マルチクリスタルモデルを用いた金微細接合部の応力分布解析*

川村 好宏^{*1}, 澄川 貴志^{*2}, 北村 隆行^{*3}
釘宮 哲也^{*4}, 川上 崇^{*5}Analysis of Stress Distribution in Au Micro-interconnection
by Polycrystalline ModelsYoshihiro KAWAMURA, Takashi SUMIGAWA^{*6}, Takayuki KITAMURA,
Tetsuya KUGIMIYA and Takashi KAWAKAMI^{*6} Graduate School of Engineering, Kyoto University,
Yoshidahommachi, Sakyo-ku, Kyoto-shi, Kyoto, 606-8501 Japan

A gold (Au) micro-interconnection, which connects through-hole electrodes in a three-dimensional chip stacking LSI, is composed of several tens of grains. The anisotropic property of grains influences on the mechanical reliability if the size of the interconnection becomes small in comparison with the grain. In this study, the stress distribution in the Au micro-interconnection is investigated by using the finite element method (FEM) analysis. The crystallographic structure of the Au micro-interconnection is obtained by a three-dimensional simulation based on a nucleation and growth model. The FEM analysis shows that the stress is concentrated on the region near the micro-interconnection/substrate interface edge and that a stress singularity exists there. The stress distribution of the micro-interconnection varies owing to the microscopic structural factor, which is due to the shape and crystallographic orientation of grains. It is found by statistical evaluations of plural analytical models that the stress variation nearly follows a normal distribution.

Key Words: Stress Concentration, Stress Singularity, Interface, Anisotropy, Finite Element Method, Multi-crystal, Statistical Evaluation, Au, Micro-interconnection

1. 緒 言

近年, LSI (Large Scale Integration) に対しては高速化・小型化を目的として, フリップチップ実装技術⁽¹⁾を発展させた三次元積層実装技術が注目されている. 三次元積層構造を有する LSI では, シリコンチップ同士は金の微細接合によって接続される^{(1)~(5)} (図 1 参照). 微細接合部は, 上下をシリコンデバイスに, 周囲を樹脂などの補強層によって囲まれており, 異種材料との界面では変形のミスマッチに起因した応力集中が予想されることから, 破壊に関してとくに検討すべき箇所であると考えられる. さらに, 回路基板に実装されたパッケージに, 振動や熱などによって反りが生じると, 微細接合部には負荷が加わる. 巨視的には均一な負荷が加わった場合であっても, 微細接合部は数

Fig. 1 3D stacking structure in a LSI chip.

えられる程度の少数の結晶粒で構成された多結晶体であることから, 内部には各結晶粒の変形異方性に起因した不均一な応力分布が生じる. とくに多結晶金属が微小繰り返し変形を受ける場合, き裂の発生原因となるひずみの局在化は, 結晶粒の変形異方性を考慮に入れた弾性応力場に支配される^{(6)~(8)}. よって, 微細接合部に生じる応力分布を明らかにすることは, 強度信頼性を考える上で重要である.

* 原稿受付 2007 年 1 月 22 日.

^{*1} 京都大学大学院工学研究科 (〒606-8501 京都市左京区吉田本町) [現: (株)デンソー (刈谷市昭和町 1-1)].^{*2} 正員, 京都大学大学院工学研究科.^{*3} 正員, フェロー, 京都大学.^{*4} 正員, (株)東芝研究開発センター (〒212-8582 川崎市幸区小向東芝町 1).^{*5} 正員, フェロー, (株)東芝研究開発センター.

E-mail: sumigawa@cyber.kues.kyoto-u.ac.jp

そこで本研究では、将来のターゲットである $10\ \mu\text{m}$ サイズの金微細接合部を対象とし、異材界面や結晶粒の影響を考慮した有限要素法 (Finite Element Method; 以下 FEM と記す) 解析を行い、応力分布について詳細な検討を行う。さらに、結晶粒形状と結晶方位が異なる複数のモデルに対する解析を実施し、応力分布のばらつきについて統計的な評価を行う。

2. 解析モデルの作製

本研究では図 1 に示した微細接合部の構造を模し、図 2 に示す解析モデルを用いる。微細接合部の形状を一辺の長さが $10\ \mu\text{m}$ である立方体とし、接合体のシリコンチップは剛体として取り扱い、周囲の補強層は除いて考える。また、微細接合部を複数の結晶粒により構成した場合と、等方均質体とした場合の二種類のモデルを用意した。以下、前者をマルチクリсталモデル、後者を均質体モデルと呼称する。マルチクリсталモデルを構成する結晶粒は、核生成・成長モデルに基づいた三次元シミュレーション^{(9)~(11)}によって作製した。実施したシミュレーションの概略は以下の通りである。

1. 結晶粒作製領域である微細接合部を一辺の長さを l とする微小立方体格子に分割する。単位体積あたりの結晶核数を表す核密度 n_r を決定し、一様乱数を用いて核に位置と結晶方位を与える (図 3(a))。
2. 全ての結晶核の成長を同時に開始させ、その後一定速度で成長させる (図 3(b))
3. 結晶成長は微小立方体格子を順次占有していくことで表す。隣接する二つの微小立方体格子がそれぞれ異なる結晶によって占有された場合、格子間の境界を暫定的な粒界とする (図 3(c))。
4. 結晶粒が結晶粒作製領域を埋め尽くした後、暫定的に決定した階段状粒界を平面で近似した結晶粒界に置き換える。 (図 3(d))

核密度 n_r は、微細接合部の一辺長さ L と、内部に含まれる結晶核の数 $\bar{n}_r$ を用いて、

$$n_r = \bar{n}_r / L^3 \quad (1)$$

として表される。本解析では、直径数十 μm 金微細接合部の Electron Back Scattering Pattern 観測結果⁽²⁾を参考にして、 $n_r = 0.02\ \text{個}/\mu\text{m}^3$ とした。結晶粒作製領域を分割する微小立方体格子の一辺の長さ l は、シミュレーションの結果に影響を与えない十分小さな値を考慮して $l/L = 10^{-2}$ とした。作製したマルチクリсталモデルの結晶粒形状を図 4 に示す。本シミュレーションにより、ランダムな形状と結晶方位を有す

Fig. 2 Analytical model of an Au micro-interconnection.

Fig. 3 Explanation of a three-dimensional simulation based on a nucleation and growth model.

Fig. 4 Shape of component crystals in the multi-crystalline model.

る複数の結晶粒で構成された微細接合部を作製することができる。

3. 解析条件

マルチクリсталモデルを構成する結晶粒に対しては、弾性的性質の直交異方性を考慮して、金の弾性定数 $C_{11} = 186.0\ \text{GPa}$, $C_{12} = 157.0\ \text{GPa}$, $C_{44} = 42.0\ \text{GPa}$ をそれぞれの結晶方位に対応するよう座標変換して代入した。一方、均質体モデルには、金多結晶体のヤング率 $E = 78.0\ \text{GPa}$ とポアソン比 $\nu = 0.46$ を用いた。FEM 解析は、ABAQUS (version 6.5 - 1) を用いて実施した。メッシュ分割には、高精度のメッシュ作製機能を有する MSC/Patran 2003 r2 を使用し、応力の集中が予想される粒界付近ではとくに細かい分割を行ってある。最小メッシュの幅は、微細接合部の一辺の長さ $10\ \mu\text{m}$ に対して約 $5.25 \times 10^{-3}\ \mu\text{m}$ である。また、結晶粒界には完全接合条件を課した。境界条件は図 5 に示すように、モデル下端を拘束し、上端に一樣な変位 Δu_z を与えた。モデル上端に位置する節点

Fig. 5 Boundary condition for FEM analysis.

Fig. 6 Contour map of $\sigma_{\text{Mises}}/\sigma_0$ on each side surface of the multi-crystalline model.

の z 方向垂直応力の平均値を公称応力 σ_0 とした。

4. 結果および考察

4.1 Mises 相当応力の分布 図 6 は、マルチクリスタルモデルにおける Mises 相当応力の分布を示す。応力は公称応力 σ_0 で無次元化してある。また、微細接合部の四つの側面を Sides 1~4, 上面を Top, 下面を Bottom として示してある。高応力領域は異材界面 (Top, Bottom) と側面 (Sides 1~4) とが会合する異材界面端近傍に集中しており、中でも微細接合部の頂点近傍で高い値となっている。これは、フリーエッジ効果と呼ばれる巨視的構造要因に起因した応力集中であり、均質体モデルの場合にも現れる。さらに、異材界面端と会合する結晶粒界近傍においても高い応力値を示す領域が存在する。これは微視的構造要因である結晶粒間の変形拘束に起因したものであり、マルチクリスタルモデル特有の応力状態である。

4.2 結晶学的なすべり系に働くせん断応力 金属の塑性変形は、主に結晶の最稠密面に沿ったすべり変形によって起こる。金の結晶構造は面心立方型であり、 $\{111\}$ 面をすべり面、 $\langle 110 \rangle$ 方向をすべり方向とする 12 のすべり系を有している。単結晶の場合、結

Fig. 7 Points where the stress is extracted in Grain A and Grain B.

晶方位と荷重方向によって決定されるシュミット因子 ($\tau/\sigma_0 = \cos\phi \cdot \cos\lambda$ (τ : すべり方向への分解せん断応力, σ_0 : 公称応力, ϕ : 引張軸とすべり面の法線のなす角, λ : 引張軸とすべり方向のなす角)) によってそのすべり挙動を記述することができる。シュミット因子は結晶方位と荷重軸によってのみ決定される因子であり、物理的には、粒界の影響のない単結晶の各すべり系に作用する無次元化分解せん断応力を意味する。一方、複数の結晶粒で構成されている多結晶の場合、それぞれの結晶粒のすべり挙動はシュミット因子には従わない。マルチクリスタルモデルにおける Mises 相当応力の分布 (図 6) では、微細接合部頂点近傍や、異材界面端と特定の結晶粒界との会合部近傍においてとくに高い応力が発生することが示された。そこで、異材界面端に位置する結晶粒のうち、微細接合部頂点の結晶粒 (図 7 中結晶粒 A)、および、頂点ではない結晶粒 (図 7 中結晶粒 B) の二つの結晶粒に注目する。また、FEM 解析では界面に近接する要素は正確な応力値を出力できない場合があることから、界面から $r/L = 0.01$ 離れた場所の応力を界面近傍の応力状態を代表する応力として取り扱う。結晶粒 A において頂点から側面稜線に沿って $r/L = 0.01$ 離れた場所 (図 7 中結晶粒 A 内×印) に位置する要素の応力と、結晶粒 B において異材界面端と粒界との会合点から粒界に沿って $r/L = 0.01$ 離れた場所 (図 7 中結晶粒 B 内×印) に位置する要素の応力を抽出し、それぞれを各結晶粒の 12 すべり系に対して分解した。図 8 と図 9 には各抽出点での分解せん断応力 (Resolved Shear Stress; 以下 τ_{RSS} と記す) を示す。図中の値は公称応力 σ_0 を用いて無次元化してある。また、すべり面は A~D の記号で、すべり方向は 1~3 の数字で表してあり、そ

Fig. 8 Schmid factors (S.F.s) and τ_{rss}/σ_0 on the 12 slip systems at the region near a vertex of the multi-crystalline model. (Grain A)

それぞれの結晶粒のシュミット因子も載せてある。結晶粒 A (図 8) において最も大きいシュミット因子を有するすべり系は A-1 である。 τ_{rss}/σ_0 についても、最も値が大きいすべり系は A-1 であるが、その値はシュミット因子の約 4 倍となっている。前述のように、シュミット因子は粒界の影響のない単結晶における各すべり系の無次元化分解せん断応力を意味し、言い換えると、異材界面や結晶粒界から離れた場所での τ_{rss}/σ_0 を代表する値である。高サイクル疲労のようなひずみ量の小さい変形では、すべり挙動は各結晶粒間の変形拘束を考慮に入れた応力場によって記述することができる^{(6)~(8)}。つまり、本解析結果は、結晶粒 A の頂点近傍では A-1 すべり系のすべりが結晶粒内部に比べて活発に活動することを示唆している。また、微小繰返し変形を受ける金属では、すべりの活発な活動に伴い固執すべり帯が形成されてき裂発生に至ることから、結晶粒 A の応力抽出点近傍においてすべり A 面に沿ったき裂の優先的発生が予想される。一方、結晶粒 B (図 9) において最も大きいシュミット因子を有するすべり系は D-3 である。 τ_{rss}/σ_0 の値が最も大きいすべり系は D-2 であり、D-3 のシュミット因子より二倍以上大きい。結晶粒 B における応力抽出箇所近傍では、結晶粒内部に比べて D-2 すべり系のすべりが活発に活動し、すべり面 D に沿ったき裂が優先的に発生することが予想される。

ひずみ量の小さい変形の場合、多結晶体のすべり挙動やそれに関連した疲労き裂の発生は、 τ_{rss}/σ_0 の大小を用いて議論することができる^{(6)~(8)}。つまり、12 すべり系の分解せん断応力のうち、最大の値である最大分解せん断応力 (Maximum Resolved Shear Stress; 以下 τ_{mrss} と記す) は微小繰返し変形下でのき裂の発生を支配する応力と考えられる。よって、以下では τ_{mrss} を微細接合部の強度信頼性を支配する代表応力として議論を行う。

Fig. 9 Schmid factors (S.F.s) and τ_{rss}/σ_0 on the 12 slip systems at the region near the intersection of a grain boundary and the interface edge in the multi-crystalline model. (Grain B)

Fig. 10 Contour map of τ_{mrss}/σ_0 on each side surface of the multi-crystalline model.

4.3 τ_{mrss} の分布 図 10 にマルチクリスタルモデルにおける τ_{mrss} の分布を示す。応力は公称応力 σ_0 を用いて無次元化してある。 σ_{Mises}/σ_0 の分布と同様に、異材界面端近傍において応力集中が生じている。図 11 は、マルチクリスタルモデルの異材界面 (Top, Bottom) において、界面端に沿った τ_{mrss}/σ_0 の分布を示す。図中の白三角は結晶粒界の位置、黒三角は微細接合部の頂点の位置を示している。微細接合部の頂点近傍や特定の結晶粒界の近傍において高応力領域が存在しており、これらの領域は注目して検討すべき箇所であることがわかる。

図 12 は、マルチクリスタルモデルにおける 8 つの頂点を原点とし、原点から側面稜線に沿った τ_{mrss}/σ_0 の分布を示したものである。図中では比較のために均質体モデルの同位置での応力分布も載せてある。均質体モデルでは、最大せん断応力 τ_{max} の値を用いている。均質体モデルに生じる応力分布は巨視的構造要因

Fig. 11 Distribution of τ_{mrss}/σ_0 along the edge of the interface.

Fig. 12 Distribution curves of τ_{mrss}/σ_0 along the side edge from each vertex of the models.

のみに依存することから、モデル形状の対称性により 8 頂点からの応力分布曲線はいずれも同一となる。マルチクリスタルモデルでは各頂点ごとに応力分布曲線は異なっており、 τ_{mrss}/σ_0 の値には約 2 倍もの相違がある。このように、巨視的には同一形状・同一境界条件であっても、両モデルの応力分布には相違が現れる。また、すべての分布曲線において、次式で表される応力特異場が存在していると判断できる。

$$\tau_{mrss} = \frac{K}{r^\lambda} \quad (2)$$

K は特異場パラメータと呼ばれる応力特異場の強さを表すパラメータ、 λ は特異性のオーダーである。均質体モデルでは $\lambda = 0.569$ である。マルチクリスタルモデルでは、頂点のごく近くをのぞいた $r/L = 0.02 \sim 0.1$ の範囲において、それぞれの分布曲線の λ 値は概ね同程度（約 0.57）であるが、頂点ごとに応力の大きさが異なっている。つまり、微視的構造因子は主に応力拡大の程度に対して影響を及ぼす。また、均質体モデルの応力分布曲線は、マルチクリスタルモデルの応力分布曲線のばらつきのほぼ中心に位置している。マルチクリスタルモデルに生じる応力場を評価する際、均質体モデルの結果はひとつの基準を与えるものであることがわかる。

4.4 応力分布に影響を及ぼす構造要因 界面端近傍の応力分布にばらつきには、巨視的構造要因と微視的構造要因とが共に作用している。巨視的構造要因による応力分布のばらつきは、応力の抽出位置に起因する。図 13 に示すように、巨視的構造要因のみを有する均質体モデルにおいて、異材界面端上の異なる位置に A 点と B 点を設置する。A 点と B 点からモデル側面鉛直方向に沿った最大せん断応力をそれぞれ $\tau_{max,A}$ と $\tau_{max,B}$ とし、図 14 にその分布を示す。両者はともに異材界面端から同方向への応力分布であるが、異なった分布曲線となっている。 $r/L = 0.02 \sim 0.08$ における両曲線の λ は、A 点で 0.535、B 点で 0.471 である。B 点に比べて A 点の λ が大きくなっているのは、異材界面端と会合する頂点では、二次元的な界面端より強い応力特異場が現れることが原因である⁽¹²⁾。また、 $\tau_{max,B}$ の分布では、微細接合部中央部 ($r/L = 0.5$) 付近で応力が上昇している。本解析では、モデルは中央部付近にくびれを生じ、表面は凹形状となる。 $\tau_{max,B}$ を抽出した領域では、凹形状の曲率が最大となる領域が中央部ではなく異材界面寄りに存在する。解析ではモデルに引張り変形を与えているが、凹形状の曲率が大きくなると、曲げ変形に起因した圧縮応力成分が増加することから、 $\tau_{max,B}$ は中央部から離れた領域で最小値を示す。 $\tau_{max,A}$ を抽出した領域では、凹形状の曲率が最大となる領域はほぼモデル中央部に存在する。これは、 $\tau_{max,A}$ の抽出領域が、微細接合部の稜線の影響により $\tau_{max,B}$ を抽出した領域よりも剛性が高くなっていることが原因である。一方、微視的構造要因による応力分布のばらつきは、結晶粒形状や結晶方位といった結晶構造に起因しており、マルチクリスタルモデルのみに存在する。図 12 中の応力分布

Fig. 13 Points defined on a side surface of the homogeneous model.

Fig. 14 Distribution curves of $\tau_{\max}/\sigma_0$ at points A and B in the homogeneous model.

のばらつきは、微視的構造要因によるものであり、巨視的構造要因のみの応力分布を表す均質体モデルの値を中心にばらついている。

4.5 微視的構造要因による応力分布のばらつきの統計的評価

4.5.1 微視構造因子 α 微視的構造因子による応力分布のばらつきは、結晶粒の形状や分布に依存する。微小接合部内の結晶粒形状や結晶方位はランダム性を有することから、ある特定のモデルの解析結果のみでは十分な情報を得ることはできず、複数の解析データを用いて統計的な評価を行う必要がある。そこで、図4で示したモデルとは異なる結晶粒形状と結晶方位を有する9通りのマルチクリスタルモデルを作製し、計10通りの解析結果を用いて微視的構造要因に起因する応力分布のばらつきについて統計的な評価を実施する。9つのモデル作製に関する三次元シミュレーション条件およびFEM解析条件は、図4に示したモデルと同一である。ところで、マルチクリスタルモデルに生じる応力分布には、巨視的構造要因と微視的構造要因が複合的に作用している。微視的構造要因の影響を抽出するために、マルチクリスタルモデル上の応力を均質体モデル上の対応する位置の応力で除した、

Fig. 15 Distribution curves of α along the side edge from each vertex of the multi-crystalline model.

Fig. 16 Distribution curves of τ_{mrss}/σ_0 along the side edge from each vertex of 10 multi-crystalline models.

次式で示す微視構造因子 α を定義した。なお添え字の homo は均質体モデル (homogeneous model) を、multi はマルチクリスタルモデル (multi-crystalline model) を指す。

$$\alpha = \frac{\tau_{mrss}^{\text{multi}}/\sigma_0^{\text{multi}}}{\tau_{mrss}^{\text{homo}}/\sigma_0^{\text{homo}}} \quad (3)$$

図15には、図4で示したマルチクリスタルモデルの8頂点を原点とし、その原点から側面稜線に沿った α の分布を示す。特異場の成立している $r/L = 0.02 \sim 0.08$ の範囲では、各曲線の傾きは水平を中心にばらついている。これは、式(2)で表される応力特異場において、その傾きを表す λ に与える微視的構造要因の影響が小さいことを示している。ただし、曲線間では、 α の値は $0.5 \sim 2.0$ の範囲でばらついている。

Fig. 17 Distribution curves of α along the side edge from each vertex of 10 multi-crystalline models.

(a) Cumulative probability plots (b) Normal probability plots

Fig. 18 Cumulative probability plots and normal probability plots of α .

4.5.2 頂点近傍の応力分布 図 16 には、全 10 通りのマルチクリスタルモデルにおいて、それぞれのモデルの 8 頂点を原点とし、原点から側面稜線に沿った τ_{mrss}/σ_0 の分布曲線を示す。曲線の総数は 80 である。いずれの曲線においても $r/L = 0.02 \sim 0.08$ の範囲では式 (2) で表される特異場が成立している。図 17 は微視的構造因子 α の分布曲線を示す。曲線のばらつきは、均質体モデルを表す $\alpha = 1.0$ を中心にほぼ対称となっている。また、分布の幅は r/L によらずほぼ一定であり、微視的構造要因による応力拡大の程度はいずれの稜線上でも均一であることを示している。 $r/L = 0.01$ における α の値を各頂点の代表値とし、ばらつきに対して統計的評価を実施する。図 18(a) は、 $r/L = 0.01$ での α の累積確率密度分布を示す。分布の平均値は 0.975 であり、均質体モデルに生じる応力分布 ($\alpha = 1.0$) がばらつきの中心となっている。分布の最小値は 0.386, 最大値は 1.548 である。最小値もしくは最大値付近では分布の傾きが小さくなる反面、1.0 付近では分布の傾きが大きい。これは、値が平均値付

Fig. 19 Distribution curves of τ_{mrss}/σ_0 along the grain boundary from intersections of the grain boundaries and interface edges in 10 multi-crystalline models.

Fig. 20 Distribution curves of α along the grain boundary from intersections of grain boundaries and interface edges in 10 multi-crystalline models.

近に集中していることを示している。図 18(b) は、図 18(a) に示した累積確率密度分布を正規確率分布紙上にプロットしなおしたものである。分布が正規確率分布に従う場合、正規確率分布紙上でのプロットは直線関係となる。中空印の分布はほぼ直線であり、ばらつきが正規分布に近いことが分かる。正規分布実線を用いて近似した場合の平均値 m 及び標準偏差 s は、それぞれ 0.979 および 0.235 である。

4.5.3 結晶粒界に沿った応力分布 図 19 には全 10 通りのマルチクリスタルモデルにおいて、異材界面端と結晶粒界との会合部を原点とし、それぞれの結晶粒界に沿った τ_{mrss}/σ_0 の分布を示す。対象となる粒界の総数は 99 である。どの粒界についても、 $r/L =$

Fig. 21 Cumulative probability plots and normal probability plots of α .

0.01～0.08 の範囲では式 (2) で表される特異場が成立している。図 20 に微視構造因子 α の分布曲線を示す。基本的な傾向は頂点近傍の場合と等しく、応力拡大の程度は同一粒界上で等しい。図 21(a) に $r/L = 0.01$ における微視構造因子 α の累積確率密度分布を示す。分布の平均値は 1.0, 分布の最小値は 0.521, 最大値は 1.770 である。図 21(b) は、図 21(a) に示した累積確率密度分布を正規確立分布紙上にプロットしなおしたものである。中空印の分布はほぼ直線であり、ばらつきが正規分布に近いことが分かる。その分布を正規分布実線で近似した場合の平均値 m および標準偏差 s は、それぞれ 1.023 および 0.268 である。

5. 結 言

三次元積層構造を有する LSI に用いられる金微細接合部を対象として、複数の結晶粒で構成されたマルチクリスタルモデルを用いて有限要素法解析を実施し、応力分布について評価を行った。得られた結果を以下に示す。

1. 微細接合部と基板とが接合された異材界面端近傍において応力が集中し、とくに微細接合部の頂点近傍で高い応力集中が生じる。これらは巨視的構造要因によるものである。また、界面端近傍には特異応力場が存在する。
2. 異材界面端と特定の結晶粒界の会合部近傍においても高応力領域が存在する。これは結晶粒間の変形拘束に起因した微視的構造要因によるものである。
3. 異材界面端近傍の特異応力場において、特異性のオーダー λ に及ぼす微視的構造要因の影響は小さい。微視的構造要因が応力分布に与える主な効果は、応力を一様に増加もしくは減少させることである。
4. 金微細接合部表面の応力分布は微視的構造因子の影響によりばらつきを生じるが、そのばらつきは、

均質体モデルで計算される応力の約 2 倍を上限とする。

5. 微細接合部に生じる応力分布のばらつきは、巨視的構造要因と微視的構造要因の両者に起因している。
6. 微視的構造要因に起因した応力分布のばらつきは正規分布に従う。

文 献

- (1) Ramsay, E. et al., Three-dimensional imaging of a silicon flip chip using the two-photon optical-beam induced current effect, *Applied Physics Letters*, Vol.81, No.1 (2001), pp.7-9.
- (2) Takahashi, K. et al., Ultra-high-density interconnection technology of three-dimensional packaging, *Microelectronics Reliability*, Vol.43, No.8 (2003), pp.1267-1279.
- (3) Tanida, K. et al., Au bump interconnection in 20 μm pitch on 3D chip stacking technology, *Japanese Journal of Applied Physics*, Vol.42, No.10 (2003), pp.6390-6395.
- (4) Tanida, K. et al., Au bump interconnection with ultrasonic flip-chip bonding in 20 μm pitch, *Japanese Journal of Applied Physics*, Vol.42, No.4B (2001), pp.2198-2203.
- (5) Wang, Q. et al., Reliability of Au bump - Cu direct interconnections fabricated by means of surface activated bonding method, *Microelectronics Reliability*, Vol.43, No.5 (2003), pp.751-756.
- (6) Kitamura, T. et al., Slip behavior and local stress near grain boundary in high-cycle fatigue of copper polycrystal, *JSME International Journal*, Vol.47, No.2 (2004), pp.92-97.
- (7) Sumigawa, T. et al., Slip behaviour near a grain boundary in high-cycle fatigue of poly-crystal copper, *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, Vol.27, No. 6 (2004), pp.495-503.
- (8) Sumigawa, T. and Kitamura, T., Nucleation of slip bands near twin boundary in high-cycle fatigue, *JSME International Journal*, Vol.47, No.2 (2004), pp.98-105.
- (9) Mori, Y. and Miura, I., Morphology Change of Grain Structure by a Uniform Nucleation and Growth Model (in Japanese), *Journal of Japan Institute of Metals*, Vol.46, No.2 (1982), pp.224-232.
- (10) Johnson, W.A. and Mehl, R.F., Reaction kinetics in processes of nucleation and growth, *Transactions of the American Institute of Mining and Metallurgical Engineers*, Vol.135 (1939), pp.416-458.
- (11) Mahin, K.W. et al., Comparative-Analysis of the Cellular and Johnson-Mehl Microstructures through Computer-Simulation, *Acta Metallurgica*, Vol.28, No.4 (1980), pp.443-453.
- (12) Koguchi, H. et al., Analysis for stress singularity field at a vertex in three-dimensional bonded structures, *JSME International Journal*, Vol.42, No.1 (1999), pp.80-89.