

(論文)

高圧アニールプロセスによる銅配線の微細溝への埋込効果

Embedding Effects of the High-pressure Annealing Process Via Minute Holes and Trenches in Dual Damascene Copper Interconnections



大西 隆*(工博)
Dr. Takashi Onishi



吉川哲也**
Tetsuya Yoshikawa



宗政 淳**
Jun Munemasa



藤井秀夫***
Hideo Fujii



井上隆夫***
Takao Inoue



宮垣亜紀***
Aki Miyagaki

The embedding effect of Cu films in a high-pressure annealing process was investigated for application to dual-damascene fabrication technology for Cu interconnections in LSIs. The thermal elasticity and plasticity analysis based on a finite-element method (FEM) predicts that additional external pressure acts to push Cu films into the via holes. This analytical result agrees well with the actual hole filling performance. Additional external pressure reduces the incremental creep strain of Cu during the heating and holding step and reduces the stress transition point during the cooling step. This indicates that the high-pressure annealing process is effective for perfect Cu filling into holes and in suppressing the siphoning phenomenon in Cu from holes.

まえがき = ULSI デバイスの高集積化, 高性能化に伴い, 従来の Al 配線からより電気抵抗率の低い Cu 配線の適用が検討されている^{1)~5)}。Cu 配線形成はデュアルダマシン法が主流であり, あらかじめ形成したビア・トレンチ(配線接続孔・配線溝)にバリアメタル(拡散防止膜)と Cu シード(電解めっきの下地導電膜)をスパッタリング法で順次形成した後, 電解めっき法で図 1 に示すように Cu 配線を埋込みながら形成する⁶⁾。Cu 配線の埋込み特性は「シード層の被覆形状」や「電解めっきの埋込み能力」で決まるが, 微細形状の埋込み能力には限界があり, 高アスペクト比や微細径のビア・トレンチでは欠陥のない完全埋込みが困難になると予想される⁷⁾。

微細なビア・トレンチへの Cu 配線の完全埋込みには高圧アニールプロセスが有効と考えられ, 当社ではこのプロセスや処理装置の開発を行っている^{8)~10)}。高圧アニールプロセスは図 2 に示すように, ビア・トレンチへの埋込みが不十分な Cu 薄膜を高温・高圧印加によりリフロさせ, クリープ変形によって埋込みを促進させるものであり, これにより良好な配線形成と信頼性の高い配線を実現することができる。これまでに Al 配線のプラグ埋込みにも適用され^{11)~13)}, その有効性が確認されている^{14)~16)}。

本稿では, Cu 配線信頼性確保の観点から, 高圧アニールプロセスによる Cu 薄膜の埋込性と配線応力状態につ

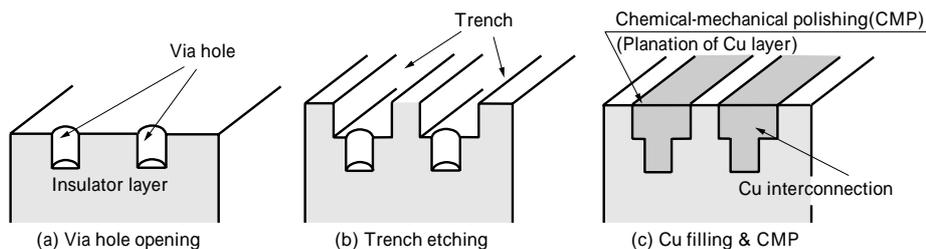


図 1 デュアルダマシン法による Cu 配線形成プロセス

Fig. 1 Fabrication process of dual-damascene Cu interconnections

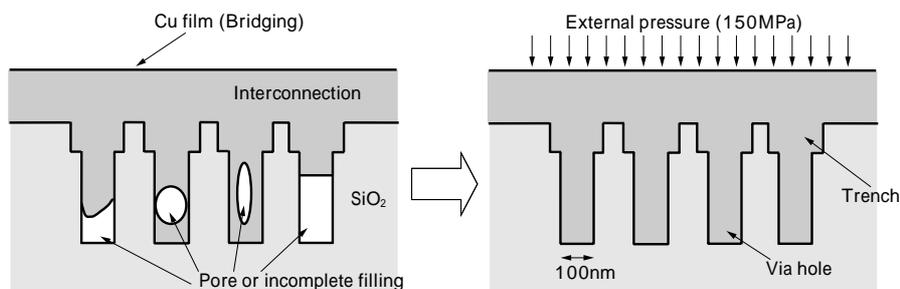


図 2 新規なナノ配線形成プロセスのイメージ

Fig. 2 Conceptual schematics view of novel fabrication process of Cu interconnections

*技術開発本部 材料研究所 **機械カンパニー 新商品開発部 ***髙コベルコ科研

いての検討内容を記述する。

1. 実験方法

薄膜試料にはスパッタリングおよび電解めっきで形成したCu薄膜を用い、シリコンウェーハにあらかじめビア・トレンチを形成した評価素子 (Test Element Group: TEG) 上にそれぞれ表1に示す条件で成膜した。形成し

表1 Cu薄膜の成膜条件
Table 1 Depositing conditions of Cu films

Sputtering	Base chamber pressure	1×10^{-6} Torr
	Ar gas pressure	2×10^{-3} Torr
	Distance S/C	55mm
	Power density	3.2W/cm ²
	Substrate temperature	RT (Water cooled)
Electroplating	Seed layer	PVD-Cu (t = 50nm)
	Plating bath	EEJA Microfab CU - 100
	Bath temperature	25
	Current density	17mA/cm ²
	Distance A/C	20mm

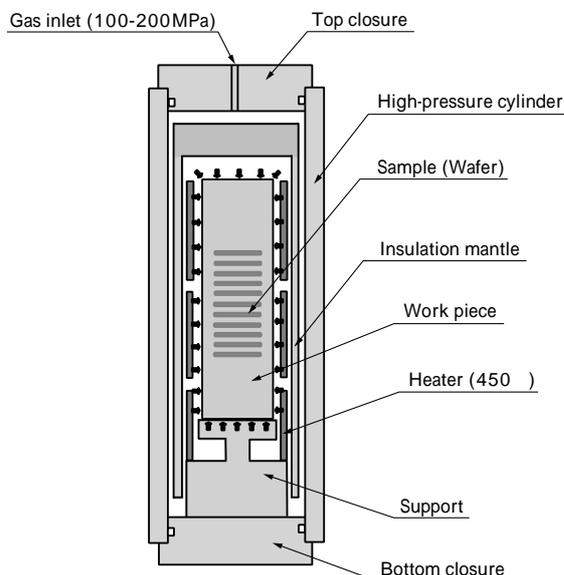


図3 装置の概念図

Fig. 3 Cross sectional sketch of set-up for samples in pressure vessel



写真1 高圧アニール処理装置 (HiPA-HIP mini 820) の外観

Photo 1 Appearance of a high-pressure anneal unit (HiPA-HIP mini 820)

た試料に対して、所定の条件にて常圧または高圧でアニールを行った。図3には実験で使用した高圧アニール装置の概念図を示す。実験装置は写真1に示すようなスタンドアローンの装置であり、シリコンウェーハをウェーハカセットに設置すれば自動的に自動処理するシステムになっている。また装置は最高圧力: 175 MPa, 最高温度: 450 °Cで処理できる能力を有する。

Cu薄膜の応力はシート状試料を光てこ法¹⁷⁾で測定した。ここで測定した薄膜応力のデータを基に、薄膜の弾性定数を見積もり、求めた弾性定数を使用してCu配線ビア部の熱粘弾塑性解析を行った。解析には汎用FEMソフトウェアABAQUS ver.5.8を用い、有限要素法にて応力と歪に係わる諸量を計算した¹⁸⁾。また、一部のTEG試料については、ビア部の断面をFIB-TEMにて観察し、Cu薄膜の埋込性を評価した。

2. 実験・解析結果および考察

2.1 Cu配線の変形機構

めっきCu薄膜の加熱・冷却過程での応力変化測定結果を図4に示す。これは純Cu薄膜の典型的な応力-温度曲線である。加熱過程において、150 °Cまでの低温域では弾性変形を起こし、膜応力が引張から圧縮に直線的に変化するが、150 °C以上の高温域では降伏を起こし、応力は一定値をとる。さらに加熱を続けると、300 °C付近から膜応力は緩和し始める。この結果から、純Cu薄膜は150 °C以上の温度で塑性変形することがわかる。

図4には所定の応力と温度範囲における変形機構領域¹⁹⁾も併せて示している。金属の変形機構領域図は、FrostとAshbyによりまとまった報告がなされているが²⁰⁾、ここではFrostとAshbyの手法を薄膜用に修正したThoulessら²¹⁾の手法を用い、Cu薄膜の平均結晶粒径を1 μmに固定して算出した。両図を重ね合わせると、所定の温度、応力下でどのような支配機構でCu薄膜が塑性変形するかを知ることができる。たとえばめっきCu薄膜を300 °Cに加熱し、150 MPaの圧力を印加すると、転位芯拡散機構によりCu薄膜は変形し、ビア内部に押込まれる方向にCu薄膜が変形する。この状態から除圧・降温を行うことでポイドフリーな配線を得ることができると考えられる。

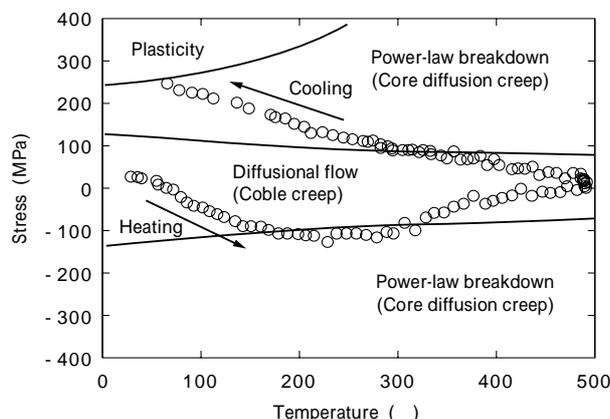


図4 めっきCu薄膜の応力-温度曲線 (測定値)

Fig. 4 Measured stress-temperature curve of electroplated Cu films

Cu 薄膜の組成変形機構図の作成に当たっては、塑性変形機構（クリープ変形機構）として、粒界拡散クリープ（Coble クリープ）： $\dot{\epsilon}_1$ 、格子拡散クリープ（Nabarro-Herring クリープ）： $\dot{\epsilon}_2$ 、転位すべり： $\dot{\epsilon}_3$ 、高温累乗則クリープ（転位クリープ）： $\dot{\epsilon}_4$ 、低温累乗則クリープ（転位拡散クリープ）： $\dot{\epsilon}_5$ による歪を抽出し、それぞれの機構による歪速度を Cu パルクの物性値を代入して作成した計算式(1)~(6)を用いた。所定の温度・圧力下で歪速度($\dot{\epsilon}$)が最も大きくなるクリープ変形機構を選び、その機構を領域化することで図4を作成した。これに対して、計算式(1)~(6)を用いて、所定の温度・圧力下での最大歪速度($\dot{\epsilon}_{max}$)を求めると、図5に示すコンタ図が得られ、所定の温度・圧力下での歪速度（塑性変形速度）を定量的に知ることができる。例えば、メッキ Cu 薄膜を 300 に加熱した際の歪速度は 10^{-4} s^{-1} であるが、この状態に 150 MPa の高压（静水圧）を印加すると歪速度は 10^0 s^{-1} となり、高压下では常圧下と比較して歪速度が 10^4 倍になることがわかる。このことから、高压処理は Cu 薄膜の変型促進に有効に作用すると考えられる。

$$\dot{\epsilon}_1 = \left(\frac{1.282 \times 10^{-8}}{Td} \right) \exp\left(\frac{-1.251 \times 10^4}{T} \right) \dots\dots\dots(1)$$

$$\dot{\epsilon}_2 = \left(\frac{5.130 \times 10^{-5}}{Td} \right) \exp\left(\frac{-2.369 \times 10^4}{T} \right) \dots\dots\dots(2)$$

$$\dot{\epsilon}_3 = (5.774 \times 10^5) \exp\left[\left(\frac{-2.559 \times 10^4}{T} \right) \{ 1 - 2.177 \times 10^{-9} \} \right] \dots\dots(3)$$

$$\dot{\epsilon}_4 = 46.19 \left(\frac{\mu}{T} \right) \left[\sinh\left(\frac{458.6}{\mu} \right) \right]^{4.8} \exp\left(\frac{-2.369 \times 10^4}{T} \right) \dots\dots(4)$$

$$\dot{\epsilon}_5 = 117.5 \left(\frac{2}{\mu T} \right) \left[\sinh\left(\frac{458.4}{\mu} \right) \right]^{4.8} \exp\left(\frac{-1.407 \times 10^4}{T} \right) \dots\dots(5)$$

$$\mu = 4.713 \times 10^{10} (1 - 3.557 \times 10^{-4} T) \dots\dots\dots(6)$$

ここに、 σ : 薄膜応力

T : 温度

d : 平均結晶粒径

μ : 剛性率

2.2 Cu 配線の熱粘弾塑性解析

図6にはビア部の熱粘弾塑性解析を行った計算モデルを示す。計算に当たっては、Cu, SiO₂, Si をそれぞれ図6に示すディメンジョンで設定した2次元軸対象要素モデルを用いた。モデルが軸対象であることから、軸上(x

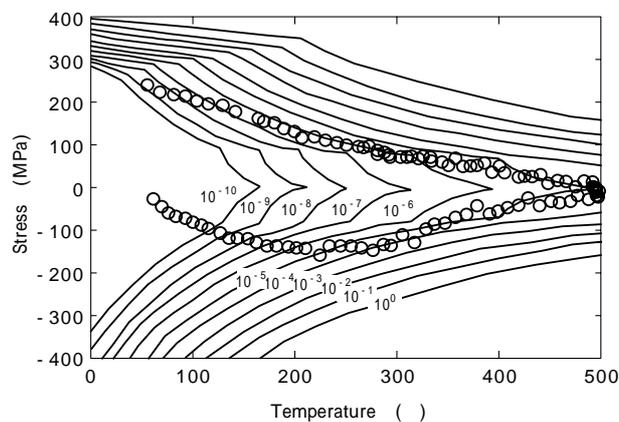


図5 Cu 薄膜のクリープ歪速度等高線図
Fig. 5 Contour map of the strain rate for Cu films

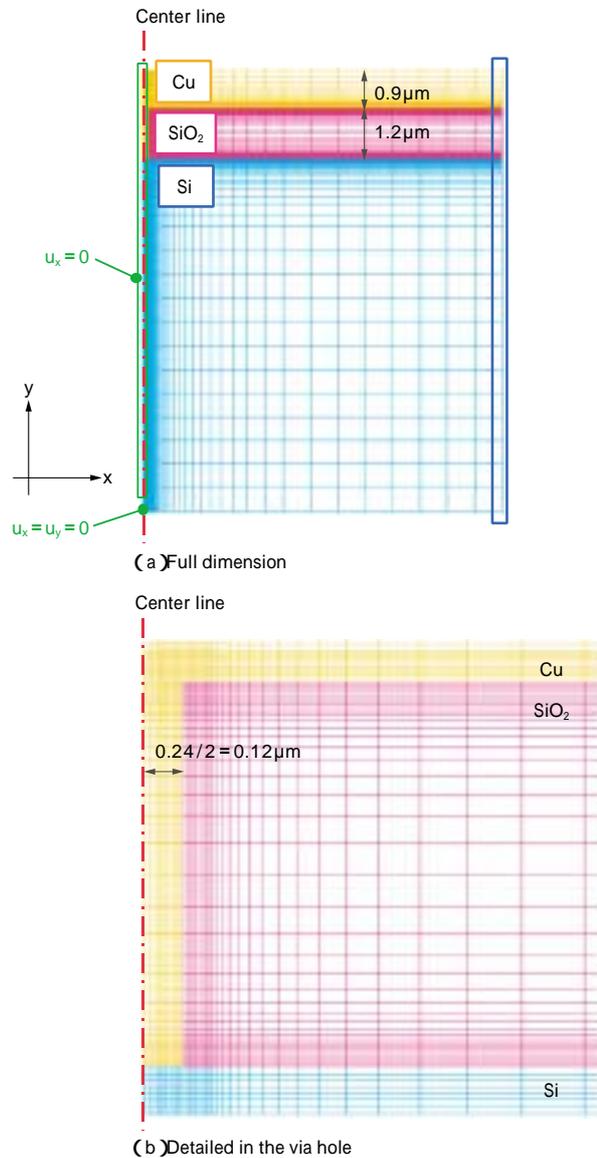


図6 ビア部の熱弾塑性解析計算モデル
Fig. 6 Simulation model for thermal elasto-plasticity calculation at via portion

= 0) にある接点は $U_x = 0$ とし、径方向の外周部では U_x がどの接点においても等しくなるように U_x は自由とした。なお、計算に際しては、SiO₂ と Si は弾性体とし、Cu のみ弾塑性体とした。

SiO₂, Si, Cu の材料物性値は表2に示す値を使用した。Cu の材料物性値については図4に示した応力・温度曲線のデータから見積もり、50 ~ 350 の範囲で50きざみに温度依存性を考慮した。50 以下、350 以上の温度域での各温度における物性値はそれぞれ 50, 350 の物性値を一定値として使用し、50 ~ 350 の温度域での各温度における物性値はその前後の温度における物性値を線形補間して使用した。

Cu についてはクリープ変形による塑性を考慮した。計算に際しては、前述した5種類のクリープ変形機構による歪速度： $\dot{\epsilon}_x$ ($x=1 \sim 5$) からトータルクリープ歪速度： $\dot{\epsilon}_{cr-total}$ を(7)式で定義した。

$$\dot{\epsilon}_{cr-total} = \dot{\epsilon}_2 + \dot{\epsilon}_3 + \text{greatest of } [(\dot{\epsilon}_4 + \dot{\epsilon}_5) \text{ or } \dot{\epsilon}_1] \dots\dots(7)$$

Cu 薄膜がクリープにより塑性変形を起こした場合、

表 2 熱弾塑性解析に使用した SiO₂, Si, Cu の材料物性値

Table 2 Physical constants of SiO₂, Si, Cu used for thermal elasto-plasticity calculation

	Temperature (°C)	Young's modulus (MPa)	Poisson ratio	Thermal expansion coefficient (10 ⁻⁶ /°C)
Cu	50	64 190	0.348	16.8 × 10 ⁻⁶
	100	63 210		
	150	61 740		
	200	60 760		
	250	59 780		
	300	58 310		
	350	56 840		
SiO ₂	-	149 000	0.200	3.50 × 10 ⁻⁶
Si	-	73 100	0.170	0.35 × 10 ⁻⁶

応力緩和が生じ残留応力状態が変化する。この残留応力状態の変化は歪速度に影響を与える。従って、この応力計算では刻一刻変化する残留応力状態を見積もる必要がある。すなわち応力解析に当たっては、微小な時間経過による残留応力変化を見積もり、その残留応力で歪速度を求め、歪による応力緩和を考慮して新たな残留応力状態を計算するという収束計算を繰返し行う必要がある。そこで、この収束計算を行うために、相当クリープ歪増分： $\dot{\epsilon}_{cr}$ と相当クリープ歪増分の応力による偏微分： $\frac{\partial \dot{\epsilon}_{cr}}{\partial \sigma}$ を(8),(9)式で定義し、幾何学的非線形計算を実施した。応力(歪速度)の収束計算は数値解析により近似計算することもできるが、本研究では計算誤差をできるだけ排除するために、相当クリープ歪増分を解析的に微分計算した²²⁾。

$$\dot{\epsilon}_{cr} = \dot{\epsilon}_{cr} \times t, \quad t: \text{時間増分 (s)} \dots\dots\dots (8)$$

$$\frac{\partial \dot{\epsilon}_{cr}}{\partial \sigma} = \frac{\partial (\dot{\epsilon}_{cr} \times t)}{\partial \sigma} = \frac{\partial (\dot{\epsilon}_{cr} \times t)}{\partial \sigma} = \frac{\partial (\dot{\epsilon}_{cr} \times t)}{\partial \sigma} \dots\dots\dots (9)$$

ピア部の熱粘弾塑性解析に先立ち、この計算手法の妥当性を検証するために、シート状 Cu 薄膜を加熱・冷却した際の応力・温度曲線を計算で求めた。図 7 にはシ-

ト状 Cu 薄膜の熱粘弾塑性解析計算モデルを示す。ピア部の熱粘弾塑性解析の場合と同様に、シリコンウェーハ上の Cu 薄膜を 2 次元軸対象要素モデルで規定し、200 500 60 の昇温, 降温過程での Cu 薄膜の半径方向応力を計算した。昇降温速度は 5 /min とした。その結果、図 8 に示すように、実測値と計算値に良い一致が見られ、この計算手法の妥当性が確認できた。

このモデルで 400 まで加熱した場合の Cu 薄膜の応

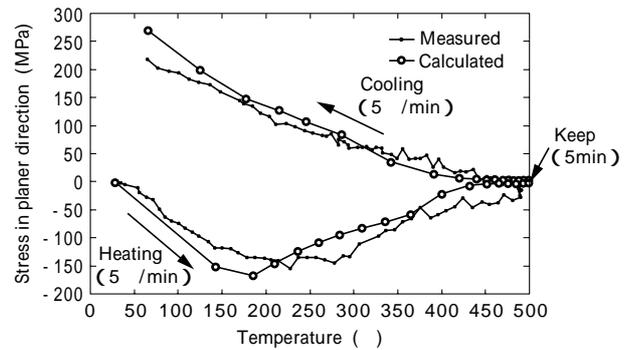


図 8 Cu 薄膜の応力 - 温度曲線

Fig. 8 Stress-temperature curves for the Cu blanket films

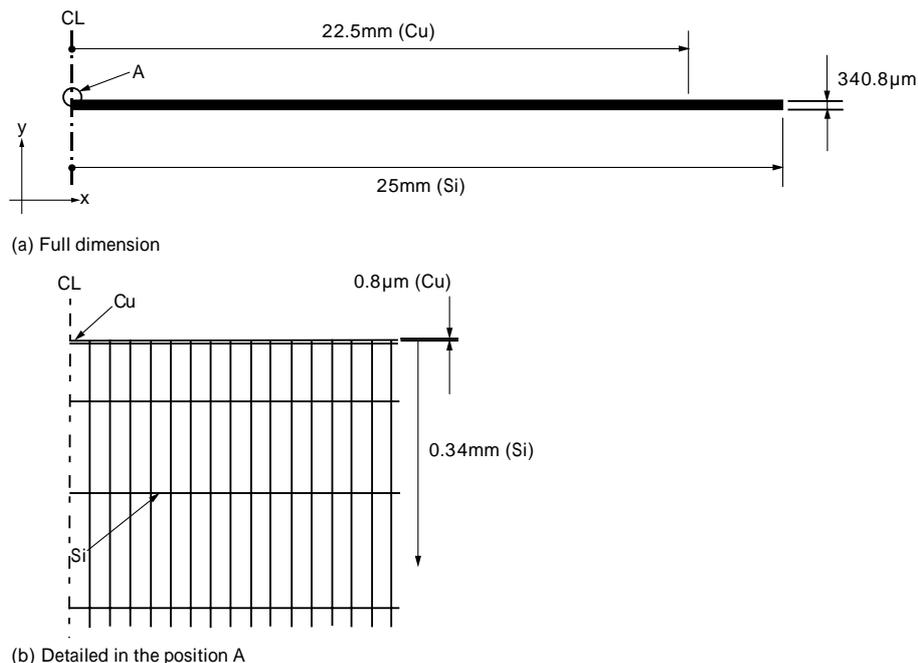


図 7 シート状 Cu 薄膜の熱弾塑性解析計算モデル

Fig. 7 Model structure of Cu blanket films for thermal elasto-plasticity calculation

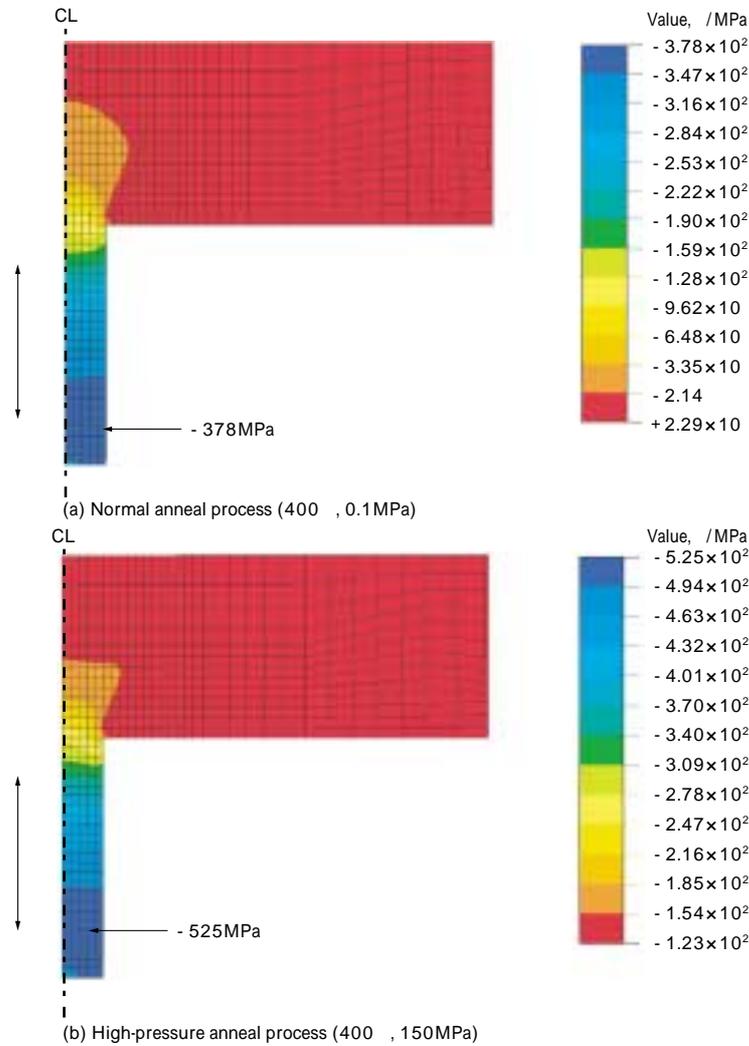


図9 400 °C アニール時の軸方向応力解析結果
 Fig. 9 Stress distribution of Cu interconnections in axial direction heated to 400 °C

力状態を計算した結果を図9に示す。図9は軸方向の応力解析結果を示しており、Cu配線の部分だけを表示している。常圧アニール処理試料と高圧アニール処理試料とも同階調のカラーマッピングで表示しているが、それぞれのカラーに対応する数値には違いがある。両試料ともビアの開口部から底にいくに従って圧縮応力は増加していくが、圧縮応力の数値は試料間で異なる。常圧アニール試料の最大応力が - 378 MPa であるのに対して、高圧アニール試料のそれは - 525 MPa となり、高圧アニール

試料では外部から印加した圧力の大部分 (147 MPa) がビアの軸方向に余分にかかっていることがわかる。すなわち、高圧アニール処理では印加した圧力 (150 MPa) がそのまま Cu 薄膜をビア底に押込む力として働いているといえる。

2.3 Cu配線の埋込特性

TEG に対するメッキ Cu 薄膜のビア部への埋込み状況を断面から SIM にて観察した結果を写真2に示す。As-deposited 状態 (スパッタリングで成膜した直後) の試料

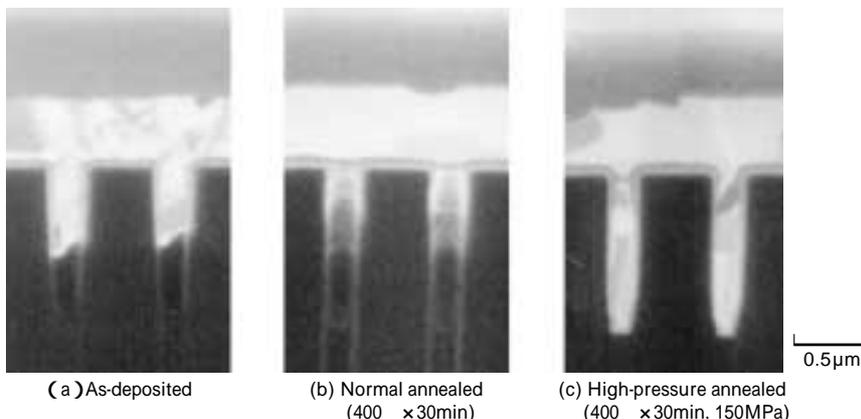


写真2 Cu 薄膜を埋込んだビア部 (直径: 0.28 μm, 深さ: 1.0 μm) の断面 SIM 像
 Photo 2 Cross-sectional SIM images of Cu interconnections in via holes 0.28 μm in diameter and 1.0 μm in depth

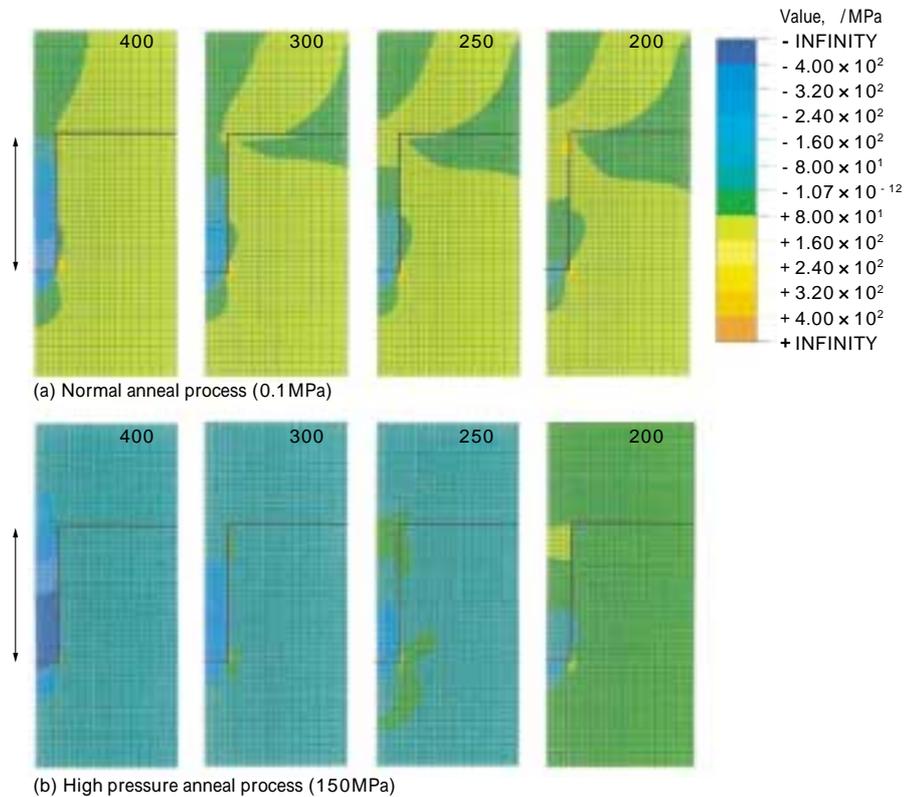


図10 アニール後冷却過程での軸方向応力解析結果
Fig.10 Stress distribution of Cu in the axial direction during the cooling process

では、Cu は60%程度ピア部に埋込まれているが、ピア底部には埋込み不全がみとめられる。この試料を所定条件で高圧アニール処理（350℃，150 MPa，15 min）すると、Cu 薄膜はポイドフリーでピア底まで完全に埋込まれる。一方、所定条件で常圧アニール処理した試料では、Cu はほとんど埋込まれておらず、As-deposited 状態で60%程度まで埋込まれていたはずのCu が吸上ってしまう。

2.4 Cu 配線の残留応力状態

常圧アニール処理でみられたCuの吸上がり現象は、ストレスマイグレーション（Stress Migration：SM）によるものと考えられる。SMはCu薄膜に印加される引張応力を駆動力とする原子輸送現象であり、引張応力は冷却（降温）過程で生じると考えられることから、冷却過程でのCu薄膜の残留応力状態を調べた。

図10には400℃から200℃への冷却過程におけるCu配線の残留応力分布を示す。ピアの底部からフィールド部にかけて応力値に分布ができ、応力は冷却が進むと圧縮から引張へと変化する。常圧アニールプロセスでは、250℃の時点でピアの開口部が引張応力状態となり、200℃

の時点ではピア部に圧縮から引張への応力勾配が生じる。これに対して高圧アニールプロセスでは、250℃の時点でピア部は圧縮応力状態のままであり、200℃の時点でもピア部の応力勾配は小さい。すなわち、常圧アニールプロセスでは冷却過程でピア部に応力勾配が生じるが、高圧アニールプロセスでは外部からの圧力印加（静水圧印加）により冷却過程で引張応力が生じない。常圧アニールで発生する吸上がり現象が、高圧アニールでは発生しないことが計算と実験でみとめられたことから、吸上

がり現象はSMと考えられる。

一連のピア部の熱弾塑性解析の結果、ピアの上部ほど軸方向応力（ σ_z ）は外部圧力印加の影響を強く受けることが判明した。そこで、ピアの代表的箇所についてプロセス中での応力履歴を調べてみた。ここでは図11のX部とA部に注目し、図12に示すように温度・応力印加パターンをケース1から3まで変化させた場合の応力・歪履歴を計算した。

図13にはX部の軸方向応力のプロセス中での履歴を示した。ケース1～3とも加熱過程での応力緩和量はほぼ等しく、従ってプロセス終了後の応力状態もほぼ等しくなる。ケース1（常圧アニール）では、冷却開始時の応力値が小さいため冷却過程の比較的高い温度域（260℃）でCu薄膜応力は圧縮から引張へと変化し、SMが生じやすくなる。これに対してケース2（高圧アニール）では、冷却開始時の圧縮応力値が大きいため、Cu薄膜応力が圧縮から引張へと変化する点は210℃と低くな

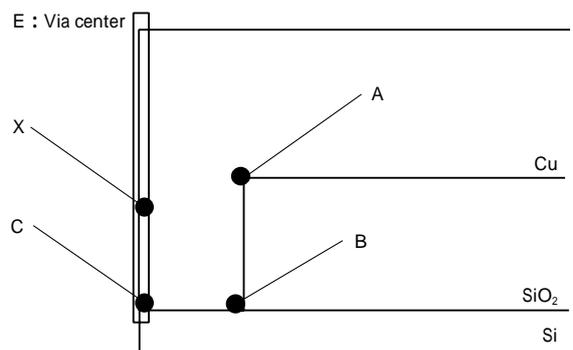
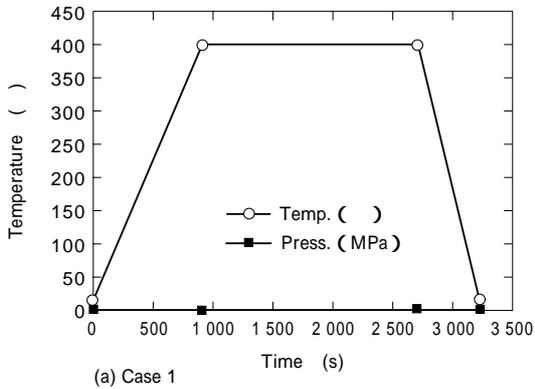
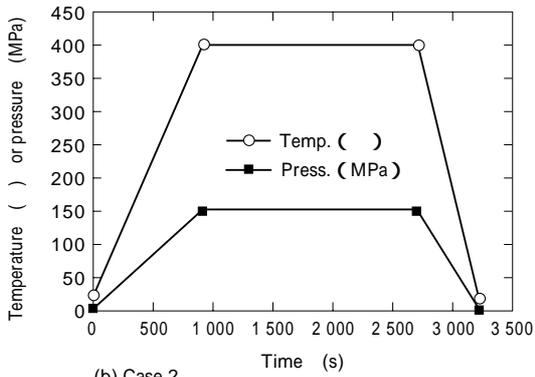


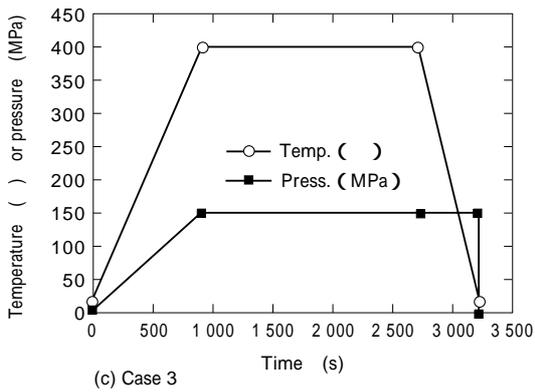
図11 応力・歪履歴の観測位置
Fig.11 Typical position used for the calculation of stress hysteresis



(a) Case 1



(b) Case 2



(c) Case 3

図12 温度・圧力の印加パターン

Fig.12 Temperature-pressure applying patterns used for the calculation of the stress hysteresis

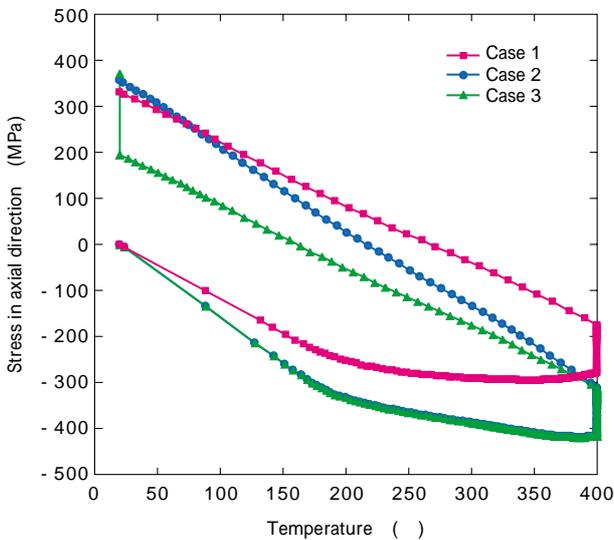


図13 X部の軸方向応力・相当クリープ歪履歴

Fig.13 Stress hysteresis of the portion X in the axial direction during the process cycle

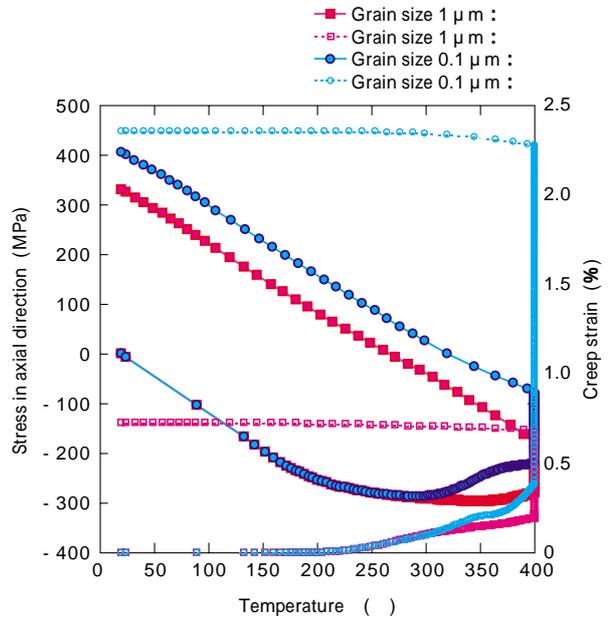


図14 X部の軸方向応力・相当クリープ歪履歴の結晶粒径依存性 (常圧アニール)

Fig.14 Grain size dependence of stress hysteresis of the portion X in the axial direction during the process cycle (normal anneal)

り, SM が生じにくくなる。さらにケース3 (高圧アニールで冷却終了まで高圧を印加させた場合) では, さらにその点は150 と低くなりSM抑制に有効に作用する。このように, 高圧印加は冷却過程でのCu配線の応力制御に作用しており, SM抑制に寄与しているといえる。

図14にはX部の軸方向応力に対する結晶粒径の影響を調べた結果を示す。Cu薄膜の平均結晶粒径が1.0 μmの場合に比較して, 平均結晶粒径が0.1 μmと小さい場合, 加熱・保持過程での応力緩和速度が大きくなる。また, 相当クリープ歪も増加し, 特に等温保持過程で顕著に増加するようになる。このように結晶粒の微細化は加熱・保持過程での応力緩和を促進させるため, プロセス終了状態における引張応力を増加させる。すなわち, Cu薄膜の結晶粒径の微細化はCu薄膜の最終状態での残留引張応力を増加させ, SMを生じやすくさせるので, 配線信頼性確保の点で好ましくないといえる。

図15にはA部の軸方向応力に対するプロセス中での履歴を示した。図15には相当クリープ歪も併せて表示している。A部の軸方向応力履歴もX部のそれと同様の傾向を示し, ケース1 (常圧アニール) に比べてケース2 (高圧アニール) では降温時の応力遷移点 (薄膜の残留応力が引張応力から圧縮応力に変化する温度) が低下する。図15では降温時の軸方向応力が正 (引張応力) になる範囲とこれに相当するクリープ歪増分: ϵ_{cr-eq+} を赤色で示している。 ϵ_{cr-eq+} はSM, すなわち吸上がり現象を支配する値と考えられ, その値はCase1 Case2 Case3 にいくに従って小さくなる。 ϵ_{cr-eq+} が小さいほどSMが生じにくいと考えられ, 高圧印加やできるだけ低温までの高圧印加はSM抑制に有効であることがこの結果からもわかる。

むすび = 本稿では, LSI において信頼性の高いデュアル

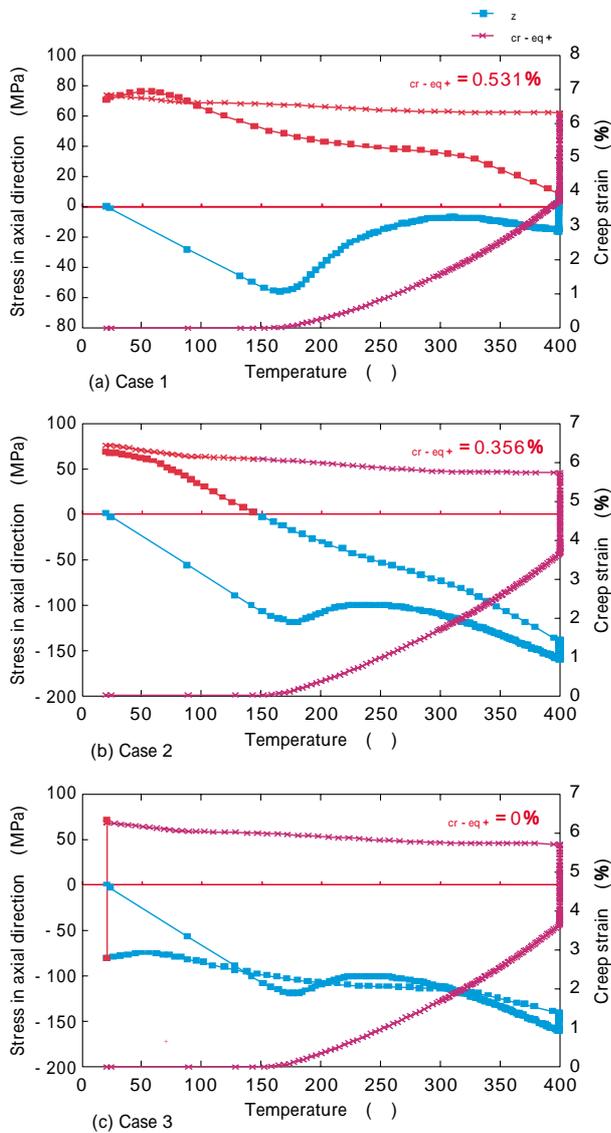


図15 A部の軸方向応力・相当クリープ歪履歴

Fig.15 Stress hysteresis of portion A in the axial direction during the process cycle

ダマシ銅配線を実現することを目的に、高圧アニールプロセスの効果を「Cu配線の埋込性」と「Cu配線の応力状態」の観点からまとめた。高圧アニールプロセスは、Cu配線薄膜の完全埋込みに有効であるとともに、加熱・保持過程におけるCu配線の相当クリープ歪を低減するため、Cu配線のSM低減にも有効であることを明らかにした。配線ルール0.1 μ m世代以降のLSIでは、ピア・トレンチサイズの微細化とともにアスペクト比の増加が予想され、配線形成技術が克服すべき壁も厚くなっていく。現在は電解めっき法以外に、物理蒸着法(PVD法)^{23)~25)}や化学蒸着法(CVD法)^{26)~28)}によるダマシ銅配線形成技術も研究されているが、Cu配線の埋込性や信頼性をより確実なものにするためには、高圧アニールプロセスの併用が有効と考えられる。当社では低電気抵抗率と高信頼性を有するLSI配線を実現すべく、高圧アニールプロセスや高圧アニール装置の開発に加えて新規な配線材料の開発も進めている。これらの技術が半導体デバイスの進歩の一助になれば幸いである。

参考文献

- 1) 粟屋信義ほか：応用物理, Vol.64, No.6 (1995) p.554.
- 2) 下岡義明：電子情報通信学会誌, Vol.82, No.8 (1999) p.886.
- 3) P. Singer : Semiconductor International November 1997 (1997) p.67.
- 4) A. E. Braun : Semiconductor International April 1999 (1999) p.58.
- 5) P. Gwynne : IBM Research No.4, 1997 (1997) p.17.
- 6) 上野和良：金属学会セミナーテキスト 半導体デバイス用の電極配線材料の基礎と最近の進歩(1997) p.81, 日本金属学会.
- 7) P. Borgesen et al. : Appl. Phys. Lett., Vol.60, No.14 (1992) p.1706.
- 8) T. Onishi et al. : Advanced Metallization Conf. 2001 (2001) p.245, Materials Research Society.
- 9) 大西 隆ほか：神戸製鋼技報, Vol.52, No.2 (2002) p.45.
- 10) T. Onishi et al. : Mater. Trans., Vol.43, No.7 (2002) p.1605.
- 11) G. A. Dixit et al. : IEDM '94 Technical Digest (1994) p.105.
- 12) P. J. Holverson et al. : Proceedings 1995 VMIC Conference Asia Session (1995) p.537.
- 13) G. A. Dixit et al. : Semiconductor International August 1995 (1995) p.79.
- 14) T. Fujikawa et al. : Advanced Metallization Conf. 1999 (1999) p.187, Materials Research Society.
- 15) K. Suzuki et al. : Advanced Metallization Conf. 1999 (1999) p.155, Materials Research Society.
- 16) T. Fujikawa et al. : Jpn. J. Appl. Phys., Vol.40, Part 1, No.4A (2001) p.2191.
- 17) P. A. Flinn et al. : IEEE Trans. Electron Devices ED, Vol.34, No.3 (1987) p.689.
- 18) 井上隆夫ほか：神戸製鋼技報, Vol.52, No.2 (2002) p.78.
- 19) 丸山公一ほか：高温強度の材料科学(1997) p.15, 内田老鶴園.
- 20) H. J. Frost et al. : Deformation Mechanism Maps (1982) p.20, Pergamon Press.
- 21) M. D. Thouless et al. : J. Mater. Res., Vol.8, No.8 (1993) p.1845.
- 22) T. Onishi et al. : Thin Solid Films, Vol.425 (2003) p.265.
- 23) K. Ishikawa et al. : Proceedings of IITC (1995) p.24.
- 24) N. Motegi et al. : J. Vac. Sci. Technol. B, Vol.13, No.4 (1995) p.1906.
- 25) 麻蔭立男ほか：電気化学及び工業物理化学, Vol.69, No.7 (2001) p.769.
- 26) J. Lee et al. : J. Korean Phys. Soc., Vol.33, No.11 (1998) p.S112.
- 27) 粟屋信義：半導体・集積回路技術シンポジウム講演論文集, Vol.60th, (2001) p.77.
- 28) C. Lin et al. : J. Electrochem. Soc., Vol.150, No.7 (2003) p.C451.