Ag/Bi2223 単芯テープ材の引張応力負荷による超伝導特性への影響

菅野 未知央[†], 長村 光造京都大学工学研究科 京都市左京区吉田本町 606-8501 ([†]E-mail:msugano@kumax.mtl.kyoto-u.ac.jp)

(2001 年 5 月 9 日受理)

Influence of Tensile Stress on Superconducting Properties
in Ag/Bi2223 Monocore Tapes

Michinaka SUGANO and Kozo OSAMURA

Faculty of Engineering, Kyoto University, Yoshida-Honmachi, Sakyo-ku, Kyoto, 606-8501

(Received May 9, 2001)

Synopsis: The influence of tensile stress on superconducting properties in Ag/Bi2223 monocore tapes has been investigated, especially at the initial stage of fracture. The fracture of oxide core was found to start at the stress lower than the macroscopic fracture strength of oxide observed as the drop in the stress. Stress and electric voltage were measured simultaneously during the tensile test at 77 K. A gradual increase of voltage was observed at the stress fairly lower than that of macroscopic fracture as a stress-strain curve deviated from elastic behavior and its slope began to decrease. These results suggested that the initiation of microcracks occurs in the oxide before the macroscopic fracture. Both I_c and n -value decreased with increasing stress, but the change of n -value was more drastic than that of the I_c . The V - I curves before and after loading were analyzed by assuming that the generation of voltage was dominated by the nonsuperconducting transition of grain boundaries.

Keywords: Ag/Bi2223 tapes, tensile stress, critical current, n -value, depairing model

1. はじめに

Ag/Bi2223 超伝導テープ材は、超伝導マグネットなどへの応用が進められているが、超伝導体である Bi2223 が非常に脆性的であるために、機械的な取り扱いが難しいという問題がある。マグネットの作製及び使用時には、室温と使用温度である 77 K での温度差による熱応力、コイル巻線時の引張、曲げ応力、使用時の大電流、高磁場によるローレンツ力など種々の応力が発生する¹⁾。特に、ローレンツ力はコイル径を広げる方向に発生するフープ力がテープ材に対して引張応力として作用するため、このような応力負荷のもとでの超伝導特性を明らかにする必要がある。

Ag/Bi2223 テープ材は、延性的な Ag と脆性的な Bi2223 の二相複合材料であり、それぞれの成分における応力を求めるには複合材料としての応力解析が必要になる。これまで、引張応力下での応力状態の解析方法と

して、Ag を完全弾塑性体、Bi2223 を弾性体として、各成分中の熱残留応力も考慮に入れたモデルにより、複合材の応力-ひずみ曲線から内部の酸化物の破断強度を求める方法が報告されている²⁾。また、テープ材内部で酸化物層の破断が起これば、超伝導酸化物中に多数のクラックが発生する多重破断により破壊が進行することも明らかになっている^{3~5)}。

しかし、このように応力-ひずみ曲線で応力の低下として観測されるのは酸化物コア中でクラックが不安定成長するようなマクロな破壊によるものであり、このような破壊が起こった時点では臨界電流 (I_c) はすでに大きく低下していると考えられる。また、このようなマクロな破壊以前に酸化物の破壊が開始している可能性があることが報告されている^{6,7)}。したがって、このようなマクロな破壊が起こる以前の破壊の初期段階での応力負荷による超伝導特性の変化を明らかにする必要がある。

ある。また、 I_c とともに超伝導特性を表わす重要なパラメータとして n 値が挙げられる。 n 値は電圧発生時の立ち上がりの鋭さを表わし、超伝導材料の実用上重要なパラメータとなる⁸⁾。本研究では引張応力下における I_c 及び n 値を評価することによってマクロな破壊が起こる以前の破壊の初期段階の超伝導特性の変化を明らかにすることを目的とした。

2. 実験方法

Ag/Bi2223 単芯テープ材の作製は、PIT 法により行った。仕込み組成が $\text{Bi}_{1.6}\text{Pb}_{0.4}\text{Sr}_{1.6}\text{Ca}_{2.0}\text{Cu}_{2.8}\text{O}_x$ となるように原料粉末を秤量し、ゾル-ゲル法により Bi2223 初期粉末を作製し、1,023 K, 72 ks の条件で仮焼を行った。仮焼した粉末を Ag パイプに充填後、溝ロール圧延、線引き、プレス加工を行い、1,103 K, 180 ks, 酸素分圧 7.8 kPa の雰囲気中で熱処理を行った。プレス、熱処理は 3 回繰り返し、試料とした。また、試料の形状は、およそ幅 3~4 mm、厚さ 100~120 μm 、長さ 30 mm であった。

引張試験は、インストロン型引張試験機（ミネベア、容量 500 kgf）を用いて液体窒素中で行った。ゲージ長は 15 mm、変位速度は $3.3 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ であった。Fig. 1 に示したように、試料のチャッキングは幅 4 mm、長さ 35 mm の Cu 板に試料の両端 7.5 mm ずつをハンダにより固定し、この Cu 板の部分をチャッキングして引張応力を負荷した。なお、Fig. 1 の方眼紙はチャッキング時の曲げ等による試料の損傷を防ぐためのものであり、チャッキング後に試料の横の部分を切断してから引張試験を開始した。また、本研究ではひずみ値としてクロスヘッドの移動距離をゲージ長さで除した値を用いており、これは伸び計などにより校正した値ではない。ひずみの真値との差については後で考察する。

引張試験時に、試料に臨界電流値程度の直流電流を通電し、このときの電圧端子間に発生する電圧を測定することにより、引張応力負荷時のテープ材の電圧発生を測定した。試料と電流、電圧端子の配置は Fig. 1 の通りである。

臨界電流の測定は、直流 4 端子法により 77 K、無磁場中で電圧端子間 15 mm で行い、1 $\mu\text{V}/\text{cm}$ の電圧基準により決定した。また、 n 値は測定した電流-電圧曲線の 0.1~10 $\mu\text{V}/\text{cm}$ 部分を $V \propto I^n$ で近似することにより求めた。

引張試験後の試料の組織観察は走査型電子顕微鏡 (SEM) により行った。テープ材の長さ方向の断面観察は、テープ材を樹脂埋め後、パフ研磨、ダイヤモンド

Fig. 1 Chucking method for tensile test.

Fig. 2 Stress-strain curve of Ag/Bi2223 tape measured at 77 K.

研磨を行い、その後炭素蒸着して試料とした。また、酸化物の表面観察は、Ag シースの片面を $\text{H}_2\text{O}_2:\text{NH}_3=1:2$ の溶液で溶解して行った。

3. 実験結果と考察

Fig. 2 に液体窒素中での試料の応力-ひずみ曲線を示す。曲線に見られる多数の応力の低下は酸化物内でのクラックの発生によるものであり^{3~5)}、これが連続して起こる多重破断が顕著に観察される。応力-ひずみ曲線から酸化物の破断強度を求めるためには、酸化物の最初の破断点を定義する必要がある。ここでは、応力-ひずみ曲線で最初にマクロな応力の低下が起こる応力を最初

Table 1 Mechanical properties of Ag/Bi2223 tapes.

	Temperature (K)	Ag	Bi2223
Young's modulus, E (GPa)	77	77.0 ⁹⁾	65.0 ³⁾
Coefficient of thermal expansion, α (K^{-1})	77-1,113	21.6×10^{-6} ¹⁰⁾	13.6×10^{-6} ¹⁰⁾
Strain hardening coefficient normalized with respect to Young's modulus, ω	77	0.0091 ¹⁰⁾	—
Yield stress, R_y (MPa)	77	13.2 ¹⁰⁾	—

の破断点 R'_c とした。同様の引張試験を 4 つの試料について行い、その平均値を求めると $R'_c=53.5$ MPa であった。また、このときの酸化物の破断応力 R_{lu} は式 (1) ²⁾ により評価した。

$$R_{lu} = E_{oxide} \left(\epsilon_{r,oxide} + \frac{R'_c}{E_{oxide} V_{f,oxide} + \omega E_{Ag} V_{f,Ag}} \right) \quad (1)$$

ここで、 E , V_f は各成分のヤング率、体積分率、 ω は Ag のヤング率で規格化した加工硬化係数、 $\epsilon_{r,oxide}$ は Bi2223 形成の熱処理温度 (1,103 K) と液体窒素温度 (77 K) の温度差による酸化物層の熱残留ひずみである。また、計算に用いた E ^{3,9)}, Ag, 酸化物の熱膨張係数、 ω , Ag の降伏応力 ¹⁰⁾などの物性値を Table 1 にまとめた。以上のようにして求めた酸化物の破断強度の平均値は、 $R_{lu}=98.2$ MPa であった。

引張破断後の試料を SEM により観察した結果を Fig. 3 に示す。Fig. 3(a) はテープ材の長さ方向の断面であり、酸化物層全体をクラックが貫通しているのがわかる。Fig. 3(b) は、酸化物表面を観察したものであり、引張方向に垂直にほぼ等間隔でクラックが発生しているのがわかる。また、このクラックを詳細に観察すると、クラックが結晶粒を横断する粒内破壊とともに、図中に矢印で示した通り、一部クラックが表面の結晶粒を迂回するように進展している部分もみられる。このことから、酸化物層の破壊は、粒内、粒界破壊の両方が混在していると考えられる。また、引張破断後の試料の破断面を観察すると、Fig. 4(a) に示すように、Ag と酸化物の界面全体にわたって離れているのがわかる。この破断面の Ag 部分を拡大すると、Fig. 4(b) に示すように Ag 部分に多数のディンプルパターンが見られることから、酸化物の破断後 Ag の加工硬化により荷重を負担し続け、最終的に Ag の延性破壊により試料全体の破断に至ったと考えられる。

以上のようにテープ材のマクロな破壊は、内部超伝導酸化物でのクラックの増加によって進行し、酸化物の破断強度は応力-ひずみ曲線から見積ることができるが、このときの超伝導特性の変化を調べるために、直流電流通電下で試料に引張応力を負荷し、同時に発生電圧を測定した。

Fig. 5 に電流を通電した状態での、引張応力負荷による電圧発生と応力-ひずみ曲線を同時に示す。応力-ひずみ曲線でのマクロなクラックの発生と対応して、発生

Fig. 3 SEM photographs of oxide core in the sample after tensile fracture: (a) Longitudinal cross-sectional view and (b) surface of oxide core.

Fig. 4 Fracture surface of the sample after the tensile fracture: (a) central part and (b) enlarged silver sheath.

Fig. 5 Stress-strain curve and sample voltage when a constant dc current was applied.

電圧が鋭く立ち上がっているのがわかる。Fig. 6 にこの立ち上がりの部分を拡大して示す。図中には、Savitzky-Goley の方法¹¹⁾により求めた応力-ひずみ曲線の1回微分曲線も同時に示した。電圧発生曲線に注目すると、通電した電流の値がほぼ I_c ($I_c=12.2$ A) と等しい値であったことから、負荷前の状態から電圧の発生が

Fig. 6 Stress, its first differential to strain and electric voltage as a function of strain.

起こっている。低応力のところでは、この無負荷時と同じ一定の電圧値を保っているのに対して、図中 A 点で緩やかに電圧発生しはじめ、その後 B 点で不連続に電圧が立ち上がっているのがわかる。以後、電圧発生が起こる前の領域を Stage I、緩やかに電圧が増加する領域を Stage II、鋭く電圧が立ち上がる領域を Stage III と呼ぶことにする。これに対して力学特性の変化としては、C 点で微分曲線が減少しはじめることから、応力-ひずみ曲線の勾配が減少しはじめ、D 点で前述の R'_c に対応する最初の応力の低下が見られる。応力-ひずみ曲線の立ち上がり部分の勾配は、Ag が室温から 77 K への降温過程での残留引張応力によりすでに降伏している¹⁰⁾ことを考慮すると、

$$E_c = E_{oxide} V_{f,oxide} + \omega E_{Ag} V_{f,Ag} \quad (2)$$

と表される。ここで、添字の c は複合体を表す。酸化物層でクラックが発生すると、その断面で荷重を負担する酸化物の体積分率が減少するため、式 (2) で表現される複合体のヤング率が低下すると考えられる。また、前述のように今回の試料では、マトリックスである Ag は引張応力負荷前にすでに降伏し塑性変形領域にあるので、応力-ひずみ曲線における勾配の変化が Ag シースの降伏によるものであるとは考えられない。以上のことから、勾配の減少は酸化物内でのマイクロクラックの形成によるものであると考えられる。この勾配の減少が起こる (C 点) ひずみでの複合材応力 (E 点) と式 (1) から前述と同様の方法により酸化物の負担応力を求めると 45.4 MPa であった。一方、D 点から求めた酸化物の破

断強度は 93.3 MPa であった。したがって、従来の定義による酸化物の破壊強度よりもかなり低い応力で微小なスケールでのクラックの発生が開始していると考えられる。

また、Fig. 6 の微分曲線から、応力-ひずみ曲線の立ち上がりの勾配は約 6.6 GPa である。一方、式 (2) に Table 1 の物性値及び本試料の $V_{f,oxide}=0.421$ を代入すると $E_c=27.8$ GPa と求められる。これらと比較することにより、Fig. 2, Fig. 5, Fig. 6 のひずみの真値は、測定値の約 1/4 程度であると考えられる。Ag/Bi2223 多芯テープ材において伸び計により測定した破断伸びは 2~5.5% であり⁷⁾、この結果と Fig. 2 での破断伸びの値 (約 12%) から見積られるひずみの真値の推定値 (約 3%) を比較すると、ここで述べた真値がみかけの伸びの約 1/4 であるという考察は妥当であると考えられる。

次に、力学特性の変化と電圧発生との対応について考察する。Fig. 6 からまず勾配の減少が起こり (C 点)、それに対応して緩やかな電圧発生 (A 点) が起こる。さらに大きな伸びのところで最初の応力の低下が起こり (D 点)、電圧の不連続な発生がみられる (B 点)。

酸化物超伝導体では、多結晶体の臨界電流密度 (J_c) が低いことが知られているが、Chaudhari らによると、YBCO 薄膜の双結晶を用いて粒界と隣接する粒内の J_c を測定した結果、このような低い J_c は粒界の J_c が低いためであるとしている¹²⁾。つまり、粒界が超伝導的な弱結合として振る舞うために、全体の輸送特性がこの弱結合での特性に支配されることになる。また、高温超伝導体における電圧発生については、現在大きく分けて、超伝導状態が壊れることによる depairing^{13,14)} と磁束がピンニング状態から外れることによる depinning¹⁵⁾ の 2 つのモデルが提案されている。Heinig らによると、IBAD 膜の V - I 曲線の磁場依存性の実験結果として、 V - I 曲線の log-log プロットが低磁場では上に凸、高磁場では下に凸となる¹⁶⁾。この解釈として、Haslinger らは、酸化物中に多数存在する弱結合が低磁場では depairing によりジョセフソン接合的、高磁場では depinning により磁束フロー的な電圧発生挙動を示すためであるとしている¹⁶⁾。一方、木須らはレーザーアブレーション法を用いて SrTiO₃ 基板上に c 軸配向させた YBCO 薄膜のブリッジについて、同様に V - I 曲線が印加磁場の増大とともに上に凸から下に凸へと変化すると報告しているが、この理由として、各ピンサイトにおける depinning の臨界電流密度の閾値が磁場の増大とともに低電流密度側

にシフトし、この閾値の最小値が正から負へ移動することに対応しているとしている¹⁵⁾。しかし、Heinig らによると、10° の傾角をもつ YBCO の粒界でも、同様の磁場依存性を持つことが報告されており¹⁶⁾、このような場合は木須らのように depinning 閾値の分布では説明できないことから、本論文では低磁場での depairing を仮定して電圧発生を議論する。

酸化物中の個々の弱結合部分は、それぞれがある分布にしたがって臨界電流値を有している。弱結合を流れる電流値が臨界値を越えると、その弱結合は常伝導化して電流が流れなくなり、電流は周囲に再配分される。この過程を繰り返し、通電電流がある一定値以上になると通電方向に垂直な断面内で常伝導化した要素がつながり、電流は Ag へと迂回して電圧が発生する。このとき、マイクロクラックの発生が起こるとその断面では酸化物層の断面積が減少するために局所的に電流密度が高くなり、一定電流を通電した状態でも付加的な電圧の発生が起こると考えられる。

ここで、本研究のモデルを考察する際に影響を及ぼす可能性のあるいくつかの要因について考察する。Fig. 3(b) で述べた通り、酸化物層の破壊は粒内、粒界破壊の両方が観察されるが、粒内破壊が支配的な場合でも、クラックの発生した部分に流れていた電流が他の結晶粒へと迂回する際には必ず粒界を通過しなければならない。このとき電流集中が起こった粒界の弱結合が常伝導化することにより電圧が発生すると考えれば、電圧発生の機構は破壊の形態に依らず、同じモデルで考察できる。また、Ag/Bi2223 テープ材においては、ソーセージングとよばれる酸化物層の厚さの長さ方向の加工不均一性が存在する¹⁷⁾。加工不均一性と J_c の関係については、厚さの COV (=標準偏差/平均値) がある値以上大きくなると J_c が顕著に低下することが報告されている¹⁸⁾。本研究で用いた試料の酸化物層の平均厚さは 38 μm 、厚さの COV は 0.2 程度であり、この結果と文献 18) の結果を比較すると本研究で用いた試料の不均一性の程度では、 J_c への影響は小さいと考えられる。したがって、本研究の範囲内では加工不均一性の影響は無視し得ると考えられる。

Fig. 6 においては、負荷前の I_c とほぼ等しい値の電流を通電しているために、いくつかの断面ですでに常伝導転移が起こり、電圧が発生している状態にある。このような比較的大きな電界領域では、微小なクラックの発生によって負荷前には超伝導状態にあった断面が常伝導化する可能性が高い。また、この電圧発生の開始点

(A 点) と勾配の減少の開始点 (C 点) ほぼ一致しているが、完全に一致しているとはいえない。この不一致の原因としては、微分曲線の精度の問題が考えられる。Fig. 5 において、電圧曲線は測定結果そのものであるのに対して、微分曲線は応力-ひずみ曲線を 11 点ずつ移動平均をとることによってスムージングし、このスムージング後の曲線を 11 点ずつ 4 次式で近似した後、近似曲線を微分してさらに微分曲線を 1 回目と同様にスムージングするという方法により求めたものである。これは、応力-ひずみ曲線そのものを微分すると、応力-ひずみ曲線のノイズの影響で、微分曲線も非常に非線形性の強い曲線になり、勾配の減少の開始点を見積るのが困難なためである。このようにスムージング処理を施していることから、厳密に勾配の減少点を決定することは困難であり、現在のところ C 点と A 点の位置関係を議論することはできない。また、マクロな破壊を示す D 点と不連続な電圧発生を示す B 点が一致していないが、その理由としては、クラックの不安定成長が起こった部分がすでに常伝導化していた可能性などが考えられる。このように、力学特性と超伝導特性は必ずしも一対一対応するものではないが、力学的にミクロな破壊からマクロな破壊が起こるという過程で、それに対応して緩やかな電圧発生から不連続な電圧発生へと遷移するという力学特性と超伝導特性の相関は存在していると考えられる。

次に、同様に電流を通电しながら引張応力を負荷し、一定の電圧発生 V_p が起こったところで除荷し、無負荷の状態 で電流-電圧測定を行った。その結果を Fig. 7 に示す。発生電圧に対し 除荷前の値で規格化した I_c , n 値の変化をプロットした。図中に示した破線は Fig. 6 における Stage II/Stage III の境界での電圧値である。この境界付近の低い V_p の領域では、 I_c が元の 90% 以上の値を維持しているのに対して、 n 値の方は 15~90% まで急激に低下しているのがわかる。これより高い V_p 領域では、 n 値とともに I_c も低下し始め、 $V_p > 40 \mu\text{V}/\text{cm}$ で両者共に 10% 以下まで大きく低下している。このように破壊の初期の段階では I_c よりも n 値がより敏感に変化するが、この理由については後で議論する。

Fig. 8 には引張応力を徐々に増大させ、各応力下で I_c , n 値を測定した結果を示す。横軸は、負荷応力と式 (1) から求めた酸化物層の負担応力である。無負荷の状態では、酸化物層は圧縮の残留応力状態にあるために、負担応力は負の値をとる。負荷応力の増大とともに負担応力も正に転じ、80.3 MPa で I_c , n 値の値はともに低下し始めるが、その低下の傾向を比較すると、Fig. 7 と

Fig. 7 I_c and n -value normalized to their initial values as a function of V_p ; voltage generated by the pretreatment.

Fig. 8 I_c and n -value normalized to their initial values as a function of stress carried by the oxide core.

同様に I_c に対して、 n 値の方が先に低下し始めることがわかる。

また、36.3 MPa の引張応力負荷により n 値が低下した試料について、log プロットした V - I 曲線の変化を Fig. 9 に示す。ここで、 $V_p = 0.79 \mu\text{V}/\text{cm}$ であった。負荷前と一定電圧発生後に除荷して測定した負荷後の曲線を比較すると、高電界領域ではほぼ一致するが、負荷後 V - I 曲線では、より低い電流値で電圧が発生し始めていることがわかる。また、負荷後の V - I 曲線は、linear プロットでみると、低電流のところでは緩やかな電圧発生の上昇として観測される。このとき、 I_c は負荷前

Fig. 9 Sample voltage as a function of applied current before and after loading.

後で 8.76 A から 8.13 A へと変化するのに対して、 n 値は 17.4 から 6.3 へとより大きく低下する。このように、 $1 \mu\text{V}/\text{cm}$ 以上の高電界領域では V - I 曲線がほぼ一致するために I_c の値はわずかしかな変化しないが、それより低電界領域ではその形状が大きく異なるために n 値は大きく変化する。

このような V - I 曲線の変化について考察する。前述したように電圧の発生を弱結合モデルで考えると、幅方向に常伝導化した要素がつながった部分では Ag の抵抗に対応する電圧が発生すると考えられる。Fig. 10 に電圧発生の様子を模式的に示した。Fig. 10(a) のように通電方向に垂直な断面を考え、各断面は常伝導状態に転移する臨界電流値 ($I_{c,i}$) を持っている。また、 $I_{c,i}$ の値は断面ごとにばらついており、ある分布を持つ。Fig. 10(a) では全ての断面で超伝導状態が保たれている状態を表わしている。このような、 $I_{c,i}$ のうち最小のものを $I_{c,min}$ とすると、Fig. 10(b) に示したように、 $I = I_{c,min}$ に達した時点で i 番目の断面は常伝導化し電圧が発生する。次に、この i 番目の断面にクラックが発生したとすると、断面減少のために電流密度が増大し、臨界電流値は $I_{c,min}^* (< I_{c,min})$ へと変化する。このとき、Fig. 10(c) のように $I_{c,min}$ よりも小さな電流で i 番目の断面は常伝導化することになる。このように、クラックの発生した断面ではより小さな電流値で電圧発生が起こる。 i 番目の断面での V - I 特性は模式的に Fig. 10(d) で表わされる。Fig. 10(b) のクラックがない状態では $I < I_{c,min}$ のときは電圧ゼロの超伝導状態であり、 $I = I_{c,min}$ で常伝

Fig. 10 A schematic illustration explaining the generation of electric voltage in the Ag/Bi2223 tape. (a) All cross-sections are in the superconducting state. (b) The i th cross-section changes to the normal state. (c) The generation of voltage at the cross-section, including a crack; (d) V - I characteristics at the cross-section that changes from superconducting to the normal state.

導化して電圧が発生する。一方、Fig. 10(c) のときは $I = I_{c,min}^* (< I_{c,min})$ で電圧が発生する。ここで注目すべきことはいずれの場合も $I > I_{c,min}$ ではその断面で発生している電圧値は等しいということである。このように非可逆な微小クラックの発生により、負荷後の試料では負荷前の試料では電圧発生が起こらないような小さな電流値でも電圧発生が起こるために、低電流領域では

V - I 曲線が大きく異なる。しかし、電圧基準より高い電圧領域では負荷前の試料でも多くの断面で常伝導化が起こるために全体の電圧値はほぼ同じ値をとり、結果として高電界領域では V - I 曲線が一致すると考えられる。

4. 結 論

Ag/Bi2223 テープ材を用いて、引張応力負荷による破壊の初期段階での超伝導特性の変化について調べた。その結果、応力-ひずみ曲線から見積られる酸化物の破壊強度よりかなり低い応力で酸化物の破壊が開始していることが明らかになった。このとき、力学特性としては、応力-ひずみ曲線の傾きの減少が起こり、超伝導特性では一定電流通電下での電圧発生が起こる。また、このような破壊の初期段階での I_c , n 値に着目すると、 V - I 曲線の電圧基準より低い電圧領域で V - I 曲線の形状が大きく変化するために、 I_c に対して n 値がより敏感に変化することが明らかになった。

参 考 文 献

- 1) Composite Superconductors, ed. by K. Osamura, Marcel Dekker Inc., New York (1994) 85
- 2) S. Ochiai, K. Hayashi and K. Osamura: J. Mater. Sci. **25** (1990) 3467
- 3) S. Ochiai, K. Hayashi and K. Osamura: Cryogenics **32** (1992) 799
- 4) S. Ochiai, K. Hayashi and K. Osamura: Metal. Mater. Trans. A **25** (1994) 349
- 5) K. Osamura, S. Nonaka, Y. Katsumura and S. Ochiai: Adv. in Supercond. VIII (1996) 787
- 6) K. Osamura and M. Sugano: Physica C (2001) in press
- 7) M. Sugano, K. Osamura and S. Ochiai: IEEE Trans. Appl. Supercond. **11** (2001) 3022
- 8) 松下照男: 磁束ピンニングと電磁現象, 産業図書 (1994) 208
- 9) J.R. Neibours, G.A. Alers: Phys. Rev. **111** (1958) 707
- 10) S. Ochiai, K. Hayashi and K. Osamura: Cryogenics **31** (1991) 954
- 11) A. Savitzky and M.J.E. Golay: Analytical Chemistry **36** (1964) 1627
- 12) P. Chaudhari, J. Mannhart, D. Dimos, C.C. Tsuei, J. Chi, M.M. Oprysko and M. Scheuermann: Phys. Rev. Lett. **60** (1988) 1653
- 13) L.Le. Lay, C.M. Friend, T. Murayama, K. Osamura and D.P. Hampshire: J. Phys. **6** (1994) 10053
- 14) K. Osamura, S. Nonaka, M. Matsui and T. Oku: J. Appl. Phys. **79** (1996) 7877
- 15) 木須隆暢, 長谷川和也, 井上昌睦, 竹尾正勝, 岡元 洋, 入江富士夫: 低温工学 **34** (1999) 331
- 16) R. Haslinger and R. Joynt: Phys. Rev. B **61** (2000) 4206
- 17) K. Osamura, M. Kamo, S.S. Oh and S. Ochiai: Cryogenics **34** (1994) 303
- 18) K. Osamura, S.S. Oh and S. Ochiai: Supercond. Sci. Technol. **5** (1992)