Pb - Sn 系はんだの組成と耐熱疲労性

曾我 太佐男*, 九嶋 忠雄*,
合田 正広*, 竹中 隆次**

Thermal Fatigue Life of Pb - Sn Alloys.

Tasao SOGA *, Tadao KUSHIMA *,
Masahiro GODA * and Takaji TAKENAKA **

* 株式会社日立製作所日立研究所 (〒319 茨城県日立市久慈町4026)

** 株式会社日立製作所神奈川工場 (〒259 神奈川県秦野市堀山下1)

* Hitachi Research Laboratory, Hitachi, Ltd. (4026 Kujimachi, Hitachi-shi, Ibaraki 319)

** Hitachi Kanagawa Works, Hitachi, Ltd. (1 Horiyamashita, Hadano-shi, Kanagawa 259)

概要 Pb - Sn 系はんだの組成と熱疲労寿命との関係を2つの異なる評価方法：温度サイクル試験時のひずみ速度を模擬した引っ張り試験（低サイクル疲労寿命予測）、および継手モデル試験で検討した結果、組成に対する耐熱疲労性について一致した結果を得た。すなわち、 α 固溶体系（0～19.5wt % Sn）の寿命はPbに富むほど大であり、共晶系（19.5～97.5wt % Sn）では共晶組成で寿命は短く、亜共晶のPb - 50wt % Sn前後で最大寿命を示し、過共晶のPb - 75wt % Snの寿命も大である。また、純Snの寿命も大である。組成と熱疲労メカニズムの関係について考察すると、 α 固溶体系において純Pbに近いほど寿命が大となる理由はPb本来の軟らかさと韌性による。逆に、純Pbから遠ざかるとPbの性質が消え、 α 固溶体中に脆い β 粒が析出するため、伸び、絞り低下して寿命が低下する。亜共晶系においてPb - 50wt % Sn前後で寿命が最大となる原因は、分散した初晶 α の優れた変形能と微細な共晶のすべり変形能（超塑性変形）による。Pb - 75wt % Sn前後で比較的使用寿命が大である主要因は、微細な共晶の回転すべり変形以外に、強いせん断応力を伴う初晶 β の亜粒界すべり変形作用によると思われる。なお、低サイクル疲労寿命予測法は、試料作製時の冷却速度、試験時のひずみ速度を考慮することにより、はんだ材の簡便な評価選定法として有効である。

Abstract

The relationship between composition of Pb-Sn alloys and thermal fatigue lifetime was clarified by two different methods; estimation method from tensile properties of bulk solder and thermal fatigue test of joint model. This system alloys consist of 3 regions in phase diagram; α -Pb solid solution (Sn: 0~19.5wt%), eutectic (Sn: 19.5~97.5wt%) and β -Sn solid solution (Sn: 97.5~100wt%) and they show the maxima of the thermal fatigue lifetime at pure Pb, Pb-50wt % Sn, Pb-75wt % Sn and pure Sn. The lifetime of α -solid solution is longer at the higher content of Pb. The longer fatigue lifetime depends on the softness and ductility of the α -solid solution. As the content of Sn in α -solid solution increases, the fatigue lifetime is reduced by the precipitation of β -crystals from α -solid solution. The Pb-50wt % Sn shows the longest lifetime because of fine grains of eutectic solder and ductility of α -Pb initial crystals. The Pb-75 wt % Sn and pure Sn also have relatively long lifetime. The main reason for the long lifetime of Pb-75wt % Sn is considered to be sliding of fine β -Sn crystals and its large shearing stress together with the deformation of fine eutectic solders. It is also concluded that the thermal fatigue lifetime can be estimated well from the tensile properties of bulk solder through the consideration of the cooling rate during casting and the strain rate in tensile tests.

1. ま え が き

電子部品の小型、軽量化に伴い、面実装を主体とする高密度実装の要求が高まり、はんだ材料の最適設計とその寿命予測が重要になってきた。はんだは常温でも再結晶するほどの活性化状態にあるため、組成によっては温度¹⁾、ひずみ速度²⁾の変動に対して機械的性質が著しく変化する。

今日、LSI (Large Scale Integrated Circuit) のフリップチップ接続から、各種電子部品等のプリント配線板への接続、実装に至るまで、Pb-Sn系はんだが広範囲に使用されているが、はんだ組成と熱疲労寿命との関係は必ずしも正しく把握されているとはいえない。まして、組成と熱疲労メカニズムの関係の検討はほとんど成されていない。Pb-Sn系の比較的広範囲の組成域で低サイクル疲労寿命、熱疲労寿命を評価した例として、①ダイボンディングの温度サイクル試験〔共晶系 (19.5 ~ 97.5wt % Sn) の中で局部的に寿命の優れた領域があり、Pb-50wt % Snが α 固溶体系 (0 ~ 19.5wt % Sn) の代表であるPb-5wt % Snより約一桁優れる〕³⁾、②フリップチップモデルの温度サイクル試験〔 α 固溶体系ではPbに富むほど寿命は優れ、共晶系のPb-35wt % SnはPb-5wt % Snより若干優れる〕⁴⁾、③バルク材のせん断ねじり疲労試験〔①および②の結果とは逆に、 α 固溶体系のPb-5wt % Snが共晶系のPb-60wt % Snより優れる〕⁵⁾等がある。しかし、Pb-Sn系全体にわたる統一したデータは知られていない。

また、実際のはんだ付け継手の熱疲労現象をバルク材の低サイクル疲労試験で模擬するには、1) はんだ casting 時の冷却速度をはんだ付け条件に一致させた結晶粒度の制御⁶⁾、および2) 低サイクル試験時のひずみ速度を温度サイクル試験時のそれに一致⁷⁾させることが必要条件であるが、③の場合には上記1)、2) の条件を満たしていない。

本報告では、Pb-Sn系はんだの全組成域で、継手モデルの温度サイクル試験、および、はんだ付け時の冷却速度と温度サイクル試験時のひずみ速度を模擬した引っ張り試験 (低サイクル疲労寿命予測) の2つの異なった評価判定方法を用いて、はんだ組成

と熱疲労寿命との関係、および、劣化メカニズムとの関係を明らかにすることを目的とした。

2. 実験方法

Table 1 は試験片形状の詳細と評価法を示す。同表中(a)継手モデルおよび(b)フリップチップモデルは、温度サイクル試験による熱疲労寿命を評価するために用い、(c)引っ張り試験モデルは、バルク材の機械的特性から得られる低サイクル疲労寿命を評価するために用いた。なお、 casting 時の冷却速度および引っ張り試験時のひずみ速度を、それぞれ実サンプルのはんだ付け条件および温度サイクル試験時の最大ひずみ速度に一致させ、結果の解析には Manson の式⁸⁾を用いた。

2.1 継手モデルの温度サイクル試験

表面にNiめっき (厚さ7 μ m) を施した直径11.2mm、長さ20mmのCu (熱膨張係数 $\lambda=17.5 \times 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$) およびFe-Ni-Co ($\lambda=4.5 \times 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$) 間に0.1mmに圧延した各組成のはんだはくをはさみ、水素雰囲気中で接合した。各組成のはんだはく作製に用いたPb、Snの純度はそれぞれ99.99wt %である。試料の洗浄にはトリクロロエチレンを用い、はんだ付け後のボイド率は5%以下である。また、熱疲労によるはんだクラックは継手モデルの外周部から内部に進展する。そこで、熱疲労劣化の定量評価は一定温度サイクル経過後に引っ張り破断させ、初期強度に対する強度比で行った。

2.2 フリップチップモデルの温度サイクル試験

フリップチップモデルの温度サイクル試験におけるはんだ組成と熱疲労寿命に関しては、すでに報告⁴⁾されている。ここではPb-60wt % Sn 共晶系のデータを追加し、熱疲労メカニズムを中心に検討した。

なお、上記の温度サイクル加速試験は半導体分野で一般に使用されている条件で、最高温度が150 $^{\circ}\text{C}$ 、最低温度がフリップチップモデルの場合-25 $^{\circ}\text{C}$ 、継手モデルの場合には-55 $^{\circ}\text{C}$ である。

2.3 引っ張り試験による低サイクル疲労寿命予測

純度がそれぞれ99.99wt %のPb、Snを目的の組成

Table 1 Sample configuration and evaluation test.

	(a) Joint model	(b) Flip chip model	(c) Tension model of bulk
Sample configuration
Evaluation test	<div>Thermal cycle test -55°C ↔ R.T. ↔ 150°C</div> <div>↓</div> <div>Tensile test (0.5mm/min)</div>	<div>Thermal cycle test -25°C ↔ R.T. ↔ 150°C</div> <div>↓</div> <div>Electrical resistance check</div>	<div>Low-cycle fatigue life estimation by Manson's equation</div> $\Delta \epsilon_t = 3.5 \frac{\sigma_B}{E} N_f^{-0.12} + \left\{ \ln \frac{1}{1 - \phi} \right\}^{0.6} N_f^{-0.6}$ <div>Nf : Number of cycles to failure $\Delta \epsilon_t$: Total strain range σ_B: Ultimate tensile strength E: Young's modulus ϕ: Reduction of area</div>

に秤量し、縦型エレマ炉を用いてアルゴンガス不活性雰囲気中の黒鉛るつば中で溶解し、直径7mmの鋳型に鋳込んだ。冷却速度の制御は、カーボン鋳型をヒータに載せて行った。

はんだ付けの実サンプルを模擬できるはんだバルク材を作るには、鋳込時の冷却速度を0.4°C/s（雰囲気炉を用いたリフロソルダリング、ウェーブソルダリング）～10°C/s（赤外線を用いたリフロソルダリング）の範囲に制御する必要がある。本実験ではこの範囲にある1°C/sの冷却速度で鋳込んだ。鋳込後は熱影響、加工硬化の影響が残らないように、高精度切削加工し、Table 1に示した試験片に仕上げた。

温度サイクル加速試験における継手モデルの最大ひずみ速度、およびフリップチップ、プリント配線板等の実サンプルはんだ付け継手の最大ひずみ速度として、温度勾配の実測とひずみの概略計算の結果、 $1 \times 10^{-4}/s$ （フリップチップ）～ $3 \times 10^{-4}/s$ （継手モデル）を得た。なお、最大ひずみ速度とは、高温（150°C）から低温に変化するとき最大の温度勾配（例えばフリップチップの場合：0.4°C/s）で発生

した継手のひずみ速度である。そこで引っ張り試験は、 $3 \times 10^{-4}/s$ のひずみ速度に相当する引っ張り速度の換算値0.5mm/minの条件で行った。ヤング率は、標点位置に突起を設け、変位を電気変換して測定した。

Pb-Snはんだ組成域を、2元系状態図（後述のFig. 4）の183°Cにおける組織分類に従い、便宜上、 α 固溶体系（0～19.5wt % Sn）、共晶系（19.5～97.5wt % Sn）および β 固溶体系（97.5～100wt % Sn）の3つに分類した。

3. 実験結果

3.1 温度サイクル試験による熱疲労寿命

3.1.1 継手モデル

Fig. 1は温度サイクル経過後の引っ張り強度により評価した耐熱疲労性を示し、縦軸は初期強度に対する温度サイクル経過後の強度比である。Fig. 1より、各はんだ組成について90%のクラック進展率（強度比：10%）における寿命を求めて、Fig. 2に□印で示した。

Fig. 1 Tensile strength of Pb-Sn alloys after thermal cycles.

Fig. 2 に示した (a) の曲線より、熱疲労寿命の大きい順は Pb-60wt % Sn > Pb-1wt % Sn > Pb-3wt % Sn > Pb-5wt % Sn > Pb-10wt % Sn である。すなわち、共晶点近傍組成である Pb-60wt % Sn の寿命は大である。他方、 α 固溶体系においては、Pb に富むほど寿命は大であることがわかる。

3.1.2 フリップチップモデル

Fig. 2 に、フリップチップモデルにおけるはんだ組成と熱疲労寿命の関係 (b) ⁴⁾ を Δ 印で示した。 α 固溶体系では Pb 濃度が増すほど熱疲労寿命は大、共晶系の Pb-60wt % Sn の寿命も大であり、継手モデルと類似の結果が得られている。なお、フリップチップ構造においては最外周のはんだバンプの断線で寿命が決まる。Table 1 より、チップ中心と最外周はんだバンプとの距離 (3.8mm) に対してバンプ継手長さ (0.15mm) は約 4 % であり Δ 印の結果はクラック進展率 (クラック長さ比) 4 % にあたる。このようにクラック進展率が小さいためか、もしくは、バンプに作用する応力的要因のためか、フリップチップ構造の組成に対する寿命依存性は、他の判定法と比べて差が小さい。また、0 ~ 60wt % Sn 範囲で比較 (○印: $\Delta \epsilon_t = 0.03$ と仮定) しても、寿命予測結果 (c) は継手モデル (□印) の温度サイクル試験結果 (a) にほぼ一致している。この結果、低サイクル疲労寿命予測法は温度サイクル試験とほぼ等価に

Fig. 2 Relation between composition of Pb-Sn alloys and thermal fatigue life.

なっていることがわかった。

3.2 温度サイクル試験による破壊メカニズム

Table 2 は、 α 固溶体系の代表である Pb-5wt % Sn および共晶系の代表である Pb-60wt % Sn はんだの継手モデルとフリップチップモデルにおいて、破壊モードとクラック進展の特徴を整理したものである。

3.2.1 継手モデル

Pb-5wt % Sn はんだ中のクラックは、Table 2 の写真に示す通り、はんだとの熱膨張差のある Fe-Ni-Co 界面に近い α 粒内を写真右側からクラックが平面状に進展して、クラック終端で 20 ~ 30 μ m の α 粒が観察される。 α 粒径は数 10 μ m に達しているの、平面状に進展することは粒内を貫通していることを意味する。

Pb-60wt % Sn はんだは、Table 2 の写真に示した通り再結晶し、再配列とともに粗大化している。この継手構造では、粗大化した共晶の α 粒と β 粒がせん断変形に対して直角に、細長く、柱状に再結晶してくる。この場合、空隙を作らないように、結晶粒同士はすべりながら連続性を保つ必要がある。両固溶体の活発な拡散と結晶粒のすべり変形との整合作用が、結晶粒の粗大化と配向性をもたらしたと考える。

Table 2 Thermal fatigue failure mode and feature of α -solid solution (Pb-5wt%Sn) and eutectic solders (Pb-60wt%Sn).

Sample	(a) Joint model		(b) Flip chip model	
Composition	Pb-5wt%Sn	Pb-60wt%Sn	Pb-5wt%Sn	Pb-60wt%Sn
Cross-section of crack propagation	Fe-Ni-Co	Fe-Ni-Co	Si	Si

Grain growth	a little change	Recrystallization and rearrangement	a little change	Recrystallization with large grain size
Crack point	near Fe-Ni-Co	near Fe-Ni-Co	near Si	near Si
Characteristic of crack propagation	plainly into α -grain	sharply into α -grain growing along to the interface	into α -grain	along to the grain boundary

結晶粒が粗大化すると耐クリープ性は向上^{6),9)}するので、はんだ自体は外圧に逆らって変形を阻止する組織となる。Pb-60wt % Sn 中のクラックは、はんだとの熱膨張係数の差が大きい Fe-Ni-Co 界面に沿って長く形成され、 α 粒内を貫通している。したがって、破壊モードは、 α/β 粒界に沿った分散型クラック破壊から、接合界面に形成された粗大な α 粒内を貫通する集中型クラック破壊に移ったと考える。クラックは硬くて脆い β 粒〔マイクロビッカース硬さ:HV (10g) 10.2〕よりも、変形しやすい α 粒〔HV (10g) 5.6〕内を選択的に進むものとする。このような破壊モードは他にも報告^{3),9)}されている。

3.2.2 フリップチップモデル

チップ最外周バンプにおける Pb-5wt % Sn はんだは、Table 2 の写真からわかるように、高温 $\rightleftharpoons$ 低温の変化によりバンプの内外側でクラックが交互に進み、バンプ中心で破断する。クラック進展メカニズムは、クラックがほぼ直線的であることから、 α 粒内の貫通であると考えられる。

フリップチップ構造の Pb-60wt % Sn 共晶系はんだの場合、結晶粒は大きく成長するが、継手モデルおよびダイボンディング³⁾試料のような、継手面に垂直に α 粒と β 粒が交互に並んだ組織ではない。この原因は、フリップチップ構造の有限要素法解析による主応力分布¹⁰⁾から判断すると、せん断応力以外に曲

Fig. 3 Deformation of Pb-60wt%Sn solder bumps of flip chip joint during thermal cycles.

げ応力が強く作用する応力場の影響と思われる。主なクラックは Si チップ側で起きているが、Pb-5wt % Sn はんだのように集中的な進展ではなく、広範囲に結晶粒界に沿って分散した進展である。

Fig. 3 は、Table 2 に示した温度サイクル試験後の Pb-60wt % Sn 共晶系はんだバンプ表面の SEM

拡大写真である。同図中の写真中央部を横断した白線はXMAによるSnのライン分析位置を示し、波形はSnの濃度分布を示す。この写真より、Pb-60wt % Sn 共晶系はんだは温度サイクル時の変形、粒界はく離等による結晶粒界の明瞭化および α 粒の変形（写真中央部のしわ模様、右下部の塑性変形）が起きていることがわかる。このように、Pb-60wt % Sn 共晶系はんだの熱疲労寿命が向上する理由は、Siチップ側のクラック進展部だけではなく、バンプ全体の変形によると思われる。

3.3 引っ張り試験による低サイクル疲労寿命予測

3.3.1 低サイクル疲労寿命予測法の概要

高温状態における大きな変形による金属の破断サイクル（Nf）は、初期引っ張り試験の全ひずみ量（ $\Delta \epsilon_i$ ）、引っ張り強さ（ σ_B ）、ヤング率（E）および絞り（ ϕ ）により、式(1)で表されることが、Mansonにより示されている⁸⁾。

$$\Delta \epsilon_i = 3.5 \frac{\sigma_B}{E} N_f^{-0.12} + \left\{ \ell_n \frac{1}{1 - \phi} \right\}^{0.6} N_f^{-0.6} \dots (1)$$

Pb，Snは常温で再結晶温度以上にあるため、鉄系金属に例えれば赤熱の高温状態と類似した機械的性質を、常温で示すことが予想される。そこで、バルクはんだの常温の機械的性質から、低サイクル疲労寿命の予測を行った。

1000サイクル前後で断線するレベルの低サイクル疲労においては、式(1)の右辺の絞り（ ϕ ）が寿命（Nf）に大きく寄与する。各はんだ組成に対して、 $\Delta \epsilon_i$ 一定で破断すると仮定すれば、絞り ϕ が大きくなる組成ほどはんだの寿命Nfは大きくなることが予想される。

温度サイクルの平均温度は室温に近いことから、寿命予測には室温のデータを適用し、はんだの耐熱疲労性をバルク材の室温での機械的性質から予測できればはんだ組成選定の簡易判定法として活用できる。

3.3.2 低サイクル疲労寿命予測結果

Fig. 4は、Pb-Snはんだ組成と室温における機械的特性（引っ張り強さ σ_B 、絞り ϕ 、ヤング率E）の関係を示す。Fig. 4の各データを式(1)に代入[ここでは、ダイボンディング試験の際の寿命評価基準（熱抵抗が初期値の1.5倍）³⁾に合わせて、 $\Delta \epsilon_i = 0.025$ とした]

Fig. 4 Tensile properties for Pb-Sn alloys at room temperature.

すると、Fig. 5に示すPb-Sn組成に対する寿命予測曲線が得られる。組成に対する寿命予測結果は、

Fig.5 Estimation of low-cycle fatigue life of Pb-Sn alloys.

図中に示したダイボンディング³⁾による温度サイクル試験結果と比較して、広範囲の組成域にわたりよく一致している。なお、Fig. 4 の●印は圧延加工材のデータ¹¹⁾ (ひずみ速度は実サンプルに等しい) である。引っ張り強さは組成に対し鑄込材と同じ傾向を示すが、絞りは α 固溶体系においてPbに富むほど低下する現象を呈し、鑄込材と正反対の特性を示す。この原因は、 α 固溶体系においては、絞りが加工硬化の影響を受けやすいことによると考える。したがって、圧延加工材を用いた試験片による寿命予測は意味がないものと考えられる。

次に Fig. 5 で組成の影響を見ると、 α 固溶体系ではPbに富むほど寿命が大である。一方、共晶系では共晶組成で寿命は短く、亜共晶のPb-50wt % Snは、過共晶のPb-75wt % Snよりも寿命が大となり、結果的に共晶組成を除く広範囲の組成域で寿命が大で安定している。また、 β 固溶体系では純Snの寿命も比較的大きい。

3.4 はんだ組成と破壊現象の組織的考察

Pb-Sn系はんだの組成と組織の関係はよく知られている¹²⁾。しかし、組織と疲労による破壊メカニズムとの関係はあまり検討されていない。ここでは、低サイクル疲労寿命予測値が温度サイクル試験結果を再現していることから、寿命予測に用いた試験片の破断部近傍を取り出し、熱疲労時の寿命に影響を与える組織の形態と変形メカニズムについて考察した。

Fig. 6 は Pb-Sn 系はんだ組成に対する引っ張り破

断部近傍の組織写真を示す。

3.4.1 固溶体系 (Sn: 0~19.5wt%)

α 固溶体系では、純Pbに近い組成ほど α 粒は粗大で、Fig. 4より強度が小さく、絞りに優れることから、Pb本来の軟らかさと靱性が寿命に大きく寄与しているものと考えられる。Pbに富む組成の破壊は、Fig. 7 (a) の変形モデルのように粒内すべりによる破壊¹³⁾が主と考える。

Sn濃度を増していくと、Fig. 6の写真のように α 粒は細くなり、 α 固溶体の素地の粒内、粒界に局所的に硬い β 粒が活発に析出してくる (Fig. 6のPb-10wt % Sn, Pb-15wt % Sn拡大写真参照。特に、Pb-15wt % Sn前後の組成では β 粒が均一に分散析出している)。このため、 α 粒内ではすべりにくくなり、はんだの強度は増しても伸び、絞りが低下 (Fig. 4)して、低サイクル疲労寿命が低下したと推定する。

3.4.2 共晶系 (Sn: 19.5~97.5wt%)

共晶域に入ると、初晶 α が形成された後、周囲に共晶 ($\alpha+\beta$) が形成される。

Fig. 5に示した10~15wt % Snを境に寿命の極小値が認められる理由は、前述の α 固溶体系と共晶系との組織形成の差異に起因していると考えられる。

Fig. 6のPb-30wt % Sn, およびPb-40wt % Snの断面写真をみると、黒く写る比較的大きな初晶 α は引っ張り方向に変形している。同じ亜共晶でもこの領域の組成が共晶点近傍の組成 (50~60wt % Sn) に比べ寿命に劣る原因は初晶 α が多く、微細な共晶層が少ない構成に起因しているものと思われる。

40~61.9wt % Snの共晶点近傍になると、Sn濃度が増すほど初晶 α は少なく、かつ方向性がなくなる。微細な共晶の中に軟らかい少量の初晶 α が混ざり合うと、共晶結晶粒 (α/β) のすべり変形 [Fig. 7 (b) の変形モデル¹⁴⁾] が容易になり、伸び、絞りに優れ (超塑性現象)²⁾で、寿命が向上したと考える。

さらにSn濃度を増し、過共晶のPb-65wt % Snでは、伸び、絞りが一時的にかなり落ちこむ。この原因はマクロ粒界の形成に関係していると考えられる。すなわち、初晶 β は、Fig. 4に示したPb-95wt % Snの機械的性質から推測できるように、脆くて変形性に劣るものである。このため、量的には少なくとも初晶 β の分散析出状態によっては脆化が予想される。

Fig. 6 Relation between composition and structure of Pb-Sn alloys at failure point.

Fig. 7 Deformation mechanism of Pb-Sn alloys.

Fig. 8 に示したように、網目状のマクロ粒界に沿った破壊（欠陥）が認められること、およびマクロ粒界部に沿って、 β 粒が連結状に成長して網目を形成していること等の事実から考察すると、Pb-65wt % Sn の劣化原因は、この脆弱な β 粒に起因していると考ええる。

さらに Sn 濃度が増した Pb-75wt % Sn の寿命は比較的大である。Fig. 6 の低倍率写真観察では、Pb-65wt % Sn のような網目状のマクロ粒界は存在せず、初晶 β が集合した、方向性のある細長い結晶が認められる。白く写る初晶 β は引っ張り方向に変形し、微細な共晶が変形しながらその間隙を埋めている。寿命向上の理由は明確ではないが、Fig. 9 の拡大写真で細かく観察すると、成長した初晶 β は2～3個に分割され、亜粒を形成している。変形に対して抗力のある（Fig. 4）亜粒の粒界すべり変形〔Fig. 7（c）のモデル〕と微細共晶の変形能による組み合わせ効果が寿命を比較的に長くしている要因と推定する。

Sn 濃度がさらに増した Pb-85wt % Sn および Pb-95wt % Sn では、微細な共晶の中に粗大化した初晶 β が存在する海島構造となる。このため、初晶 β は変形できなくても、 β 界面で潤滑剤の役目をしている共晶が変形する〔Fig. 7（d）のモデル〕。したがって、Sn 濃度が 97.5wt % に近づくにつれ潤滑の役割の共晶組織が減ってくるため、絞りは大幅に低下してくる。

Fig. 8 Structure of Pb-65wt%Sn solder at the failure point. (grain-boundary breakage)

Fig. 9 β -Sn grains with eutectic solder in Pb-75wt%Sn solder.

3.4.3 β 固溶体系（Sn：97.5～100wt %）

β 固溶体系では粒子間の回転は起こりにくく、また変形能にも劣るため、低い伸び、絞りを呈する。純 Sn に近づくにつれ、固溶している Pb が少なくなるため、 β 固溶体の粒内変形性は良くなり、伸び、絞りに優れてくる現象は α 固溶体系の場合と類似する。純 Sn は軟らかい靱性のある粗大な結晶組織で、室温では絞りに優れることから、寿命も比較的大である。

4. むすび

Pb-Sn 系はんだの組成と熱疲労寿命との関係を2つの異なる評価方法（継手モデル、低サイクル疲労

寿命予測)で明らかにし、組成変化に伴う組織と熱疲労メカニズムの関係について以下の結論を得た。

- 1) 耐熱疲労性は、評価法によらず組成に対して同一傾向を示した。共晶系では初晶 α を析出する亜共晶では、Pb-50wt % Sn前後で最大寿命を示し、初晶 β を析出する過共晶では、Pb-75wt % Sn前後でも比較的大きな値を示した。また純Pbおよび純Snの寿命も比較的大である。
- 2) α 固溶体系で純Pbに近いほど寿命が大になる原因は、Pb本来の軟らかさと靱性によるもので、Sn濃度の増加に伴う寿命低下の原因は、 α 粒内での β 粒の析出による変形能の低下に起因する。
- 3) 亜共晶系のPb-50wt % Sn前後で寿命が最大になる原因は、軟らかい小粒な初晶 α の適度な分散効果と微細な共晶の回転すべり変形作用によると考える。
- 4) 過共晶系のPb-75wt % Sn前後で比較的寿命が大で、強度が大である主要因は、初晶 β の亜粒界すべりの強い抗力と微細共晶の変形能によると思われる。
- 5) バルク材を用いた疲労寿命予測法は、試料作成時の冷却速度、試験時のひずみ速度を考慮することにより、はんだ材の簡便な評価選定法として有効である。

4. 謝 辞

本研究に際し、ご協力いただいた日立製作所神奈川工場 小林二三幸氏、および日立研究所 沢畠 守氏に感謝します。

(1989.7.31-受理)

文 献

- 1) 曾我：“はんだ材料”，日立製作所半導体事業部，表面実装形LSIパッケージの実装技術とその信頼性向上，技研情報センター，pp. 354-378 (1988)
- 2) M.M.I.Ahmed et al.：“Ductility of the super-

- plastic Pb-Sn eutectic at room temperature”，J. Materials Science Letters, **2**, pp. 59-62 (1983)
- 3) H. Inoue et al.：“Pb-Sn solder for die bonding of silicon chips”，IEEE Tr. Components, Hybrids, and Mfg., technol. CHMT-9, **2**, pp. 190-194 (June 1986)
- 4) T. Takenaka et al.：“Reliability of flip-chip interconnections”，Proc. Int. Microelectronics Conf., pp. 419-423 (Sep. 1984)
- 5) 北野 他：“Pb-Sn系はんだのねじり塑性疲労に及ぼす塑性と温度の影響”，日本機械学会講演論文集，No. 830-10, pp. 125-127 (1983)
- 6) A. Juhasz et al.：“Superplastic indentation creep of lead-tin eutectic”，J. Materials Science Letters, **5**, pp. 35-36 (1986)
- 7) 佐藤 他：“Pb-Sn系はんだの鑄造組織と引張特性”，日本金属学会誌，**49**, 1, pp. 26-33 (1985)
- 8) S. S. Manson：“Fatigue-complex subject - some simple approximations”，Experimental Mechanism, **5**, pp. 193-226 (Jul. 1965)
- 9) T. Soga et al.：“Evaluation of reliability on soldered joints of flat packed LSI”，Proc. 23rd Semiconductor and Integrated Circuit Symp., Tokyo, pp. 96-101 (Nov. 1982)
- 10) 曾我 他：“樹脂被覆補強型高信頼フリップチップ実装の開発”，信学論 (C)，J70-C, **12**, pp. 1575-1582 (1987-12)
- 11) 西畑 他：“Pb-Sn二元合金の引張強さ，伸びに及ぼす引張速度の影響”，材料試験技術，**25**, 1 pp. 31-37 (Jan. 1980)
- 12) はんだ付技術編集委員会編：“エレクトロニクスのはんだ付”，総合電子出版社，p. 42 (1975)
- 13) K. L. Murty：“Grain boundary sliding and viscous glide mechanism of high temperature creep in Pb6 % Sn”，Scripta Met., **7**, (1973)
- 14) M. F. Ashby et al.：“Diffusion accommodated flow and superplasticity”，Acta Met., **21**, p. 149 (1973)