간 1분까지는 거의 직선적으로 증가하고, 그 이후에도 계속해서 증가한다. G_{IC} 값은 산화시간 2분에 약 $80 J/m^2$ 이 된 후로는 더 이상의 산화에도 불구하고 증가하지 않는다. 따라서, 산화시간이 2분이 최적의 산화시간이라는 것을 알 수 있었다.

3.2.2 두께의 효과

Fig. 8에서 보여진 산화시간에 따른 G_{IC} 값의 변화가 산화물의 성장과 밀접한 관계가 있다고 판단되어, 산화층의 두께에 따른 G_{IC} 값의 변화를 살펴보고, 이를 Fig. 9에 나타내었다. Fig. 9에서 알 수 있듯이 G_{IC} 는 산화층의 두께(d_{CuO})에 비례해서 직선적으로 증가한다는 것을 알 수 있다. 이는 리드프레임 표면에 존재하는 CuO의 양이 곧바로 EMC와 접착력에 영향을 미친다는 것을 의미하는 것으로서, 리드프레임과 EMC사이의 접착기구가 기계적 고착(mechanical interlocking)이라는 것을 보여주는 하나의 증거라고 생각된다.

앞의 SEM 사진에서 보였듯이 CuO 결정은 미세한 바늘 모양을 하고 있는데, 이러한 미세한 바늘 모양의 CuO 결정들은 리드프레임을 EMC로 molding할 때 EMC의 내부로 침투된 상태에서 EMC가 curing됨으로써 EMC 내부에 고착되는 것으로 생각된다. 따라서, 일단 리드프레임 표면에 산화물층이 형성되기만 하면 접착력이 증가하는 것으로 보여진다. 이처럼 brown oxide가 형성된 리드프레임과 EMC의 접착기구가 기계적 고착이기 때문에 산화층의 평균 두께가 증가할수록 G_{IC} 값이 증가하는 것으로 생각된다. 즉,

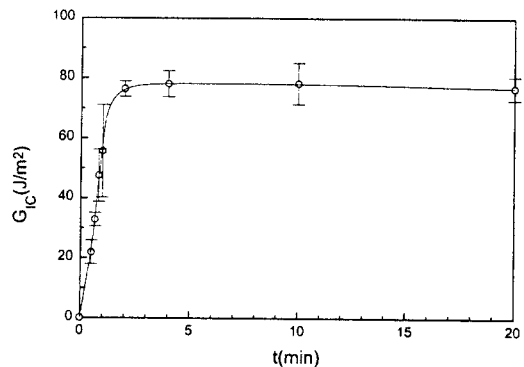


Fig. 8. Variation of fracture toughness of leadframe/EMC interface as a function of the oxidation time. The loading state near the crack tip was quasi-Mode I loading($\psi \sim 3^\circ$).

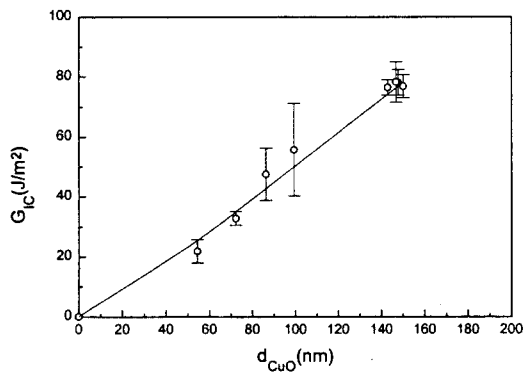


Fig. 9. Correlation between the interfacial fracture toughness and oxide thickness.

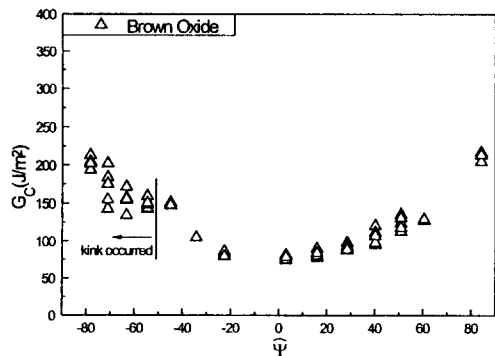


Fig. 10. Fracture toughness of leadframe/EMC interfaces as a function of the Mode mixity. Leadframes were treated in the brown-oxide forming solution for 20 minutes.

산화층의 평균두께가 증가한다는 것은 미세한 바늘 모양의 CuO 결정들의 길이가 증가한다는 것을 의미하며, 이는 EMC 내부에 박히는 CuO 결정의 분율이 증가하는 것을 의미하며, 이는 곧바로 미시적인 파괴에 대한 저항력의 증가를 가져오게 된다. 따라서, 산화층의 평균 두께가 증가할수록 거시적인 파괴에 대한 저항력인 G_c 값이 증가하는 것으로 생각된다.

3.2.3 SBN test 결과

SBN 시편을 이용한 G_c 값의 측정결과를 Fig. 10에 나타내었다. 실험에 사용한 리드프레임 시편은 20분 동안 brown oxide를 형성시킨 시편이었다. 낮은 위상각 ($0^\circ < \psi < 20^\circ$)에서 얻어진 데이터는 SDCB 시편을 이용하여 얻은 데이터와 유사한 값을 보이고 있어서 SDCB 시편과 SBN 시편의 결과가 잘 일치함을 알 수 있었다.

위상각의 절대값이 증가함에 따라 G_c 값이 증가하는 경향을 보였는데, 이는 Wang과 Suo²⁷⁾나 Liechti²⁸⁾의 경향과 일치하는 것으로서 계면균열이 보이는 일반적인 거동으로 받아들여지고 있다. 계면균열에 있어서 위상각의 절대값이 증가하면서 G_c 값이 증가하는 주된 이유는 다음과 같다고 생각된다. 일반적으로 균열이 진전하려면 균열면(crack surface)에서 결합의 파괴(debonding)가 유발되어야 하는데, 이러한 결합의 파괴는 전단 응력 성분(Mode II component) 보다는 수직 응력 성분(Mode I component)에 의

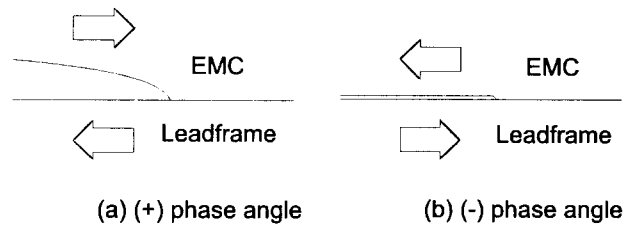


Fig. 11. Crack deformation with sign of phase angle.

하여 유발되기 쉽다. 그런데, 위상각의 절대값이 증가한다는 것은 균열의 진전에 도움이 되는 수직 응력 성분은 적어지고, 균열의 진전에 별로 도움이 되지 않는 전단 응력 성분이 증가한다는 것을 의미하는 것이다. 이러한 상황에서 균열의 진전은 점점 어려워지기 때문에 결국, 위상각의 절대값이 증가하면서 균열진전에 대한 저항력으로 평가되는 G_c 가 증가하는 것이다. 이 밖에도 전단 응력 성분의 증가에 따른 균열선단 근처에서 소성역의 증가와 균열면 접촉(crack surface contact)의 증가로 인하여²⁹⁾ 거시적으로 계면균열을 진전시키기 위해서 여분의 일(extra-work)이 더 필요하기 때문에 결국 겉보기 계면파괴인성치가 G_c 가 위상각의 절대값이 증가함에 따라 증가하는 것이라는 주장도 있다.

위상각의 변화에 따른 G_c 의 변화 ($\partial G_c / \partial \psi$)를 살펴보면 음의 위상각일 때가 양의 위상각일 때보다 더 크다는 것을 알 수 있는데, 이는 근본적으로 리드프레임과 EMC의 탄성계수가 다르기 때문으로 생각된다. Table 2를 살펴보면 리드프레임보다는 EMC가 더 compliant하다는 것을 알 수 있는데, 이러한 상황은 위상각의 부호가 음이나 양이나에 따라 계면균열의 길이에 변화를 유발하는 것으로 생각된다. 즉, 본 연구에서는 Fig. 11과 같이 위상각의 부호를 결정하였기 때문에, 위상각이 양의 부호를 갖는 경우에는 Fig. 11 (a)와 같이 계면균열이 열리게 되어 유효균열길이 증가하고, 반대로 위상각이 음의 부호를 갖는 경우에는 Fig. 11 (b)와 같이 계면 균열이 닫히게 되어 유효균열길이 감소하는 것으로 생각된다. 따라서, 이러한 위상각의 부호에 따른 균열길이의 변화 때문에 $G_c - \psi$ 곡선은 대칭성을 갖지 못하고, 대칭성을 갖지 못하기 때문에 위상각의 부호에 따라 $\partial G_c / \partial \psi^2$ 의 값이 달라지는 것으로 생각된다.

한편, 위상각이 -45° 일 때 계면균열은 더 이상 계면을 따라 진전하지 못하고 EMC 내부로 킥크되어 진전하였는데, 이렇게 균열이 재료의 내부로 진전한 경우에 측정된 계면파괴인성치는 계면에 대한 파괴인성치가 아니기 때문에 일반적으로 보여지는 포물선형 곡선에서 많이 벗어나 있음을 알 수 있다. 계면균열이 EMC내부로 킥크될 때의 G_c 값은 $\sim 150 \text{ J/m}^2$ 이었는데, 이 값은 EMC의 파괴인성치($\sim 240 \text{ J/m}^2$)와 밀접한 관련이 있는 것으로 생각되며, 향후에 정량적인 해석이 있어야 할 것이다.

양의 위상각에서는 리드프레임 내부로 균열이 킥크되어 진전하는 경우는 없었으며, 모두가 계면을 따라 진전하였다. 이는 파괴인성치의 차이 때문으로 생각된다. 즉, EMC

는 파괴인성치가 낮기 때문에 어느 위상각이 되면 계면균열이 계면을 따라 진전하는 것보다 EMC내부로 진전하는 것이 에너지적으로 더 안정한 경로인데 반하여 리드프레임은 파괴인성치가 크기 때문에 위상각이 증가하더라도 계면균열이 리드프레임 내부로 진전하는 것보다는 계면을 따라 진전하는 것이 에너지적으로 더 안정한 경로이기 때문으로 해석된다.

4. 결 론

1) 리드프레임의 표면에 brown oxide를 형성시키면, 미세한 바늘 모양의 CuO 결정들이 형성되며, 산화시간 2분까지만 성장하여 약 150 nm의 두께로 포화된 후 더 이상 성장하지 않았다.

2) SDCB 시편을 이용한 리드프레임/EMC 계면의 파괴인성치 측정 결과, 아무처리도 하지 않은 리드프레임은 거의 0 J/m^2 의 값을 보였지만, brown oxide가 형성된 리드프레임은 산화시간 2분까지 증가하여 약 80 J/m^2 가 된다. 따라서, 산화시간 2분이 최적의 산화시간이라는 것을 알 수 있었다.

3) 리드프레임/EMC 계면의 파괴인성치는 CuO 층의 두께에 비례하여 증가하였다. 이는 CuO 결정이 미세한 바늘 모양을 하고 있어서 EMC와 기계적 고착(mechanical interlocking) 기구로 접착하기 때문으로 생각된다.

4) SBN test 결과, 낮은 위상각에서의 계면 파괴 인성치는 SDCB의 계면 파괴 인성치와 잘 일치하였고, 위상각이 증가하면서 계면 파괴 인성치가 증가하는 전형적인 곡선을 보여주었지만, 곡선의 좌우 대칭성은 없었다.

5) 위상각 -45° 일 때 계면균열은 EMC 내부로 킁크되어 진전하였고, 이 때의 G_c 는 약 150 J/m^2 이었으며, 리드프레임 내부로는 전혀 킁크되어 진전하지 않았다.

참 고 문 헌

- G. S. Ganesan and H. M. Berg, IEEE Trans. on Components, Hybrids, and Manufacturing Technology, **16**, 940(1993).
- M. Adachi, S. Ohuchi and N. Totsuka, IEEE Trans. on Components, Hybrids, and Manufacturing Technology, **16**, 550(1993).
- A. A. O. Tay, G. L. Tan, and T. B. Lim, IEEE Trans. on Components, Packaging, and Manufacturing Technology - Part B: Advanced Packaging, **17**, 201(1994).
- J. Sauber, L. Lee, S. Hsu and T. Hongsmatip, IEEE Trans. on Components, Packaging, and Manufacturing Technology - Part A, **17**, 533(1994).
- M. Kitano, A. Nishimura and S. Kawai, Proc. IRPS, **90**(1988).
- C. Q. Cui, H. L. Tay, T. C. Chai, R. Gopalakrishan and T.B. Lim, Proc. 48th Electronic Components and Technology Conf., 1162(1998).
- B. H. Moon, H. Y. Yoo and K. Sawada, Proc. 48th Electronic Components and Technology Conf., 1148(1998).
- C. Kembell, Adhesion, D. D. Eley, Oxford University Press, London, 19(1961).
- E. Takano, T. Mino, K. Takahashi, K. Sawada, S. Y. Shimizu, H. Y. Yoo, Proc. 47th Electronic Components and Technology Conf., 78(1997).
- S. J. Cho, K. W. Paik and Y. G. Kim, IEEE Trans. on Components, Packaging, and Manufacturing Technology - Part B, **20**, 167(1997).
- C. Lee, W. H. sler, H. Cerva, R. von Criegern and A. Parthasarathi, Proc. 48th Electronic Components and Technology Conf., 1154(1998).
- T. Mino, K. Sawada, A. Kuroshi, M. Otsuka, N. Kawamura and H. Y. Yoo, Proc. 48th Electronic Components and Technology Conf., 1125(1998).
- Y. Momioka and J. Miyake, Proc. 49th Electronic Components and Technology Conf., 714(1999).
- A. A. O. Tay and K. Y. Goh, Proc. 49th Electronic Components and Technology Conf., 694(1999).
- W. T. Chen and T. F. Flavin : IBM J. Res. Dev., **16**, 203(1972).
- K. S. Kim, N. Aravas, Int. J. Solid Struc., **24**, 417(1988).
- Zhigang Suo, Ph. D. thesis, Harvard University, 1(1989).
- J. W. Hutchinson, M. E. Mear and J. R. Rice, ASME J. Applied Mechanics, **54**, 828(1987).
- B. J. Love and P. F. Packman, J. Adhesion, **40**, 139(1993).
- J.R.G. Evans and D. E. Packham, J. Adhesion, **9**, 267(1978).
- V. Ashworth and D. Fairhurst, J. Electrochem. Soc., **124**, 506(1977).
- H. -H. Strehblow and B. Titze, Electrochimica Acta, **55**, 839(1980).
- Ho-Young Lee, Ph. D. thesis, KAIST, 67(1999).
- Z. Suo and J. W. Hutchinson, Materials Science and Engineering, **A107**, 135(1989).
- T. S. Oh, R. M. Cannon and R. O. Ritchie, J. Am. Ceram. Soc., **70**, C-352(1987).
- C. Atkinson, R. E. Smelser and J. Sanchez, Int. J. Frac., **18**, 279(1982).
- J. -S. Wang and Z. Suo, Acta Metall. Mater., **38**, 1279(1990).
- K. M. Liechti and Y. S. Chai, J. Appl. Mech., **59**, 295(1992).
- A. G. Evans and J. W. Hutchinson, Acta Metall, **37**(3), 909(1989).