

In-15Pb-5Ag 솔더와 Au/Ni 층과의 반응 특성 (Metallurgical Reaction Properties between In-15Pb-5Ag Solder and Au/Ni Surface Finish)

이종현, 엄용성, 최광성, 최병석, 윤호경, 박홍우, 문종태
한국전자통신연구원 집적광모듈팀

Abstract

With the contact pad consisted of $0.5\mu\text{m}$ Au/ $5\mu\text{m}$ Ni/Cu layers on a conventional ball grid array(BGA) substrate, metallurgical reaction properties between the pad and In-15(wt.%)Pb-5Ag solder alloy were studied after reflow and solid aging. In as-reflow condition, thin AuIn_2 or $\text{Ni}_{28}\text{In}_{72}$ intermetallic layer was formed at the solder/pad interface according to reflow time. Dissolution of the Au layer into the molten solder was remarkably limited in comparison with eutectic Sn-37Pb alloy. After solid aging of 300 hrs, thickness of In-Ni layer increased to about $2\mu\text{m}$ in the both as-reflow case. It was observed that In atoms diffuse through the AuIn_2 phase to react with underlying Ni layer. The metallurgical reaction properties between In-15Pb-5Ag alloy and Au/Ni surface finish were analyzed to result in suppression of Au-embrittlement in the solder joints.

1. Introduction

전통적으로 전자 패키징에서는 솔더링될 금속 단자 또는 패드부의 solderability를 유지하기 위하여 Au termination 방법을 사용하여 왔다. 그러나 한편으로 Au-embrittlement에 의한 솔더 접합부의 취성 파단 현상은 솔더 접합부의 주요한 신뢰성 감소 원인으로 인식되고 있다. Au-embrittlement은 크게 두가지의 의미로 사용되고 있는데, 그 첫째가 리플로우 솔더링시 under bump metallurgy(UBM) 또는 패드(pad)의 top layer로 사용되는 Au가 리플로우 동안 Sn계 용융 솔더 내로 용해되면서 매우 취성이 강한 Au-Sn계 금속간 화합물을 생성하여 솔더의 연성을 감소시키고 취성을 상승시키는 현상을 의미한다[1]. 이러한 경우에는 솔더 내의 Au 양이 5 wt.%를 넘게 되면 Au-embrittlement 현상이 발생하는 것으로 보고되고 있다[2,3]. 두 번째의 Au-embrittlement 현상은 Au/Ni 층을 포함하는 UBM 또는 패드상에서 Sn계 솔더의 리플로우 솔더링시 솔더 내로 용해되었던 Au가 이후의 고상 열시효 상태에서 다시 솔더/UBM 계면으로 역확산하여 계면에서 Au-Ni-Sn 3원계 금속간 화합물층이 보고된 금속간 화합물층의 성장 속도보다 훨씬 빠른 속도로 성장하면서 솔더 접합부의 신뢰성을 감소시키는 것을 의미한다[1,4-7]. 고상 상태에서 급격한 금속간 화합물층의 성장은 부피 감소 및 격자 변형 효과에 의해 불가피한 응력의 생성을 솔더/UBM 계면에 야기시키므로 전단 응력의 인가시 솔더 접합부는 급격히 취성과파괴 현상을 일으키게 된다[6]. 따라서 이러한 경우의 솔더 접합부는 내충격성이 크게 감소할 것으로 예상할 수 있다. 이러한 현상은 Sn계 솔더 내 Au의 함량이 0.3 wt.% 정도의 매우 적은 상태에서도 일어나게 되므로 보다 큰 신뢰성 문제를 야기시키게 된다[4-7]. Au의 역확산 현상의 발견은 비교

적 최근인 90년 후반에 이루어져 현재까지도 이에 대한 대책들이 활발히 논의되고 있다[8].

한편 대부분의 마이크로파 소자들에서도 고주파 전류에서의 표피 효과를 고려하여 전도선의 제조에 수 μm 두께의 Au 층을 사용하고 있다. Au와 취성이 강한 금속간 화합물을 형성시키는 Sn을 배제할 경우 대표적인 연질 솔더 조성으로 In계 솔더를 고려할 수 있으며, 따라서 In계 솔더는 마이크로파 용도에서 가장 보편적으로 사용되고 있는 솔더 조성이다[9]. 그 중 In-15(wt.%)Pb-5Ag 솔더 조성은 순수 In에 비해 높은 강도를 가짐과 동시에 접합 소재로서는 매우 낮은 10 ppm/°C의 열팽창계수를 가지는 장점을 가진다[9]. 본 연구에서는 In-15Pb-5Ag 솔더 사용에 의한 Au-embrittlement의 억제 방법에 대하여 논의하기 위하여 In-15Pb-5Ag 솔더와 Au/Ni UBM 층과의 반응 특성 및 접합부의 기계적 강도를 평가해 보았다.

2. Experimental

Bis-maleimide-triazine-type(BT) 레진(resin) ball grid array(BGA) 기판의 지름 $600\mu\text{m}$ 패드상에 지름 $760\mu\text{m}$ 의 In-15Pb-5Ag(solidus temp.: 149°C , liquidus temp.: 154°C)(Indium Corporation of America, U.S.A.)와 공정 Sn-37Pb(Alphametals, Korea)(eutectic temp.: 183°C) 조성의 솔더볼들은 정렬시킨 후 hot plate 상에서 일정 시간동안 리플로우 솔더링을 실시하였다. BGA 기판의 접촉 패드는 상부로부터 Au($0.5\mu\text{m}$)/Ni($5\mu\text{m}$)/Cu 층의 순서로 구성되어 있다. 원활한 솔더링을 위하여 rosin mildly activated(RMA) type 플럭스(flux)가 각 솔더볼의 표면에 도포되어졌고, 각 솔더 조성의 액상선 온도보다 40°C 높은 온도, 즉, In-15Pb-5Ag의 경우 194°C , Sn-37Pb의 경우 223°C 의 온도에서 리플로우 솔더링이 실시되었다. In-15Pb-5Ag 솔더의 경우에는 Au 층과의 반응 특성을 조사하기 위하여 1-5 분의 범위에서 1 분 간격으로 리플로우 솔더링이 실시되었으며, Sn-37Pb의 경우에는 1 분간 실시되었다. 리플로우를 통하여 형성된 솔더 범프들은 130°C 의 온도에서 300 시간까지 고상 상태로 열시효되었다.

시효 전후의 솔더 범프들은 multifunction bondtester(model:DAGE-4000, Dage Precision Industries, U.S.A.)를 사용하여 전단 시험을 실시하여 최대 전단 강도값의 변화를 측정하였다. 각 조건에 대하여 6개의 시편이 측정되었고, 그들의 평균값과 편차가 계산되었다. 솔더 범프의 미세 구조와 전단 시험 후의 파단면은 주사전자현미경(SEM)(model:S-2500C, Hitachi, Japan), back-scattered electron image(BEI), energy dispersive spectroscopy(EDS)를 사용하여 관찰, 분석되었다.

3. Results and Discussion

그림 1은 194°C 의 온도에서 In-15Pb-5Ag 솔더 사용시 리플로우 시간에 따른 접합 계면에서의 미세조직 변화를 보여준다. 1 분까지는 접합 계면에서 Au 성분이 검출되는 연속적인 층이 관찰되었으나, 2 분 후에는 이 층들이 솔더 접합부의 외각부(원주 부근)부터 부분부분 소멸되는 형상이, 3 분 후에는 전체적으로 부분부분 남아있는 형상이, 4 분 이후에는 완전히 소멸되는 결과가 관찰되었다. 1분간의 반응 후 솔더와 Ni 층 사이에 형성된 계면 생성층의 조성은 생성층의 중심에서 이루어진 EDS로 측정을 통하여 간접적으로 조사해 보았으며, Au와 In이 비슷한 함양으로 측정되었다. 계면 생성층이 매우 얇은 관계로 BEI에서 구분이 이루어지는 두 반응층, 즉, 그림 1-(b)의 A와 B 부분의 조성을 분리하여 측정할 수는 없었지만, 상기 EDS 결과는 AuIn₂(A 부분)와 Au 상(B 부분)의 합계 결과로 예측되었다[10]. 한편 3분 후에는 scallop 형태의 금속간 화합물 상에서 Au가 31-36 at.%, In이 64-69 at.%로 측정되어 계면부의 Au가 모두 AuIn₂ 조성의 금속간 화합물 층으로 천이된 것을 확인할 수 있었다. 또한 부분적으로 Au 함유 금속간 화합물층이 완전히 소모

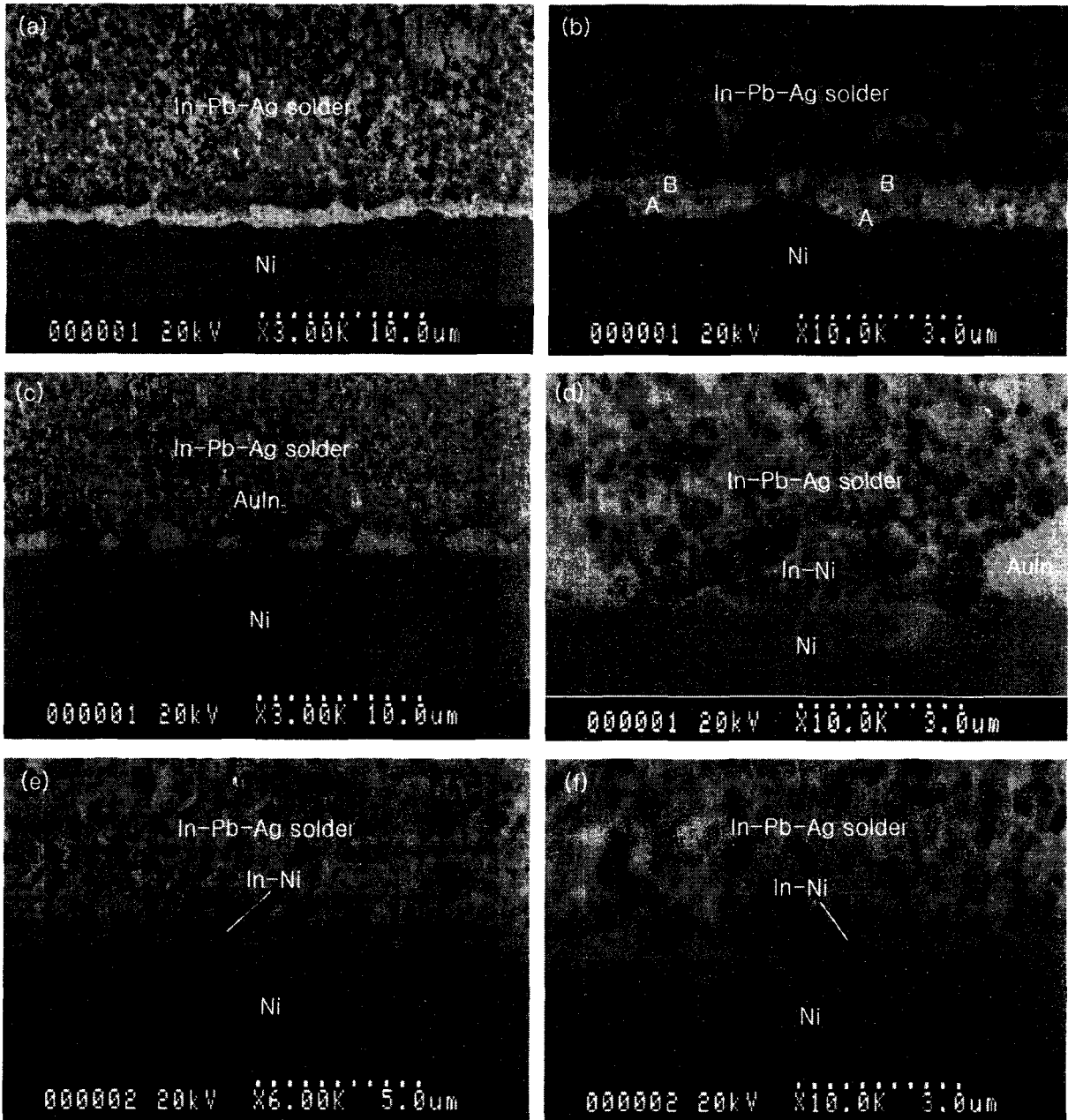


Fig. 1. BEIs of the In-15Pb-5Ag/ Au/Ni pad interface after different reflow time: (a) and (b) are 1 min, (c) and (d) are 3 min, (e) and (f) are 5 min. Samples were heated at 194°C.

된 부분에서는 솔더 성분 중의 In과 패드에서의 Ni이 반응하여 In-Ni 금속간 화합물층이 형성됨으로써 접합이 계속적으로 유지되고 있음을 관찰할 수 있었다. 4분간의 리플로우 후 계면에서의 Au 함유 금속간 화합물층은 완전히 제거되어 In-Ni 금속간 화합물층만이 존재하였으며, 이후 리플로우 시간이 증가함에 따라 In-Ni 금속간 화합물층이 매우 서서히 성장하는 양상이 관찰되었다. 공정 Sn-37Pb 조성의 경우 용융 솔더 내로의 Au 용해속도가 약 $1.3 \mu\text{m}/\text{sec}$ 로 보고되고 있어 리플로우 솔더링 동안 패드에서의 모든 Au 내산화층이 솔더 내로 용해되는 현상이 보고되고 있으나[11], In-15Pb-5Ag 솔더 조성을 사용한 상기 조건에서는 Au의 용해 속도가 약 $2 \times 10^3 \mu\text{m}/\text{sec}$ 정도로 측정되어 Au의 용해가 극도로 억제되고 있음을 관찰할 수 있었다.

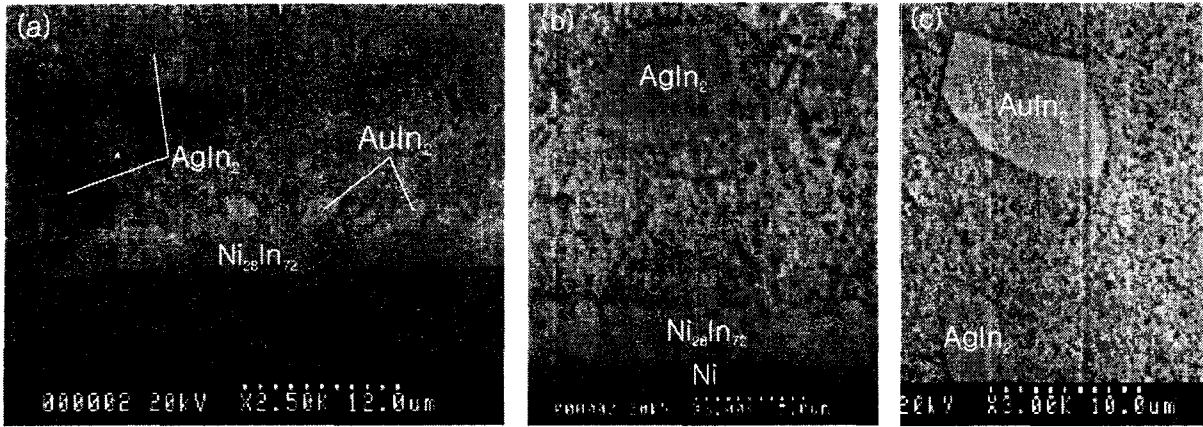


Fig. 2. BEIs of the In-15Pb-5Ag/ Au/Ni pad interface after solid aging of 300 hours at 130°C: (a) 1min reflow, (b) and (c) 5min reflow.

그림 2는 130°C에서 300 시간동안 고상 시효된 솔더 접합부의 미세조직 변화를 보여준다. 1 분 동안 리플로우 솔더링 되었었던 시편의 경우 연속적인 Au-In 금속간 화합물층이 점차 구형 형태의 형상으로 변화되면서 부분적으로 계면으로부터 탈착되는 형상이 관찰되었다. 이러한 구형태 상은 EDS 측정 결과 모두 AuIn₂의 조성을 나타내어 리플로우 직후의 잔존 Au 층이 고상 시효를 통하여 AuIn₂ 상으로 변태되었음을 확인할 수 있었다. 아울러 Au 함유 금속간 화합물의 형상이 scallop 또는 구 형상으로 변화된 것으로 볼 때 고상선 온도에 근접된 130°C의 온도에서 In-15Pb-5Ag 솔더 내 Au의 확산 속도는 상당히 빠름을 알 수 있었다. 한편 scallop 형상의 AuIn₂ 금속간 화합물 아래에서는 연속적인 층상 형태의 In-Ni 금속간 화합물이 약 2 μm의 두께로 성장한 것이 관찰되었다. 이는 리플로우 직후 생성되지 않았던 상이 장시간의 고상 반응을 통해 생성된 것이다. 이와 같은 결과들은 리플로우 직후의 Au 함유 금속간 화합물층이 연속적인 층상 형태였던 것을 고려하면 상당히 놀라운 미세조직 변화이다. 그림 2 (a)에서와 같이 상부 AuIn₂ 상의 형상 및 위치에 관계없이 비교적 일정한 두께로 성장한 In-Ni 금속간 화합물층을 고려할 때, Au 함유 금속간 화합물을 통한 In의 확산이 원활하게 일어났음을 예측할 수 있었다. EDS 측정 결과와 상태를 참조할 때 이 상의 조성은 Ni₂₈In₇₂로 평가되었다. 솔더 내에서는 Ag-In 조성의 석출상들이 조대하게 coarsening 되었음이 관찰되었으며, EDS 측정을 통하여 조대 석출상의 조성은 AgIn₂로 측정되었다. 5분 동안 리플로우 솔더링하여 계면에서 Au 함유 금속간 화합물이 발견되지 않았던 시편의 경우에는 그림 2 (b)에서와 같이 시효 후 약 2 μm의 두께로 성장한 Ni₂₈In₇₂ 금속간 화합물층만이 관찰되었다. 이 경우에는 솔더 내부에서 coarsening된 AuIn₂ 조성의 금속간 화합물(그림 2 (c))이 관찰되었다.

한편 Sn-37Pb 솔더의 경우에는 시효 후 접합 계면의 Ni₃Sn₄ 층 위로 역시 2μm 두께의 Au-Ni-Sn 금속간 화합물층이 형성되었음이 관찰되었다. 사용된 각 솔더의 용점을 고려할 때 상대적으로 저온 시효 조건인 Sn-37Pb 솔더에서의 금속간 화합물층의 성장 속도가 In-15Pb-5Ag에서의 것과 유사하다는 것은 솔더 내 Au가 접합 계면으로의 활발하게 역확산 했음을 보여주는 증거이기도 하다.

In-15Pb-5Ag 솔더에 대한 Au-embrittlement 현상을 평가하기 위하여 리플로우 솔더링 직후와 고상 시효 후 솔더 범프의 전단 시험을 실시하였다. 리플로우 후 접합 계면에서 미세조직적으로 큰 차이를 보였었던 1분과 5분간의 리플로우 샘플에 대하여 전단 강도값을 비교해 보았으며, 이들을 각각 시효하여 전단 강도값의 변화를 측정해 보았다. 측정 결과의 분석을 위하여 Au-embrittle

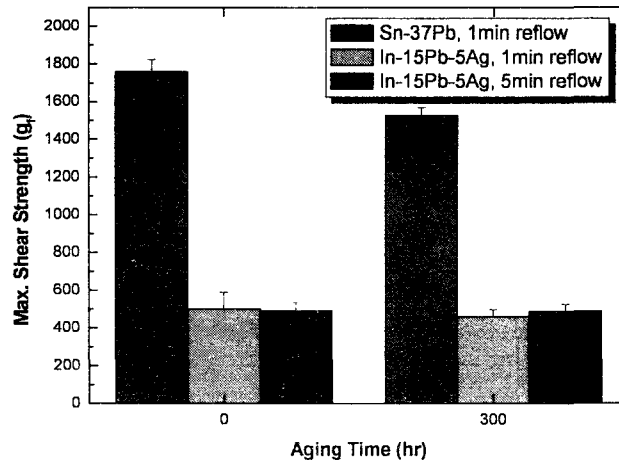


Fig. 3. Maximum shear strengths of solder bumps after aging treatment of 300 hours at 130°C.

ment 현상이 일어나게 되는 공정 Sn-37Pb 솔더에서의 결과와의 비교를 수행하였다. 그림 3은 시효 및 솔더 종류에 따른 최대 전단강도 값의 변화를 보여준다. Sn-37Pb의 경우에는 솔더 자체의 미세조직 조대화 현상 및 기존에 보고된 바와 같이 Ni_3Sn_4 층과 Au-Ni-Sn 층 사이에서 취성 파괴면이 국부적으로 생성되면서 전단강도 값이 감소하는 결과가 관찰되었다.[7] 이러한 취성 파괴의 면적 증가량, 즉, 전단 강도의 감소량은 솔더 내 함유 Au의 양, 고상 시효 온도 및 시효 시간의 증가에 따라 보다 커지는 것으로 보고되고 있다.[7] 한편 In-15Pb-5Ag 솔더의 경우는 솔더 자체의 기계적 특성에 의하여 리플로우 직후 낮은 전단강도 값이 측정되었지만, 솔더의 고상선에 비해 매우 높은 130°C의 온도에서 300 시간 시효시킨 후에도 그 전단강도 값의 변화가 미미하였다. 그림 2의 미세조직 관찰 결과에서도 알 수 있듯이 솔더 기지 미세조직의 조대화 현상이 매우 미미하였으며, 전단 강도값의 미미한 변화와 일치하게 전단 시험 후의 파단면 또한 시효 전후 모두에서 솔더면만이 관찰되었다. 이러한 결과는 그림 2 (b)의 미세조직 관찰 결과와 함께 In계 솔더의 경우 계면에 Au-Ni-In의 3원계 금속간 화합물이 생성되지 않음으로써 고상 시효동안 솔더로부터 계면으로의 Au 역확산이 일어나지 않아 Au-embrittlement 현상이 일어나지 않은 것임을 보여준다.

이상의 실험을 통하여 솔더 접합부의 신뢰성이 요구되는 플립칩 솔더 접합부에서 Au/Ni 층이 포함되는 UBM을 사용하는 경우 In계 솔더는 Au-embrittlement 현상을 예방할 수 있는 하나의 방법임을 확인할 수 있었다.

References

- [1] J. Lau, Ball Grid Array Technology, McGraw-Hill, pp. 400-410 (1995).
- [2] R. N. Wild, Proc. Internepcon, Brighton, p .27 (1968).
- [3] D. H. Daebler, Surface Mount Technology, p. 43 (1991).
- [4] A. M. Minor and J. W. Morris, Jr., Metall. Trans. A, 31A, 798 (2000).
- [5] A. M. Minor and J. W. Morris, Jr., J. Electron Mater., 29, 1170 (2000).
- [6] H. G. Song, J. P. Ahn, A. M. Minor, and J. W. Morris, Jr., J. Electron Mater., 30, 409 (2001).

- [7] J. -H. Lee, J. -H. Park, D. -H. Shin, Y. -H, Lee, and Y. -S. Kim, *J. Electron Mater.*, 30, 1138 (2001).
- [8] A. Mei, M. Kaufmann, A. Eslambolchi, and P. Johnson, *Proc. 48th Electron. Compo. Technol. Conf., IEEE, New Jersey*, p. 952 (1998).
- [9] T. S. Laverghetta, *Microwave Materials and Fabrication Techniques*(3rd ed.), Artech House Inc., MA, p. 116 (2000).
- [10] K. J. Puttlitz, *IEEE Trans. Compon. Hybrid and Manuf. Technol.*, 13, 647 (1990).
- [11] A. Zribi, R. R. Chromik, R. Presthus, J. Clum, K. Teed, L. Zavalij, J. DeVita, and E. J. Cotts, *Proc. 49th Electron. Comp. Technol. Conf.. IEEE, New Jersey*, p. 451 (1999).