

液晶ディスプレイ用 Al-Nd 系合金配線薄膜および同合金スパッタリングターゲットの開発

大西 隆(工博)*・岩村栄治*・高木勝寿*・吉川一男**

*技術開発本部・開発推進センター ** ㈱コベルコ科研

Developments in Al-Nd Alloy Interconnections and Sputtering Targets for Liquid Crystal Displays

Dr. Takashi Onishi・Eiji Iwamura・Katsutoshi Takagi・Kazuo Yoshikawa

Al-Nd alloy films were developed for the interconnection of advanced liquid crystal displays. Microstructure and its change upon heating of Al-Nd alloy films directly affect stress relaxation behavior. Solid-solution hardening and controlling Al film stress relaxation by maintaining Nd at 2% in the alloy were found to be effective in suppressing hillocks up to 400 °C. Al-Nd alloy films exhibit low electrical resistivity (less than 6 μΩcm after the heating) and form a high-quality insulation layer under anodization. The results indicate that Al-Nd alloy films are suitable for LCD interconnections and their practical application is promising.

まえがき = 近年、液晶ディスプレイ (LCD) においてはパネルの大型化、高精細化が進められており、配線の高電気抵抗率に起因する信号遅延を解決するために、電気抵抗率の低い Al 系配線材料が使用されつつある^{1)~3)}。LCD の配線には従来、耐熱性に優れる Ti, Cr, Mo, Ta などの高融点金属が使用されてきた^{4)~7)}。これらの高融点金属配線では電気抵抗率がいずれも 50 μΩ/cm 以上であるのに対して、Al 系配線では電気抵抗率を一桁程度低減でき、信号遅延解決に有効といえる。しかし、Al は融点が低く、耐熱性に劣ることから、LCD の配線に適用する場合、製造プロセスで受ける熱履歴によって配線表面にヒロック (半球状突起物) が発生したり、表面粗度が増加するといった信頼性に係わる課題が生じる。

当社では、これまでに LCD の配線に好適な高耐熱性配線材料として、Al-Ta 系合金薄膜を開発している^{8)・9)}。同薄膜は 400 °C までの耐熱性 (ヒロック発生の防止) と 10 μΩ/cm 以下の電気抵抗率を兼ね備えた材料であり、LCD の配線として採用実績がある。しかしながら、今後製品化される高性能 LCD では、配線に対してより一層の低抵抗化が求められるようになってきている^{10)・11)}。当社ではこのようなユーザーニーズに応え、電気抵抗率: 6 μΩ/cm 以下を達成できる低抵抗 Al-Nd 系合金配線を開発した。本稿では、Al-Nd 系合金配線薄膜の特性とその特性発現機構について概説する。

1. Al 系配線材料の技術課題

前述したように、「ヒロック耐性の向上」と「電気抵抗率の低減」が LCD 用配線に求められる主要な特性が挙げられる。

ヒロックは加熱によって配線表面または側面に発生するサブミクロンサイズの半球状突起物であり、写真 1 にその SEM 像を示す。ヒロック発生原因に関しては様々なメカニズムが提案されているが、配線が内在する圧縮応力を局所緩和するために起こす塑性変形の一形態であり、主に拡散クリープで生じる^{12)・13)}。したがって、Al, Pb などの高温クリープ強度の低い、低融点金属配

線でヒロックが発生することは以前から知られていた^{14)・15)}。ヒロックは上部に形成されるパッシベーション膜の破壊、配線間ショートなどを引き起こすことから抑制が必須であるが、LSI などの半導体デバイスで長く使用されている Al 系配線では、その上部や下地に高融点金属を設けた積層配線が主流であり、ヒロックは実用上大きな障害とはならなかった。これに対して LCD の Al 系配線では配線幅が 10 μm 前後と広く、200 °C までの低温でスパッタリング成膜された後、製造プロセス中で 300~400 °C の高い熱履歴を受けるためにヒロックは発生しやすい。また、LCD では単層配線での使用が前提であり、ヒロックは深刻な課題といえる。

電気抵抗率の許容値は TFT 構造、配線ルールによって異なってくるが、現在主流となっている薄膜トランジスタ (Thin Film Transistor : TFT) を搭載した TFT-LCD では、電気抵抗率: 6 μΩ/cm 以下が目標値となる。

そのほか、LCD 用配線材料に係わる主要な技術課題としては陽極酸化性が挙げられる。LCD では第 1 図に示すように、下部に位置するゲート電極の上部にゲート絶縁膜が形成された構造の TFT が使用される²⁾。陽極酸化によりバリア性の高い絶縁膜が形成できれば、配線材

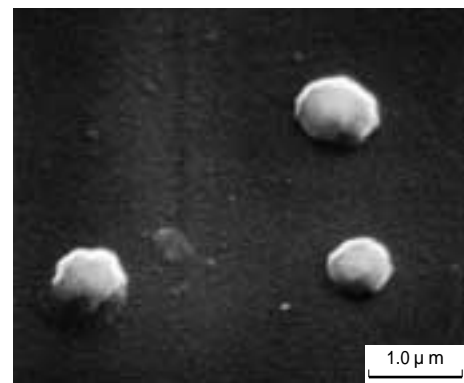
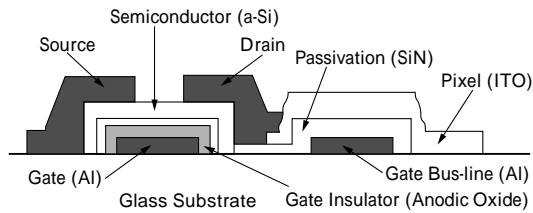


写真 1 400 °C にて 1h 熱処理した純 Al 薄膜に発生するヒロックの SEM 像

Photo 1 SEM micrograph of hillock formed on pure Al films after annealing at 400 °C for 1h



第1図 液晶ディスプレイ薄膜トランジスタ部分の断面構造
Fig. 1 Cross-sectional view of a TFT-LCD

料をゲート電極材料にも併用することができる。さらに、LCDのプロセス適合性や信頼性を確保する観点から、パターニングの際に良好なエッチング性を有すること、耐食性に優れることも配線材料に要求される。

2. Al-Nd 系合金薄膜のヒロック耐性

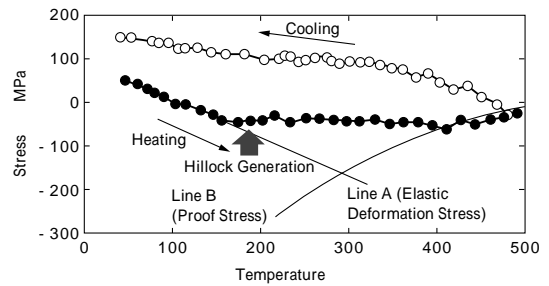
2.1 応力緩和挙動とヒロック形成

ヒロック形成の駆動力、緩和中心、変形機構に対しては、それぞれ圧縮応力、局部緩和、拡散クリープであるという一致した知見がこれまでにえられている^{12),16)~19)}。したがって、薄膜の内部応力とその緩和挙動はヒロック発生を左右する重要な因子といえる。

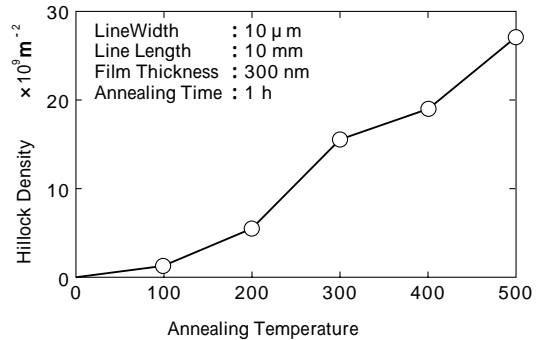
第2図には純Al薄膜を加熱、冷却した際の応力変化挙動を示す。ここで、加熱冷却時の薄膜応力はレーザー光をもちいた光学的測定法をもちい、基板の反り量の変化をその場測定することにより求めた。図中の曲線A、Bはそれぞれ薄膜の弾性応力、耐力 (proof stress) を模式的に示したものであり、矢印はSEM (Scanning Electron Microscopy) によるその場観察から求めたヒロックの発生開始温度を示す。

純Al膜では室温から150℃までの加熱において薄膜応力は温度に対して直線的に変化する弾性変形を起こした後、150℃付近で一定となる。ヒロックは薄膜応力が一定になった直後に形成されることがSEMによるその場観察から明らかになっている²⁰⁾。加熱過程でAl薄膜に印加される圧縮応力は、ガラス基板との熱膨張係数差によるものであり、加熱温度が高いほど印加圧縮応力は増加する。この際、金属薄膜がクリープ緩和を起さなければ、耐力の温度依存性を表す曲線Bに到達するまで、圧縮応力は印加されることになる²¹⁾。加熱温度の増加は異なる熱膨張係数を有する基板・薄膜に対して熱歪みを増加させるので、薄膜応力が一定値を保つ現象は降伏現象ととらえることができ、純Al薄膜は自身の耐力限界温度よりも低い150℃で降伏を起こすことがわかる。また、降伏直後にヒロック形成が始まるので、純Al薄膜ではヒロック形成により一定値以上の印加応力を緩和していると考えられる。

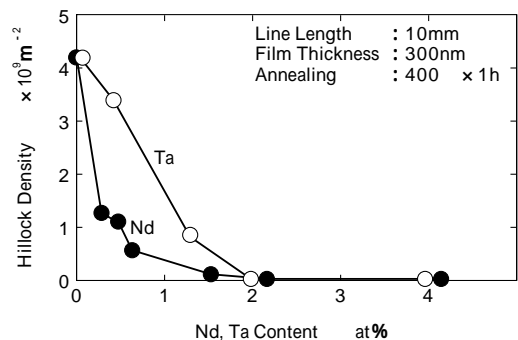
第3図には純Al薄膜 (配線パターン) を所定温度で各1h真空熱処理した際のヒロック密度を示す。ヒロック密度はノルマルスキー微分干渉機能付の光学顕微鏡で撮影した倍率400倍の光学顕微鏡写真から、単位面積当たりのヒロック数を計測することにより求めた。純Al薄膜が降伏を起こす150℃以上の加熱においてヒロック発生が顕著になり、加熱温度の上昇につれてヒロック密度は増加していく。このように、加熱過程における薄膜



第2図 純Al薄膜の応力-温度曲線
Fig. 2 Stress-temperature curve of pure Al films



第3図 純Al薄膜におけるヒロック密度と熱処理温度の関係
Fig. 3 Relation between annealing temperature and hillock density for pure Al films

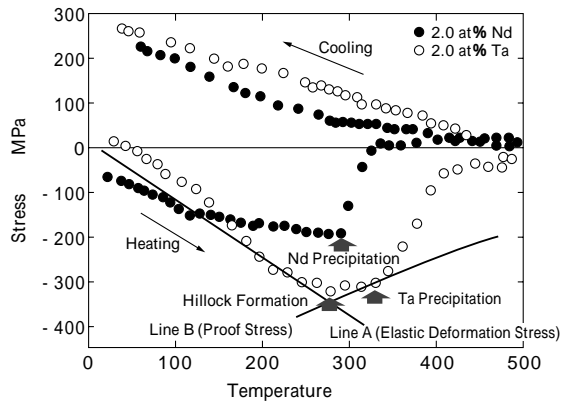


第4図 Al合金薄膜におけるヒロック密度とNd, Ta添加量の関係
Fig. 4 Relation between Nd, Ta content and hillock density for Al alloy films

の降伏とヒロック形成には明確な相関が認められる。

このAl薄膜に発生するヒロックは、合金元素添加により抑制することができる。合金元素としてNd、比較例としてTaをそれぞれ添加したAl薄膜 (配線パターン) では第4図に示すように、Nd, Taの添加量の増加とともにヒロック密度は低下し、それぞれ2 at%以上添加した合金組成では、ヒロック密度はほぼゼロとなる。

ヒロック抑制に効果のあったAl-2.0 at%Nd, Al-2.0 at%Ta合金薄膜に対して、純Al薄膜と同様に、加熱、冷却時の応力変化挙動を測定した結果を第5図に示す。Al-2.0 at%Ta合金薄膜では、純Al薄膜と異なり、弾性変形が高温 (約300℃) まで拡大する。また、弾性変形の上限温度よりもわずかに高い温度 (約320℃) で急激な応力緩和を起す。この急激な応力緩和はTaが金属間化合物 Al_3Ta として析出することによる膜全体の応力緩和であることがXRD (X-ray Diffractometry) 測定でも確認されている。Al-2.0 at%Ta合金薄膜でも降伏開始直後に



第5図 Al合金薄膜の応力-温度曲線
Fig. 5 Stress-temperature curves of Al alloy films

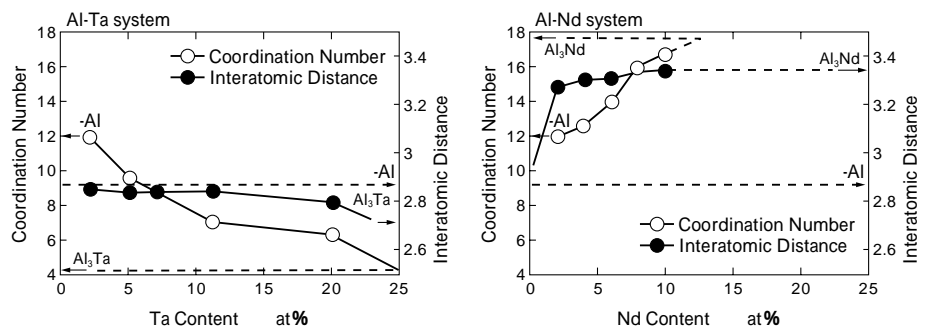
ヒロックが発生するが、降伏はきわめて狭い温度範囲でしか起こらないので、その発生量は少なくなる⁹⁾。

Al-2.0 at%Nd 合金薄膜でも加熱、冷却時に Al-2.0 at%Ta 合金薄膜と類似した応力変化挙動をとる。ただし、Al-2.0 at%Nd 合金薄膜では、弾性変形域における直線の傾きが 100 を境に変化し、薄膜の弾性定数の低下が生じていることがわかる。この弾性定数の変化はスパッタ成膜の過程で生じた欠陥などダメージの回復や膜の再結晶・粒成長にともなう膜の軟化に起因するものであり、100 以上では膜は若干軟化し、弾性変形と塑性変形が競合して起こっていると考えられる。また、弾性変形の上限度に達するまでに、Nd が金属間化合物 Al_4Nd として析出することにより急激な応力緩和を起こす。その結果、Al-Nd 系合金薄膜では加熱過程で降伏が生じない。

Al 薄膜中への Nd, Ta の添加はヒロック抑制に効果を発揮するが、添加による抑制機構は Nd と Ta では異なる。Ta の添加は固溶強化による膜の高温強度向上を図り、弾性変形をより高温まで維持させることで降伏温度域を狭くし、ヒロック抑制に寄与している。Ta 固溶量が多いほど Al 薄膜の弾性変形がより高温まで続くことが確認されているが²²⁾、降伏域がなくなるまで弾性変形を高温側に拡大させるためには 3~4at% 以上の Ta 添加が必要となり、多量の Ta 添加は一方で配線抵抗の増加を招く²³⁾。Nd の添加も固溶強化により膜の高温強度を向上させるが、100 以上では加熱プロセスに対応して薄膜の軟化が起こり、応力が非局所的にかつ徐々に低減される結果、降伏が生じなくなり、ヒロックも抑制される。したがって、Nd 添加の場合は 2 at% 程度の少量でもヒロック抑制に十分な効果が発揮できる。

2.2 薄膜微細組織

スパッタリングで形成された Al-Nd 系, Al-Ta 系合金



第6図 XAFS 測定から求めた Al-Ta, Al-Nd 系合金薄膜の構造パラメータ
Fig. 6 Structural parameters of Al-Ta and Al-Nd alloy films obtained through analysis of XAFS signals

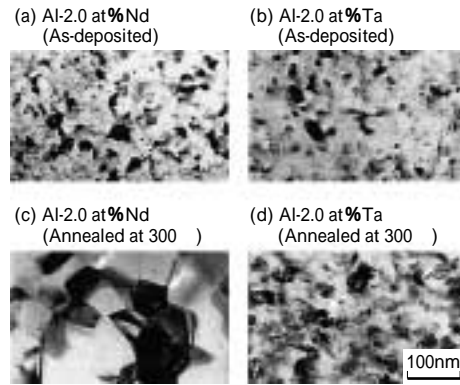


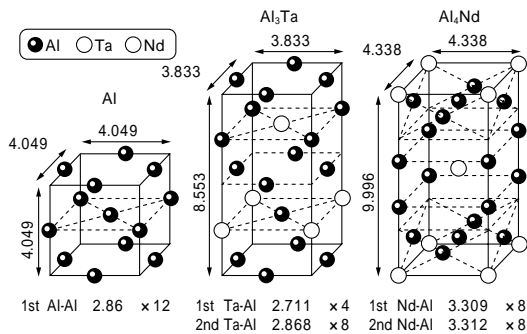
写真2 Al合金薄膜の熱処理前後のTEM像
Photo 2 TEM micrographs of as-deposited and annealed Al alloy films

薄膜は、バルク材と異なり固溶合金を形成する。Ta, Nd などの合金元素と Al の固溶は非平衡状態にあるために、合金薄膜は加熱過程で平衡状態に移行し、組織変化を起こすと考えられる。薄膜の応力緩和挙動は組織の影響を強く受けるので、Al-Nd 系合金と Al-Ta 系合金薄膜の微細組織と加熱によるその変化を調べ、応力緩和挙動との相関を考察した。

Al-2.0 at%Nd, Al-2.0 at%Ta 合金薄膜に対する、スパッタリング直後(as-deposited), 300 熱処理後の TEM (Transmission Electron Microscopy) 像を写真 2 に示す。as-deposited の両合金薄膜の平均結晶粒径は、それぞれ約 25nm, 約 30nm の微細な多結晶組織を有している。電子線回折では $\sqrt{3}$ -Al の回折リングのみ観察される。Nd, Ta はいずれも $\sqrt{3}$ -Al マトリックス中に固溶しており、両合金薄膜間で明確な組織の相違は認められない。

そこで両者の微細構造の差異をより詳細に調べるために、XAFS (X-ray Absorption Fine Structure) により局所構造を解析した結果を第 6 図に示す。第 6 図は組成の異なる Al-Ta, Al-Nd 合金薄膜に対して XAFS 測定をおこない、求めた構造パラメータのうち、「Ta, Nd 周りの第一隣接原子の配位数」と「Ta, Nd と第一隣接原子の距離」に対する合金元素添加量依存性を示したものである。ここで、着目原子である Ta, Nd の第一隣接原子はすべて Al であることが判明しており²⁴⁾、図中の矢印は第 7 図に示す $\sqrt{3}$ -Al, Al_3Ta , Al_4Nd の結晶構造から求めた「Ta, Nd 周りの第一隣接原子の配位数」「Ta, Nd と第一隣接原子の距離」をそれぞれ示している²⁵⁾²⁶⁾。

Ta, Nd の置換型固溶を前提に、各合金系の局所構造を考察すると次のようになる。Al-Ta 系合金薄膜では、低合金域の配位数、原子間距離は $\sqrt{3}$ -Al のそれに等しく、



第7図 Al, Al₃Ta, Al₄Ndの結晶構造
 Fig. 7 Crystal structures of Al, Al₃Ta and Al₄Nd

擬 Al 構造をとっている。Ta 添加量を増加させると、配位数、原子間距離とも減少し、Al₃Ta の構造に近づくが、20 at% 程度までの添加では完全な相変態には至らず、構造変化の途中段階にある。すなわち、20 at% Ta 添加の高合金域では、配位数、原子間距離とも Al 構造と Al₃Ta 構造の中間状態にあり、結晶格子に大きな歪みが生じていると考えられる。この格子歪みと Ta-Al 間の強い電子的相互作用による固溶強化が Al-Ta 合金薄膜の高温強度向上に効果を発揮していると考えられる。

いっぽう Al-Nd 系合金薄膜では、低合金域の配位数、原子間距離は Al のそれと大きく異なっており、低合金域ですでに大きな歪みが生じていることがわかる。Nd 添加量を増加させていくと、配位数、原子間距離とも増加し、Al₄Nd 構造に近づいていく。Al-Nd 系合金薄膜では、10 at% 程度の添加でほぼ擬 Al₄Nd 構造をとり、Al-Ta 系合金薄膜と比較して少量添加で化合物構造に変態する。Al-Nd 系合金薄膜も Al-Ta 系合金薄膜と同様に固溶強化が薄膜の耐力向上に効果を及ぼしていると考えられるが、Al₄Nd は Al₃Ta に比較して格子不整合性が大きいことから²⁶⁾、低合金域で大きな歪みが生じるものと考えられ、加熱過程で大きな組織変化を起こすことが推察される。

実際、両合金薄膜間の as-deposited 状態局所構造の差異は、300 °C 熱処理後の微細組織変化に影響を及ぼしている。熱処理後の Al-2.0 at% Nd 合金薄膜では、Al マトリックスの粒界 3 重点に金属間化合物 Al₄Nd の析出が膜全体にわたり多数認められる(写真 2(c)の矢印参照)。この析出は約 200 °C から始まり、300 °C 熱処理後では固溶 Nd のほぼ全量を析出していることが確認されている²⁴⁾。またマトリックスの結晶粒径も増大しており、析出にともない Al マトリックスの再結晶が生じていることがわかる。Al-2.0 at% Nd 合金薄膜の熱処理による急激な組織変化に対して、Al-2.0 at% Ta 系合金薄膜では加熱による組織変化は小さい。わずかに金属間化合物 Al₃Ta の析出が認められるものの、Al マトリックス中に固溶した Ta の大部分が固溶状態で留まっている。また、結晶粒成長も少なく、微細組織は加熱前と大きく変化していない。

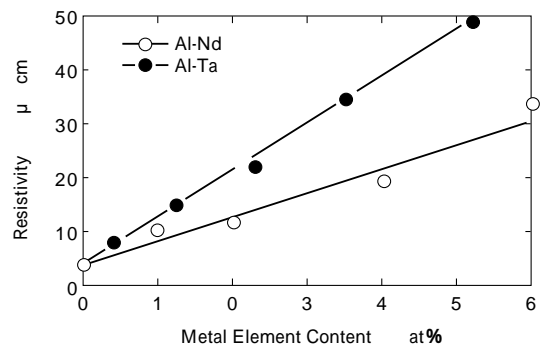
以上、薄膜微細組織と加熱による組織変化は応力緩和挙動と強い相関があり、Al-Nd 系、Al-Ta 系合金薄膜の加熱過程での応力緩和挙動は、それぞれの薄膜微細組織の観点から定性的に説明することができる。

3. Al-Nd 系合金薄膜の電気抵抗率

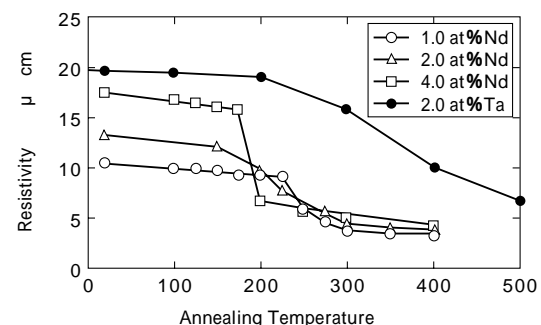
第 8 図に Al-Nd 系合金薄膜、比較例として Al-Ta 系合金薄膜の電気抵抗率を示す。電気抵抗率は薄膜試料をウェットエッチングによりストライプライン状(100 μm 幅, 10mm 長)にパターニングした後、4 探針法により室温にて測定した。as-deposited の電気抵抗率は合金元素の添加量に対して直線的に増加する。Al-Nd 系合金薄膜の電気抵抗増加率は Al-Ta 系合金薄膜のそれに比較して小さく、その値はそれぞれ 3.70 μΩ cm/at%, 8.64 μΩ cm/at% である。

前述したようにスパッタリングで形成された Al 合金薄膜は非平衡固溶状態をとっており、Al マトリックス中に固溶状態で存在する Nd, Ta は電気抵抗率の大幅な増加をもたらす。クラスター法(DV-X 法)によるバンド計算から、Al に固溶している遷移元素の d 電子の局所状態密度は Al の伝導バンドと重なることが明らかになっており、Al 合金中の伝導電子に仮束縛状態が出現する²⁷⁾。仮束縛状態は Al の伝導電子の挙動に大きな影響を与え、電気抵抗率の大幅な増加をもたらすが、なかでも Ta の添加が電気抵抗率の増加に及ぼす寄与はいちじるしい。これに対して、Nd などの希土類元素は固溶状態で Al の電気抵抗率増加に及ぼす寄与が小さく、合金化による電気抵抗率増加を抑えることができる²⁸⁾。

また、Al-Nd 系合金薄膜の電気抵抗率は、Al-Ta 系合金薄膜と比較して、熱処理による低下率が大きい。第 9 図には組成の異なる Al-Nd 系合金薄膜および Al-2.0 at% Ta 合金薄膜を所定温度で各 1h 熱処理した際の、熱処理温度と電気抵抗率の関係を示す。Al-2.0 at% Ta 合金薄



第 8 図 Al 合金薄膜の電気抵抗率に及ぼす合金元素添加量の影響
 Fig. 8 Resistivity of as-deposited Al alloy films as a function of metal element content



第 9 図 Al 合金薄膜の電気抵抗率に及ぼす熱処理温度の影響
 Fig. 9 Annealing temperature dependence of resistivity for Al alloy films

膜の電気抵抗率が 200 以上の加熱で徐々に低下するのに対して、Al-Nd 系合金薄膜の電気抵抗率は 200~300 の比較的狭い温度範囲で大幅に減少し、300 以上の加熱では約 $5 \mu\text{ cm}$ の一定値をとる。as-deposited の電気抵抗率は組成によって異なるが、300 以上加熱後の電気抵抗率が組成にかかわらず一定値をとるのは、固溶している Nd がその固溶量にかかわらず全量析出することによる。

電気抵抗率は金属組織を敏感に反映する物理量であり、とくに添加元素の固溶/析出状態が電気抵抗率に及ぼす影響は大きい。Al-Nd 系、Al-Ta 系合金薄膜の電気抵抗率も薄膜微細組織の影響を強く受けていることがわかる。

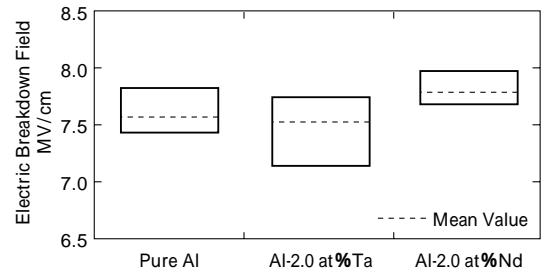
4. Al-Nd 系合金薄膜の陽極酸化性

陽極酸化皮膜のバリア性評価の一手段として、TFT のゲートを模擬したゲート・ソースクロスパターンを作成し、ゲートとソース電極間に電圧を徐々に印加しながら、絶縁破壊にいたる電圧を測定した。第 10 図には純 Al、Al-2.0 at%Nd 合金、Al-2.0 at%Ta 合金薄膜上の陽極酸化皮膜の絶縁破壊電圧測定結果を示す。ここで、陽極酸化皮膜は電解液に 3% 酒石酸：エチレングリコール = 1:9 を使用し、電流密度： 0.2 mA/cm^2 で化成電圧：80 V まで陽極酸化した後、定電圧モードに切り替え、80V で 10 分間保持することにより作成した。測定した絶縁破壊電圧は、その皮膜厚から絶縁破壊電界に換算した。

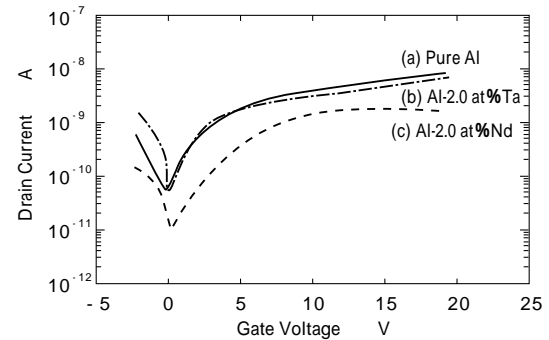
まず、純 Al 薄膜では、皮膜の絶縁破壊電界は化成電圧である 80V に対して若干高い値を示した。いっぽう、Nd を 2 at% 添加した Al 合金薄膜では、皮膜の絶縁破壊電界は純 Al 薄膜のそれより若干高くなり、Ta を 2 at% 添加した Al 合金薄膜では若干低くなった。また、これら陽極酸化皮膜の I-V 特性を測定した結果を第 11 図に示す。I-V 特性は陽極酸化した下地 Al 合金薄膜を接地し、対向電極（純 Al 電極）側に電位をかけて測定した。純 Al と Ta を 2.0 at% 添加した Al 合金薄膜では皮膜の特性に有意差は認められないが、Nd を 2.0 at% 添加した Al 合金薄膜では、皮膜のリーク電流密度は純 Al 薄膜のそれと比較していちじるしく低くなっている。この結果から、Al-2.0 at%Nd 合金薄膜では絶縁破壊電界が高く、リーク電流密度も低い良好なバリア性を示す陽極酸化皮膜が形成できることが確認できた。

Al 薄膜上の陽極酸化皮膜は、結晶粒界のない非晶質構造をとっていることが X 線回折測定により確認されているが、合金元素としての不純物混入は皮膜構造や化学的不均一性を変化させ、皮膜のバリア性に影響を及ぼすと考えられる。

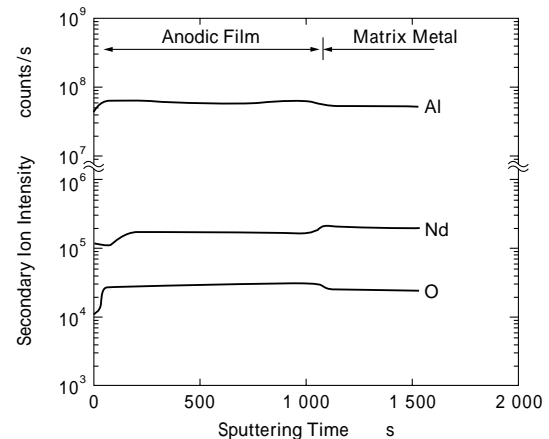
陽極酸化皮膜のキャラクタリゼーションとして、元素と原子結合状態のデプスプロファイル SIMS (Secondary Ion Mass Spectrometry) により分析した結果を第 12 図、および第 13 図に示す。SIMS 分析では、一次イオン種として $\text{O}_2^+ \cdot 8\text{KeV} \cdot 30\text{nA}$ をもちいた。Al は下地金属薄膜から陽極酸化皮膜にわたり均一に分布しているのに対して、Nd と Ta の分布状態は異なる。Nd は皮膜の



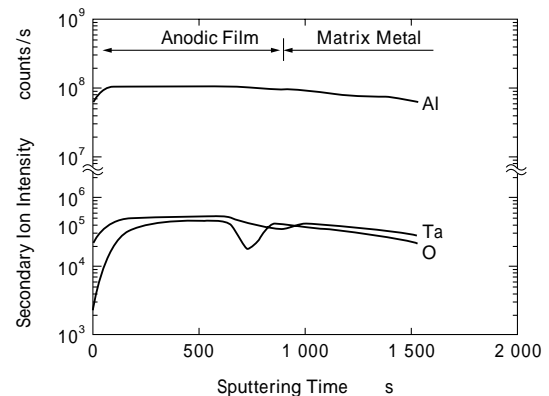
第10図 Al 合金薄膜上の陽極酸化皮膜の絶縁破壊電界
Fig. 10 Electric breakdown field of several kinds of Al alloy films. The limiting anodization voltage was 80V.



第11図 Al 合金薄膜上の陽極酸化皮膜の I-V 特性
Fig. 11 I-V characteristics for MIM capacitor with anodic oxide on different Al alloy films



第12図 Al-2.0 at%Nd 合金薄膜上に形成した陽極酸化皮膜における構成元素の濃度プロファイル
Fig. 12 SIMS depth profile of an anodic film formed on an Al-2.0 at%Nd alloy film at 80 V anodization voltage



第13図 Al-2.0 at%Ta 合金薄膜上に形成した陽極酸化皮膜における構成元素の濃度プロファイル
Fig. 13 SIMS depth profile of an anodic film formed on an Al-2.0 at%Ta alloy film at 80 V anodization voltage

厚み方向全域にわたってもっとも均一に存在し、皮膜/下地金属界面での濃度変化も小さく、濃化なども認められない。これに対して、Taは皮膜表面近傍で枯渇が認められる。これはAlとTaの輪率の差によるものと考えられ、Al-2.0at%Ta合金薄膜上の皮膜はAl, Ta, Oから成る複合酸化物でありながら、最表面と皮膜/下地金属界面は Al_2O_3 が濃化した状態になっている。

これら陽極酸化皮膜のXPS(X-ray Photoelectron Spectroscopy)測定から、Nd, Taはともに酸化状態にあることが判明している。また、Taは皮膜中に微量しか含まれないが、Ndは皮膜中に0.5~1.5at%程度と比較的多量に含まれることも判明している。さらに、陽極酸化皮膜のXRD測定をおこなった結果、Al-2.0at%Nd合金薄膜上には Al_2O_3 と Nd_2O_3 からなる非晶質複合酸化皮膜が形成されているのに対して、Al-2.0at%Ta合金薄膜上には非晶質 Al_2O_3 と結晶質TaOからなる複合酸化皮膜が形成されていることも判明している。以上の結果から、Al-2.0at%Nd合金薄膜では陽極酸化により緻密で均一な非晶質複合酸化皮膜が形成でき、皮膜のバリア性向上に寄与していると結論づけられる。

なお、純Al薄膜上の陽極酸化皮膜は粗大な粒の集合体で構成されており、表面に大きな突起が観察される。これに対して、Al-2.0at%Nd合金薄膜上の陽極酸化皮膜は微細な粒で構成されており、皮膜表面が平滑であることも特徴にあげられる。

5. Al-Nd系合金スパッタリングターゲット

Al-Nd系合金薄膜がTFT-LCDの配線として広く使用されるためには、高品質のスパッタリングターゲット材を安定して供給する必要がある。従来からターゲット材には「高純度」と「組成均一性」が強く求められてきたが、LCDの配線形成では枚葉式スパッタ装置による高速成膜が主流になってきており、高出力放電で発生するパーティクル・スプラッシュが新たな課題となっている。スプラッシュは高出力スパッタリングにより、Al合金ターゲット材が部分的に溶融し、基板に飛散・固化することで形成される。その際、ターゲット中に不純物として含まれる酸化物はターゲットの冷却を阻害し、Alを溶融させる主要因となることから、含有酸化物の除去または微細化がスプラッシュ防止に対して有効に作用する。

そこで当社では、鑄造材、鍛造材に比較して偏析の少ない急冷微細組織が実現できるスプレーフォーミング技術を導入し、ターゲット材の製造に適用した²⁹⁾。スプレーフォーミングでは各種溶融金属を不活性ガスによりアトマイズし、半溶融、半凝固状態に急冷させた粒子を堆積させ、金属ピレットを製造する。同技術の適用で、成分偏析が3%以内、平均結晶粒径が1~3 μ mの微細・均一組織を有するAl-Nd系合金ターゲット材を実現している。また、ガス成分総量300ppm以下の高純度化を確保しながら、合わせて混入酸化物の微細化も図っている。この結果、一定組成の薄膜を再現性よく形成できるとともに、パーティクル・スプラッシュ低減も達成している。

むすび=本稿では、Al-Nd系合金薄膜の主要な特性とその特性発現機構を概説した。Al-Nd系合金薄膜はヒロック耐性、陽極酸化性に優れるとともに、低電気抵抗率を確保している。また、純Al薄膜のエッチャントがそのまま使用できるなどエッチング性も良好であるほか、耐食性も純Al薄膜に比較して優れている。これらAl-Nd系合金薄膜の特性はユーザ評価でも確認されており、その優れた性能はLCDメーカー各社から高い評価を受けている。現在TFT-LCDを中心に配線としての採用が進められているが、高性能LCD実用化の一助となれば幸いである。

参考文献

- 1) M. Yamamoto et al. : Conference Record of 1994 International Display Research Conference and International Workshop on Active-matrix LCDs & Display Materials (1994), p.142.
- 2) T. Tsukada : Proceedings of the 12th International Display Research Conference (Japan Display '92), (1992), p.325.
- 3) V. Hall et al. : Digest of Technical Papers Display Manufacturing Technology Conference, (1995), p.93.
- 4) D. E. Castleberry et al. : 1988 Society for Information Display International Symposium Digest of Technical Papers (SID'88 Digest), (1988), p.232.
- 5) H. Tanaka et al. : 1987 Society for Information Display International Symposium Digest of Technical Papers (SID'87 Digest), (1987), p.140.
- 6) K. Suzuki et al. : 1983 Society for Information Display International Symposium Digest of Technical Papers (SID'83 Digest), (1983), p.146.
- 7) M. Ikeda et al. : J. Appl. Phys., Vol.66, No.5(1989), p.2052.
- 8) E. Iwamura et al. : Thin Solid Films, Vol.270, No.1-2(1995), p.450.
- 9) T. Onishi et al. : J. Vac. Sci. Technol. A, Vol.14, No.5(1996), p.2728.
- 10) 池田光志ほか：月刊 Semiconductor World, Vol.11, No.7(1992), p.114.
- 11) 片岡義晴ほか：シャープ技報, No.64(1996), p.49.
- 12) P. Chaudhari : J. Appl. Phys., Vol.45, No.10(1974), p.4339.
- 13) P. Chaudhari : IBM J. RES. DEVELOP. March 1969, (1969), p.197.
- 14) K. Sato et al. : Metal. Trans., Vol. 2, March(1971), p.691.
- 15) S. K. Lahiri : J. Appl. Phys., Vol.41, No.7(1970), p.3172.
- 16) J. E. Sanchez et al. : Scripta METALLURGICA, Vol.27, No.3(1992), p.285.
- 17) R. Venkatraman et al. : J. Vac. Sci. Technol. A, Vol.9, No.4(1991), p.2536.
- 18) D. Gerth et al. : Thin Solid Films, Vol.208, No.1-2(1992), p.67.
- 19) S. Aceto et al. : Thin Solid Films, Vol.219, No.1-2(1992), p.80.
- 20) E. Iwamura et al. : J. Vac. Sci. Technol. A, Vol.12, No.5(1994), p.2922.
- 21) M. Hershkovitz et al. : Thin Solid Films, Vol.130, No.1-2(1985), p.87.
- 22) 岩村栄治ほか：日本金属学会誌, Vol.59, No.6(1995), p.673.
- 23) T. Onishi et al. : American Institute of Physics Conference Proceedings, No.418(1997), p.383.
- 24) T. Onishi et al. : J. Vac. Sci. Technol. A, Vol.15, No.4(1997), p.2339.
- 25) W. B. Pearson : A Hand Book of Lattice Spacings and Structures of Metals and Alloys, Vol.2(1969), Pergamon Press.
- 26) G. Ferguson : Structure Reports, Vol.47B (Part 2)(1993), Kluwer Academic Publishers.
- 27) 森永正彦ほか：軽金属, Vol.40, No.1(1990), p.56.
- 28) J. Deutz et al. : J. Phys. F : Metal Phys., Vol.11(1981), p.1787.
- 29) 著者名なし：素形材, Vol.39, No.1(1998), p.8.