

〔研究〕

パーティクルフリー分子線エピタキシー成長とデバイス作製技術

MBE Growth of Particle-Free Oxide Thin Films and Technology for Device Fabrication

太田 裕之 右田 真司 河西 勇二
H. OTA S. MIGITA Y. KASAI
松畑 洋文 酒井 滋樹
H. MATSUHATA S. SAKAI

Atomic-layer-controlled molecular beam epitaxy (ALC-MBE) is applied for preparing $\text{Bi}_2\text{Sr}_2\text{CaCu}_2\text{O}_8$ (Bi2212) ultrathin films and SrTiO_3 thin films. Precise control of composition by the ALC-MBE enable to grow particle-free Bi2212 ultrathin and SrTiO_3 films over areas of several tens of mm^2 . Superconducting zero-resistance transition is observed for the Bi2212 ultrathin films more than 3.0nm in thickness. High dielectric constant over 10^3 and excellent insulating properties are measured for SrTiO_3 thin films. The ALC-MBE technique is also applied for fabricating metal/insulator/superconducting structure in order to develop a superconducting electric-field effect device. DC properties of electric-field effect on the Bi2212 ultrathin films are measured.

§ 1 はじめに

酸化物高温超電導体を用いたデバイスの開発を進める上で、その薄膜化は必須である。また薄膜化する場合は、単に薄膜の超電導特性のみならず、表面の平坦性もデバイス開発の正否の鍵を握る重要な要素となる。

例えば、超電導膜(Superconductor) / 絶縁膜(Insulator) / 超電導膜からなるジョセフソン接合では、酸化物高温超電導体を利用する場合は数nmの非常に薄い絶縁膜を介して2つの超電導層を接合する必要がある。これは下部の超電導薄膜が数nmのレベル以下で平坦でなければ不可能である。また、後に述べる超電導に対する電界印加の効果を測定するためにはゲート電極(Metal) / 絶縁膜(I) / 超電導膜(S)のMIS構造を作製する必要があるが、下部の超電導膜上に不純物相などが存在するとこれらの生成物が上部に成長する絶縁膜の成長に悪影響を招き、リーク電流のパスを形成することにもなりかねない。

酸化物超電導体薄膜上の多数の突起(パーティクル)により、荒れた表面になるのはよく報告されるところであるが、これらのパーティクルは目的とする超電導相で

ある場合と、目的の相ではない不純物相である場合がある。前者は成長モードによるものであり、成長速度、酸化条件、基板やバッファ層などを注意深く検討することにより解決が期待される。後者は成長温度や酸化条件等の反応条件が適切でない場合や、基板に供給される原料の組成比が目的組成からずれてしまうために生じる。特に組成のずれに関しては酸化物高温超電導体は多元素系の化合物であることから、組成比を厳密に制御するためには相当の技術を要する。

我々は、多元素系酸化物のパーティクルフリー薄膜の成長を目標として、原子層制御分子線エピタキシー(MBE)法の開発を行ってきた¹⁾。この原子層制御MBE法では、原子吸光法を用いた金属分子線強度のモニタリングにより、組成の厳密制御と原子層レベルでの膜厚の制御を実現した²⁾。その結果、5元素系の酸化物高温超電導体である BiSrCaCuO (BSCCO)³⁾や高誘電体 SrTiO_3 等のパーティクルフリー薄膜成長に成功している。本稿では、まず、BSCCO高温超電導体の一つである $\text{Bi}_2\text{Sr}_2\text{CaCu}_2\text{O}_8$ (Bi2212)超薄膜と高誘電体の SrTiO_3 薄膜のパーティクルフリー成長について報告する。さらに、これら2つの薄膜

KEY WORDS: BiSrCaCuO , SrTiO_3 , molecular beam epitaxy, ultrathin films, atomic-layer-controlled growth, electric-field effect device

のヘテロエピ成長によりMIS構造の作製を行い、Bi2212超薄膜に対する電界効果を測定したところ、これまでの報告例と比較して顕著な電界効果が測定されたので報告する。

§ 2 パーティクルフリー-MBE成長技術

MBE法により薄膜成長を行う場合、成長環境としては高真空が要求される。このような環境下で酸化膜を作製するためには、活性な酸化源が必要である。そこで、我々は純オゾンジェット装置で生成した純オゾンを基板に照射した^{4,5)}。なお、以下で、原子層制御MBE法によるBi2212超薄膜とSrTiO₃薄膜のパーティクルフリー成長について記すが、原子層制御MBE法そのものの詳細については、本彙報の河西らの報告、右田らの報告、もしくは参考文献1)にゆずり、成長プロセスを中心に述べることにする。

2.1 パーティクルフリー-Bi2212超薄膜の作製

Bi2212超薄膜は、MBE装置の抵抗加熱型のセル(エヒュージョンセル)からBi, Sr, Ca, Cuの各金属分子線をBi2212の層状構造に従い、1原子層ごとに供給しつつ成長した。Sr, Ca, Cuの分子線強度は、各々基板への供給中に原子吸光法により測定され、コンピューターにより適切な時間だけエヒュージョンセルのシャッターが開くようになっている。Bi分子線についてはBiの付着係数が基板温度や酸化ガス圧に依存している⁶⁾、成長前に水晶子膜厚計を用いて分子線強度を測定しておき、成長温度におけるBiの付着係数を考慮してシャッターオープン時間を決定した。

まず超薄膜の成長に先立ち、上記のプロセスでMgO基板上に膜厚45nmのBi2212を成長する。作製した薄膜について誘導結合プラズマ発光分光(ICP)分析法により組成分析を行うことで、原子吸光による分子線強度測定の較正を行った。この較正実験を行うことで目的とする組成比からのずれは2-3%以内に抑えられる。Bi2212超薄膜の成長は上記の較正実験の後に行った。

超薄膜の成長はSrTiO₃(100)基板上に行った。供給された基板表面は鏡面研磨されているが、さらに緩衝ふっ酸溶液によるエッチング処理⁷⁾を行い、0.4nm程度の高さのステップと幅200nm程度のテラスからなる分子レベルで平坦な表面を得た。エッチングにより平坦化した基板上にバッファー層として半導体的な電気特性をもつBi₂Sr₂CuO₆(Bi2201)薄膜を12nm成長し、その上に所望の膜厚のBi2212超薄膜を成長した。また、Bi2201バッファー層の効果を調べるため、Bi2201バッファー層の膜厚を変え、それらのバッファー層上に4.5nmのBi2212超

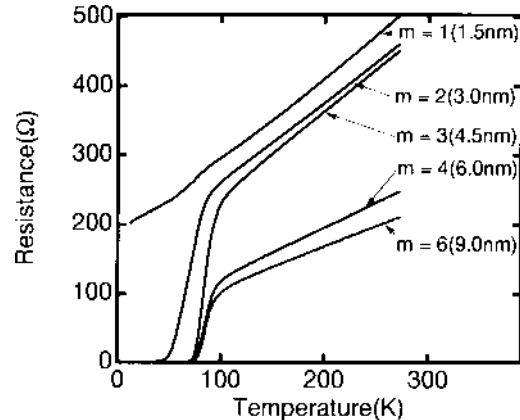


Fig.1 Temperature dependence of the resistivity of *m*-half-unit-cell thick Bi2212 ultrathin films (*m* = 1, 2, 3, 4, 6). Thickness of 1-half-unit-cell is corresponding to 1.5 nm.

薄膜の成長を行った。成長温度は760 Kとした。

2.2 パーティクルフリー-SrTiO₃薄膜の作製

SrTiO₃薄膜はSr, Tiの同時供給により行った。まず、パーティクルフリー-SrTiO₃薄膜の成長に先立ちMgO基板上にSrTiO₃薄膜を成長し、この薄膜のICPによる組成分析を行うことで、Tiの分子線強度の測定と、Srの原子吸光法による分子線測定の較正をおこなった。パーティクルフリー-SrTiO₃薄膜の成長はこの較正実験の後に行う。成長中は原子吸光法でSrの分子線強度を測定し、測定した分子線強度とTiの分子線強度が目的とする組成比になるようSrのエヒュージョンセルの温度を調整した。成長温度は720-780 Kとし、導伝性のNbドーブSrTiO₃基板上に成長した。

§ 3 パーティクルフリー薄膜

3.1 Bi2212超薄膜³⁾

Fig.1にBi2212超薄膜の電気抵抗の温度依存性を示す。12nmのBi2201バッファー層上に成長した5種類の膜厚のBi2212超薄膜の測定結果を示した。それぞれの厚さはBi2212のc軸方向ハーフユニットセル長である1.5 nmの*m*倍 (*m*=1,2,3,4,6)である。Fig.1に示すように*m*=2以上の膜厚の超薄膜で超電導転移した。超電導転移温度*T_c*は*m*=2, 3, 4, 6それぞれで42, 70, 70, 74Kであった。得られた*T_c*は超薄膜にもかかわらず*m*が3以上に関してはバルク単結晶の*T_c*(約80K)に近い値である。

作製した超薄膜の平滑性を調べるために、原子間力顕微鏡(AFM)による表面観察を行った。一例として、Fig.2に、1ハーフユニットセルの膜厚(1.5nm)のBi2212超薄膜表面のAFM像を示す。2, 3, 4, 6ハーフユニットセルの膜厚の超薄膜もFig.2とほぼ同様であった。この図に示

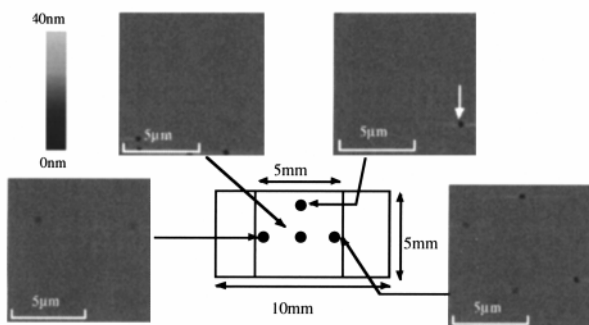


Fig.2 AFM images of the particle-free Bi2212 ultrathin film. Thickness of the ultrathin films is 1.5nm. Here, several square-shaped features (one of them is indicated by the arrow) are etch pits created by the substrate etching. Therefore these features have nothing to do with the particle-free growth.

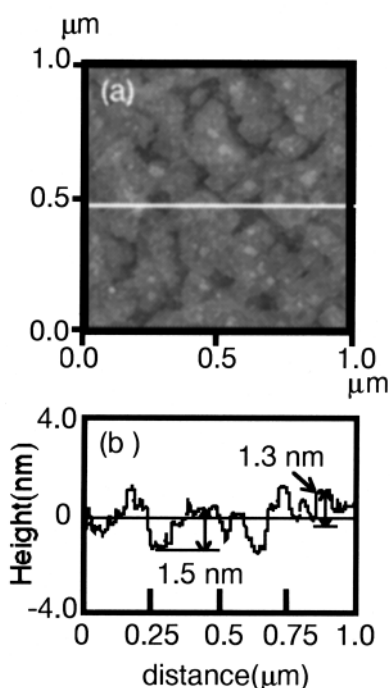


Fig.3 A magnification image and section profile of the ultrathin film shown in Fig. 1. (a) shows the magnification image and (b) shows the section profile measured along the line in (a).

すように、基板の中央部の約 $5 \times 5 \text{ mm}^2$ の領域において無作為抽出したいくつかの点で、走査領域 $10 \times 10 \text{ μm}^2$ のAFM観察を行ったが、パーティクルは観察されなかった。すなわち、数 10 mm^2 の広範囲な領域に亘りパーティクルフリーの実現に成功したことを示しており、デバイス作製に向けて非常に有望な結果である。

作製した超薄膜の高倍率のAFM像をFig.3(a)に、またFig.3(a)中の線分に沿った断面形状をFig.3(b)に示す。これらの図からわかるように、作製したBi2212超薄膜は約1ハーフユニット(1.5nm)前後の凹凸しかなく、きわめて平坦な表面だった。原子層制御MBE法のもつ優れた組成制御技術と膜厚制御技術とにより、Bi2212超薄膜のパー

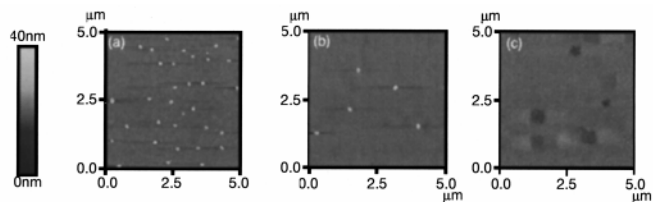


Fig. 4 AFM images of a 3-half-unit-cell thick Bi2212 ultrathin films grown on an n-half-unit-cell thick Bi2201 buffer layer. (a) $n = 0$, meaning that no buffer layer was grown, (b) $n = 1$, and (c) $n = 5$. Several square-shaped features seen in (c) are the etch pits mentioned before.

ティクルフリー成長に成功することができたと言える。

さらにBi2212超薄膜のパーティクルフリー成長にはこれらの技術のみならずBi2201バッファ層も寄与していることが分かった。Fig.4に3種類の膜厚のBi2201バッファ層上に成長した3ハーフユニットセルの(4.5 nm) Bi2212超薄膜のAFM像を示す。それぞれのバッファ層の厚さはBi2201のc軸方向ハーフユニットセル長である1.2 nmのn倍($n=0, 1, 5$)である。Bi2201バッファ層を成長せず、Bi2212超薄膜をSrTiO₃基板上に直接成長した場合はFig.4(a)に示すように直径が約90nmで高さが約20nmの多数のパーティクルが観察された。バッファ層を1ハーフユニット(1.2nm)成長すると、Fig.4(b)に示すようにパーティクルの数がかなり減少し、バッファ層を5ハーフユニット(6.0nm)成長するとパーティクルフリーとなった。Fig.4には示されないが、バッファ層を10ハーフユニットセル(12 nm)成長した場合もパーティクルフリーである。

Fig.4(a), (b)で観察されたパーティクルの組成を調べるため、透過型電子顕微鏡(TEM)を用いて平面TEM像を観察し、TEMに設置されたエネルギー分散型X線分析装置(EDX)により組成分析を行った。平面TEM像による超薄膜の観察は困難であるため、1ハーフユニットセルのBi2201上に10ハーフユニットセルのBi2212薄膜を成長した試料で観察した。パーティクルフリーの領域のEDXスペクトルをFig.5(a)に、パーティクル部分のEDXスペクトルをFig.5(b)に示す。パーティクルフリーの領域のEDXスペクトルには、構成元素全てのピークが観察されているが、パーティクル部分にはBiとCaが観察されず、Cu, Sr, Tiからのピークが顕著であることがわかる。(a), (b)の図を比較すると(b)で観察されているSrとTiのピークは、基板からの寄与が大きいと考えられるので、パーティクルはCuの酸化物ではないかと推論された。

Fig.6はnハーフユニットセルのBi2201バッファ層($n=0,1,5,10$)上に成長した、4.5nmのBi2212超薄膜の抵抗の温度依存性である。このグラフから $n=5$ 以下の試料では、低温でもある程度の残留抵抗が観察されたが、 $n=10$

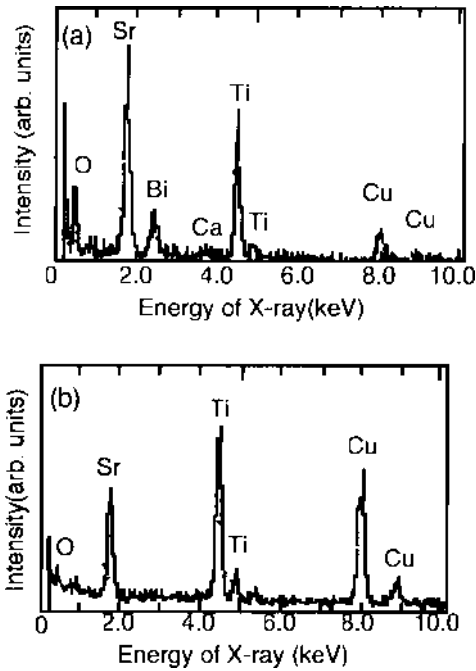


Fig.5 EDX spectra of a 10-half-unit-cell thick Bi2212 thin films grown on a 1-half-unit-cell thick Bi2201 buffer layer. (a) A spectrum from the particle-free region. (b) A spectrum from the particles.

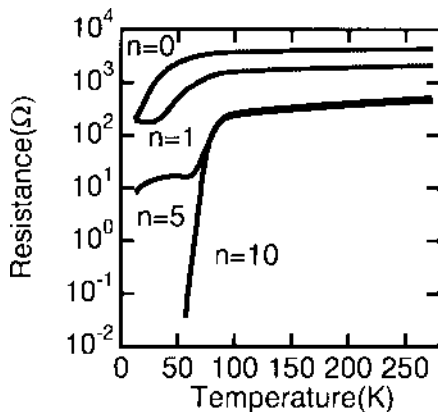


Fig.6 Temperature dependence of the resistivity of a 3-half-unit-cell thick Bi2212 ultrathin film with an n-half-unit-cell thick Bi2201 buffer layer ($n = 0, 1, 5, 10$).

では70Kで超電導へ転移した。

Bi2212超薄膜をSrTiO₃基板上に直接成長した場合にパーティクルが発生する一方で、適当な膜厚のBi2201バッファ層に成長した場合はパーティクルフリーとなる理由としては、SrTiO₃基板とBi2212との間の格子不整合による応力の存在と、Bi2201とBi2212の安定性の差を考慮する必要がある。Bi2212超薄膜をSrTiO₃基板上に直接成長した場合は、約2.3%の格子不整合による応力によってエピタキシャル成長が阻害されて、パーティクルが発生すると考えられる。その一方、Bi2201バッファ層をSrTiO₃基板上にまず成長した場合は、約2.7%の格子

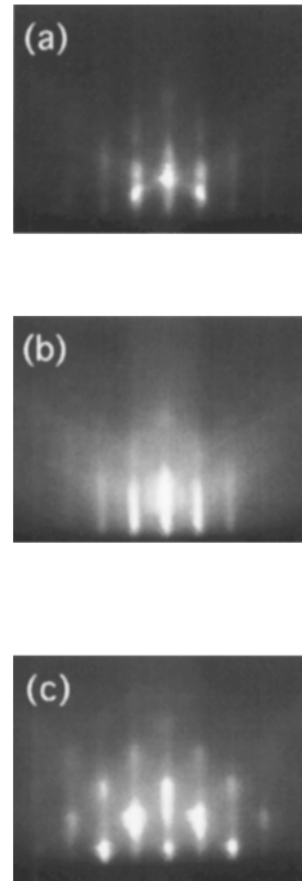


Fig.7 RHEED patterns of SrTiO₃ thin films with different composition ratios. (a) Sr:Ti = 1:1, (b) Ti 15% rich, (c) Sr 15% rich.

不整合による応力が存在するものの、Bi2201はBi2212に比べて安定な酸化物であるため、パーティクルは発生しないと思われる。また、Bi2212とBi2201の間では格子不整合は約0.6%しか存在しないためにBi2212超薄膜はBi2201バッファ層上にはパーティクルフリーで成長が可能であると考えられる。さらに、これら事情はFig.6で示した超電導特性にも反映しており、適当な膜厚のBi2201バッファ層に成長することで格子歪を少なくしたBi2212超薄膜では、良好な超電導特性を示すと考えられる。

3.2 SrTiO₃薄膜

Fig.7にNbドープSrTiO₃基板に成長直後のSrTiO₃薄膜の反射高速電子線回折(RHEED)パターンを示す。Fig.7から、SrTiO₃薄膜の表面の平坦性は組成と密接な関係があることがわかる。SrとTiの組成比を1:1で成長した場合は、Fig.7(a)に示すように、0次のラウエゾーンに回折スポットが観察され、非常に平坦であることが窺える。また、Fig.7(b)に示すように、TiがSrに対して15%過剰の場合は、0次のラウエゾーンに回折スポットは明瞭に観察されなかったものの、ストリーク状のパターンとなっ

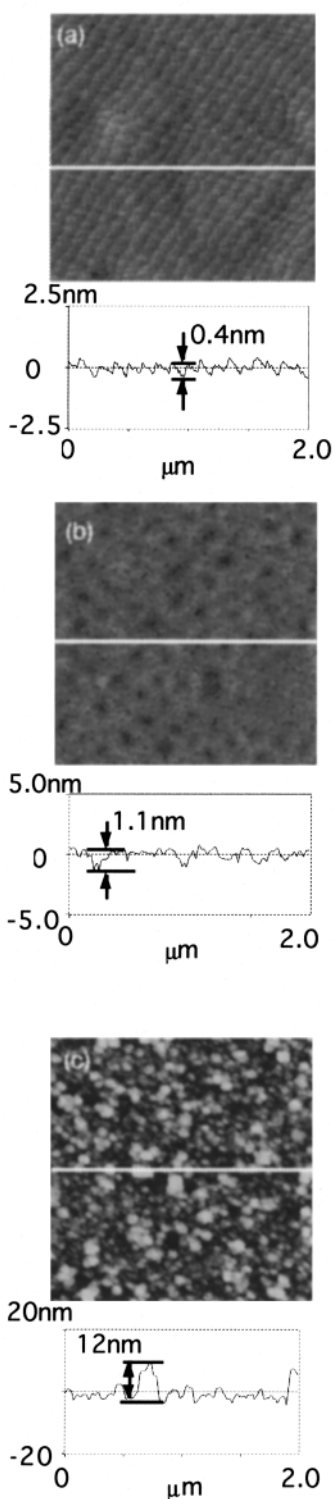


Fig.8 AFM images of SrTiO₃ thin films with different composition ratios.(a) Sr:Ti = 1:1, (b) Ti 15 % rich, (c) Sr 15 % rich. The AFM images shown in (a) and (b) are particle-free.

た。その一方Srを15%過剰にした場合は薄膜結晶の透過パターンが観察され、荒れた表面であることが窺える (Fig.7(c))。

成長後のSrTiO₃薄膜のAFM像をFig.8に示す。RHEEDパターンとAFM像との対応は非常に良く、SrとTiの組成

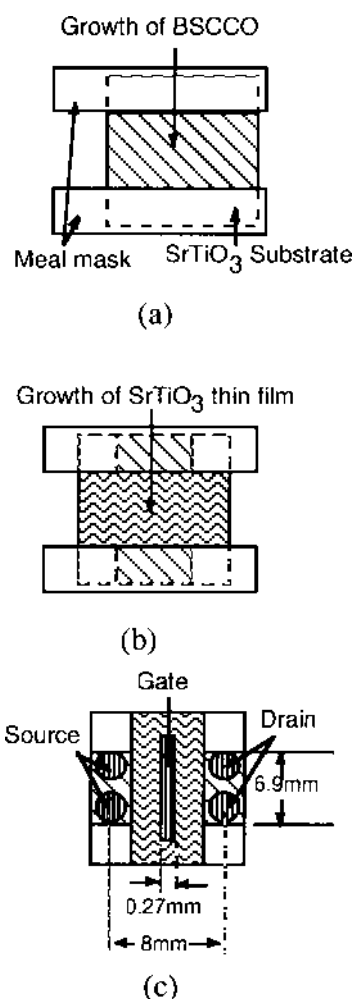


Fig.9 Fabrication procedure of the MIS structure using a metal mask installed in the ALC-MBE machine.

比を1:1で成長した場合は、Fig.8(a)に示すように1格子高さ(約0.4nm)からなるステップとテラスからなる分子レベルの平坦性を持つ表面が得られた。Fig.8(b)に示すTiが15%過剰の場合も概ね平坦であるが、約1nm前後の凹凸が観察された。もちろん、これらの薄膜にはパーティクルは観察されなかった。その一方、Fig.8(c)に示すようにSrが15%過剰の場合は10~12nm程度の高さのパーティクルが多数観察され、荒れた表面であった。Sr、Tiの組成比の精密な制御がパーティクルフリーのSrTiO₃薄膜の作製には不可欠であり、RHEEDを用いた成長表面のその場観察と原子層制御MBE法の持つ高精度の組成制御技術により分子レベルの平坦性を持つパーティクルフリーのSrTiO₃薄膜の成長に成功した。

§ 4 デバイス作製技術

4.1 超電導電界効果デバイスの作製技術

原子層制御MBE法を用いて作製されたパーティクルフリー-Bi2212超薄膜とSrTiO₃薄膜の超電導デバイスへの応

用例として、超電導電界効果デバイスに着目した。酸化物高温超電導体の電気伝導特性はキャリア密度に強く依存し、キャリア密度により絶縁体から超電導にまで変化することが知られている。超電導電界効果デバイスは、ゲート電界によって超電導チャンネルのキャリア密度を変調させて、超電導状態と絶縁状態間を遷移させる理想的なスイッチングデバイスである。しかし、酸化物高温超電導体のキャリア密度はNb等の金属超電導体のそれに比べて約1桁程度小さい(約 $10^{21}/\text{cm}^3$)、内部への電界の侵入はなお数nm程度という理論的な計算がなされており⁸⁾、ゲート電界により十分なキャリア密度の変調を行うためには超電導チャンネルの厚みを数nmにする必要がある⁸⁾。また、MOS電界効果デバイスと比較してキャリア密度がかなり大きいので、ゲート絶縁膜は高い比誘電率をもつ材料である必要がある。

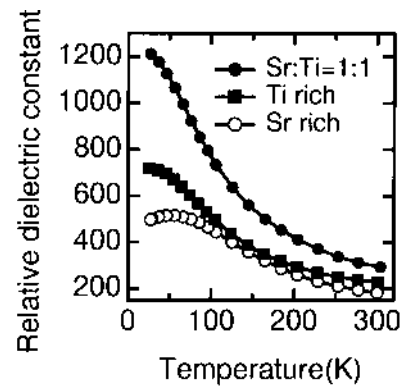
このような観点から考えると、原子層制御MBE法によって作製されるパーティクルフリーBi2212超薄膜とSrTiO₃薄膜は超電導電界効果デバイスを開発する上で非常に適していると考えられる。そこで、本研究では原子層制御MBE法を用いてBi2212超薄膜とSrTiO₃薄膜とをヘテロエピ成長させて、金属(M)/SrTiO₃薄膜(I)/Bi2212超薄膜(S)のMIS構造を作製した。

具体的な作製プロセスについて説明する。まず、Fig. 9(a)のようにメタルマスクで基板の両端部を隠した状態で、SrTiO₃基板の中央部に12nmのBi2201バッファ層を成長し、このバッファ層上にBi2212超薄膜チャンネルを成長した。次に、基板をメタルマスクに対して90°回転させ、Fig. 9(b)のようにBi2212超薄膜チャンネル上にSrTiO₃ゲート絶縁膜を成長させた。最後に、電子ビーム蒸着装置を用いてFig. 9(c)のようにゲート、ソース、ドレイン電極として膜厚300nmの金を蒸着した。

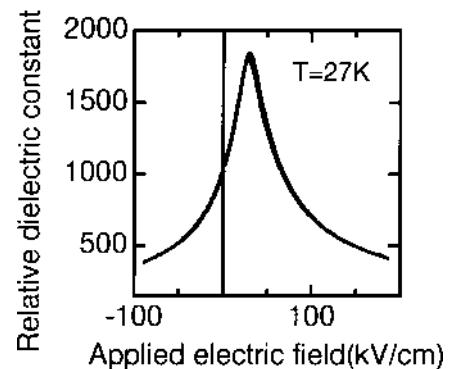
4.2 SrTiO₃薄膜の特性

まずSrTiO₃薄膜の電気的特性を評価するために、0.5wt%のNbをドーパした導電性のSrTiO₃基板上に原子層制御MBE法を用いて400nmのSrTiO₃薄膜を成長した。成長温度は780 Kである。成長後、SrTiO₃薄膜上に直径1mmの金電極を蒸着して平行板型のキャパシタンス構造を作製した。

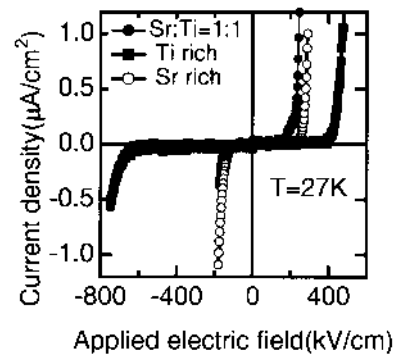
Fig. 10(a)-(c)にSrTiO₃薄膜の誘電率ならびに絶縁特性を示す。Fig. 10(a)はSrとTiの組成比をパラメータとする、比誘電率の温度依存性を示している。図中で示されるように比誘電率は組成比に強く依存しており、SrとTiの組成比が1:1の時がもっとも大きな値となった。この試料では、60K以下で比誘電率が 10^3 を越え、27Kで1212となっている。組成比が1:1の試料について、さらに27Kで



(a)



(b)



(c)

Fig. 10 Dielectric and insulating properties of the SrTiO₃ thin films grown on Nb-doped SrTiO₃ substrate. Temperature dependence of relative dielectric constant for each sample with different composition is shown in (a). Electric-field dependence of relative dielectric constant for the sample of with Sr:Ti = 1:1 is shown in (b). Electric-field dependence of leak current density with different composition is shown in (c).

比誘電率の印加電界依存性を測定したところ、Fig. 10(b)に示す特性を得た。測定温度は27 Kで、金電極からNbドーパSrTiO₃基板に向けての電界を正にした。このグラフで、比誘電率が印加電界0について対称でないのは、NbドーパSrTiO₃と金の仕事関数差による電界が存在しているためである。最大の比誘電率は1846となり、この値は

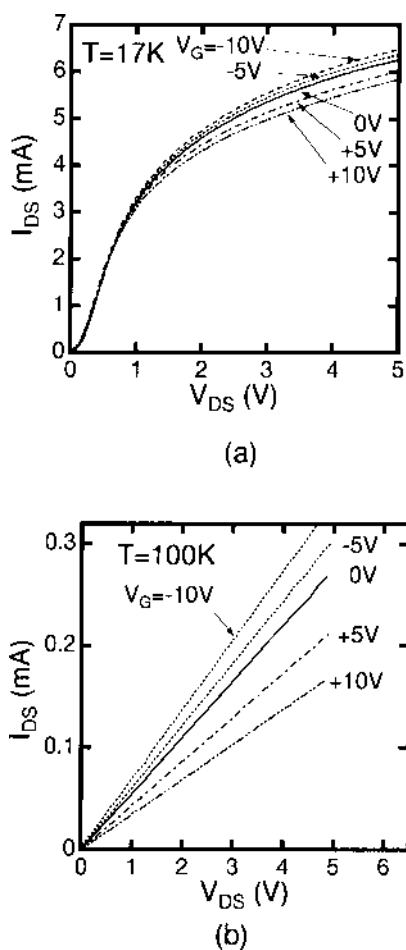


Fig.11 Drain current vs. voltage curves of the Bi2212 ultrathin films with various gate voltage. (a) and (b) show the properties of the sample whose thickness of the ultrathin film and SrTiO₃ is 15 nm and 150 nm, respectively.

単結晶バルクの約1/6ではあるが、薄膜としてはこれまでに報告された研究事例と比較して最高レベルである。Fig.10(c)はSrとTiの組成比をパラメータとする、リーク電流密度の印加電界依存性を示している。いずれの試料においても約±200kV/cm(電圧換算で±8V)まではリーク電流は±0.5μA/cm²以下になっており、絶縁特性は良い。特にTiが15%過剰の試料では400~-750kV/cmの電界(電圧換算で16~-30V)でリーク電流が±0.5μA/cm²以下という優れた特性を示した。

4.3 Bi2212超薄膜に対する電界効果

4.1のプロセスに従って作製した試料について、Bi2212超薄膜に対する電界効果の評価を行った。Fig.11にゲート電圧(V_G)をパラメータとするソース・ドレイン電極間の電流(I_D)・電圧(V_{DS})特性を示す。Fig.11では、SrTiO₃基板上に12nmのBi2201バッファ層を成長後、15nmのBi2212チャンネルと150nmのSrTiO₃ゲート絶縁層を成長した場合の特性を示している。17K(Fig.11(a))および100K

(Fig. 11(b))での特性から電圧ゲインを計算したところそれぞれ0.14, 0.20となり、これらの値はこれまでに報告されている超電導電界効果に関する研究事例と比較して最高の結果である。17Kでの特性と100Kの特性を比較すると、17Kでの特性には非線形性が見られ、これはBi2212チャンネルの超電導性によるものと考えられる。なおチャンネルに超電導が発現しているにもかかわらず抵抗が残留しているのは、メタルマスクによりソース、ドレイン電極部近傍のチャンネルが劣化したためであるということがわかっている。すなわちFig.11(a)に示した特性の変調はゲート直下の超電導性の変調によるものと判断できる。

§ 5 まとめ

多元素系の高品質酸化物薄膜の作製方法として開発した原子層制御MBE法を用いて、Bi2212超薄膜ならびにSrTiO₃薄膜のパーティクルフリー成長に成功した。Bi2212超薄膜については数10mm²に亘りパーティクルフリーであり、3.0nm以上の膜厚で超電導ゼロ抵抗状態に転移した。SrTiO₃薄膜も同様に1分子層の段差のステップとテラスからなる分子層レベルで平坦な薄膜を得ることができた。作製したSrTiO₃薄膜の比誘電率は低温で10³を越え、良好な絶縁特性であった。さらに、これらのパーティクルフリー薄膜の作製技術をMIS構造の作製に応用し、Bi2212超薄膜に対する電界効果を測定した。測定された電界効果はこれまでの報告例と比較して顕著であった。今後は、単結晶バルクと同等の特性をもつSrTiO₃やその他の高(強)誘電体薄膜の作製技術の確立と、それらの材料と酸化物超電導体超薄膜のヘテロエピ成長技術を確立することが超電導電界効果デバイスの実現に向けて重要であると思われる。

参 考 文 献

- 1) S. Sakai, T. Oohira, Y. Kasai, S. Migita, and A. Suzuki: Oxide Superconductor Physics and Nano-Engineering II, San Jose, CA, 1996 (SPIE, Bellingham, Vol. 2697, 1996) p217.
- 2) Y. Kasai and S. Sakai: Rev. Sci. Instrum. **68** (1997) 2850.
- 3) H. Ota, S. Migita, Y. Kasai, H. Matsuhata, and S. Sakai: Physica **C311** (1999) 42.
- 4) S. Hosokawa and S. Ichimura: Rev. Sci. Instrum.: **62** (1991) 1614.
- 5) S. Sakai, Y. Kasai, S. Hosokawa, S. Ichimura:

Proc. of the 3rd International Symposium on Superconductivity,
1990,(Springer-Verlag, Tokyo, 1991) p1085.

- 6) S. Migita, Y. Kasai, H. Ota, and S. Sakai: Appl. Phys. Lett. **71** (1997) 3712.
- 7) M. Kawasaki, K. Takahashi, T. Maeda, R. Tsuchiya, M. Shinohara, O. Ishiyama, T. Yonezawa, M. Yoshimoto, H. Koinuma: Science **266** (1994) 1540.
- 8) S. Sakai: Phys. Rev. B47 (1993) 9042.
(1999. 2.15受付)