はんだにおける非弾性挙動と疲労き裂の発生・進展*

宇佐美 三郎**, 堀野 正也**, 保川 彰夫***, 金井 紀洋士***

Inelastic Behavior and Fatigue Crack Initiation and Growth in Solders*

by USAMI Saburo**, HORINO Masaya**, YASUKAWA Akio*** and KANAI Kiyoshi***

Thermal cycling of an electronic assembly produces repeated inelastic strains in solder joints, which may cause thermal fatigue cracks to initiate and grow in a solder. The stress-strain relationship, creep deformation and stress relaxation in 37Pb63Sn, 50Pb50Sn and 90Pb10Sn were measured at various temperatures. Micro-crack initiation and growth behavior in plain specimens of the solders were observed under low-cycle fatigue and creep-fatigue at elevated temperatures. Even at room temperature, strain rate dependency of stress, creep deformation and stress relaxation in the solders were noticeable. Therefore, elements joined by solder are considered expanding freely at elevated temperatures, which results in a large shear strain in solders. Micro-cracks initiated at an early stage and their growth rates dominated the fatigue life of the specimen. The fatigue crack growth rate in 50Pb50Sn was much lower than in 90Pb10Sn and 37Pb63Sn. A slow tensile and fast compressive strain-wave caused a higher crack growth rate than a slow tensile and slow compressive one at elevated temperatures. Cracks 0.1 mm long existed at from 1/20 to 1/10 of the failure life of plain specimens. Above this size the fatigue crack growth rate had a good relationship with the strain intensity factor in different strain ranges. The strain intensity factors of cracks in die bondings were calculated using a low elastic modulus value for the solder. Also, the fatigue crack growth behaviors were calculated using the strain intensity factor values and fatigue crack growth rate of the solders at the maximum temperature of thermal cycling. This simulation gave a good approximation to the measured crack behavior in the thermal fatigue of the die bondings.

Key Words: solder, thermal fatigue, crack initiation, crack growth, strain intensity factor, creep-fatigue, stress relaxation

1. 緒 言

はんだは電気や熱の伝導を目的に2部材を接合する手段として多用される。とくに、線膨張係数の異なるAl, Cu等の金属導体と Al_2O_3 , Si, AlN等のセラミック絶縁体との接合に用いられており、被接合部材間の熱変形差をはんだの低強度・高延性を利用してせん断変形で吸収し、部材内に高応力の発生することを防いでいる。しかし、発熱量が大きいパワーエレクトロニクス部品や雰囲気温度も上昇する自動車制御装置等では、接合部のはんだが多数回の温度変化による大きな繰返しひずみによって熱疲労破壊し、機能喪失に至ることがある。そのため、電子機器の信頼性確保を目的に、はんだの高温疲労¹⁻⁷⁾およびはんだ接合部の熱疲労強度^{8,9)}の研究が活発に行われて来た。

現在実用されているはんだ接合部の疲労寿命評価法は、いずれも、はんだ接合端部に発生する繰返しひずみの大きさに着目したもので、そのひずみ値を数値計算力学による

公称値または有限要素法解析による局所最大値として求めている。一方、はんだの疲労寿命には、比較的大きな寸法の平滑試験片について得られた破壊繰返し数を採用している。しかし、はんだ接合部の熱疲労においては、寿命の初期に微小なき裂が発生⁸⁾し、そのき裂進展が接合部の破壊寿命を決定している。ひずみ勾配の大きい接合部でのき裂発生・進展挙動はひずみが一般的な平滑試験片とは異なり、上記の評価法による結果は実寿命に一致しない場合も多い。さらに、はんだ試験片の低サイクル疲労におけるき裂発生と微小なき裂の進展についての実験結果は少ない。

一方、はんだ接合部内におけるき裂の進展挙動に関する研究は活発に行われ始めている。き裂進展速度の算出法には大別して、き裂が発生する以前のはんだ層における応力・ひずみ状態から求めた損傷関数に基づく方法¹⁰⁻¹²⁾と、発生したき裂先端部の弾塑性破壊力学パラメータであるJ積分範囲 ΔJ ^{13,14)}、クリープJ積分 C^* ¹⁵⁾、クリープJ積分範囲 ΔJ_c ¹⁶⁾、応力¹⁷⁾、ひずみ拡大係数¹⁸⁾などに基づく方法とがある。構造用金属材料の塑性疲労においても、微小なき裂は寿命の早期に発生し、き裂進展が寿命をほぼ支配する。そのため、定温塑性疲労におけるき裂進展速度をひずみ拡大係数範囲 ΔK_e ¹⁹⁻²²⁾やJ積分範囲 ΔJ ²³⁾を用いて表すことは早くから試みられている。その結果、 ΔK_e と ΔJ はいずれも有効なパラメータであり、 ΔK_e の方がやや良

*原稿受付 平成12年8月24日

**正 員 (株)日立製作所機械研究所 Member, Mechanical Engineering Research Laboratory, Hitachi, Ltd.

*** (株)日立製作所自動車機器グループ Automotive Products, Hitachi, Ltd.

好な整理結果を与える²⁴⁻²⁶⁾ことが明らかとなっている。進展挙動をシミュレートする対象であるはんだ接合部のき裂と、進展抵抗値を実験で得るための疲労試験片中のき裂は、同様の力学挙動を示す条件下において、同様の破壊力学パラメータで表示されることが望ましい。そのためには、疲労試験片におけるき裂進展抵抗値は、接合部と同じ温度履歴下の熱疲労状態で求めるのが良いが、試験は困難である。ここでは、熱疲労における破壊繰返し数が上限温度で同一のひずみ範囲を繰返した場合の破壊繰返し数にはほぼ一致する²⁷⁾との結果に基づき、高温疲労におけるき裂進展速度を進展抵抗値として用い、高温疲労と熱疲労両者の破壊力学パラメータにはひずみ拡大係数範囲 ΔK_e を用いることを試みる。なお、J積分範囲 ΔJ の値は材料の変形抵抗値に強く依存し、はんだは温度によって変形抵抗値が大きく変化するため、高温疲労と熱疲労では同一のひずみ範囲に対して全く異なる値となるから、このような評価には適さないと考えられる。

はんだは構造用金属材料に比して融点に近い温度域で使用されるため、本実験でははんだの低速繰返し応力-ひずみ関係、クリープひずみ、応力緩和挙動およびクリープ疲労き裂進展挙動も明らかにする。さらに、これら結果と前報²⁸⁾のひずみ解析法とから、ダイボンディング部熱疲労き裂のひずみ拡大係数範囲 ΔK_e を簡易的に計算し、平滑試験片の高温塑性疲労試験で得られた微小き裂の進展速度の値を用いて進展挙動をシミュレートし、実接合部についての熱疲労試験結果とも比較を行う。

2. 供試はんだおよび実験方法

試験に供したはんだは、3種のPb-Sn系はんだ37Pb63Sn、50Pb50Snおよび90Pb10Snである。それらの固相線温度は37Pb63Snと50Pb50Snでは456K、90Pb10Snでは541Kである。試験片は、Fig. 1に示すように、(a)室温以下の温度における静的引張り強度を求めるための平板試験片と、(b)室温以上の温度における引張り-圧縮繰返しひずみ下の応力挙動、疲労寿命およびクリープ変形を計測するための中実丸棒試験片、の2種である。平板試験片は板厚6mmの平板に鋳込んで室温に冷却したあと、423Kで1h保持しその後約 -0.02K/s の速度で徐冷した。また、繰返しひずみ試験片は、直径35mmの鋳型に鋳込んだあと、そのまま約 -0.02K/s の速度で徐冷した。これら熱履歴はリフロー炉の冷却過程を参考にしたもので、結晶組織が実接合部に近くなることを意図している。その後試験片を機械加工して室温に保管し、試験は1~6ヶ月後に実施した。

Fig. 1 (a)の静引張り試験片には、試験部の表裏にゲージ長さが6mmの低温ひずみゲージを貼付した。静引張り試験は77Kでは液体窒素中、それ以上の温度では恒温槽中で実施し、77~293Kでは液体窒素の液滴をファンに吹付けて冷風を循環させ、293K以上ではヒータによる温風を循

(a) Monotonic tensile specimen.

(b) Reversed loading specimen.

Fig. 1 Test specimens.

環させた。37Pb63Snおよび50Pb50Snについて、各種温度下で 0.2mm/min (ひずみ速度 $d\epsilon/dt$ は約 $10^{-3}/\text{s}$)の低速引張り試験とともに弾性域における負荷・除荷試験を実施し、縦弾性係数、 0.02% および 0.2% 耐力を求めた。Fig. 1 (b)の繰返しひずみ試験片は、中央部にゲージ長さ20mmの変位計を装着した状態で高周波誘導加熱コイル中に設置し、サーボ油圧試験機で試験片に種々の荷重やひずみを加えた。繰返し応力-ひずみ試験では、 0.1 または 0.001Hz の三角波ひずみを種々の大きさに10回程度繰返し、安定状態での値を求めた。このときのひずみ速度は、ひずみ振幅 0.25% の場合、それぞれ $10^{-3}/\text{s}$ 、 $10^{-5}/\text{s}$ である。クリープ変形試験、応力緩和試験のいずれにおいても、繰返し負荷状態での値を得るため、荷重またはひずみを引張り側と圧縮側に交互に繰返し保持した。低サイクル疲労試験ではひずみ速度が $10^{-3}/\text{s}$ 、クリープ疲労試験ではそれよりも低速の $10^{-4}/\text{s}$ または $10^{-5}/\text{s}$ の三角波ひずみを繰返し、間欠的に試験を中断して室温に冷却し試験片表面のレプリカを採取した。き裂が目視できる大きさとなると、その個所をそれ以前のレプリカに溯って100倍の投影器で観測し、微小なき裂の発生および進展の挙動を計測した。

3. 実験結果および考察

3.1 変形抵抗値

301Kから523Kの温度範囲で 0.1Hz と 0.001Hz の繰返し速度で得られた応力振幅とひずみ振幅の関係を37Pb63SnについてFig. 2 (a), (b)に示す。負荷速度が 0.001Hz における変形抵抗は通常の低サイクル疲労試験の

(a) 0.1 Hz.

(b) 0.001 Hz.

Fig. 2 Cyclic stress-strain relationships of 37Pb63Sn at elevated temperatures.

速度である 0.1Hz の場合よりも大きく低下し、その程度は温度の高いほど顕著であるが、室温の 301K においても約 1/2 に低下している。図からも明らかなように、はんだは低強度であるため、0.2%耐力は弾性ひずみに比して著しく大きい塑性変形に対応する。そこで、ここでは、その 1/10 の塑性ひずみに対応する 0.02%耐力も変形抵抗の評価対象としている。

(a) Elastic modulus.

(b) 0.2% proof stress.

(c) 0.02% proof stress.

Fig. 3 Elastic modulus and proof stresses of solder measured by monotonic tensile and reversed loading.

Fig. 3 には温度と縦弾性係数 E 、0.2%耐力、0.02%耐力の関係を示す。縦弾性係数は、負荷速度 0.1Hz で塑性ひずみの小さい応力-ひずみ関係における直線の傾きから求めた。負荷速度が 0.001Hz では直線部の領域は狭く、その部分においてもクリープ変形や応力緩和の影響が考えられるため縦弾性係数の値は求めている。50Pb50Sn と 37Pb63Sn については静引張り試験で得られた値もあわせて示しており、37Pb63Sn では、縦弾性係数、耐力ともに繰返し負荷の場合に近い値である。縦弾性係数は大きいものから 37Pb63Sn、50Pb50Sn、90Pb10Sn の順である。合金成分である Pb と Sn の 293K における縦弾性係数の値はそれぞれ 14、44GPa であり、37Pb63Sn、50Pb50Sn、90Pb10Sn の 293K における測定値 35、26、18GPa は、Pb と Sn の成分比から体積比複合則を用いて算出した値の 36、32、18GPa に近い。

高温側の値を 90Pb10Sn についてみると、温度の上昇とともに縦弾性係数はゆるやかに低下して 523K では 293K の約 1/2 である。0.1Hz の繰返し速度における 0.2%耐力

は473Kからの低下が大きく、523Kと293Kでの比は約1/7となり、0.001Hzでの低下はさらに顕著である。また、90Pb10Snと37Pb63Snを比較すると、37Pb63Snの方が縦弾性係数は高く、293Kでは0.2%耐力、0.02%耐力ともに約2倍である。しかし、昇温による強度低下は著しく、423Kでの37Pb63Snのそれら耐力は90Pb10Snにほぼ等しくなる。50Pb50Snは高温での耐力の低下がさらに大きい。Sn量の多い方が室温での縦弾性係数と耐力が高いが、固相線温度はSn量の多い方が低いため、固相線温度が456Kの37Pb63Snと50Sn50Pbでは固相線温度が541Kの90Pb10Snに比して高温で耐力が大きく低下すると考えられる。

室温以下に冷却した場合、37Pb63Snと50Pb50Snでは、縦弾性係数は200Kまでは緩やかに上昇するが、それ以下の温度では飽和し、77Kでの値は293Kの値の1.5倍程度である。一方、0.2%耐力は温度低下によって両者ともに顕著に上昇し、77Kでは293Kのそれぞれ2.0倍、2.5倍となる。ただ、90Pb10Snは温度依存性が顕著でなく、低温での耐力上昇は少ない²⁹⁾。

3.2 クリープ変形と応力緩和

37Pb63Snに423Kにおいて0.5MPaの引張り負荷と圧縮負荷を等しく20000sずつ繰り返し加えた場合のひずみ挙動をFig. 4に示す。初期の3000s程度までクリープひずみは減速して遷移クリープ挙動を示し、変形が約0.05%に至ったのち、20000sまでの計測期間ではほぼ一定速度の定常クリープ挙動を示している。他の条件下においても同様の挙動を示したので、ここでは、引張り圧縮交互負荷において1000s以降または0.1%以上のクリープひずみで一定速度が確認された状態でのクリープ速度を定常クリープ

Fig. 4 Creep deformation of 37Pb63Sn at 423K under reversed stress of ± 0.5 MPa.

速度とみなし、種々の温度と応力における値を測定した。

Fig. 4と材料は異なるが、90Pb10Snについてこのようにして得られた定常クリープ速度の値を応力および温度との関係でFig. 5 (a), (b)に示す。Fig. 5 (a)に示すように、423K以下の温度において、応力が約1MPa (0.2%耐力10MPaの1/10)では定常クリープ速度は応力のほぼ1乗、約5MPaでは3乗、15MPaでは10乗に比例し、高応力ほど応力の影響が大きい。応力の1乗に比例する低応力クリープは粒界や格子の拡散による拡散クリープ、高応力域

(a) Effect of stress.

(b) Effect of temperature.

Fig. 5 Effects of stress and temperature on steady-state creep strain rate of 90Pb10Sn.

の幂乗クリープは転位の移動によるクリープと理解されている。Fig. 5 (b)には温度の影響を横軸に $1/T$ (絶対温度 T) を用いて表わす。 $1/T$ とクリープひずみ速度の関係は一つの直線では表わせず、直線近似するとすれば折れ曲がり 2 直線となって、その傾きから得られる活性化エネルギーも温度・応力域で異なる値となる。この折れ曲がり点は高温ほど低応力側であり、上述の応力の幂数が急増する点にほぼ対応している。37Pb63Sn においても、室温から 423K までの温度域においてクリープひずみ速度は 90Pb10Sn と類似の応力依存性を示し、同一のクリープひずみ速度に対応する応力は 90Pb10Sn の約 2 倍であった。なお、一定荷重下での最小 (定常) クリープひずみ速度 $d\epsilon/dt$ と破断時間 t_f との間には、一般に、 $t_f = (0.02 \sim 0.15) / (d\epsilon/dt)$ の関係がある^{30,31)}から、接合部がリード等から引張り負荷を受ける場合の寿命予測にこの $d\epsilon/dt$ の値が役立つであろう。

Fig. 6 は 90Pb10Sn について種々の温度で繰返し応力緩和試験を行った結果であり、 $\pm 0.2\%$ のひずみを 1s で高速負荷したのち、それぞれ引張り側と圧縮側でひずみ保持を繰返した場合の応力緩和挙動を示す。423K では、初期負荷応力が 11MPa であるものが、10, 100, 1000s 後にはそれぞれ 5, 2, 0.6MPa へと大きく低下している。それよりも低温側の 298 K では初期負荷応力 12MPa での同じ保持時間に対応する応力は 10, 7, 4MPa で、応力緩和量は減少するが、顕著であることに変わりはない。Baker²⁾も 40Pb60Sn の 300~373K について同様の顕著な応力緩和を計測している。実際の接合部では構造的な弾性追従が存在するため、Fig. 6 のような完全ひずみ拘束の場合よりも応力の低下は若干少ないが、423 K に接合部が保持されると応力はほとんど零に近くなると考えられる。なお、ひずみ拘束状態で到達する応力は、Fig. 2, 3 に示した一定ひずみ速度でひずみを増大させて到達する応力よりも低い。たとえば、423K で $\pm 0.2\%$ の塑性ひずみが生じるように 0.001Hz (一定ひずみ速度でのひずみ増大時間 500s) で繰り

返した場合の応力は Fig. 3 (b)において 4MPa であるが、ひずみを 500s 拘束した時点の応力は Fig. 6 においてその 1/4 以下の 0.9MPa である。

3.3 低サイクル疲労き裂の発生と進展

90Pb10Sn, 50Pb50Sn および 37Pb63Sn の中実丸棒試験片について、423K で $d\epsilon/dt = 10^{-3}/s$ の対称三角波ひずみ制御疲労試験を実施した。試験結果を Fig. 7 (a)~(c)に示す。き裂発生繰返し数 $N_{c,2a=0.1mm}$ は試験片表面に長さ $2a = 0.1mm$ の最大き裂が発生した繰返し数、破壊繰返し数 N_f はき裂が進展 (表面き裂長さ $2a$ が約 10mm) して引張り側の応力が安定状態から 25%低下した繰返し数である。き裂は寿命のきわめて早期に発生しており、いずれのはんだにおいても、破壊繰返し数 N_f が 10^3 程度ではき裂発生繰返し数 $N_{c,2a=0.1mm}$ は N_f の約 1/20, N_f が 10^4 以上では約 1/10 である。また、き裂の形状を数種の試験片について計測したところ、隣接き裂と合体した直後を除き、き裂深さと表面き裂半長 a の比は 0.8~1.1 でほぼ半円形をなしていた。

Fig. 7 (a) に示すように、90Pb10Sn は全ひずみ範囲 $\Delta\epsilon_t$ が 1% において、疲労き裂発生繰返し数 $N_{c,2a=0.1mm}$ と破壊繰返し数 N_f はともに 37Pb63Sn とほぼ等しい。しかし、50Pb50Sn は、Fig. 7 (b), (c) に示すように、き裂発生、破壊繰返し数とともにこれら 90Pb10Sn, 37Pb63Sn の約 10 倍と、著しく長寿命である。同様のことは、ダイボンディング部の熱疲労寿命³⁾についても明らかにされている。Fig. 7 (b), (c) には SUS304 鋼の 823K における試験結果²⁵⁾と銅合金の 293K おける試験結果²⁶⁾もあわせて示す。SUS304 鋼のき裂発生繰返し数は $2a = 0.05mm$ のき裂が発生した繰返し数 $N_{c,2a=0.05mm}$ である。負荷パラメータを全ひずみ範囲 $\Delta\epsilon_t$ で表すと材料による差は比較的小さく、これら SUS304 鋼と銅合金のき裂発生繰返し数は 50Pb50Sn に近く、破壊繰返し数は 90Pb10Sn, 37Pb63Sn と 50Pb50Sn の間に位置している。

破壊に導いた主き裂が微小な状態における拡大写真の例を Fig. 8 (a), (b) に示す。Fig. 8 (a) に示す写真は、50Pb50Sn について、423K で $\Delta\epsilon_t = 1\%$ のひずみを、 $d\epsilon/dt = 10^{-3}/s$ の対称三角波で繰返した低サイクル疲労試験の場合である。Fig. 8 (b) に示す写真は、90Pb10Sn について、373K で $\Delta\epsilon_t = 1\%$ のひずみを、引張り側は $d\epsilon/dt = 10^{-3}/s$ 、圧縮側は $d\epsilon/dt = -10^{-4}/s$ の低速非対称三角波形で繰返したクリープ疲労試験の場合である。同一の寿命比 N/N_f では、両者のき裂挙動は類似しており、破壊繰返し数の 5% 程度で表面き裂長さ $2a$ は 20~30 μm となっている。数 μm のき裂は $N/N_f = 0$ で発生し、ここで定義した 0.1mm のき裂発生繰返し数 $N_{c,2a=0.1mm}$ も、さらに微小なき裂の進展に支配されているようである。フリップチップのはんだバンプ接合部やチップサイズパッケージのはんだボール接合部は寸法が 0.1mm オーダである。はんだボールのき裂には結晶粒径等の組織の影響のあることが考えられるが、そ

Fig. 6 Stress relaxation in 90Pb10Sn under reversed strain holding.

(a) 90Pb10Sn and 37Pb63Sn at 423 K under $d\epsilon/dt=10^{-3}/s$. (b) Number of cycles to crack initiation, $N_{c,2a=0.1mm}$. (c) Number of cycles to failure, N_f .

Fig. 7 Numbers of cycles to crack initiation, $N_{c,2a=0.1mm}$, and failure, N_f , in the solders in low-cycle fatigue and comparisons with those of copper alloy and 304 stainless steel.

の影響が本バルク試験片での微小き裂に対するものと大差ない場合には、本試験片における 0.1mm のき裂発生繰返し数 $N_{c,2a=0.1mm}$ はハンダボール部の破壊繰返し数の目安となると予想される。この点の検証は今後の課題である。

計測された 37Pb63Sn のき裂進展挙動を、423K で $d\epsilon/dt=10^{-3}/s$ の対称三角ひずみ波形を繰返した低サイクル疲労試験結果について Fig. 9 (a), (b) に示す。き裂半長 a が 0.05~0.1mm 以上では、いずれの全ひずみ範囲 $\Delta\epsilon_1$ においてもき裂長さ a の対数と繰返し数との間には直線関係がみられ、き裂進展速度 da/dN はき裂長さ a に比例すると

Fig. 8 Photographs of surface micro-cracks.

$dt=10^{-3}/s$ の対称三角ひずみ波形を繰返した低サイクル疲労試験結果について Fig. 9 (a), (b) に示す。き裂半長 a が 0.05~0.1mm 以上では、いずれの全ひずみ範囲 $\Delta\epsilon_1$ においてもき裂長さ a の対数と繰返し数との間には直線関係がみられ、き裂進展速度 da/dN はき裂長さ a に比例すると

$$da/dN = k \cdot a_e \quad (1)$$

ここに、 k は比例定数、 a_e は等価き裂長さである。等価き裂長さ a_e はき裂形状等の影響を補正した等価な無限体中の貫通き裂半長であり、応力拡大係数は $K = \sigma (\pi a_e)^{1/2}$ と表される。一方、平滑試験片で観察された表面半円き裂では、その表面き裂半長を a とすると応力拡大係数は $K = 2F\sigma (a/\pi)^{1/2}$ であり、定数 F の値はき裂全縁の平均で 1.12 である。したがって、

$$a_e = 0.51a. \quad (2)$$

Fig. 9 Relationship between number of cycles and half crack length in 37Pb63Sn ($T=423\text{K}$, $d\epsilon/dt=10^{-3}/\text{s}$).

Fig. 10 Relationship between total strain range and normalized fatigue crack growth rate of the solders and other metals.

Fig. 11 Relationship between number of cycles to failure of plain specimen and normalized fatigue crack growth rate of the solders in low-cycle fatigue and creep-fatigue.

式(1)の比例定数 k は、Fig. 10 に示すように、全ひずみ範囲 $\Delta\epsilon_t$ のほぼ 2 乗に比例している。また、き裂進展が寿命を支配する低サイクル域においては、この比例定数 k は破壊繰返し数 N_f とほぼ $k=10/N_f$ の関係が SUS304 鋼について種々の温度、クリープ疲労条件下で見られ²⁵⁾、銅合金の 293K における低サイクル疲労²⁶⁾についても $k=9/N_f$ なる関係が認められている。Fig. 11 は同様の整理を本供試材はんだについて行ったもので、はんだの種類および疲労、クリープ疲労の差に関係なく、上記と類似の $k=7/N_f$ なる関係が成立っている。この関係を用いれば、破壊繰返し数のみから得られている疲労試験結果から、き裂進展速度のおおよその値が推定できる。

なお、Fig. 9 (a), (b)に見られたように、き裂半長 a が $0.05 \sim 0.1\text{mm}$ 以下においては、き裂進展速度が式(1)の関係よりも大きい。これは微小き裂の特徴で、材料の結晶粒程度以下の寸法では結晶粒界からの拘束作用を受けないためと考えられる。供試材の平均結晶粒半径は約 0.075mm であった。

塑性疲労におけるき裂進展速度を表すパラメータには J 積分範囲 ΔJ とひずみ拡大係数範囲 ΔK_e が提案されているので、以下にはそれらを用いたデータ整理を試みる。全ひずみ理論に従う材料のひずみが下記の Ramberg-Osgood の変形則に従うものとする。

$$\epsilon_{ta} = \epsilon_{ea} + \epsilon_{pa} = \sigma_a/E + (\sigma_a/A)^{1/n} \quad (3)$$

ここに、 σ_a は応力振幅、 ϵ_{ta} 、 ϵ_{ea} 、 ϵ_{pa} はそれぞれ全ひずみ、弾性ひずみ、塑性ひずみの振幅で、 E は縦弾性係数、 A 、 n

Fig. 12 Arrangements of low-cycle fatigue crack growth rate with inelastic fracture mechanics parameters.

は定数である。37Pb63Snの423K, $d\epsilon/dt=10^{-3}/s$ 対称三角ひずみ波形では $A=16.65$, $1/n=12.5$ ($n=0.08$) である。

Fig. 13 Cyclic stress-strain relationships of 37Pb63Sn and 304 stainless steel.

一様な繰返し応力・ひずみ場に微小なき裂が存在する場合のJ積分範囲 ΔJ は、き裂開口を無視すると、Fig. 12(a)に示す弾性、塑性ひずみエネルギー ΔW_e , ΔW_p を用いて次式²⁵⁾で表される。

$$\Delta J = 2\pi [\Delta W_e + f(n)\Delta W_p] a_e$$

$$f(n) = (n+1) [3.85 (1-n) / \sqrt{n+\pi n}] / 2\pi \quad (4)$$

$$\Delta W_e = (\Delta \sigma)^2 / 2E, \quad \Delta W_p = \Delta \sigma \Delta \epsilon_p / (n+1)$$

ここに、 $\Delta \sigma$, $\Delta \epsilon_p$ は応力範囲および塑性ひずみ範囲である。 $n=0.08$ では $f(n)=2.2$ である。上式は、Shih-Hutchinsonの関係³²⁾に基づいたDowlingの式²³⁾に等価き裂長さ a_e を用いたものである。

ひずみ拡大係数範囲 ΔK_e は、応力拡大係数の式において応力 σ の代わりに全ひずみ範囲 $\Delta \epsilon_t$ を用いて次式のように表される。

$$\Delta K_e = \Delta \epsilon_t (\pi a_e)^{1/2} \quad (5)$$

式(2), (4), (5)を用いて、Fig. 9の試験結果から得られたき裂進展速度 da/dN の値をJ積分範囲 ΔJ とひずみ拡大係数範囲 ΔK_e との関係でそれぞれFig. 12(a), (b)に示す。ここで、き裂進展速度はセカント法、すなわち2実験点間の傾斜 $\Delta a/\Delta N$ から求め、両き裂寸法の算術平均値についてそれに対応する ΔJ と ΔK_e の値を計算した。き裂半長 a が0.1mm以下では da/dN の値はいずれのパラメータに対しても大きな値でばらつき、これらを表現することは現時点の手法では不十分である。き裂半長 a が0.1mm以上に対しては、全ひずみ範囲 $\Delta \epsilon_t$ が0.25%から2%まで8倍異なる範囲において ΔJ , ΔK_e ともに da/dN と比較的良好な相関を有している。同様の傾向はSUS304²⁵⁾、銅合金²⁶⁾および炭素鋼、低合金鋼^{22,33)}においても観察されている。Fig. 12(a), (b)においては da/dN は ΔJ の約1.5乗、 ΔK_e の約

2.2 乗に比例している。後者は、式(1)において da/dN が等価き裂長さ a_e に比例し比例定数 k は全ひずみ範囲 $\Delta\epsilon_t$ の約2乗に比例していたことにほぼ対応している。

これらの図には 823K における SUS304 鋼と 293K における銅合金の結果もあわせて示す。整理パラメータに ΔJ を選んだ場合、Fig. 12 (a)に示すように、同一の ΔJ に対応する 37Pb63Sn の da/dN は SUS304 の約100倍となっている。これは、Fig. 13に示すように、繰返しひずみ振幅 ϵ_a に対応する応力振幅 σ_a がはんだでは SUS304 の約1/10であることに起因している。一方、ひずみ拡大係数範囲 ΔK_ϵ に対しては、Fig. 12 (b)に示すように、37Pb63Sn と SUS304、銅合金の da/dN は類似の値となり、Fig. 7 (c)において全ひずみ範囲 $\Delta\epsilon_t$ で整理した疲労破壊繰返し数 N_f が3者で大差ないことと軌を一にしている。

Fig. 14 には、Fig. 12 (b) に加えて、90Pb10Sn と 50Pb50Sn について同じく 423K で $d\epsilon/dt=10^{-3}/s$ の低サイクル疲労試験を行った結果を示す。Fig. 7 (c)に示した疲労破壊繰返し数 N_f と同様、同一のひずみ拡大係数範囲 ΔK_ϵ に対応する疲労き裂進展速度 da/dN も 90Pb10Sn と 37Pb63Sn で大差なく、50Pb50Sn ではそれらの約1/10であり、SUS304 と銅合金は両者の中間に位置している。なお、式(1)において比例定数 k が全ひずみ範囲 $\Delta\epsilon_t$ の2乗に比例し $k=7/N_f$ の関係がある場合、 $\Delta\epsilon_t=1\%$ での破壊繰返し数を $N_{f, \Delta\epsilon_t=1\%}$ とすると、式(5)からき裂進展速度 da/dN (単位: m/c) はひずみ拡大係数範囲 ΔK_ϵ を用いて次式で表される。

$$da/dN = 2.2 \times 10^4 / N_{f, \Delta\epsilon_t=1\%} \cdot (\Delta K_\epsilon)^2 \quad (6)$$

全ひずみ範囲が $\Delta\epsilon_t=0.5\%$ の破壊繰返し数 $N_{f, \Delta\epsilon_t=0.5\%}$ を上式に用いる場合、比例定数は 9×10^4 である。上式は Fig. 14 に示したはんだの da/dN に対して近い値を予測している。したがって、破壊繰返し数 N_f のみしか得られていない低サイクル疲労やクリープ疲労の試験結果を用いて、ひずみ拡大係数範囲 ΔK_ϵ とき裂進展速度の関係が式(6)から大略予測できると考えられる。

3.4 クリープ疲労強度

負荷ひずみの速度を、低サイクル疲労試験におけるひずみ速度 $d\epsilon/dt=10^{-3}/s$ の1/10、1/100である $10^{-4}/s$ 、 $10^{-5}/s$ とした、クリープ疲労試験を 90Pb10Sn と 37Pb63Sn について行った。ひずみ波形は、引張りひずみ速度と圧縮ひずみ速度を等しくした S-S 波と引張りひずみ速度を圧縮ひずみ速度の1/10とした S-F 波の2種である。これらの破壊繰返し数 N_f を $d\epsilon/dt=10^{-3}/s$ の低サイクル疲労試験結果と比較して Fig. 15 (a)に示す。ひずみ速度が $10^{-4}/s$ の S-S 波の場合、398K では 90Pb10Sn に寿命低下は見られないが、より高温の 423K では 90Pb10Sn で約1/2、37Pb63Sn で約1/4に寿命低下している。引張りひずみ速度が $10^{-5}/s$ の S-F 波では比較的低い温度の 373K から1/5程度に寿命が低下し、423K では約1/20となっている。低

Fig. 14 Relationship between strain intensity factor range and fatigue crack growth rate of the solder and other metals.

速負荷による寿命低下は CCB 接合部の熱疲労¹⁾、はんだのねじり疲労⁵⁾においても認められている。

また、S-S 波と S-F 波を比較すると、Fig. 15 (b)に 37Pb63Sn について 423 K、 $\Delta\epsilon_t=0.5\%$ の実験結果を示すように、S-S 波に比して S-F 波の方が寿命低下が著しい。同様の結果は、引張りひずみ保持試験⁵⁾、ねじり試験⁶⁾でも得られている。この非対称波形効果は、圧縮側での損傷回復の有無によるとも考えられるが、白土ら⁷⁾は F-S 波 (圧縮ひずみ速度が引張りひずみ速度よりも小さい) においても S-F 波における場合の1/2程度への寿命低下現象があることを見出しており、微視的な変形非対称による効果も存在すると考えられる。なお、ひずみ速度 $d\epsilon/dt$ が小さくクリープ損傷が顕著な場合には、き裂は粒界を進展するようになり、破面の疲労ストライエーションも明瞭ではなくなった。また、結晶粒の成長も観察された。

表面き裂の進展挙動を 90Pb10Sn における $\Delta\epsilon_t=1\%$ の場合について Fig. 16 (a)に、37Pb63Sn における 423K、 $\Delta\epsilon_t=0.5\%$ の場合について Fig. 16 (b)に示す。これらクリープ疲労においても、き裂の安定的な進展が寿命を支配している。Fig. 16 (a)において、ひずみ速度が $10^{-4}/s$ の対称波形では、373K では室温 298K の $10^{-3}/s$ と大差なく、398K では進展速度が上昇してそれよりも 25K 高い温度の 423K における $10^{-3}/s$ の結果に近くなっている。引張りひずみ速度がより小さい $10^{-5}/s$ では 373K においても著しく進展速度が増している。これらは前述した Fig. 15 (a)の

(a) Effect of tensile strain rate.

(b) Effect of strain waveform.

Fig. 15 Effects of tensile strain rate and strain wave form on creep-fatigue life.

破壊繰返し数の傾向と良く一致している。Fig. 16 (b)においてもほぼ同様であるが、ひずみ速度が $10^{-4}/s$ では、対称波形の S-S 波では $10^{-3}/s$ の F-F 波と大差ないものの、S-F 波では加速している。また、データ数は少ないが、引張り側ひずみ保持を $d\epsilon/dt$ が $10^{-5}/s$ の S-F 波の引張り時間に揃えた場合は後者よりも加速が小さい。これは、3.2 で述べたように、ひずみ保持の場合は応力緩和が短時間で生じて低速引張りよりも応力が低く、クリープ損傷がそれよりも小さくなるためであろう。

4. 熱疲労き裂の挙動シミュレーション

4.1 き裂発生・進展のシミュレート法

以上の知見をもとに、ここでは下記の手法によって、ダイボンディング部における熱疲労き裂の挙動をシミュレートすることを試みる。

(a) 90Pb10Sn ($\Delta\epsilon_t = 1\%$). (b) 37Pb63Sn ($T=423K$, $\Delta\epsilon_t=0.5\%$)

Fig. 16 Relationship between number of cycles and half crack length in creep-fatigue.

(1) 破壊パラメータには安定した値で疲労損傷の程度を良く表す「ひずみ範囲」を用いる。き裂に対する破壊力学パラメータにもひずみ拡大係数範囲 ΔK_e を用いる。

(2) 疲労寿命はき裂発生繰返し数 N_c とき裂進展繰返し数の和として求める。ここで、 N_c には、表面き裂長さ $2a$ が 0.1mm (半円き裂の場合、き裂深さ 0.05mm) 以下のき裂の特異な進展挙動を包含して得た、Fig. 7 (b) に示す 0.1mm き裂発生繰返し数 $N_{c,2a=0.1\text{mm}}$ を採用する。したがって、はんだ接合部の解析で得られるき裂発生部のひずみは、深さ 0.05mm における平均値で代表させる。

(3) 繰返し温度下における熱疲労強度は上限温度にお

ける定温ひずみ制御の疲労強度で代用する。低サイクル熱疲労においても微小なき裂は早期に発生してその進展挙動が寿命を支配し、熱疲労による損傷は上限温度近傍で最も大きい。炭素鋼についての上限温度が 773K における試験結果²⁷⁾では、熱疲労による破壊繰返し数は、上限温度で同一のひずみを繰り返した定温ひずみ制御疲労による破壊繰返し数にほぼ一致している。一般的に、熱疲労、定温ひずみ制御疲労ともに微小なき裂の発生は早期で、き裂進展が寿命を支配しているから、破壊繰返し数が等しい場合、両者の進展速度とひずみ拡大係数範囲の関係は同様であると考えられる。

(4) はんだは室温以上の高温において容易に塑性変形、クリープ変形および応力緩和する結果、強度の高い他の被接合部材ははんだの拘束をほとんど受けず、自由膨張にほぼ等しく変形し、はんだにはそれに対応する大きなせん断ひずみが発生すると考えられる。そのため、この状態における接合部ははんだのひずみを簡易的に算出する方法として、はんだの弾性係数を十分小さくした弾性解析を採用することとする。ここでは、はんだの縦弾性係数 E を 0.1GPa (423K における 90Pb10Sn, 37Pb63Sn の縦弾性係数の約 1/100 で、10% のせん断ひずみに対するせん断応力は 3.8MPa) として弾性解析を実施した。縦弾性係数 E がこの値程度以下の小さい値であれば、はんだの拘束作用は十分小さく、はんだに発生するひずみはほぼ一定となる。また、ひずみ拡大係数も応力拡大係数を平面応力状態では弾性係数で除して得るひずみ基準であるため、その値は E にほぼ無関係で一定である。ただ、加速耐久試験等においては下限温度を室温よりも著しく低温側として繰返し速度も速くすることもあり、低温ではんだの耐力が高い場合には接合部材の変形を拘束し、Fig. 17 に模式的に示すように、接合部材 A におけるはんだの公称せん断ひずみ ϵ_{yz} を低下させる。接合部材が自由膨張/収縮するとして、はんだのひずみを大きく予測すれば保守側の評価となるが、より精度良いひずみ評価を行うために、前報²⁸⁾に示した接合部の熱弾塑性ひずみ簡易解析法の適用も試みることとする。

き裂進展シミュレーションにあたっては、Fig. 14 に示したき裂進展速度を求めた平滑試験片についても、破壊力学パラメータのひずみ拡大係数範囲 ΔK_e を同様な方法で求めねばならない。弾性解析ではこの値は式(4)、(5)で表される。一方、これについて弾塑性解析を実施すると、き裂先端の応力・ひずみ特性 (き裂先端からの距離 r とひずみ ϵ の関係で $\epsilon \propto r^{-m}$ における m の値で表される) がひずみ ϵ に依存して変化する問題があり³⁴⁾、ひずみ拡大係数 K_e が一義的に求まる段階には現在達していないと考えられる。このことから、ここでは、はんだの縦弾性係数をきわめて小さい値とした弾性解析から得られるひずみ拡大係数 K_e で擬似的にき裂の弾塑性クリープひずみ状態を表し、短時間クリープ損傷の効果は、類似の繰返し速度におけるはんだのクリープ疲労き裂進展試験結果で表すこととする。

Fig. 17 Schematic nominal-strain behavior in thermal cycling with low minimum-temperature.

(5) 組み合わせ応力状態の相当ひずみにはミーゼスの相当ひずみを用いる。すなわち、軸ひずみ ϵ とせん断ひずみ γ が作用する場合の相当ひずみ ϵ_{eq} には $\epsilon_{eq} = (\epsilon^2 + \gamma^2/3)^{1/2}$ を用いる。この相当ひずみは、引張りとねじりのひずみを組み合わせた低サイクル疲労での寿命を表す良好なパラメータであることが、炭素鋼の室温疲労において示されている³⁵⁾。低サイクル疲労寿命は微小なき裂進展で支配されているため、組み合わせひずみ状態の低サイクル疲労き裂進展速度に対してもミーゼスの相当ひずみが有効であると考えられる。そこで、弾性無限体中の半長が a の貫通き裂ではモード I とモード II の応力拡大係数は $K_I = \sigma(\pi a)^{1/2}$, $K_{II} = \tau(\pi a)^{1/2}$ で、それらのひずみ拡大係数も $K_I/E = \sigma/E \cdot (\pi a)^{1/2}$, $K_{II}/G = \tau/G \cdot (\pi a)^{1/2}$ と表されることから、接合部き裂における相当ひずみ拡大係数 K_{eq} も同様に次式から算出した値を用いることとする。

$$K_{eq} = [(K_I/E)^2 + (K_{II}/G)^2/3]^{1/2} \quad (7)$$

(6) 接合部の温度変化速度がより低速となったり、高温で長時間保持される場合には、き裂発生・進展繰返し数ともに低下する。この原因は主としてはんだのクリープ疲労による寿命低下であるため、Fig. 16 (a), (b) に示したひずみ波形効果を考慮することとする。ただ、ダイボンディング接合部における適当な試験結果が見られないので、本報では評価結果と実験結果の比較は行わない。

4.2 ダイボンディング部の解析結果

解析の対象としたのは厚さ 2mm の Al の板に厚さ 0.4mm、長さ 12mm の Al_2O_3 板をダイボンディングした接合部の長手方向断面で、Fig. 18 には有限要素分割図と

計算に用いた材料定数の値を示す。図中に最も拡大して示す部分をき裂先端部に配置し、き裂先端の要素は一辺が $0.3\mu\text{m}$ の正方形で応力特異性を有する8節点アイソパラメトリック要素³⁶⁾とした。はんだの縦弾性係数は前述のように 0.1GPa と小さくし、その接合厚さは $0.1, 0.2, 0.5$ および 1.0mm である。種々の長さにき裂を進展させた状態で温度変化 205K （加速寿命試験における 218K と 423K 間の繰返しに対応）を与え、平面応力状態における応力分布から応力拡大係数 K_I, K_{II} を算出し、ひずみ拡大係数 $K_I/E, K_{II}/G$ を求めた。Alと Al_2O_3 の自由膨張差から求めた公称のせん断ひずみとせん断応力は、はんだ厚さが 0.1mm において $21\%, 8.0\text{MPa}$ であり、他のはんだ厚さにおいてははんだ厚さに反比例する。接合端部のひずみはその形状に依存し、また複雑に分布するが、端部から深さ 0.05mm における平均値は公称ひずみに近い値であった。

深さが 0.05mm 以上ではせん断ひずみははんだ厚さ中央部で最大で、熱疲労試験においてもき裂は主としてその

Fig. 18 Analytical model of a die solder bonding.

Fig. 19 Analytical relationship between crack length and stress intensity factors, K_I and K_{II} .

部分を進展していたため、き裂ははんだの厚さ中央部に設け、種々のき裂長さについて応力拡大係数 K_I, K_{II} を計算した。き裂が片側にのみ存在する場合と両側に等しく存在する場合を主に計算し、き裂長さ 5.75mm については反対側のき裂長さを種々に変えて計算した。はんだ厚さ 0.1mm についての計算結果をFig. 19に示す。 K_I の値は比較的小さく、 K_{II} が支配的である。き裂がはんだ厚さの 0.1mm に成長するまでは K_I, K_{II} ともに増大し、 $0.5\sim 1\text{mm}$ で極大値を示したあと、き裂が存在しない場合のせん断応力と同様に徐々に低下している。き裂の長い範囲（両側き裂では約 2mm 以上）では、き裂先端相当位置での公称せん断応力 σ_{yz} を用いて次式で近似できる。

$$K_{II}=1.5\sigma_{yz}t^{1/2} \tag{8}$$

上下を拘束された帯板に半無限長き裂が中央に存在し、全長に亘って一様なせん断応力が作用する場合については、上式の係数 1.5 は $(3/2)^{1/2}$ または $(1+\nu)^{1/2}$ と得られている^{37,38)}。

Fig. 20には種々のはんだ厚さについての計算結果を横弾性係数 G で除して、モードIIのひずみ拡大係数 K_{II}/G とした値を示す。同一条件では公称せん断ひずみ ϵ_{yz} ははんだ厚さ t に反比例する。 K_{II} は式(8)のように ϵ_{yz} 、および t の平方根に比例するから、長いき裂の K_{II}/G は t の平方根にほぼ反比例している。また、疲労き裂進展速度はFig. 14に示したようにひずみ拡大係数範囲のほぼ2乗に比例するから、疲労き裂進展繰返し数ははんだ厚さ t にほぼ比例すると考えられる。したがって、全く相似な形状であれば、ひずみ拡大係数は寸法の平方根に比例し、進展距離は寸法に比例するから、結果として、寸法にかかわらずき裂進展繰返し数は同一と推定される。

4.3 熱疲労試験結果とシミュレート結果の比較

対象としたのは下記の2種の接合部で、いずれも 218K と 423K の恒温槽間を 2400s/回 の速度で往復させる熱疲労試験を行ったものである。

- (1) 厚さ 2mm のAlに厚さ 0.4mm で $8\text{mm}\times 12\text{mm}$ の Al_2O_3 平板を3種のはんだ（ $90\text{Pb}10\text{Sn}$, $50\text{Pb}50\text{Sn}$, $37\text{Pb}63\text{Sn}$ ）を用いて種々の厚さで接合したダイボンディング部
- (2) Al_2O_3 基板に $1.8\text{mm}\times 2.5\text{mm}$ のCuリードフレーム端部を $90\text{Pb}10\text{Sn}$ で $0.1\sim 0.2\text{mm}$ の厚さで接合した接合部

昇降温速度は $1\sim 2\text{K/s}$ と比較的速く、各温度で約 1000s 保持している。Fig. 15 (a)においてひずみ速度 $10^{-4}/\text{s}$ の対称波形では $10^{-3}/\text{s}$ と破壊繰返し数に大差なかったことも考慮して、ここでは材料の疲労強度としてひずみ速度 $10^{-3}/\text{s}$ の値を用いることとする。前述したように、はんだ接合部では温度保持を行うと容易に応力緩和し、端部には部材が自由膨張したときに生じる公称せん断ひずみが発生する場合を考える。まず、公称ひずみ範囲を端部から

0.05mm 深さ平均のひずみ範囲とみなし, Fig. 7 (b)からき裂発生繰返し数 N_c を求めた. つぎに, Fig. 19, 20 に示したき裂が両側に存在する場合についての解析結果から, 上記接合部 (1) の各き裂長さ a におけるせん断ひずみ拡大係数 K_{II}/G およびモード I のひずみ拡大係数 K_I/E を算定し, 式(7)から等価ひずみ拡大係数範囲 ΔK_{eq} を計算した. さらに, Fig. 14 から各き裂長さ a におけるき裂進展速度 da/dN を求め, 数値積分によって長手方向のき裂進展量を求めた. 一方, 試験片についての熱疲労試験では, 熱サイクルの所定回数後に異なる試験片を取り出して接合部を引張り破壊させ, 破面の画像からき裂面積 A_c と初期接合面積 A_0 の比であるき裂面積率 A_c/A_0 を計測した. き裂面積率 A_c/A_0 は, 通電や熱伝導の機能を評価するパラメータとして用いられる. このため, 本シミュレーションでは, き裂進展の計算結果から, 幅方向のき裂進展は長さ方向と寸法比に比例すると簡易的に近似し, き裂部を長方形近似してき裂面積率 A_c/A_0 を算出した.

Fig. 21 (a)には実験値と本計算値とをき裂面積率 A_c/A_0 の百分比で比較して示す. 全体的に計算値はやや短寿命側を予測しているが, 実験結果の挙動を比較的良く表している. すなわち, いずれも早い段階でき裂が発生し, 初期にはき裂進展とともに進展速度を増大させ, その後しだいに減速し, 完全に破断するには至らないこと, はんだ厚さの大きいほど寿命が長いこと, 50Pb50Sn は他よりも長寿命であることなどである. しかし, 37Pb63Sn と 50Pb50Sn についての計算値は試験結果に比較して寿命を短く予測し, 過度に保守側の評価となっているとも考えられる. この原因の一つに, これら材料は低温での耐力が高いため, 本実験のように 218K まで冷却した熱疲労試験では, Fig. 17 に示したように, はんだの拘束作用が大きく, 部材が自由収縮する場合に比してひずみ範囲が減少することがあげられる.

Fig. 20 Effect of solder thickness on mode II strain intensity factor, K_{II}/G .

そこで, 前報²⁸⁾の手法によって, はんだを弾完全塑性体とみなし, 接合部のはんだがほぼ全面で降伏している場合について, その公称ひずみ範囲 $\Delta \epsilon_0'$ と部材が自由膨張/収縮する場合のそれ $\Delta \epsilon_0$ との比 $\Delta \epsilon_0'/\Delta \epsilon_0$ を求めた. Fig. 3 に示した 0.02% 耐力の値を参考に, 90Pb10Sn, 50Pb50Sn, 37Pb63Sn の降伏応力 (緩応力) を 423K ではいずれも 0MPa, 218K ではそれぞれ 10, 20, 30MPa とすると, Fig. 21 (a)の接合部について $\Delta \epsilon_0'/\Delta \epsilon_0$ の値はそれぞれ 0.8, 0.6, 0.4 と得られる. 弾塑性状態においてもせん断ひずみは部材中心からの距離にほぼ比例する²⁸⁾ため, Fig. 21(a)について述べたと同様の方法でき裂進展挙動を算出した. その結果を Fig. 21 (b)に示す. Fig. 10 に示したように, き裂進展速度はひずみ範囲の 2 乗にはほぼ比例する. そのため, Fig. 21 (b)に示す計算値の疲労寿命は Fig. 21 (a)に比して $\Delta \epsilon_0'/\Delta \epsilon_0$ の値の 2 乗にはほぼ反比例して長くなり, 実験結果により近い値となっているが, まだいずれも短寿命側の保守的评价となっている.

前述のように, ミーゼスの相当ひずみは炭素鋼の室温における引張りねじり疲労において有効なパラメータであった. しかし, SUS316L 鋼の高温疲労においては, ねじり疲労のき裂進展速度は同一のミーゼス相当ひずみにおける引張り圧縮疲労のそれよりも小さい値となることが示されている³⁹⁾. せん断ひずみが主である本のはんだ接合部の熱疲労き裂進展評価に, ミーゼス相当ひずみと引張り圧縮の疲労き裂進展抵抗値を用いたことが, 保守側の結果を与えた一因とも考えられるが, この点についての検証は今後の課題である.

Fig. 22 には前記接合部(2)についての実験結果と計算結果を示す. この場合は実験で対角線方向のき裂長さを計測したため, 解析は接合部の対角線断面について実施し, また, $\Delta \epsilon_0'/\Delta \epsilon_0$ の値は 0.92 で 1 に近かったため, Fig. 21 (a)と同様に, 各部材が自由膨張/収縮する場合について計算した. また, はんだの厚さは 0.1~0.2mm の範囲でばらついていたので, 計算ははんだ厚さが 0.1, 0.15, および 0.2mm について行った. Fig. 22 においては計算値は実験値に比較的近い値を与えている.

以上のように, 本評価法は接合部の公称ひずみ範囲から疲労き裂発生繰返し数を求め, き裂先端相当位置での公称ひずみにほぼ依存するひずみ拡大係数範囲から疲労き裂進展速度を算出するものである. したがって, 本評価法は, 従来の端部公称ひずみ範囲に基づく破壊繰返し数評価法や, はんだ層の応力・ひずみ分布から求めた損傷関数に基づくき裂進展繰返し数の算出法を進展させ, き裂発生繰返し数をより正確に与えるとともに, き裂進展に対する破壊力学的裏付けを与えたものと位置づけられる.

5. 結 言

電子部品等におけるはんだ接合部の熱疲労寿命評価をよ

Fig. 21 Experimental and calculated thermal fatigue crack growth in alumina and aluminum die bonding.

り高精度化する目的で、3種の Pb-Sn 系はんだ (37Pb63Sn, 50Pb50Sn, 90Pb10Sn) について非弾性挙動と疲労き裂の発生・進展挙動を実験によって明らかにし、さらにそれらを用いてダイボンディング部の熱疲労き裂挙動をシュミレートした。得られた結果は下記のとおりである。

(1) 37Pb63Sn, 90Pb10Sn とともに室温においても顕著なクリープ挙動を示し、0.2%耐力の 1/10 程度の低応力ではクリープひずみ速度は応力のほぼ 1 乗、1/2 では約 3 乗、1.5 倍では約 10 乗に比例し、高応力ほど応力の影響が大きい。また、変位を短時間で与えて保持した場合の応力緩和は室温でも顕著で、90Pb10Sn では 1000s 後の応力

は約 1/3 となり、423K では約 1/20 にまで低下する。したがって、実接合部を室温よりも高い温度で保持すると他の部材は自由膨張に近く変形し、はんだにはそれに対応するせん断ひずみが生じると考えられる。

(2) 平滑材の低サイクル疲労においては数 μm の微小なき裂は寿命のきわめて初期に生じ、き裂が 0.1mm となる繰返し数は破壊繰返し数の 1/20~1/10 である。微小なき裂ははんだ接合部の最小寿命はこのき裂発生繰返し数にほぼ対応すると考えられる。発生したき裂は、クリープ疲労を含めて、安定的に進展し、その進展速度が平滑試験片の破壊繰返し数を支配する。

Fig. 22 Experimental and calculated thermal fatigue crack growth in copper and alumina die bonding.

(3) この低サイクル疲労き裂の進展速度は、結晶粒径オーダの約0.1mmまでは進展速度が大きいが、それ以上のき裂寸法では非線型破壊力学パラメータのひずみ拡大係数範囲 ΔK_{ϵ} と良い相関を有し、その約2.2乗に比例している。疲労寿命は37Pb63Snと90Pb10Snで大差ないが、50Pb50Snはそれらの約10倍で、き裂進展速度も約1/10である。また、ひずみ速度がより低速のクリープ疲労で寿命は低下するが、その程度は低速引張り・低速圧縮よりも低速引張り・高速圧縮の方が大きく、き裂進展も大きく加速される。

(4) ガイボンディングを対象に、はんだの縦弾性係数をきわめて小さくした弾性解析を実施し、き裂先端のひずみ拡大係数を求めた。接合部の熱疲労き裂挙動を、上限温度での材料のき裂発生・進展データとミーゼスの相当ひずみを用いてシミュレートした結果は、 Al_2O_3 とAl、 Al_2O_3 とCuのガイボンディングについての熱疲労試験結果を保守側に比較的良く表した。接合部のき裂は繰返しの初期に発生し、進展速度を増大したあとしだいに減速し、熱疲労のみでは完全な破断には至らない。

参考文献

- 1) K. C. Norris and A. H. Landzberg: Reliability of Controlled Collapse Interconnections, IBM J. Res. and Dev., 13-5 (1969), 266-271.
- 2) E. Baker: Understanding Cyclic Thermal Stress in Electronic Assemblies: The Key to Improving Accelerated-Life Testing, Insulation/Circuits, 21-11 (1975), 49-56.
- 3) H. Inoue, Y. Kurihara and H. Hachino: Pb-Sn Solder for Die Bonding of Silicon Chips, IEEE Trans. Comp., Hybrids and Manuf. Tech., CHMT9-2 (1986), 190-194.
- 4) H. D. Solomon: Fatigue of 60/40 Solder, IEEE Trans. Comp., Hybrids and Manuf. Tech., CHMT9-4 (1986), 423-432.
- 5) S. Vaynman, M. E. Fine and A. Jeannotte: Isothermal Fatigue of Low Tin Lead Based Solder, Metall. Trans. A, 19A-4 (1988), 1051-1059.
- 6) H. D. Solomon and E. D. Tolsdorf: Energy Approach to the Fatigue of 60/40 Solder: Part II-Influence of Hold Time and Asymmetric Loading, Trans. ASME, J. Electronic Packaging, 118 (1996), 67-71.
- 7) 白土, 坂根, 塚田, 西村: 63Sn-37Pb 共晶はんだの引張圧縮クリープ疲労寿命評価法, 第37回高温強度シンポジウム前刷集, 日本材料学会 (1999), 116-120.
- 8) G. Engberg, L. E. Larsson, M. Nylén and H. Steen: Low Cycle Fatigue of Soldered Joints, Brazing and Soldering, 11 (1986), 62-65.
- 9) 北野, 河合, 清水: 面付実装形 IC パッケージはんだ接合部の熱疲労強度評価, 日本機械学会論文集 (A 編), 54-505 (1988), 1709-1714.
- 10) R. Subrahmanyam, J. R. Wilcox and C. Y. Li: A Damage Integral Approach to Thermal Fatigue of Solder Joints, IEEE Trans. Comp., Hybrids and Manuf. Tech., 12-4 (1989), 480-491.
- 11) 保川: 半導体チップ接合はんだ層の熱疲労き裂進展挙動の簡易解析, 日本機械学会論文集 (A 編), 60-570 (1994), 309-316.
- 12) 北野, 熊沢, 本田, 廣田: 電子機器のはんだ接合部の信頼性試験条件設定法の提案, 日本機械学会論文集 (A 編), 62-598 (1996-6), 1464-1471.
- 13) J. H. Lau: Thermal Fatigue Life Prediction of Flip Chip Solder Joints by Fracture Mechanics Method: Eng. Fract. Mech., 45-5 (1993), 643-654.
- 14) S. H. Ju, B. I. Sandor and M. E. Plesha: Life Prediction of Solder Joints by Damage and Fracture Mechanics, Trans. ASME, J. Electronic Packaging, 118 (1996), 193-200.
- 15) Y. H. Pao, R. Govila and S. Badgley: Thermal Fatigue Fracture of 90Pb/10Sn Solder Joints, Advances in Electronic Packaging, ASME (1992), 291-300.

- 16) 向井, 高橋, 川上, 高橋, 岸本: Sn63Pb37 はんだのき裂進展評価に関する一考察, 日本機械学会第12回計算力学講演会講演論文集 (1999), 655-656.
 - 17) 上西, 飯野, 種田: 表面実装微細はんだ接続部の疲労き裂発生および進展寿命の評価, 日本機械学会論文集 (A 編), 64-620 (1998), 871-878.
 - 18) J. M. Hu: An Empirical Crack Propagation Model and its Applications for Solder Joints, Trans. ASME, J. Electronic Packaging, 118 (1996), 104-107.
 - 19) R. C. Boettner, C. Laird and A. J. McEvily, Jr.: Crack Nucleation and Growth in High Strain-Low Cycle Fatigue, Trans. Metall. Soc. AIME, 233 (1965), 379-387.
 - 20) H. D. Solomon: Low Cycle Fatigue Crack Propagation in 1018 Steel, J. Mat., 7-3 (1972), 299-306.
 - 21) 大内田, 西岡, 宇佐美: 斜角ノズル付球形圧力容器の内圧低サイクル疲労強度, 圧力技術, 12-4 (1974), 169-176.
 - 22) S. Usami, H. Kimoto, K. Enomoto and S. Shida: Low Cycle Fatigue Crack Propagation at a Notch Under Pulsating Load, Fatigue of Eng. Mat. Struc., 2-2 (1979), 155-164.
 - 23) N. E. Dowling: Crack Growth During Low-Cycle Fatigue of Smooth Axial Specimens, Cyclic Stress-Strain and Plastic Deformation Aspects of Fatigue Crack Growth, ASTM STP 637 (1977), 97-121.
 - 24) M. S. Starkey and R. P. Skelton: A Comparison of the Strain Intensity and Cyclic J Approaches to Crack Growth, Fatigue of Eng. Mat. Struc., 5-4 (1982), 329-341.
 - 25) S. Usami, Y. Fukuda and S. Shida: Micro-Crack Initiation, Propagation and Threshold in Elevated Temperature Inelastic Fatigue, Trans. ASME, J. Pressure Vessel Tech., 108-2 (1986), 214-225.
 - 26) 桜井, 宇佐美, 福田, 宮田: 導電用銅合金と SUS304 鋼における低サイクル疲労損傷, 材料, 35-396 (1986), 1023-1029.
 - 27) S. Taira: Relationship Between Thermal Fatigue and Low-Cycle Fatigue at Elevated Temperature, Fatigue at Elevated Temperatures, ASTM STP 520 (1973), 80-101.
 - 28) 保川: 半導体チップ接合構造の熱弾塑性ひずみ簡易解析解, 日本機械学会論文集 (A 編), 58-552 (1992), 1382-1389.
 - 29) P. T. Vianco: General Soldering, Metals Handbook Vol. 6, Welding, Brazing and Soldering, ASM (1993), 964-984.
 - 30) F. C. Monkman and N.J. Grant: An Empirical Relationship between Rupture Life and Minimum Creep Rate in Creep-Rupture Tests: Proc. ASTM, 56, (1956), 91-103.
 - 31) 高田, 坂根, 塚田, 西村: 63Sn-37Pb はんだのクリープ変形およびクリープ破断特性の定式化, 日本機械学会論文集 (A 編), 66-643 (2000), 589-594.
 - 32) C. F. Shih and J. W. Hutchinson: Fully Plastic Solutions and Large Scale Yielding Estimates for Plane Stress Crack Problems, Trans. ASME, J. Eng. Mat. Tech., 98 (1976), 289-295.
 - 33) K. Hatanaka and T. Fujimitsu: Growth of Small Cracks and an Evaluation of Low Cycle Fatigue Life, Low Cycle Fatigue, ASTM STP 942 (1988), 257-280.
 - 34) Y. Murakami: Correlation Between Strain Singularity at Crack Tip under Overall Plastic Deformation and the Exponent of the Coffin-Manson Law, Low Cycle Fatigue, ASTM STP 942 (1988), 1048-1065.
 - 35) S. Taira, T. Inoue and T. Yoshida: Low Cycle Fatigue Under Multiaxial Stresses (In the Case of Combined Cyclic Tension-Compression and Cyclic Torsion at Room Temperature), Proc. Twelfth Japan Cong. Mat. Res.-Metallic Materials (1969), 50-55.
 - 36) R. S. Barsoum: On the Use of Isoparametric Finite Elements in Linear Fracture Mechanics, Int. J. Num. Meth. Engng, 10 (1976), 25-37.
 - 37) J. P. Benthien and W. T. Koiter: Asymptotic Approximations to Crack Problems, Method of Analysis and Solutions of Crack Problems, Noordhoff (1973), 131-178.
 - 38) C. H. Wang: Analysis of Cracks in Constrained Layers, Int. J. Fracture, 83 (1997), 1-17.
 - 39) N. Isobe and S. Sakurai: Micro-Crack Growth Modes and Their Propagation Rate under Multiaxial Low-Cycle Fatigue at High Temperature, Multiaxial Fatigue and Deformation: Testing and Prediction, ASTM STP 1387 (1999), 340-352.
-