

高密度電子流に誘起される原子移動現象に関する研究

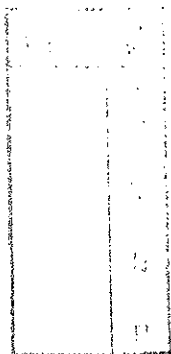
2008年7月

辻 潤 著

高密度電子流に誘起される原子移動現象に関する研究

1998年 7月

近 藤 誠 一



99012413

目次

| | |
|---|----|
| 第1章 序論 | 1 |
| 1.1 研究の背景と目的 | 1 |
| 1.2 本論文の構成と概要 | 5 |
| 第1章の参考文献 | 6 |
| 第2章 エレクトロマイグレーションによるサブミクロン配線の温度分布の実時間計測 | 7 |
| 2.1 緒言 | 7 |
| 2.2 実験方法 | 9 |
| 2.2.1 配線試料 | 9 |
| 2.2.2 赤外放射強度の測定 | 9 |
| 2.3 サブミクロン配線のサーモグラフ像の時間変化 | 12 |
| 2.3.1 サーモグラフ像の測定 | 12 |
| 2.3.2 ボイド形成過程 | 19 |
| 2.3.3 ボイド回復過程 | 26 |
| 2.4 結言 | 29 |
| 第2章の参考文献 | 30 |
| 第3章 結晶性向上によるエレクトロマイグレーションの抑制 | 31 |
| 3.1 緒言 | 31 |
| 3.1.1 エレクトロマイグレーションの抑制方法 | 31 |
| 3.1.2 研究の目的 | 31 |
| 3.2 実験方法 | 33 |
| 3.2.1 配線試料 | 33 |
| 3.2.2 エレクトロマイグレーション試験の方法 | 36 |
| 3.2.3 結晶性の評価方法 | 36 |
| 3.3 エレクトロマイグレーション寿命を決定するパラメータの測定 | 36 |
| 3.3.1 結晶粒径の評価 | 36 |
| 3.3.2 結晶配向性の評価 | 38 |
| 3.4 結晶粒径と配向性による積層構造のマッピング | 41 |
| 3.5 結言 | 46 |
| 第3章の参考文献 | 47 |

| | |
|-------------------------------|----|
| 第4章 エレクトロマイグレーション誘起の配線寿命の予測 | 48 |
| 4.1 緒言 | 48 |
| 4.2 実験方法 | 48 |
| 4.3 配線寿命の予測 | 50 |
| 4.3.1 エレクトロマイグレーション寿命試験結果 | 50 |
| 4.3.2 抵抗増加曲線の解析 | 51 |
| 4.3.3 配線寿命の短期予測法の提案 | 56 |
| 4.4 結言 | 61 |
| 第4章の参考文献 | 61 |
| 第5章 STMを用いたナノメートルレベル原子移動現象の解析 | 63 |
| 5.1 緒言 | 63 |
| 5.1.1 ULSI配線の周波数限界 | 63 |
| 5.1.2 STM加工の研究背景 | 63 |
| 5.2 実験方法 | 65 |
| 5.2.1 試料作製 | 65 |
| 5.2.2 UHV-STM装置の作製とSTM加工実験の方法 | 66 |
| 5.3 STM加工の結果とそのメカニズムの検討 | 70 |
| 5.3.1 STM加工のしきい電圧の結合エネルギー依存性 | 70 |
| 5.3.2 昇華メカニズムの検証 | 72 |
| 5.4 原子移動現象の整理 | 72 |
| 5.5 結言 | 79 |
| 第5章の参考文献 | 79 |
| 第6章 結論 | 81 |
| 謝辞 | 83 |
| 研究業績 | 84 |

第1章 序論

1.1 研究の背景と目的

近年の半導体素子の設計・製造技術の進歩は目覚ましいものがあり、民生機器は勿論、通信・情報処理や各種の産業機器といった極めて広範囲で多様な使用条件のもとで用いられている。さらに、数百万～数千万素子をシリコン基板上に集積した大規模集積回路 (ULSI: Ultra Large Scale Integration Circuit) 内には、サブミクロンの配線幅で総配線長が数m～数100mにもおよぶアルミニウム (Al) 配線が使用されている。AlはLSIの初期(1960年代)から、抵抗率が低い、微細加工がしやすい、耐酸化性に優れるなどの理由でLSI配線として使用されているが、それと同時に配線に流れる高密度の電子流に起因した原子移動が起きやすいといった欠点により市場不良を発生させることがある [1,2]。この現象はエレクトロマイグレーション (electromigration) と呼ばれている。図1-1に示すように ULSI の微細化に伴い Al 配線のサイズは年々細くなっており、配線幅が約 $1\mu\text{m}$ になった 1980 年代前半にはエレクトロマイグレーション問題が急激に浮上した。この頃、ULSIの実使用条件において Al 配線に流れる電流密度は $10^5\text{A}/\text{cm}^2$ を越える値になり、配線幅がサブミクロンサイズに達した現在ではエレクトロマイグレーション問題の解決が ULSI 配線の最重要課題となっている。

エレクトロマイグレーションは配線内を流れる電子流が直接金属イオンの駆動力となることによって発生する原子移動現象と言われているが [3]、一般的に電流を流す目的で用いられているミリサイズの導線では何ら問題にはならない。ULSI 配線に流れる電流密度は $10^5\sim 10^6\text{A}/\text{cm}^2$ あるが、通常の導線が流せる電流密度は最大でも $10^3\text{A}/\text{cm}^2$ である。これだけ桁違いの密度の電流を ULSI 配線に流せるのは、配線体積に対する表面積の比が大きく、シリコン (Si) 基板への放熱性が優れているからである。通常の導線に $10^3\text{A}/\text{cm}^2$ 以上の電流を流そうとしてもジュール熱が発生して導線の溶断が起こるだけである。

一般に、金属イオン (原子) は活性化エネルギー E_a で閉じ込められた周期的ポテンシャル内で熱運動している。金属に電流密度 j で電流を流すと、金属イオンは二種類の力を受ける。一つは電界から直接受ける力 F_E 、もう一つは電子との衝突により受ける力 F_e である。ULSI 配線においては、 F_E より F_e の方がはるかに大きいため、金属イオンは電子流方向に沿って移動する確率が増大する。この移動を定式化すると次式のようになる [2]。

$$J_a = \frac{ND_0}{kT} Z^* e \rho j \exp\left(-\frac{E_a}{kT}\right) \quad (1-1)$$

ここで、 J_a は原子流束、 N は原子密度、 D_0 は拡散定数の前指数項、 k は Boltzmann 定数、 T は絶対温度、 Z^*e は実効電荷、 ρ は電気抵抗率である。このような原子移動と通常の拡散現象の違いは、その起動力が異なるだけで、エレクトロマイグレーションの場合は電子風 (electron wind) [3] であるが、通常の拡散の場合は濃度差などに起因する力である。

このようにエレクトロマイグレーションは電子流の運動エネルギーが駆動力となって生じる拡散現象の一種であるが、その拡散経路には結晶内の格子拡散 (活性化エネルギー; 1.4eV)、粒界拡散 (0.5eV)、粒界

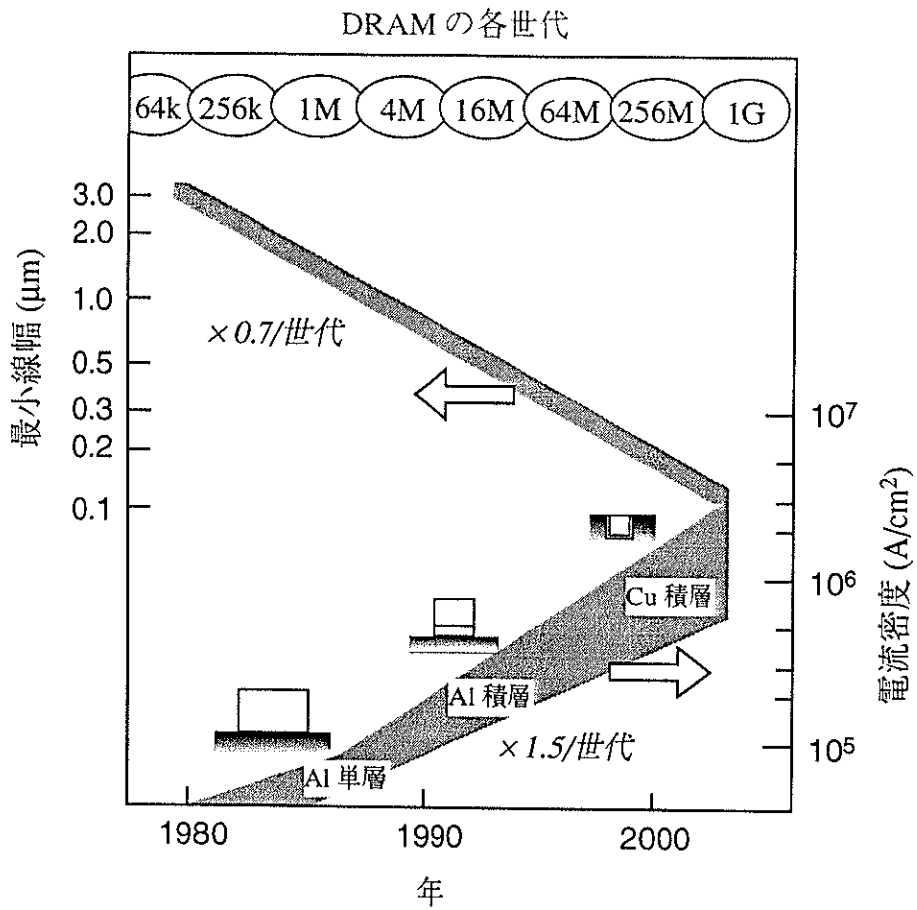


図1-1. ULSI配線の最小線幅と許容電流密度の変遷

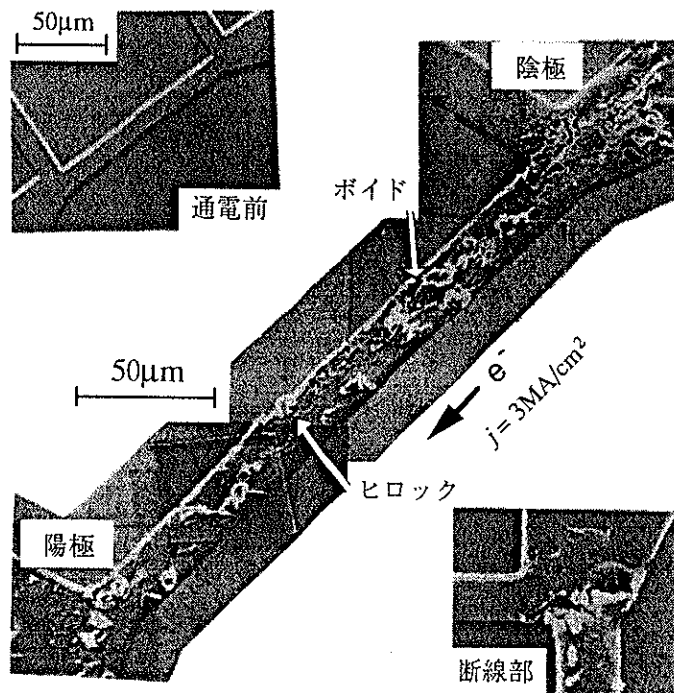


図1-2. エレクトロマイグレーションによるAl配線の劣化の様子[1]

からバルクへの空孔拡散(0.6eV)、結晶内の空孔拡散(>0.6eV)、表面拡散(0.28eV)がある。その中でも実際に Al 配線中で観測されるエレクトロマイグレーションは粒界拡散が支配的であることが報告されている [4]。図 1-2 にエレクトロマイグレーションによって劣化した Al 配線の SEM (Scanning Electron Microscope) 写真を示した [1]。多数のポイド(原子空孔の集まりによる穴)とヒロック(原子過多による突起)が配線上に形成されている。ここで図 1-3 を使いポイドとヒロックの成長位置について説明する。エレクトロマイグレーションが主に粒界に沿って進行すると考えると、図 1-3(b) 内の a の位置では Al 原子の供給が絶たれているために空孔の集団がポイドとなって成長する。b の位置(粒界の三重点)では原子の流入量と流出量に差があるためにヒロックが、c では同様にポイドが成長する。そして、d のような位置では原子の供給のみが行なわれるためヒロックが成長する。このようなポイドとヒロックの成長によって、最終的には配線の断線及び配線間の短絡故障に至る。実際にエレクトロマイグレーションによる最も典型的な故障モードは、ポイドの成長による断線とヒロックの成長による短絡故障である [2]。図 1-3(a) に劣化した Al 配線の SEM 像を示す。Al 結晶粒界上で黒く写っているポイドと白く写っているヒロックが確認できる。したがって、粒界拡散を抑制するためには、Al 結晶粒径を大きくすることで拡散経路数を減らしたり、結晶配向性を向上させて拡散の活性化エネルギーを高めたりすることが有効である。

ULSI 配線のエレクトロマイグレーション耐性を評価する最も基本的な方法は、高温・高電流密度で通電加速試験を行い、ある程度の抵抗増加量に達するまでの時間を配線寿命として評価する方法である [2]。電流量を増加し過ぎるとジュール熱により配線温度が上がり、正確な寿命予測が困難となるため、通常は $10^6\text{A}/\text{cm}^2$ 程度に設定し、試験温度を 200°C 程度に上げて劣化を加速する。この加速試験で得られた配線寿命の電流密度依存性と温度依存性から実使用条件における Al 配線の信頼性評価を行っている [5]。また、高融点金属層との積層化などの対策が取られた様々な Al 配線についても、加速試験を行うことで比較検討されている [5]。最近ではエレクトロマイグレーションが進行中の Al 配線を SEM や TEM (Transmission Electron Microscope) で直接観察し、その信頼性を微視的構造から評価する実験もなされている [6]。

また、これとは別に走査トンネル顕微鏡 (STM: Scanning Tunneling Microscope) においてもエレクトロマイグレーション現象が観測されたという報告がある。STM は鋭く尖った金属探針を固体表面とトンネル間隙 (tunneling gap) を保った状態で走査することによって原子レベルの分解能を得る顕微鏡であるが [7]、1990年に IBM の Eigler らは STM 探針に電圧パルスを印加することにより Ni 表面上での Xe 原子の操作実験に成功し、そのメカニズムは STM 電流によるエレクトロマイグレーションであると説明している [8]。STM 探針直下では数 eV のエネルギーを持った電子が約 $10^7\text{A}/\text{cm}^2$ という高密度で流れるため、エレクトロマイグレーション現象が原子レベルで観測されても不思議はない。また、STM の探針先端の状況は ULSI 配線がポイドの成長によって断線する瞬間を常に再現しているとも見ることができ、原子移動のメカニズムについて様々な情報が得られる可能性がある。

本研究においては、サブミクロンレベルの Al 配線で発生するエレクトロマイグレーションに関する問題を中心に挙げ、その観察と制御方法や評価方法について新たな知見を得ることを目的に実験を行う。

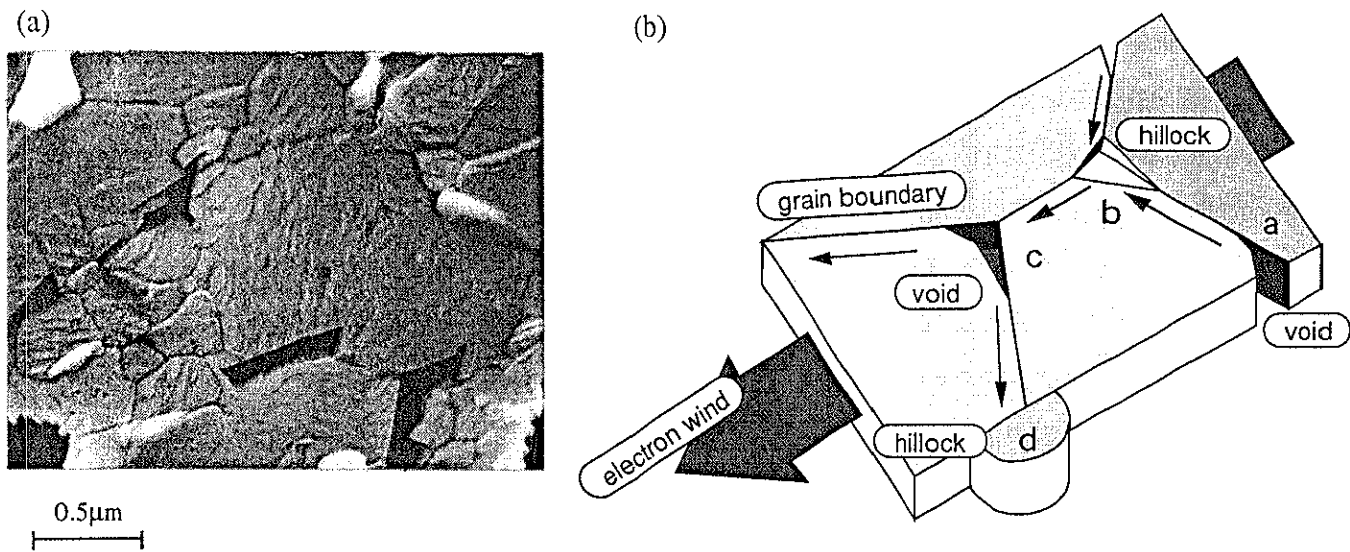


図1-3. エレクトロマイグレーションによってAl配線に生じるボイドとヒロックの成長場所
 (a) 粒界のSEM写真、(b) 粒界拡散の模式図
 矢印は結晶粒界におけるAl原子の拡散経路を示す

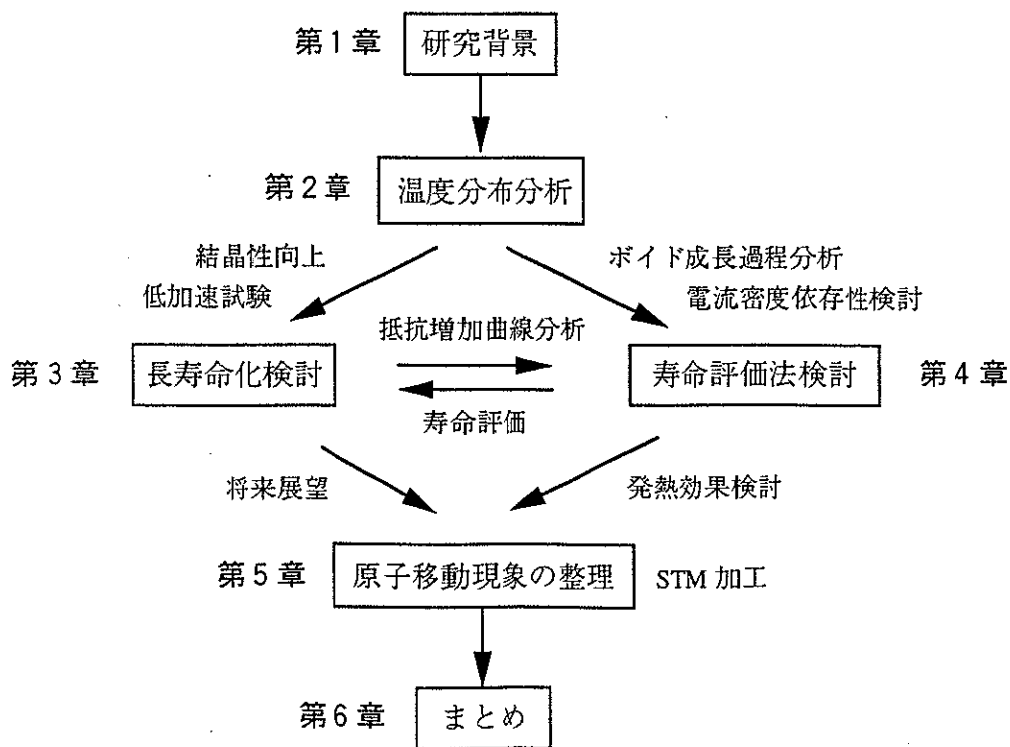


図1-4. 本論文の構成

特に、配線中に形成されたボイドの挙動に伴う温度分布変化や、配線の積層化による耐エレクトロマイグレーション性の向上、配線寿命の評価方法について調べる。さらに、将来のナノメートルサイズの ULSI 配線において発生する問題についても触れ、STM を使った原子移動現象を調べることにより、そのメカニズムについて基礎的な議論を行う。

1.2 本論文の構成と概要

本論文の構成を図1-4 に示す。第2章ではエレクトロマイグレーションに起因した Al 配線の温度分布の変化について調べ、ボイドの成長過程との関連について調べる。第3章において Al 配線のエレクトロマイグレーション特性と結晶学的性質との関係について調べ、エレクトロマイグレーションの抑制方法について検討する。第4章ではエレクトロマイグレーション試験で得られた抵抗増加曲線をボイド成長モデルを使って解析し、配線寿命の評価方法を検討する。第5章では電流密度が ULSI 配線より一桁高い STM を使った原子レベルの原子移動現象について解析する。以下に各章の概要を述べる。

第2章では、 $10^5\sim 10^7\text{A/cm}^2$ の高密度電子流が流れる ULSI 用 Al 配線で起こるエレクトロマイグレーションに伴う温度変化について調べる。Al 配線内の一部の幅を細くすることにより故意に構造的欠陥を導入し、その部分に形成されるボイドの成長を初期過程から分析する。ボイドの挙動に伴う局所的な温度分布の変化を高分解能サーモグラフィを用いて測定し、エレクトロマイグレーション試験時の電気抵抗変化と温度変化の対応について調べる。最終的に、配線の定常的な温度とボイド近傍の局所的な温度にはかなりの差があることを示し、ボイド形成過程と回復過程について考察する。

第3章では、Al 配線のエレクトロマイグレーション特性と結晶学的性質との関係について調べる。Al 配線の結晶学的性質、特に結晶粒径と (111) 結晶配向性を変えるために 10 種類の積層配線を作製し、積層した高融点金属層が Al 層の結晶学的性質にどのような影響を与えるかを調べる。さらに、Al 層の結晶粒径と結晶配向性のエレクトロマイグレーション寿命に対する寄与を比較して、その配線幅依存性から ULSI 配線の将来の方向について考察する。

第4章では、ULSI 配線の信頼性を調べるエレクトロマイグレーション試験の短縮化について考える。数週間にもわたる通電試験によって得られた Al 積層配線の複雑な抵抗増加曲線を詳しく解析し、これらの積層配線のボイドの成長過程を理解することによってエレクトロマイグレーション寿命の短期予測法を提案する。これにより Black の式を用いる従来の予測方法と比較して、100分の1 以下に時間短縮が可能になることを示す。

第5章では、将来のナノメートルサイズの ULSI 配線において発生する問題について触れ、電流密度が 10^7A/cm^2 で ULSI 配線より一桁高い STM を用いて原子レベルの原子移動現象に関してメカニズム解析を行う。これにより、エレクトロマイグレーションをはじめとする原子移動現象を物理過程に基づいて整理する。まず超高真空 STM を作製し、結合エネルギー等の物性値が明確な単元素材料を中心に 9 種の試料について STM によるナノメートルレベル加工 (ボイド形成) を行う。表面加工のしきい電圧の材料依存性及

び雰囲気(超高真空中と大気中)による違いを調べ、従来の結果を含めた多くの実験結果を統一的に理解できるメカニズムについて詳しく考察する。エレクトロマイグレーション、電界蒸発、探針との接触移動、熱脱離、電子励起脱離などの様々な原子移動現象のメカニズムについて比較検討し、それぞれの現象に関して活性化エネルギーと電流密度に基づいて区分する。

最後の第6章は、本研究で得られた結果のまとめである。

第1章の参考文献

- [1] 日野出, 軽金属 41, 614 (1991).
- [2] 半導体集積回路におけるエレクトロマイグレーションに関する文献調査報告書, 日本電子部品信頼性センター, (1987).
- [3] A. H. Verbruggen, IBM J. Res. Develop. 32, 93 (1988).
- [4] H. -U. Schreiber, Solid-State Electronics, 24, 583 (1981).
- [5] H. Toyoda, T. Kawanoue, M. Hasunuma, H. Kaneko and M. Miyauchi, *Proceedings of the 32nd International Reliability Physics Symposium* (IEEE, New York, 1994), p.178.
- [6] T. Marieb, J. C. Bravman, P. Flinn and M. Madden, Mat. Res. Soc. Symp. Proc. 338, 409 (1994).
- [7] G. Binnig, H. Rohrer, C. Gerber and E. Weibel, Phys. Rev. Lett. 49, 57 (1982).
- [8] D. Eigler and E. K. Schweizer, Nature 352, 600 (1991).

第2章 エレクトロマイグレーションによるサブミクロン配線の温度分布の実時間計測

2.1 緒言

ULSI 配線に流れる電流量は 1mA 程度であるが、その電流密度は $10^5\text{A}/\text{cm}^2$ を越えており、構造的な欠陥が配線内に存在すると電流密度増大に起因した原子移動が加速度的に進行し、さらにジュール発熱で正のフィードバックがかかる可能性がある。配線温度は (1-1) 式に示したように、エレクトロマイグレーション発生に関連する重要な因子であるため、本章ではそのような問題について実験を行う。

従来、ULSI 多層配線として用いられている Al 配線のエレクトロマイグレーション現象を SEM [1-5] や TEM [1,2] で直接観察し、その信頼性を評価する実験がなされている。このような高分解能での実時間観察を行うことによって、Al 配線の微細構造と断線メカニズムの関係が特徴付けられ、さらにボイドの形成・回復現象が電気抵抗の急激な変動 (パルス現象、振動現象) と相関があることも明らかとなった。図 2-1 にボイドの成長過程を詳細に追跡した結果を示す [1,3]。ボイドの成長によって、(a) のように単純に断線に至るだけでなく、(b) に示したように断線直前にボイドが回復する現象も観測されている。しかも、ボイドの回復現象は 1秒以下の瞬間的な現象であることも報告されている [5]。従来の実験結果から、ボイドの回復現象は局所的なストレス変化 [5] や結晶方位 [1]、ボイドの形状効果 [3] に起因して発生するものと考えられるようになった。

しかし、このような実験においてはボイド成長領域でかなりの温度上昇が考えられるにも拘らず、局所的な温度分布の変化については十分に調べられていなかった。従来、配線内の定常的な温度分布については電気抵抗測定 [5,6] や蛍光発光測定 [6] 等のような間接的な方法及び計算 [6-9] によって評価されてきた。しかし、これらの方法では局所的な温度分布やその時間変化の測定は困難であった。すなわち、ボイドの挙動に伴う局所的な温度分布の変化を調べるには、 μm レベルの空間分解能と ms オーダーの時間分解能を有する温度測定手段が必要である。

一方、電流密度を上げた高加速試験を行うことによってエレクトロマイグレーション試験時間を短くし、ULSI の開発期間を短縮したいという要求がある。電流密度を $10\text{MA}/\text{cm}^2$ 以上に上げて配線の劣化を加速すると、ジュール熱による温度上昇が発生するために実使用条件での精確な寿命予測が困難になるという問題が生じる [6,10]。したがって、 $10\text{MA}/\text{cm}^2$ を越える電流密度での Al 配線の温度分布変化を理解することは、高加速試験を実現するためにも重要である (寿命予測問題については第4章で取り挙げる)。

そこで、本研究では高分解能サーモグラフィを用いてボイドの挙動に伴う局所的な温度分布の変化を測定し、それが通電試験時の電気抵抗変化とどのように対応しているかを調べる。従来のボイド成長の観察実験では、配線内のボイド生成位置が不特定であったために、ある程度までにボイドが成長した後の過程を詳細に追跡するというものであった。本研究においては、配線内の一部の幅を細くすることにより故意に構造的欠陥を導入し、その部分に形成されるボイドの成長を初期過程から高分解能サーモグラフィによって分析した。また、実際の ULSI 配線に近い状態で解析するため、表面保護膜を形成した状態でボイド成長過程を観察した。そのため、試料に制約の少ない光学顕微鏡を主に用いた。最終的に、配線の定常的な

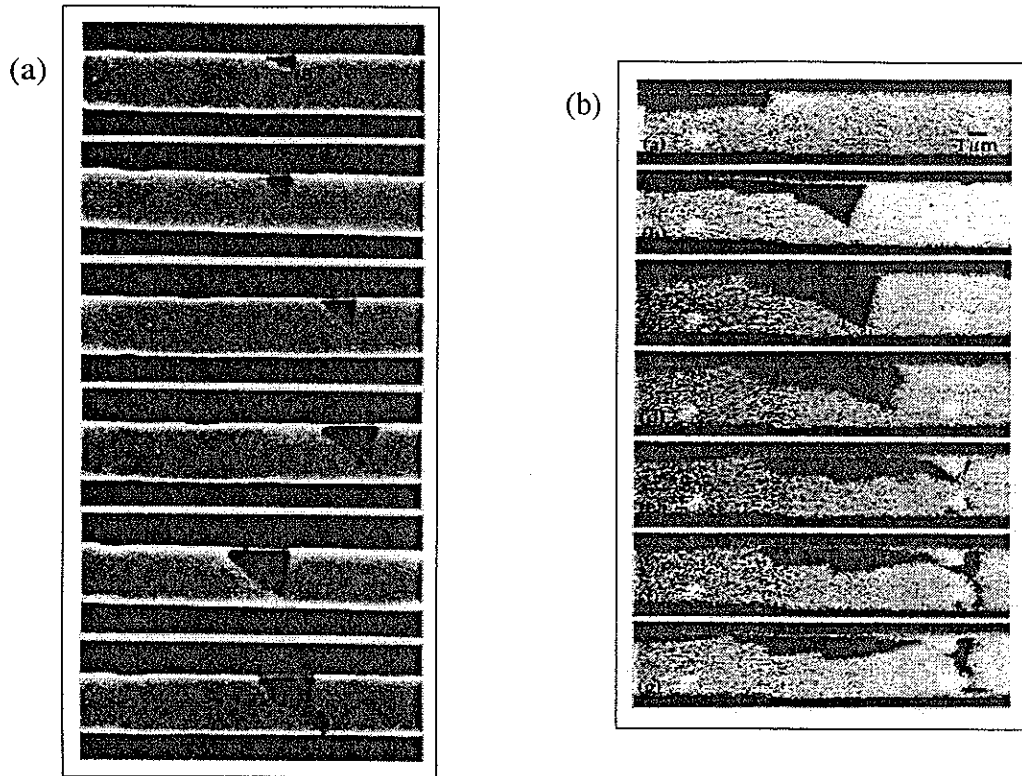


図2-1. エレクトロマイグレーションによるボイド成長/回復過程のSEM写真

(a) ボイドの成長過程 [3]

Al 配線は保護膜がない状態。配線幅; $1.8\mu\text{m}$ 、電流密度; $1.6\text{MA}/\text{cm}^2$

上から 24.3 時間後、44.5 時間後、65.8 時間後、131.8 時間後、177.2 時間後、190.1 時間後の様子

(b) ボイドの成長/回復過程 [1]

Al 配線は保護膜がある状態。配線幅; $4.0\mu\text{m}$ 、電流密度; $4.5\text{MA}/\text{cm}^2$ 、温度; 350°C

上から 4.5 時間後、5.75 時間後、6.3 時間後、6.5 時間後、6.52 時間後、6.6 時間後、6.75 時間後の様子

温度とボイド近傍の局所的な温度にはかなりの差があることを示し、ボイド形成過程と回復過程について考察する。

2.2 実験方法

2.2.1 配線試料

エレクトロマイグレーション進行中における配線内の温度分布を調べるための試料として、Si 基板上に形成した Al 配線を用いた。Al 配線の膜厚は 200nm であり、スパッタリング法によって成膜した。Al 配線下のシリコン基板表面に形成された酸化膜 (SiO₂) の厚さは 200nm であり、Al 配線上の表面保護膜 (SiO₂) の厚さは 700nm である。試料のうちのいくつかは、Al 層の下に 100nm の厚さの TiN 層を積層したものをを用いた。Al 層には Si が 1% 含有されており、そのために融点が 660°C から 600°C まで低下する。

図2-2 に作成した試料の配線構造を示した。図2-2(a) に示す配線構造は、中央に幅 0.6μm、長さ 1mm の配線があり、それを配線幅 1.0μm の引き出し線が 50μm、100μm、200μm の間隔で接点をとる構造になっている。図2-2(b) に示す配線構造は、中央に幅 0.6μm、長さ 200μm の配線があり、それを配線幅 1.0μm の引き出し線が 20μm の等間隔で接点をとる構造になっている。引き出し線は電流の導入と電圧測定用に用い、通電試験中の電気抵抗変化を四端子法によって測定することができる。このように異なる幅を持った配線を組み合わせることによって、エレクトロマイグレーションによって発生するボイドを確実に顕微鏡の視野内に入れて、高分解能かつ実時間で観察を行うことが可能になる。もし、中央の配線と引き出し線の配線幅が等しいとボイドがどこに形成されるか判断できないため、通電試験開始からボイドが成長するまでのある程度の時間は低倍率で観察しなければならなくなり、ボイド成長の初期から再現性良く観察し、電気抵抗や配線温度の変化と対応させることが非常に困難になる。図2-2(a) の配線構造は視野の大きい(分解能の低い)赤外顕微鏡での温度分布の測定に用い、図2-2(b) の配線構造は視野の小さい(分解能の高い)光学顕微鏡でのボイドの観察に用いた。それぞれの視野を図中に "A" と "B" で示した。赤外放射強度の測定は、図中の "C1"、"C2" 及び "D" に示したような領域を指定して、その範囲内で平均して測定される。

エレクトロマイグレーション寿命の配線幅依存性を測定するための試料としては、図2-2(a) の構造で中央の配線幅が 0.5μm~2.0μm で、両端部の電極用の引き出し線のみがあるものをを用いた。すわわち、中央の配線の途中に引き出し線はないものをを用いた。

2.2.2 赤外放射強度の測定

エレクトロマイグレーション進行中の配線の温度変化を電気抵抗変化及びボイド観察と同時に行い、それらの時間的対応を調べた。以下に各測定の詳細を説明する。

(1) 温度分布の測定；赤外線固体撮像素子を用いた発熱画像解析装置 THEMOS-50 (浜松ホトニクス社製)

により、エレクトロマイグレーションによって生じる配線内の温度分布とその時間変化を調べた。検

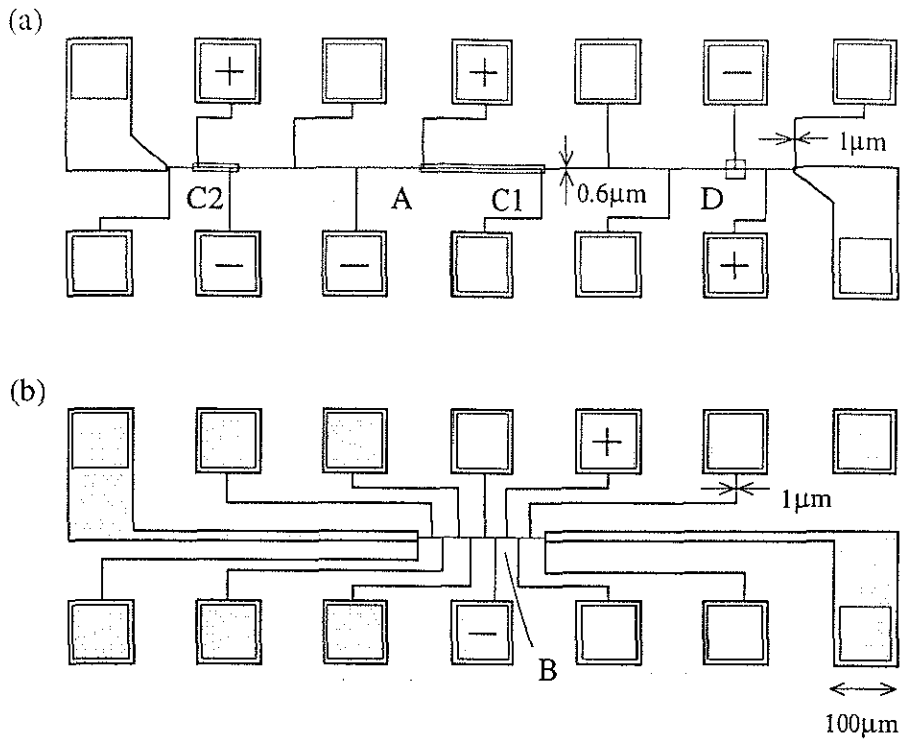


図2-2. エレクトロマイグレーション試験用試料の配線構造

(a) 赤外顕微鏡観察用、(b) 光学顕微鏡観察用

領域 A は図2-12 の赤外顕微鏡の視野、領域 B は図2-10 の光学顕微鏡の視野、領域 C1、C2 及び領域 D はそれぞれ図2-6、図2-7 及び図2-17 の赤外放射強度測定範囲

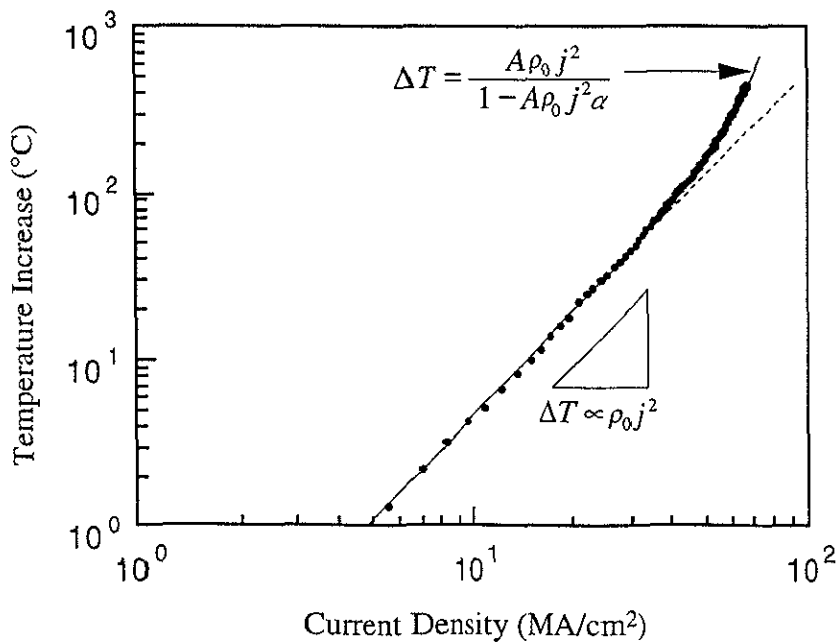


図2-3. Al 配線に流れる電流密度と温度増加量の関係

図中の計算式によってフィッティングした。

$A\rho_0 = 0.06$ 、 $\alpha = 0.003$

知波長域は 3~5 μm であり、分解能もその程度である。配線内の温度分布の較正は、本研究を通して解析したものである。赤外放射強度の計測時間は 17ms で、300ms 毎にサンプリングされる。計測領域は図2-2(a) の "C" や "D" に示したような矩形範囲で指定される。

- (2) 電気抵抗の測定；プローバを用いて室温で約 10~100MA/cm² の直流電流を流し、エレクトロマイグレーションによる電気抵抗変化を直流四端子法で測定した。電流は図2-2 に示したように 1.0 μm 幅の引き出し線に接続した電極パッドから導入する。電気抵抗値は 0.1 秒毎にサンプリングされ、赤外放射強度の測定と同時に終わる。
- (3) 実時間観察；エレクトロマイグレーションによる配線の構造変化(ポイドの成長等)を光学顕微鏡の接眼レンズを通して 8mm ビデオで直接撮影した。ビデオ内蔵のズーム機能で 64倍まで拡大される。通常の SEM 観察と異なり光学顕微鏡は表面酸化膜を通して観察できるので、実際のポイド成長過程に近い状態を調べることができる。

赤外顕微鏡の温度較正は、通電中の配線の定常的な温度を調べることによって行った。赤外顕微鏡では試料全体を加熱して温度校正することができなかつたため、以下の較正手順で間接的に校正した。

- (1) まず、試料をホットステージに載せてチップ全体の温度を変化させ、電気抵抗の温度変化を測定して電気抵抗の温度係数を調べる。
- (2) 次に、室温で電気抵抗の電流密度依存性を 10MA/cm² を越える領域まで測定し、(1) の結果から温度と電流密度の相関を求める。
- (3) 赤外放射強度の電流密度依存性を測定する。
- (4) 赤外放射強度の温度に対する較正は、(2) で得られた温度と電流密度の相関、及び (3) で得られた赤外放射強度と電流密度との相関を用いて求める。

以下に較正結果を示す。較正に用いた配線は幅 0.6 μm 、長さ 200 μm の Al 単層配線である。まず (1) と (2) の結果から、図2-3 に示したような配線の平均的な温度増加量と電流密度との関係を得た。電流密度が 30MA/cm² 以下の範囲では温度増加量 ΔT ($=T - T_0$) は電流密度 j の 2乗にほぼ比例して、

$$\Delta T = A\rho j^2 \quad (2-1)$$

となる。ここで A は比例係数である。しかし、電流密度が 30MA/cm² を越えると温度上昇による抵抗上昇も発生するため徐々にこの関係からずれてくる。すなわち、抵抗の温度係数を α 、室温での電気抵抗率を ρ_0 とすると、

$$\rho = \rho_0(1 + \alpha\Delta T) \quad (2-2)$$

となり、(2-1) 式と (2-2) 式から

$$\Delta T = \frac{A\rho_0 j^2}{1 - A\rho_0 j^2 \alpha} \quad (2-3)$$

が求められる。図2-3の高電流密度領域の実験データは、(2-3)式によってフィッティングすることができた。ここで $A\rho_0 = 0.06$ 、 $\alpha = 0.003$ を用いた。最終的に電流密度が 40MA/cm^2 で配線温度は 100°C を越え、 Al-1\%Si の融点 600°C には約 57MA/cm^2 で到達する。実際にほぼこの電流密度で瞬時に溶断する。溶断の電流密度は下地の酸化膜の厚さに大きく依存するが (Si 基板への熱伝導性が変化する)、この試料では比較的薄いために (200nm)、配線の温度上昇が抑制されて通常より一桁近く高い電流密度で溶断する。

次に、発熱画像解析装置を用いて通電中の配線の温度上昇に起因した赤外放射強度を測定した。上述の(4)の方法で得られた較正結果を図2-4に示す。一般に、放射強度 B と絶対温度 T の関係は下式の Planck の放射法則に従うことが知られている [11]。

$$B = \frac{8\pi hc}{\lambda^5} \frac{1}{e^{hc/k\lambda T} - 1} \quad (2-4)$$

ここで、 h は Planck 定数、 c は真空中の光速、 k は Boltzmann 定数、 λ は波長、 T は絶対温度である。図2-4の実験結果も3桁近い放射強度範囲でこの法則に従っている。(2-4)式の外挿によって融点 600°C に達する電流密度は約 57MA/cm^2 、その時の配線の抵抗率は約 $10\mu\Omega\text{-cm}$ と求められる。この抵抗率は Al の融点における値と一致している [12]。本節では $37.5\sim 52.5\text{MA/cm}^2$ の範囲の電流密度で実験を行うが、その際の定常的な配線温度は図2-4から $130^\circ\text{C}\sim 400^\circ\text{C}$ であり、エレクトロマイグレーション寿命は $10^2\sim 10^4$ 秒の範囲であった。発熱画像解析装置のサーモグラフ像のメモリ容量に限界があるため、数 MA/cm^2 の電流密度での解析を行うことはできなかった。次に、この結果を用いて配線の局所的な温度分布を調べる。

2.3 サブミクロン配線のサーモグラフ像の時間変化

2.3.1 サーモグラフ像の測定

まず、電流密度 j の流れる導体膜の定常状態における一次元温度分布を計算によって調べた。温度 $T(x)$ は、

$$K \frac{d^2 T}{dx^2} - j\mu \frac{dT}{dx} + j^2 \rho - \frac{H}{L}(T - T_0) = 0 \quad (2-5)$$

で与えられる [8]。第1項は膜内熱伝導 (K ; 熱伝導率)、第2項は Thomson 効果により発生する熱損失 (μ ; Thomson 係数)、第3項は Joule 発熱、第4項は下地基板へ逃げる熱損失 (T_0 ; 基板温度、 H ; 熱伝達係数、 L ; 膜厚) である。 x を配線膜の長さ方向と考え、境界条件として $x = \pm l/2$ で $T = T_0$ とし、Lagrange の定数変化法を用いて (2-5) の微分方程式を解くと、

$$T - T_0 = \frac{j^2 \rho}{\frac{H}{L} - j^2 \rho_0 \alpha} \left\{ 1 - \frac{\cosh(ax)}{\cosh(al/2)} \right\} \quad (2-6)$$

となる。ここで、

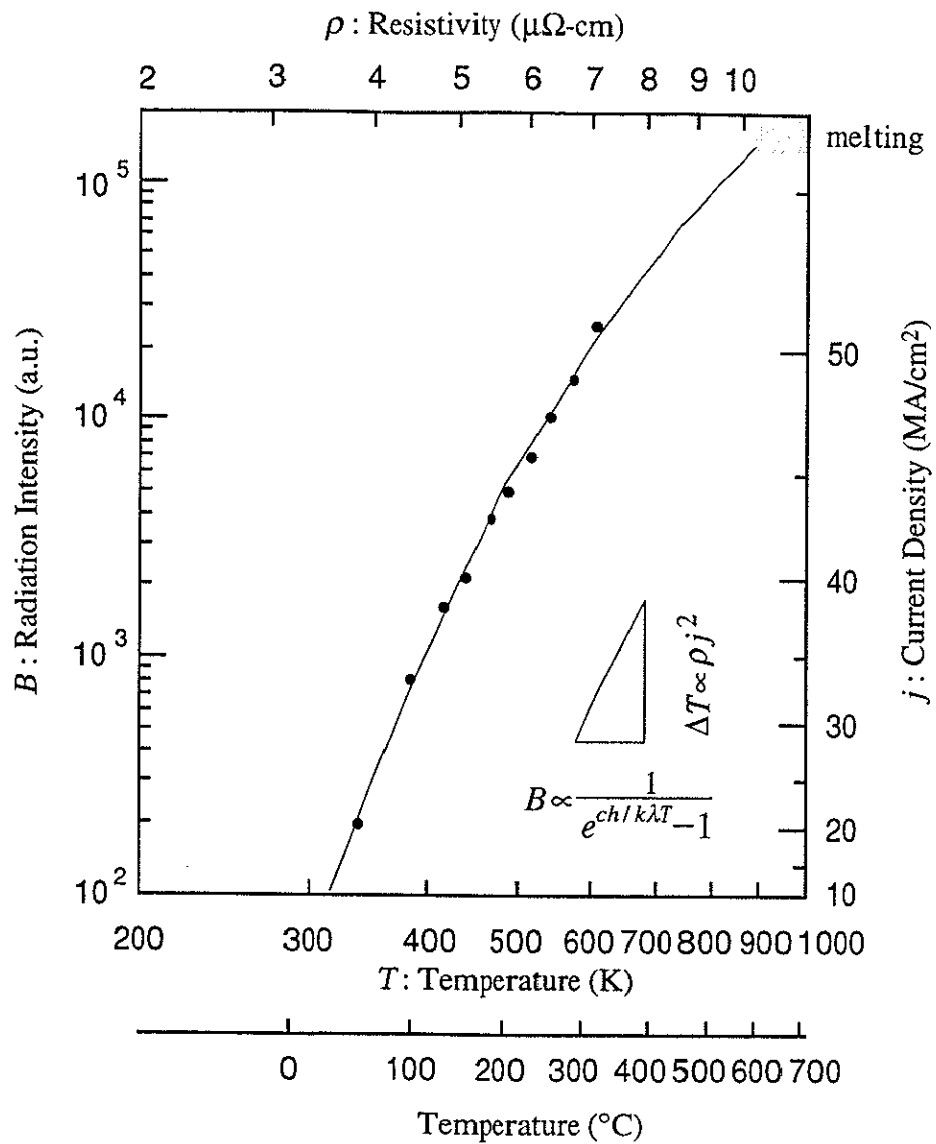


図2-4. 赤外放射強度、温度、電気抵抗率、電流密度の関係

通電中の Al 配線からの赤外放射強度をプランクの放射法則に従って温度較正した。配線温度はジュール熱により電流密度の2乗に比例して増加する。

$$a = \sqrt{\left(\frac{H}{L} - j^2 \rho_0 \alpha\right) \frac{1}{K}} \quad (2-7)$$

であり、 α は (2-2) 式で与えられたものである。また、この場合は Thomson 効果は無視できるものと考え $\mu=0$ とした。図2-5 は (2-7) 式の分布を表したものである。ここで、温度分布は配線の長さ等を含んだパラメータ $m (=al/2)$ によって図のように変化する。配線が十分に長い場合は中央部で一定の温度となる。配線端部では電極パッド等への放熱によって温度が徐々に低下している。

次にサーモグラフィを用いた実験で配線の温度分布を調べた。通電初期の配線内の温度分布は、図2-6(a) のサーモグラフ像に示したように配線長が $200\mu\text{m}$ あっても完全に均一ではなく、山なりに中央部で高温になっている。このために急激に電流を上昇させると、配線中央部で溶断が起こりやすい。電流密度が $37.5\text{MA}/\text{cm}^2$ の時に配線中央の温度は約 130°C である。配線端部は通電していない左右の配線への放熱によって、数 $10\mu\text{m}$ に渡って徐々に温度が低下している。また引き出し線は配線幅が太いために温度上昇が少ないこともわかる。図2-5 に示した配線距離の短い場合 $m=2$ に相当する。

図2-6(b) に $200\mu\text{m}$ の配線の中央部に通電していない引き出し線 (分岐点) がある場合のサーモグラフ像を示す。(a) と比較すると、分岐点の周囲 $100\mu\text{m}$ で約 20°C 温度が低下していることが (c) の温度プロファイルでわかる。この結果から、電気抵抗測定によって局所的な温度分布を調べるために、図2-2(b) の配線構造のように $10\sim 20\mu\text{m}$ 単位で (電圧測定用の) 引き出し線を配線に接続すると、引き出し線自体が放熱効果をもたらし、引き出し線が無い場合の温度を精確に評価することができないことが把握できた。すわなち、非接触方式のサーモグラフィは局所的な温度分布を計測する手段として非常に有効である。

図2-6 をよく見ると、(a) (b) いずれの場合も陽極より陰極の方が温度が高く、既にエレクトロマイグレーションによって陰極で劣化が進行していることがわかった。そこで、次に通電を続けた時の配線の温度変化を調べる。図2-7 に電流密度 $27\text{MA}/\text{cm}^2$ で通電したときの赤外放射強度の時間変化を示した。配線は Al/TiN 積層配線を用いた。この赤外放射強度は図2-2(a) の "C2" で示したように指定した領域内の平均強度であり、 $0.6\mu\text{m}$ 幅で $50\mu\text{m}$ の長さの配線全体を $10\mu\text{m} \times 60\mu\text{m}$ の領域で囲んでいる。配線の寿命である 357 秒のうち、 300 秒までは放射強度がゆるやかに上昇しているが、 300 秒で見られるパルス的な赤外発光があった後は急激な強度変化が起こり最終的に強い赤外発光とともに断線に至っている。

この Al/TiN 積層配線内の温度分布をエレクトロマイグレーション初期、中期、末期段階を比較して図2-8 に示す。図2-7 の (a) (b) (c) の時間が、図2-8 のそれぞれの段階に対応している。また、赤外放射強度を図2-4 の較正結果に基づいて温度に換算して右側の軸に表示している。その結果によると、配線の定常的な温度は約 200°C であるが、時間の経過とともに陰極部の温度が上昇し、(c) では陰極部の温度は陽極部と比較して 40°C 以上高くなっている。これは、陰極部 ($0.6\mu\text{m}$ 幅配線と $1.0\mu\text{m}$ 幅配線の交点) に大きなポイドが形成されたためであり、エレクトロマイグレーションによる配線の劣化は陰極側で大きいという従来の結果と一致している [2,10,13]。

図2-9 に、図2-7 における急激な変化を示す部分 (320 秒 ~ 360 秒) を拡大して同時に測定した電気抵抗の

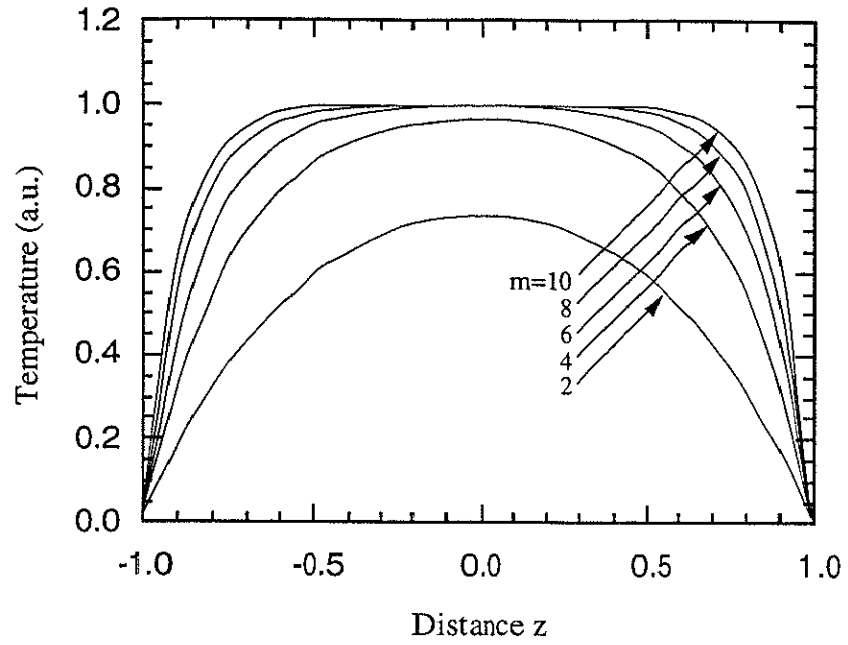


図2-5. 配線の温度分布の計算結果
 横軸; $z = 2x/l$
 縦軸; $\Delta T (H/L - j^2 \rho_0 \alpha) / (j^2 \rho)$
 $m = al/2$

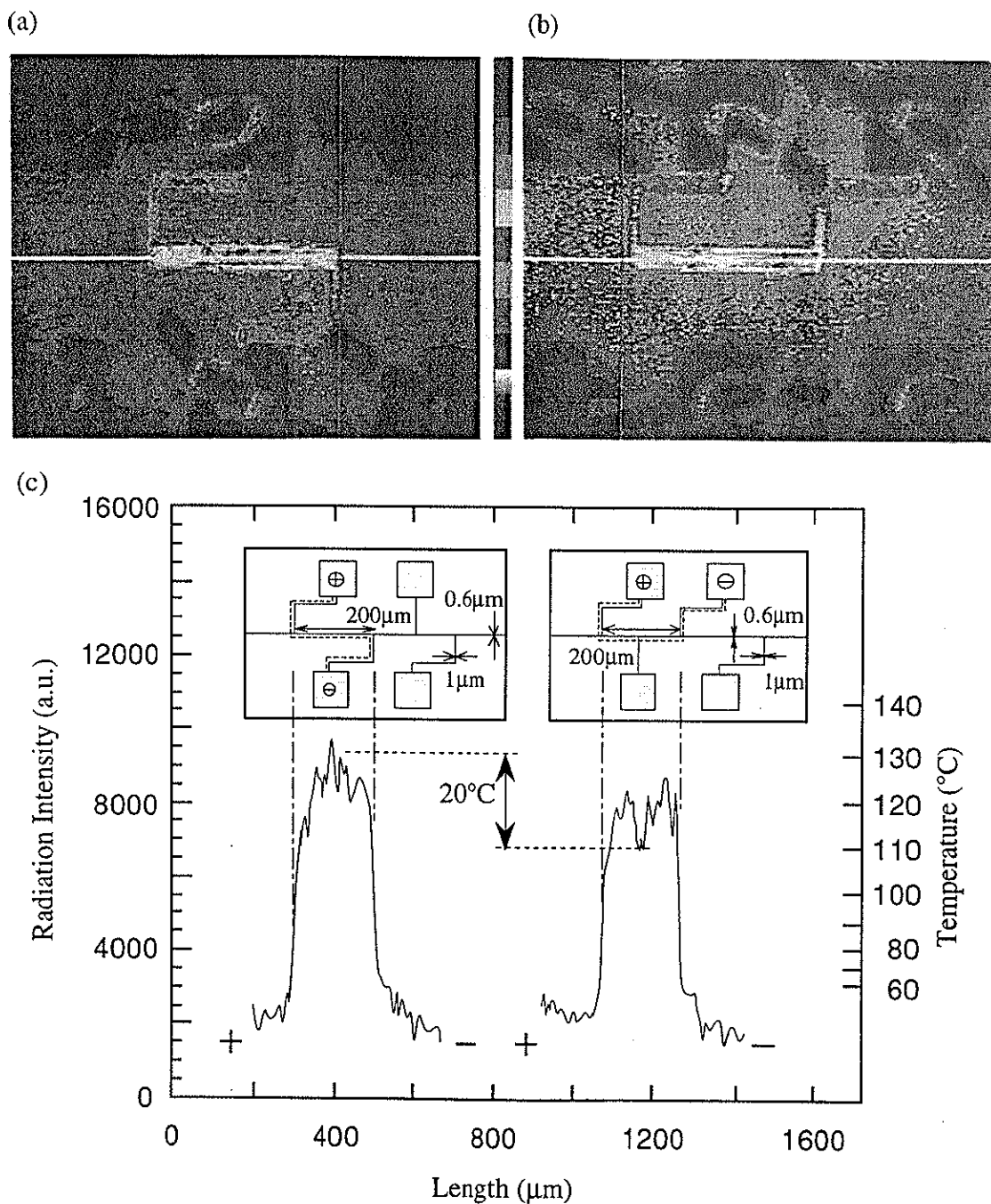


図2-6. 通電中の Al 配線の温度分布の測定

- (a) 幅 $0.6\mu\text{m}$ 、長さ $200\mu\text{m}$ の Al 配線に電流密度 $37.5\text{MA}/\text{cm}^2$ で通電した時のサーモグラフ像
- (b) (a) と同じ条件で、配線中央に $1.0\mu\text{m}$ 幅の引き出し線がある場合の放熱効果を示すサーモグラフ像
- (c) (a) 及び (b) の $0.6\mu\text{m}$ 幅配線の温度プロファイル
 (b) では配線中央部で (a) より温度が約 20°C 低くなっている。

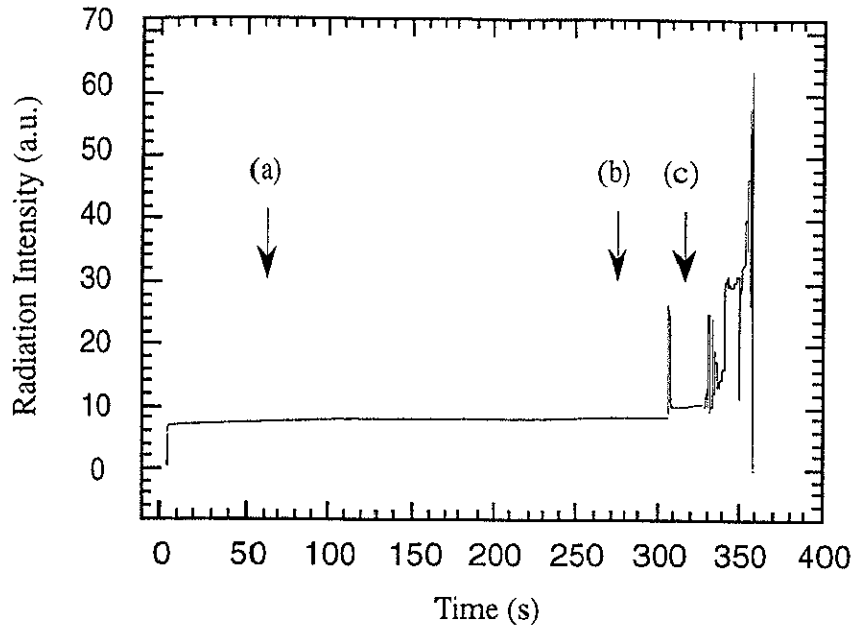


図2-7. エレクトロマイグレーション試験中における Al/TiN 積層配線の赤外放射強度の変化
 赤外放射強度の測定領域は図2-2 の領域 C2。電流密度は $27.5\text{MA}/\text{cm}^2$ 。
 図中の (a)、(b)、(c) の各時間における温度プロファイルを図2-8 に示す。

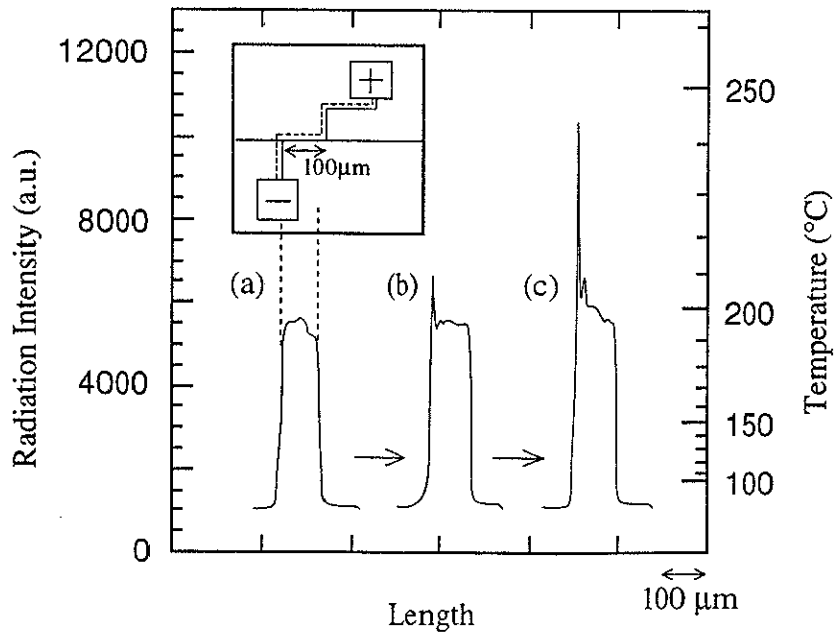


図2-8. エレクトロマイグレーション試験中における Al/TiN 積層配線の温度プロファイルの変化
 電流密度: $27.5\text{MA}/\text{cm}^2$
 (a) エレクトロマイグレーション初期段階
 (b) $0.6\mu\text{m}$ 幅配線の陰極側で温度上昇が始まった段階
 (c) 断線直前

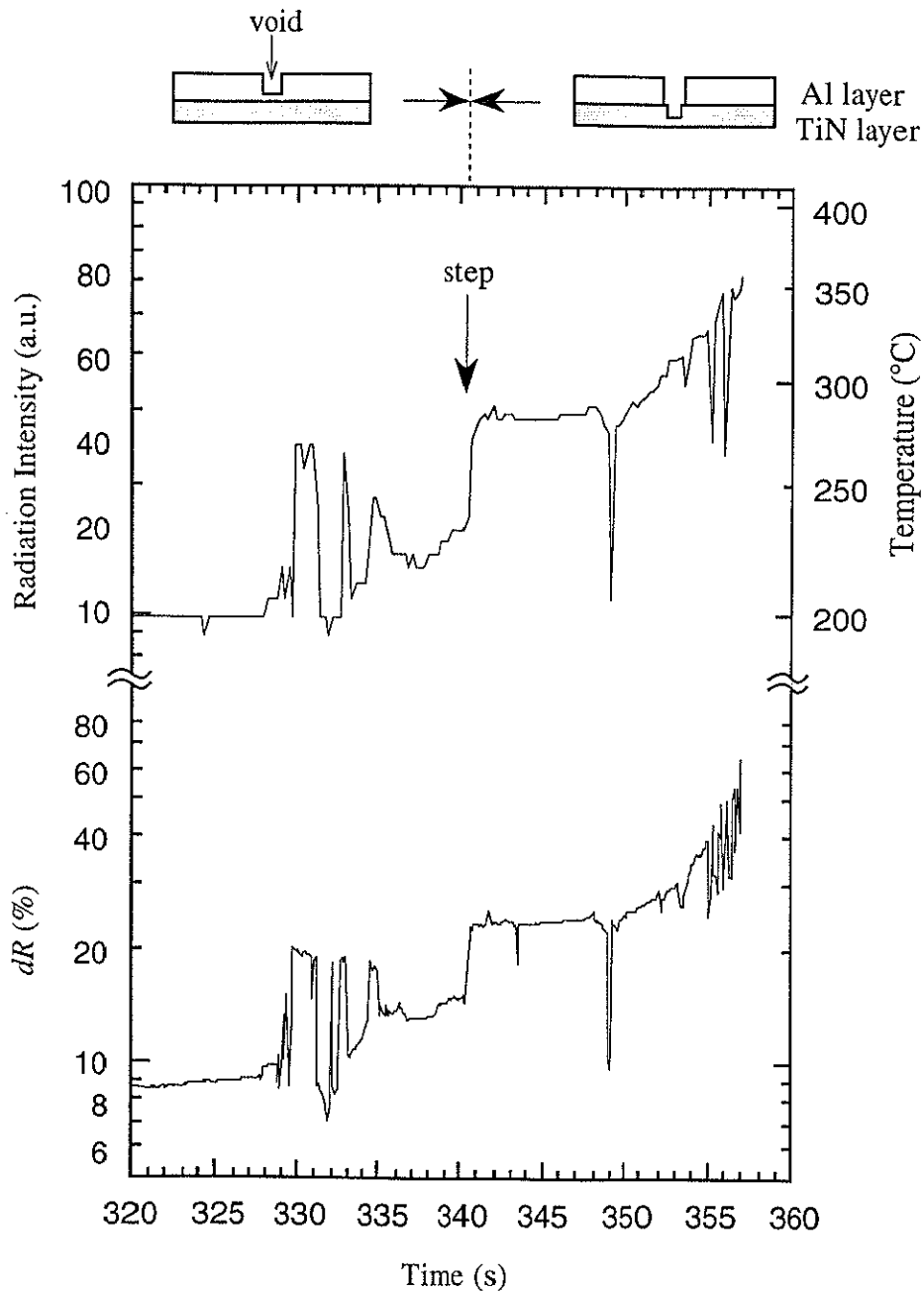


図2-9. エレクトロマイグレーション試験中における Al/TiN 積層配線の赤外放射強度 (温度) の変化と抵抗変化の対応
 赤外放射強度の変化は図2-7の末期段階を拡大したもの。
 右縦軸の配線温度は図2-2(a)の領域 C2 の範囲内での平均値。
 図中に見られるステップは、配線内に成長するボイドが Al 層から TiN 層に進行することで発生すると考えられる。

変化と並べ示した。赤外放射強度は温度に換算して右側の軸に表示している。その結果、配線寿命である357秒全時間において、温度変化と抵抗変化はほぼ相似的事であることがわかった。特に、図2-9の急激な変化が見られる領域では、50°C以上の温度変化に相当するパルス的な赤外発光が数回見られ、同時に電気抵抗も約20%の振動を示している。また、約340秒にあるステップはAl層の断線と考えられ、そこからは主にAl層に形成されたボイド下のTiN層の劣化が進行していると考えられる。TiN層は抵抗が高いため、ジュール熱による定常的な温度上昇(約280°C)が起こっている。このようなステップ的な温度変化は積層配線に共通しているもので、Al単層配線では見られなかった。

以上の結果から、電気抵抗の変化は陰極部に形成されるボイド周辺の温度変化を直接反映したものであることがわかった。しかも、図2-9に示したように両者の変化は相似的事であり、電気抵抗の急激な変化と同様に温度も急激に変化している。赤外放射強度が図2-2(a)の"C2"に示したような範囲で平均化されていることを考慮すると、このような急激な温度変化はボイド周辺においては100°C以上の温度上昇が発生していることが推察される。また、従来のエレクトロマイグレーション試験においても本研究と同様な電気抵抗の急激な変化が観測されているが[5,14]、これらについても大きな温度変化があったことが推察できる。したがって、高電流密度でエレクトロマイグレーション試験を行う場合は、急激な劣化の加速が起こっており、配線内の温度分布の時間変化を調べることは重要である。

2.3.2 ボイド形成過程

ここではボイド形成過程とそれに伴うサーモグラフ像の変化をより詳細に比較して解析する。また、Al単層配線とAl/TiN積層配線の比較も行う。

図2-10はAl単層配線に電流密度52.5mA/cm²で通電したときのボイドの成長過程を光学顕微鏡で実時間観察した結果である。0.6μm幅配線の初期の定常的な温度は約370°Cである。試料の観察位置は図2-2(b)の"B"の位置である。配線表面を酸化膜で覆っているため屈折が起こって配線側部がぼけているが、実際のULSIで起こっている現象に近いと考えられる。図2-10(a)はエレクトロマイグレーション初期の状態であり、配線に構造的な変化は見られない。(b)に見られるように陰極(0.6μm幅配線と1.0μm幅引き出し線の交点)で最初にボイドが生成されると、電気抵抗がそれまでのゆるやかな増加から急激な上昇に変化し、ボイドの生成と電気抵抗変化の変動はよく対応していることがわかった。(c)では(b)に見られたボイドはある程度回復しており、1μm幅の引き出し線上を電極パッド方向に向かってボイド列が成長している。また、ボイド列の成長は連続的ではなく、断続的に起こることがわかった。最終的にボイド列の長さは(e)に示したように20μm以上にもなるまで成長し、ボイド列の一部で断線に至っている。一方、0.6μm幅配線上の劣化はほとんど見られない。陽極側にも(d)に見られるように劣化は起こるが、陰極と比較すると小さく、2μm程度のボイド形成のみであった。図2-11に試験後の配線の陰極部に形成されたボイド列のSEM写真を示す。表面酸化膜を除去しているため、ボイドの様子がはっきりとわかる。これらのボイドでは断線には至っていないことがわかる。必ずしも、このSEM観察領域で断線するとは限ら

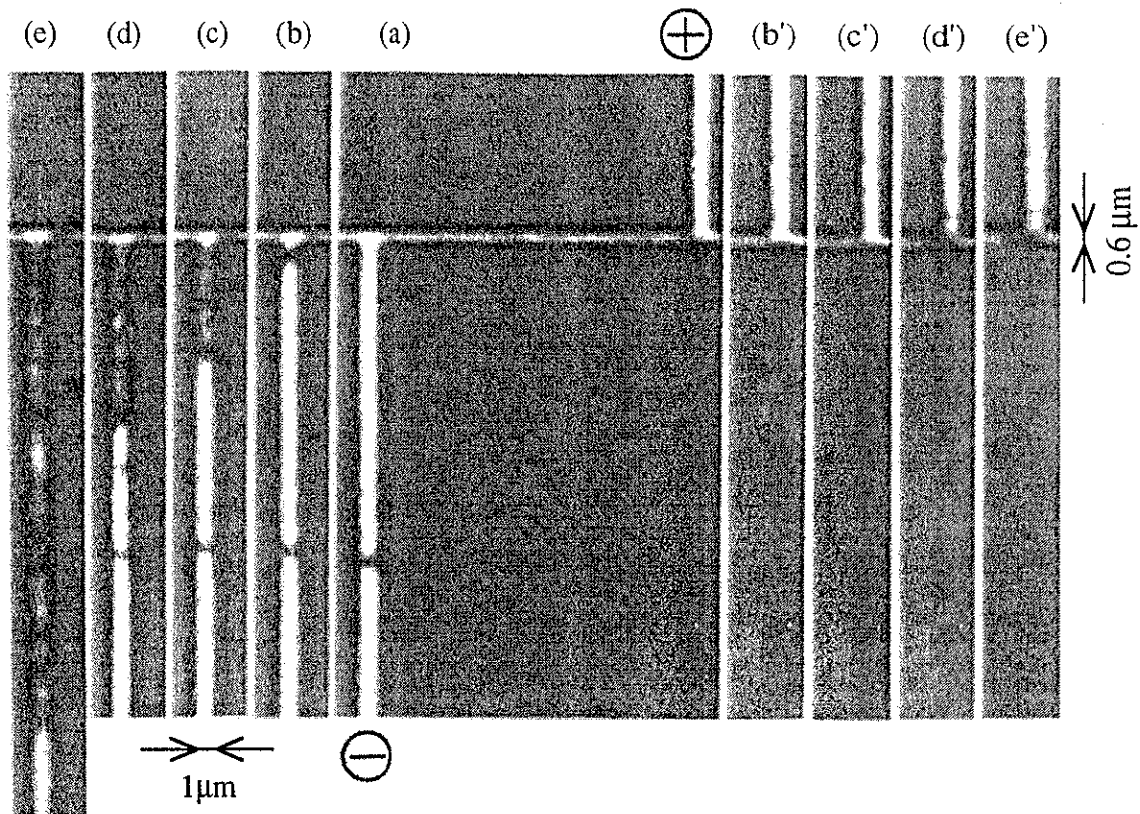


図2-10. エレクトロマイグレーション試験中における Al 配線内の同一場所におけるボイド成長の様子
 (a) 23秒、(b) 131秒、(c) 164秒、(d) 352秒、(e) 818秒
 電流密度: $52.5\text{MA}/\text{cm}^2$
 光学顕微鏡の視野は図2-2(b) の領域 B に示す。

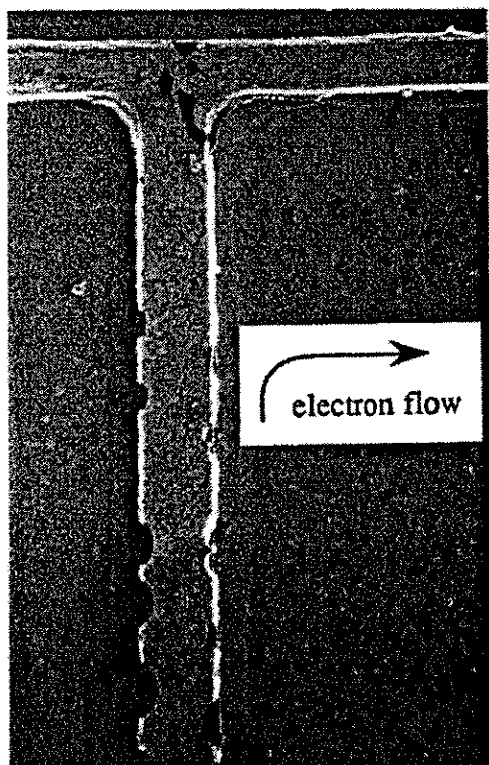


図2-11. エレクトロマイグレーション試験で Al 配線の陰極側に形成されたボイドの SEM 写真
 表面酸化膜を除去後に撮影

ず、この場合も陰極パッドに近いボイドで断線した。

図2-12はAl単層配線のエレクトロマイグレーション進行時のサーモグラフ像である。試料の観察位置は図2-2(a)の"A"の位置であるが、0.6 μm 幅配線の長さ(100 μm)以外は図2-10の試料構造と同じである。電流密度も同じ52.5MA/cm²であり、ボイド列生成時の温度分布の変化を見ることができる。通電初期では、図2-12(a)に見られるように、0.6 μm 幅配線内でほとんど均一だった温度分布(約370°C)が、(b)では陰極部におけるボイドの生成とともに温度上昇している。その後、(c)で電気抵抗のパルス的な変化(1秒以下)とともに強い赤外発光が見られ、最終的に(d)のように高温部分が1.0 μm 幅引き出し線上を陰極パッド方向に約20 μm に渡って伸びる傾向が見られた。

図2-13に通電開始直後10秒間のデータを積算したサーモグラフ像(a)と、断線直前約1分のデータを積算したサーモグラフ像(b)を示す。寿命は約10³秒である。通電中に0.6 μm 配線内の高温部分が中央から陰極側に移動している様子がわかる。(c)の温度プロファイルでは、陽極側の温度が370°Cで通電開始時から変化していないのに対して、陰極付近では470°C(但し時間1分の平均)まで上昇している。図2-12(c)に示したように、約1分のデータ積算中には3~4秒毎にパルス発光が観測されており、その瞬間の温度はさらに高いことが推察される。この点に関しては、次節でさらに詳細に検討する。

Al/TiN積層配線と同様に、Al単層配線においても電気抵抗と赤外発光の強度変化はボイドの成長と強い相関を示したが、ボイドの形成される領域はAl単層配線の方が大きかった。また、両配線とも0.6 μm 幅の配線の陰極端部から劣化が始まるが、その後の劣化はAl/TiN配線が0.6 μm 幅配線内で進行するのに対して、Al単層配線では図2-10に示したように電流密度の低い1.0 μm 幅引き出し線上で劣化が進行した。この現象は、数10回の実験で再現性良く起こった。次にこの理由について考える。

図2-14にAlの結晶粒のTEM写真を、SiO₂下地(a)とTiN下地(b)で比較して示す。単層Al(SiO₂下地)ではほとんどの結晶粒径が配線幅である0.6 μm を越えており、配線がバンブー(bamboo)構造に近い状態(バンブー構造の詳細は第3章で説明する)になっていると考えられるが、下地がTiNの積層配線ではAl層の結晶粒径が比較的小さく、完全にはバンブー構造となっていないと考えられる[15,16]。

図2-15に異なる電流密度におけるAl単層配線の寿命の配線幅依存性を示した。配線幅が太い領域ではエレクトロマイグレーション寿命はほとんど配線幅に依存しないが、配線幅が1.0 μm 以下になると急激に長寿命化する傾向が見られる。これがバンブー構造による効果である。図2-15中の"A"と"B"の実験データを比較すると、バンブー構造化した0.6 μm 幅配線の寿命"A"が、1/2倍の電流密度(3MA/cm²)の1.0 μm 幅配線の寿命"B"に匹敵している。つまり、これら異なる配線幅の配線が直列に繋がれていて、それらに同時に電流を流した場合、電流密度が半分でも1.0 μm 配線が先に劣化することがあり得る。これが、図2-10と図2-12で見られた現象であり、バンブー構造化した0.6 μm 幅配線のエレクトロマイグレーション耐性が1.0 μm 幅配線の約10/6倍(電流密度比:1.0 μm /0.6 μm)以上になったためと考えられる。

図2-10に見られるように、陰極でのボイドの成長が陽極と比較して大きいのが、これは陰極ではエレクトロマイグレーションによる原子の拡散方向に拡散速度が大きくなるからである。図2-16にそれを模式的に

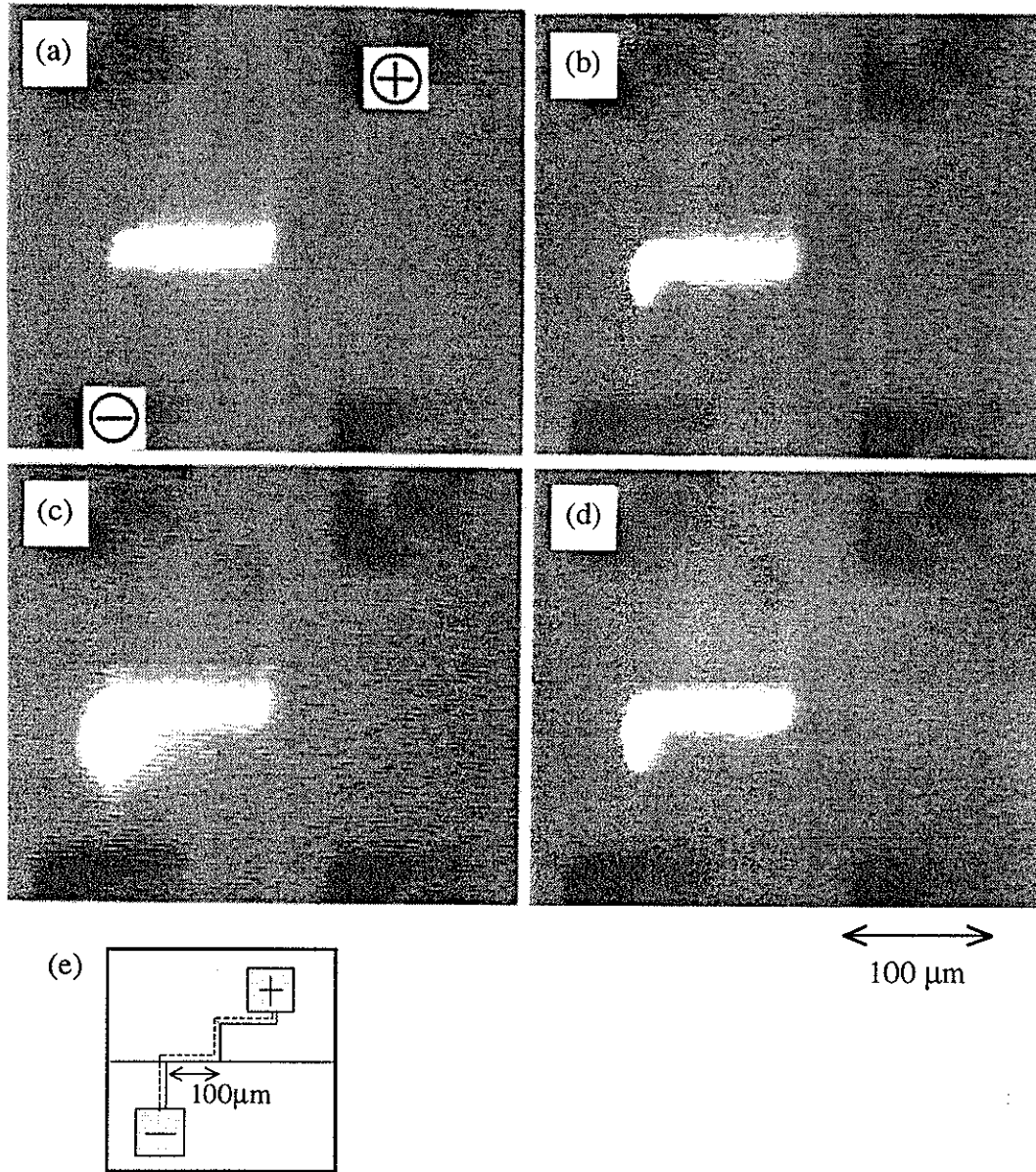


図2-12. エレクトロマイグレーション試験中における Al 配線の同一場所におけるサーモグラフィ像

(a) 277秒、(b) 424秒、(c) 430秒、(d) 471秒、(e) 配線構造

電流密度: $52.5\text{MA}/\text{cm}^2$ 、赤外顕微鏡の視野は図2-2(a)の領域 A に示す。

(c) では配線の陰極側で強い赤外のパルス発光が見られる。

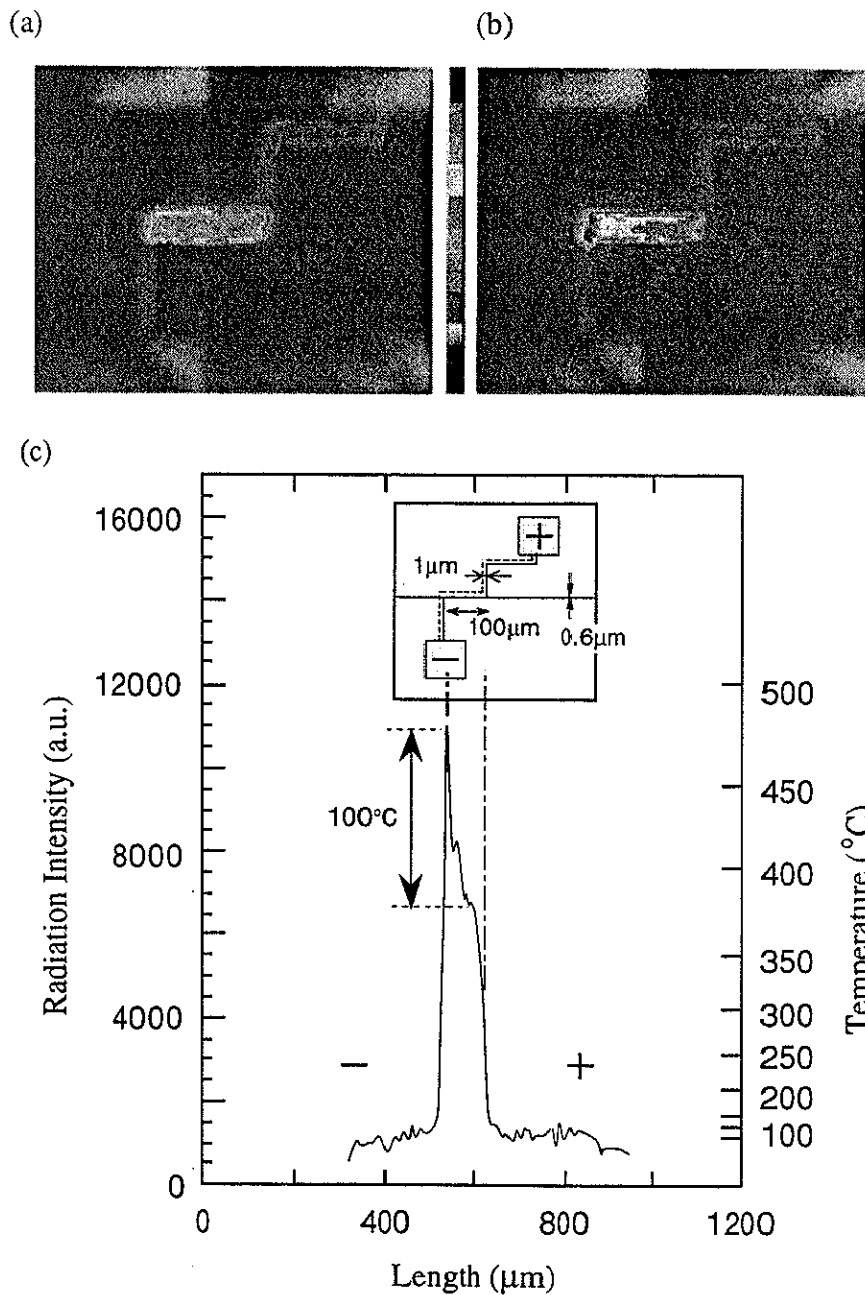


図2-13. 通電中の Al 配線の温度分布の測定

幅 0.6μm、長さ 100μm の Al 配線に電流密度 52.5mA/cm² で通電

(a) エレクトロマイグレーション初期段階のサーモグラフィ像

(通電開始から 10秒間の積算データ)

(b) エレクトロマイグレーション末期段階のサーモグラフィ像

(断線直前 60秒間の積算データ)

(c) (b) の 0.6μm 幅配線の温度プロファイル

陰極側で約 100°C の温度上昇が見られる。

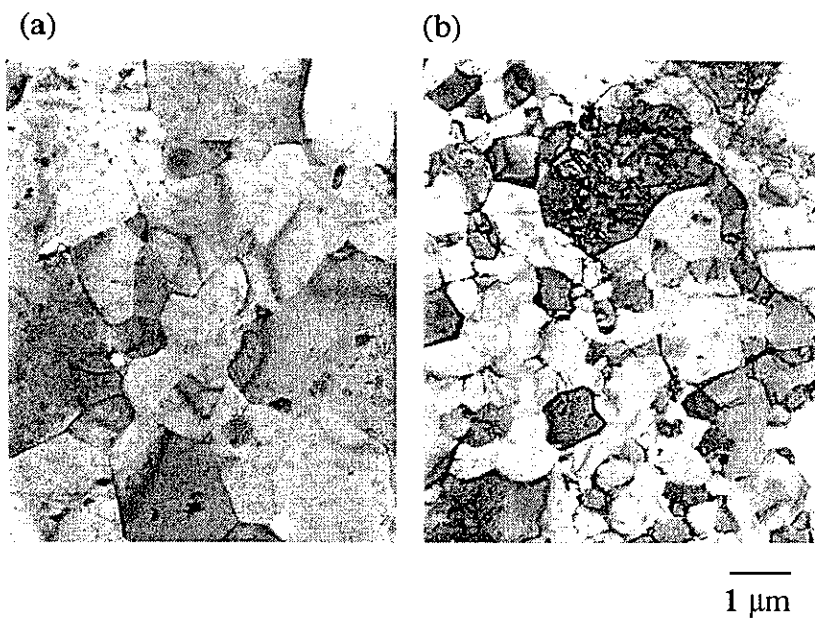


図2-14. SiO₂ 下地と TiN 下地の違いによる Al 結晶粒の TEM 写真

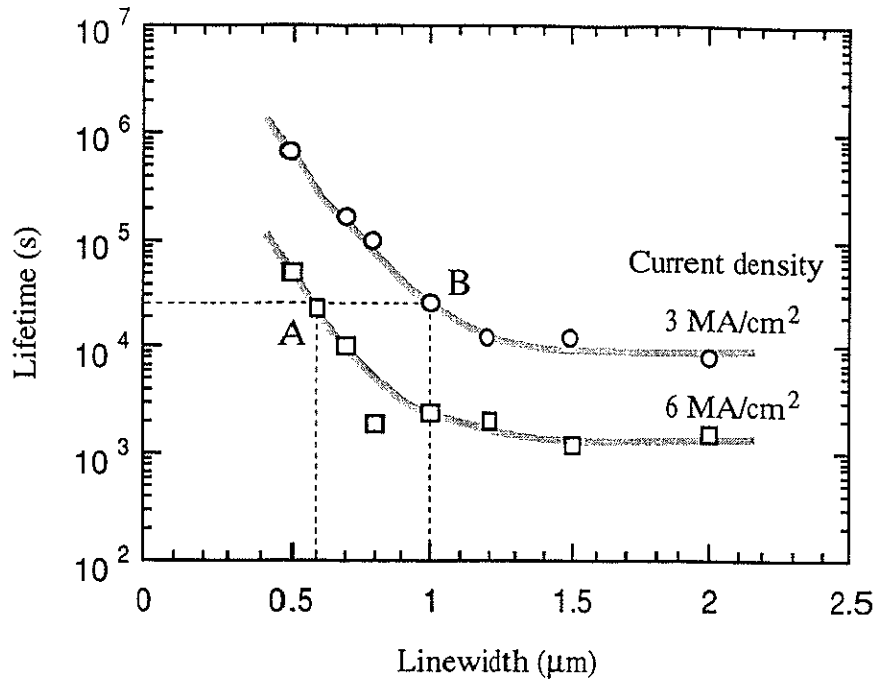


図2-15. Al配線のエレクトロマイグレーション寿命の配線幅依存性

幅 $0.6\mu\text{m}$ 、長さ $100\mu\text{m}$ の Al 配線に電流密度 $52.5\text{MA}/\text{cm}^2$ で通電した。寿命試験は温度 200°C で行い、各配線幅と各電流密度に対して7試料を用い、そのメジアン値をプロットした。電流密度が $6\text{MA}/\text{cm}^2$ の $0.6\mu\text{m}$ 幅配線の寿命 A と電流密度が $3\text{MA}/\text{cm}^2$ の $1.0\mu\text{m}$ 幅配線の寿命 B がほぼ等しい。

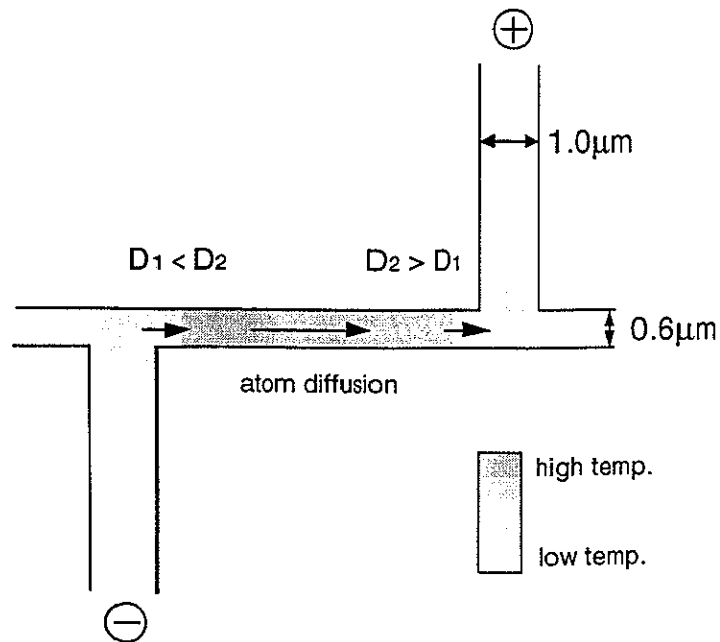


図2-16. エレクトロマイグレーション試験中における Al の拡散方向

$0.6\mu\text{m}$ 幅配線中央は温度が高いため、その拡散速度 D_2 は $1.0\mu\text{m}$ 幅配線の拡散速度 D_1 よりも速い。そのために陰極にポイドが、陽極にヒロックが形成される。

示した。低温部分 (1.0 μm 引き出し線) の拡散速度を D_1 とし、高温部分 (0.6 μm 配線) の拡散速度を D_2 とすれば、 $D_2 > D_1$ であるが、陰極側では電子風による Al 原子の拡散方向がこの拡散速度が大きくなる方向と一致しているが、陽極では逆である。したがって、陰極ではボイドが、陽極ではヒロックができる傾向がある [2,10,13]。

ジュール熱による劣化 (溶断) とエレクトロマイグレーションによる劣化は配線内の断線位置によって区別することができる。電流密度が配線の融点を越えるくらいに高いと、図2-6(a) に示したように配線の最も高温部分、すわなち配線幅の細い部分の中央で断線する。これに対して、エレクトロマイグレーションによる劣化はボイドが形成され易い陰極部分で主に発生する。特に本研究のように配線は短い場合にはその傾向が強い。これは Al 原子の移動が直接電子風の流に影響されているからである [5,10]。

2.3.3 ボイド回復過程

ここではボイド列の成長過程を詳しく調べるために、図2-12(c) で見られた赤外発光のパルス的な変化を電気抵抗の時間変化とともに測定した。図2-2(a) の "D" の位置のボイド列近傍 30 μm × 30 μm の赤外発光強度と電気抵抗変化を同時に測定した結果を図2-17 に示した。電流密度は 47.5 MA/cm² である。通電直後からの定常状態の配線温度は約 270°C で、0.1%/秒の速度で緩やかに抵抗が増加し、パルス的な温度上昇が見られる末期段階では 300°C 以上まで温度が上昇した。抵抗のパルス的な変化とボイドの断続的な成長過程が一致していることは、図2-10 と同様に光学顕微鏡による実時間観察によって確認した。抵抗のパルス幅は約 0.1秒、温度変化のパルス幅は約 0.5秒である。その際、抵抗値で 20% のパルス的な増加が 200°C の温度上昇に対応しており、ピーク時には約 500°C に達していることがわかった。この温度データが 30 μm × 30 μm の領域の平均値であることを考慮すると、局所的には Al の融点を大きく越えていることが推察できる。さらに温度測定領域を図2-2(a) の "D" より狭い領域に限定すると、赤外線検出器のダイナミックレンジが赤外パルスのピーク値をカバーすることができなかった。電気抵抗と温度変化のパルス高とパルス幅にずれが見られる原因に関しては、赤外検出器のサンプリング間隔が 0.3秒毎で遅いことと、表面酸化膜への熱伝導に遅れがあるための 2点が考えられる。以上の結果を基にして、次に陰極部に形成されたボイドの生成・回復現象を説明する。

上述のようなボイドの断続的な成長に起因した電気抵抗のパルス的な変化は Singubara らによる従来の結果 (パルス幅 0.1 秒、パルス高 43%) と一致している [5]。彼らのエレクトロマイグレーション実験における配線温度は約 200°C であり、本実験の 270°C と状況としては大差ないと考えられる。彼らの説明によると、ボイドが空孔に変化する際にパルス的に抵抗が上昇するというものである。なぜならばボイドの消失から発生した多数の空孔は電子流を散乱し、電気抵抗を大きく増加するからである。本研究では実際にボイドの移動は観察できたが、ボイドの消滅とそれに伴う空孔の生成は観察できなかった。それは、彼らの SEM 観察によると 0.2秒以下の瞬間的な現象であるためと思われる [5]。しかし、彼らも指摘している

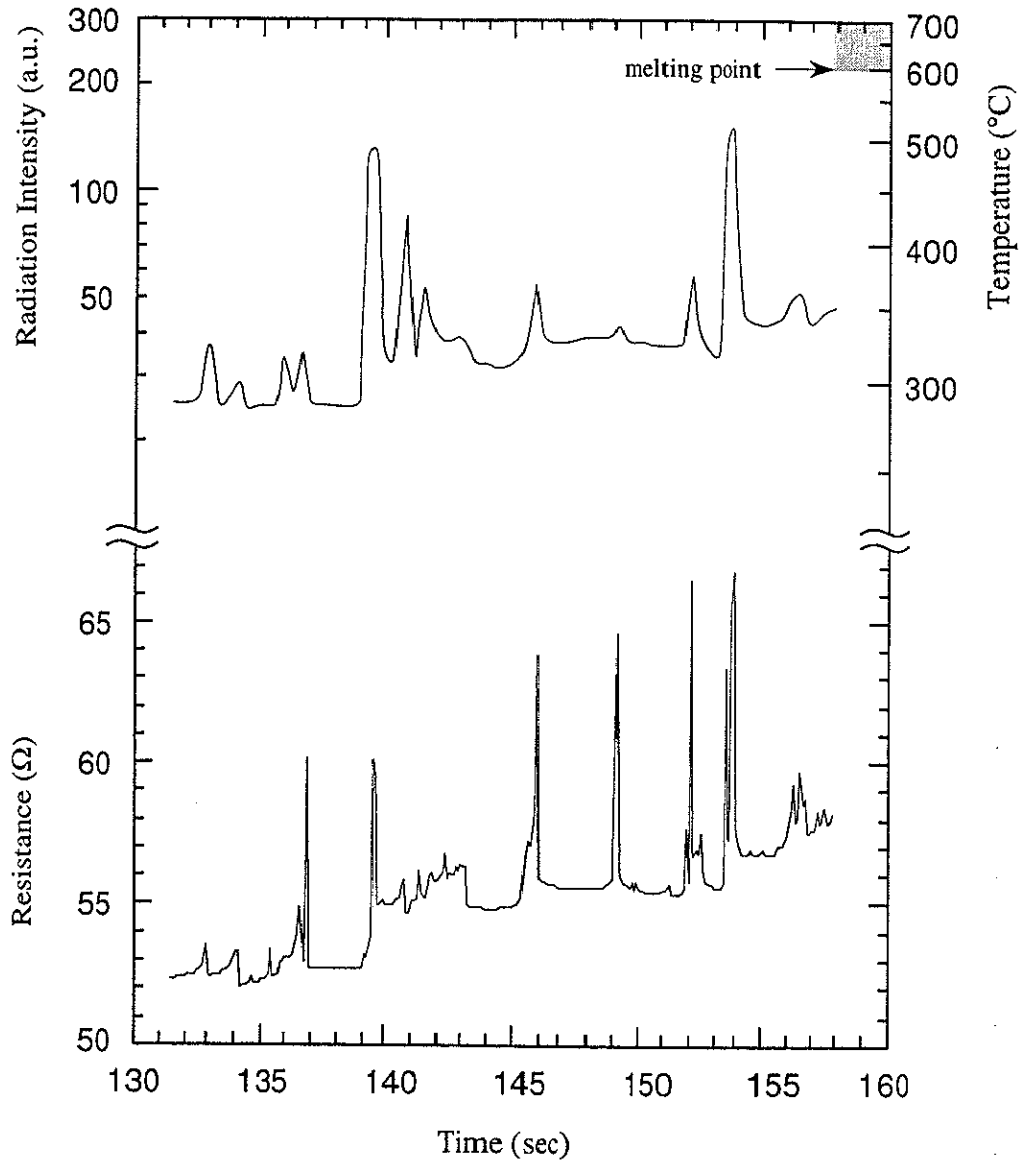


図2-17. エレクトロマイグレーション試験中における Al 配線の
 赤外放射 (温度) と抵抗のパルス的变化の様子
 電流密度: $47.5\text{MA}/\text{cm}^2$
 赤外放射強度は図2-2(a) の領域 D のポイドが成長している領域
 内での平均値。

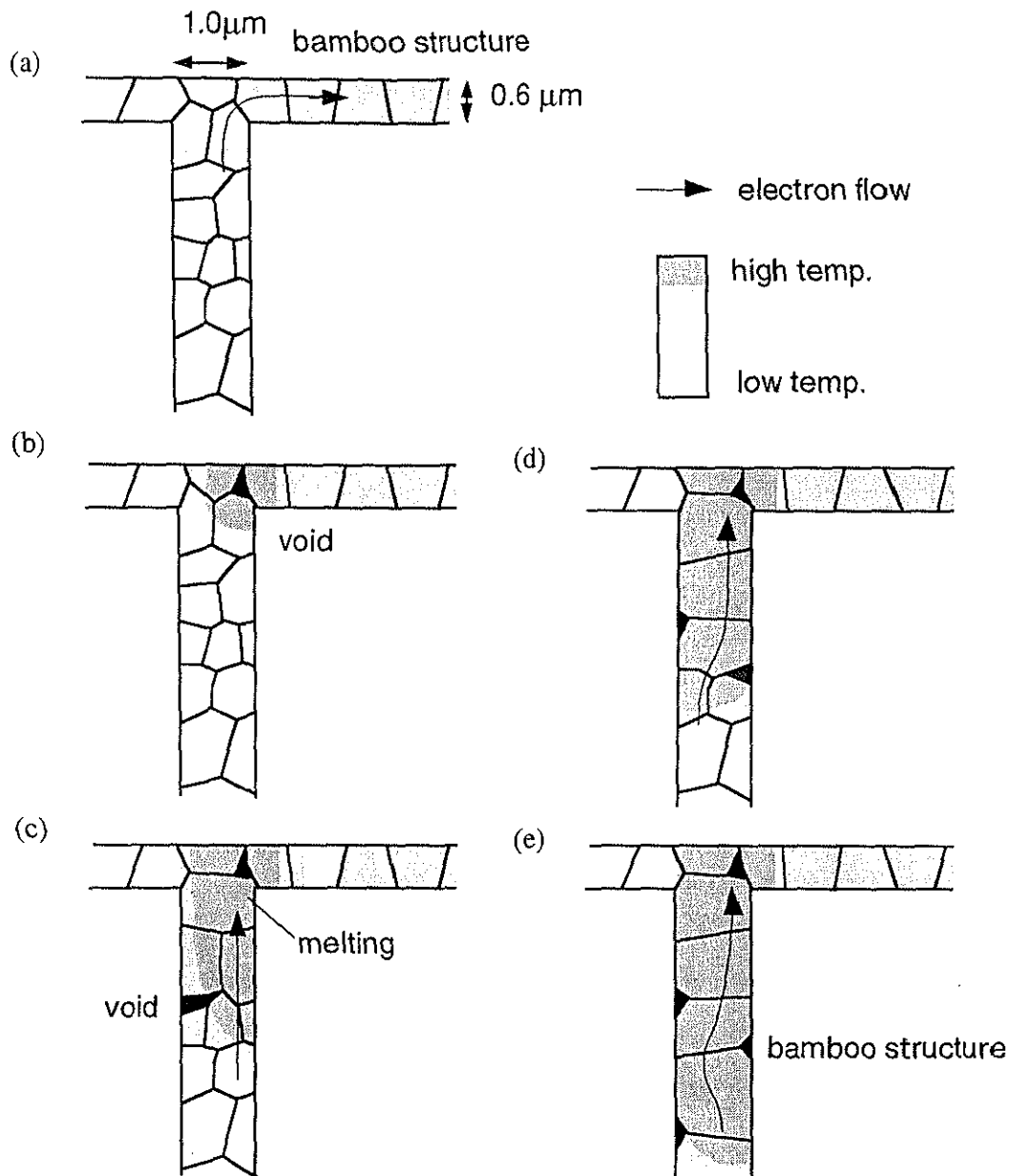


図2-18. エレクトロマイグレーション試験中における Al 配線の陰極側におけるボイド成長の模式図

- (a) 0.6 μm 幅配線では結晶粒がバンブー構造になっている。
- (b) 温度が高い 0.6 μm 幅配線と結晶構造的に弱い 1.0 μm 幅引き出し線の交点でボイド成長が始まる。ボイドは電流密度の増加を引き起こし、近傍の温度上昇につながる。
- (c) ボイド周辺の Al 結晶粒の融解と再結晶化が起こる。
- (d) 1.0 μm 幅引き出し線上の温度上昇により次のボイド成長を誘発する。
- (e) ボイドの回復と 1.0 μm 幅引き出し線のバンブー構造化。

ように、ボイド消滅速度は自己拡散速度より 5桁程度速い現象である。もし、彼らの観察した現象が我々の実験と同じ現象だとすると、ボイドの消滅は瞬間的な融解と考えることもできる。

図2-18にAl配線のボイド列の成長の様子を模式的に示した。図2-18(a)は通電直後であり、図2-12(a)のサーモグラフィ像が示すように0.6 μm 幅配線は抵抗が高いために高温である。しかし、この部分は図2-15で調べたようにエレクトロマイグレーション耐性の強いバンパー構造であるために、図2-18(b)に示したように構造的に弱くかつ高温である陰極端部(0.6 μm 幅配線と1.0 μm 幅引き出し線の交点)でボイドの生成が起こることになる。そこで一端ボイドの成長が始まるとその周辺の温度が上昇し(図2-12(b)参照)、さらにそのボイドの成長が加速されて正のフィードバックがかかる。しかし、配線が断線する直前でボイド周囲の温度が融点を越えると結晶粒界は一端消滅し、ボイドの回復現象が起こる。原子が高温側へ移動するサーモマイグレーション[17]によって拡散方向が逆転し、ボイドの形状が回復する可能性もある。その後、電気抵抗は急激に低下して温度も下がり、図2-18(c)に示したように配線幅程度の結晶粒が再結晶化される。そして、その部分はエレクトロマイグレーション耐性の高いバンパー構造になる。

次のボイドの生成はその隣の位置で引き続き起こる。なぜならば最初のボイドがその周辺の温度を上昇させるからである(図2-12(c)参照)。つまり、バンパー構造になっていない1.0 μm 幅引き出し線上を図2-18(d)に示したように、ボイドの生成/電流密度の上昇/局所的融解/ボイド回復/電気抵抗低下/再結晶化/バンパー構造化というプロセスを繰り返しながら陰極パッドの方向に進行していく。その結果、(e)に示したように、ボイドが配線幅程度の間隔でつながったボイド列の成長が続くことになる。図2-11のSEM像に見られるように、ボイド列は配線の左右に交互にできている。これは、図2-18(e)に示したように、ボイドが形成される度に電流が配線内で左右に振られるからと考えられる。したがって、電気抵抗及び赤外放射強度のパルス的な変動は次の2つのプロセスによって説明できる。すなわち、(1)ボイドの生成による電流密度の増大が引き起こす局所的な融解過程と(2)融解後の結晶粒拡大で起こるボイドの回復過程である。

従来、ボイドの回復現象はSEMによる実時間観察によっても調べられている[1-5]。例えば、くさび型のボイドが断線直前に突然形状を回復し、これは配線寿命(6.75時間)と比較すると1分以内の瞬間的な現象であることが報告されている[1]。このような現象は結晶方位[1]、ボイド形状効果[3]や局所的ストレス変化[5]等によって説明されてきたが、ボイド回復現象には抵抗のパルス変化が伴うことを考慮すると[5]、結晶学的な特性だけでなく、融解過程が重要な役割を果たしていると考えられる。実際に局所的な融解現象の痕跡がエレクトロマイグレーション試験後の配線上でSEMによって観察されている[2,18]。

2.4 結言

Al配線内の一部の配線幅を細くすることにより、故意に構造的欠陥を導入し、その部分に形成されるボイドの成長の様子を高分解能サーモグラフィによって分析した。その結果、電気抵抗の変化はボイドの生成と回復に起因した温度変化を直接反映していることがわかった。特に、抵抗のパルス的な変化はボイ

ド近傍において 200°C 以上の温度上昇に対応することもあり、このような現象はボイドの生成による電流密度の増大が引き起こす局所的な融解過程と、融解後の Al 結晶粒拡大で起こるボイドの回復過程の 2 過程で説明できることがわかった。

第 2 章の参考文献

- [1] T. Marieb, J. C. Bravman, P. Flinn and M. Maddenm, *Mat. Res. Soc. Symp. Proc.* **338**, 409 (1994).
- [2] J. E. Sanchez, Jr., L. T. McKnelly, J. W. Morris, Jr., *J. Electron. Mater.* **17**, 467 (1988).
- [3] E. Arzt, O. Kraft, W. D. Nix and J. E. Sanchez, Jr., *J. Appl. Phys.* **76**, 1563 (1994).
- [4] T. Marieb, J. C. Bravman, P. Flinn, D. S. Gardner and M. Maddenm, *Appl. Phys. Lett.* **64**, 2424 (1994).
- [5] S. Singubara, H. Kaneko and M. Saitoh, *J. Appl. Phys.* **69**, 207 (1991).
- [6] M. Sakimoto, T. Ito, T. Fujii, H. Yamaguchi and K. Eguchi, *Proceedings of 33rd International Reliability Physics Symposium* (IEEE, New York, 1995), p. 333.
- [7] H. Katto, M. Harada and Y. Higuchi, *Proceedings of 29th International Reliability Physics Symposium* (IEEE, New York, 1991), p. 298.
- [8] F. M. d' Heurle and P. S. Ho, *Thin Films-Interdiffusion and Reactions* (Wiley, New York, 1978), p. 243.
- [9] C. G. Shirley, *J. Appl. Phys.* **57**, 777 (1985).
- [10] K. Hinode, T. Furusawa and Y. Homma, *J. Appl. Phys.* **74**, 201 (1993).
- [11] 物理定数表, 飯田ら編集, (朝倉書店 1969), p.184 .
- [12] *American Institute of Physics Handbook*, 3rd ed. (American Institute of Physics, Woodbury, NY, 1972), Vol. 9, p. 41.
- [13] H. Toyoda, T. Kawanoue, M. Hasunuma, H. Kaneko, and M. Miyauchi, *Proceedings of the 32nd International Reliability Physics Symposium* (IEEE, New York, 1994), p. 178.
- [14] H. Onoda, M. Kakeyama, and K. Hashimoto, *J. Appl. Phys.* **77**, 885 (1995).
- [15] K. Hinode and Y. Homma, *Proceedings of the 28th International Reliability Physics Symposium* (IEEE, New York, 1990), p. 25.
- [16] S. Kondo, O. Deguchi and K. Hinode, *J. Appl. Phys.* **78**, 6534 (1995).
- [17] T. Ichinokawa, H. Izumi, C. Haginoya, and H. Itoh, *Phys. Rev. B* **47**, 9654 (1993).
- [18] S. Vaidya, D. B. Fraser, and A. K. Sinha, *Proceedings of the 18th International Reliability Physics Symposium* (IEEE, New York, 1980), p. 165.

第3章 結晶性向上によるエレクトロマイグレーションの抑制

3.1 緒言

3.1.1 エレクトロマイグレーションの抑制方法

過去の研究で、エレクトロマイグレーションの抑制方法には以下に挙げる (1)~(5) が有効であることが見い出されている [1]。まず、それらをまとめて概説する。図3-1 に模式的に示した。

- (1) 表面保護; 配線の表面に保護膜が形成されていると、その圧力で表面拡散を抑制し、ポイドまたはヒロックが機械的に封じ込められる [2]。粒界拡散の活性化エネルギーは 0.5eV 程度であるのに対して、表面拡散の活性化エネルギーは半分程度の約 0.28eV であるからである [3]。
- (2) 不純物添加; 結晶粒界を強化するために Al 中に Cu、Ti などの不純物を添加すると粒界拡散が抑制される。しかし、不純物添加は Al 薄膜の抵抗率増加、下地との反応などの別の問題を引き起こす可能性があり、通常の添加量は数% 以下である [4]。
- (3) 高融点金属材料との積層化; Al 配線を高融点金属材料と積層化することで、Al 部が部分的に劣化した際にも配線性能を確保することが可能になる [5,6]。但し、この場合も配線全体の電気抵抗率増加になるため、高融点金属層は薄い方が望ましい。
- (4) バンブー構造化; 配線幅の縮小に伴い配線横断面に存在する結晶粒の数が相対的に減少し、その結果として結晶粒界の三重点の数が減少してエレクトロマイグレーション耐性が向上すると言われている [7]。配線幅が $1\mu\text{m}$ 程度以下になるとこの効果が顕著になり、結晶粒界が配線中で竹の節のような構造になるために、バンブー構造 (bamboo structure) と呼ばれている。また、粒径分布のばらつきも少ない方が良いという報告がある [8]。
- (5) 高配向化; 通常、Al 薄膜は (111) 配向する傾向があるが、結晶粒ごとに配向の度合いは異なっている。一般に (111) 配向性が向上するとエレクトロマイグレーションが抑制される [8-11]。究極的には単結晶化が考えられる [12,13]。

本研究においては、主に (3) の積層化が Al 層の (4) 結晶粒径及び (5) 配向性に対してどのような効果をもたらすかについて検討する。(1) については、すべて表面保護膜を配線上に形成した試料で実験した。(2) については本研究では Al 中に Si を添加しているが、Cu 添加ほどの大きな効果はないと考えている。

3.1.2 研究の目的

前節で述べたエレクトロマイグレーション抑制手段の中で、配線の信頼性向上の手段として最も有効な方法は Al と高融点金属による積層化である [5,6]。この積層配線を用いると、Al 層がエレクトロマイグレーション劣化によって断線しても電流は高融点金属層を流れて通電を確保することができる。したがって、この方法によりある程度までは抵抗増加があってもデバイスは正常に動作することが可能になる。しかし、積層配線のエレクトロマイグレーション特性は必ずしも Al 単層配線よりも良いとは限らない [6]。

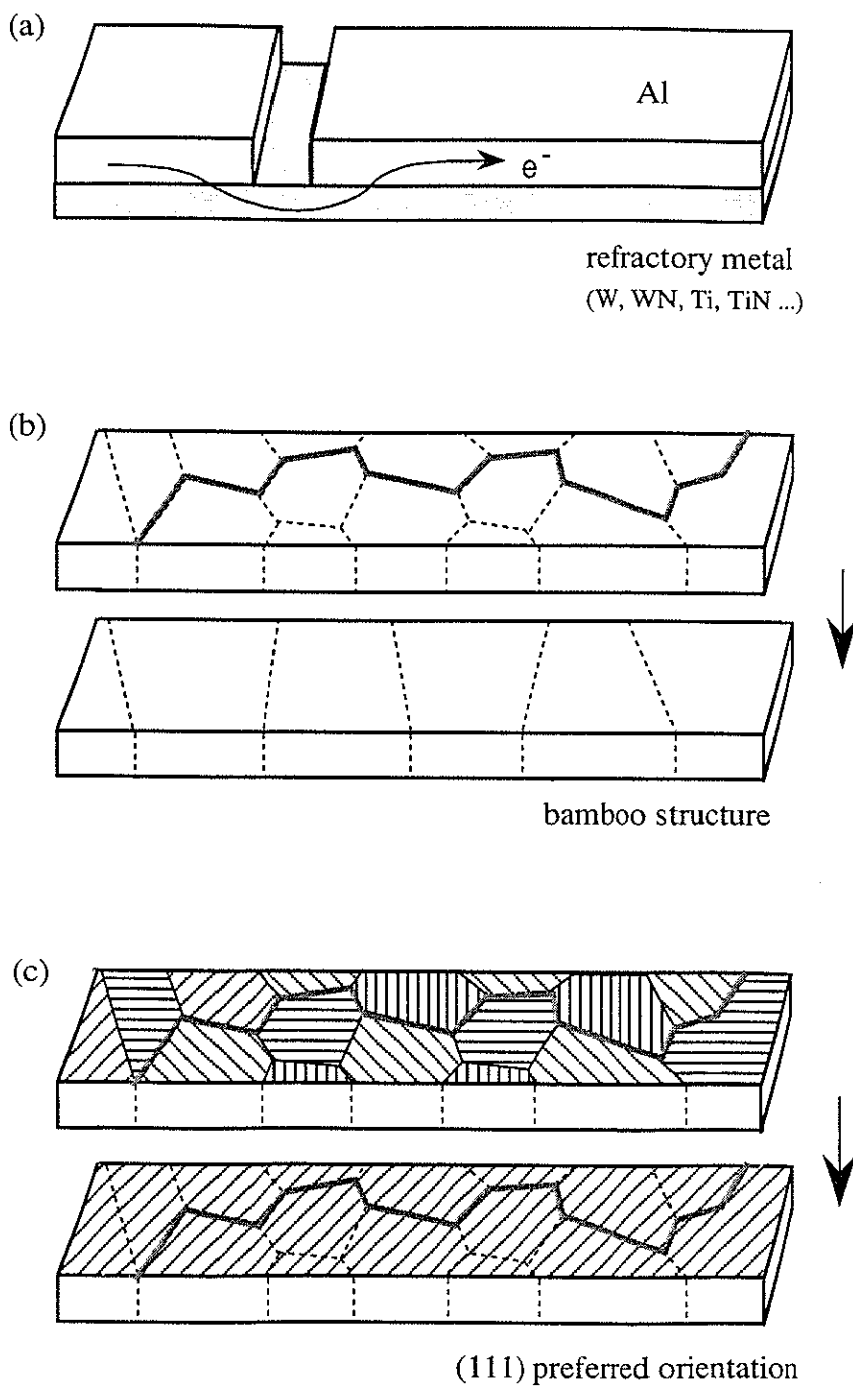


図3-1. エレクトロマイグレーションの抑制方法
 (a) 高融点金属層との積層化
 (b) 大結晶粒化
 (c) 高配向化

例えば Al と反応する高融点金属や、下層の高融点金属層が上層の Al 層の結晶粒径を小さくするものもあり、その結果として Al 層の抵抗が増大したり、粒界拡散が起こり易いなることによりエレクトロマイグレーション寿命が短くなる場合がある。そこで高融点金属層が Al 層に及ぼす影響を調べ、エレクトロマイグレーション耐性を向上する目的で Al 層との積層化に最適なる高融点金属を選ぶ必要がある。

エレクトロマイグレーション特性は Al 層の結晶学的性質に密接に関連しており、特に結晶粒径 [7,8] と (111) 結晶配向性 [8-11] は強く影響を受ける。結晶粒径の効果、すなわちバンプ構造による長寿命化は本研究においても 2.3.2 節で調べた。結晶配向性の効果は TiN [9,10]、Ti [10,11]、Ta-Al [10] や他の様々な金属 [11] を用いて調べられており、これらの高融点金属は Al (111) の配向性を向上してエレクトロマイグレーション寿命を向上する効果がある。

大結晶粒と高配向性が長寿命になることは Al 単結晶配線が非常に高いエレクトロマイグレーション耐性をもつこと [12] から明らかであるが、これらの効果の配線幅依存性を定量的に比較して調べられたことはこれまでにない。また、個々の高融点金属が Al の結晶粒径の拡大と結晶配向性の向上にどれだけ寄与するかといった比較検討は十分になされていない。そこで、第3章においては 10 種類の積層配線を作製し、下地高融点金属層が Al 層の結晶学的性質にどのような影響を与えるかを調べる。また、Al 層の結晶粒径と結晶配向性の両者がエレクトロマイグレーション寿命に与える効果を比較して、その配線幅依存性を調べる。その結果から積層配線の将来の方向について考察する。

3.2 実験方法

3.2.1 配線試料

配線寿命の測定は、Si 基板上に作製した 10 種類（試料番号: #1～#10）の Al 積層配線で行った。表 3-1 に積層に用いた高融点金属層の種類と膜厚を纏めて示した。Al 層には 1at% の Si 含有されており、厚さはすべて 300nm に統一して設計した。W、WN、Ti 及び TiN 等の高融点金属層は Al 層の上、下、またはその両方に 20nm から 100nm の厚さで最大 4 層まで積層している。図 3-2 に各試料の積層の様子を示した。TiN 及び WN は Ar ガスと N₂ ガスを混合した反応性スパッタリングで成膜した。試料は 450°C の温度で 30 分間、水素雰囲気中でアニール処理してある。基板表面の酸化膜 (SiO₂) の厚さは 200nm であり、配線保護用の酸化膜の厚さは 500nm である。配線幅は 0.8μm、1.3μm、2.0μm の 3 種類に関して実験を行った。配線の長さは 1mm である。図 3-3 に使用した配線の全体像を示した。配線幅の設計寸法からのずれは、電気抵抗の逆数を配線幅 W に外挿して求めた。試料 #9 は作製後の SEM 観察で Al 層の膜厚が 200nm であることがわかった。エレクトロマイグレーション試験は他の試料と同じ条件で行い、エレクトロマイグレーション寿命に関しては配線幅の差分だけのファクタとして $(300/200)^2$ を測定値に掛けて修正した [13]。配線構造と材料によるエレクトロマイグレーション寿命の違いは対数で比較するので、このずれは結果に大きな影響を与えるものではなかった。

エレクトロマイグレーション試験用の試料はウエハからダイシングでチップ (8mm×8mm) に切り出し

表3-1. 実験に用いた Al 積層配線の構造と膜厚

| No. | layered structure | thickness (nm) |
|------|---|--------------------------------------|
| | $A_1 / A_2 / Al^{*1} / B_1 / B_2 / SiO_2$ | $A_1 / A_2 / Al / B_1 / B_2 / SiO_2$ |
| # 1 | Al / WN | 300 / 100 |
| # 2 | Al / WN | 300 / 20 |
| # 3 | Al / WN / W | 300 / 20 / 100 |
| # 4 | W / WN / Al / WN / W | 100 / 50 / 300 / 20 / 100 |
| # 5 | Al / TiN | 300 / 100 |
| # 6 | Al / Ti / TiN | 300 / 20 / 100 |
| # 7 | Al / Ti | 300 / 20 |
| # 8 | Al | 300 |
| # 9 | W / Al | 100 / 200 ^{*2} |
| # 10 | Al / W | 300 / 100 |

*1; 各 Al 層には 1at% の Si が含有されている。

*2; 構造 #9 の Al 層は設計寸法より薄い。

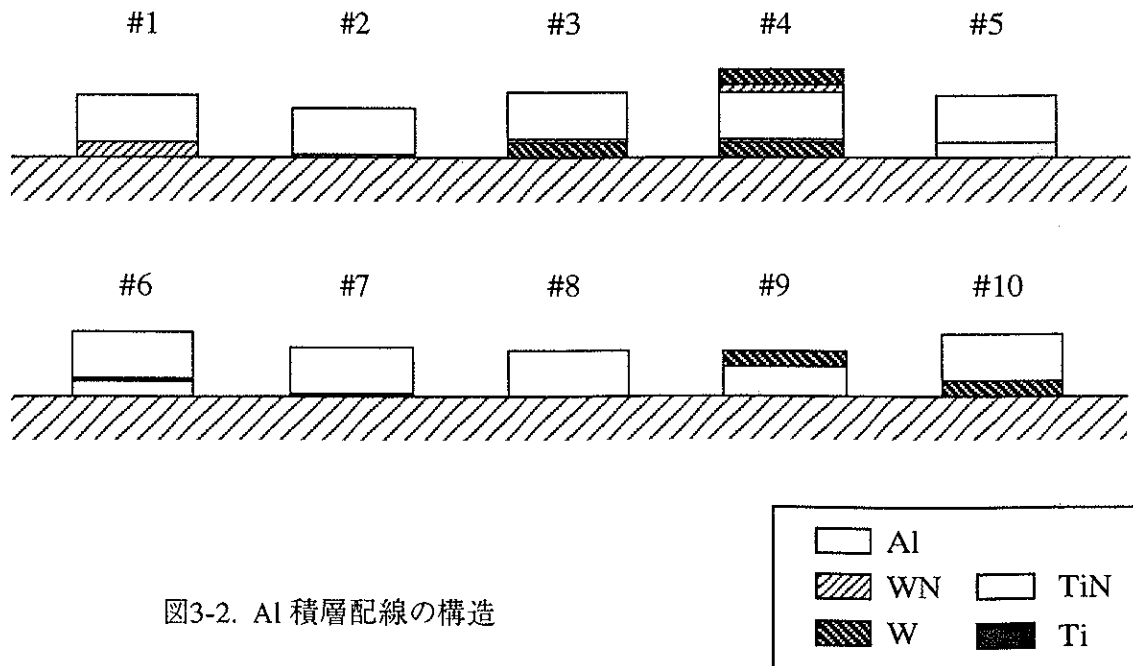


図3-2. Al 積層配線の構造

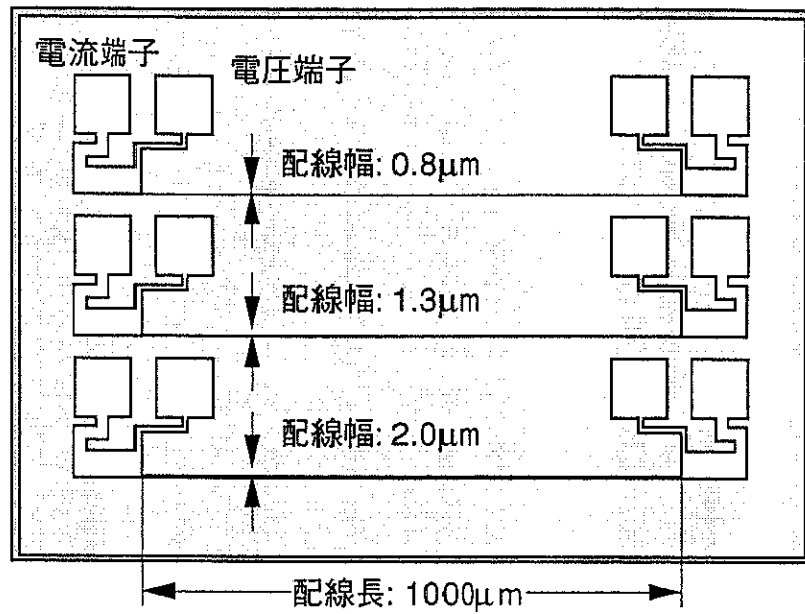


図3-3. エレクトロマイグレーション寿命測定用試料のサイズ

て、各積層構造の中から各配線幅について 5 試料を 1 組にして実験を行った。エレクトロマイグレーション試験用の固定台 (TO-5) を 380℃ まで加熱して、その上に試料をダイボンディングした後に、その固定台の各端子とチップ上の電流・電圧用のボンディングパッドを Al ワイヤを用いてワイヤボンダーでつないだ。図3-4(a) に試料の準備方法を示す。

3.2.2 エレクトロマイグレーション試験の方法

エレクトロマイグレーション試験では図3-4(b) に示す測定系を用いた。3種類の配線幅に関してそれぞれ 5 試料ずつ準備し、合計 150 個の試料を試験した。配線に流す電流の制御は定電流源により行い、直流四端子法で抵抗の時間変化を測定した。温度測定を含む計 16 チャンネル (試料チャンネル数 15 = 配線幅 3種類 × チップ数 5) の電圧変化を、デジタルスキャナでスイッチングしながら 200~3200 秒の時間間隔で測定した。エレクトロマイグレーション試験用加熱炉は温度制御装置によって 200℃ ± 0.1℃ に設定されている。試料温度は試料ホルダ内部にある白金抵抗温度計で測定した。各積層配線において電流密度は統一して通電した。0.8μm 幅及び 1.3μm 幅配線では 3MA/cm²、2.0μm 幅配線では 1MA/cm² に設定した。配線抵抗が通電開始時の 2倍 (100% 増加) となった時点でその配線への通電を中止した。その寿命を 100% 寿命とし、同様に 1% の抵抗増加に達した時点をも 1% 寿命と定義する。本章では Al 層の寿命のみを比較する目的で抵抗増加量 1% の低い値で判定した。第 4 章において、本章で得られた抵抗増加曲線を解析し、寿命を判定する指標について議論する。各測定における寿命値は 5 試料のメジアン値をとった。

3.2.3 結晶性の評価方法

Al 層の結晶性は、TEM による結晶粒径の測定と X 線回折による結晶配向性の評価で行った。

結晶粒径は TEM で撮影した結晶粒界像を CCD カメラを用いた画像解析装置でメジアン値を算出した。試料はウエハから 1mm × 3mm 程度に切りだしたものを CF₄ と O₂ (4%) の混合ガス中で、高融点金属層まで Si 基板側からプラズマ選択エッチングしたものを用いた。この方法で Si 基板端部から露出した Al 薄膜を TEM 観察した。TEM の加速電圧は 200kV である。

結晶配向性の評価は X 線回折法により行った。10mm × 10mm 程度に切りだした試料を用いて、CuKα 線で測定した。特に Al (111) 面の配向性に関してはロックンガープをとって半値幅 (FWHM 値: full width at half maximum value) を測定した。

3.3 エレクトロマイグレーション寿命を決定するパラメータの測定

3.3.1 結晶粒径の評価

エレクトロマイグレーションは主に Al の粒界拡散により進行するので、積層構造にした場合でも配線の長さ方向の結晶粒界が少ないほどエレクトロマイグレーション耐性は高いはずである。これを確認するために、まず積層構造による結晶粒成長の度合いの違いを観察してエレクトロマイグレーション寿命との

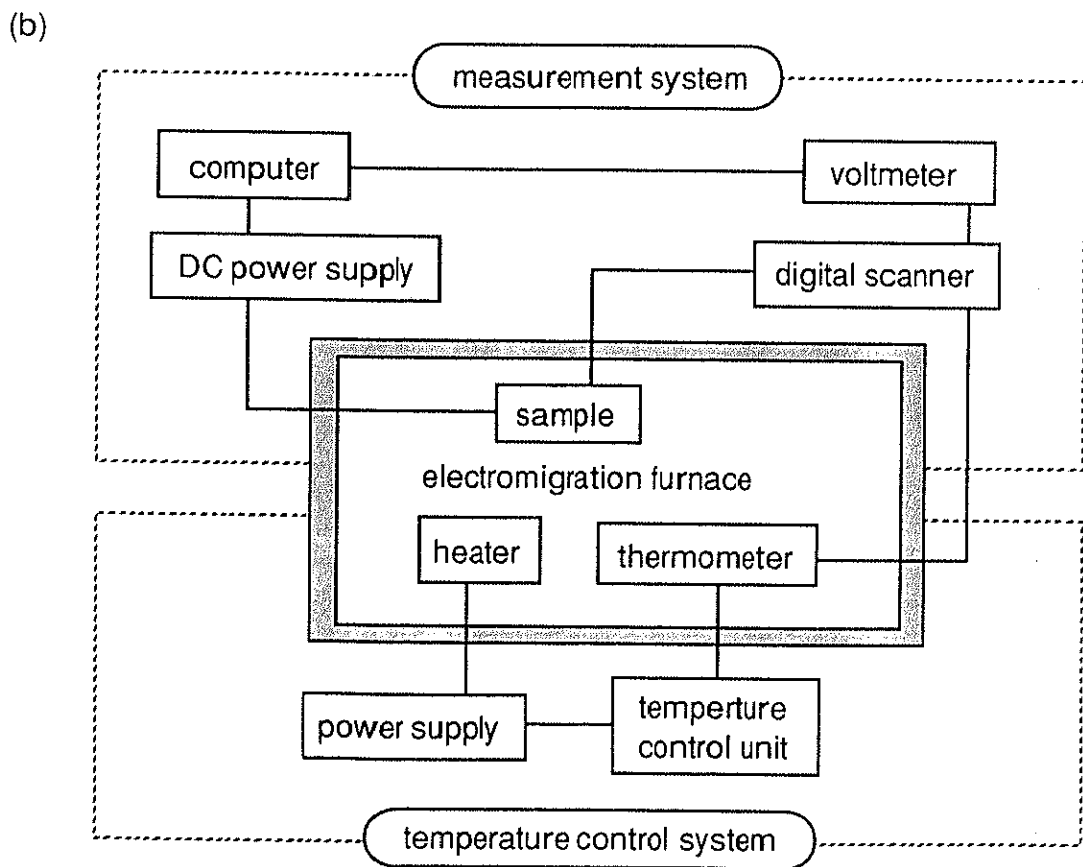
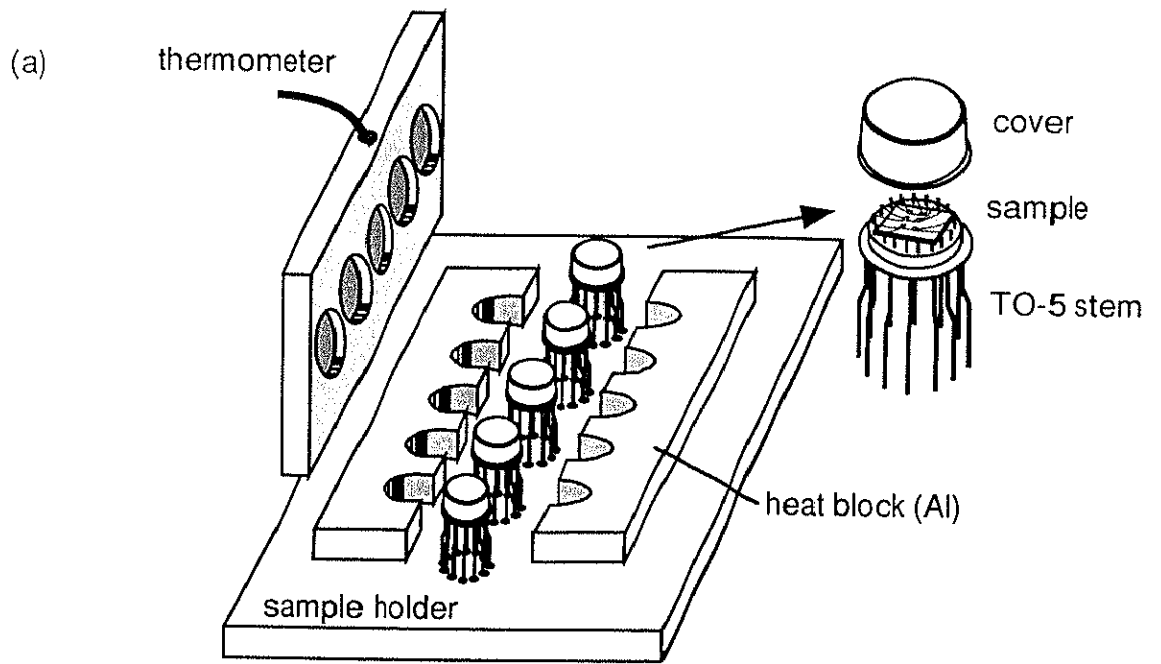


図3-4. エレクトロマイグレーション試験の測定系
 (a) 試料のセッティング方法、(b) 測定系

比較を行う。

図3-5 に 10種の積層配線の Al 結晶粒の TEM 写真を示した。結晶粒径の大きい順に積層構造を並べると、

$$\#2 > \#1 > \#3 > \#8 > \#4 > \#5 > \#7 > \#9 > \#10 > \#6 \quad (3-1)$$

であり、下地の高融点金属層が影響しているようである。ここで、積層化によって結晶粒面積は小さくなる傾向が強いが、下地に WN (#1、#2、#3) を用いた場合のみ、Al 単層配線 (#8) と比較して結晶粒が $3\mu\text{m}^2$ 以上まで成長していることは注目すべき点である。結晶粒径が大きく成長していると Al 層のバンブー構造化が容易になるので、積層構造としては下地に WN を用いることは耐エレクトロマイグレーション性を高める効果がある。高融点金属層に W (#9、#10) や Ti (#6、#7) を用いた試料では化学反応が起こっており、結晶粒径は $1\mu\text{m}$ 以下になっている。そこで図3-6 に Al 層の結晶粒径と 1% 寿命の関係を示した。この関係から、単純に結晶粒径大で長寿命とは言い難い。そこで、幾つかの構造上の共通点を見出せる積層配線のグループ化を試みた。

(a) Ti 系の下地 #5, #6, #7

(b) SiO_2 の下地 #8, #9

(c) W 系の下地 #1, #2, #3, #4, #10

結果的には、似たような構造を持つ積層配線のグループでは、結晶粒面積が大きければ配線寿命が長いという正の相関が現れている。

上に分類した 3グループで 1% 寿命を比較すると、

$$(a) \text{ Ti 系の下地} > (b) \text{ SiO}_2 \text{ の下地} > (c) \text{ W 系の下地} \quad (3-2)$$

という順番になっており、同じ結晶粒径でも (a) と (c) では約 1桁配線寿命に差がある。積層構造 #6、#7、#9 及び #10 の Al 層の結晶粒径が小さい理由は、Al 層と W 層もしくは Ti 層の化学反応が 450°C のアニール処理における Al 層の結晶粒拡大を阻害したものと考えられる。Al の結晶粒は主に配線作製プロセスのスパッタ成膜直後のアニール処理で成長するからである。同じ高融点金属層を下地に持っているにも拘らず、#4 が #3 よりも、#9 が #8 よりも結晶粒径が小さい理由は、Al の上層の高融点金属層がアニール処理での Al 層の結晶粒拡大を阻害したためと考えられる。

さらに図3-6(d) に矢印で示したように、各グループの傾斜が配線幅の縮小に伴い急になっていることがわかる。特に $0.8\mu\text{m}$ 幅配線で結晶粒径の大きくなっている積層構造 #1 と #2 の寿命は、図3-6(a) に見られるように他と比較しても長くなっている。これは、エレクトロマイグレーションのメカニズムが (結晶粒径) $>$ (配線幅) の場合は粒界拡散であったのに対して、(結晶粒径) $<$ (配線幅) の場合は格子拡散や界面拡散 (Al/ SiO_2) が主になったためと考えられる。

3.3.2 結晶配向性の評価

Al 配線上のポイドが形成され断線に至った部分は、その両断面に Al (111) 面が現われるという報告が

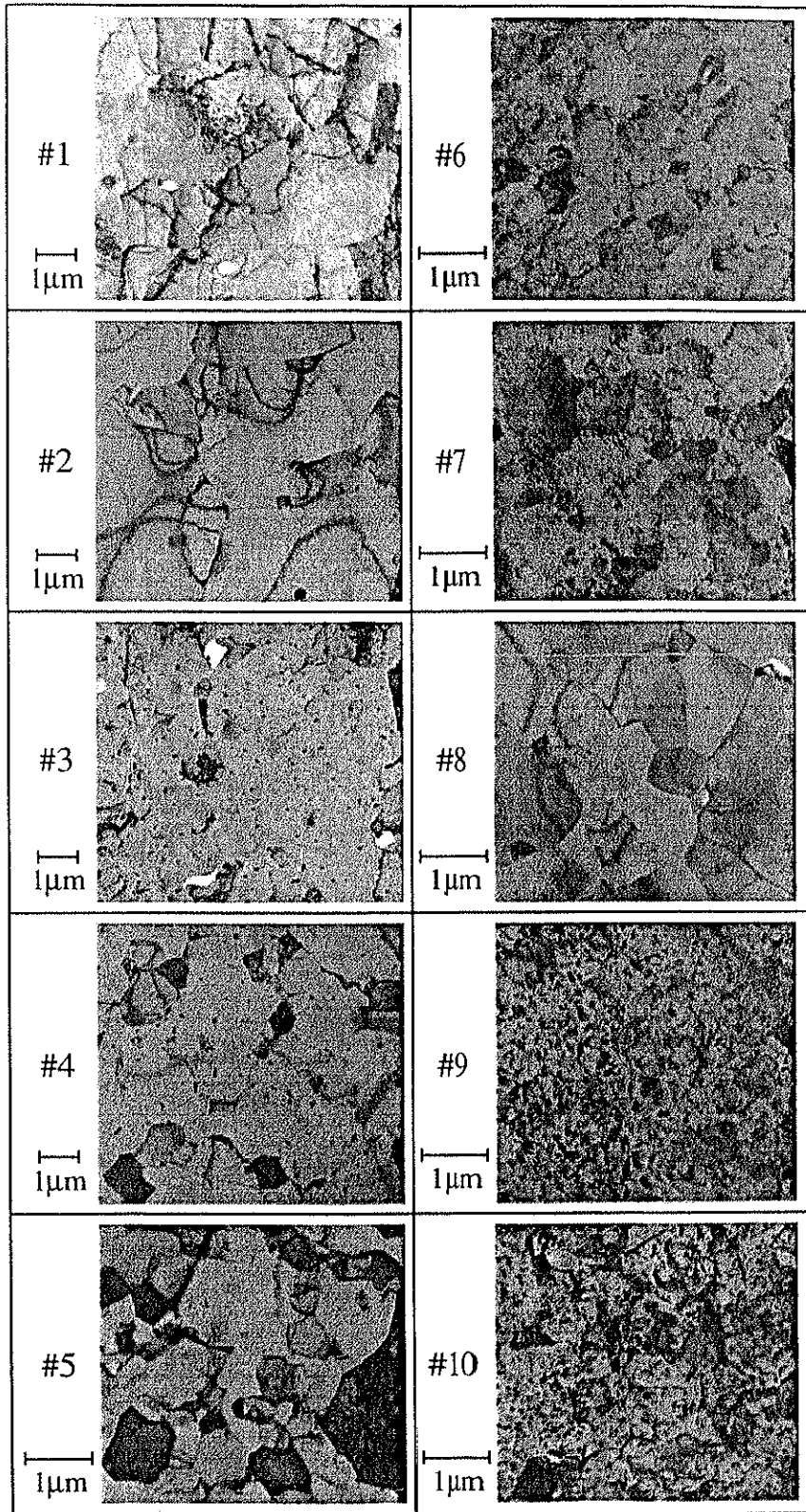


図3-5. 各積層配線の Al 層の結晶粒の TEM 写真

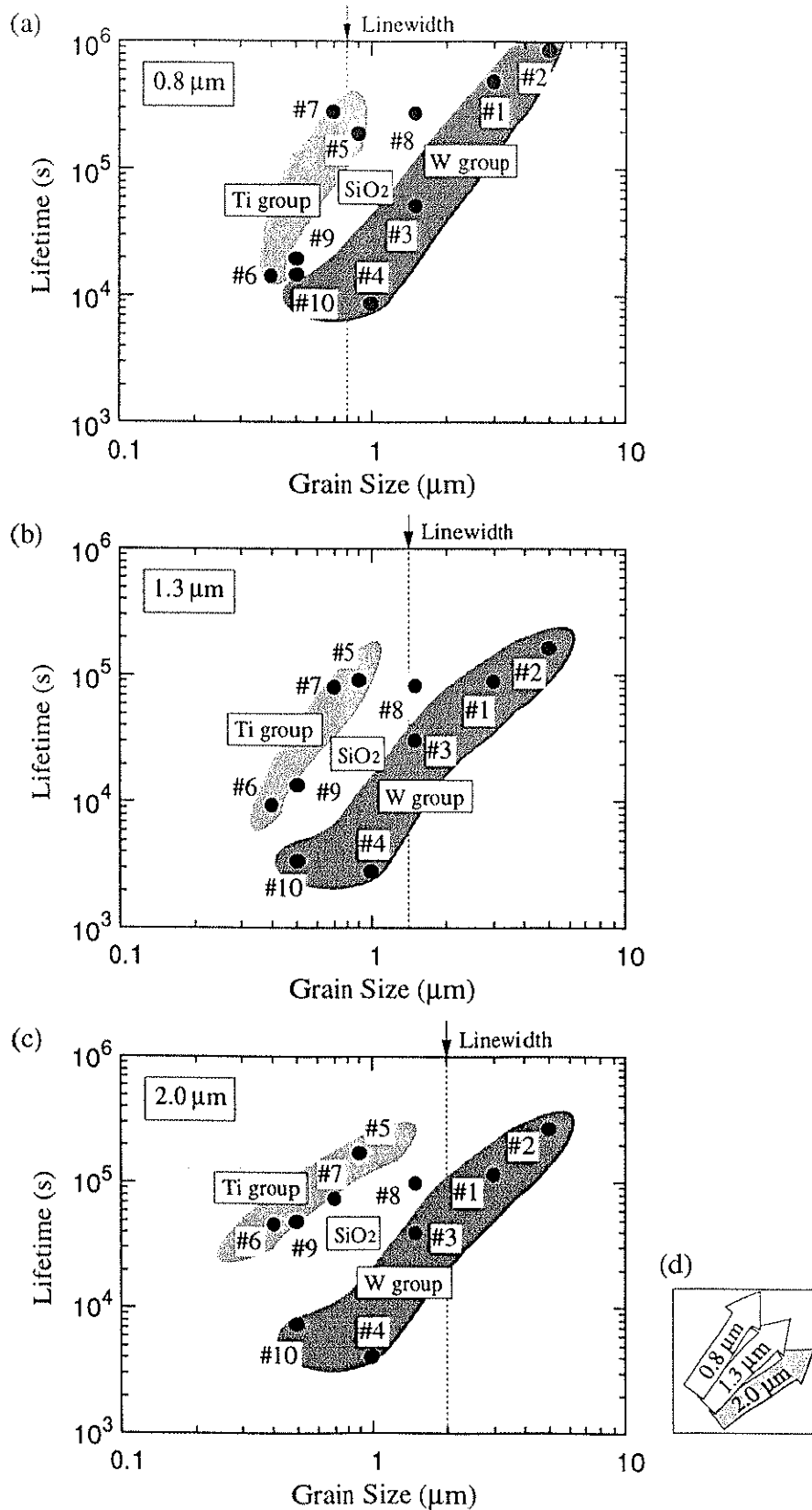


図3-6. エレクトロマイグレーション寿命と Al 結晶粒径との関係
 (a) 0.8 μm 幅配線、(b) 1.3 μm 幅配線、(c) 2.0 μm 幅配線
 Al 層の下地の違いにより Ti 系、 SiO_2 、W 系に分類した。
 (d) (a)(b)(c) の配線幅の違いによる勾配の変化を示す。

ある [14]。したがって、配向性が高く (111) 面が配線の長さ方向以外に向いていると、結晶粒界におけるボイド発生率が少なくなると推察できる。そこで、X線回折で Al (111) 面のロックングカーブをとり、FWHM 値から配向性を評価した。図3-7(a)に各試料のロックングカーブを重ねて示した。その結果、Al 層の結晶配向性には下地の高融点金属層が強く影響していることがわかった。図3-7(b)には各試料の X線回折強度と FWHM 値の関係を示した。配向性の高い順 (FWHM 値が小さい順) に積層構造を並べると、

$$\#7 > \#6 > \#5 > \#9 > \#8 > \#2 > \#1 > \#3 > \#10 > \#4 \quad (3-3)$$

であり、特に #5、#6、#7 の配向性が高い。図3-7(c)に FWHM 値と 1% 寿命の関係を示した。FWHM 値が 10° 以上になると急激に寿命が短くなっているが、10° 以下ではほとんど相関がない。

このように FWHM 値は 1% 寿命との相関は単純ではないが下地別に近い値になっており、前節と同様に分類すると下のようになる。

- | | | |
|--------------------------------|----------------------|-----------------------------------|
| (a) Ti 系の下地 | #5, #6, #7; | $\theta < 5^\circ$ |
| (b) SiO ₂ の下地 | #8, #9; | $\theta \sim 10^\circ$ |
| (c) W 系の下地 | #1, #2, #3, #4, #10; | $\theta = 10^\circ \sim 20^\circ$ |

この結果から、

$$\text{Ti 系の下地} > \text{SiO}_2 \text{ の下地} > \text{W 系の下地} \quad (3-4)$$

の順に配向性が高くなっていることがわかる。すなわち、Ti 系の下地は Al (111) の配向性を向上する効果がある。図3-7(c)の 10° 近傍に寿命が急激に一桁長くなるステップがある。したがって、この値が長寿命化に影響を与えるしきい値になっている。また、図3-6(a)~(c)において3つのグループのバンドが見られる理由は、図3-7(c)の配向性の違いが反映されていることがわかった。

3.4 結晶粒径と配向性による積層構造のマッピング

本節では前節の実験結果をもとに、Al 層の結晶粒径と配向性の両者がエレクトロマイグレーション寿命に与える効果を比較して、その配線幅依存性を調べる。さらにその結果から、積層配線の将来の方向について議論する。

図3-8は結晶粒径(図3-6)と配向性(図3-7)による積層配線のエレクトロマイグレーション寿命の分布を等寿命線表示したものである。結晶粒径と配向性のエレクトロマイグレーション寿命に対する効果をはっきりと図示されており、結晶粒径と配向性ともに高い方がエレクトロマイグレーション耐性が高いという傾向が現れている。図3-8に示されている内容を図3-9に模式的に示した。前節で分類した3つのグループの図3-9中での位置が、Al層の結晶学的特性、さらにはエレクトロマイグレーション寿命にどのような効果があるかを意味している。Ti系グループはFWHM値をSiO₂グループ(#8及び#9)の10°から1°(#7)まで低減する効果があるが、結晶粒径は0.6μm程度で大きな変化はない。この傾向はOnodaらによる従来の実験結果[9]と一致している。一方、W系グループはFWHM値を10°付近に保ちながら結晶粒径のみを変化させる効果がある。

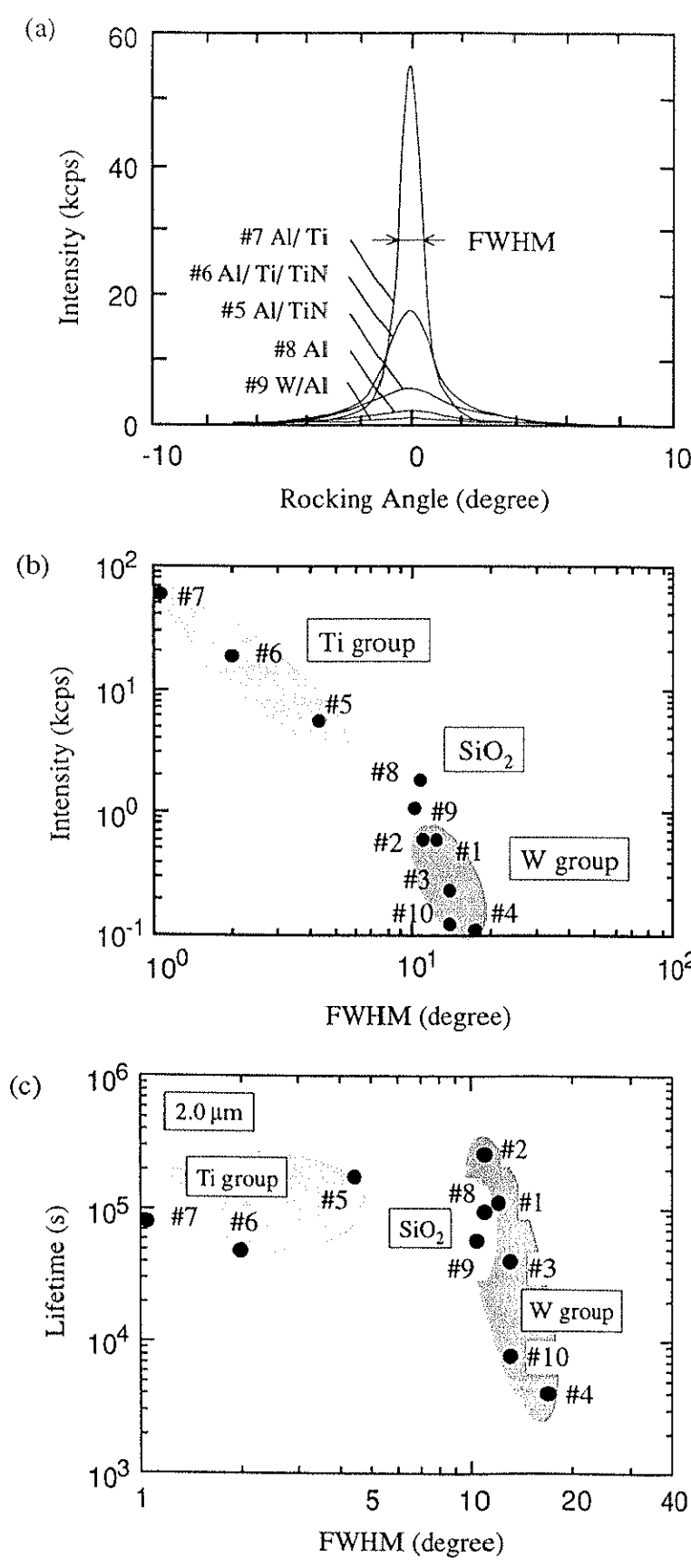


図3-7. (a) 各積層膜における Al(111) 面のロックンクカーブ
 (b) X線回折強度と FWHM 値の関係
 (c) エレクトロマイグレーション寿命と FWHM 値の関係
 配線幅; 2.0μm、Al 層の下地の違いにより Ti 系、SiO₂、W 系に分類した。

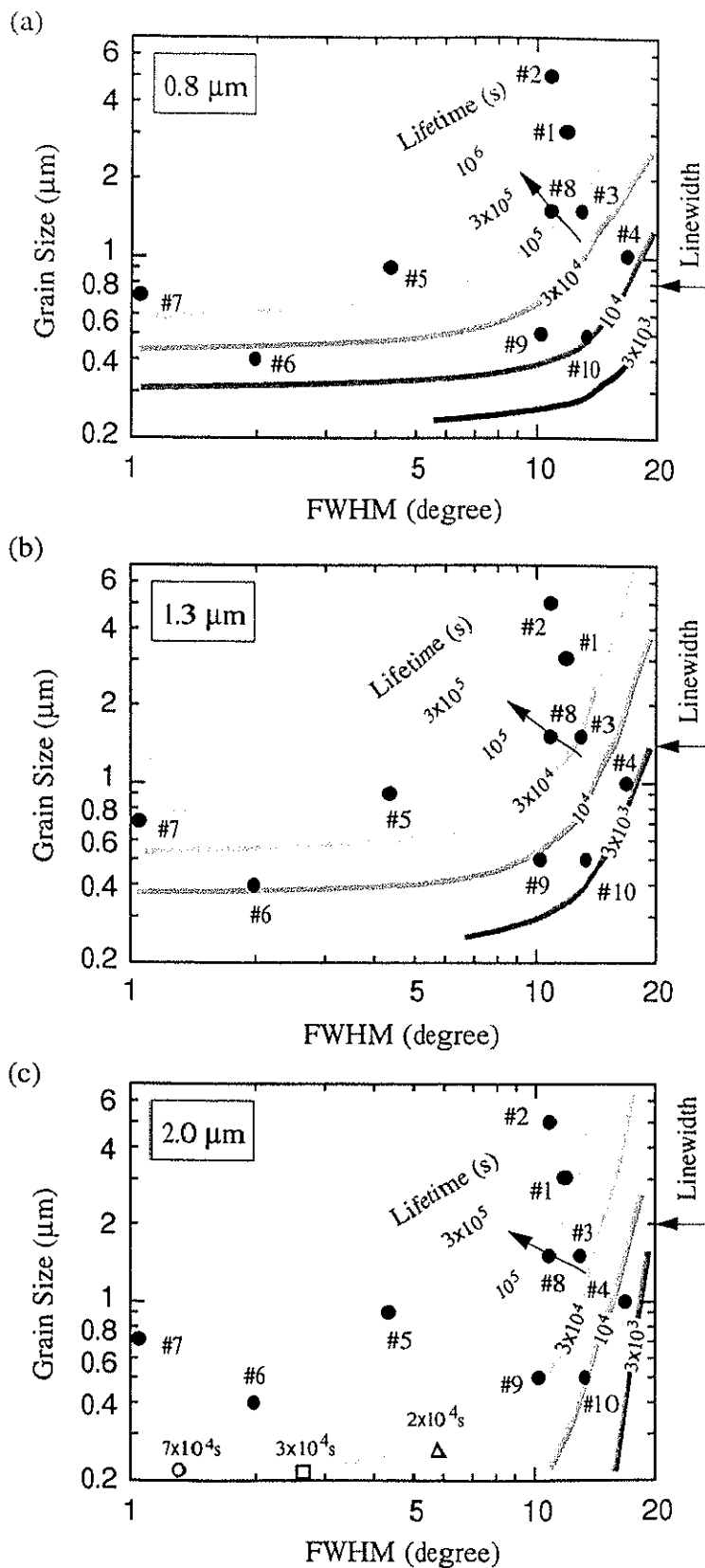


図3-8. Al層の結晶粒径と(111)配向性によるエレクトロマイグレーション寿命の分布

(a) 0.8 μm 幅配線、(b) 1.3 μm 幅配線、(c) 2.0 μm 幅配線

#8位置での矢印は長寿命方向を示す。

(c) 内の白抜き記号は ref.5 のデータであり、

○印が Ta-Al 下地、□印が TiN/Ti 下地、△印が SiO_2 下地。

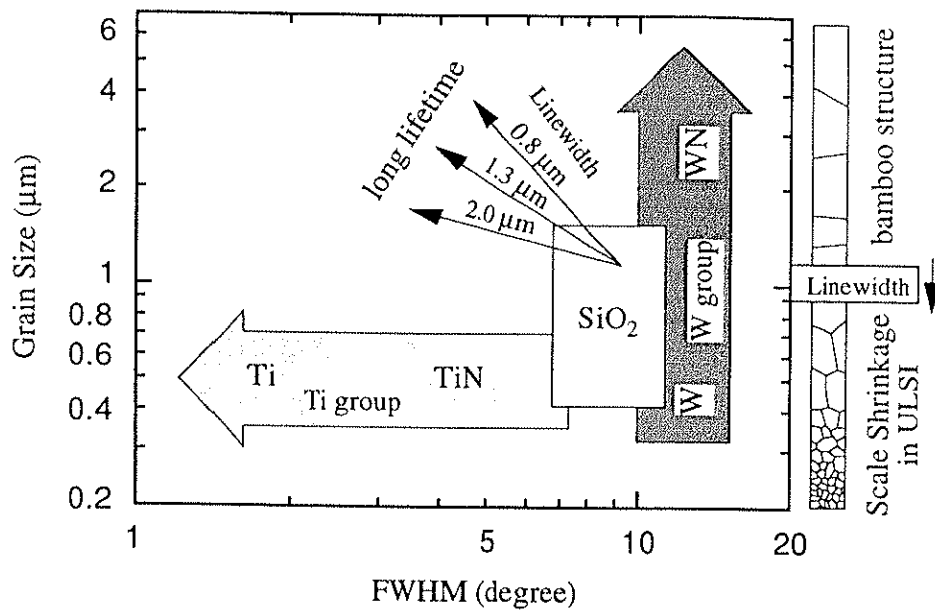


図3-9. 各種下地層がAl層の結晶粒径と(111)配向性に及ぼす影響
 W系の下地はAl層の結晶粒径を変化させ、Ti系の下地は(111)配向性を向上させる効果がある。SiO₂位置での矢印は長寿命方向が配線幅の縮小に従い結晶粒径拡大の方向へ徐々に変化の様子を示す。

各積層構造の結晶性への寄与をさらに詳細に見ることができる。Ti系グループの中では、Ti下地(#7)がTiN下地(#5)よりも配向性を向上する効果がある。W系グループの中では、WN下地(#1及び#2)がAl層の結晶粒径を3 μ m以上に大きくする効果があり、W下地(#10)はSiO₂グループ(#8)よりも結晶粒径を小さくする。#3及び#4ではWNとWの両方の下地金属層があるため、両者の効果が相殺されている。

従来、Al(111)配向性の寿命に対する効果はToyodaらによって解析されているが[10]、彼らはほぼ同等の結晶粒径を持ったSiO₂下地、TaAl下地、TiN/Ti下地のAl配線と比較し、10%寿命がFWHM値の2乗に逆比例することを報告している。彼らの寿命測定値からAlCu合金を除いたデータを見ると、FWHM値がSiO₂下地の5.8°からTaAl下地の1.3°に低下することによって、寿命は一桁近く増加している。そこで、彼らの実験データを図3-8(c)にプロットすると(配線幅:2 μ m)、本研究で得られた結果とはほぼ一致していることがわかった。彼らの試料の結晶粒径は約0.2 μ mであり、寿命の電流密度依存性による換算値 $5^2(5 \rightarrow 1 \text{MA/cm}^2)$ を掛けると、1%寿命は 2×10^4 秒から 7×10^4 秒までの範囲になっている。これは配線形成プロセスが異なっているにも拘らず、図3-8(c)の等寿命線に非常によく一致している。彼らが求めた寿命とFWHM値との関係は、結晶粒径やFWHM値がある範囲に限定された場合に適用できる関係であり、本研究で得られた結果には適用できず、普遍性がないこともわかった。

結晶粒径と配向性の両方の寿命への効果を定量的に調べた最初の報告はVaidyaらによってなされている[8]。彼らは、結晶構造パラメータとして $(s/\sigma^2) \log(I_{(111)}/I_{(200)})^3$ が寿命のメジアン値と経験的に相関があることを提案した。ここで s は結晶粒径のメジアン値、 σ は結晶粒径分布(log-normal)の標準偏差、 $I_{(111)}$ と $I_{(200)}$ はAl(111)とAl(200)のX線回折強度のピーク値である。しかし、提案されたパラメータは本研究の実験結果を評価するには適していなかった。第一に本研究の $I_{(200)}$ は小さくてこのパラメータによって配向性を評価することができなかった。第二にこのパラメータはバンパー構造の効果が含まれていない。彼らのパラメータの結晶粒径 s の指数は1であり、本研究の結果である図3-6(c)(Vaidyaらの配線幅は2 μ m)と一致しているが、配線幅の小さい図3-6(a)及び(b)では、結晶粒径 s の指数は増加する傾向にある。すなわち、Vaidyaらのパラメータは配線幅が細くなるにつれてずれる傾向にあることがわかった。以上のことから、従来の評価法では配線寿命と結晶性の相関を完全には求めていないことがわかった。

図3-8の等寿命線の配線幅依存性を調べると、配線幅の縮小に従って徐々に寿命線が垂直方向から水平方向に変化する様子が見られる。これを、図3-9ではAl単層配線位置(#8)に矢印で長寿命の方向が配線幅の縮小に従って右回りに回転する様子で表示した。つまり、配線幅が細くなるにつれて結晶粒径の寄与が配向性の寄与よりも大きくなる傾向を示しており、Ti下地よりもWN下地の方が今後のULSIの縮小化を考慮すると有利であると言える。このように、図3-8のようなマッピング方法は次世代の積層配線の研究方向を決める際に非常に役立つものと考えられる。

Alの結晶学的特性、すなわち長寿命化に最も理想的な影響を及ぼす下地金属は、図3-9の左上にプロットされるものである。残念ながら本研究ではこのような理想的な下地金属は見つけることができなかった。

結晶粒界を無くすという観点からは、極限状態として単結晶とアモルファスが考えられる。実際に単結晶の Al 配線の作製を試みた例はあり [15,16]、エレクトロマイグレーション耐性が向上する結果が得られているが、Al 膜の成膜時に 600℃ 程度の高い温度まで加熱しなければならないという問題がある。これとは逆に、アモルファス薄膜を形成するには低温成膜が有効である。しかし、耐熱性を持たせるためには合金化が必要であり、アモルファス合金薄膜の電気抵抗率は材料に依存せずにはほぼ $150\mu\Omega\text{cm}$ であることがわかっている [17]。これは Al 配線の 30 倍以上であることから、デバイスの高速化実現の障害となる。したがって、単結晶やアモルファスによって Al 粒界拡散を抑制した配線形成は困難であると考えられる。但し、アモルファスを高融点金属層に使うことは検討されている [10,11]。

高融点金属層による Al の結晶特性の向上のメカニズムについては十分にわかっていない。配向性に関しては、Al 層と高融点金属層の界面における格子整合が主要因であると考えられるが [9]、アモルファス金属を下地としても配向性を向上させることができることが報告されている [10,11]。下地金属層の高い表面エネルギーに起因しているという報告もある [10]。結晶粒径に関しては、W のような下地に微細な凹凸構造を有するものでは Al の成長を阻害するものと考えられる。これは積層構造 #3 や #4 のような薄い (20nm) WN をはさんでも改善されなかった。積層構造 #9 や #10 のような場合、W と Al の化学反応も考慮しなければならない。WN は化学反応に対して強い耐性があり、図3-5 の TEM 写真に示すように積層構造 #1 や #2 は Al の結晶粒成長を促進する効果がある。積層構造 #4 や #9 のような Al の上層に高融点金属層がある場合、配線形成プロセスでのアニール処理で Al の結晶粒成長を阻害する可能性がある。さらに結晶学的なメカニズムを明らかにするには、詳細な実験が必要である。

3.5 結言

下地の高融点金属が Al 層の結晶学的特性に、延いてはエレクトロマイグレーション耐性にどのような影響を与えるかという観点から、10 種の Al 積層配線のエレクトロマイグレーション寿命と結晶性の相関について調べた。3種の配線幅について、1% 抵抗増加量をエレクトロマイグレーション寿命として Al 結晶粒径と Al (111) 配向性の両方との相関を調べた。その結果、W 系下地のグループは Al 層の配向性を維持しながら結晶粒径を変化させることがわかった。特に、WN 下地層は Al 層の結晶粒径を SiO_2 下地よりも大きくし、長寿命化の効果があつた。これに対して、Ti 系下地のグループは Al 層の結晶粒径を維持しながら Al (111) 配向性を向上させることがわかった。結晶粒径を X 軸、配向性 Y 軸にとった図にエレクトロマイグレーション試験結果をプロットすることで等寿命線図を作成し、高融点金属層の Al 層への効果をマッピングした。これにより結晶粒径と配向性の両者がエレクトロマイグレーション寿命に与える効果を比較して、その配線幅依存性を調べた。その結果、配線幅が細くなるにつれて結晶粒径の寄与が高くなることがわかった。これから配線幅の縮小化が進行する将来の積層配線の方向について議論した。

第3章の参考文献

- [1] 半導体集積回路におけるエレクトロマイグレーションに関する文献調査報告書, 日本電子部品信頼性センター, (1987).
- [2] J. R. Lloyd, *J. Vac. Sci. Technol.* 455 (1983).
- [3] H. -U. Schreiber, *Solid-State Electronics*, 24, 583 (1981).
- [4] I. Ames and F. M. d'Heule, *IBM J.* 461 (1970).
- [5] H. Toyoda, T. Kawanoue, M. Hasunuma, H. Kaneko and M. Miyauchi, *Proceedings of the 32nd International Reliability Physics Symposium* (IEEE, New York, 1994), p.178.
- [6] K. Hinode and Y. Homma, *Proceedings of the 28th International Reliability Physics Symposium* (IEEE, New York, 1990), p. 25.
- [7] S. Vaidya, T. T. Sheng and A. K. Sinha, *Appl. Phys. Lett.* 36, 464 (1980).
- [8] S. Vaidya, D. B. Fraser and A. K. Sinha, *Proceedings of the 18th International Reliability Physics Symposium* (IEEE, New York, 1980), p. 165.
- [9] H. Onoda, M. Kagayama and K. Hashimoto, *J. Appl. Phys.* 77, 885 (1995).
- [10] H. Toyoda, T. Kawanoue, M. Hasunuma, H. Kaneko and M. Miyauchi, *Proceedings of the 32nd International Reliability Physics Symposium* (IEEE, New York, 1994), p. 178.
- [11] A. Kamijo and T. Mitsuzuka, *J. Appl. Phys.* 77, 3799 (1995).
- [12] J. Wada, K. Suguro, N. Hayasaka and H. Okano, *Proceedings of the 31st International Reliability Physics Symposium* (IEEE, New York, 1993), p. 71.
- [13] K. Hinode, T. Furusawa and Y. Homma, *J. Appl. Phys.* 74, 201 (1993).
- [14] E. Kinsbron, *Appl. Phys. Lett.* 36, 968 (1980).
- [15] 早坂, 金子, 宮内, 岡野, 第41回半導体専門講習会予稿集 (1994), p.257.
- [16] J. Wada, H. Toyoda, H. Kaneko, N. Hayasaka, H. Yasuda, H. Mori and H. Okano, *Jpn.J. Appl. Phys.* 34, L1260 (1995).
- [17] Kondo, *J. Mater. Res.* 7, 853 (1992).

第4章 エレクトロマイグレーション誘起の配線寿命の予測

4.1 緒言

前章でも述べたように、ULSI 配線の耐エレクトロマイグレーション性を向上する最も有効な手段は Al 配線と高融点金属の積層化である [1-6]。このような ULSI 配線の信頼性を評価する一般的な方法は、直流電流の通電試験によるエレクトロマイグレーション寿命の測定である。多くの場合、エレクトロマイグレーション寿命は初期抵抗からのある程度の増加量になるまでのメジアン時間で定義されている。典型的には 1%~100% の増加量が指標として採用されているが [1-5,7]、これは実用の ULSI において数 10% の増加量に達すると故障に至るという事実に基づいており、物理的に十分な意味があって採用されているわけではない。したがって、この指標は研究者によって適当な値で選ばれている [2-4,8]。そのために異なる電気抵抗率の高融点金属を有する様々な積層配線の試験結果を比較する場合、エレクトロマイグレーション寿命は必ずしも配線の劣化の度合いを定量的に示しているとは言えなかった。つまり積層配線の通電試験の結果を取り扱う場合、その電気抵抗の時間変化を示す曲線(以下、抵抗増加曲線と言う)を十分に理解する必要がある。

また、通電試験で得られたエレクトロマイグレーション寿命の測定値から ULSI の動作条件(最高温度: 100°C、電流密度: 0.1MA/cm²)での寿命を予測する場合、Black の式 [9] が広く使われている。これは、電流密度 j で温度 T の条件で得られた寿命を τ とすると、

$$\tau \propto j^{-n} \exp\left(\frac{E_a}{kT}\right) \quad (4-1)$$

という関係になるというものである。ここで E_a は活性化エネルギー、 k は Boltzmann 定数、 n は電流密度の指数で、図 4-1 に示したように経験的に約 2 であることがわかっている [7,9,10]。しかし、上の (4-1) 式に基づいた従来のエレクトロマイグレーション試験では個々の配線の通電試験を行うだけで数週間という長い時間を要した。劣化を加速するために電流密度を 10MA/cm² 以上に上げると [11,12]、ジュール熱によって (4-1) 式の電流密度の指数 n が低電流密度のそれからずれて、実使用条件での寿命値に外挿できなくなるという問題があった。その結果、温度上昇を抑制するために電流密度は約 1MA/cm² 以下に制限され、通常のエレクトロマイグレーション寿命は 10⁵(約 1日) から 10⁷(約 4ヶ月) の範囲になっている [1-8]。そこで、配線の信頼性を短期間で評価する目的、延いては ULSI 開発時間の短縮という目的から、短時間で実使用条件での寿命を予測することが強く要求されている。

本章では、エレクトロマイグレーション試験によって得られた 10種の Al 積層配線の複雑な抵抗増加曲線を詳しく解析し、これらの積層配線のポイドの成長過程を理解することによって短期寿命予測法を提案する。

4.2 実験方法

第 4 章で用いた積層配線の試料は前章のものと同じである。積層に用いた高融点金属層の種類と膜厚は

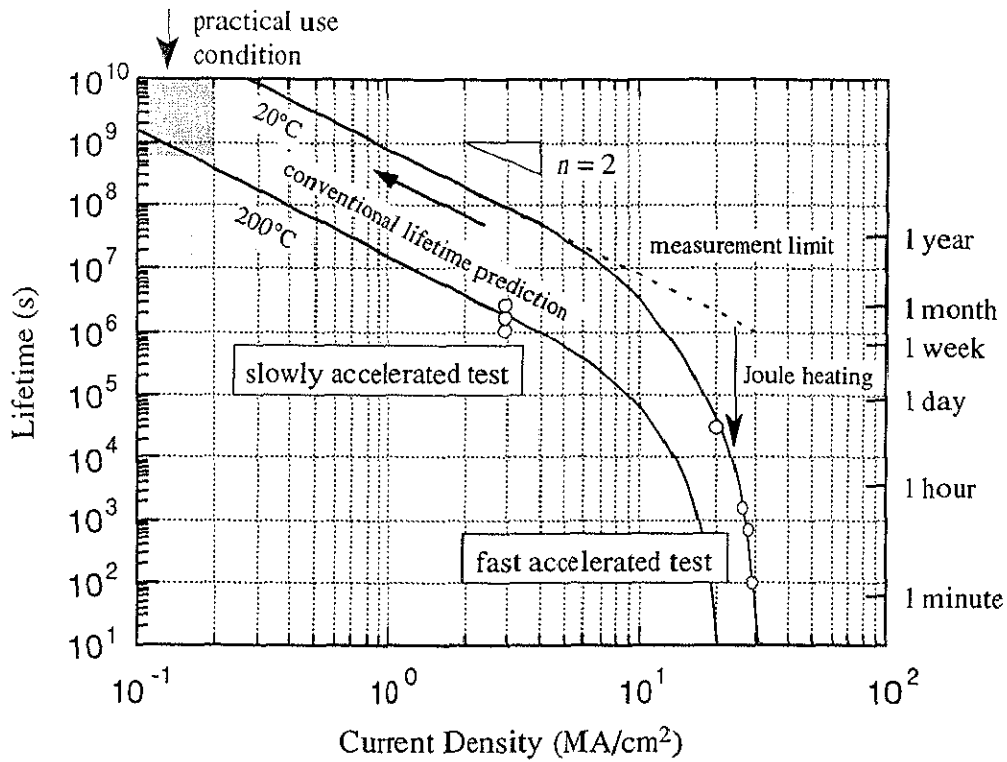


図4-1. エレクトロマイグレーション寿命と電流密度の一般的な関係
 低電流密度における配線寿命は電流密度の-2乗に比例する。
 高電流密度においてはジュール熱の発生により、この相関から
 ずれる。○印は図4-9の試料#9の実験データ。

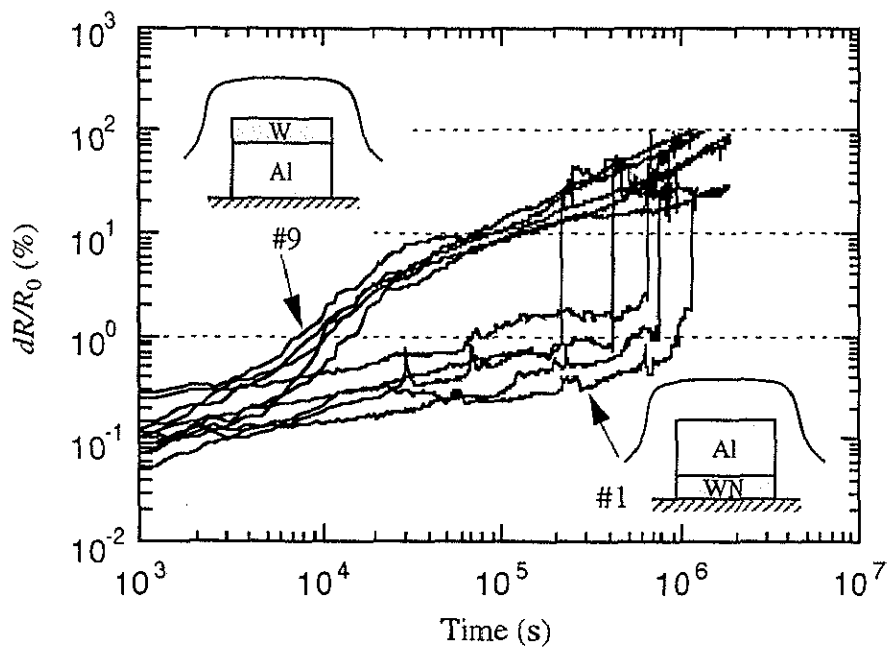


図4-2. エレクトロマイグレーション試験で得られる典型的な抵抗増加曲線の例
 抵抗増加曲線の傾きは積層構造によって変化する。試料#9(W/Al)は緩やかな増加を示し、#1(Al/WN)は急峻な増加を示す。配線寿命は抵抗増加量の設定値により変化する。配線幅; 0.8 μ m。

表3-1 に纏めて示した。配線幅も同様に 0.8 μm 、1.3 μm 、2.0 μm の3種類に関して実験を行った。

エレクトロマイグレーション試験に関しては電流密度が 1~3MA/cm² の低加速試験と 10MA/cm² 以上の高加速試験を行った。低加速試験に関しては第3章の結果を用いた。すなわち、試験は 200 $^{\circ}\text{C}\pm 0.1^{\circ}\text{C}$ の温度で行い、0.8 μm 幅及び 1.3 μm 幅配線では 3MA/cm²、2.0 μm 幅配線では 1MA/cm² の電流密度に設定した。高加速試験は室温で行い、10MA/cm² 以上の電流密度を配線に通電した。電気抵抗測定は四端子法により行い、同時にボイドの成長過程を光学顕微鏡で観察して 8mmビデオに録画した [12]。

配線寿命は初期抵抗 R_0 からの特定の抵抗増加量 dR/R_0 (%) に達したメジアン時間で定義する。この値は下式のように表される。

$$\frac{dR}{R_0} = \frac{R(t) - R_0}{R_0} \quad (4-2)$$

ここで $R(t)$ は時間 t における抵抗値、 dR は初期抵抗 R_0 からの増加量である。試験は 100% 増加まで行い、その時間を 100% 寿命とし、同様にして 1% 寿命と 10% 寿命を定義する。

4.3 配線寿命の予測

4.3.1 エレクトロマイグレーション寿命試験結果

10種の積層配線の通電試験を行った結果、積層構造に依存して 100% 寿命は 10^5 (約 1日)~ 10^7 秒 (約 116日) の範囲であった。例えば 1.3 μm の配線幅に関して、100% 寿命 ($dR/R_0=100\%$) が長い順に積層構造を並べると、

$$\#9 > \#1 > \#8 > \#5 > \#2 > \#6 > \#3 > \#7 > \#4 > \#10 \quad (4-3)$$

となる。しかし、1% 寿命 ($dR/R_0=1\%$ 、寿命が $10^3 \sim 10^6$ 秒の範囲) が長い順に積層構造を並べると、

$$\#2 > \#5 > \#1 > \#8 > \#7 > \#3 > \#9 > \#6 > \#10 > \#4 \quad (4-4)$$

このような配線寿命の順列の違いは、 dR/R_0 の取り方次第で容易に変化することがわかる。

図4-2 に異なる積層構造の典型的な抵抗増加曲線を示した。WN を高融点金属層とした積層構造 (#1) ではなだらかな抵抗増加の後に急激な上昇が見られる。これに対して、W を高融点金属層とした積層構造 (#9) では抵抗測定の初期から寿命まで徐々に増加している。この傾向は、高融点金属層の抵抗率が高いほど、もしくは高融点金属層の積層数が多いほど抵抗増加曲線の傾きがなだらかになるという従来の結果と一致している [1-3]。

図4-2 に示した抵抗増加曲線の基本的な形は配線幅や電流密度が変化 (1~3MA/cm²) しても変わらなかった。但し、配線幅が細くなる (2.0 μm →0.8 μm) につれて配線がバンパー構造に近づき、寿命は長くなる傾向があった [13]。つまり、図4-2 のように抵抗増加曲線を両対数でプロットすると、寿命が長くなっても抵抗増加曲線の傾きを維持しながら長寿命側に移動するだけであった。

4.3.2 抵抗増加曲線の解析

前節で示したように抵抗増加曲線の振る舞いは非常に複雑であるため、様々な積層配線のエレクトロマイグレーション耐性を比較するに相応しい寿命を定義することは簡単ではない。エレクトロマイグレーションの初期 (dR/R_0 が約1%) では電気抵抗率の低い Al 層に主に電流が流れるため、そこが劣化するはずである。しかし、Al 層の一部が完全に断線すると、高融点金属層の劣化によって dR の増加は引き続き進行する。実際に dR/R_0 が 100% になった時点の配線を光学顕微鏡で観察すると、高融点金属層にもボイドが認められる。したがって、電気抵抗率や厚さの異なる高融点金属層を積層した配線の劣化の度合いを特定の dR/R_0 で単純に比較することはできない。

そこで本研究では、図4-2に示した抵抗増加曲線の縦軸と横軸を別々に考える。図4-2の縦軸、すなわち dR/R_0 は主に高融点金属層の電気抵抗率で決まり、図4-2の横軸、すなわち寿命は各層のエレクトロマイグレーション耐性で決まる。まず、ボイド成長時の dR/R_0 の変化を単純なモデルを考えて見積り、そのモデルによる計算結果で10種の積層配線の実験結果を説明できることを示す。

ボイド成長モデルとして、図4-3に示したような単純な配線膜厚の減少モデルを考える。減少する部分の配線長を l_v とし、これは実際の劣化過程においても急激に変化するものではないので、その部分 (l_v) のシート抵抗 R_{sv} を時間に依存した値とする。配線抵抗の増大は最も成長した致命的ボイド (fatal void) における配線の厚さもしくは幅の減少によって主に寄与を受けていると考えている。そこで(4-2)式の $R(t)$ はボイド成長部とボイドが成長していない正常部の2箇所に分けて以下のように表される [14]。

$$R(t) = \frac{l_v \cdot R_{sv}}{w} + \frac{l_n \cdot R_{sn}}{w} \quad (4-5)$$

ここで、 R_{sn} と l_n は正常部のシート抵抗と配線長である。 w は配線幅でこの値も定数と仮定している。(4-5)式により、(4-2)式の dR/R_0 はシート抵抗と配線長のみを用いて以下のように表される。

$$\frac{dR}{R_0} = \frac{l_v}{l} \left(\frac{R_{sv}}{R_s} - 1 \right) \quad (4-6)$$

ここで、 $R_s (= R_{sn})$ は配線のシート抵抗、 $l (= l_n + l_v)$ は配線の全長である。したがって、 dR/R_0 はボイドの成長によって増加するパラメータ R_{sv} によって決まる。 R_s と l は積層構造によって決まる定数であり、 l_v もここでは定数と仮定している。例えば高融点金属層1層の積層配線の場合、 R_{sv} は以下のように表される。

$$R_{sv} = \frac{\rho_{Al} \rho_w}{\rho_w z_{Al} + \rho_{Al} z_w} \quad (4-7)$$

ここで、 ρ_{Al} と ρ_w はそれぞれ Al 層と高融点金属層の電気抵抗率、 z_{Al} と z_w はそれぞれボイド成長部の Al 層と高融点金属層の膜厚である。最終的に、(4-7)式を(4-6)式に代入することによって dR/R_0 は Al 層と高融点金属層の膜厚の時間関数として表される。

Al 層が完全に断線した場合 ($z_{Al}=0$)、高融点金属層の高いエレクトロマイグレーション耐性によりボイ

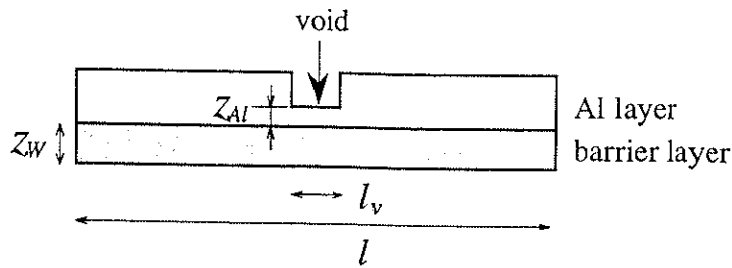


図4-3. 計算で用いたボイド成長モデル

Z_{Al} と Z_w はそれぞれボイド成長部分のAl層とバリアメタル層の厚さを示す。 l は総配線長、 l_v はボイドが成長している部分の配線長を示す。

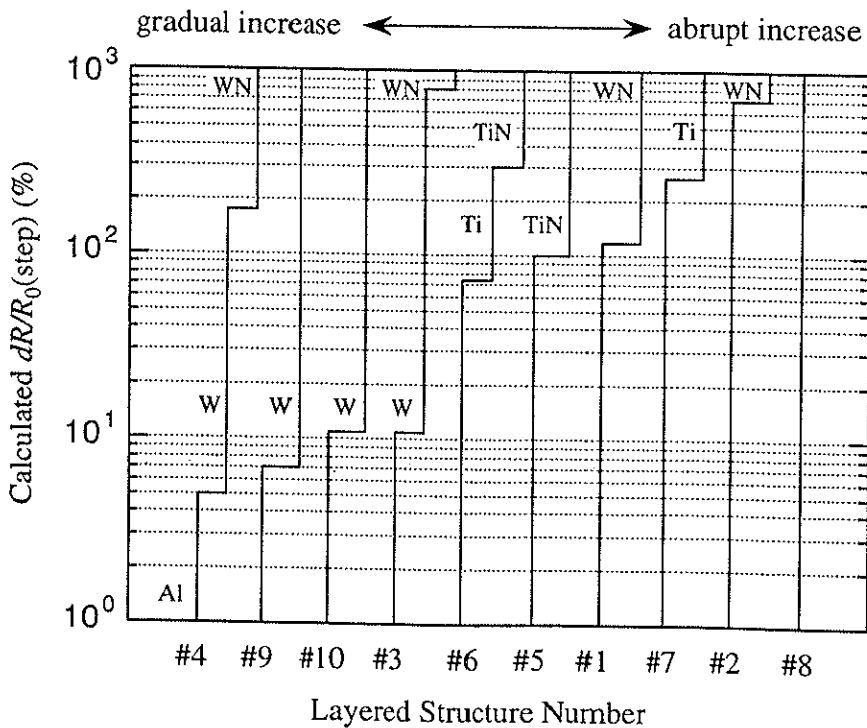


図4-4. 10種の積層構造の抵抗値から計算で求めた $dR/R_0(\text{step})$

各構造の最も低いステップにおいて、致命的ボイドによるAl層の断線が起り、その上の第二のステップでバリアメタル層の断線が起こる。ステップの位置が低いほど、抵抗増加曲線の傾きが緩やかになる。

ド成長速度は遅くなる。そのようなボイドの成長速度の変化は抵抗増加曲線においてステップとして観測されるはずである。このステップにおける dR/R_0 値を $dR/R_0(\text{step})$ として定義し、実験で得られた抵抗増加曲線の解析に用いる。まず、10種の積層配線の $dR/R_0(\text{step})$ を (4-6) 式と (4-7) 式を用いて計算し、図4-4に纏めて示した。ここで、(4-6) 式の l_w/l を実際の結果に近い 1% とし、各金属の電気抵抗率を Al; $3\mu\Omega\text{cm}$ 、W; $10\mu\Omega\text{cm}$ 、WN; $150\mu\Omega\text{cm}$ 、Ti; $60\mu\Omega\text{cm}$ 、TiN; $100\mu\Omega\text{cm}$ とした。図4.4 の結果から、高融点金属層のシート抵抗が低いほど各積層構造の $dR/R_0(\text{step})$ は小さい値となっている。したがって、同じ dR/R_0 値と比較しても積層構造によって劣化の度合いは異なっている。例えば、図4.4 において dR/R_0 値が 50% の場合には積層構造 #3、#4、#9、#10 では致命的ボイドは W 層内で成長しているが、それ以外の積層構造では Al 層内で成長している。以上のことから、異なる積層配線で Al 層のみのエレクトロマイグレーション耐性を評価する場合、 dR/R_0 値が低い値 (本研究では 1% の値とする) で寿命を定義して比較するべきである。

図4-5(a) に実験で得られた抵抗増加曲線の典型的な例を挙げた。図4-5(a-1) は Al 単層配線の抵抗増加曲線で、(a-2) は高い電気抵抗率の高融点金属層 (WN) を用いた 2層配線の曲線、(a-3) は低い電気抵抗率の高融点金属層 (W) を用いた 2層配線の曲線、(a-4) は高い電気抵抗率の高融点金属層 (WN) と低い電気抵抗率の高融点金属層 (W) を用いた 3層配線の曲線である。すべてのステップ $dR/R_0(\text{step})$ をこれらの図中で矢印で示した。図4-4 で示した $dR/R_0(\text{step})$ の計算値がここで観察され、ステップの数と積層に用いた高融点金属層の数が一致している。(a-2) のステップが (a-3) のそれよりも高い dR/R_0 値であるのは、高融点金属層の高いシート抵抗によるものである。異なるエレクトロマイグレーション耐性を持つ高融点金属層が 2層ある積層配線 (a-4) では 2つのステップが現れている

これら図4-5(a) の $dR/R_0(\text{step})$ の実験値を図4-4 で得られた計算値と比較して図4-6 に示した。 dR/R_0 が大きくなるにつれて実験値と計算値の絶対量はずれていくものの、ほとんどの実験値は計算値と同じ順序で観測されている。両者のずれは $dR/R_0(\text{step})$ の計算の際に、ボイド成長モデルでボイド長を一定と仮定したことが主原因と考えられる。しかし、この単純なモデルによる 10種の積層配線の抵抗増加曲線の複雑な振る舞いを理解することができた。

次に抵抗増加曲線の横軸、すわなち R_{sv} の時間依存性について評価する。図4-5 において、ステップの直前で抵抗が急激に増加しているが、これはボイドの成長が電流密度の増加によって加速されるからである。そこで膜厚 (z) の減少速度は膜厚の 2乗の反比例すると仮定すれば [7,9,10]、 z_0 を初期膜厚として、

$$\frac{dz}{dt} = -\left(\frac{z_0}{z}\right)^2 \quad (4-8)$$

となる。(4-8) 式を初期条件 ($t=0$ で $z=z_0$) を考慮して時間 t で積分すると、

$$z = \sqrt[3]{z_0^2(z_0 - 3t)} \quad (4-9)$$

となる。単層 Al 配線の場合、時間に依存する dR/R_0 は (4-9) 式を (4-6) 式と (4-7) 式 ($z_w=0$) に代入することにより、

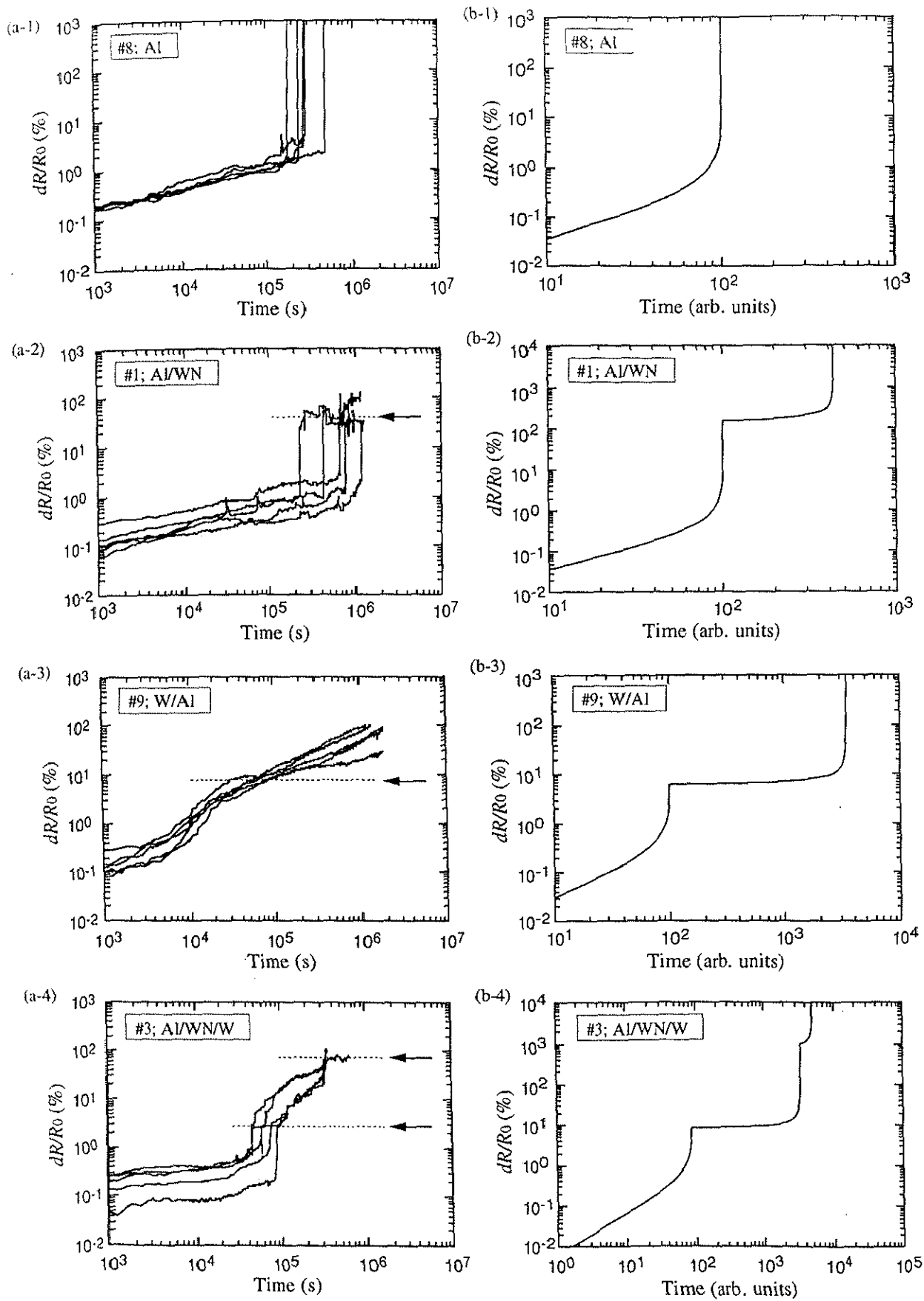


図4-5. (a) エレクトロマイグレーション試験と (b) 計算によって得られた抵抗増加曲線の比較
 (1) #8; Al 単層配線、(2) #1; Al/WN 積層配線、高抵抗バリアメタル
 (3) #9; W/Al 積層配線、低抵抗バリアメタル、(4) #3; Al/WN/W 積層配線、二層バリアメタル
 $dR/R_0(\text{step})$ を図中で矢印で示す。

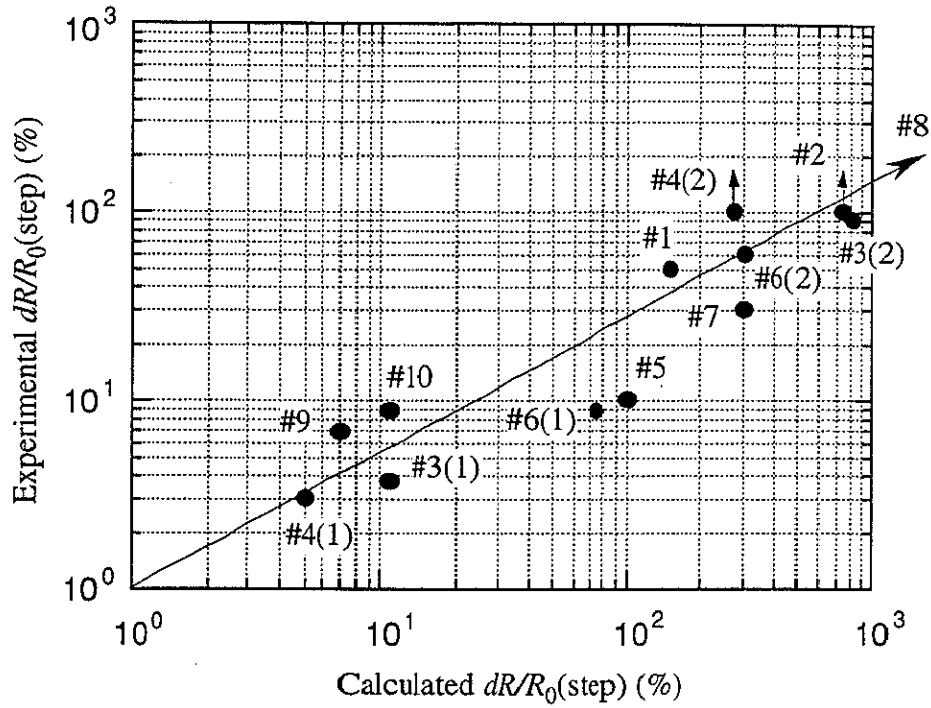


図4-6. 実験と計算により求めた $dR/R_0(\text{step})$ 値の比較

添字の (1) と (2) は同じ配線構造で 2回ステップが現れる場合。
 計算値は図4-4 で求めた値。

$$\frac{dR}{R_0} = \frac{l_v}{l} \left(\frac{z_0}{\sqrt{z_0^2(z_0 - 3t)}} - 1 \right) \quad (4-10)$$

で与えられる。他の積層配線の dR/R_0 に関しても同様の手順で求めることができる。得られた計算結果のうち、#8 (Al 単層)、#1 (Al/WN)、#9 (W/Al)、#3 (Al/WN/W) の 4例を図4-5(b)に (a)の実験結果と比較して示した。ここで、図4-5(a)の実験結果に基づき、エレクトロマイグレーション耐性を Al: 1 に対して、W: 1000、WN: 100としている。この計算では各材料のエレクトロマイグレーション耐性を求めるのではなく、ボイド成長モデルに基づく計算によって実験で得られた 10種の抵抗増加曲線の形の意味を理解することにある。

図4-5(a-3)や(a-4)の実験結果において、抵抗がステップの後に徐々に増加している。これは Al 層の断線後のボイドの拡大と時間差をもって複数のボイドが成長することに起因していると考えられる。3層配線の典型的な抵抗増加曲線をボイド成長モデルと共に図4-7に示した。致命的ボイドに続いて第2のボイドが成長しており、後者がステップ後の dR/R_0 の増加に寄与している。実際にこの考えは積層構造 #9 (W/Al)で光学顕微鏡による同時観察で確認した。次節で用いる図4-8において、電流密度 $20\text{MA}/\text{cm}^2$ の抵抗増加曲線で2つの大きなステップが観察されている。図中で "A" と記した最初のステップで致命的ボイドが形成され、"B" で現れた次の大きなステップが形成されるとすぐに第2のボイドが顕微鏡内で確認された。図4-5(a-4)においてもそのようなステップの集合として見る事ができる。

図4-7に示したように、 dR/R_0 の時間変化を両対数でプロットすると抵抗増加の主な軌道は致命的ボイドによって決定される。しかし、規格化していない $R(t)$ の変化を線形のグラフにプロットすると初期抵抗が誇張されず、個々のボイドによるステップはすべて同等に見えることになる。したがって、 dR/R_0 の時間変化の両対数プロットは抵抗変化から劣化の過程を直接読み取るのに適していると言える。

以上の結果に基づき、 $dR/R_0(\text{step})$ を指標として 10種の積層配線の Al 層の劣化寿命の順位付けを再度行った。寿命は図4-7(g)に示したように最初に現れる $dR/R_0(\text{step})$ のメジアン時間とした。したがって、この寿命は単純に数値的な dR/R_0 値ではなく、積層配線の劣化の度合い、すなわち Al 層の断線を基準として決定される。ランク付けの結果、(4-4)式に示した 1% 寿命とほとんど一致した。実際上、このような $dR/R_0(\text{step})$ を指標とすることは ULSI 開発現場においては面倒であるため、異なる積層配線のエレクトロマイグレーション耐性を比較する指標としては、1% 寿命のように低い抵抗増加量が望ましいことになる。第3章では、この結果に基づき 10種の積層配線の寿命比較を 1% 寿命で行った。

4.3.3 配線寿命の短期予測法の提案

前節で示したように、抵抗増加曲線が基本的に積層構造とその材料で決定されるとすれば、電流密度に依存せず抵抗増加曲線は同じ形になるはずである。高い電流密度と高い温度は単にボイドの成長速度を促進するだけで、両対数プロットでは抵抗増加曲線の形を維持したまま短寿命側へシフトするだけである。図4-8に単層 Al 配線 #8 の抵抗増加曲線の電流密度による違いを示した。電流密度が $1.5\text{MA}/\text{cm}^2$ の 10%

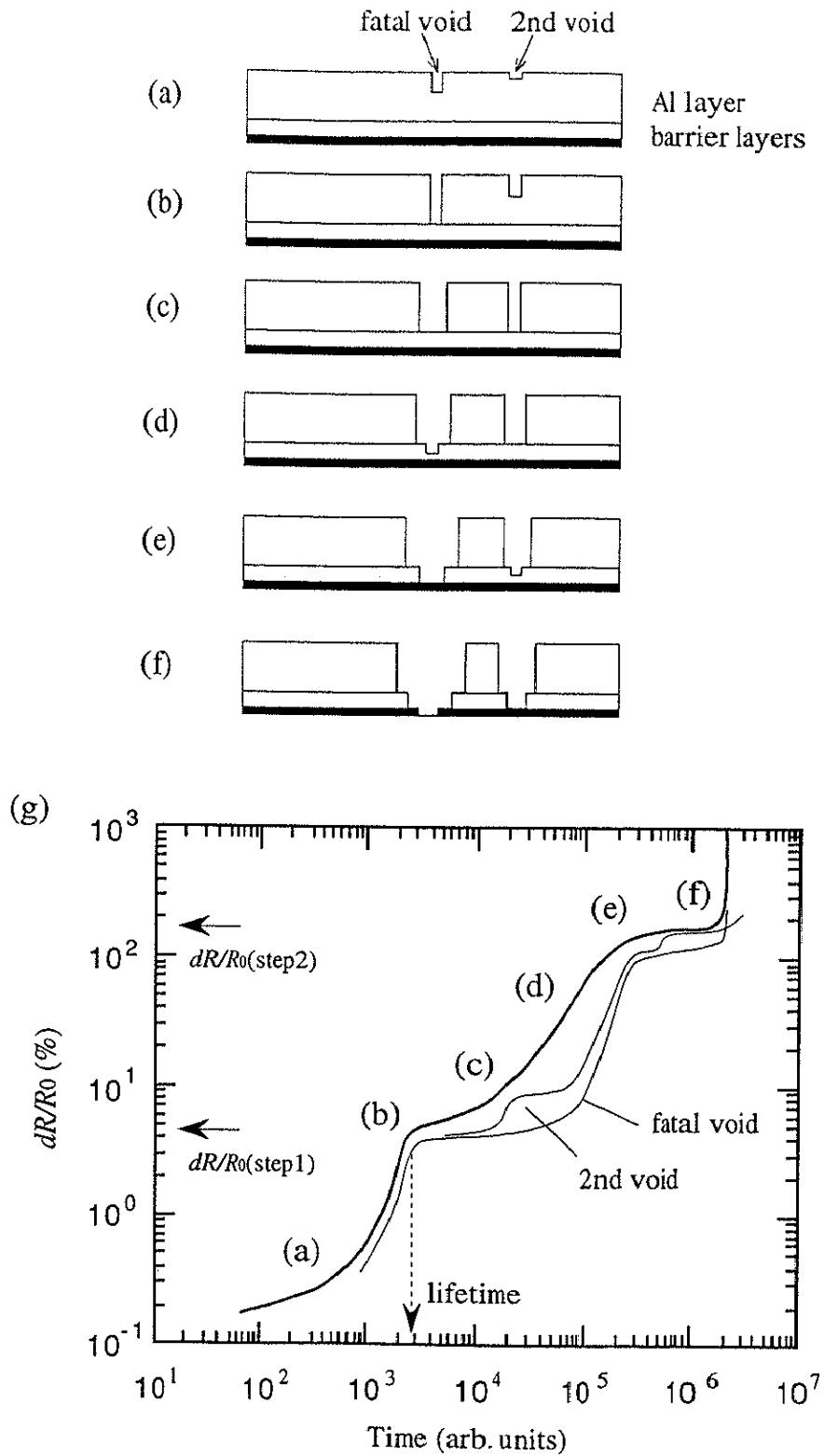


図4-7. 積層配線におけるボイド成長過程とそれに対応した抵抗増加曲線の模式図
 (a) Al層におけるボイド成長の初期状態、(b) 致命的ボイドがAl層を断線、抵抗増加曲線に第一のステップが現れる。(c) 第二のボイドがステップ後の抵抗増加に寄与する。(d) 第一のバリアメタル層にボイド発生、(e) 第一のバリアメタル層の断線、抵抗増加曲線に第二のステップが現れる。(f) 配線の断線。(g) 抵抗増加曲線、(a~f)の過程を示す。図のように配線寿命をステップの発生時間で決定することによりAl層の寿命とすることができる。

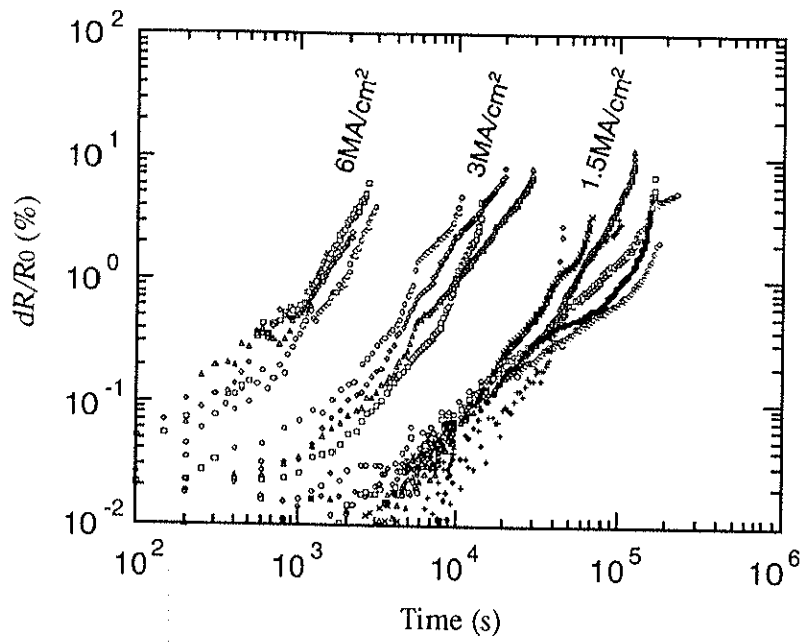


図4-8. #8 (Al) の抵抗増加曲線の電流密度による違い
配線寿命が約2桁異なっているにもかかわらず、曲線の傾きは
変化しない。

寿命は 10^5 秒を越えており、4倍の電流密度 $6\text{MA}/\text{cm}^2$ の 10% 寿命よりも約 2桁長い。それだけの差があるにも拘わらず、いずれの曲線においてもほぼ同じ勾配 (指数) で抵抗が増加している。

図4-9 は積層構造 #9 (W/Al) の低加速試験 (低電流密度: $3\text{MA}/\text{cm}^2$) の抵抗増加曲線と高加速試験 (高電流密度: $20\sim 28\text{MA}/\text{cm}^2$) の抵抗増加曲線である。この場合も時間スケールが数桁違うにもかかわらず、いずれの電流密度でも抵抗増加曲線の傾きは等しい。致命的ポイドによって Al 層の断線時に生じるステップの位置もすべて約 10% の dR/R_0 のところに見られる。図中の点線の下では Al 層の劣化が進行し、点線より上では W 層の劣化が始まっていると考えられる。

図4-9 から得られた 100% 寿命を図4-1 にプロットした。従来の Black の式 ((4-1) 式) に基づいた寿命予測法では、図4-1 に示したように高電流密度域の電流密度指数 n が低電流密度域のそれから大きくずれるために、高加速試験で得られた寿命データを用いることはできなかった。しかし、電流密度依存性や温度依存性に関係なく、抵抗増加曲線の相似則を用いることによって短期寿命予測を行うことが可能になる。

積層構造 #9 の電流密度 $3\text{MA}/\text{cm}^2$ の抵抗増加曲線を用いて本研究で提案する短期寿命予測法の手順を説明し、従来法と比較する。図4-10 にその手順を模式的に示した。

- (1) まず、 $20\text{MA}/\text{cm}^2$ 以上に電流密度を上げて抵抗増加曲線の形を得る。測定は数時間 (約 10^4 秒) 以下で終了する。
- (2) 次に、低電流密度 ($3\text{MA}/\text{cm}^2$) で抵抗増加曲線の初期部分を約 1% の dR/R_0 まで数時間測定する。
- (3) (2) で測定した抵抗増加曲線を (1) の曲線と相似であることを利用して、特定の dR/R_0 値 (例えば 50%) まで外挿する。
- (4) 選定した dR/R_0 に相当する時間を寿命とする。

図4-9 に示したように電流密度 $3\text{MA}/\text{cm}^2$ 、温度 200°C では dR/R_0 が 100% に達するまでに 2×10^6 秒 (約 3週間) の時間を要している。したがって、従来の寿命予測方法では一つの寿命データを得るだけでその寿命に等しいだけの時間を要した。最終的に電流密度の異なるいくつかの寿命測定結果から、実使用条件の寿命を予測していた。これに対して相似則による予測法では、上で述べたように同等の寿命を測定 / 予測するのに数時間で終了する。実使用条件の寿命は、従来と同様に電流密度依存性から予測できる。すなわち従来の予測法と比較して、測定時間が 100分の1 以下に短縮されることになる。

さらにこの予測法によれば実使用条件の寿命 (約 10^9 秒; 約 32 年) を直接予測することも可能である。すなわち、図4-10 の (5) に示したように約 10^6 秒かけて dR/R_0 が 1% 程度に達するまで測定すれば、図4-1 の電流密度との相関を全く用いず、高加速試験で求めた抵抗増加曲線の形状から実使用条件の寿命まで直接外挿することが可能になる。

抵抗増加曲線の形が電流密度に依存して変化してしまい、本研究で提案した予測法が適用できない場合、測定された寿命データは従来の低加速試験の方法においても用いることはできないはずである。つまり、抵抗増加曲線の異なる形は配線の異なる劣化過程を示唆しており、このような異なる形状の抵抗増加曲線をもつ寿命データから実使用条件の寿命を予測することもできない。したがって、従来の予測法において

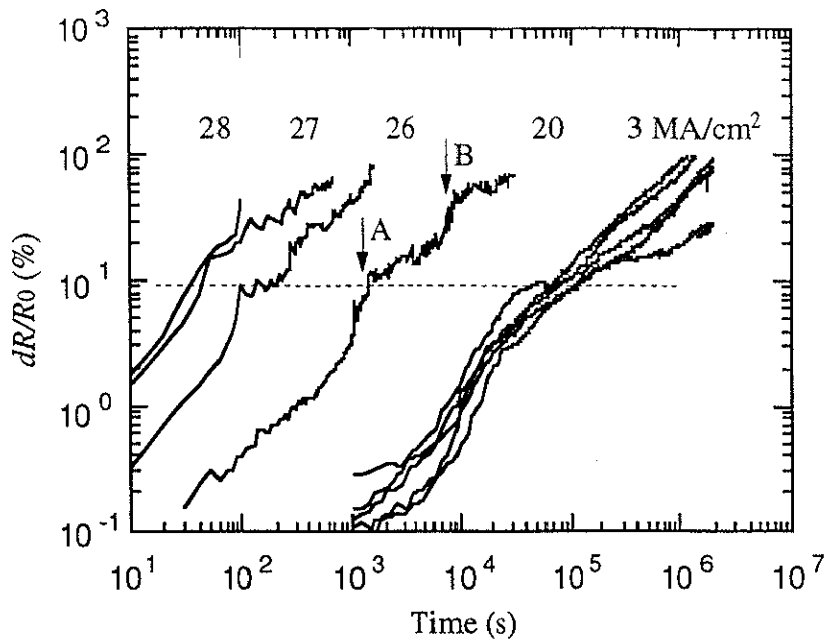


図4-9. #9 (W/Al) の抵抗増加曲線の電流密度による違い
 配線寿命が約5桁異なるにも拘わらず、曲線の傾きが等しい。
 致命的ボイドによるステップは電流密度によらず約10%の
 抵抗増加量で見られる。Aは致命的ボイドにより形成された
 第一のステップ、Bは第二のボイドにより形成されたステップ。

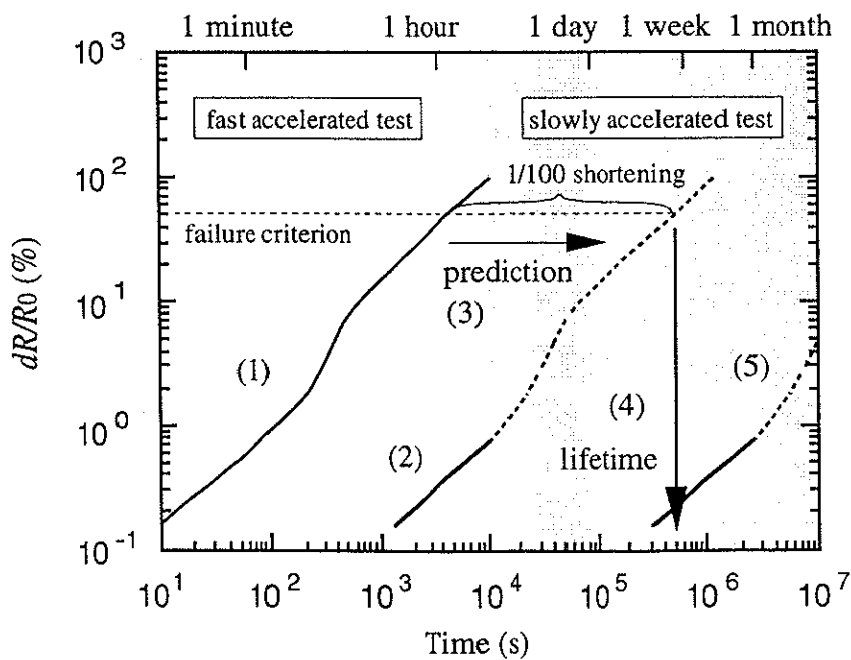


図4-10. 抵抗増加曲線の相似則を用いた短期寿命予測法
 高電流密度で(1)の抵抗増加曲線を取り、低電流密度の曲線の初期
 (2)から相似則を用いて外挿する(3)。その結果、従来の1/100
 の時間で寿命を求めることができる。実使用条件の寿命(5)も同
 様にして求めることが可能である。

も、個々の試験の抵抗増加曲線の形状を調べることは試験中の劣化過程を評価する上でも重要なことである。

最後に相似則を用いた短期寿命予測法の注意点について述べる。第一に、図4-9で電流密度が $28\text{MA}/\text{cm}^2$ のように配線を数秒で断線させるくらいに高い場合、断線時の dR/R_0 はジュール熱による急激な温度上昇で低くなる。劣化過程はボイド成長というよりも溶断に近い状態である。同様の現象は図4-9の電流密度 $20\sim 27\text{MA}/\text{cm}^2$ の dR/R_0 が100%の付近でも見られる。すわなち、高い dR/R_0 値(例えば100%)を用いる場合は相似性が崩れて誤差が含まれる。しかし両対数で抵抗増加曲線の初期を比較し、指標を低い dR/R_0 に設定する限り、最終段階の温度上昇はほとんど無視できる。

第二に、微量の温度擾乱でも初期の配線抵抗には変化を与えて相似性を崩すため、試験を高温で行う場合は試料温度は常に一定に保たなければならない。さらに配線温度を上げた後、 10^4 秒程度の時間に渡って微量ではあるが抵抗が減少することがある。これはAl結晶粒の緩和が原因として考えられるが、この減少量がエレクトロマイグレーション誘起の抵抗増加量に打ち勝つ場合は、 dR/R_0 が初期抵抗値よりも減少する[3]。この問題を避けるため、本研究の全試料は低加速試験の前に約 10^5 秒間、 $200^\circ\text{C}(\pm 0.1^\circ\text{C})$ で一定温度に保った。

4.4 結言

10種のAl積層配線の抵抗増加曲線を用いてボイドの成長過程について詳しく解析した。その結果次のような結果が得られた。

- (1) 両対数表示した抵抗増加曲線の形は、積層構造とその材料で基本的に決定される。
- (2) 抵抗増加曲線は電流密度に依存せず基本的に相似である。
- (3) 積層配線の各層のエレクトロマイグレーション耐性の差によって、抵抗増加曲線の特定の値でステップが現われる。この値は電流密度に依存せず、ボイド成長過程を理解する上で良い指標となる。
- (4) 抵抗増加曲線の相似則を用いて、エレクトロマイグレーション寿命の短期予測法を提案した。これによりBlackの式を用いた従来の予測法と比較して、100分の1以下に時間短縮が可能になる。

第4章の参考文献

- [1] E. M. Atakov, J. Ling, J. Mariarz, A. Shepela, B. Miner, C. England, W. Harris and D. Dunnell, *Proceedings of 33rd International Reliability Physics Symposium* (IEEE, New York, 1995), p. 342.
- [2] K. Hinode and Y. Homma, *Proceedings of 28th International Reliability Physics Symposium* (IEEE, New York, 1990), p. 25.
- [3] H. Onoda, M. Kageyama, Y. Tatara and Y. Fukuda, *IEEE Trans. Electron Devices* **40**, 1614 (1993).
- [4] H. Onoda, M. Kageyama and K. Hashimoto, *J. Appl. Phys.* **77**, 885 (1995).
- [5] H. Toyoda, T. Kawanoue, M. Hasunuma, H. Kaneko and M. Miyauchi, *Proceedings of 32nd International*

- Reliability Physics Symposium* (IEEE, New York, 1994), p. 178.
- [6] S. Kondo, O. Deguchi and K. Hinode, *J. Appl. Phys.* 78, 6534 (1995).
- [7] M. Sakimoto, T. Ito, T. Fujii, H. Yamaguchi and K. Eguchi, *Proceedings of 33rd International Reliability Physics Symposium* (IEEE, New York, 1995), p. 332.
- [8] A. S. Oates, *Appl. Phys. Lett.* 66, 1475 (1995).
- [9] J. R. Black, *Proceedings of 6th International Reliability Physics Symposium* (IEEE, New York, 1967) p. 148.
- [10] K. Hinode, T. Furusawa and Y. Homma, *J. Appl. Phys.* 74, 201 (1993).
- [11] S. Kondo and K. Hinode, *Appl. Phys. Lett.* 67, 1606 (1995).
- [12] S. Kondo, K. Ogasawara and K. Hinode, *J. Appl. Phys.* 79, 736 (1996).
- [13] S. Vaidya, T. T. Sheng and A. K. Sinha, *Appl. Phys. Lett.* 36, 464 (1980).
- [14] A. S. Oates, *J. Appl. Phys.* 70, 5369 (1991).

第5章 STMを用いたナノメータレベル原子移動現象の解析

5.1 緒言

5.1.1 ULSI 配線の周波数限界

ULSI の高集積化に伴い、配線サイズは縮小の一途を辿るはずである。図5-1 は金属導線の配線幅に対する許容電流密度の関係を示したものである。バルクの Cu 導線からタングステンフィラメント、ULSI 配線、STM [1] のトンネル電流まで約 7桁の配線幅にわたってほぼ同一直線上にある。導線の材料によって許容電流密度は異なるが、全体的な傾向としては配線幅の縮小に従って配線体積に占める表面積の比が大きくなるため、配線幅の約 -0.7乗で許容電流密度は増大している。

また、ULSI の高速化に伴って配線に流れる電流量も増加し続けるはずである。電子デバイスを高速で駆動、すなわちスイッチングするにはその速度(周波数)に応じた電流量の供給が必要だからである。信号伝達に必要な電流密度は配線の太さに対して決まり、配線幅の -2乗で増加することになる。ここで、仮にスイッチングの 1周期に最低 10^4 個の電子が必要と考えたと、 $1\mu\text{m}$ 幅の配線で 10GHz の周波数で駆動しようとする場合、電流密度 $10^3\text{A}/\text{cm}^2$ 以上で電流を流し続けなければならない。図5-1 に示したように、この値は現在の Al 配線のエレクトロマイグレーション耐性の限界内である。しかし、配線幅が $0.1\mu\text{m}$ 以下のナノメータ配線まで細くなると、10GHz の駆動で許容電流密度を越える $10^7\text{A}/\text{cm}^2$ を必要とし、エレクトロマイグレーション耐性の限界が目標の駆動周波数を下回るようになる。すなわち、従来の電子デバイスの概念によって性能を上げていくと、配線のエレクトロマイグレーション限界から駆動周波数限界が来るようになる。今後は配線性能がデバイスの性能を決める時代となり、原子移動を制御する研究がますます重要なものとなっていくはずである。

第5章では、電流密度が ULSI 配線より一桁高い STM で発生する原子移動現象を取り挙げ、そのメカニズムを解析することにより、エレクトロマイグレーションをはじめとする原子移動現象を物理過程に基づいて整理する。

5.1.2 STM 加工の研究背景

STM は固体表面の原子像を得るだけでなく、最近では表面加工・原子操作の手段としても用いられている [2,3]。この技術は原子レベルで制御された固体表面の形成や将来の半導体リソグラフィ技術を構築することを目的として研究されており [4]、固体表面の所望の位置から原子群を取り除いたり置いたりすることができる。図5-1 に示したように STM の電流密度は ULSI 配線の 10倍以上であり、エレクトロマイグレーションが原子レベルで観測される可能性がある。実際、1990年に IBM の Eigler らによって STM を用いた Ni 表面上での Xe 原子の操作実験がなされ、そのメカニズムはエレクトロマイグレーションであると説明されている [2]。しかも、STM では電流量だけでなく電圧も制御可能であるため、様々な物理現象に基づく原子移動現象を調べることができる可能性がある。図5-2 に STM 実験系と ULSI 配線実験系の原子移動現象を模式的に示した。いずれの場合もポイドが形成され、STM のトンネル間隙を結晶粒界

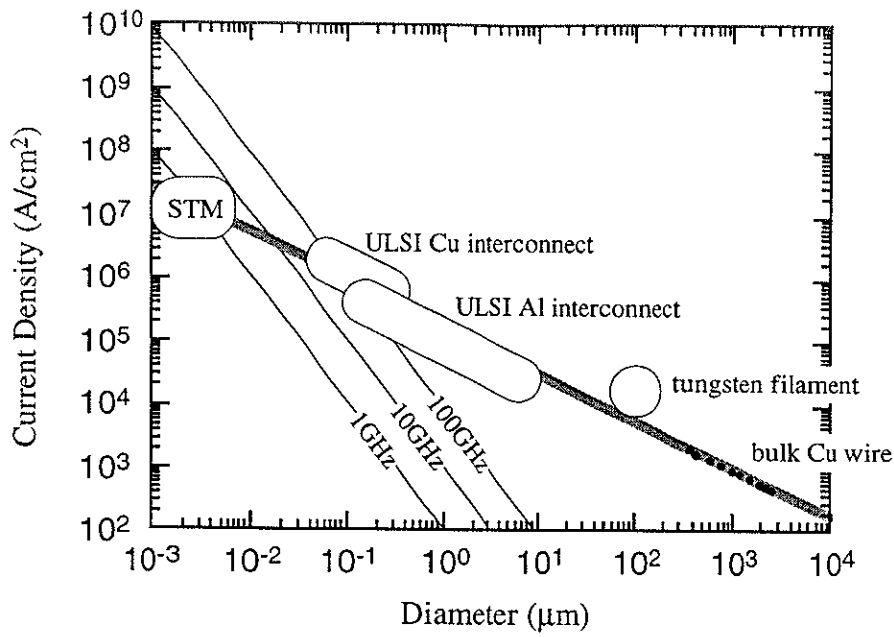
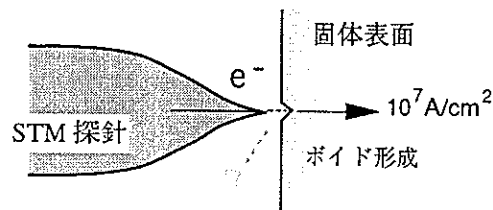


図5-1. 配線幅と許容電流密度の関係から得られる周波数限界
 1~100GHzでデバイスを駆動する場合、図中の線を越える電流量を流さなければならない。ナノメートルレベルの配線は従来のエレクトロマイグレーション限界から延長するとこれを越えることができない。

(a) 表面からの原子移動



(b) 粒界拡散

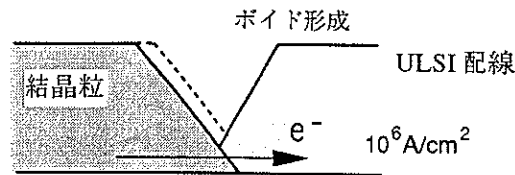


図5-2. (a) STM実験系と(b) ULSI配線実験系における原子移動現象の模式図

とみなせば、STM は ULSI 配線がボイドの成長によって断線する瞬間を常に再現しているとも言える。

従来、多種の材料を用いて様々な環境で STM 加工がなされてきたが、上述のエレクトロマイグレーション以外にも多くのメカニズムが提案されてきた。例えば、電界蒸発 [5-9]、機械的接触 [6,8-11]、熱脱離 [11-13]、電子励起脱離 [14]、化学反応 [15,16] やこれらの組合せが挙げられる。その結果として、同じ試料を用いた同様の実験が異なるメカニズムで議論されることもあった [7-12]。このような議論の原因は、STM による表面加工が以下のような極端な物理的条件下で行われているためと考えられる。すなわち、(1) 試料表面と探針先端の原子は $1\sim 10\text{V/nm}$ という高い電界下にあり、(2) 数 eV の電子が約 $100\text{nA/nm}^2 (= 10^7\text{A/cm}^2)$ という高密度で流れ、(3) 探針と試料間の距離は 1nm に接近し、両者の結合ポテンシャルが相互作用するという条件になっているためである。

そこで本研究では、従来のように個々の現象をそれに対応したメカニズムで説明するのではなく、できるだけ多くの現象を統一的に理解することを目的に STM 加工の材料依存性及び雰囲気 (超高真空 (UHV: Ultra High Vacuum) 中及び大気中) による違いを調べ、従来を含めた多くの実験結果を統一的に理解できるメカニズムについて考察する。そして、エレクトロマイグレーションをはじめとする上記の原子移動現象を活性化エネルギーや電流密度などに基づいて整理する。

5.2 実験方法

5.2.1 試料作製

元素を中心にインジウム (In)、銀 (Ag)、金 (Au)、シリコン (Si)、白金 (Pt)、グラファイト (C)、タングステン (W)、二酸化シリコン (SiO_2)、二硫化モリブデン (MoS_2) の 9 種の試料について実験を行った。以下に各試料の作製方法を述べる。

- (1) In; 単結晶 Si 基板に In バルクを圧着し、表面の In_2O_3 酸化膜を UHV 中に試料を導入してから、バイアス電圧 400mV 、トンネル電流 1nA の条件で STM 探針を約 2 時間走査し続けることで機械的に取り除いた。膜厚約 200nm の酸化膜を除去した後の清浄表面ではトンネル電流が安定し、原子ステップが観察された。
- (2) Ag; 真空蒸着により Si 基板上に厚さ約 $1\mu\text{m}$ の薄膜を形成した。真空蒸着装置から STM チャンバへの移動は、表面の酸化及び硫化を防ぐために窒素雰囲気中に封入した状態で行った。
- (3) Au; 微小な島状構造になるのを防ぐために、マイカ上に 200°C で約 500nm の厚さに真空蒸着した。
- (4) Si; ウエハから $2\times 7\text{mm}^2$ の短冊状に切り出した試料を、UHV 中で約 1200°C まで直接通電加熱し、 SiO_2 酸化膜を取り除いて (111) 7×7 再構成表面を出した。
- (5) Pt; $50\mu\text{m}$ 厚の箔を $2\times 7\text{mm}^2$ の大きさに切り出し、UHV 中で約 1500°C まで通電加熱して酸化膜を取り除いた。
- (6) W; 太さ $500\mu\text{m}$ 、長さ 10mm のワイヤを縦に半分に裂いて平面を出し、UHV 中で約 2000°C まで通電加熱して WO_3 酸化膜を取り除いた。

- (7) C；グラファイトは Union Carbide 社製の HOPG (Highly Oriented Pyrolytic Graphite：高配向熱分解グラファイト) である。実験直前に粘着テープによる劈開で清浄表面を出した。大気中においても原子像が得やすいので、本実験で作製した STM 装置のピエゾの較正にも使用した。
- (8) SiO₂；Si (111) 単結晶を HF 処理することにより表面を水素終端した後、大気中で数時間放置して酸化させた。STM 観察中に探針が表面に接触するような問題は特になかったことから、SiO₂ 膜厚はトンネルギャップ (約 1nm) 以下と考えられる。
- (9) MoS₂；遷移金属ダイカルコゲナイドに含まれる層状化合物である。表面原子は S 原子である。グラファイトと同様に実験直前に粘着テープによる劈開で清浄表面を出した。

5.2.2 UHV-STM 装置の作製と STM 加工実験の方法

本研究を行うために UHV 中においても動作可能な STM 装置を作製した。図5-3 に作製した UHV-STM の写真を示した。真空ポンプはイオンポンプとターボモレキュラポンプで構成され、STM 実験を行う際はターボモレキュラポンプからの振動を除去するためにイオンポンプのみ作動している状態で行った。STM 部の構造は探針と試料を横置きした構造になっている。除振構造はバネとスタック構造、及び渦電流によるダンピング機構を用いた。ピエゾスキャナは約 800nm を走査可能なチューブ型で、粗動機構は burleigh 社のインチワームを用いた。到達真空度は 7×10^{-10} Torr であった。

STM の探針は白金イリジウム (Pt₈₀Ir₂₀) で、太さ 0.2mm の細線を機械加工によって先端を研磨したものを用いた。逆バイアス実験の際は、電解研磨による Pt 探針と W 探針を使用した。図5-4 に機械加工による探針と電解研磨による探針の SEM 像を示した。両者の加工形状は異なるが、探針最先端の原子のみがトンネル電流に関与することから分解能に差はなかった。

制御系及び画像処理系は Digital Instruments 社製の NanoScope II を用いた。STM 像は主に定電流モード (constant current mode) で、バイアス電圧 10~1000mV、トンネル電流 1nA で観察した。バイアス電圧は試料側を正にとっている。NanoScope II のSTMヘッドと今回開発した UHV-STM は同等の分解能が得られているので、大気中における実験でも UHV-STM を用いた。すべての STM 像において FFT (高速フーリエ変換) による画像処理は施していない。作製した STM 装置によるグラファイト原子像を図5-5 に示した。

STM による加工実験はバイアス電圧を数V までステップ的に上昇させ、1秒後にバイアス電圧を元の条件に戻して観察を行い、試料表面が加工されるまでバイアス電圧を 0.1V ずつ上昇させた。バイアス電圧をある値以上になると試料表面が加工されるようになり、その電圧をしきい電圧 V_1 と定義した。 V_1 の実験誤差は $\pm 0.2V$ 程度である。バイアス電圧を高くすると、STM 制御回路のフィードバック作用により探針が試料から離れるので、探針及び試料の形状変化がない限りこれらの間に機械的な接触は起こらない。制御回路の応答時間は約 40 μ s である。

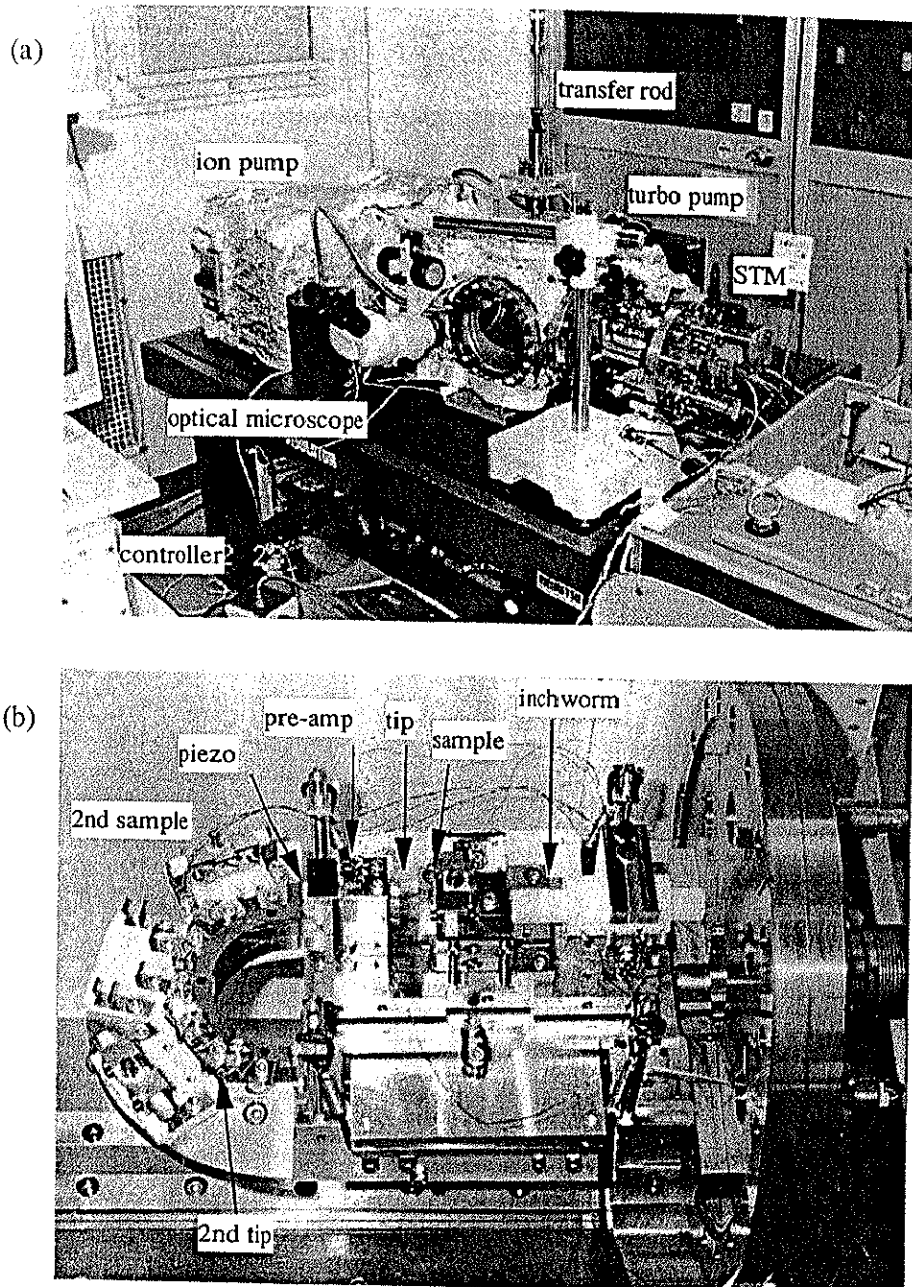


图5-3. 超高真空 STM 装置
 (a) 装置全体图、(b) STM 本体

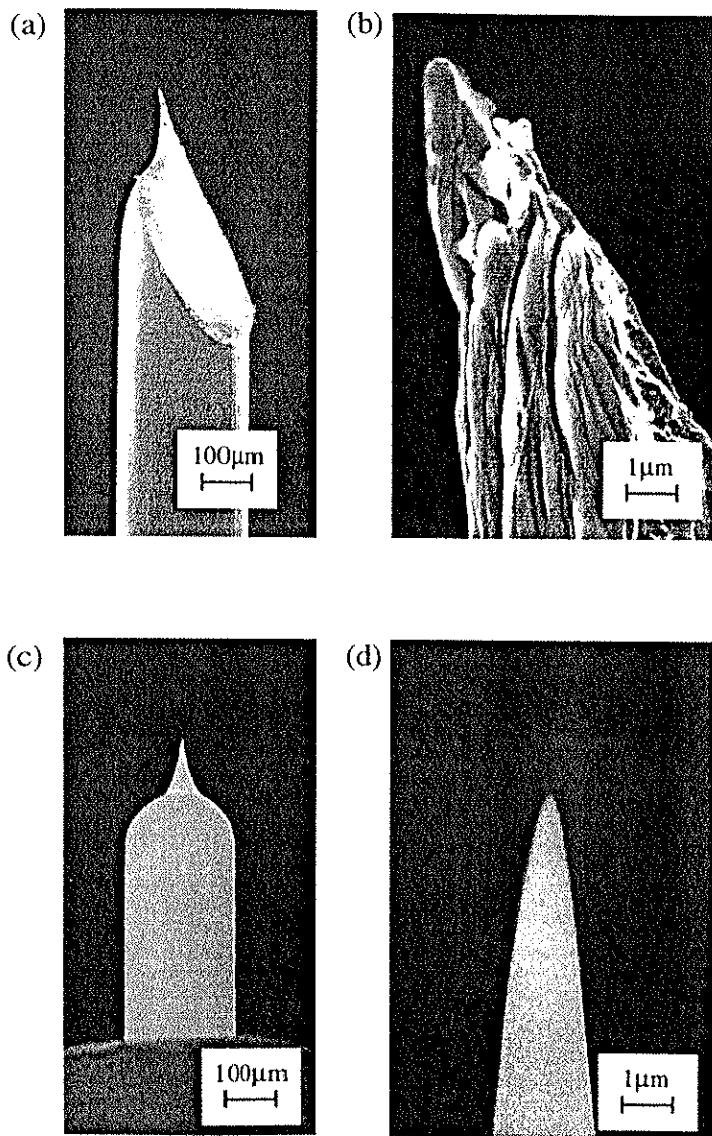


図5-4. STM 探針の SEM 像
(a) 機械加工による PtIr 探針と (b) その先端の拡大
(c) 電解研磨による W 探針と (d) その先端の拡大

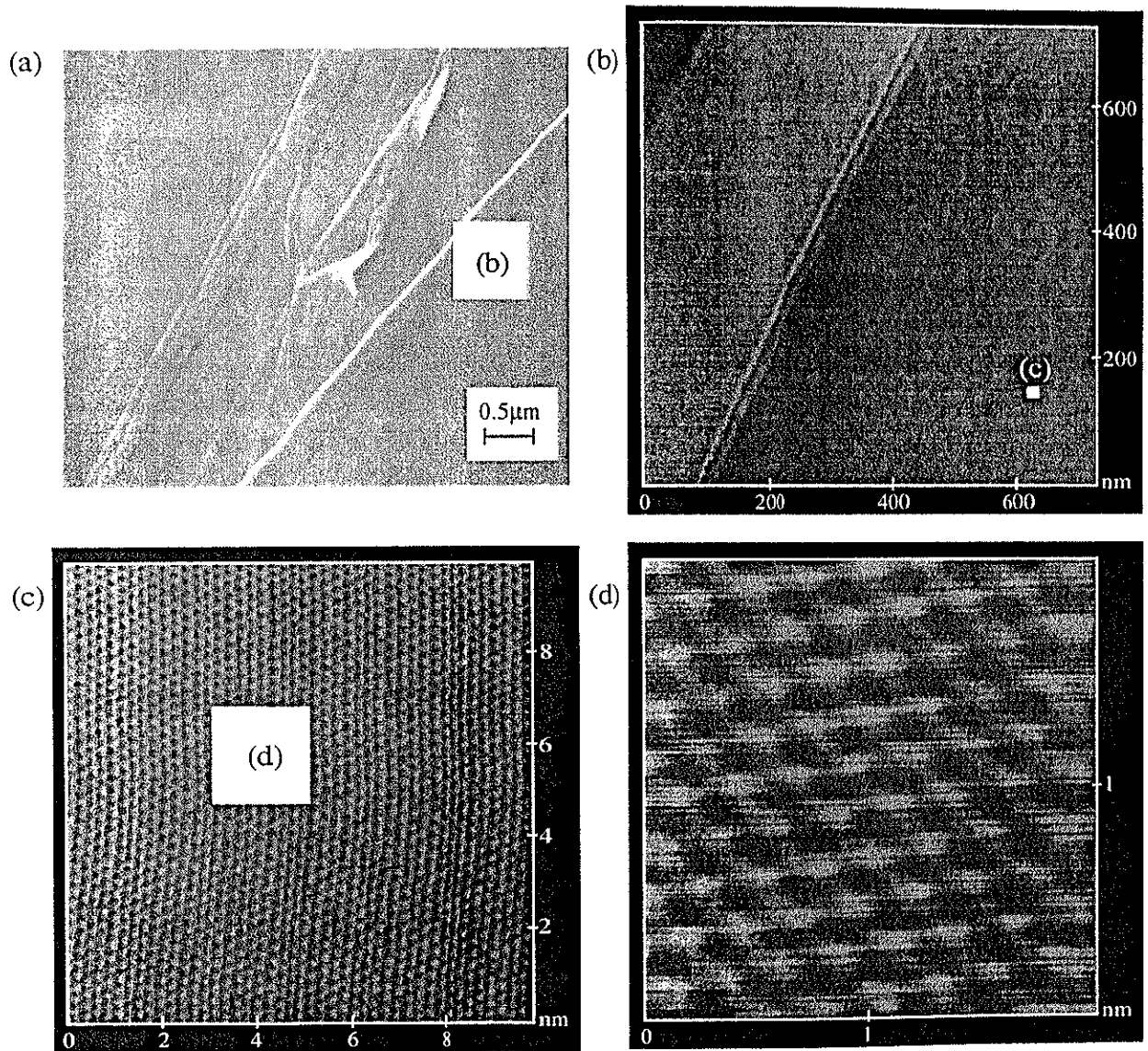


図5-5. グラファイト表面の観察結果

(a) SEM による観察、(b) は (a) のステップの STM 像、(c) と (d) は STM による原子像
 SEM 加速電圧; 20kV、STM トンネル電流; 1nA、バイアス電圧; 400mV
 図中の白い部分が次の観察像の走査範囲を示している。

5.3 STM加工の結果とそのメカニズムの検討

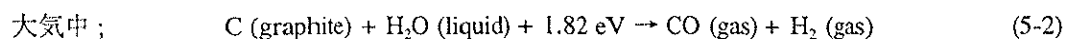
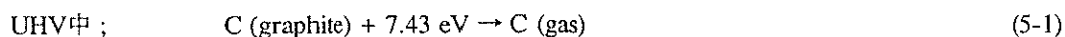
5.3.1 STM加工のしきい電圧の結合エネルギー依存性

STMのトンネル電流やバイアス電圧を変化させて、様々な条件で試料表面の加工状態を観察した結果、あるしきい電圧 V_t 以上のバイアス電圧を試料表面に印加すると必ず表面加工が行われることがわかった。トンネル電流を 0.1~50nA の範囲で変化させても、パルス時間を 10 μ s~1s の間で変化させても V_t に影響はなかった。つまり、 V_t は探針と試料間に印加された電圧に依存しており、電流やその時間には依存していないことがわかった。

例えば大気中におけるグラファイトの場合、図5-6に示したように 2.5V 以上の正電圧印加によって探針直下のグラファイト表面にポイドが形成された。2.5V、2.7V、2.9V の電圧が印加されると、それぞれ 10nm、30nm、50nm 程度の大きさのポイドになり、ポイドの大きさと印加電圧の大きさはある程度制御可能である。2.5V 以下では電圧を印加してもポイドが形成されないため、グラファイトの大気中における V_t は 2.5V とした。他の材料に関しても同様に V_t を決定した。

図5-7に各物質の V_t と結合エネルギーとの関係を示した。結合エネルギーは、UHV 中で得られた結果に対しては標準生成エンタルピー [11,17] を用い、大気中の結果については酸化エネルギーを用いた。この相関から、いずれの試料においてもその結合エネルギーに相当する電圧が表面加工のしきい値になっていることがわかる。表面加工が電圧に依存しており、電流やその時間には依存していないことから、この現象は熱プロセスではなく、トンネル電子の直接励起による原子の局所的な脱離現象 (sublimation induced by tunneling electrons) と考えられる。また、大気中での加工は吸着水により表面が酸化される現象 (chemical reaction induced by tunneling electrons) で説明できる。

図5-8にUHV中及び大気中におけるグラファイトの加工過程を模式的に示した。UHV中では表面の炭素原子がトンネル電子のエネルギーにより直接励起され昇華する現象である。グラファイト中の炭素原子を直接脱離させるためには、その結合エネルギーに相当する 7.43eV という高い電子エネルギーが必要である。これに対して、グラファイトは酸素及び窒素雰囲気では加工されず [16]、大気中では吸着水による酸化反応が起こると考えられる。すなわち炭素原子は一酸化炭素 CO の形で脱離するため、1.82eV というわずかな酸化エネルギーで反応が起こることになる。したがって、結合エネルギーを酸化エネルギーに置き換えることにより、大気中における V_t も、図5-7中に C (air) として示したように同一線上にのせて統一的なメカニズムとして考えることができる。すなわち、



という過程で表すことができる。同様にして、MoS₂ のような化合物の場合も表面の硫黄原子が昇華するエネルギーから結合エネルギーが求まり、H₂O との酸化反応に対するエネルギーも標準生成エンタルピーから得られた。

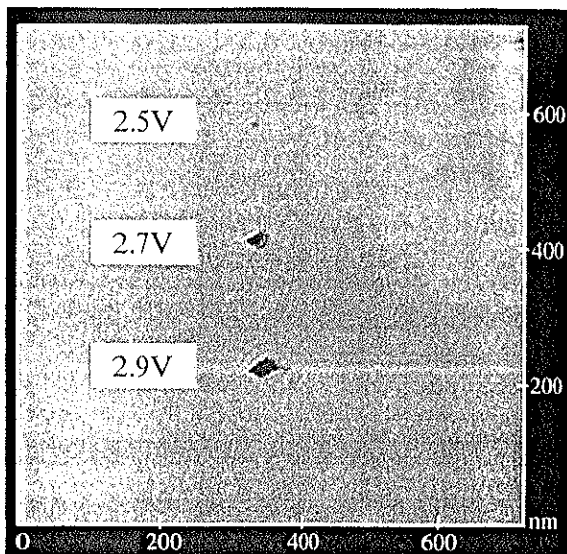


図5-6. 大気中におけるグラファイト表面のSTM加工の結果

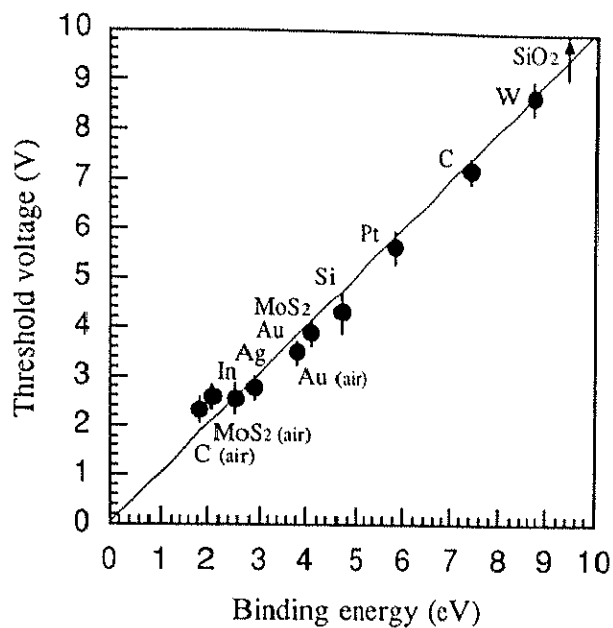


図5-7. STM加工のしきい電圧と結合エネルギーの関係
airは大気中における実験結果

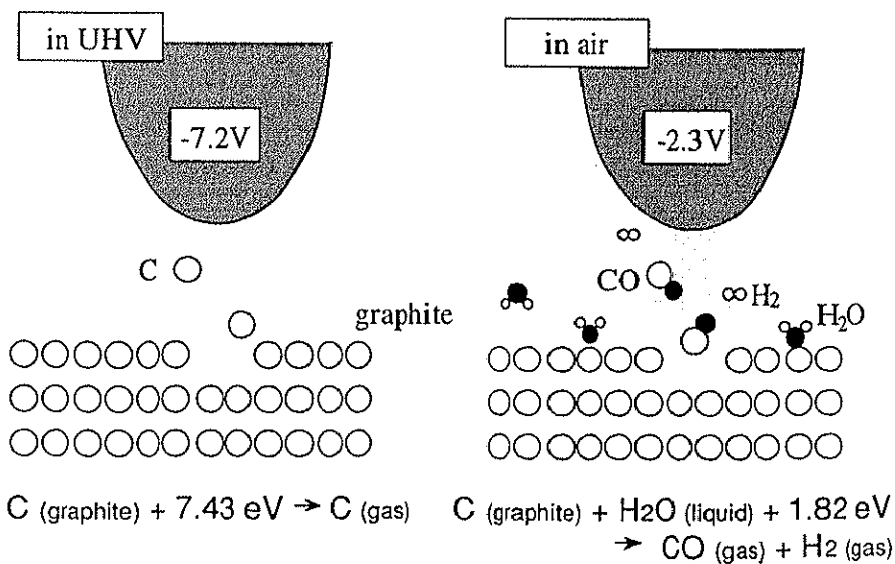


図5-8. UHV中及び大気中におけるグラファイトの表面加工メカニズム

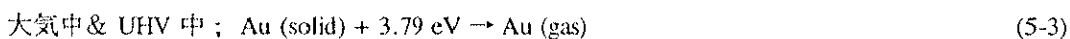
厳密に言うと、中間の励起状態に達するまでの活性化エネルギーも考慮されねばならない。しかし、この活性化エネルギーは一般的に結合エネルギーの 1/10 以下であり [18]、基本的な考え方は結合エネルギーだけで議論できると考えられる。このように電子エネルギーによる励起のメカニズムは以下に述べる電界蒸発や電子励起脱離と異なり、イオン化等の過程が入らないために単純であり、多くの試料に対して UHV 以外の環境まで考慮して普遍的に説明できる特徴がある。

5.3.2 昇華メカニズムの検証

これまで述べたメカニズムを検証する目的で、以下の 2 種の実験を行った。

5.3.2.1 大気中で酸化反応が起こらない材料

前節で説明した昇華メカニズムに従えば、大気中で酸化反応が起こらない材料ではいずれの雰囲気においても同じ反応過程が予想され、等しい V_f で加工されることが期待される。実際に Au の場合は雰囲気によらず $V_f = 3.5V$ であった。このことから、大気中においても下式に示したような昇華反応で説明することができる。



このように、大気中で酸化反応が起こらない物質に関しては、いずれの雰囲気においても昇華メカニズムで説明することが可能である。大気中で加工実験を行う段階で既に表面に酸化膜が形成されている試料に関しては、導電性が得られず V_f の測定はできなかった。

5.3.2.2 逆バイアス実験

バイアス電圧の極性を逆にして実験した結果について述べる。つまり、異なる試料からトンネル電子が同じ材料 (Pt もしくは W) の探針に照射された時に、探針の結合エネルギーで探針自身の加工が起こるかどうかなを確認することである。但し、試料が金属の場合は、走査中におけるわずかな接触等の原因によって試料表面の物質が探針先端に移動するため、その可能性が少ない材料について実験した。図 5-9 に UHV 中における Si、グラファイト、 SiO_2 及び大気中におけるグラファイトでの実験結果を示す。Pt 探針を用いた場合、いずれの試料においても Pt の結合エネルギーである 5.86eV 付近で、W 探針を用いた場合、W の結合エネルギーである 8.80eV 付近で試料表面上に Pt 及び W のクラスタと思われる物質の堆積が起こった。図 5-10 に Pt 探針を用いて得られたクラスタの STM 像を示す。印加電圧を高くすると、堆積するクラスタの大きさも 100nm 程度になり、探針材料以外のものの堆積とは考えにくい。したがって、この現象はトンネル電子のエネルギーを受ける側の結合エネルギーにのみ依存していることがわかった。

5.4 原子移動現象の整理

本節では、これまで提案されてきた原子移動のメカニズムを取り挙げ、実験結果を比較して考察する。

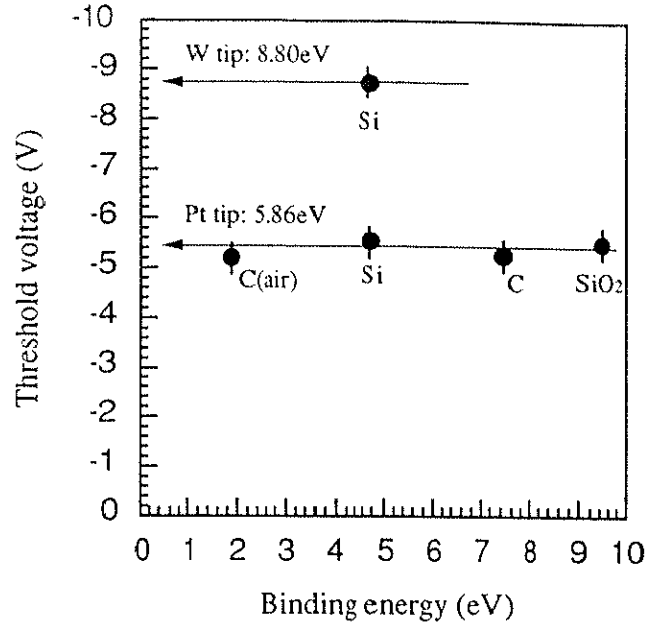


図5-9. 逆バイアスによる加工のしきい電圧と結合エネルギーの関係
 Pt 探針と W 探針を用いた場合の結果、air は大気中における結果
 Pt の結合エネルギー; 5.86eV、W の結合エネルギー; 8.80eV

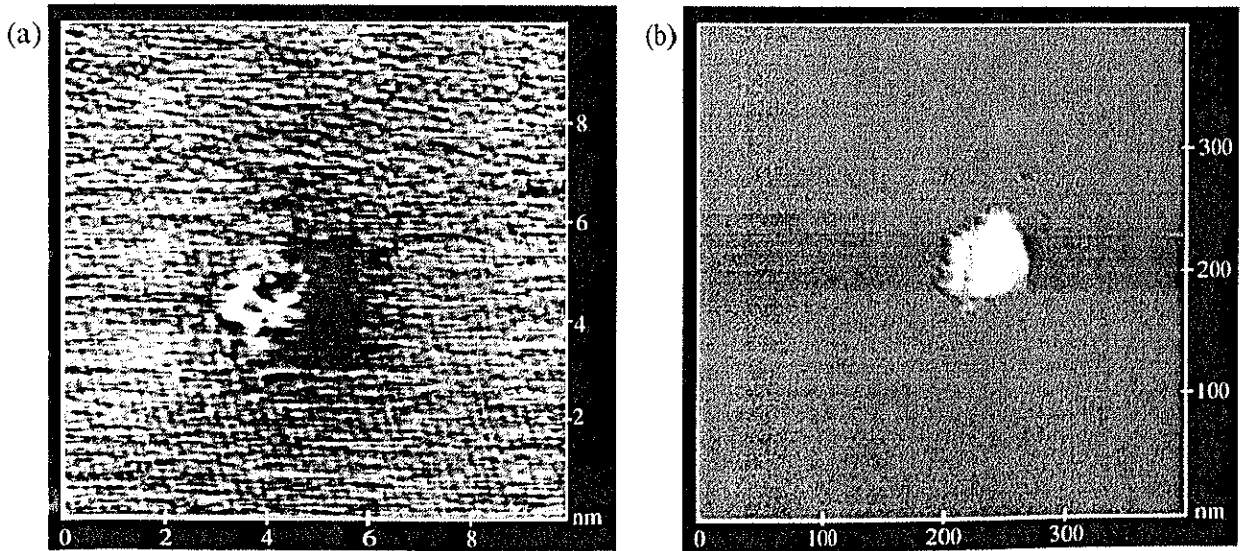


図5-10. 逆バイアス印加によりグラファイト上に形成されたクラスタ
 (a) しきい電圧 -5.0V の印加により原子レベルで形成されたクラスタ
 グラファイト格子も観察されている。
 (b) -7.0V の電圧印加により形成された直径約 100nm のクラスタ

(1) 電界蒸発

Mamin らが 1990年に Au 表面の加工を電界蒸発で説明して以来 [7]、Aono らによる Si 単原子の操作メカニズムとしても取り挙げられてきた [5]。本研究で得られた実験結果を電界蒸発を基本として理論的に予想されたしきい値と比較した。

電界イオン顕微鏡 (Field Ion Microscope : FIM) の研究でこれまで調べられた結果 [19,20] によると、蒸発が起こるしきい電界 F_n も物質の結合エネルギー Λ の増加とともに大きくなり、以下の示すように両者にはある程度の比例関係にある。

$$F_n = \frac{\Lambda + I_n + n\phi}{ner_0} - \frac{0.36n}{r_0^2} \quad (\text{V/nm}) \quad (5-4)$$

ここで、 I_n は n 価にイオン化するエネルギー、 ϕ は仕事関数、 r_0 は吸着原子の半径である。しかし、実際に FIM の研究で得られている結果 [19,20] は、本研究で得られた電界よりも 10倍近く高く、いずれの元素においても 10~100V/nm である。図5-11に FIM の実験及び理論 [19,20] で得られている各元素の蒸発電界を本実験結果と比較して示した。STM のトンネルギャップは約 1nm と考えられるため [1]、電界は 10V/nm 以下である。このような大きな差は、(5-4) 式に示したように電界蒸発ではイオン化エネルギーが必要となるからである。図5-12 に各メカニズムのポテンシャル図を示した。

また、理論的に予測された蒸発電界の大小関係と、実験的に観測された加工の V_t が合致しないことも電界蒸発メカニズムの問題である。例えば、UHV 中において Pt 探針でグラファイトに正電圧を印加して加工する場合、STM における電界蒸発の理論 [11] によれば、グラファイト (C) と Pt がそれぞれ正及び負イオンで蒸発する電界は、

$$\text{C} \rightarrow \text{C}^{2+} : 85\text{V/nm} \quad (5-5)$$

$$\text{Pt} \rightarrow \text{Pt}^- : 49\text{V/nm} \quad (5-6)$$

である。したがって、グラファイトではなく探針の Pt が加工されることになるが、これは本実験結果と一致していない。また、Au 表面の加工を例にとると、Au の正イオン及び負イオンの蒸発電界は [11]、

$$\text{Au} \rightarrow \text{Au}^{2+} : 32\text{V/nm} \quad (5-7)$$

$$\text{Au} \rightarrow \text{Au}^- : 17\text{V/nm} \quad (5-8)$$

である。つまり、正イオンの蒸発電界は負イオンの約 2倍であるが、実験的にこのような相対関係は見い出されていない [7-12]。このように、従来の STM 加工データは電界蒸発では説明できないことがわかった。

(2) 探針と試料の接触

探針と試料の接触による加工現象は、これまで Au の場合を中心にいくつかの報告がある [6,8-11]。Pascual らはトンネルギャップに形成される原子レベルのブリッジで量子化コンダクタンスの観測を報告している [10]。彼らは電界蒸発を支持する Mamin らとこのメカニズムについて討論しており [9]、その中

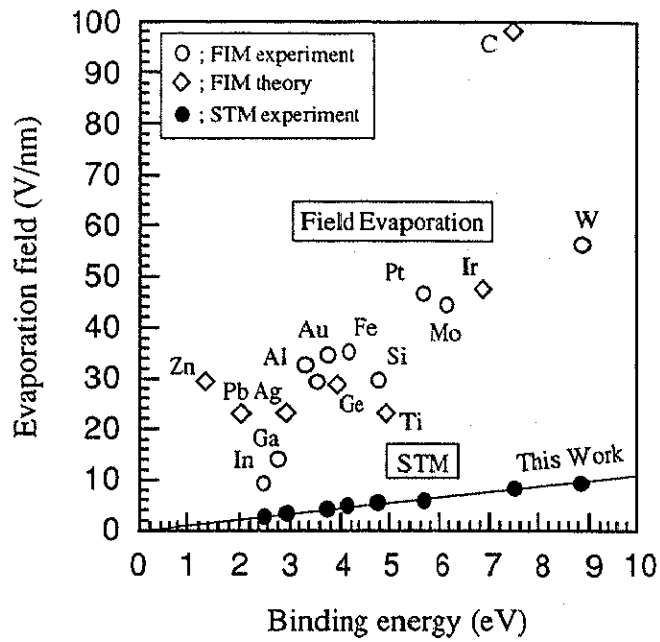


図5-11. FIM 及び STM における蒸発電界と結合エネルギーの関係
 本研究の STM 加工の実験結果 (図5-7) と FIM の実験データ
 及び理論値^[21,22]をプロットした。正イオンの最も低い蒸発
 電界値で示してある。

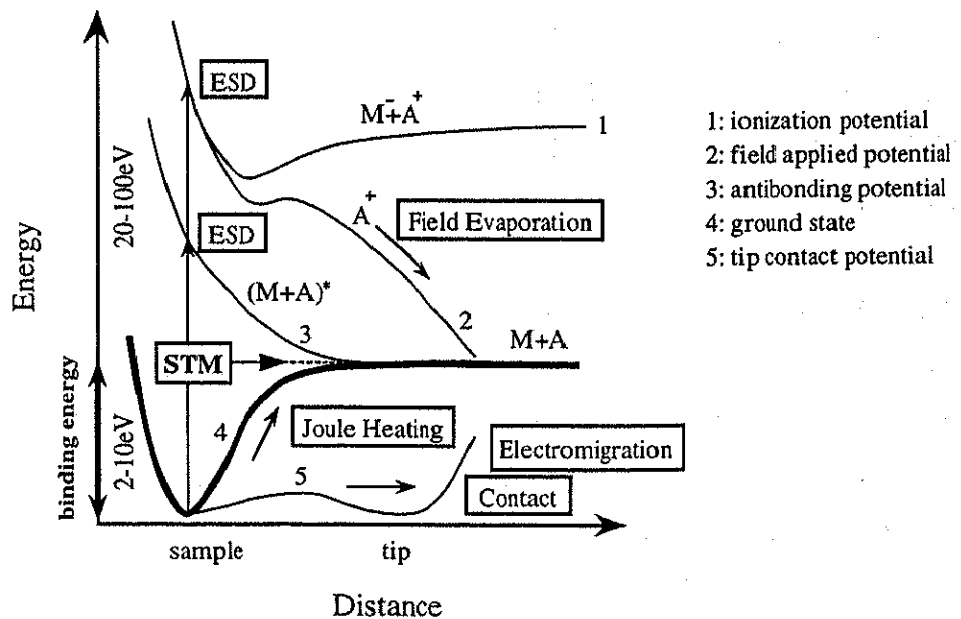


図5-12. STM 加工のメカニズムを示す模式図

電界蒸発や ESD はイオン化エネルギーを必要とするため
 高い電圧でなければ加工できないが、STM 加工は結合エ
 ネルギー分の電子エネルギーを与えれば表面加工される。
 エレクトロマイグレーションは粒界拡散であるため、さら
 に低いエネルギーで原子が移動する。

でZピエゾを駆動させて探針を試料に接触させた痕跡と、パルス電圧印加による加工痕が区別できないことから、いずれも同様の現象であることを指摘している。また、AuのみならずSiにおいても同様の現象がLyoらより報告されている [4]。

これらの現象は、金属クラスタが探針と試料の間で移動する際に付随して起きる現象であり、直接的なメカニズムではないと本研究の結果から考えられる。その理由は、単純な接触だけではすべての試料の表面が加工されるとは限らないからである。例えば、グラファイト表面にZピエゾの駆動によって探針をわずかに接触させてから離しても、グラファイトの弾性の効果 [16] により表面では何も起こらなかった。しかし、電圧印加による結果では表面に穴が形成され、かつ図5-7に示したように V_t が他の材料と同じ直線上にプロットされている。

(3) 熱脱離

昇温効果による表面の加工や構造変化については、1987年に $a\text{-Rh}_{25}\text{Zr}_{75}$ 等のアモルファス金属がトンネル電流を高密度で流すことにより相転移を起こすことが見い出され [13]、1989年に Au 表面の加工も Liらによりジュール熱で説明された [12]。

しかし、昇温による試料の加工は本実験結果を説明できない。その理由は加工のしきい値が入力電力に依存せず、電圧のみに依存しているからである。実際に、試料の融点や沸点で V_t をプロットした場合でも、これらの物性値が結合エネルギーに依存しているためにある程度の相関はあるものの、図5-7に見られるような明確な傾向はなかった。したがって、通常のトンネル電流の設定では、4000°C 近い温度 (Wの融点) までは到達していないと思われる。従来の構造相転移の報告 [13] では、局所的に数 100°C 程度に温度が上昇していると考えられてきたが、このような現象に関しても電子励起によるメカニズムで考えることは難しくない。

(4) 電子励起脱離 (Electron Stimulated Desorption : ESD)

電子状態の励起とそれに続く緩和過程が引き起こす脱離現象は、総称して電子遷移誘起脱離 (DIET : Desorption Induced by Electronic Transitions) と呼ばれ [21]、その中で STM と関連するのは、電子線を照射したときに起こる ESD である。この現象は、主として化学吸着系、酸化物表面、イオン結晶表面等の局所電子を持つ物質で起こるものである。例えば、STM でも表面を水素終端した Si (111):H-1×1 にトンネル電子を照射して水素を脱離させ、2×1 再構成表面が現れることが Beckerらにより確認されている [14]。電子のエネルギーに基づく点は昇華と同じであるが、これまで調べられてきた一般的な ESD とは異なるものと考えられる。すなわち、本実験で用いた金属のような試料の加工では、図5-12 に示したようにイオン化 (約 20eV) や反結合軌道 (数eV) への電子励起状態を経由して起こる過程ではなく、トンネル電子から表面原子への結合エネルギー (中性原子を表面から引き抜くのに必要なエネルギー) の授受のみで起こる脱離現象と考えられる。

(5) エレクトロマイグレーション

エレクトロマイグレーションは金属原子が電子風により拡散する現象である [22]。STM 探針先端における電流密度は 10^7A/cm^2 以上であり、ULSI 配線におけるエレクトロマイグレーション発生の電流密度から類推すると決して低くはない。しかし、実際に本研究で用いた試料では V_t の電流密度依存性はなかった。STM 実験系と ULSI 配線実験系の異なる点はトンネル間隙の存在である。このトンネル間隙を越えて原子が移動するために必要な活性化エネルギーは、図5-7の実験結果で得られたように数 eV 以上のエネルギーである。これに対して、ULSI 配線実験系のエレクトロマイグレーションの場合、原子の移動は基本的に粒界拡散などの 1eV 以下の活性化エネルギーで進行していく。図5-12 のエネルギー図で示したように、STM 実験系で探針と試料表面が接触して原子が移動する状況に類似している。したがって、この場合は高い電子エネルギーを必要としない。

しかし、Eigler らの Xe/Ni (110) による原子スイッチ実験 [2] はエレクトロマイグレーションで説明されている。また、Si を 500°C まで昇温すると、ほとんど 0 に近いバイアス電圧でも原子移動が生じて、結晶構造を保ったまま表面が加工されることが Iwatsuki らにより観察されている [23]。これらの実験結果に共通している点は、移動する原子が活性化エネルギーを越えやすい状態になっていることである。前者は移動原子が不活性元素であることから 1eV 程度の低い結合エネルギーであり [11]、後者は温度が高いことから原子が励起されやすい状態である。したがって、いずれの場合も数 eV 以上の高いエネルギーを必要とせず、通常の STM のトンネル電流によって容易に原子が移動すると考えられる。特に Eigler らの実験においては、移動原子 (Xe) が試料 (Ni) や探針 (W) の構成原子ではないため、Xe 原子において電子流による非弾性散乱が起こり、それがエレクトロマイグレーション発生のしきい値を下げている可能性がある。

以上のことから、 V_t より高い電圧であれば、電流量に依存して原子移動量は増加することが考えられる。STM 加工において 1電子が脱離させる原子数の量子効率を見積もると、STM 端針から約 10^{10} 個の電子 (1nA) が照射されていることと、この過程が msec 程度のオーダーのものであることを考慮すると $10^6 \sim 10^7$ であると考えられる。

(6) 従来データの昇華メカニズムによる整理と各原子移動現象の位置付け

これまで他の研究者によって得られた様々な材料に関する実験結果について、我々の結果と一致しているかどうか調べた。図5-13 に UHV 実験で調べられた Xe/Ni [2]、Ag [24]、Au [7,8]、Ge [25]、 MoS_2 [26]、Si [5,27]、W [5] 及び大気中におけるグラファイト (C) [28] の結果をプロットした。0.1V 単位の精度で加工のしきい電圧を求めている報告は少ないものの、全体の傾向としてはほぼ結合エネルギーに対応する電圧で試料が加工されていることがわかる。この中の MoS_2 の原子操作実験において [3]、探針の位置を本実験における 1nm よりもさらに試料に近付け、0.3nm の位置で電圧の印加を行うことによって硫黄原子の操作を行っている。それでも V_t 値がほとんど変わらないことは、電界蒸発ではなく本研究で提案した

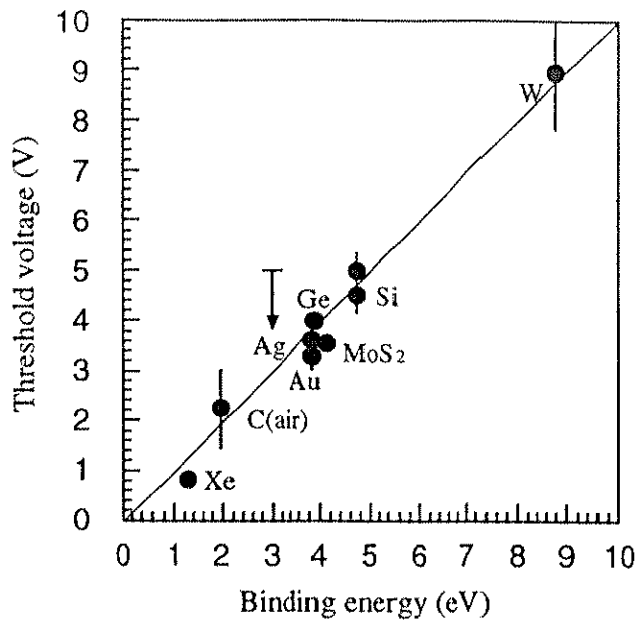


図5-13. 従来結果のSTM加工しきい電圧と結合エネルギーの関係
 Xe^[2]、Ag^[24]、Au^[7,8]、Ge^[25]、MoS₂^[26]、Si^[5,27]、W^[5]、C^[28]
 の加工データを参考文献からプロットした。
 図中の矢印はしきい電圧から結合エネルギーを求める方法。

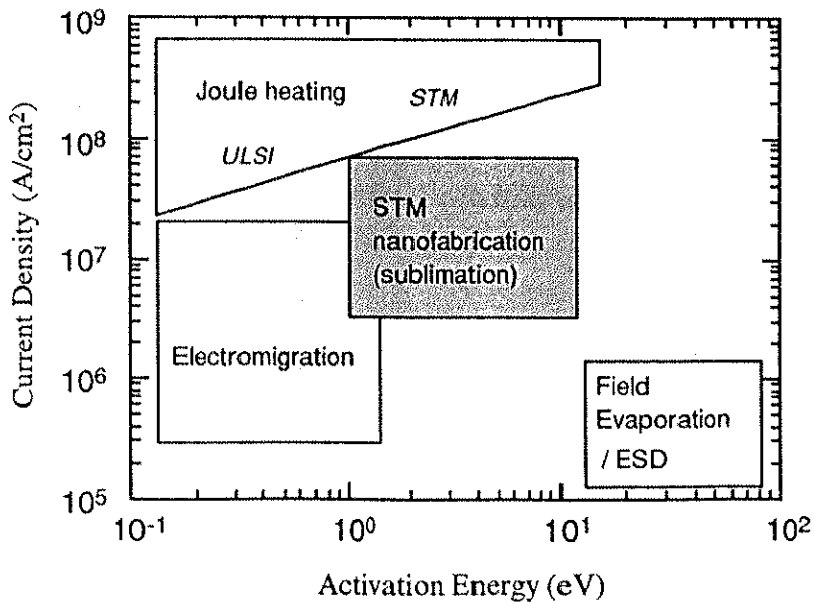


図5-14. 原子移動現象の電流密度と活性化エネルギーによる区分

昇華メカニズムを支持している。

図5-14 は本研究で取り挙げた原子移動現象のメカニズムを電流密度と活性化エネルギーで区分したものである。上で述べたように、基本的に STM では結合エネルギーに相当する電子エネルギーを与えないと原子を試料から脱離(昇華)させることができなかった。高い電界を与えると原子が表面から脱離する際にイオン化され、電界蒸発や ESD が起こる。一方、エレクトロマイグレーションは電界や電圧ではなく、電子風が原子移動の起動力となる。粒界拡散の活性化エネルギーは 1eV 以下であるが、STM においても結合エネルギーがその程度の場合はエレクトロマイグレーションが観測される [2,23]。電流密度がさらに高い場合は、ULSI 配線・STM いずれの実験系においてもジュール発熱による原子移動が主に起こる。

5.5 結言

電流密度が ULSI 配線より一桁高い STM で発生する原子移動現象を取り上げ、そのメカニズムを解析した。結合エネルギー等の物性値が明確な単元素試料を中心に STM による加工性を調べた結果、試料表面はその結合エネルギーに相当する電圧 V_f で加工されることがわかった。このことから、トンネル電子による直接励起で表面から原子が脱離するというメカニズムを提案し、その普遍性を検証した。粒界拡散で起こる ULSI 配線のエレクトロマイグレーションが 1eV 以下の活性化エネルギーであるのに対して、STM 加工ではトンネル間隙を越えて原子が移動するために数 eV の電子エネルギーを必要とした。また、電界蒸発、探針と試料の接触による移動、熱脱離、ESD のメカニズムについて検討し、エレクトロマイグレーションを含む各原子移動現象について整理した。

第 5 章の参考文献

- [1] G. Binnig, H. Rohrer, C. Gerber and E. Weibel, *Phys. Rev. Lett.* **49**, 57 (1982).
- [2] D. M. Eigler, C. P. Lutz and W. E. Rudge, *Nature* **352**, 600 (1991).
- [3] S. Hosoki, S. Hosaka and T. Hasegawa, *Appl. Surf. Sci.* **60/61**, 643 (1992).
- [4] Y. Wada, T. Uda, M. Lutwyche, S. Kondo and S. Heike, *J. Appl. Phys.* **74**, 7321 (1993).
- [5] A. Kobayashi, F. Grey, R. S. Williams and M. Aono, *Science* **259**, 1724 (1993).
- [6] I. -W. Lyo and Ph. Avouris, *Science* **253**, 173 (1991). and Ph. Avouris and I. -W. Lyo, *Appl. Surf. Sci.* **60/61**, 426 (1992).
- [7] H. J. Mamin, P. H. Guethner and D. Rugar, *Phys. Rev. Lett.* **65**, 2418 (1990).
- [8] C. S. Chang, W. B. Su and T. T. Tsong, *Phys. Rev. Lett.* **72**, 574 (1994).
- [9] H. J. Mamin and D. Rugar, *Phys. Rev. Lett.* **72**, 1128 (1994). and J. I. Pascual, J. Mendez, J. Gomez-Herrero, A. M. Baro, N. Garcia and Vu Thien Binh, *Phys. Rev. Lett.* **72**, 1129 (1994).
- [10] J. I. Pascual, J. Mendez, J. Gomez-Herrero, A. M. Baro, N. Garcia and Vu Thien Binh, *Phys. Rev. Lett.* **71**, 1852 (1993).

- [11] T. T. Tsong, Phys. Rev. B 44, 13703 (1991).
- [12] Y. Z. Li, L. Vazquez, R. Piner, R. P. Andres and R. Reifengerger, Appl. Phys. Lett. 54, 1424 (1989).
- [13] U. Staufer, R. Wiesendanger, L. Eng, L. Rosenthaler, H. R. Hidber, H. -J. Guntherodt and N. Garcia, Appl. Phys. Lett. 51, 244 (1987).
- [14] R. S. Becker, G. S. Higashi, Y. J. Chabal and A. J. Becker, Phys. Rev. Lett. 65, 1917 (1990).
- [15] J. A. Dagata, J. Schneir, H. H. Harary, C. J. Evans, M. T. Postek and J. Bennett, Appl. Phys. Lett. 56, 2001 (1990).
- [16] T. R. Albrecht, M. M. Dovek, M. D. Kirk, C. A. Lang, C. F. Quate and D. P. E. Smith, Appl. Phys. Lett. 55, 1727 (1989).
- [17] D. D. Wagman, W. H. Evans, V. B. Parker, I. Halow, S. M. Bailey and R. H. Schumm, *Selected Values of Chemical Thermodynamic Properties, Tables for the First Thirty-Four Elements in the Standard Order of Arrangement*, (U.S. GPO, Washington, DC, 1968), NBS Technical Note 270-3.
- [18] *Chemical Handbook 2* (Kagaku-daijiten 2), (Kyoritsu, Tokyo, 1960) p. 433, in Japanese. Activation energy of following reaction is empirically obtained as $E = 0.055 D_{BC}$. Here, D_{BC} is the binding energy.
- $$A + BC \rightarrow AB + C$$
- [19] K. M. Bowkett and D. A. Smith, *Field-Ion Microscopy*, Vol. 2, Eds, S. Amelinckx, R. Gevers and J. Nihoul (North-Holland, Amsterdam, 1970) p. 9.
- [20] D. G. Brandon, *Field-Ion Microscopy*, Eds, J. J. Hren and S. Ranganathan (Plenum, New York, 1968) p. 33.
- [21] *Desorption Induced by Electronic Transitions, DIET-I*, edited by M. M. Traum, N. H. Tolk, J. C. Tully and T. E. Madey, Springer Series in Chemical Physics Vol. 24 (Springer, Berlin, 1993).
- [22] A. H. Verbruggen, IBM J. Res. Develop. 32, 93 (1988).
- [23] 岩槻, 北村, 佐藤, 天草, 表面科学 14, 159 (1993). もしくは、岩槻, 末吉, "高温中での表面加工", 応用物理学会 薄膜表面分科会, "走査型トンネル顕微鏡による原子操作"予稿集, 平成5年10月.
- [24] J. P. Rabe and S. Buchholz, Appl. Phys. Lett. 58, 702 (1991).
- [25] R. S. Becker, J. A. Golvchenko and B. S. Swartzentruber, Nature 325, 419 (1987).
- [26] J. L. Huang, U. E. Sung and C. M. Lieber, Appl. Phys. Lett. 61, 1528 (1992).
- [27] S. Hosoki and T. Hasegawa, Oyo buturi 62, 155 (1993).
- [28] R. L. McCarley, S. A. Hendricks and Allen, J. Bard, J. Phys. Chem. 96, 10089 (1992).

第6章 結論

本論文においては、サブミクロンレベルの ULSI 用 Al 配線で発生するエレクトロマイグレーションに関する問題を中心に挙げ、その観察と制御方法及び評価方法について調べた。特に、Al 原子の欠損で発生するボイドの挙動に伴う温度分布の変化や、配線の積層化による結晶学的なエレクトロマイグレーションの抑制方法、及び配線寿命の評価方法について調べた。さらに、将来のナノメートルサイズの ULSI 配線において発生する問題についても触れ、STM を使った原子移動現象を調べることにより、そのメカニズムについて基礎的な議論を行った。以下に本論文で明らかになったことを示す。

第1章では、ULSI の微細化とともに Al 配線で発生しているエレクトロマイグレーション現象について研究の背景を述べ、エレクトロマイグレーション発生の起源と Al 配線で発生する故障問題について説明した。また、従来一般的に行われてきたエレクトロマイグレーション耐性の評価方法について述べた。

第2章では、ULSI 用 Al 配線に $10^5 \sim 10^7 \text{A/cm}^2$ の高密度電子流を流し、エレクトロマイグレーションに起因した配線温度の変化について調べた。まず、Al 配線内の一部の幅を細くすることにより故意に構造的欠陥を導入し、その部分に形成されるボイドの成長を初期過程から詳しく分析した。さらに高分解能サーモグラフィを用いてボイドの挙動に伴う局所的な温度分布の変化を測定し、エレクトロマイグレーション試験時の電気抵抗変化と温度変化が非常に良く一致していることを示した。特に、抵抗のパルス的な変化はボイド近傍において 200°C 以上の温度上昇に対応しており、Al 結晶粒の融解がボイドの回復過程に強く関連している可能性を示した。

第3章では、Al 積層配線に関して、下地の高融点金属層が Al 層の結晶学的性質に、延いてはエレクトロマイグレーション耐性にどのような影響を与えるかという観点から、10 種の Al 積層配線のエレクトロマイグレーション寿命と Al 結晶粒径及び Al (111) 配向性の相関について調べた。結晶粒径と配向性を XY 軸にとった等寿命線図を作成し、高融点金属層の Al 層への効果をマッピングした。その結果、W 系下地の積層配線は Al 層の配向性を維持しながら結晶粒径を変化させることがわかった。特に、WN 下地バリア層は Al 層の結晶粒径を SiO_2 下地よりも大きくし、長寿命化の効果があつた。これに対して、Ti 系下地の積層配線は Al 層の結晶粒径を維持しながら Al (111) 配向性を向上させることがわかった。また、配線幅が細くなるにつれて結晶粒径の寄与が高くなることがわかった。これから配線幅の縮小化が進行する将来の積層配線の開発の方向について議論した。

第4章では、ULSI 配線の信頼性を調べるエレクトロマイグレーション試験の短縮化について考察した。数週間にも渡る通電試験によって得られた Al 積層配線の複雑な抵抗増加曲線を詳しく解析した結果、両対数表示した抵抗増加曲線の形は積層構造とその材料で基本的に決定されること、かつ電流密度に依存せず基本的に相似であることがわかった。この相似則を用いてエレクトロマイグレーション寿命の短期予測法を提案した。これにより従来の Black の式を用いた予測法と比較して、100分の1以下に時間短縮が可能になることを示した。

第5章では、ULSI 配線の周波数限界について指摘し、電流密度が一桁以上高い STM で起こる原子移

動現象を取り挙げ、そのメカニズムを解析することにより、エレクトロマイグレーションをはじめとする原子移動現象を物理過程に基づいて整理した。まず超高真空 STM を作製し、結合エネルギー等の物性値が明確な単元素材料を中心に 9 種の試料について STM によるナノメートルレベル加工を行った。表面加工のしきい電圧 V_t の材料依存性及び雰囲気による違いを調べた結果、トンネル電子による直接励起で表面から原子が脱離するというメカニズムで原子移動が起こることがわかり、その普遍性についても検証した。粒界拡散で起こる ULSI 配線のエレクトロマイグレーションが 1eV 以下の活性化エネルギーであるのに対して、STM 加工ではトンネル間隙を越えて原子が移動するために数 eV の電子エネルギーを必要とした。エレクトロマイグレーションを含む様々な原子移動現象について整理した。

以上、ULSI 配線で起こるエレクトロマイグレーション現象の観察と制御方法及び評価方法について調べたが、最近の ULSI の高速化・高集積化は急激な勢いで進展しており、エレクトロマイグレーション耐性の向上を目的として配線材料自体の変更も余儀なくされている。現在、Al 配線に代わる最有力候補は Cu 配線とされており、約半分の電気抵抗と 100 倍程度の配線寿命が得られることが報告されている。しかし、Cu は従来のドライエッチング法による配線加工が困難であるために、絶縁膜を溝加工して Cu を埋め込む新しい配線形成方法 (ダマシン法) が検討されている。このように、今後は配線性能がデバイスの性能を決める時代となり、ナノメートルサイズの配線になると原子レベルでエレクトロマイグレーションを制御する研究がますます重要なものとなっていくはずである。また、電流密度を増大せずにデバイス速度の向上を達成できる新しい概念のデバイスを構築する必要もあろう。

謝辞

本論文の執筆に際しては、筑波大学工学研究科 山本恵彦教授に懇切なるご指導を賜わり纏めることができました。また、本論文に対して適切なご助言とご指導を賜りました筑波大学工学研究科 長谷川文夫教授、大嶋建一教授、工藤博教授、名取研二教授の各先生方には心より御礼申し上げます。

本論文は筆者が(株)日立製作所 基礎研究所及び中央研究所において、平成3年から平成7年の5年間にわたって行った原子移動現象に関する研究の総合報告です。各研究所で長期にわたり研究を遂行し得たのは、基礎研究所 浅井彰二郎前所長をはじめとする丸山瑛二元所長、鈴木敦元副所長、宮内克己現所長、及び中央研究所 中村道治所長、武田英次副所長、関浩一部長及び各研究所幹部の方々の寛大なお計らいによるものです。ここに深く感謝致します。

さらに本研究は次に記す多くの方々のご指導とご協力がなくては成し得なかったものです。特に、中央研究所 日野出憲治氏にはエレクトロマイグレーションに関する研究全般にわたり直接ご指導頂きました。また、基礎研究所 和田恭雄氏には STM に関する研究全般にわたり直接ご指導頂きました。元(株)日立製作所 社員 Mark I. Lutwyche 氏及び基礎研究所 平家誠嗣氏には STM に関する研究においてご議論、ご協力頂きました。中央研究所 村岡幸治氏には UHV-STM 製作に関してご協力頂きました。デバイス開発センタ小林信好氏には多層配線に関する研究全般にわたりご指導頂きました。浜松ホトニクス株式会社 システム事業部 晝間靖氏にはサーモグラフィ測定に関してご協力頂きました。元東邦大学理学部物理学科学生 出口治氏及び小笠原弘太郎氏にはエレクトロマイグレーション試験に関してご協力頂きました。東北大学理学部学生 高橋雅人氏には温度測定に関して貴重なコメントを頂きました。厚くお礼申し上げます。

研究業績

本研究に関する主筆論文

1. Nanofabrication of Layered Materials with the Scanning Tunneling Microscope
Appl. Surf. Sci. 75, 39 (1994).
S. Kondo, M. Lutwyche, and Y. Wada
2. Nanofabrication of Materials with Scanning Tunneling Microscope
Extended Abstracts of the 1994 International Conference on Solid State Devices and Materials p. 190-192.
S. Kondo, S. Heike, M. Lutwyche, and Y. Wada
3. Surface Modification Mechanism of Materials with Scanning Tunneling Microscope
J. Appl. Phys. 78, 155 (1995).
S. Kondo, S. Heike, M. Lutwyche, and Y. Wada
4. Nanofabrication of Materials with a Scanning Tunneling Microscope
Mater. Res. Soc. Symp. Proc. 355, 191 (1995).
S. Kondo, S. Heike, M. Lutwyche, and Y. Wada
5. High-Resolution Temperature Measurement of Void Dynamics Induced by Electromigration in Aluminum Metallization
Appl. Phys. Lett. 67, 1606 (1995).
S. Kondo and K. Hinode
6. Effects of Grain Size and Preferred Orientation on the Electromigration Lifetime of Al-Based Layered Metallization
J. Appl. Phys. 78, 6534 (1995).
S. Kondo, O. Deguchi, and K. Hinode
7. Thermographic Analysis of Electromigration Phenomena in Aluminum Metallization
J. Appl. Phys. 79, 736 (1996).
S. Kondo, K. Ogasawara, and K. Hinode
8. Fast Electromigration-Lifetime Prediction Using the Similarity of Resistance Increase Curve
Jpn. J. Appl. Phys. 36, 2077 (1997).
S. Kondo, O. Deguchi, and K. Hinode

その他の研究に関する主筆論文

1. Superconducting Characteristics and the Thermal Stability of Tungsten-Based Amorphous Thin Films

J. Mater. Res. 7, 853 (1992).

S. Kondo

2. Observation of Threefold Symmetry Images due to a Point Defect on a Graphite Surface Using Scanning Tunneling Microscope (STM)

Jpn. J. Appl. Phys. 33, L1342 (1994).

S. Kondo, M. Lutwyche, and Y. Wada

その他の研究に関する共著論文

1. Characterization of Silane-Reduced Tungsten Films Grown by CVD as a Function of Si Content

J. Electrochem. Soc. 137, 3212 (1990).

M. Suzuki, N. Kobayashi, K. Mukai, and S. Kondo

2. Real-Time Observation of Vortex Lattices in a Superconductor by Electron Microscopy

Nature 360, 51 (1992).

K. Harada, T. Matsuda, J. Bonevich, M. Igarashi, S. Kondo, G. Pozzi, U. Kawabe, and A. Tonomura

3. Real-Time Observation of Vortex Lattices in a Superconductor

Proceedings of 51st Annual Meeting of the Microscopy Society of America, p. 1050.

K. Harada, T. Matsuda, J. Bonevich, M. Igarashi, S. Kondo, H. Kasai, T. Yoshida, G. Pozzi, U. Kawabe, and A. Tonomura

4. Electron Holography and Flux Lines

Jpn. J. Appl. Phys., 9, 259 (1993).

A. Tonomura, T. Matsuda, K. Harada, J. Bonevich, T. Yoshida, M. Igarashi, S. Kondo, N. Osakabe, S. Kubota, S. Matsunami, H. Kasai, G. Pozzi, and U. Kawabe

5. A Proposal of Nanoscale Devices Based on Atom/Molecule Switching

J. Appl. Phys. 74, 7321 (1993).

Y. Wada, T. Uda, M. Lutwyche, S. Kondo and S. Heike

6. A Proposal of Nano Scale Atom Switching Device

Extended Abstracts of the 1993 International Conference on Solid State Devices and Materials p. 347-349.

Y. Wada, T. Uda, M. Lutwyche, and S. Kondo

7. Fabrication of Less Than a 10 nm Wide Polycrystalline Silicon Nano Wire
Extended Abstracts of the 1993 International Conference on Solid State Devices and Materials p. 790-792.
 Y. Wada, T. Kure, T. Yoshimura, Y. Sudo, T. Kobayashi, Y. Goto, and S. Kondo
8. Scanning Tunneling Microscope Measurement of Insulator Surfaces
Appl. Phys. Lett. 64, 1100 (1994).
 S. Heike, Y. Wada, S. Kondo, M. Lutwyche, K. Murayama, and H. Kuroda
9. Polycrystalline Silicon "Slit Nanowire" for Possible Quantum Devices
J. Vac. Sci. Technol. B 12, 48 (1994).
 Y. Wada, T. Kure, T. Yoshimura, Y. Sudou, T. Kobayashi, Y. Gotou, and S. Kondo
10. Quantum Transport in Polycrystalline Silicon "Slit Nano Wire"
Appl. Phys. Lett. 65, 624 (1994).
 Y. Wada, M. Suga, T. Kure, T. Yoshimura, Y. Sudo, T. Kobayashi, Y. Goto, and S. Kondo
11. Nucleation and Crystallization Characteristics of Phosphorus-Doped Amorphous Silicon "Slit Nano Wire"
J. Electrochem. Soc. 141, 1392 (1994).
 Y. Wada, T. Kobayashi, T. Kure, T. Yoshimura, Y. Sudou, Y. Gotou, and S. Kondo
12. Evaluation of Thin SiO₂ Layers by Beam Assisted Scanning Tunneling Microscope
Extended Abstracts of the 1994 International Conference on Solid State Devices and Materials p. 40-42.
 S. Heike, Y. Wada, S. Kondo, M. Lutwyche, K. Murayama, and H. Kuroda
13. Quasi-One Dimensional Conduction in Polycrystalline Silicon Nano Wire
Extended Abstracts of the 1994 International Conference on Solid State Devices and Materials p. 541-543.
 Y. Wada, M. Suga, T. Kure, Y. Sudou, T. Yoshimura, T. Kobayashi, Y. Gotou, and S. Kondo
14. Fabrication of Less Than a 10 nm Wide Polycrystalline Silicon Nano Wire
Jpn. J. Appl. Phys. 33, 905 (1994).
 Y. Wada, T. Kure, T. Yoshimura, Y. Sudo, T. Kobayashi, Y. Goto and S. Kondo
15. An Improved Approach to Evaluate the Pinning Effect of Vortices
Physica B 194-196, 1845 (1994).
 M. Igarashi, S. Kondo, H. Kajiyama, J. Bonevich, and A. Tonomura
16. Evaluation of Thin Silicon Dioxide Layers by Beam Assisted Scanning Tunneling Microscope
Jpn. J. Appl. Phys. 34, 1376 (1995).
 S. Heike, Y. Wada, S. Kondo, M. Lutwyche, K. Murayama, and H. Kuroda
17. Number of Voids Formed on a Line: Parameter for Electromigration Lifetime
J. Vac. Sci. Technol. B 14, 687 (1996).
 K. Hinode, S. Kondo, and O. Deguchi

18. Quarter Micron Copper Dry Etching with Precise Wafer-Temperature Control Using Cl_2 Gas as the Single Reactant
Proceedings of 13th. International VLSI Multilevel Interconnection Conference (VMIC), p. 498 (1996).
H. Miyazaki, K. Takeda, N. Sakuma, K. Hinode, K. Kusukawa, T. Furusawa, Y. Homma and S. Kondo
19. Copper Dry Etching with Precise Wafer-Temperature Control using Cl_2 Gas as a Single Reactant
J. Vac. Sci. Technol. B 15(2), 237 (1997).
H. Miyazaki, K. Takeda, N. Sakuma, S. Kondo, Y. Homma, and K. Hinode
20. Effects of Deposition and Annealing Conditions on Cu Reflow
Proceedings of Advanced Metallization and Interconnect Systems for ULSI Applications in 1997, p31.
K. Takeda, S. Kondo, N. Sakuma, and K. Hinode

学会発表(筆頭分)

1. "Defect-Mediated Second Harmonic Generation in Polydiacetylene LB Films"
1998 International Quantum Electronics Conference (IQEC '88), (1988年7月)
2. "スパッタ WSi_x の超伝導特性"
第37回応用物理学会関係連合講演会, (1990年3月)
3. "アモルファス W 薄膜の超伝導特性とその熱安定性"
第38回応用物理学会関係連合講演会, (1991年3月)
4. "Nanofabrication of Layered Materials with the Scanning Tunneling Microscope"
The Second International Symposium on Atomically Controlled Surfaces and Interfaces (ACSI-2), (1993年6月)
5. "STM による層状化合物の表面加工"
第54回応用物理学会学術講演会, (1993年8月)
6. "STM による表面加工のメカニズム"
応用物理学会薄膜・表面物理分科会第2回研究会「走査型トンネル顕微鏡による原子操作」, (1993年10月)
7. "STM による表面加工メカニズムの提案"
第2回「アトミックスケール記録及び素子技術」研究会, (1993年12月)
8. "STM による表面加工における SITE メカニズムの検証"
第41回応用物理学関係連合講演会, (1994年3月)
9. "Nanofabrication of Materials with Scanning Tunneling Microscope"
1994 International Conference on Solid State Devices and Materials (SSDM '94), (1994年8月)
10. "Nanofabrication of Materials with a Scanning Tunneling Microscope"
Materials Research Society (MRS) 1994 Fall Meeting, (1994年11月)
11. "高分解能サーモグラフィによるエレクトロマイグレーション時の配線温度測定"
第2回 LSI 配線における原子輸送および応力問題研究会, (1995年6月)
12. "高分解能サーモグラフィによるエレクトロマイグレーション現象の直接観察"
第56回応用物理学会学術講演会, (1995年8月)
13. "Al 積層配線における結晶性のエレクトロマイグレーション寿命に対する効果"
第56回応用物理学会学術講演会, (1995年8月)
14. "ULSI 用アルミニウム配線のエレクトロマイグレーションの発熱過程"
第8回半導体ワークショップ, 光と半導体VIII「光による半導体の故障解析」, (1996年7月)

学会発表 (連名分)

1. "WF₆ と SiH₄ とを用いた CVD-W 膜の評価 (II) 電気抵抗"
第36回春季応用物理学会, (1989年 3月)
2. "電子線ホログラフィによる磁束量子の観察 I"
日本物理学会 1989年秋の分科会, (1989年 10月)
3. "対向ターゲットスパッタによる YBa₂Cu₃O_{7-y} 薄膜の配向制御"
第39回応用物理学会関係連合講演会, (1990年 3月)
4. "(LaSr)₂Cu_yO₄ 薄膜の配向性制御"
第39回応用物理学会関係連合講演会, (1992年 3月)
5. "Electron Holography and Flux Lines"
1992 International Symposium on Quantum Mechanics (ISQM '92), (1992年 8月)
6. "非晶質超伝導体の物性"
準結晶研究会, (1992年 12月)
7. "電界放出型電子顕微鏡による超伝導体磁束格子の動的観察 1"
第40回応用物理学会関係連合講演会, (1993年 3月)
8. "電界放出型電子顕微鏡による超伝導体磁束格子の動的観察 2"
第40回応用物理学会関係連合講演会, (1993年 3月)
9. "超伝導体の磁気緩和現象"
第48回春季日本物理学会, (1993年 3月)
10. "電界放出型電子顕微鏡による超伝導体磁束格子の動的観察 I"
第48回春季日本物理学会, (1993年 3月)
11. "電界放出型電子顕微鏡による超伝導体磁束格子の動的観察 II"
第48回春季日本物理学会, (1993年 3月)
12. "A Prospect for Nano Scale Devices Based on Atom/Molecule Switching"
Workshop on Atom Order Measurement and Control, (1993年 4月)
13. "電界放出型電子顕微鏡による超伝導体磁束格子の動的観察 I"
日本電子顕微鏡学会第49回学術講演会, (1993年 5月)
14. "電界放出型電子顕微鏡による超伝導体磁束格子の動的観察 2"
日本電子顕微鏡学会第49回学術講演会, (1993年 5月)
15. "The New Method of Evaluation for Pinning Effect"
XX International Conference on Low Temperature Physics (LT20), (1993年 8月)
16. "A Proposal of Nano Scale Atom Switching Device"
1993 International Conference on Solid State Devices and Materials (SSDM '93), (1993年 8月)

17. "Fabrication of Less Than a 10 nm Wide Polycrystalline Silicon Nano Wire"
1993 International Conference on Solid State Devices and Materials (SSDM '93), (1993年 8月)
18. "Real-Time Observation of Vortex Lattices in a Superconductor"
51st Annual Meeting of the Microscopy Society of America (MSA), (1993年 8月)
19. "原子レベルデバイス "ART" の提案"
第54回応用物理学学会学術講演会, (1993年 9月)
20. "Fabrication Technology of Polycrystalline Silicon "Slit Nano Wire""
The Electrochemical Society (ECS) 184th Meeting 1993, (1993年 10月)
21. "Grain Growth Mechanism of Doped Amorphous Silicon in "Slit Nano Wire""
The Electrochemical Society (ECS) 184th Meeting 1993, (1993年 10月)
22. "Scanning Tunneling Microscope Observation of Insulator Surfaces"
The Electrochemical Society (ECS) 184th Meeting 1993, (1993年 10月)
23. "STM による絶縁膜の観察"
第41回応用物理学関係連合講演会, (1994年 3月)
24. "Evaluation of Thin SiO₂ Layer by Beam Assisted Scanning Tunneling Microscope"
1994 International Conference on Solid State Devices and Materials (SSDM '94), (1994年 8月)
25. "Quasi-One Dimensional Conduction in Polycrystalline Silicon Nano Wire"
1994 International Conference on Solid State Devices and Materials (SSDM '94), (1994年 8月)
26. "Cu リフロー過程の SEM その場観察"
第43回応用物理学関係連合講演会, (1996年 3月)
27. "Effects of Deposition and Annealing Conditions on Cu Reflow"
4th International Workshop on Stress-Induced Phenomena in Metallization, (1997年 6月)

筑波大学附属図書館



1 00990 12419 6

本学関係