

Cu₆Sn₅ 및 Cu 분산에 따른 Sn-Pb 솔더합금의 미세구조와 기계적 성질

이광응, 최진원, 이용호, 오태성
홍익대학교 공과대학 금속·재료공학과

Microstructure and Mechanical Properties of the Sn-Pb Solder Alloy with Dispersion of Cu₆Sn₅ and Cu

Kwang Eung Lee, Jin Won Choi, Yong Ho Lee, and Tae Sung Oh

Department of Metallurgical Engineering and Materials Science, Hong Ik University, Seoul 121-791

(2000년 5월 20일 받음, 2000년 9월 30일 최종수정본 받음)

초 록 기계적 합금화 공정으로 제조한 1 μ m 이하 크기의 Cu₆Sn₅를 63Sn-37Pb 솔더합금에 첨가하여, Cu₆Sn₅ 첨가분율에 따른 미세구조와 기계적 성질을 Cu를 첨가한 솔더합금과 비교하였다. Cu₆Sn₅를 첨가한 솔더합금에 비해 Cu를 첨가한 솔더합금에서 첨가분율에 따른 Cu₆Sn₅ 함량 증가와 크기 성장의 정도가 더욱 현저하게 발생하였다. Cu를 첨가한 솔더합금에 비해 Cu₆Sn₅를 첨가한 솔더합금에서 항복강도의 향상 정도는 저하하였으나, 더 높은 최대인장강도를 얻을 수 있었다. 1~9 vol%의 Cu₆Sn₅를 첨가함에 따라 63Sn-37Pb 솔더합금의 항복강도가 23 MPa에서 36 MPa 정도로 증가하였으며, 1~9 vol%의 Cu 첨가시에는 항복강도가 40 MPa로 향상되었다. 각기 5 vol%의 Cu₆Sn₅와 Cu를 첨가함에 따라 63Sn-37Pb 솔더합금의 인장강도가 34.7 MPa에서 45.3 MPa 및 43.1 MPa로 향상되었다.

Abstract Microstructure and mechanical properties of the Cu₆Sn₅-dispersed 63Sn-37Pb solder alloy, for which Cu₆Sn₅ powders less than 1 μ m size were fabricated by mechanical alloying, were characterized and compared with those of the Cu-dispersed solder alloy. Compared to the Cu₆Sn₅-dispersed solder alloy, large amount of Cu₆Sn₅ and fast growth of Cu₆Sn₅ were observed in the Cu-dispersed alloy. The Cu₆Sn₅-dispersed solder alloy exhibited lower yield strength, but higher ultimate tensile strength than those of the Cu-dispersed alloy. With dispersion of 1~9 vol% Cu₆Sn₅ and Cu, the yield strength increased from 23 MPa to 36 MPa and to 40 MPa, respectively. The ultimate tensile strength increased from 34.7 MPa to 45.3 MPa and to 43.1 MPa with dispersion of 5 vol% Cu₆Sn₅ and Cu, respectively.

Key words : Solder, Sn-Pb, mechanical alloying, mechanical properties, Microstructure

1. 서 론

컴퓨터, 이동통신기기를 위시한 모든 전자제품은 소형·경량화 하면서 고기능화에 따른 데이터 처리 용량이 크게 증가하는 방향으로 나아가고 있다. 이에 핵심적인 기술 중의 하나가 전자 패키지 기술로, 최근 전자 패키지가 소형화하는 반면 입출력 단자수가 증가함에 따라 PCB 기판에 용착되는 솔더 범프의 크기와 피치가 점점 더 미세화되고 있어 솔더 접합부의 신뢰도가 전자 패키지의 성능과 신뢰성을 결정짓는 가장 큰 요인중의 하나로 작용하고 있다.^{1~3)}

솔더 접합부의 파손은 일반적으로 소자 작동시 발생하는 열에 의한 솔더합금의 기계적 성질의 저하 및 PCB 기판과 패키지와의 열팽창 계수 차이에 기인하여 발생하는 열응력에 기인한다.^{4,5)} 이에 따라 솔더 접합부의 신뢰성을 확보하기 위해 솔더합금 내에 미세한 분산상을 형성함으로써 솔더합금의 기계적 성질을 향상시키기 위한 연구가 진행되고 있다.^{6~10)} 분산상이 솔더 합금의 기계적 성질을 향상시키기 위해서는 솔더 합금기지 내에 미세하고 균일하게 분포되어 있어야 하며, 온도 증가에 따른 분산상 입자의 조대화가 발

생하지 않아야 한다.⁷⁾ 이와 같은 요구조건을 만족하는 가장 적합한 분산상 중의 하나가 Cu₆Sn₅이다.^{7~9)} 그러나, 기존의 연구에서는 첨가하는 Cu₆Sn₅ 입자의 크기가 10~20 μ m로 조대하기 때문에 솔더 합금의 기계적 성질의 향상에 효과적이지 못하였다.^{7,9)}

원료분말이 고 에너지 볼-밀 내에서의 연쇄적인 파괴와 압점에 의해 합금분말로 변화되는 기계적 합금화 공정을 이용하면 1 μ m 이하의 미세한 합금분말을 용이하게 형성할 수 있다.¹¹⁾ 또한 기계적 합금화 공정은 상온공정이기 때문에, 이를 사용하여 합금분말을 제조시 기존의 용해/분쇄 공정과 비교하여 제조 단가를 낮출 수 있는 장점이 있다.

본 연구에서는 기계적 합금화 공정으로 제조한 평균입경 1 μ m 이하의 Cu₆Sn₅ 분말을 63Sn-37Pb 솔더합금에 첨가하여, Cu₆Sn₅ 첨가분율에 따른 솔더합금의 기계적 특성을 분석하였다. 또한 본 연구에서는 Cu₆Sn₅ 분말대신 1 μ m 크기의 Cu 분말을 63Sn-37Pb 솔더합금에 첨가하여 솔더 내부에서의 화학반응을 통해 Cu₆Sn₅ 입자를 형성시킨 후, 이들 솔더합금의 미세구조와 기계적 성질을 Cu₆Sn₅ 분말을 첨가한 솔더합금과 비교·분석하였다.

2. 실험 방법

Sn-37Pb 솔더합금에 분산시키기 위한 Cu₆Sn₅ 분말을 기계적 합금화 공정으로 제조하였다. Cu와 Sn 분말을 볼과 분말의 무게비 5 : 1로 바이엘 내에 장입 후, 3축운동을 하는 Spex 밀을 이용하여 3시간 바이브로 밀링하였다. 기계적 합금화 공정 중에 분말의 산화를 방지하기 위하여 바이엘 내를 Ar 분위기로 유지하였다. 바이브로 밀링한 분말에 대한 X-선 회절분석으로 Cu₆Sn₅로의 기계적 합금화의 완료율을 확인하였다. 입도분석기를 이용하여 기계적 합금화 공정으로 제조한 Cu₆Sn₅ 분말의 입도를 분석 후, stearic 산과 함께 1시간 동안 바이브로 밀링 후 분급처리하여 평균 입경 1μm 이하인 Cu₆Sn₅ 분말을 얻었다.

Cu₆Sn₅ 및 Cu를 분산시킨 63Sn-37Pb 솔더합금을 제조하기 위해 Sn과 Pb granule들을 35g의 잉곳을 만들 수 있도록 조성에 맞게 칭량하고, 1μm 이하 크기의 Cu₆Sn₅ 분말 및 평균입경 1μm 크기의 Cu 분말을 1~9 vol%에 맞게 칭량하여 석영관 내에 장입하였다. 이와 같은 석영관을 10⁻⁵ torr의 진공상태를 유지하면서 진공봉접하였다. 이때 용융 금속과 석영관 사이의 반응을 방지하기 위해 석영관의 내벽에 아세톤을 얇게 묻힌 후, 외부를 산소-아세틸렌 토치로 가열함으로써 석영관의 내벽에 탄소코팅 층을 형성시켰다. 진공봉입한 석영관들을 rocking 로에 장입하고 400℃에서 1시간 동안 교반하며 유지하여 Cu₆Sn₅ 및 Cu 분말이 솔더합금 내에 균일하게 분산되도록 한 후, 상온으로 공냉하여 10 mmφ×50 mm 크기의 솔더합금 잉곳을 제조하였다.

솔더합금 잉곳의 가운데 부위에서 그림 1과 같은 판상형 인장시편을 제조 후, SHIMADZU (AG-10TG) 인장시험기를 이용하여 3×10⁻⁴/sec의 변형률 속도로 인장시험하였다. 주사전자현미경을 이용하여 솔더합금의 연마면에서의 미세구조와 인장시험 후 파단면의 미세구조를 관찰하였다.

3. 결과 및 고찰

그림 2(a)와 (b)에 자기 기계적 합금화 전의 Cu와 Sn 혼합분말 및 이를 3시간 바이브로 밀링한 분말의 X-선 회절패턴을 나타내었다. 이 결과에서와 같이 3시간의 바이브로 밀링에 의해 Cu 및 Sn 원료분말의 회절피크가 전부 없어지고 Cu₆Sn₅ 피크만이 관찰되어 Cu와 Sn이 Cu₆Sn₅로 기계적 합금화가 완료된 것을 확인할 수 있었다. 3시간 기

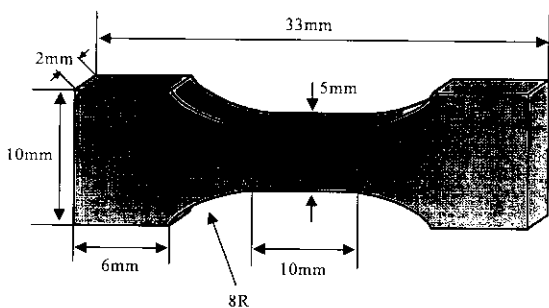


Fig. 1. Schematic illustration of the tensile specimen.

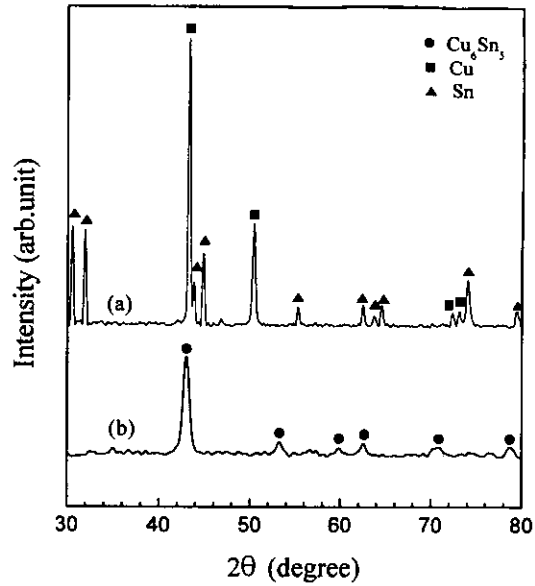


Fig. 2. XRD patterns of the Cu and Sn powders mixed as Cu₆Sn₅ composition (a) before and (b) after mechanical alloying for 3 hours.

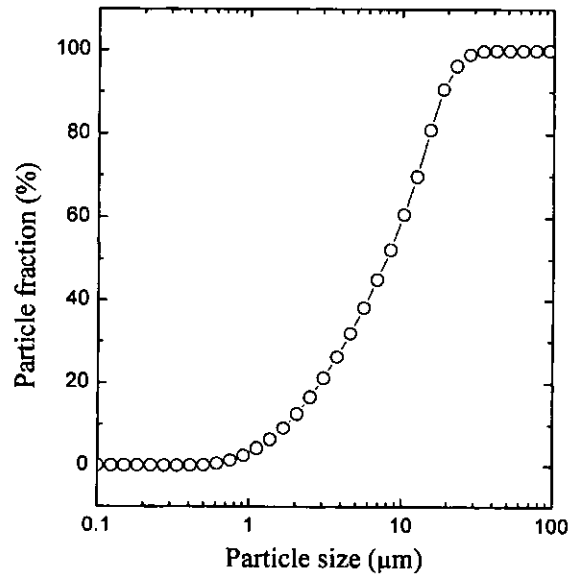


Fig. 3. Powder size distribution of the Cu₆Sn₅ powders fabricated by mechanical alloying for 3 hours.

계적 합금화하여 제조한 Cu₆Sn₅ 분말에 대한 입도분석 결과, 그림 3과 같이 평균입경이 6.64μm이었다. 이들 Cu₆Sn₅ 분말을 stearic 산과 함께 바이엘 내에 장입 후 Spex 밀을 사용하여 1시간 동안 바이브로 밀링한 결과, 그림 4와 같이 평균입경을 1.30μm로 감소시킬 수 있었으며, 이들을 분급처리하여 1μm 이하 크기의 Cu₆Sn₅ 분말을 얻었다.

1μm 크기의 Cu₆Sn₅ 및 Cu 분말의 부피분율에 따른 63Sn-37Pb 솔더합금의 미세구조를 주사전자현미경의 BEI 모드로 관찰하였으며, 그 결과를 자기 그림 5와 그림 6에 나타내었다. 그림 5(a)와 같이 Cu₆Sn₅나 Cu를 첨가하지 않은 63Sn-37Pb 솔더합금의 미세구조는 Cu₆Sn₅ 이차상의 형성없이 Pb-rich 상과 Sn-rich 상의 판상구조로

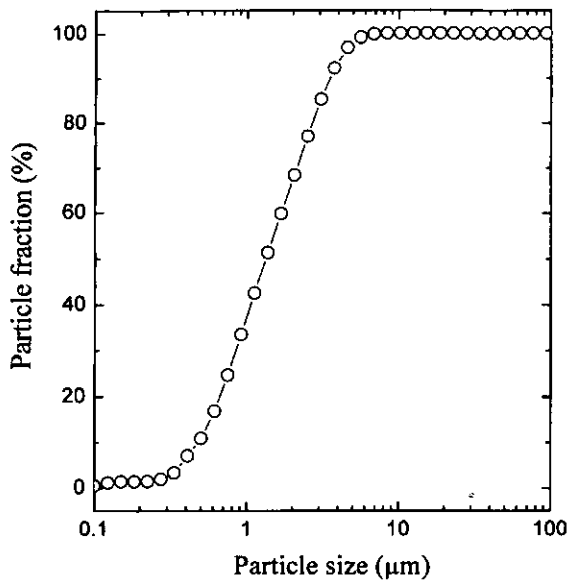


Fig. 4. Powder size distribution of the Cu_6Sn_5 powders after vibro-milling for 1 hour with stearic acid.

이루어져 있는 것을 관찰할 수 있었다. Cu_6Sn_5 와 Cu의 첨가분율을 증가시킴에 따라 그림 5 및 그림 6과 같이 솔더합금 기지 내의 Cu_6Sn_5 금속간 화합물의 양이 증가하고 크

기가 성장하였다. Cu_6Sn_5 를 9 vol% 첨가한 시편의 미세구조는 그림 5(d)에 나타낸 7 vol% 첨가 시편의 미세구조와 유사하였다. 그림 5와 그림 6을 비교시, Cu_6Sn_5 를 첨가한 솔더합금에 비해 Cu를 첨가한 솔더합금에서 Cu_6Sn_5 함량의 증가와 크기 성장의 정도가 더욱 현저하게 발생하였다. 또한 Cu_6Sn_5 를 첨가한 솔더합금에 비해 Cu를 첨가한 솔더합금에서 기지 내에 형성된 Cu_6Sn_5 금속간 화합물의 주변에서 국부적으로 Pb-rich 상이 성장한 것을 관찰할 수 있었다. Cu_6Sn_5 를 첨가한 솔더합금과 Cu를 첨가한 솔더합금의 이와 같은 미세구조 차이는 솔더합금 기지 내에서의 Cu_6Sn_5 금속간 화합물의 형성이 Cu를 첨가한 솔더합금에서 더욱 현저히 진행되는데 기인한 것으로 판단된다. 즉, Cu_6Sn_5 를 첨가한 경우에는 솔더합금 기지내의 Sn과 반응하여 더 이상의 Cu_6Sn_5 를 형성하는 것이 제한되어 있으나, Cu를 첨가한 경우에는 솔더합금 내의 Sn과 반응하여 Cu_6Sn_5 를 형성하기 때문에 Cu_6Sn_5 함량 증가와 크기 성장의 정도가 더욱 현저하며 또한 Cu_6Sn_5 형성에 따른 솔더합금 기지내의 Sn 고갈에 의해 Cu_6Sn_5 주변에서 국부적으로 구형상의 Pb-rich 상의 성장이 발생하였다.

Cu_6Sn_5 및 Cu 첨가분율에 따른 63Sn-37Pb 솔더합금의 0.2% offset 항복강도를 그림 7에 비교하였다. Cu_6Sn_5 및

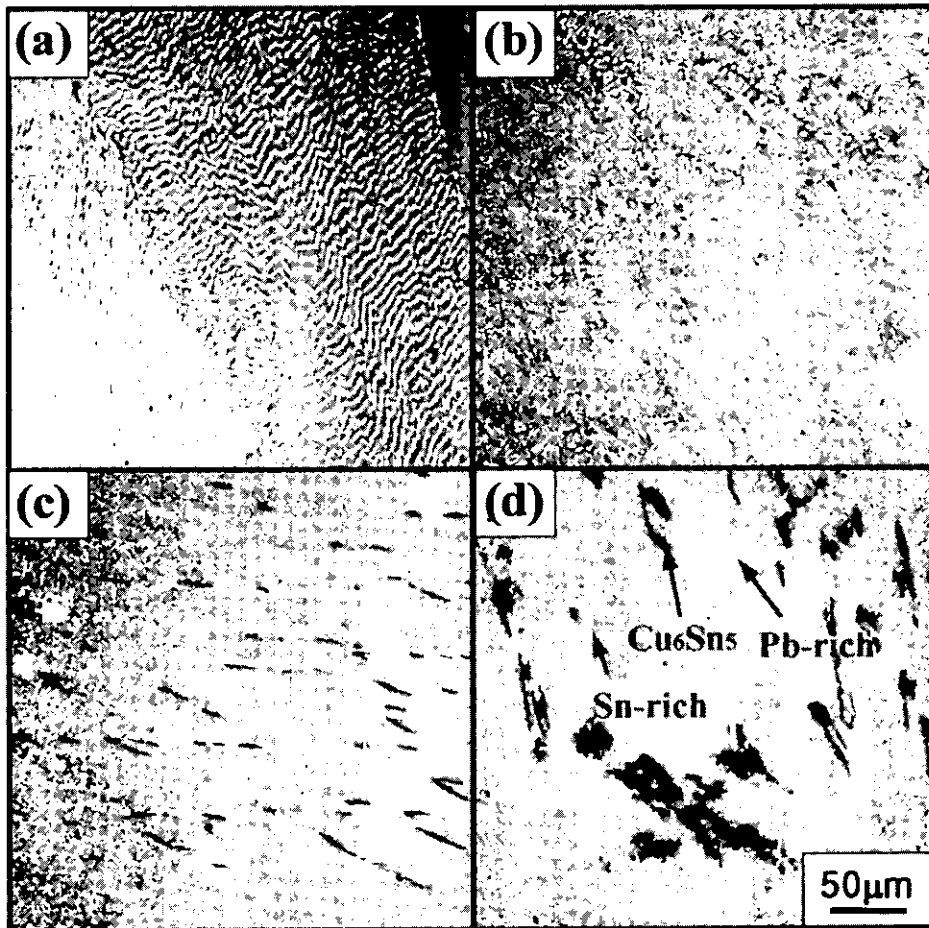


Fig. 5. SEM micrographs of the 63Sn-37Pb solder alloy with Cu_6Sn_5 dispersion of (a) 0 vol%, (b) 1 vol%, (c) 3 vol%, and (d) 7 vol%.

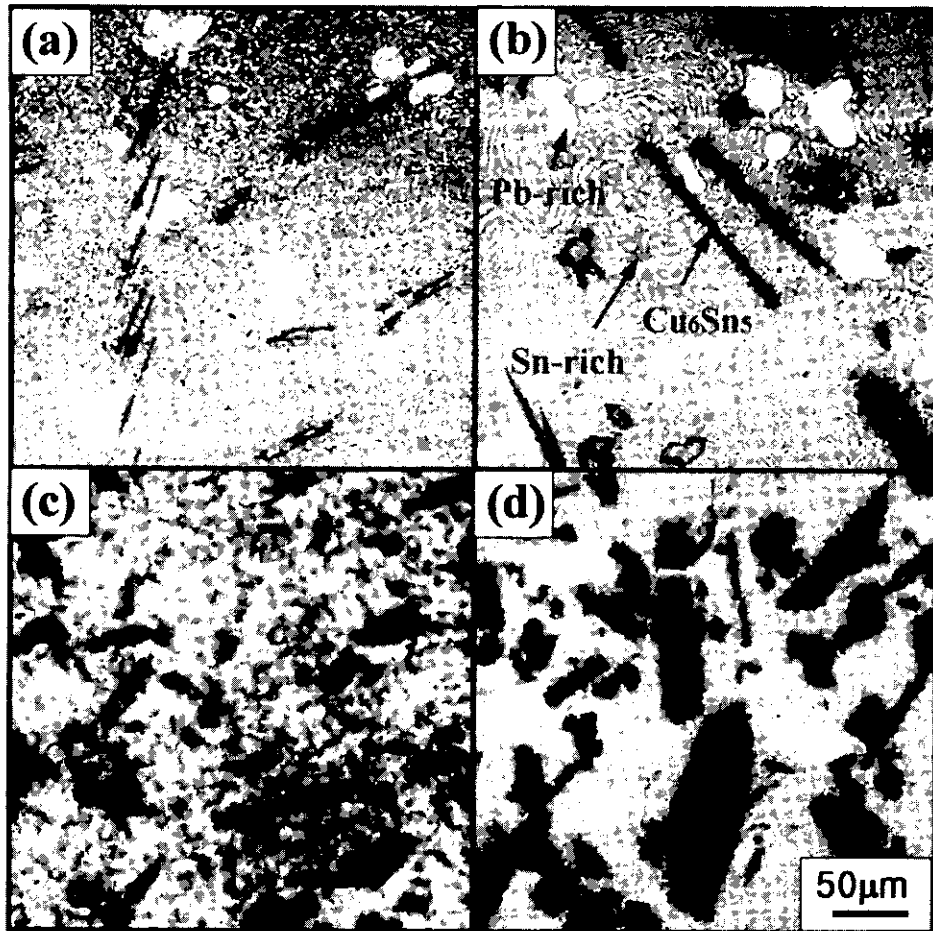


Fig. 6. SEM micrographs of the 63Sn-37Pb solder alloy with Cu dispersion of (a) 1 vol%, (b) 3 vol%, (c) 7 vol%, and (d) 9 vol%.

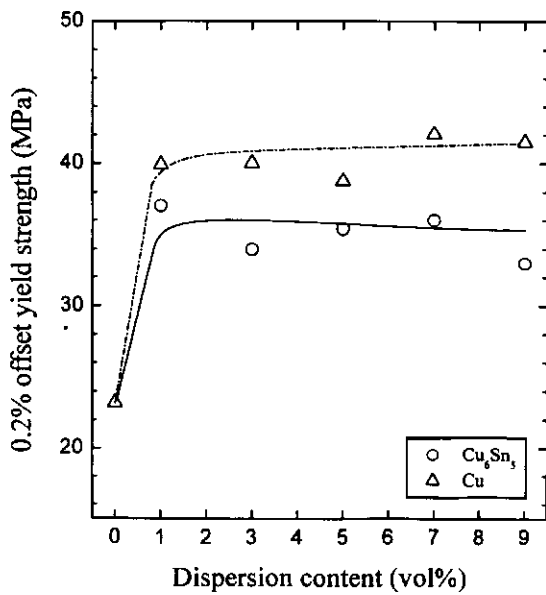


Fig. 7. 0.2% offset yield strength of the 63Sn-37Pb solder alloy with volume fraction of Cu_6Sn_5 and Cu dispersion.

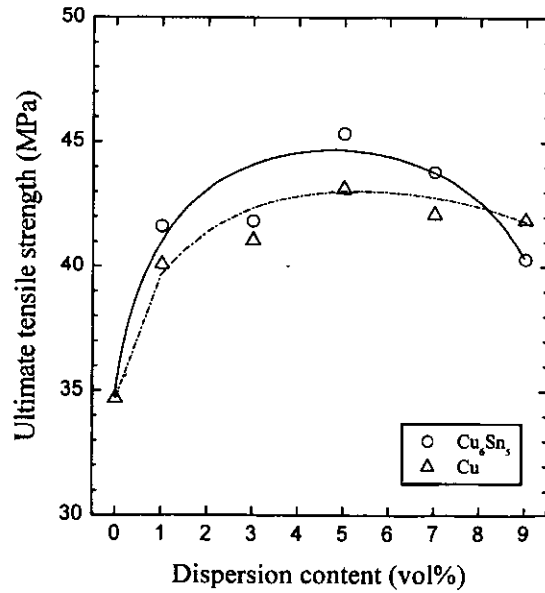


Fig. 8. Ultimate tensile strength of the 63Sn-37Pb solder alloy with volume fraction of Cu_6Sn_5 and Cu dispersion.

Cu를 첨가하지 않은 63Sn-37Pb 솔더합금은 보고된 값⁹⁾과 유사한 23 MPa의 항복강도를 나타내었다. Cu_6Sn_5 를 첨가함에 따라 항복강도가 36 MPa 정도로 증가하였으나

9 vol%까지의 Cu_6Sn_5 첨가분율에 따른 항복강도의 체계적인 변화는 관찰할 수 없었다. Cu를 1 vol% 첨가시에는 항복강도가 40 MPa로 향상되었으며, 1~9 vol% 범위의

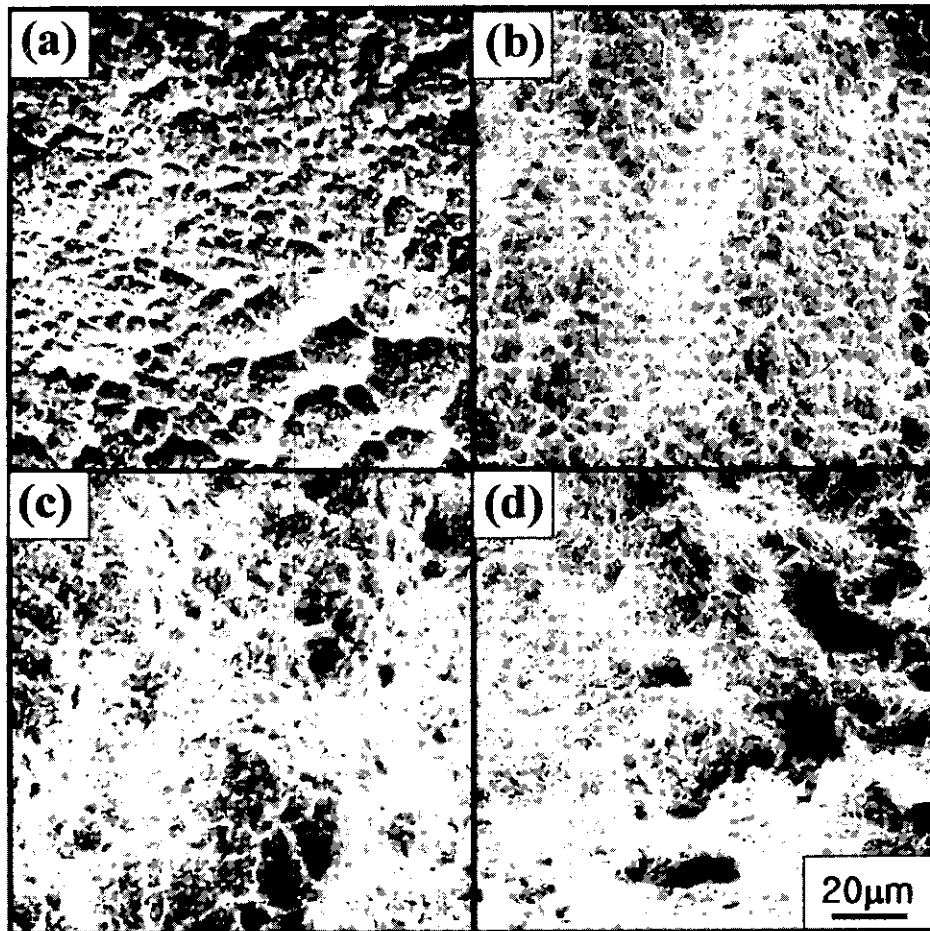


Fig. 9. SEM fractographs of the 63Sn-37Pb solder alloy with Cu_6Sn_5 dispersion of (a) 0 vol%, (b) 1 vol%, (c) 3 vol%, and (d) 7 vol%.

Cu 첨가분율에 대해 유사한 항복강도를 나타내었다. 그림 7에서 Cu_6Sn_5 를 첨가한 합금에 비해 Cu 분말을 첨가한 합금이 대체적으로 높은 항복강도를 나타내었으며, 이는 Cu_6Sn_5 를 첨가한 솔더합금과 Cu를 첨가한 솔더합금의 미세구조 (그림 5와 그림 6) 차이에 기인한다. 그림 5와 그림 6의 비교에서 알 수 있는 것과 같이, 첨가분율이 동일한 경우 Cu_6Sn_5 를 첨가한 솔더합금에 비해 Cu를 첨가한 솔더합금에서 더 많은 Cu_6Sn_5 금속간 화합물이 솔더합금 기지 내에 형성되었다. 따라서 인장시험시 기지 내에 더 많은 Cu_6Sn_5 이차상을 함유하고 있는 Cu를 첨가한 솔더합금에서 전위의 이동이 더욱 억제되어 더 높은 항복강도를 나타내는 것으로 판단된다.

Cu_6Sn_5 및 Cu 첨가분율에 따른 63Sn-37Pb 솔더합금의 최대인장강도를 그림 8에 나타내었다. Cu_6Sn_5 및 Cu를 첨가하지 않은 63Sn-37Pb 솔더합금은 34.7 MPa의 최대인장강도를 나타내었으나, Cu_6Sn_5 첨가분율을 증가시키에 따라 최대인장강도가 증가하여 5 vol% Cu_6Sn_5 를 첨가한 솔더합금에서 45.3 MPa의 최대값을 나타낸 후, 그 이상의 Cu_6Sn_5 를 첨가시에는 최대인장강도가 감소하였다. Cu를 첨가한 솔더합금의 경우에도 Cu 첨가분율의 증가에 따라 최대인장강도가 증가하여 5 vol% Cu를 첨가한 시편에서

43.1 MPa의 최대값을 나타낸 후, Cu 첨가분율이 그 이상으로 증가시 최대인장강도가 감소하였다. 그림 8에서 Cu_6Sn_5 와 Cu 첨가분율이 동일한 경우에는 Cu_6Sn_5 를 첨가한 솔더합금이 Cu를 첨가한 솔더합금에 비해 더 높은 최대인장강도를 나타내었다.

Cu_6Sn_5 및 Cu 첨가에 따른 63Sn-37Pb 솔더합금의 인장시험 후 파단면을 주사전자현미경으로 관찰하였으며, 그 결과를 각기 그림 9와 그림 10에 나타내었다. 그림 9(a)와 같이 Cu_6Sn_5 및 Cu를 첨가하지 않은 63Sn-37Pb 솔더합금의 파단면에서는 연성 파괴에 의한 덩풀만이 관찰되었다. 그림 9(b) ~ (f)와 같이 Cu_6Sn_5 를 첨가한 시편에서는 솔더합금 기지내에서 파단된 형상의 Cu_6Sn_5 는 관찰할 수 없었으며, 이보다는 Cu_6Sn_5 입자들이 기지에서 떨어져 나가며 생긴 것으로 판단되는 기공들이 관찰되었다. 이에 비해 Cu를 첨가한 솔더합금에서는 그림 10과 같이 Cu와 Sn의 반응에 의해 형성된 Cu_6Sn_5 가 취성파괴 되었음을 관찰할 수 있었다. 연성파괴를 일으키는 합금기지 내에 개재물이 존재시 외부응력에 의해 개재물/기지 계면의 분리가 발생하거나 개재물이 파괴되어 균열이 형성되며, 이들의 성장 및 coalescence에 의해 파단이 발생한다.^{12~14)} 그림 9와 그림 10에 있는 파단면을 비교시 Cu_6Sn_5 입자를 직접 첨가한 솔

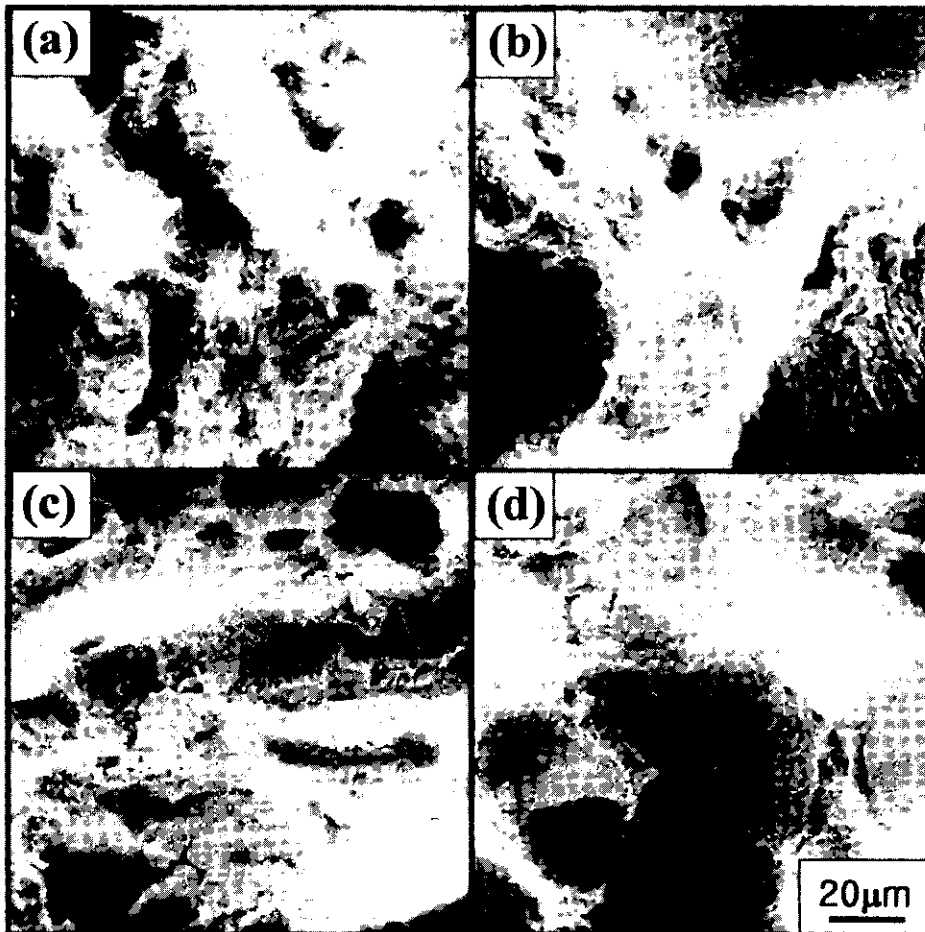


Fig. 10. SEM fractographs of the 63Sn-37Pb solder alloy with Cu dispersion of (a) 1 vol%, (b) 3 vol%, (c) 7 vol%, and (d) 9 vol%.



Fig. 11. SEM micrographs of the (a) 5 vol% Cu_6Sn_5 -dispersed 63Sn-37Pb solder alloy showing the Cu_6Sn_5 /solder interfacial failure and (b) 5 vol% Cu-dispersed 63Sn-37Pb solder alloy showing the brittle fracture of the Cu_6Sn_5 dispersoid.

더합금에서는 Cu_6Sn_5 /솔더 계면의 분리가 우선 진행되었으나, Cu를 첨가한 솔더합금에서는 기지 내에 형성된 Cu_6Sn_5 입자의 취성파괴가 우선 발생하였다는 것을 알 수 있다. 이를 확인하기 위하여 5 vol% Cu_6Sn_5 및 Cu를 첨가한 시편들의 표면에 노치를 형성하고 인장응력을 가하여 노

치 균열을 성장시킨 후, 인장응력을 제거하고 균열선단 부위를 주사전자현미경으로 관찰하였다. 그 결과, 5 vol% Cu_6Sn_5 입자를 직접 첨가한 솔더합금에서는 그림 11(a)와 같이 Cu_6Sn_5 /솔더 계면분리가 관찰되었으나, 5 vol% Cu를 첨가한 솔더합금에서는 그림 11(b)와 같이 기지 내에

형성된 Cu_6Sn_5 입자가 파괴되었음을 관찰할 수 있었다. Cu_6Sn_5 첨가와 Cu 첨가에 따른 이와 같은 파괴 양상의 차이는 두 첨가물과 솔더합금 사이의 반응 정도의 차이에 기인하는 것으로 판단된다. Cu_6Sn_5 를 첨가한 경우에는 Cu를 첨가한 경우에 비해 솔더합금 기지내의 Sn과 반응 정도가 약해진다. 따라서, 첨가된 Cu_6Sn_5 와 솔더기지 사이의 계면이 Cu와 Sn간의 반응에 의해 형성된 Cu_6Sn_5 /솔더 계면에 비해 취약하기 때문에, Cu_6Sn_5 를 첨가한 시편에서는 계면 분리가 발생하며 Cu를 첨가한 시편에서는 Cu_6Sn_5 의 취성 파괴가 발생한 것으로 판단된다.

그림 8에서 Cu_6Sn_5 와 Cu 첨가분율이 동일한 경우에는 Cu_6Sn_5 를 첨가한 솔더합금이 Cu를 첨가한 솔더합금에 비해 더 높은 최대인장강도를 나타내었다. 본 연구에서 Cu_6Sn_5 와 Cu를 첨가한 시편들은 모두 인장시험시 변형율의 증가에 따라 응력이 증가하다 최대인장강도에서 파괴가 발생하는 양상을 나타내었다. 이로부터 이들 시편에서 파괴가 네킹에 의한 단면적 감소에 기인하기보다는 최대인장응력 인가시 균열의 급격한 전파에 기인한다는 것을 알 수 있다. 그림 5와 그림 6에 나타난 미세구조에서 Cu_6Sn_5 와 Cu 첨가분율이 동일한 경우, Cu_6Sn_5 를 첨가한 솔더합금에 비해 Cu를 첨가한 시편이 기지 내에 더 많은 Cu_6Sn_5 를 함유하고 있었다. 따라서 Cu를 첨가한 시편에서 Cu_6Sn_5 입자 사이의 간격이 Cu_6Sn_5 를 첨가한 시편에 비해 작아지기 때문에, 인장시험시 Cu_6Sn_5 주변에 형성된 균열들의 coalescence가 Cu_6Sn_5 를 첨가한 솔더합금에 비해 용이하게 발생하여 Cu_6Sn_5 를 첨가한 솔더합금보다 낮은 최대인장강도를 나타내는 것으로 판단된다.

그림 8에서 Cu_6Sn_5 및 Cu 첨가량을 5 vol%까지 증가 시킴에 따라 솔더합금의 최대인장강도가 증가하였다. 그러나, Cu_6Sn_5 및 Cu 첨가량을 그 이상으로 증가시키면 최대인장강도가 감소하는 경향을 나타내었으며, 이는 솔더합금 기지내 Cu_6Sn_5 이차상의 함량 증가와 더불어 Cu_6Sn_5 이차상의 조대화에도 기인한다. 그림 11에서와 같이 Cu_6Sn_5 를 직접 첨가한 솔더합금에서는 Cu_6Sn_5 /솔더 계면분리가 발생하였으며 Cu를 첨가한 솔더합금에서는 솔더합금 내에 형성된 Cu_6Sn_5 입자가 취성과 파괴되었다. 그림 5 및 그림 6과 같이 Cu_6Sn_5 및 Cu 첨가량이 증가함에 따라 솔더합금 기지내의 Cu_6Sn_5 이차상이 조대화 되었다. 따라서, Cu_6Sn_5 가 조대화됨에 따라 Cu_6Sn_5 /솔더 계면분리 또는 Cu_6Sn_5 입자의 취성과 파괴가 보다 용이하게 발생할 수 있기 때문에 5 vol% 이상의 Cu_6Sn_5 및 Cu 첨가시 최대인장강도의 감소가 발생하는 것으로 판단된다.

4. 결 론

1) Cu와 Sn 혼합분말을 3시간 바이브로 밀링함으로써 Cu_6Sn_5 로의 기계적 합금화가 완료되었으며, 이와 같은 분말을 stearic 산과 함께 1시간 동안 바이브로 밀링함으로써 1 μ m 이하 크기의 Cu_6Sn_5 분말의 제조가 가능하였다.

2) Cu_6Sn_5 와 Cu 분말의 첨가분율이 증가함에 따라 63Sn-37Pb 솔더합금 기지에서 Cu_6Sn_5 의 양이 증가하고

크기가 성장하였으나, Cu_6Sn_5 를 첨가한 솔더합금에 비해 Cu를 첨가한 솔더합금에서 Cu_6Sn_5 함량 증가와 크기 성장의 정도가 더욱 현저하게 발생하였다.

3) 63Sn-37Pb 솔더합금의 항복강도는 23 MPa이었다. Cu_6Sn_5 를 1~9 vol% 범위에서 첨가함에 따라 항복강도가 36 MPa 정도로 증가하였으며, 1~9 vol%의 Cu 첨가에 의해 항복강도가 40 MPa로 향상되었다. Cu_6Sn_5 를 첨가한 합금에 비해 Cu 분말을 첨가한 합금이 대체적으로 높은 항복강도를 나타내었으며, 이는 Cu_6Sn_5 를 첨가한 솔더합금에 비해 Cu를 첨가시 솔더합금 기지 내에 더 많은 Cu_6Sn_5 금속간 화합물이 형성되는데 기인한다.

4) 63Sn-37Pb 솔더합금은 34.7 MPa의 최대인장강도를 나타내었으며, Cu_6Sn_5 첨가분율의 증가에 따라 최대인장강도가 증가하여 5 vol% Cu_6Sn_5 를 첨가시 45.3 MPa의 최대값을 나타내었다. Cu를 첨가한 솔더합금의 경우에도 Cu 첨가분율의 증가에 따라 최대인장강도가 증가하여 5 vol% Cu 첨가시 43.1 MPa의 최대값을 나타내었다. Cu_6Sn_5 와 Cu 첨가분율이 동일한 경우에는 Cu_6Sn_5 를 첨가한 솔더합금이 Cu를 첨가한 솔더합금에 비해 더 높은 최대인장강도를 나타내었다.

5) 인장시험 후 파단면을 비교시 Cu_6Sn_5 입자를 첨가한 솔더합금에서는 Cu_6Sn_5 /솔더 계면의 분리에 의해 형성된 균열들의 전파 및 coalescence에 의해 파단이 발생하였으나, Cu를 첨가한 솔더합금에서는 Cu_6Sn_5 입자의 취성과 파괴로 형성된 균열들이 전파하여 coalescence 됨에 따라 파단이 발생하였다.

감사의 글

본 연구는 한국학술진흥재단 과학기술기초 중점연구과제 지원 (과제번호 : 1998-017-E00106)에 의해 이루어졌으며, 이에 감사드립니다.

참 고 문 헌

1. S. Choi, T.R. Bieler, J.P. Lucas, and K.N. Subramanian, J. Electron. Mater., **28**, 1209 (1999).
2. W.K. Choi and H.M. Lee, J. Electron. Mater., **28**, 1251 (1999).
3. A.S. Zuruqi, C.H. Chiu, and S.K. Laihiri, J. Appl. Phys., **86**, 4916 (1999).
4. J.H. Lau, S.W. Lee, and C. Ouyang, Proc. Symp. Microelectronics, (1999) p. 599.
5. S. Wiese, F. Feustel, S. Rzepka, and E. Meusel, Proc. Conf. Electron. Comp. Technol., (1999) p. 1015.
6. R.C. Reno, M.J. Panunto, and B.H. Piekarski, J. Electron. Mater., **26**, 11 (1997).
7. H.S. Betrabet, S.M. McGee, and J.K. McKinlay, Scripta Metall., **25**, 2323 (1991).
8. J.L. Marshall, G. Kucey, and J. Hwang, Proc. 41st Electronic Comp. Technol. Conf. (1991) p. 647.

9. S.M.L. Sastry, T.C. Peng, R.J. Lederich, K.L. Jerina, and C.G. Kuo, Proc. Technical Program NEPCON West, (1992) p. 1266
10. J.L. Marshall and J. Calderon, Soldering & Surface Mounting Technol., **26**, 23 (1997).
11. J.S. Benjamin, Metall. Trans., **1**, 2943 (1970).
12. R.O. Ritchie and A.W. Thompson, Met. Trans., **A16**, 233 (1985).
13. D. Broek, Int. Met. Rev., **19**, 135 (1974).
14. R. H. Van Stone, T.B. Cox, J.R. Low, and J.A. Psioda, Int. Met. Rev., **30**, 157 (1985).