



방열 모듈 적용을 위한 Cu/Sn-3.0Ag-0.5Cu/Al 접합부의 계면 반응 및 접합강도에 미치는 후속 열처리 영향 분석

정동익¹ · 김가희¹ · 김도현² · 오민철³ · 김건홍³ · 박영배^{1,*}

¹안동대학교 신소재공학부 청정에너지소재기술연구센터

²(주)앰코테크놀로지 코리아 기술연구소 제품개발 그룹

³고등기술연구원 지능기계시스템센터

Effects of Post-annealing Condition on Interfacial Reaction and Bonding Strength of Cu/Sn-3.0Ag-0.5Cu/Al Joint for Heat Dissipation Module Application

Dong Ik Jeong¹, Gahui Kim¹, Doheon Kim², Minchul Oh³, Geon-Hong Kim³, and Young-Bae Park^{1,*}

¹School of Materials Science and Engineering, Andong National University, Andong-si 36729, Republic of Korea

²Product Development Group, R&D, Amkor Technology Korea Inc., Incheon 21991, Republic of Korea

³AI & Mechanical System Center, Institute for Advanced Engineering, Yongin-si 17180, Republic of Korea

Abstract: The effects of post-annealing times at 150°C on the bonding strength and interfacial characteristics of Cu/Sn-3.0Ag-0.5Cu (SAC305)/Al were systematically evaluated. In the as-bonded sample, Cu₆Sn₅ intermetallic compound (IMC) was formed at the upper Cu/SAC305 interface, while Ag₃Al IMC was formed at the lower SAC305/Al interface, and a black layer of Al₂Cu IMC was formed at a distance of about 20 μm from the Al interface. The Al atoms from the Al pad diffused towards the SAC305 solder during the bonding process and reacted with Cu to form the Al₂Cu IMC. After post-annealing for 500 h at 150°C, the growth of Cu-Sn and Al₂Cu IMCs followed a linear relationship with the square root of the annealing time, which could be understood by a diffusion-dominant mechanism. To measure the bonding strength, the lap shear test was evaluated on the Cu/SAC305/Al structure with time during post-annealing at 150°C. Initial bonding strength of around 118.80 MPa decreased to 92.4MPa after post-annealing for 200h, and then remained constant until 500 h. And the fracture locus was the mixed mode of SAC305/Al₂Cu interface and cohesive inside SAC305 solder. Also, when the post-annealing time was increased from 150 h to 200 h, the fracture toughness decreased sharply from 438 J/m³ to 100 J/m³. This decrease seems to be closely related to an increase in the SAC305/Al₂Cu interface fracture mode. This is believed to be due to the increase in the SAC305/Al₂Cu interface fracture mode due to the growth of the Al₂Cu layer thickness.

(Received 7 September, 2023; Accepted 15 January, 2024)

Keywords: post-annealing, lap shear test, intermetallic compound, bonding strength, toughness

1. 서 론

최근 전자제품은 소비자들의 요구에 따라 고효율 및 고성능 제품 개발이 이루어지고 있으며 이에 따라 전자제품 내부 부품의 소형화 및 고밀도화가 이루어졌다[1,2]. 이로

인하여 전자제품의 소비전력 및 발열량이 증가하게 되고, 높은 발열량으로 인한 전자제품의 성능저하, 수명단축, 고장 등과 같은 문제를 야기하게 된다[1-4]. 이러한 문제를 해결하기 위해 전자 제품 내부 발열량을 효율적으로 냉각할 수 있는 방열 모듈의 중요성이 대두되고 있으며, 설계와 소재 측면에서 방열 모듈에 대한 많은 연구들이 진행되어왔다[1-4]. 냉장고, 정수기를 포함한 전자제품의 냉동사이클은 압축기, 응축기, 증발기, 팽창밸브 및 각종 부속 기기들로 구성되어 있으며, 이 중 증발기와 압축기의 냉매를 순환시키는 고압배관(Capillary Tube)과 저압배관(Suction

- 정동익: 석사과정, 김가희: 박사과정, 김도현: 연구원, 오민철: 선임연구원, 김건홍: 선임연구원, 박영배: 교수

*Corresponding Author: Young-Bae Park

[Tel: +82-54-820-5121, E-mail: ybpark@anu.ac.kr]

Copyright © The Korean Institute of Metals and Materials

Pipe)을 결합하여 열효율을 향상시키기 위한 2중 배관형 방열 모듈에 대한 연구들이 이루어져 왔다[5,6]. 또한, 고압 배관과 저압배관이 접촉한 2중 배관형 방열 모듈의 열교환부의 길이가 짧을수록 열교환 효율이 줄어들면 소비전력과 내부 방열량이 증가하기 때문에 에너지 효율을 높이는 구조 설계에 대한 연구도 이루어져 왔다[4]. 일반적으로 전자제품용 방열 모듈의 소재는 Cu가 주로 사용되고 있으며, Cu는 Au나 Ag 같은 금속에 비해 가격이 저렴하고 유사한 열전도도 특성을 가지며 재질이 연하고 부식 및 산성에 대한 내구성이 강할 뿐만 아니라 다른 금속과 잘 융합되는 성질과 좋은 연성으로 인해 주로 사용되어 왔다[7]. 하지만 최근에는 Cu의 높은 비중과 비싼 가격 문제로 인해 이를 대체하는 소재로 Al이 주목받고 있으며, Al의 경우 비중이 2.70 g/cm^3 로 Cu의 비중인 8.96 g/cm^3 보다 약 3배정도 낮고 가격이 저렴하다는 장점을 가지고 있다[7-9]. 그러나 Al 표면에는 수 nm의 자연산화피막이 형성되어 플럭스(Flux)를 이용하여 산화막을 제거하는 추가 공정이 필요하다[10-12]. 또한, Al의 열전도도는 237 W/mK 로 Cu의 열전도도인 401 W/mK 보다 낮고 Al의 인장강도는 91.50 N/mm^2 을 가지며 Cu의 인장강도는 220.50 N/mm^2 로 Al은 Cu 보다 낮은 열전도도와 인장강도를 갖는 단점이 있다[7,9]. 그럼에도 불구하고 Al은 Cu에 비해 내식성 및 내마모성과 가공성을 향상시킬 수 있기 때문에 실제 방열 모듈 적용에는 유리하다[7-9]. 기존 방열 모듈 접합은 450°C 이상의 고온에서 용가재만 녹여 접합하는 브레이징(Brazing) 공정을 통해 진행하였다[9]. 최근에는 450°C 이하의 저온에서 클래딩(Cladding)과 솔더링(Soldering) 공정을 통해 Cu와 Al을 직접 접합하여 Cu와 Al의 장점을 모두 갖는 Cu/솔더/Al 구조의 방열 모듈이 각광받고 있다[13-16]. Cu, Al의 솔더링 공정에 사용되는 솔더의 경우 좋은 젖음성과 접합부신뢰성을 가진 3원계의 Sn-3.0Ag-0.5Cu(SAC305) 솔더 또는 2원계의 Sn-Cu계, Sn-Ag계 솔더가 주로 사용된다[17-21]. 하지만 솔더링 공정을 통해 Cu와 Sn계 솔더를 접합할 경우 Cu/Sn 솔더 접합 계면에 Cu_6Sn_5 , Cu_3Sn 상과 같은 금속간 화합물(intermetallic compound)이 형성된다[22,23]. 또한, 금속간 화합물이 성장할 때 Cu와 Sn의 확산계수 차이로 인해 Cu_3Sn 상과 Cu 사이에서는 커켄달 보이드(Kirkendall void)가 형성되며, Cu와 솔더 접합 계면에서 형성되는 금속간 화합물과 커켄달 보이드는 접합 계면의 기계적, 전기적 신뢰성을 저하시키는 주요한 원인으로 보고되고 있다[24-27]. 선행연구에 따르면 Cu/SAC305/Cu 구조에서 150°C 와 180°C 에서 456시간 동안 후속 열처리 진행 후 lap shear test를 통해 접합

강도를 평가한 결과, 후속 열처리 전에는 접합강도가 43 MPa 로 측정되었으나 150°C 와 180°C 에서 456시간 동안 후속 열처리 후에는 각각 12 MPa 와 16 MPa 로 감소하였다고 보고되었다[28]. 이는 후속 열처리 시간이 증가함에 따라 두께가 성장한 Cu_6Sn_5 , Cu_3Sn 상 내부로 응력이 집중되어 접합강도가 감소한 것으로 보고되었다[28]. 다른 선행연구에 의하면 클래딩 공정으로 접합한 Cu/Al 구조에서 400°C 에서 48시간까지 후속 열처리 후 인장시험을 진행한 결과, 열처리 전의 인장강도는 약 128 MPa 로 측정되었으나 열처리 후에는 약 34 MPa 까지 감소하였다[29]. 인장강도가 감소한 이유는 후속 열처리 시간이 증가할수록 취성을 갖는 Al_2Cu , AlCu 및 Al_2Cu_3 상의 과도한 성장 때문이라고 보고되었다[29]. 또 다른 선행연구에 의하면 380°C 에서 클래딩 공정으로 접합한 Cu/Al 구조재를 400°C 에서 후속 열처리 후 인장시험을 진행한 결과, 열처리 시간이 증가할수록 인장강도는 감소하였다[30]. 이는 열처리 시간이 증가함에 따라 취성을 가지는 Al_2Cu , AlCu 및 Al_4Cu_9 상이 성장하여 두꺼운 금속간 화합물층이 형성됨으로써 인장강도가 감소하였다고 보고되었다[30]. 이와 같이 Cu/SAC305/Cu 구조나 높은 온도와 압력에서 클래딩 공정을 이용하여 Cu와 Al을 직접 접합한 Cu/Al 구조의 후속 열처리 조건에 따른 계면반응 및 접합강도 평가에 대한 연구는 많이 보고되었다[28-30]. 하지만 SAC305 솔더를 사용하여 Cu와 Al을 접합한 Cu/SAC305/Al 구조의 후속 열처리 조건에 따른 계면반응 및 접합강도 평가에 대한 연구는 미흡한 실정이다. 따라서 본 연구는 방열 모듈 적용을 위한 Cu/SAC305/Al 구조의 계면신뢰성을 확인하기 위하여 실제 배관형 방열 모듈 구조와 유사하게 Cu/SAC305/Al 구조를 접합하여 후속 열처리에 따른 미세구조 및 접합강도 변화의 상관관계를 규명하였다. 후속 열처리는 실제 전자제품 가동 환경보다 가혹한 조건에서 접합부의 신뢰성 확인을 위하여 150°C 의 대기 분위기에서 500시간까지 후속 열처리를 진행하여 주사전자현미경(scanning electron microscope, SEM)과 에너지 분산형 X선 분광기(energy dispersive x-ray spectroscopy, EDS)를 통해 미세구조 변화를 관찰하였다. 또한 lap shear test를 통해 열처리 시간에 따른 Cu/SAC305/Al 구조의 접합강도 및 파괴 모드를 분석하여 금속간 화합물 성장과 접합강도를 비교 분석하였다.

2. 실험 방법

후속 열처리 시간에 따른 Cu/SAC305/Al 구조의 접합계면 미세구조 분석 및 접합강도 평가를 위해 그림 1과 같

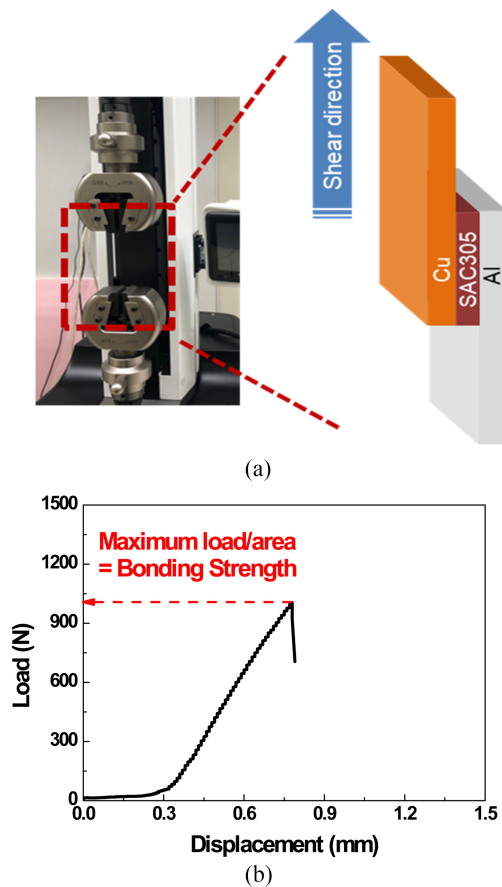


Fig. 1. (a) Schematic of cross-sectional specimen structures for evaluating bond strength and (b) typical load-displacement curve during lap shear test of Cu/SAC305/Al sample.

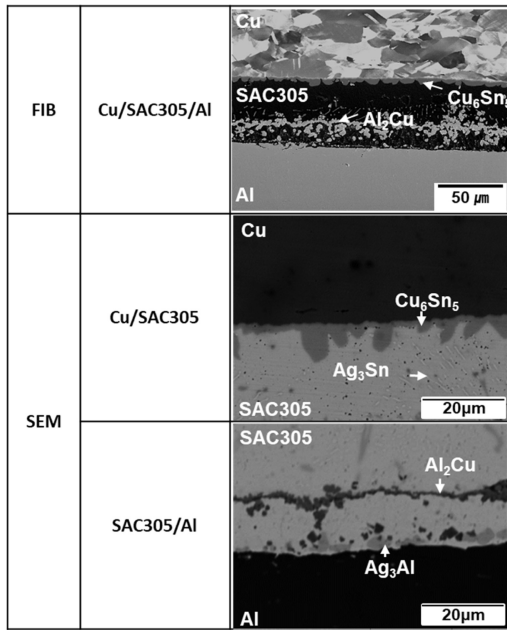
이 시편을 제작하였다.

시편은 6.5 cm 길이와 1.5 cm 폭 그리고 두께가 1 mm 인 Cu 판상 끝에 SAC305 솔더를 $1.5 \times 1.5 \text{ cm}^2$ 면적으로 도포한 후 Cu와 동일한 크기의 Al 판상을 끝에 맞대어 시편을 고정하고 금속 열처리 장비(Han tech사, HRTP-G6)를 이용해서 시편을 300°C의 대기 분위기에서 5 분 동안 유지하여 접합하였다. 이 때 Al 표면에 형성된 Al 자연산화피막의 경우 SAC305 솔더 내부의 플럭스에 의해 환원되었으므로 산화막이 제거된 Al 판상에 접합되었다. 접합이 완료된 시편에서 SAC305 솔더의 두께는 200 μm 인 것으로 확인되었다. 접합계면 미세구조는 집속 이온빔(focused ion beam, FIB)과 SEM의 후방산란전자(back scattered electron, BSE) 이미지와 EDS를 통해 관찰하였다. 이후 후속 열처리 조건이 Cu/SAC305/Al 구조의 접합강도에 미치는 영향을 알아보기 위해 150°C의 대기분위기에서 0, 50, 100, 150, 200, 300, 400, 500시간 동안 후속 열처리를 진행한 시편으로 접합계면 미세구조 분

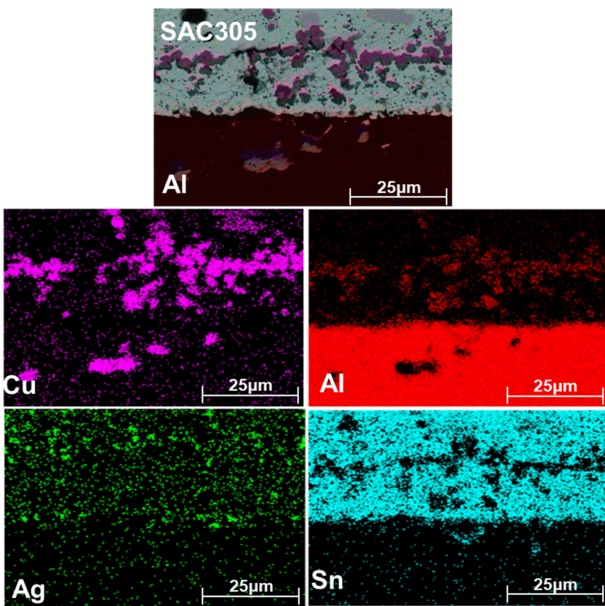
석 및 접합강도 평가를 진행하였다. 후속 열처리 후 Cu/SAC305/Al 접합 계면에서 성장한 금속간 화합물의 두께를 도출하기 위해 선행 연구에서 많이 보고된 image analyzer 프로그램을 활용하였다[22,31-33]. SEM 장비를 이용하여 접합계면 분석을 진행한 후 image analyzer 프로그램으로 금속간 화합물 면적을 접합 계면의 길이로 나누어 금속간 화합물의 두께를 계산하였다. 접합강도 평가는 그림 1(a)와 같이 lap shear test를 통해 진행하였다. Lap shear test는 만능시험기(UNITEST-M1사)에 500 kgf의 loadcell을 장착한 후 ASTM-D1002 규격[34]을 참고하여 5 mm/min 인장속도로 접합강도를 평가하였다. 그림 1(b)와 같이 하중-변위 곡선에서 박리 직전에 측정된 최대 하중을 시편 중첩부의 접합면적으로 나누어 접합강도를 계산하였다. Lap shear test 후 SEM과 EDS를 사용하여 박리 파면 미세구조와 미세구조에 대한 성분 분석을 진행하였다.

3. 결과 및 고찰

그림 2는 Cu/SAC305/Al 구조의 접합 직후 단면 미세구조의 FIB와 SEM/EDS 분석 결과이다. 그림 2(a)는 Cu/SAC305/Al 구조의 상·하부 접합 계면의 미세구조에 대한 FIB와 SEM 분석 결과이다. FIB 분석을 통해 Cu의 결정립이 등방성으로 성장한 것을 확인하였으며, Al의 결정립은 관찰되지 않은 것을 확인하였다. 상부 Cu/SAC305 접합 계면에서 Cu와 SAC305 솔더가 반응하여 솔더 내부로 Cu_6Sn_5 상이 먼저 형성된 것을 확인하였다. 이는 석출 구동력이 큰 상일수록 먼저 석출되는데 Cu_6Sn_5 상이 금속간 화합물 중 형성에너지가 크기 때문에 먼저 형성된 것으로 판단된다[22,35,36]. 기판과 액상 솔더 계면에 가장 먼저 생성되는 금속간 화합물이 가장 큰 석출 구동력을 가진 상이라고 보고되었다[37]. 또한, 금속간 화합물의 성장은 활성화 에너지와 연관이 있으며 열에 의해 확산되는 Sn과 Cu가 서로 반응하여 형성되는 금속간 화합물 중 Cu_6Sn_5 가 Cu_3Sn 에 비해 활성화 에너지가 가장 낮기 때문에 먼저 형성된다고 보고되었다[38]. 석출 구동력이 큰 Cu_6Sn_5 상이 좁고 둥근 기둥 형태인 가리비 형상(scallop type)으로 형성되었으며, 이는 Cu가 SAC305 쪽으로 침입형 확산을 하는 과정에서 빠른 확산 속도로 인해 불규칙하게 성장하기 때문이다[39]. Cu/SAC305 접합계면 근처의 SAC305 솔더 내부에서는 물방울 형태의 Ag_3Sn 상이 소량 형성된 것을 관찰하였다. Ag_3Sn 상은 Sn계 무연 솔더 합금조성에서 Ag가 포함되었을 때 솔더에 Ag_3Sn 상이 안정화되어 존재한다고 보고되었다[40,41]. 하부 SAC305/Al 접합 계면에



(a)



(b)

Fig. 2. (a) Cross-sectional FIB and SEM image of as-bonded Cu/SAC305/Al structure and (b) EDS mapping image of lower side (SAC305/Al).

서는 SAC305 솔더와 Al이 반응하여 접합계면 근처에 소량의 Ag_3Al 상이 관찰되었다. 이는 선행연구에 의하면 SAC105 솔더에 Al을 첨가하면 솔더 내부에 Ag_3Al 상이 존재한다고 보고되었다[42]. 그리고 SAC305/Al 접합 계면에서 약 20 μm 정도 떨어진 지점에 검은색 띠 형상이 발견되었다. 이러한 형상은 소량의 Al을 첨가한 Sn-Ag 솔

더를 Cu와 리플로우 공정을 통해 접합을 진행한 선행연구에 의하면 Al-Cu 금속간 화합물이 Sn-Ag-xAl 과 Cu 접합 계면에서 약 10 μm 정도 떨어진 지점에 검은색 띠 형상으로 형성된다고 보고되었다[43,44]. 선행연구 결과를 통해 검은색 띠 형상은 Al-Cu 금속간 화합물인 것으로 판단되나, 정확한 금속간 화합물 상을 확인하기 위해 EDS mapping 분석을 진행하였으며, 그 결과를 그림 2(b)에 나타내었다. 하부 SAC305/Al 접합 계면 분석 결과, 다량의 Cu, Ag, Sn과 소량의 Al 스펙트럼이 검출되었으며, 검은색 띠 형상 부분에서는 Cu와 Al이 분포되어 있음을 확인하였다. Sn-3.0Ag-xAl/Cu 구조에서 Al의 조성($x = 0, 0.1, 0.5, 1.0$ wt.%)에 따른 계면 반응을 분석한 선행연구 결과에 따르면 Sn-3.0Ag-xAl과 Cu 접합 계면에서 Al-Cu 금속간 화합물이 형성되었으며, Al의 조성이 0.5 wt.% 이상일 때 용융된 솔더 내부에 존재하는 Al 원자의 높은 화학적 성질로 인하여 Al_2Cu , Ag_3Al 상이 형성된다고 보고되었다[44]. Sn-Zn/Al 구조에서 솔더링 공정을 진행한 선행연구에서는 접합 시 용융된 솔더 내부로 떨어져 나간 Al 원자가 솔더 내부의 Ag, Cu와 반응하여 Al-Cu 금속간 화합물과 Ag-Al 금속간 화합물이 형성된다고 보고하였다[45]. 이러한 선행연구 결과를 바탕으로 본 연구 결과에서도 SAC305 솔더 내부의 플럭스로 인해 Al 산화막이 제거됨과 동시에 Al 원자가 SAC305 솔더 내부로 용해되었다. Al은 Sn과 서로 반응하지 않기 때문에 금속간 화합물이 형성되지 않았으며, SAC305 솔더 내부에 존재하는 Cu와 반응하여 SAC305/Al 접합 계면에서 약 20 μm 정도 떨어진 지점에 Al_2Cu 금속간 화합물이 검은띠 형상으로 형성된 것으로 판단된다[44-49]. 후속 열처리 조건에 따른 Cu/SAC305/Al 구조의 금속간 화합물 생성 거동을 관찰하기 위해 150°C 대기 분위기에서 0, 50, 100, 150, 200, 300, 400, 500시간 동안 후속 열처리를 진행하였으며, 그림 3에 후속 열처리 시간에 따른 Cu/SAC305/Al 구조의 접합 단면 미세구조 분석 결과를 나타내었다.

그림 3(a)는 후속 열처리 시간에 따른 상부 Cu/SAC305 접합계면의 단면 미세구조 분석 결과이다. 50시간 이후부터는 Cu_6Sn_5 상과 Cu 계면에 얇은 Cu_3Sn 상이 관찰되었으며, Cu_6Sn_5 상과 동일하게 Cu_3Sn 상도 후속 열처리 시간이 증가할수록 두께가 두꺼워지는 것을 확인하였다. Cu_3Sn 상의 경우 먼저 형성된 Cu_6Sn_5 상이 Sn 원자 확산의 방해물 역할을 하여 Sn 원자가 제한적으로 공급되지만 Cu 원자는 Cu 판상에서 지속적으로 공급되기 때문에 Cu_6Sn_5 상과 Cu 계면에 형성된다고 보고되었다[22]. 그림 3(b)는 후속 열처리 시간에 따른 하부 SAC305/Al 접합

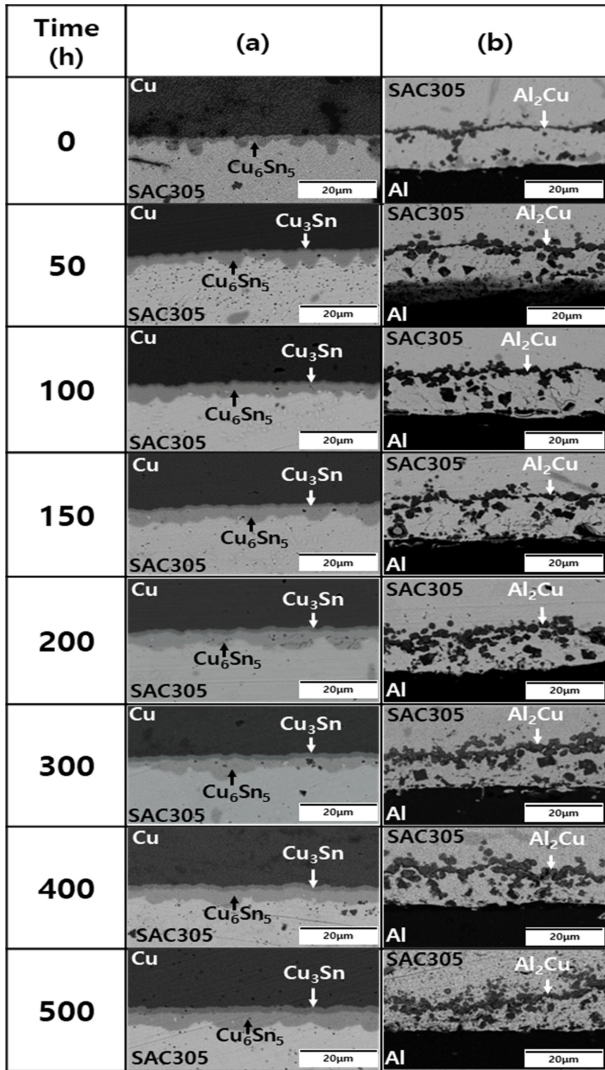


Fig. 3. Effects of post-annealing times at 150°C on the SEM images of Cu/SAC305/Al structure; (a) upper side (Cu/SAC305) and (b) lower side (SAC305/Al).

계면의 단면 미세구조 분석 결과이다. 후속 열처리 시간이 증가할수록 Al₂Cu 상은 SAC305/Al 접합 계면에서 약 20 μm 떨어져 형성된 위치의 변화는 없었으나 전체적인 면적이 증가하여 두꺼워지는 것을 확인하였다. 또한 접합 직후 형성된 Ag₃Al 상의 경우 후속 열처리 시간이 증가하여도 더 이상 성장하지 않은 것을 확인하였다. 후속 열처리 시간에 따른 금속간 화합물의 성장 거동을 확인하기 위해 금속간 화합물의 두께에 대한 정량화를 진행하였으며, 그 결과를 그림 4에 나타내었다.

이 때 금속간 화합물 두께와 시간의 관계는 식 (1)의 방정식을 통하여 나타낼 수 있다[22].

$$d_{IMC} = kt^n \quad (1)$$

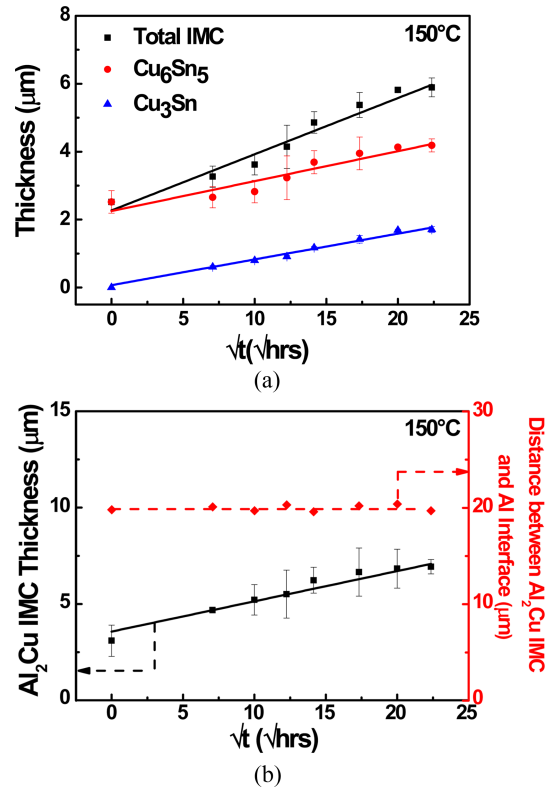


Fig. 4. (a) Thickness variations of Cu-Sn intermetallic compound(IMC) phases and (b) correlations of Al₂Cu thickness with distance between Al₂Cu IMC and Al interface.

여기서, d_{IMC} 는 금속간 화합물의 두께이며 k, t, n 은 각각 반응 상수, 시간, 그리고 반응 지수를 나타낸다. 그림 4(a)는 Cu/SAC305 접합 계면에서 성장한 Cu-Sn 금속간 화합물의 두께를 정량화한 결과이며, 열처리 시간이 경과함에 따라 Cu₆Sn₅와 Cu₃Sn 상 모두 일정하게 성장하는 거동을 보였다. 그림 4(b)는 SAC305/Al 접합 계면에서 약 20 μm 떨어진 지점에 형성된 Al₂Cu 상의 두께 정량화 결과와 Al 판상과 Al₂Cu 금속간 화합물 사이의 거리에 대한 상관관계 그래프이다. 열처리 시간이 경과함에 따라 Al₂Cu 상이 일정하게 성장하는 거동을 보였으며, SAC305/Al 접합 계면에서 약 20 μm 떨어진 지점에 형성된 Al₂Cu 상의 위치 변화는 없는 것을 확인할 수 있었다. Cu/SAC305와 SAC305/Al 접합 계면에서 형성된 금속간 화합물은 모두 시간의 제곱근($n=0.5$)에 직선으로 성장하는 거동을 보였다. 이는 Cu와 Sn, 그리고 Al과 Cu 사이의 금속간 화합물 성장이 확산에 의해 지배되었기 때문이라고 판단된다[22,50-53]. 후속 열처리 시간이 Cu/SAC305/Al 구조의 접합강도에 미치는 영향을 알아보기 위해 150°C에서 0, 50, 100, 150, 200, 300, 400, 500시간 동안 후속

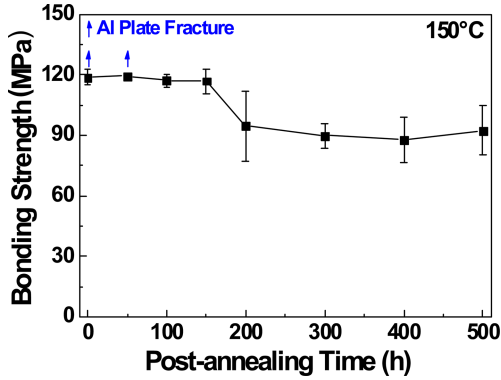


Fig. 5. Effect of post-annealing times at 150°C on the bonding strength of Cu/SAC305/Al structure.

열처리 후 lap shear test를 진행하였으며, 그 결과를 그림 5에 나타냈다.

0, 50, 100, 150시간에서는 각각 118.81±3.98, 119.41±1.15, 117.13±3.26, 116.99±6.09 MPa로 접합강도가 약 120 MPa로 유지되는 경향을 보였다. 그러나 200시간에서 접합강도는 94.57±17.27 MPa로 급격히 감소한 후 300, 400, 500시간에서는 각각 89.87±6.09, 87.96±11.19, 92.41±12.14 MPa로 약 90 MPa로 유지되는 경향을 보였다. Cu/SAC305/Cu 구조에서 lap shear test를 진행한 선행연구 결과, 접합강도가 약 50 MPa로 보고되었으며 본 연구에서 측정된 접합강도는 선행연구 결과보다 높게 측정되었다[28]. 선행 연구 결과에서도 후속 열처리를 진행하였을 때 접합강도가 감소하였으며, 이는 후속 열처리시 금속간 화합물 성장으로 인해 접합강도가 감소한다고 보고되었다[28,29]. 본 연구에서도 후속 열처리시 접합강도가 감소하였으며, 접합강도 감소 원인을 규명하기 위해 lap shear test 후 박리 파면에 대한 SEM과 EDS 분석을 진행하여 그림 6과 7에 각각 나타내었다.

그림 6은 박리 파면의 SEM 분석결과이며, 0, 50시간에서는 Al 모재에서 파단이 발생하였으며 100시간부터 500시간까지는 상·하부 파면 모두 흰색, 회색, 그리고 검은색의 세 가지 영역이 존재하는 것을 확인하였다. 0, 50시간에서 Al 모재 파단이 일어난 이유는 실제 순수한 SAC305의 인장강도는 68.5 MPa[42]이며 Al의 인장강도는 90 MPa[53]으로 SAC305의 강도가 Al 강도보다 작지만, 선행연구에서 Al과 Sn을 접합하면 Al이 Sn 내부로 확산하게 되어 거칠어진 Al과 Sn 솔더는 기계적 고착으로 접합이 이루어진다는 연구 결과가 보고되었다[49]. 따라서, 본 연구에서는 0시간과 50시간에서 Al과 Sn의 기계적 고착 현상으로 인해 Al 모재에서 파단이 일어난 것으로 생각되며,

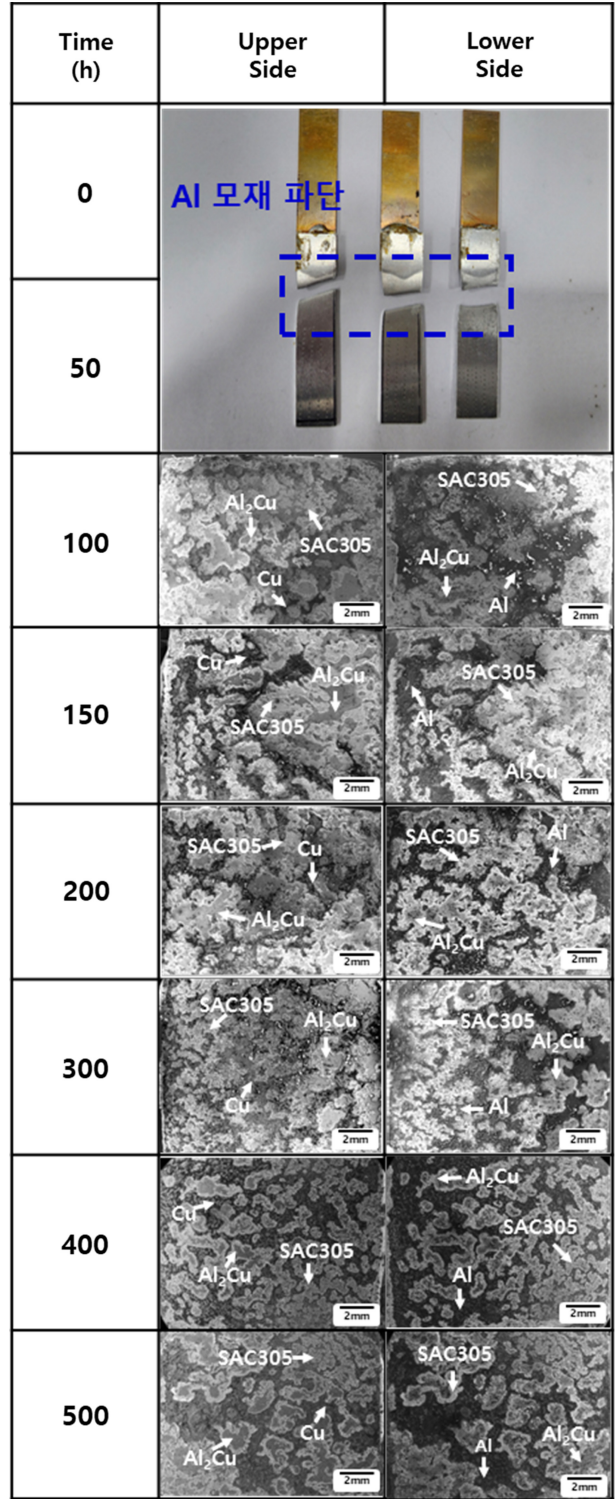
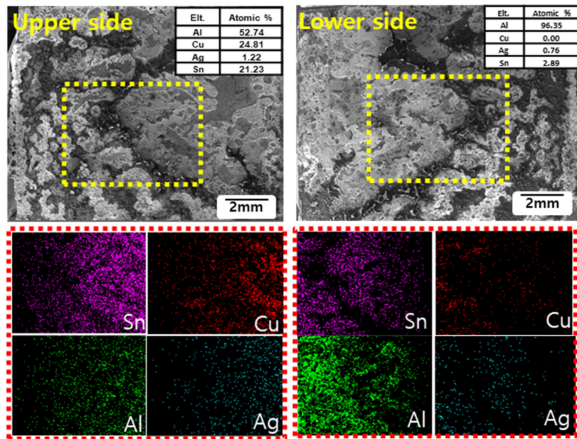
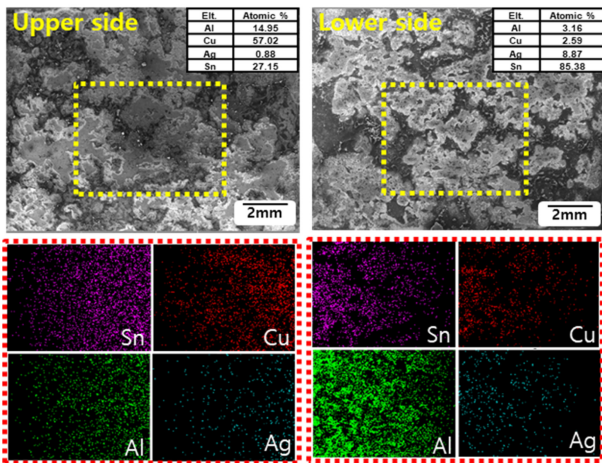


Fig. 6. Effect of post-annealing times at 150°C on the SEM images of delaminated surfaces.

100시간 이후부터 거칠어진 Al계면으로 인한 SAC305/Al 접합 계면의 기계적 고착의 영향도 일부 있지만, 100시간에



(a)



(b)

Fig.7. Effect of post-annealing on the EDS analysis of delaminated surfaces; (a) 150 h and (b) 200 h.

서 Al₂Cu 층이 0시간과 50시간보다는 많이 형성되었기 때문에 SAC305솔더 내부에서 박리가 일어난 것으로 판단된다. 세 가지 영역의 구성 성분을 알아보기 위해 접합강도가 감소하는 구간인 150시간과 200시간에서의 박리 표면 EDS mapping 분석을 진행하였으며 분석 결과를 그림 7에 나타냈다.

그림 7(a)는 150시간 동안 후속 열처리한 시편의 분석 결과이며, 이를 통해 상부 표면의 검은색 영역에서는 Cu가 다량 검출되었으며, 흰색 영역에서는 Sn이 다량 검출되어 SAC305 솔더, 회색 영역은 Al과 Cu가 주성분으로 검출되어 Al₂Cu 상인 것으로 판단된다. 또한 하부 표면의 검은색 영역은 Al이 다량 검출되었으며 흰색 영역은 Sn이 다량 검출되어 SAC305 솔더, 회색 영역은 Al과 Cu가 주성분으로 검출되어 Al₂Cu 상인 것으로 판단된다. 200시간

후속 열처리한 시편의 분석 결과를 그림 7(b)에 나타냈으며, 150시간 후속 열처리한 시편의 결과와 동일하게 흰색 영역은 SAC305 솔더, 회색 영역은 Al₂Cu 상, 검은색 영역은 상부 표면에서 Cu, 하부 표면에서 Al 인 것으로 판단된다. 또한 그림 7의 EDS 분석을 통해 후속 열처리 시간 150시간 보다 200시간 박리 표면에서 Al 이 더 많이 검출되었으며, 이를 통해 Al₂Cu 상의 면적이 증가한 것으로 판단된다. 그림 6과 7의 SEM과 EDS 분석결과를 통해 SAC305 솔더 내부와 SAC305/Al₂Cu 계면에서 혼합 파괴가 발생한 것으로 판단되며, 후속 열처리 시간이 증가할수록 SAC305 솔더 내부의 회색영역인 Al₂Cu 상의 면적 분율이 증가하는 것을 확인하였다. 후속 열처리 시간이 증가할수록 접합강도가 약 120 MPa에서 약 90 MPa로 감소한 후 유지된 원인을 규명하기 위해 그림 6에서 회색 영역인 Al₂Cu 상의 면적을 솔더가 도포된 면적으로 나누어 Al₂Cu 상의 면적 분율을 정량화 하였다. 그리고 Al₂Cu 상의 두께와 박리 표면의 Al₂Cu 상의 면적 분율 결과를 활용하여 접합강도와의 상관관계를 그림 8에 나타내었다.

먼저 그림 8(a)와 같이, Al₂Cu 상의 두께는 150시간에서 200시간으로 열처리 시간이 증가할수록 두께가 증가한 것을 확인하였다. 박리된 Cu 표면의 Al₂Cu 상의 면적 분율과 접합강도는 그림 8(b)와 같이, 150시간에서는 Al₂Cu 상의 면적 분율이 10.4 % 였으나 200시간에서 13.5 % 로 증가한 후 유지되는 것을 확인하였다. 150시간에서 200시간으로 열처리 시간이 증가하면 Al₂Cu 상의 두께와 면적 분율 모두 증가한 것을 알 수 있었다. 두 그래프의 경향성이 다르게 나타나는 이유는 Al₂Cu 금속간 화합물 두께는 접합된 샘플의 단면에 형성된 Al₂Cu 금속간 화합물을 정량화 하였으며, Al₂Cu 금속간 화합물의 면적 분율은 접합강도 평가 후 박리 표면 전면에 형성된 Al₂Cu층의 면적분율을 정량화 하였기 때문에 Al₂Cu 금속간 화합물의 면적이 급격한 변화가 보이는 것으로 생각된다. 후속 열처리 150시간과 200시간에서의 정확한 박리 경로를 확인하기 위해 박리 시편의 단면 SEM 분석을 진행하였으며, 그 결과를 그림 9에 나타내었다.

그림 9(a)는 150시간에서의 박리 단면 미세구조 관찰 결과이며, 그림 9(b)는 200시간에서의 박리 단면 미세구조 관찰 결과이다. 박리 단면 관찰 결과 150시간과 200시간에서 모두 동일하게 SAC305/Al₂Cu 계면 박리에서 발생하였으나, 일부 영역은 SAC305/Al₂Cu 계면근처 SAC305 솔더 내부에서 박리가 발생한 것을 확인하였다. Cu/SAC305/Al 구조의 박리 표면 및 박리 단면 SEM 분석과

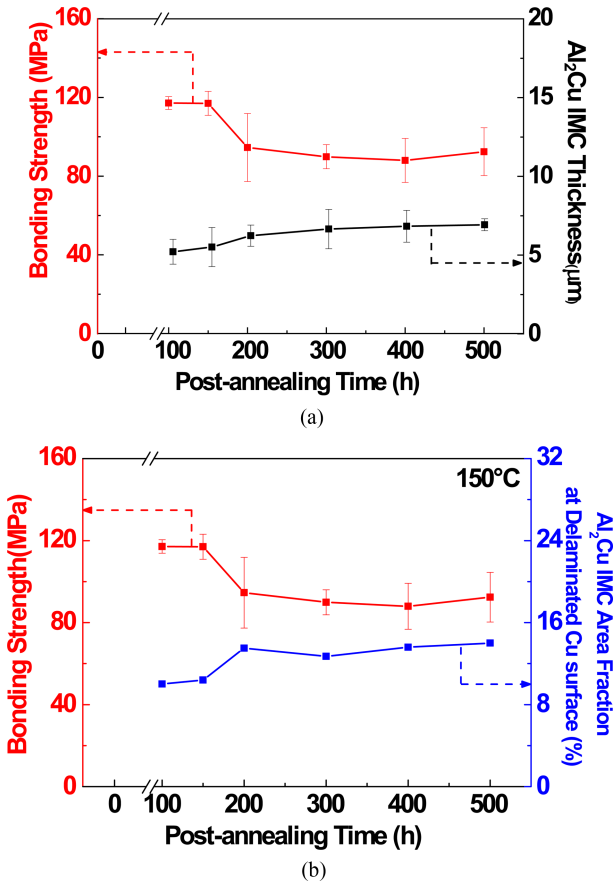


Fig. 8. Correlations of the measured bonding strength with (a) Al₂Cu IMC thickness and (b) Al₂Cu IMC area fraction at a delaminated Cu surface.

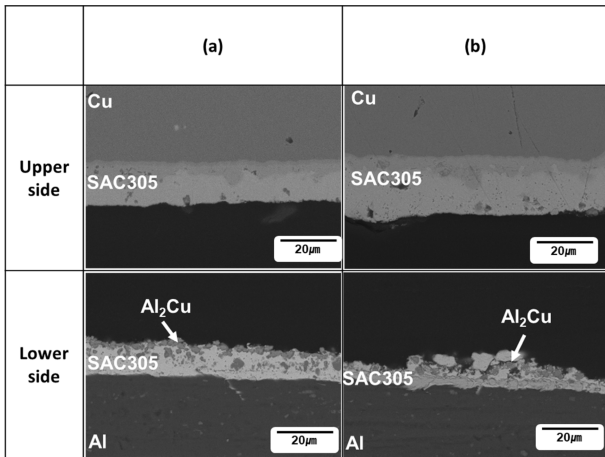


Fig. 9. Enlarged BSE images of the cross-sectioned Cu/SAC305/Al fractured surface; (a) 150 h and (b) 200 h.

박리된 Cu 표면의 Al₂Cu 상의 면적 분율 결과를 통해 박리 경로의 모식도를 그림 10에 나타내었다.

그림 10과 같이 후속 열처리 100시간 이후부터

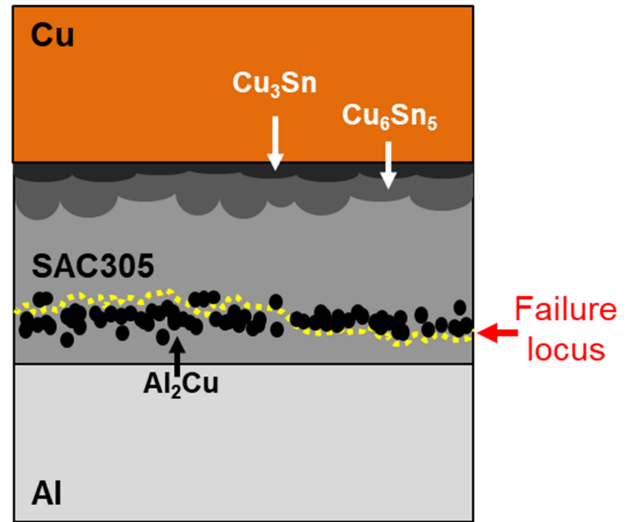


Fig. 10. Schematic diagram of the failure locus of Cu/SAC305/Al after 150°C post-annealing.

SAC305/Al₂Cu 계면근처 SAC305 솔더 내부와 SAC305/Al₂Cu 계면에서 혼합 파괴가 발생한 것으로 판단된다. 또한 후속 열처리 200시간에서 접합강도가 감소한 이유는 SAC305 솔더 내부의 검은색 띠 형상의 Al₂Cu 상의 두께가 두꺼워지면서 Al₂Cu 상의 면적 분율이 증가하여 SAC305/Al₂Cu 계면에서 박리가 발생하는 영역이 증가하였기 때문이라고 판단된다[33,54]. 솔더 접합부의 파괴 거동을 해석하기 위해 접합강도보다 파괴가 일어나는 데 필요한 전체 에너지인 인성이 더 적합한 것으로 판단된다. 따라서, 접합강도가 감소하는 구간인 100, 150, 200, 그리고 300시간의 응력-변형을 곡선에서 파괴가 일어날 때까지의 면적을 구해 인성을 계산한 후 접합강도와 비교하여 그림 11에 나타냈다.

그림 11(a)는 접합강도가 급격히 감소하는 구간인 100, 150, 200, 그리고 300시간의 응력-변형을 곡선이며, 그림 11(b)는 접합강도와 인성의 상관관계 그래프를 나타내었다. 접합강도의 경우 후속 열처리 시간이 100시간에서 300시간으로 증가하였을 때 120 MPa에서 90 MPa로 감소하였으나 인성의 경우 438 J/m³에서 100 J/m³로 급격히 감소하는 경향을 보였다. 후속 열처리 시간이 100시간에서 300시간으로 증가하였을 때 접합강도와 인성이 감소한 이유는 100시간 열처리 진행한 시편의 경우에는 대부분 SAC305/Al₂Cu 계면근처인 SAC305 솔더 내부에서 박리가 발생하는 연성 파괴가 나타났기 때문으로 판단된다. 후속 열처리 시간이 증가할수록 박리 파면 분석을 통해 Al₂Cu 상의 면적 분율이 증가하는 거동을 확인할 수 있었다. 따라서,

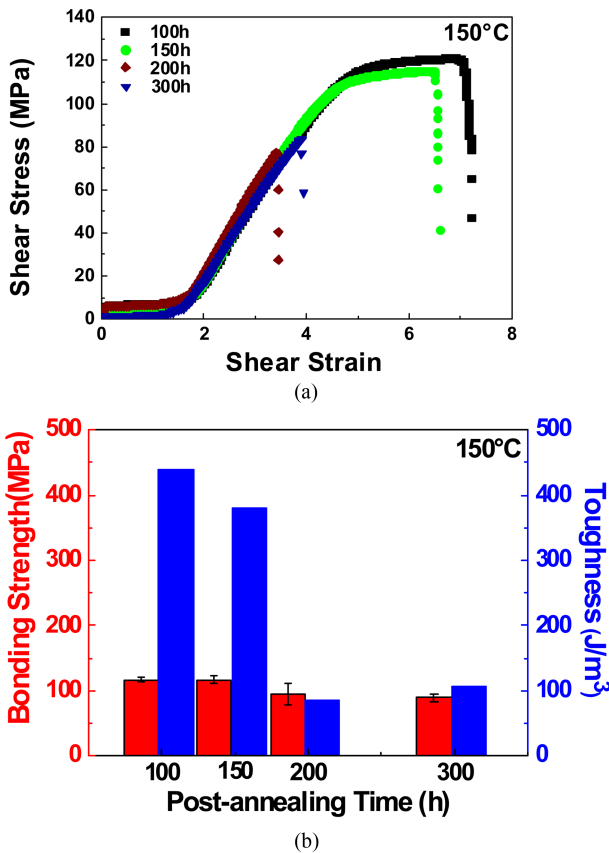


Fig. 11. Comparisons between 100, 150, 200, and 300 h after post-annealing at 150°C; (a) shear stress-strain curves and (b) correlations between measured bonding strength and toughness of Cu/SAC305/Al structure.

200시간 이후로는 SAC305/Al₂Cu 계면 근처인 SAC305 솔더 내부에서 박리가 발생한 영역보다 SAC305/Al₂Cu 계면에서 박리가 발생한 영역이 많이 존재하여 소성변형이 거의 일어나지 않고 박리가 되었기 때문으로 생각되며, 200시간 이후로는 파괴 경로가 SAC305/Al₂Cu 계면 박리 영역의 면적 분율이 유지되었기 때문에 접합강도와 인성이 유지된 것으로 판단된다.

4. 결 론

방열 모듈 적용을 위한 Cu/SAC305/Al 구조의 계면 반응 및 접합강도에 후속 열처리가 미치는 영향을 분석하였다. 접합 직후 상부 Cu/SAC305 접합 계면에서는 Cu₆Sn₅ 상이 관찰되었으며 하부 SAC305/Al 접합 계면에서는 소량의 Ag₃Al 상과 SAC305/Al 접합 계면에서 약 20 μm 떨어진 지점에 검은색 띠 형태의 Al₂Cu 상이 형성되었다. Al₂Cu 상의 경우 접합과정 시 용융된 SAC305 솔더 내부

로 Al 원자가 확산되어 고용된 후 Cu 원자와 반응하여 형성된 것으로 판단된다. 150 °C에서 500시간까지 후속 열처리를 진행한 결과 Cu-Sn과 Al-Cu 금속간 화합물의 성장 거동은 모두 시간의 제곱근에 선형적으로 증가하였으며, 이는 확산이 지배하는 성장 거동을 가지는 것으로 판단된다. 이후 후속 열처리 시간에 따른 Cu/SAC305/Al 구조로 lap shear test를 진행하여 접합강도를 평가하였다. 평가된 접합강도는 접합 직후부터 150시간까지는 약 120 MPa 정도를 유지한 반면, 200시간에서 감소한 후 500시간까지 약 90 MPa의 값을 유지하였다. 접합강도가 감소한 200시간에서 인성은 급격히 감소하였으며, 이는 후속 열처리 시간이 증가하여도 SAC305/Al₂Cu 계면 근처 SAC305 솔더 내부 박리와 SAC305/Al₂Cu 계면 박리의 혼합 파괴 모드는 변하지 않았으나, Al₂Cu 두께 성장 및 면적 분율의 증가로 인해 SAC305/Al₂Cu 계면 박리 영역이 증가하였기 때문에 접합강도와 인성이 감소한 것으로 판단된다.

감사의 글

본 연구는 2022년도 산업통상자원부 및 산업기술평가관리원(KEIT) 연구비 지원에 의한 연구(20016465)와 2023년도 산업통상자원부(1415187584) 및 한국산업기술평가관리원 지원사업 "민관공동투자반도체고급인력양성사업"에 의한 연구 (3D 패키지 배선을 위한 하이브리드 본딩 기술, RS-2023-00236091), 그리고 정부(과학기술정보통신부)의 재원으로 한국연구재단의 지원을 받아 수행된 연구(No.RS-2023-00239657)입니다.

REFERENCES

1. B. D. Han, J. U. Go, and Y. G. Kim, *Journal of KIIEE*, **30**, 39 (2016).
2. X. C. Tong, *Advanced Materials for Thermal Management of Electronic Packaging*, p.616, Springer Science & Business Media, New York (2011).
3. P.-J. Kim and D.-K. Park, *JKAIS*, **20**, 310 (2019).
4. J. H. Lee, S. R. Ryoo, J. H. Chun, J. M. Kim, H. J. Kim, C. J. Kim and M. W. Suh, *Transactions of the KSME B*, **31**, 367 (2007).
5. J. D. Kim, *J. of Power Syst. Eng.* **10**, 31 (2006).
6. D. H. Kim, Y. C. Sa, B. Y. Chung, and B. D. Park, *KHNES*, **24**, 444 (2013).
7. S. H. Yang, Master's Thesis, pp.1-3, Pusan National University, Busan (2013).

8. J. R. Davis (Ed.), *Corrosion of aluminum and aluminum alloys*. pp.19-21, ASM International. (1999).
9. D. H. Eom, Master's Thesis, pp.1-6, Pukyong National University, Busan (2013).
10. D.-H. Shin and S.-J. Kim, *CORROSION SCIENCE AND TECHNOLOGY*. **19**, 310 (2020).
11. H. Ji. and C. Jeong, *J. Surf. Sci. Eng.* **51**, 372 (2018).
12. C. Vargel, *Corrosion of Aluminium*, pp.9-27 and 88-109, Elsevier, Burlington (2004).
13. Q. Chang, J. Xie, A. Mao, and W. Wang, *Metals*. **8**, 770 (2018).
14. X. Gao, L. Bian, J. Zhao, J. Han, T. Wang, and Q. Huang, *J. Mater. Res. Technol.* **13**, 216 (2021).
15. S. K. Dubba, and R. Kumar, *Exp. Therm. Fluid Sci.* **81**, 370 (2017).
16. K. D. Son, S. G. Park, J. H. Jeong, and Y. S. Kim, *Proceedings of the SAREK Conference*, 263, Seoul (2008).
17. R. Sayyadi, F. Khodabakhshi, N. S. Javidc, and G. Khatibi, *J. Mater. Res. Technol.* **9**, 8953 (2020).
18. K. Son, G. Kim, Y. H. Ko, and Y. B. Park, *J. Microelectron. Packag. Soc.* **26**, 81 (2019).
19. Y. E. Shin and S. J. Hwang, *J. Korean Inst. Electr. Electron. Mater. Eng.* **16**, 549 (2003).
20. D. Suh, D. W. Kim, P. Liu, H. Kim, J. A. Weninger, C. M. Kumar, A. Prasad, B. W. Grimsley, and H. B. Tejada, *Mater. Sci. Eng. A.* **460**, 595 (2007).
21. H. P. Shin, B. W. Ahn, J. H. Ahn, J. G. Lee, K. S. Kim, D. H. Kim, and S. B. Jung, *Journal of KWJS.* **30**, 458 (2012).
22. B.-H. Kwak, M.-H. Jeong, and Y. B. Park, *Korean J. Met. Mater.* **50**, 775 (2012).
23. S.-H. Kim, J.-M. Kim, S. H. Yoo, and Y. B. Park, *J. Microelectron. Packag. Soc.* **19**, 57 (2012).
24. B.-H. Kwak, M.-H. Jeong, J.-W. Kim, B. H. Lee, H. J. Lee, and Y. B. Park, *Microelectron Eng.* **89**, 65 (2012).
25. B.-J. Kim, G. T. Lim, J. D. Kim, K. W. Lee, Y. B. Park, H. Y. Lee, and Y.-C. Joo, *Met. Mater. Int.* **15**, 815 (2009).
26. W. Peng, E. Monlevade, and M. E. Marques, *Microelectron. Reliab.* **47**, 2161 (2007).
27. K. N. Tu and R. D. Thompson, *Acta metal.* **30**, 947 (1982).
28. X. Hu, T. Xu, L. M. Keer, Y. Li, and X. Jiang, *Mater. Sci. Eng. A.* **673**, 167 (2016).
29. K. Y. Kim, I. C. Choi, K. Ito, and M. H. Oh, *J. of the Korean Society for Heat Treatment.* **32**, 79 (2019).
30. M. J. Kim, K. S. Lee, S. H. Han, and S.I. Hong, *Mater. Charact.* **174**, 111021 (2021).
31. S.-H. Kim, B. R. Lee, J.-M. Kim, S. H. Yoon, and Y. B. Park, *Kor. J. Mater. Res.* **24**, 166 (2014).
32. S.-H. Kim, G. T. Park, B. R. Lee, J.-M. Kim, S. H. Yoon, and Y. B. Park, *J. Microelectron. Packag. Soc.* **22**, 47 (2015).
33. S.-H. Kim, B. R. Lee, G. T. Park, J.-M. Kim, S. H. Yoon, and Y. B. Park, *Korean J. Met. Mater.* **53**, 735 (2015).
34. ASTM International, *ASTM D1002-10, standard test method for apparent shear strength of single-lap-joint adhesively bonded metal specimens by tension loading (metal-to-metal)*, pp.1-6, ASTM Book of Standards, USA (2019).
35. G. Kim, K. Son, G. T. Park, and Y. B. Park, *Korean J. Met. Mater.* **55**, 798 (2017).
36. K. N. Tu, *Solder Joint Technology, Materials, Properties, and Reliability*. pp.59-71, Springer, New York (2007).
37. S. W. Jeong, J. H. Kim, H. D. Kim, and H. M. Lee, *J. Microelectron. Packag. Soc.* **10**, 37 (2003)
38. Y. Kim, J. Kwon, D. Yoo, S. Park, D. Lee, and D. Lee, *Korean J. Met. Mater.* **55**, 165 (2017)
39. E. -G. Chang, N. -H. Kim, N. -K. Kim, and J. -C. Eom, J. Korean Inst. Electr. Electron. Mater. Eng. **17**, 267 (2004).
40. M.-H. Jeong, J. M. Kim, S. H. Yoo, C. W. Lee, and Y. B. Park, *J. Microelectron. Packag. Soc.* **17**, 81 (2010).
41. S. K. Kang, W. K. Choi, D. Y. Shih, D. W. Henderson, T. Gosselin, A. Sarkhel, C. Goldsmith, and K.J. Puttlitz, *JOM.* **55**, 61 (2003).
42. M. F. M. Sabri, D. A. Shnawah, I. A. Badruddin, S. B. M. Said, F. X. Che, and T. Ariga, *Mater. Charact.* **78**, 129 (2013).
43. Y. K. Jee, Y. Xia, J. Yu, H. W. Kang, and T. Y. Lee, *2008 Proceedings 58th Electronic Components and Technology Conference*, p.491, IEEE, Lake Buena Vista, FL, USA (2008).
44. Y. H. Xia, Y. K. Jee, J. Yu, and T. Y. Lee, *J. Electron. Mater.* **37**, 1858 (2008).
45. M. L. Huang, X. L. Hou, N. Kang, and Y. C. Yang, *J. Microelectron. Packag. Soc.* **25**, 2311 (2014).
46. K. Maslinda, A. S. Anasyida, and M. S. Nurulakmal, *J. Microelectron. Packag. Soc.* **27**, 489 (2016).
47. J. K. Walleser, Master's Thesis, pp.16-18, Iowa State University, Ames, Iowa (2008).
48. R. Oliveira, C. Cruz, A. Barros, F. Bertelli, J. E. Spinelli, A. Garcia, and N. Cheung, *J. Therm. Anal. Calorim.* **147**, 4945 (2022).
49. Y. Li, X. Leng, S. Cheng, J. Yan, *Mater Design*, **40**, 427 (2012).

50. S. Choi, T. R. Bieler, J. P. Lucas, and K. N. Subramanian, *J. Electron. Mater.* **28**, 1209 (1999).
51. J. Liu, M. L. Huang, N. Zhao, and L. Zhang, *16th ICEPT(IEEE)*, Changsha, China (2015).
52. P. Kah, C. Vimalraj, J. Martikainen, and R. Suoranta, *Int. J. Mech. Mater. Eng.* **10**, 10 (2015).
53. F. Tanga, H. Meeks, J.E. Spowart, T. Gnaeupel-Herold, H. Prask, I.E. Anderson, *Mater. Sci. Eng. A*, **386**, 194 (2004).
54. J. H. Kim and C. Y. Hyun, *J. Microelectron. Packag. Soc.* **21**, 91 (2014).