한국표면공학회지
Journal of the Korean Institute of Surface Engineering
Vol. 32, No. 6, Dec. 1999
<연구논문>

리드프레임/EMC 계면의 파괴 인성치

이호영, 유 진

한국과학기술원 재료공학과

Fracture Toughness of Leadframe/EMC Interface

H. Y. Lee and J. Yu

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

Abstract

Due to the inherently poor adhesion strength of Cu-based leadframe/EMC (Epoxy Molding Compound) interface, popcorn cracking of thin plastic packages frequently occurs during the solder reflow process. In the present work, in order to enhance the adhesion strength of Cu-based leadframe/EMC interface, black-oxide layer was formed on the leadframe surface by chemical oxidation of leadframe, and then oxidized leadframe sheets were molded with EMC and machined to form SDCB (Sandwiched Double-Cantilever Beam) and SBN (Sandwiched Brazil-Nut) specimens. SDCB and SBN specimens were designed to measure the adhesion strength between leadframe and EMC in terms of critical energy-release rate under quasi-Mode I (G_{IC}) and mixed Mode loading (G_C) conditions, respectively.

Results showed that black-oxide treatment of Cu-based leadframe initially introduced pebble-like Cu_2O crystals with smooth facets on its surface, and after the full growth of Cu_2O layer, acicular CuO crystals were formed atop of the Cu_2O layer. According to the result of SDCB test, Cu_2O crystals on the leadframe surface did not increase G_{IC}, however, acicular CuO crystals on the Cu_2O layer enhanced G_{IC} considerably. The main reason for the adhesion improvement seems to be associated with the adhesion of CuO to EMC by mechanical interlocking mechanism. On the other hand, as the Mode II component increased, G_C was increased, and when the phase angle was -34°, crack Kinking into EMC was occured.

1. 서 론

표면 실장형 박형 플라스틱 패키지(thin plastic package)는 세라믹 패키지(ceramic package)에 비하여 제조비용이 저렴할 뿐 아니라 전자기기의 소형화, 경량화 요구를 잘 수용할 수 있어서 선호되어 사용되고 있다. 그러나, 인쇄회로기판(PCB : Printed Circuit Board)에 실장하기 위한 공정인

소더 리플로우(solder reflow) 공정 동안에 종종 팝콘 크랙킹 현상(popcorn-cracking phenomena)을 일으켜 문제가 되어 왔다[1-4]. 팝콘 크랙킹 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 패키지 전체가 소더 리플로우(solder reflow) 공정 동안의 고온환경(215℃ 이상)에 수 분 동안 노출되면서 증기화 되어 박리된 계면(delaminated interface)에 압력을 가하게 된다. 이러한 증기압과 더불어 리드프레임과 EMC 사이의 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(Mode II component)을 유발시킨다[5]. 따라서, 계면균열은 항상 혼합모드(mixed Mode)하에서 진전하게 된다. 계면박리가 완전히 일어나면 패키지는 부풀었다가 EMC에 균열을 형성시키는데, 이러한 균열의 형성이 마치 팝콘을 구울 때처럼 아주 급격하게 일어나기 때문에 이를 "팝콘 크랙킹 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, 첫째는 EMC와 실리콘 칩(Si chip) 사이의 계면박리에 의해서 형성되는 type I, 둘째는 실리콘 칩과 다이 패드(die pad)를 접착시켜 주는 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 접착력의 확립이 발생 억제를 위한 하나의 해결책으로 간주되고 있다.[6,7]

본 연구에서는 리드프레임(die pad)과 EMC 사이의 접착불량에 기인하여 발생하는 type III 팝콘 크랙킹 현상의 발생 빈도를 줄이고자 EMC로 성형(molding)하기 전에 구리계 리드프레임의 표면에 black oxide를 형성시켜 리드프레임과 EMC 사이의 접착력을 향상시키고자 하였다. 또한, black oxide의 형성이 접착력에 미치는 영향을 살펴보기 위하여 접착력을 측정하였는데, 파괴 역학적 개념을 도입하여 제작한 샌드위치 시편을(sandwiched specimens)을 이용하여 계면 파괴 인성치를 측정하고자 하였다. 구리를 화학적으로 산화시키면 표면에 바늘 모양의 산화물 층이 형성되며, 이러한 산화물들이 고분자와 기계적으로 고착되기 때문에 접착력이 증가하는 것으로 알려져 있다[8].

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 Γ와 굽힘(bending)에 의한 금속층의 소성 변형 에너지 Ψ의 합이기 때문에 정확한 Γ값을 알기 위해서는 Ψ의 평가가 필요하다[9,10]. 한편, 계면 파괴 인성치 Γ는 이종 계면간의 진성 접착력(work of adhesion), γ와 균열주위의 소성 변형에너지(γ_P)로 구성되어 있다. 정확한 계면 파괴 인성치 Γ를 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_c값은 물리적 의미가 명확하며, 계면 파괴 인성치 Γ와 같은 값을 갖는다.

계면균열은 균질한 재료의 내부에 존재하는 균열과는 여러 가지로 다른 특성을 보인다[11]. 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 유발되어,

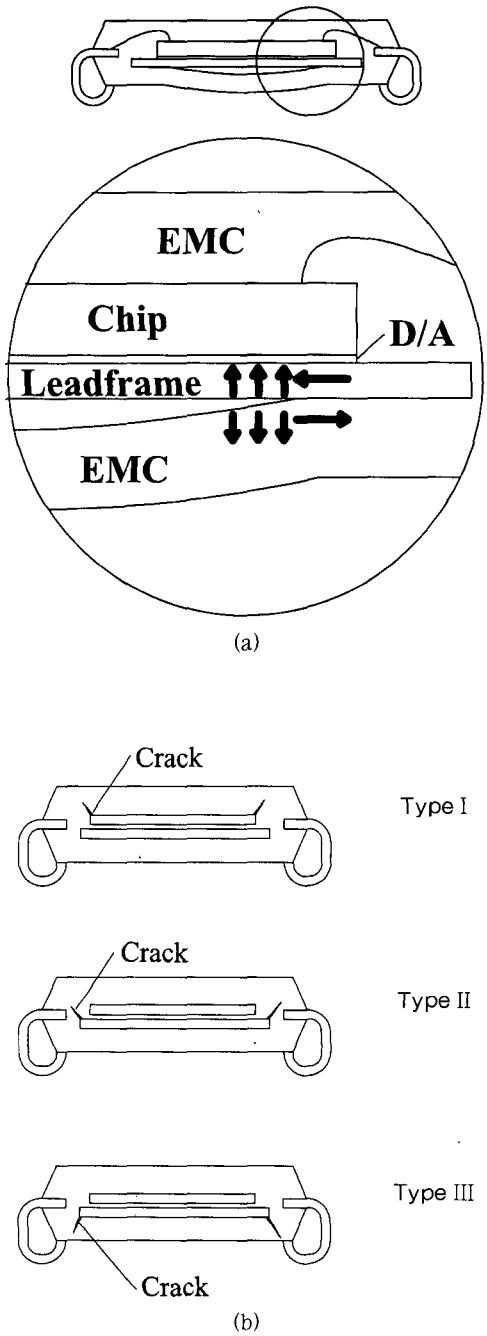


Fig. 1. Schematic diagrams of (a) interfacial crack propagation during the solder reflow process and (b) three types of package cracks

계면균열이 받는 하중상태는 일반적으로 혼합 모드(mixed Mode) 상태가 된다. 뿐만아니라 일반적으로 계면의 강도가 취약하여 어느 정도까지는 전단 응력 성분(Mode II component)이 증가하더라도 균열이 계면을 따라 계속 진전하게 되지만, 그러나, 하중혼합도(Mode mixity)가 어떤 임계 값 이상으로 증가되면 균열이 재료 내부로 킹크(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. 또한 두 재료간의 탄성계수 값의 차이가 큰 경우에는 위상각의 부호가 음이냐 양이냐에 따라 유효균열길이(effective crack length)의 변화가 생겨 때문에 계면 파괴 인성치 곡선의 대칭성이 상실되기도 한다[12]. 따라서, 반드시 음과 양의 위상각 전 범위에 걸쳐서 실험을 하여 계면 파괴 인성치 곡선을 구해야 진정한 의미의 계면파괴 인성치를 측정한다고 하겠다.

2. 실험방법

구리계 리드프레임(상품명 : EFTEC-64T, 조성 : Cu-0.3Cr-0.25Sn-0.2Zn)을 표면세척하고 자연산화막(native oxide)을 제거한 후 뜨거운 알칼리 용액에 담궈 표면에 black oxide[13]를 형성시켰다. 표면 산화물을 형성시키기 위한 알칼리 용액의 조성을 Table 1에 나타내었고, 사용한 실험장치의

Table 1. Composition and bath temperature of black-oxide forming solution[13].

Composition	Temperature
$NaClO_2$ (37.5g/l) NaOH (50g/l) $Na_3PO_4 \cdot 12H_2O$ (100g/l)	95 ℃

개략적인 그림을 Fig. 2에 나타내었다. 생성된 산화물의 미세구조는 SEM을 통하여 살펴보았고, 존재하는 상(phase)은 입사각을 2°로 고정시킨 glancing-angle XRD를 이용하여 확인하였다. 산화층의 두께는 galvanostatic reduction method[14-16]로 측정하였다. 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, Cu_2O)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 mV에서 환원되며 환원반응이 진행되는 동안에는 -820 mV의 전위를 거의 일정하게 유지한다[17]. Cu_2O는 -900 mV에서 환원되며 환원이 진행되는 동안에는 -900 mV의 전위를 거의 일정하게 유지한다. Cu_2O가 모두 환원되어 구리가 직접 전해액에 노출되게 되면 물이 분해되어 수소가 발생되게 되며, 이 때의 전위는 -1400 mV이다. 이러한 특성을 보이기 때문에 구리산화물의 환원으로부터 얻어진 전위-시간 곡선에는 여러 개의 평탄역이 형성된다. 이상의 과정에서 전위는 그 반응의 종류에 대한 정보를, 고유 plateau의 유지시간은 그 반응에 필요한 전하의 총량에 대한 정보를 제공해주므로 Faraday's law에서 출발한 식 (1)을 이용하여 각 산화층의 두께로 환산이 가능하다.

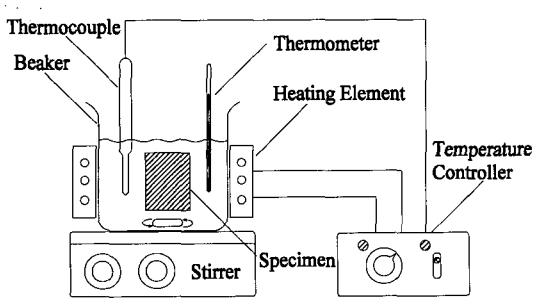


Fig. 2. A schematic diagram of experimental apparatus.

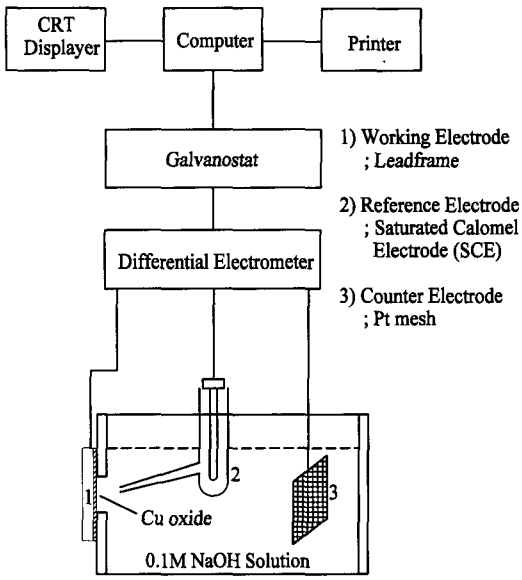


Fig. 3. A schematic diagram of galvanostatic reduction apparatus.

$$d = \frac{it}{2F}V \quad (1)$$

d : oxide thickness i : applied current density (mA/㎠) t : reduction time

V : molar volume of the oxide (CuO : 12.4cm^3/mole, Cu_2O : 23.9cm^3/mole)

F : Faraday constant

산화처리된 리드프레임은 압축성형시스템(compression molding system)을 이용하여 EMC로 성형한 후 기계적 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[18], 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[19].

$$G_{IC}=\frac{12P_c^2a^2}{t^2l^3E}\left[3.467+2.315\left(\frac{l}{a}\right)\right]^2 \quad (2)$$

여기서, G_{IC}는 임계 에너지 방출률(critical energy-release rate)이고, P_C는 하중-변위 곡선에서 측정된 임계 하중(critical load) 값이며, $\overline{E}$는 평면 변형률 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 geometry와 관계 있는 항들로써 a는 균열길이, t는 시편두께, l은 시편 높이의 반(1/2)을 의미한다. 자세한 것은 Fig. 4의 (a)를 참고하기 바란다.

SBN 시편의 경우 식 (3)을 이용해서 해석한다[20].

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

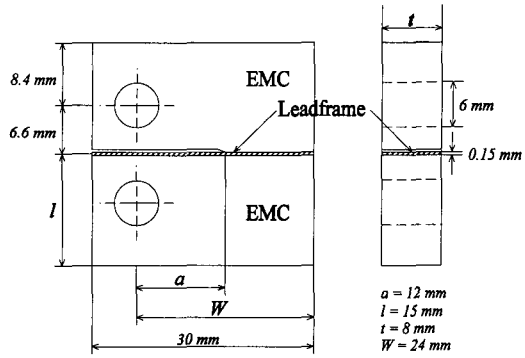
$$K_I^2=\frac{P_c^2l}{\pi at}\left[1-4\sin^2\theta+4\sin^2\theta(1-4\cos^2\theta)\left(\frac{l}{a}\right)^2\right]^2 \quad (4)$$

$$K_{II}^2=\frac{P_c^2l}{\pi at}\left[4\sin2\theta+\sin2\theta(16\cos^2\theta-10)\left(\frac{l}{a}\right)^2\right]^2 \quad (5)$$

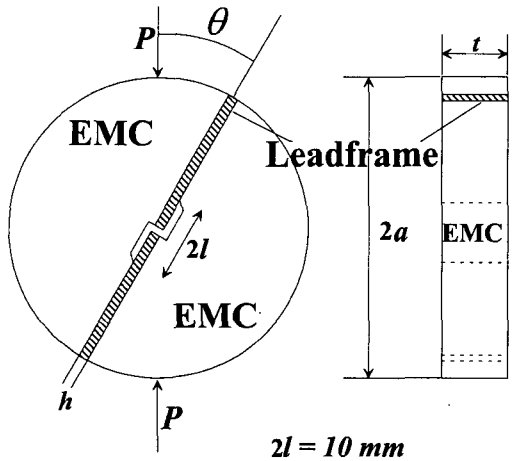
$$\widehat{\Psi}=\tan^{-1}\left(\frac{K_{II}}{K_I}\right)+\omega(\alpha,\beta) \quad (6)$$

여기서 G_C, P_C, $\overline{E}$는 SDCB 시편에서와 같은 의미로 사용되었으며, K_I과 K_{II}는 각각 Mode I과 Mode II 응력 강도 계수(stress intensity factor)를 의미한다. θ는 하중각을 뜻하며, θ의 자세한 의미와 나머지 a, t, l 들은 시편 모양과 관련있는 항들로써 Fig. 4의 (b)를 참고하기 바란다. $\widehat{\Psi}$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[18]. 본 연구의 리드프레임/EMC 시스템의 경우 탄성계수가 각각 Table 2와 같으므로 대략 3°가 된다.

SDCB 시편은 순수한 인장 하중에 가까운 하중



(a)



(b)

Fig. 4. Schematic diagrams showing the geometry of (a) sandwiched double-cantilever beam (SDCB) and (b) sandwiched Brazil-nut (SBN) specimens.

Table 2. Elastic Constants of Leadframe and EMC.

재료 \ 탄성계수	E	μ	ν
EMC(재료 1)	1400kg/㎟	560kg/㎟	0.25
Leadframe(재료 2)	12500kg/㎟	4596kg/㎟	0.36

조건에서 임계 에너지 방출률, G_{IC}값을 측정하기 위하여 고안된 시편이고, SBN 시편은 혼합하중

조건에서 임계 에너지 방출률, G_C값을 측정하기 위하여 고안된 시편이다.

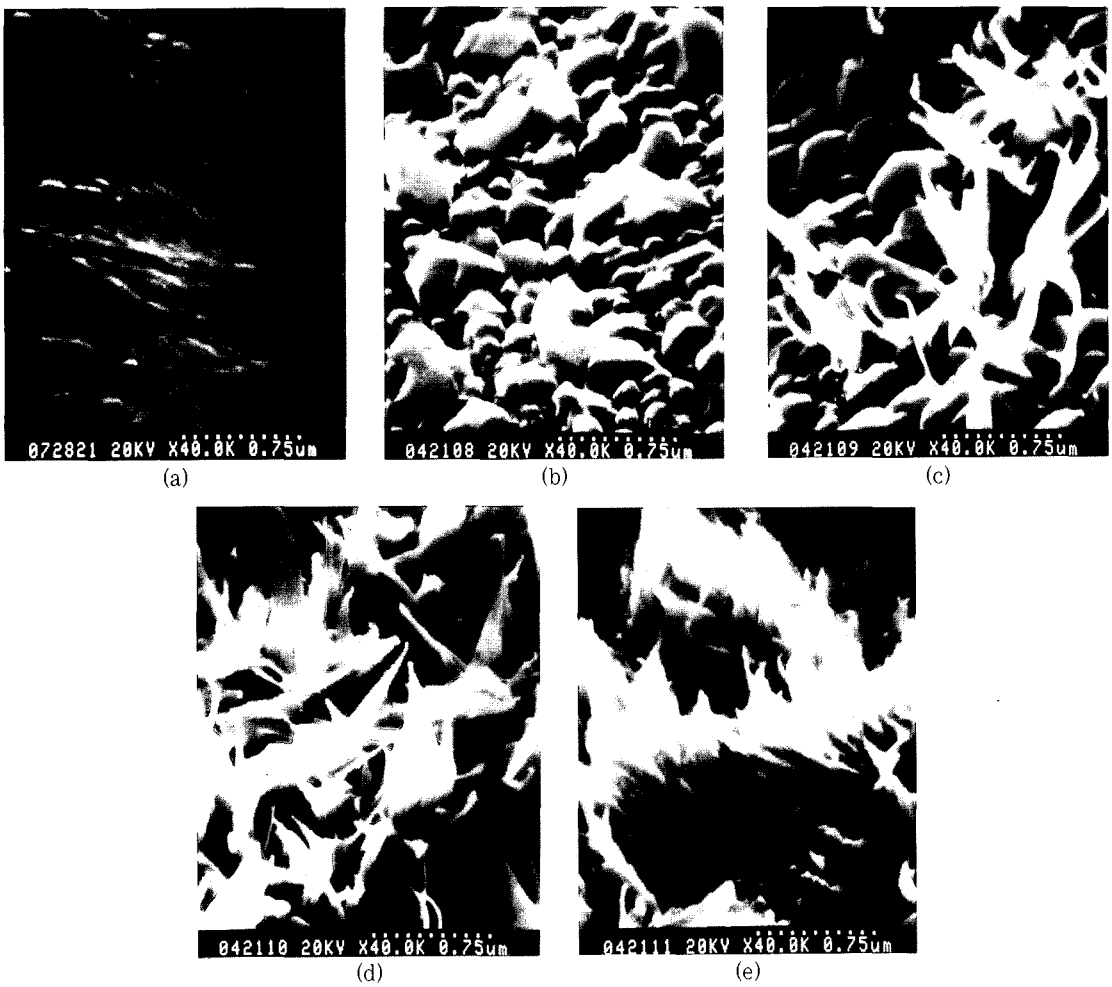
3. 결과 및 고찰

3. 1. 리드프레임 표면의 산화특성

3. 1. 1 SEM 관찰 결과

리드프레임 표면을 관찰한 SEM 사진을 Fig. 5에 나타내었다. 아무처리도 하지 않은 리드프레임의 표면(Fig. 5 (a))은 별다른 특징을 보이지 않지만, 30초 동안 산화시킨 리드프레임의 표면(Fig. 5 (b))을 살펴보면 조약돌 모양의 산화물 결정들이 존재함을 알 수 있다. 이러한 조약돌 모양의 산화물 결정들은 산화처리를 시작하자마자 형성되었고, 산화시간에 따라 성장하였으며, X-ray 분석결과 Cu_2O로 판명되었다. 산화시간 1분에서의 평균입자크기는 약 0.2 ㎛이었다.

산화시간 1분 근처에서는 0.5~1.0 ㎛의 크기를 갖는 바늘모양의 산화물 결정들이 Cu_2O층위에 형성되기 시작하였으며(Fig. 5 (c)), 산화시간 2분이 되자 Cu_2O층 전체를 덮어버렸다(Fig. 5 (d)). 이러한 바늘모양의 산화물 결정들은 X-ray 분석



(a) (b) (c) (d) (e)

Fig. 5. SEM micrographs of oxidized leadframe surfaces : Oxidation times are (a) 0 sec, as-cleaned, (b) 30 sec, (c) 1 min, (d) 2 min, and (e) 20 min.

결과 CuO로 판명되었다. 산화가 더 진행됨에 따라 CuO층의 밀도는 증가하였지만, CuO 결정의 크기는 증가하지 않았다(Fig. 5 (e)).

3. 1. 2 XRD 분석 결과

입사각을 2°로 고정시키고 분석한 glancing angle X-ray diffraction 결과를 Fig. 6에 나타내었다. 산화초기에는 오로지 Cu_2O 피크만 존재하였으며, Cu_2O 피크는 산화시간에 따라 점점 그 크기가 증가하였다. 산화시간 1분이 되면서 CuO 피크가 나타나기 시작하였고, CuO 피크의 크기는 산화시간에 따라 점점 커졌다. 이러한 결과로 미루어 볼 때, SEM으로 관찰했던 조약돌 모양의 산화물 결정이 Cu_2O라는 것을 알 수 있으며, 바늘모양의 산화물 결정은 CuO라는 것을 알 수 있다. 각 산화물들의 피크가 증가하는 것은 산화물들의 두께가 각각 증가하기 때문으로 생각된다.

3. 1. 3 두께 측정 결과

Fig. 7에 galvanostatic reduction 방법을 이용하여 측정한 black oxide층의 두께를 측정한 결과를 나타내었다. Galvanostatic reduction method를 이용하여 얻은 환원전위로부터 black oxide는 Cu_2O와 CuO의 두 층으로 구성되어 있다는 것을 알 수 있었다. 초기에 형성되는 Cu_2O층의 두께는

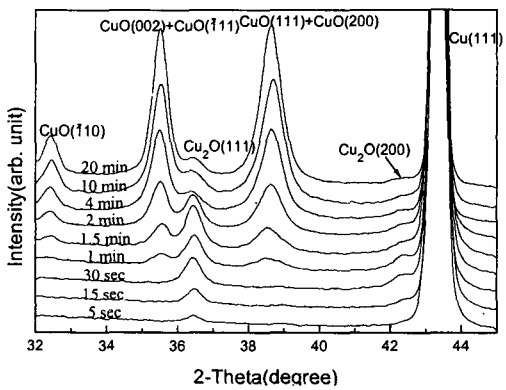


Fig. 6. Glancing-angle X-ray diffraction patterns out of leadframe surfaces at various oxidation times.

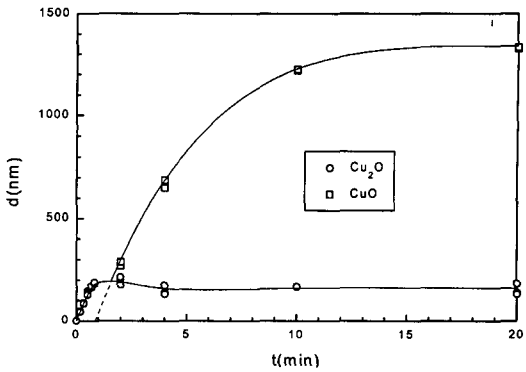


Fig. 7. Variation of oxide thickness with oxidation time.

산화시간 1분까지만 증가하여 약 200 nm의 두께를 보이다가, 산화시간 1분 이후에서는 오히려 약간 감소하여 약 150 nm로 포화되는 것을 알 수 있다. Cu_2O층이 성장하는 구간에서 두께와 시간에 대하여 log-log plot을 해 본 결과, 산화층의 두께와 산화시간 사이에는 다음과 같은 관계가 있다는 것을 알 수 있었다.

$$d_{Cu_2O} \propto t^{0.89} \tag{7}$$

여기서, d_{Cu_2O}(nm)는 Cu_2O층의 평균 두께를 나타내고, t (min)는 산화시간을 나타낸다.

Cu_2O층이 충분히 성장한 후에는 Cu_2O층위에 CuO결정들이 형성되어 CuO층을 이루었다. CuO층은 산화시간에 따라 포물선형태로 성장하였으며, 산화시간 20분에는 약 1300 nm의 두께를 보였다. CuO층의 두께가 Cu_2O층의 두께에 비하여 상당히 두꺼운데, 이는 X-ray 결과에서 보였듯이 CuO 피크의 크기가 Cu_2O 피크의 크기보다 훨씬 큰 것을 상기할 때 서로 잘 일치하는 것이다. Cu_2O층과 마찬가지로 CuO층이 성장하는 구간에서 두께와 시간에 대하여 log-log plot을 해 본 결과, 산화층의 두께와 산화시간 사이에는 다음과 같은 관계가 있다는 것을 알 수 있었다.

$$d_{CuO} \propto t^{0.67} \quad (2 < t < 20) \tag{8}$$

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

3. 2. 접착력 측정

3. 2. 1 SDCB test 결과

SDCB시편을 이용하여 black oxide가 형성된 리드프레임과 EMC사이의 G_{IC}값을 측정하였고, 그 결과를 Fig. 8에 나타내었다. 리드프레임/EMC계의 경우, 균열첨단에서의 하중 혼합도를 나타내는 위상각 $\hat{\Psi}$는 대략 3°이다. 즉, 대부분이 Mode I 하중이고 약간의 Mode II 하중이 존재하는 상황이다.

Fig. 8을 살펴보면 산화시간 1분까지는 접착력의 변화가 거의 없어 G_{IC}가 아무처리도 하지 않은 리드프레임의 G_{IC}값인 ~0 J/㎡을 그대로 유지한다는 것을 알 수 있다. 이는 리드프레임 표면의 Cu_2O형성이 Mode I 하중에 대한 저항력을 거의 증가시키지 않는다는 것을 의미하는 것이다. 그러나, 일단 Cu_2O층위에 CuO 결정들이 형성되기 시작하면 G_{IC}값은 증가하기 시작하여 산화시간 2분에 G_C값은 ~80 J/㎡이 된다. 그 이후에는 G_{IC}값이 완만하게 증가하여 산화시간 20분에 ~100 J/㎡의 값을 보인다. 이러한 산화시간에 따른 접착력의 변화는 산화시간에 따른 CuO층의 미세구조 변화로 설명할 수 있다. 즉, 앞의 SEM 결과에서 보였듯이 Cu_2O층 위에 형성되는 CuO층은 초기에는 불연속적이지만 산화가 진행됨에 따라 점차 성장하여 산화시간 2분이 되면 연속적인 층이 되며, 그 이후에는 막이 좀더 치밀해 진다. 따라서, 산화시간 2분까지 G_{IC}값이 급격히 증가하는 것은 리드프레임 표면에서 차지하는 바늘모양의 CuO 결정들이 분율(fraction)의 증가와 밀접한 관계가 있는 것으로 생각되며, 산화시간 2분 이후에 G_{IC}값이 완만히 증가하는 것은 CuO 결정들의 표면분율이 포화된 상태에서 단지 CuO 층의 밀도가 증가하기 때문으로 생각된다. CuO층의 밀도가 증가하면 EMC와 실제로 접착하는 면적이 증가하는 때문에 G_{IC}값이 증가하는 것으로 생각된다.

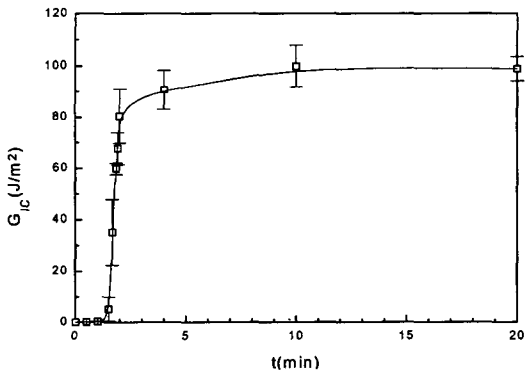


Fig. 8. Variation of fracture toughness of leadframe /EMC interface as a function of the oxidation time. The loading state near the crack tip was quasi-Mode I loading ($\hat{\Psi}$~3°)

이상의 결과로부터, 리드프레임과 EMC사이의 접착력을 증가시키기 위해서는 리드프레임 표면에 바늘모양의 CuO 결정을 연속적인 막으로 형성하는 것이 중요하며, 따라서 산화시간이 2분이 최적의 산화시간이라는 것을 알 수 있었다.

3. 2. 2 두께의 효과

Fig. 8에서 보여진 산화시간에 따른 G_{IC}값의 변화가 CuO층의 성장과 밀접한 관계가 있다고 판단되어, CuO층의 두께에 따른 G_{IC}값의 변화를 살펴보았고, 이를 Fig. 9에 나타내었다. Fig. 9를 살펴보면 G_{IC}는 CuO층의 두께(d_{CuO})가 160 nm가 될 때까지 ~0 J/㎡의 값을 보이며, d_{CuO}가 160~280nm인 범위에서는 d_{CuO}에 비례해서 급격하게 증가하며, 그 이후에는 완만하게 증가하는 것을 알 수 있다. d_{CuO}=280nm일 때의 산화시간은 2분이었으며, 이 때를 기준으로 기울기의 변화가 뚜렷하다는 것을 알 수 있다. 이는 기본적으로 리드프레임 표면에 바늘모양의 CuO 결정들이 존재하는 것은 접착력 향상에 도움이 되지만, CuO 결정들이 표면에서 차지하는 분율이 너무 적으면 접착력향상에 아무런 도움이 되지 않고, 분율이 어떤

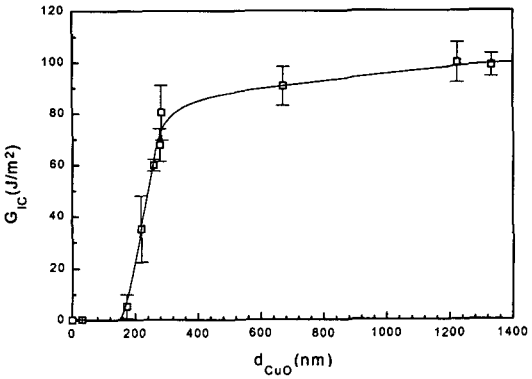


Fig. 9. Correlation between the interfacial fracture toughness and oxide thickness.

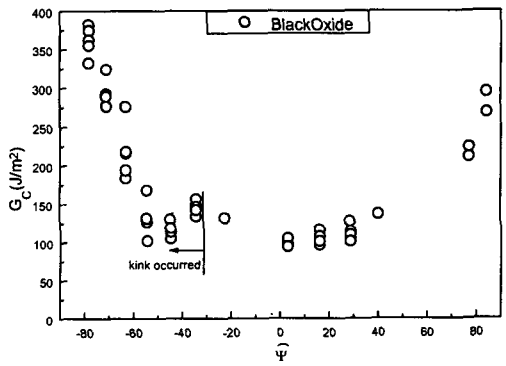


Fig. 10. Fracture toughness of leadframe/EMC interfaces as a function of the Mode mixity. Leadframes were treated in the black-oxide forming solution for 20 minutes.

임계치 이상이 되어야만 비로소 접착력향상에 도움이 되기 시작한다는 것을 의미하는 것으로 생각된다.

이와 같은 결과가 얻어진 것은 리드프레임과 EMC사이의 접착이 기계적 고착(mechanical interlocking)에 의하여 이루어지기 때문으로 생각된다. 즉, 앞의 SEM 사진에서 보였듯이 CuO 결정은 바늘모양을 하고 있는데, 이러한 바늘모양의 CuO 결정들은 리드프레임을 EMC로 성형할 때 EMC의 내부로 침투되고, 그 상태에서 EMC가 경화(curing)됨으로써 EMC 내부에 고착되는 것으로 생각된다. 따라서, 리드프레임 표면에 조약돌 모양을 하고 있는 표면이 매끄러운 Cu_2O 결정들보다 바늘 모양을 하고 있는 CuO 결정들이 존재할 때 접착력 향상이 이루어지는 결과가 얻어진 것으로 생각된다.

3. 2. 3 SBN test 결과

SBN 시편을 이용한 G_C값의 측정결과를 Fig. 10에 나타내었다. 실험에 사용한 리드프레임 시편은 20분 동안 black oxide를 형성시킨 시편이었다. 낮은 위상각($0° < \hat{\Psi} < 20°$)에서 얻어진 data는 SDCB 시편의 데이터와 유사한 값을 보이고 있어 SDCB 시편과 SBN 시편의 결과가 일치함을 알 수 있었다. 위상각의 절대값이 증가함에 따라 G_C값이 증가하는 경향을 보였는데, 이는 계면균열이 일반적으로 보이는 거동으로 Wang과 Suo[21]나 Liechti[22]의 경향과 일치하는 것이다. 이처럼 위상각의 절대값이 증가하면서 G_C값이 증가하는 이유는 다음과 같다. 일반적으로 균열이 진전하려면 균열면(crack surface)에서 결합의 파괴(debonding)가 유발되어야 하는데, 이러한 결합의 파괴는 전단 응력 성분(Mode II component)보다는 인장 응력 성분(Mode I component)에 의하여 유발되기 쉽다. 그런데, 위상각의 절대값이 증가한다는 것은 인장 응력 성분은 감소하는 반면 전단 응력 성분은 증가하는 것을 의미하는데, 이러한 상황에서는 균열의 진전이 점점 어려워지기 때문에 거시적으로 위상각의 절대값이 증가하면서 균열 진전에 대한 저항력으로 평가되는 G_C값이 증가하는 결과가 얻어진 것으로 생각된다.

한편, 위상각이 -34°일 때 계면 균열은 더 이상 계면을 따라 진전하지 못하고 EMC 내부로 킹크되어 진행하였는데, 이렇게 균열이 재료의 내부로 진전한 경우에 측정된 계면 파괴 인성치는 계면에 대한 파괴 인성치가 아니기 때문에 일반적으로 보여지는 포물선형 곡선에서 많이 벗어나 있음을 알 수 있다. 계면균열이 EMC내부로 킹크될 때의 G_C

값은 ~150 J/㎡ 이었는데, 이 값은 EMC의 파괴 인성치(~240 J/㎡)와 밀접한 관련이 있는 것으로 생각되며, 향후에 정량적인 해석이 있어야 할 것으로 생각된다.

양의 위상각에서는 리드프레임 내부로 균열이 킹크되어 진행하는 경우는 발견되지 않았으며, 모두가 계면을 따라 진전하였다. 이는 리드프레임의 파괴 인성치가 크기 때문으로 생각된다. 즉, EMC는 파괴 인성치가 작기 때문에 어떤 위상각 이상이 되면 계면균열이 계면을 따라 진전하는 것보다 EMC내부로 진전하는 것이 에너지적으로 더 안정한 경로이지만, 리드프레임은 파괴 인성치가 크기 때문에 위상각이 증가하더라도 계면균열이 리드프레임 내부로 진전하는 것보다는 계면을 따라 진전하는 것이 에너지적으로 더 안정한 경로이기 때문으로 생각된다.

4. 결 론

1) 리드프레임의 표면에 black oxide를 형성시키면, 초기에는 조약돌모양의 Cu_2O 결정들이 형성되며, 산화시간 1분까지만 성장하여 200 nm의 두께로 성장한다. 산화시간 1분 이후에는 바늘모양의 CuO 결정들이 형성되며, 산화시간 20분에 1300 nm의 두께로 성장한다.

2) SDCB 시편을 이용한 리드프레임/EMC 계면의 파괴 인성치 측정 결과, 아무처리도 하지 않은 리드프레임 및 Cu_2O가 형성된 리드프레임은 ~0 J/㎡의 값을 보였지만, CuO가 형성된 리드프레임은 산화시간 2분까지 증가하여 ~80 J/㎡가 된다. 따라서, 산화시간 2분이 최적의 산화시간이라는 것을 알 수 있었다.

3) 리드프레임/EMC 계면의 파괴 인성치는 CuO 결정의 표면 분율과 밀접한 관련이 있었다. 이는 CuO 결정이 바늘모양을 하고 있어서 EMC에 기계적 고착(mechanical interlocking) 기구로 접착되기 때문으로 생각된다.

4) SBN test 결과, 낮은 위상각에서의 계면 파괴 인성치는 SDCB test를 통하여 측정된 계면 파괴 인성치와 잘 일치하였고, 위상각이 증가하면서 증가하는 전형적인 곡선을 보여주었다.

5) 위상각 -34°일 때 계면균열은 EMC 내부로 킹크되었고, 이 때의 G_c는 ~150 J/㎡이었으며, 리드프레임 내부로는 전혀 킹크되지 않았다.

참고문헌

1. G. S. Ganesan and H. M. Berg, IEEE Trans. on Components, Hybrids, and Manufacturing Technology, 16 (1993) 940
2. M. Adachi, S. Ohuchi and N. Totsuka, IEEE Trans. on Components, Hybrids, and Manufacturing Technology, 16 (1993) 550
3. A. A. O. Tay, G. L. Tan, and T. B. Lim, IEEE Trans. on Components, Packaging, and Manufacturing Technology-Part B: Advanced Packaging, 17 (1994) 201
4. J. Sauber, L. Lee, S. Hsu and T. Hongsmatip, IEEE Trans. on Components, Packaging, and Manufacturing Technology-Part A, 17 (1994) 533
5. M. Kitano, A. Nishimura and S. Kawai, Proc. IRPS, (1988) 90
6. C. Q. Cui, H. L. Tay, T. C. Chai, R. Gopalakrishan and T.B. Lim, Proc. 48th Electronic Components and Technology Conf., (1998) 1162
7. B. H. Moon, H. Y. Yoo and K. Sawada, Proc. 48th Electronic Components and Technology Conf., (1998) 1148
8. C. Kembell, Adhesion, D. D. Eley, Oxford University Press, London, (1961) 19

9. W. T. Chen and T. F. Flavin : IBM J. Res. Dev., 16 (1972) 203
10. K. S. Kim, N. Aravas, Int. J. Solid Struc., 24 (1988) 417
11. Zhigang Suo, Ph. D. thesis, Harvard University, (1989) 1
12. J. W. Hutchinson, M. E. Mear and J. R. Rice, ASME J. Applied Mechanics, 54 (1987) 828
13. H. K Yun, K. Cho, J.H. An and C. E. Park, J. Mater. Sci., 27 (1992) 5811
14. J. R. G. Evans and D. E. Packham, J. Adhesion, 9 (1978) 267
15. V. Ashworth and D. Fairhurst, J. Electrochem. Soc., 124 (1977) 506
16. H. -H. Strehblow and B. Titze, Electrochemica Acta, 55 (1980) 839
17. Ho-Young Lee, Ph. D. thesis, KAIST, (1999) 67
18. Z. Suo and J. W. Hutchinson, Materials Science and Engineering, A107 (1989) 135
19. T. S. Oh, R. M. Cannon and R. O. Ritchie, J. Am. Ceram. Soc., 70 (1987) C-352
20. C. Atkinson, R. E. Smelser and J. Sanchez, Int. J. Frac., 18 (1982) 279
21. J. -S. Wang and Z. Suo, Acta Metall. Mater., 38 (1990) 1279
22. K. M. Liechti and Y. S. Chai, J. Appl. Mech., 59 (1992) 295