ボロンファイバーを用いて作製した MgB_2 テープの組織と超伝導特性

熊倉 浩明¹ 松本 明善¹ 山田 秀之² 平川 正澄²

¹物質材料研究機構

²東海旅客鉄道株式会社

J. Japan Inst. Metals, Vol. 67, No. 9 (2003), pp. 487-493

© 2003 The Japan Institute of Metals

Microstructure and Superconducting Properties of MgB_2 Tapes Fabricated with Boron Fibers

Hiroaki Kumakura¹, Akiyoshi Matsumoto¹, Hideyuki Yamada² and Masazumi Hirakawa²

¹National Institute for Materials Science, Tsukuba 305-0047

²Central Japan Railway Company, Komaki 485-0801

MgB_2 tapes were fabricated using B fibers and Mg powder. B fibers and Mg powder were wrapped with Fe or Ta foils to form tapes and heat-treated at 700–900°C for 2 hours in a vacuum. MgB_2 layers were formed around the B fibers for all the tapes, although the cores of the B fibers were remained un-reacted. For the heat treatment temperature of 900°C needle-like Fe_2B compound was formed around MgB_2 layers when used Fe foils. For the 700 and 800°C, however, no Fe–B compound was formed and only the MgB_2 layers were obtained. Broad superconducting transitions with onset temperatures of 27–35 K were observed for Fe foils. In the MgB_2 /Ta tapes, on the other hand, only MgB_2 layer was formed at 900°C and onset T_c of 36 K with sharper transition was obtained. Thus, the lower T_c and broader transitions of MgB_2 /Fe tapes can be explained by the inclusion of Fe in the MgB_2 layers. J_c values at 4.2 K of the MgB_2 /Fe tapes were $\sim 10^9$ A/m² in a zero magnetic field and $\sim 10^8$ A/m² in 2 T. These J_c values of the MgB_2 tape were comparable to those of MgB_2 wires fabricated by heat-treating B fibers under Mg vapor atmosphere, but lower than those of the powder-in-tube processed MgB_2 tapes.

(Received May 1, 2003; Accepted July 3, 2003)

Keywords: magnesium–boride, boron fiber, tape, iron foil, superconducting transition temperature, critical current density

1. 緒 言

2001 年に日本で発見された MgB_2 は¹⁾, 金属系の超伝導体でありながら遷移温度が 39 K と飛躍的に高いだけでなく, また原料が安価なことなどから応用上有望視され, その実用化を目指した線材の研究開発が世界的に活発化している. MgB_2 テープを作製する方法としては, 原料粉末を金属管に充填して加工ならびに熱処理をするパウダー・イン・チューブ (PIT) 法が一般的であるが²⁻⁵⁾, この PIT 法の他にも, ボロン (B) ファイバーを使う方法が提案されている. すなわち, B ファイバーを Mg 蒸気の雰囲気中で熱処理することにより, B ファイバーを MgB_2 に変えるものである⁶⁾. しかしながら, Mg の融点が低いことを利用して, Mg の融液と B を反応させた方が, 反応速度が速くなって線材作製の面では有利と考えられる. そこで本研究では, B ファイバーを用いた MgB_2 テープ作製において, Mg 雰囲気中で熱処理をするかわりに Mg の粉末を用い, MgB_2 を生成させる方法を試みた. 塗布法を適用して Mg 粉末と B ファイバーとの複合テープを作製し, 熱処理によって Mg 融液と B ファイバーとを反応させることにより MgB_2 を作製し, 微細組織と超伝導特性とを調べた.

2. テープの作製

市販の 150 μm 径の B ファイバー (タングステンコア) を用い, マグネシウム粉末と一緒に金属箔でラミネートすることでテープを作製した. まず B ファイバーを長さ 55 mm に多数本切り, これら 12 本のファイバーを, 幅 15 mm, 長さ 50 mm, 厚さが 20 μm の純鉄 (Fe) 箔の上に平行に載せた. Mg 粉末 (300 メッシュ) を適量のエチルアルコールと混合し, この懸濁液を, B ファイバーを載せた Fe 箔上に塗布し, 乾燥させた. 塗布量は, 全ての B ファイバーが Mg と反応して MgB_2 となるのに十分な量とした. 塗布後, Fe シートを折り曲げて B ファイバーと Mg 粉末の複合体を包み込み, 幅約 4 mm のテープとした. これらのテープ断面の模式図を Fig. 1 に示す. 後述するように, Fe 箔は熱処理温度によっては B または Mg と反応を起こす. そこで比較のために, B や Mg と反応しない Ta 箔を使って同様にテープを作製した.

これらのテープを外径 6 mm, 内径 5 mm, 長さ 80 mm の一端を閉じた Ta 管に入れ, もう一端を 1/2 気圧のアルゴンガス雰囲気中で, アーク放電を用いて溶かすことにより閉じてテープを Ta 管に封入した. 封入後, この Ta 管をさら

Fig. 1 Schematic cross sectional illustration of MgB_2 tape fabricated with B fibers and Mg powder.

に内径 13 mm, 長さが 15 cm の石英管に真空封入し, マッフル炉の中に水平に入れ, 熱処理をした. 熱処理温度は Fe 箔テープの場合は $700\sim 900^\circ\text{C}$ とした. 一方 Ta 箔テープの場合は, Fe 箔テープにおいて 900°C の場合に Fe と B との反応が認められたので, これと比較をする意味から 900°C で熱処理をした. 熱処理時間はいずれも 2 時間とした. 熱処理後, 石英管を割って Ta 管を取り出し, さらに Ta 管の一端を切断してテープを取り出した. Fe 箔を使ったテープでは, 部分的にやや変形(湾曲)が認められたが, これは鉄シートに残留していた加工歪みが熱処理によって開放されて変形したためと考えられる. 一方 Ta 箔を使ったテープでは, 900°C においては加工歪みがほとんど開放されないため, 湾曲はほとんど見られなかった.

なお, 本テープ材は, 熱処理前においてはさらに薄いテープに加工することができ, Mg 粉末の充填密度をさらに上げることが可能であるが, 加工中において B ファイバーは塑性変形せずに切断されてしまうため, 高い J_c は望めないと考えられる.

3. 超伝導特性の測定と組織観察

3.1 Fe 箔を用いた MgB_2 テープ

3.1.1 超伝導遷移温度

作製したテープの超伝導遷移曲線を, 試料振動型磁力計 (VSM) を用いて測定した. Fe 箔を使ったテープにおいては, Fe が存在していると Fe の強磁性によって正確な遷移曲線が測定できないので, Fe 箔をヤスリ, ナイフなどで極力取り除いてから測定した. 測定は一旦温度を下げてから磁界を印加し, 温度を上昇しながら測定をする Zero-Field-Cool (ZFC) 法と, T_c 以上で磁界を印加し, 温度を下げながら測定をする Field-Cool (FC) 法の両方で測定した. 印加磁界の大きさは 0.01 T とした. 磁界はテープ面に垂直に印加した. 700°C , 800°C , 900°C で熱処理した試料の測定結果を Fig. 2(a), (b), (c) に示す. ZFC では大きな反磁性が観測され超伝導遷移が観測された. 一方, FC では磁化の温度変化はほとんど観測されなかった. これより形成された MgB_2 層には, かなり強い磁束線のピン止め点が存在していると考えられる. 三つの試料ともに, ほぼ同様の超伝導遷移曲線を示すが, 800°C で最も高い超伝導開始温度 $T_{c(\text{onset})}$ を示した. これは熱処理温度が高くなるとともに, 生成される MgB_2 結晶の結晶性が向上し, $T_{c(\text{onset})}$ が上昇すること, しかしながら 900°C では, 「3.1.3 組織の観察」のところで述べるように Fe_2B が多量に形成され, この Fe_2B 層から Fe が不純物とし

Fig. 2 Temperature dependence of D.C. magnetic susceptibility curve of MgB_2/Fe tapes heat treated at (a) 700°C , (b) 800°C and (c) 900°C for 2 hours. Applied magnetic field was 0.01 T .

て多量に MgB_2 層に混入し, T_c を低下させること, の両方の効果が影響していると考えられる.

$T_{c(\text{onset})}$ はいずれも 30 K 前後で, これは一般に報告されている単結晶やバルク体の値である $38\sim 39\text{ K}$ と比べてかなり低い. また, Fig. 2 からわかるように超伝導遷移が相当に

ブロードであり、特に $T_{c(\text{onset})}$ 直下での反磁性の温度変化が非常に小さい。次節の Ta 箔を使った場合のテープでは、より高い $T_{c(\text{onset})}$ とより狭い遷移幅が得られているので、Fe 箔テープを用いた場合のこれらの振る舞いは、 MgB_2 層に Fe が不純物として混入し、これが濃度分布を持つためと考えられる。

3.1.2 臨界電流密度

作製した試料について、通常の四端子抵抗法によって 4.2 K、磁界中で臨界電流 I_c を測定した。電流端子ならびに電圧端子は、通常のハンダ付けによって直接テープ(鉄箔)に取り付けた。電圧端子間の距離は約 5 mm とした。ハンダ付けのフラックスは、ステンレス用を用いた。 I_c 測定は、一定磁界のもとで試料電流を増加させながら電流-電圧曲線を測定することにより行った。電流の掃引速度は、約 10 A/min とした。なお、 I_c は $1 \mu\text{V}/\text{cm}$ の電圧が発生する電流と定義した。 I_c はまず、ゼロ磁界から 1 T おきに磁界を上昇させながら測定し、その後磁界を下げながら再度測定をした。臨界電流密度 J_c は、 I_c を生成した MgB_2 相の断面積で除して求めた。

試料の電流-電圧曲線における I_c 付近の電圧の立ち上がりは、PIT 法などによるテープと比べてやや緩やかであった。これは、 MgB_2 相が電圧端子間で均一に形成されていないことを示唆している。Fig. 3 に、900°C で熱処理をしたテープの J_c -磁界曲線を示す。比較のために、B ファイバーを Mg 雰囲気中で熱処理をして得たワイヤーの J_c ⁶⁾、ならびに報告者らが PIT 法で作製した MgB_2/Fe テープのデータ⁷⁾ も示した。本テープの I_c はゼロ磁界において約 150 A であり、 MgB_2 相の断面積は 0.15 mm^2 であるので、 J_c は約 10^9 Am^{-2} となる。 MgB_2 ワイヤーにおいては、2.5 T 以下は磁化のヒステリシスから求めた値、2.5 T 以上が抵抗法で求めた値である。Fig. 3 のように、 MgB_2 ワイヤーでは 2.5 テスラ前後で異なる磁界依存性を示すが、これは測定法の違いによると考えられる。本実験で作製したテープのゼロ磁界にお

ける J_c は、 $\sim 1 \times 10^9 \text{ A/m}^2$ であった。この値は、B ファイバーを Mg 雰囲気中で熱処理したテープと同レベルであるが、PIT 法による MgB_2 テープの値よりも低い。本テープの J_c が、PIT 法によるテープの J_c よりも低いのは、 T_c が低いこと、ならびに MgB_2 の粒径がかなり大きく、それだけピン止め力が弱くて不可逆磁界が低くなっているためと考えられる。 MgB_2 の粒径の評価については走査電顕観察を試みたが、PIT 法の場合と異なって MgB_2 相が緻密であるために粒界が明瞭に観察されず、まだ成功していない。

また、本テープ材においては、磁界を上昇させながら測定した J_c と、磁界を降下させながら測定した J_c とがほぼ等しいことがわかった。同様な結果が、PIT 法による MgB_2 テープでも報告されている⁸⁾。一方、ビスマス系酸化物線材においては、一般的に磁界を上昇させながら測定した J_c は、降下させながら測定した J_c よりも低くなる。これはビスマス系酸化物の結晶粒間の弱結合により、粒間にかかる局所的な磁界が、磁界の上昇時の方が降下時よりも高くなるためである。 MgB_2 線材では、このような J_c 値における履歴効果は観測されず、この結果は、本 MgB_2 テープには弱結合が存在しないことを示唆している。

また本テープについて I_c 測定をした後、試料ホルダーに付けたままで 20 日間大気中に放置し、その後再度 I_c 測定を行った。その結果、 I_c には約 20% の劣化が認められた。しかしながら I_c の磁界依存性には変化がなかった。この I_c の劣化は、後で述べるテープに残留している Mg が長時間の放置によって酸化して体積が膨張し、これによって MgB_2 超伝導層に応力が働いて MgB_2 層が歪んだり、あるいは微細なクラックが入ったためと考えられる。

一方、700°C ならびに 800°C で熱処理したテープの J_c は、ゼロ磁界でそれぞれ $5.4 \times 10^8 \text{ A/m}^2$, $1.9 \times 10^9 \text{ A/m}^2$ であったが、磁界中においては電流-抵抗曲線の直線部分に傾きが見られ、磁界中の J_c 測定は不可能であった。この電流-抵抗曲線における傾きは MgB_2 層自身の性質ではなく、 MgB_2 層と鉄箔との間に磁気抵抗の大きな化合物等が形成され、電流が Fe 箔に分流しているためと考えられる。

3.1.3 組織の観察

I_c 測定の後、試料を切断して組織観察用の樹脂に埋め込み、研磨をして走査電子顕微鏡を用いて組織を調べた。700°C, 800°C, 900°C で熱処理した Fe 箔テープの横断面組織写真、ならびにエネルギー分散型 X 線分析装置(EDX)で元素分析を行った結果を、それぞれ Fig. 4(a), (b) および (c) に示した。いずれにおいても径 $15 \mu\text{m}$ のタングステンのコアが中心に認められ、このタングステンコアの周囲の領域は、タングステンコアに隣接した Mg の存在しない領域と、その周囲の Mg に富む領域の二層に分離していることがわかる。Fig. 4 の B や Mg の分布を参考にする、内側の層は未反応の B で、外側の層は反応で形成された MgB_2 層と考えられる。ただし、反応層と未反応層との境界は SEM 像でははっきりしない。熱処理温度が 700°C および 800°C の場合は、B ファイバーは熱処理前の円形の状態を保ち、外側に MgB_2 層が形成されているが、この MgB_2 層は 700°C よりも 800°C の方が厚く、800°C の熱処理でより反応

Fig. 3 J_c -B curves at 4.2 K of MgB_2/Fe tape heat treated at 900°C for 2 hours. J_c -B curves of the MgB_2 wires obtained by Canfield *et al.*⁶⁾ and powder-in-tube processed MgB_2 tape⁷⁾ are also shown in the figure for comparison.

Fig. 4 Cross sectional view and compositional analyses of MgB_2/Fe tapes heat treated at (a) 700°C , (b) 800°C and (c) 900°C for 2 hours.

が進んだことを示している。

一方 900°C では、 800°C の場合とは大幅に異なる組織が得られた。すなわち、熱処理前に円形であった B ファイバー

の断面は、熱処理による反応で形がかなり歪んでいる。またこの B を含んだ相の外側に、針状の結晶が放射状に延びており、ここには多量の Fe が存在している。しかしながら

Mg はほとんど存在していない．さらにこの Fe に富む相の外側からは Mg の強いシグナルが観測され，多量の Mg に富む層が外側に存在していることがわかる． 900°C では，得られた MgB_2 層の厚さは 800°C の場合よりも厚くなっており，より Mg と B との反応が進んでいることを示している．ただし，ファイバー (MgB_2 層) の外径は 700°C や 800°C の場合よりもかなり小さくなっており，多量の B が Fe と反応して針状の Fe_2B が形成されていると考えられる．実際，テープの外周に存在する鉄箔を目の細かいヤスリでこすって機械的に取り除き，X 線回折で調べてみると， Fe_2B のピークが認められた．ただし MgB_2 相はこの厚い Fe_2B 相に囲まれているので MgB_2 のピークは観測されない．

一方， 700°C や 800°C の場合は上述した Fe を含む針状晶は観測されず， Fe は全て元の箔の状態でファイバーの両サイドに存在している．針状晶が観察されないことから， Fe_2B の生成が起こらず， B ファイバーは熱処理前の形状をそのまま維持し，その直径にもほとんど変化がない．

3.2 Ta 箔を用いた MgB_2 テープ

3.2.1 超伝導遷移温度

熱処理をしたテープの Ta 箔を取り除き，VSM を用いて T_c を測定した． Ta は Mg や B と反応しないので，容易に Ta 箔を取り除くことができた． Fe 箔テープの場合と同様に，印加磁界は 0.01 T とし，ZFC ならびに FC において測定した．測定結果を Fig. 5 に示す． $T_{c(\text{onset})}$ は 36 K で，前節で述べた Fe 箔を用いて作製したテープよりもやや高い．また，遷移幅は Fe 箔の場合に比べてかなり狭く，よりシャープな遷移曲線が得られた． MgB_2 の T_c は一般に熱処理温度に大きく依存するが，熱処理温度 900°C で比較しても， Fe 箔を用いた場合と Ta 箔を用いた場合とでは大きな違いがある． Fe 箔を用いた場合に $T_{c(\text{onset})}$ が低下し，かつ超伝導の遷移幅が広がるのは， Fe が不純物として MgB_2 層内に拡散して行き，また Fe の分布が MgB_2 層内で均一でないた

めと考えられる．

3.2.2 臨界電流密度

Ta 箔を用いたテープにおいては， Ta 箔と MgB_2 ファイバーとの間の接触抵抗が大きいために， Ta 箔上に直接電極を取り付けて I_c 測定をすることができなかった．そこで Ta 箔を剥いで MgB_2 ファイバー (3 本) を取り出して I_c 測定を行った．幅 2 mm ，長さ 25 mm ，厚さ 0.5 mm のペークライト板の上に両面テープで MgB_2 ファイバーを張り付け，両端 (電流端子) ならびに中間二カ所 (電圧端子) を細い銅ワイヤーで縛り，銀ペーストを塗って固定した．これらの銅ワイヤーに電極をハンダ付けし，四端子抵抗法によって I_c 測定を行った． I_c 測定は， Fe 箔テープの場合と同様に，一定磁界のもとで試料電流を増加させながら電流-電圧曲線を測定した．電流の掃引速度は，約 10 A/min ， I_c は試料に $1\text{ }\mu\text{V/cm}$ の電圧が発生する電流と定義した．臨界電流密度 J_c は， I_c を生成した MgB_2 相の断面積で除して求めた．

Fig. 6 に， MgB_2/Ta テープの 4.2 K における J_c - B 曲線を， Fe 箔を用いて作製したテープの値と比較して示す． MgB_2/Ta テープから取り出したファイバー (3 本) における MgB_2 相の断面積は 0.057 mm^2 であり， I_c は 3 T の磁界中で約 3 A であるので J_c は約 $5.3 \times 10^7\text{ Am}^{-2}$ となる． Ta 箔テープの J_c は， Fe 箔テープの J_c に比べて低磁界側では低くなっているが，高磁界側ではほぼ同等の値となっている． Ta 箔テープにおいて， J_c が低磁界側で低くなっているのは本質的なことではなく，測定上の問題と考えられる．すなわち電流端子を，銀ペーストを用いて形成しているため，電流端子部での接触抵抗が大きく，磁界が低くなって I_c が大きくなると，電極での発熱が無視できなくなり， MgB_2 ファイバーの温度が上昇して見かけ上 I_c が小さくなる⁹⁾．高磁界側では， Ta 箔を用いた場合と Fe 箔を用いた場合とで，ほぼ同レベルの J_c が得られることから，得られる MgB_2 の粒径などは，両者でほぼ同等と考えられる．

3.2.3 組織観察

I_c 測定の後，試料を切断して組織観察用の樹脂に埋め込み，研磨をして走査電子顕微鏡を用いて組織を調べた．テー

Fig. 5 Temperature dependence of D.C. magnetic susceptibility curves of MgB_2/Ta tape heat treated at 900°C for 2 hours. Applied magnetic field was 0.01 T .

Fig. 6 J_c - B curves at 4.2 K of MgB_2/Ta tape heat treated at 900°C for 2 hours.

Fig. 7 Cross sectional view and compositional analyses of MgB_2/Ta tape heat treated at 900°C for 2 hours.

プの横断面組織，ならびに EDX による元素分析の結果を Fig. 7 に示す．熱処理温度である 900°C においては，Ta 箔は B や Mg と反応しないために，Fe 箔を用いた場合に比べて簡単な断面組織を示す．すなわち，EDX 分析からわかるように B ファイバーの外周に Mg に富んだ領域が同心円状に形成されており，この層が MgB_2 層と考えられる．この層の内側は未反応 B であり，Fe 箔を用いた場合と同様に B と Mg との反応は完全には進んでいない．ただし，反応温度が 900°C と高いので，Fig. 4(b) に示すように，Fe 箔を用いて 800°C で熱処理をした場合よりも厚い MgB_2 層が得られた．反応層と未反応層との境界は，Fe 箔を用いた場合と同様に走査電顕像からははっきりしない．

4. 考 察

まず，Fe 箔を用い， 900°C で熱処理した場合を考察する． 900°C に加熱すると，まず Mg が溶けて Fe と反応する．Mg-Fe 二元系状態図より¹⁰⁾，Mg-Fe の融液が形成され，この融液が B ファイバーを覆うと考えられる．この状態で時間が経過すると，Fe-B 状態図¹¹⁾から，B が融液中の Fe と反応し， Fe_2B が形成されるとともに B ファイバーの径が減少し，形状も真円から外れて行く．この Fe_2B は B/融液の界面から液相に向かって針状に結晶成長すると考えられる．またこれと同時に融液中の Mg が B と反応し， MgB_2 が B

繊維の周りに形成される．これらの反応は時間と共に進んで行くが， Fe_2B が厚く形成されると，融液からの Mg の $\text{MgB}_2/\text{Fe}_2\text{B}$ 界面への供給が事実上無くなり， MgB_2 層の生成は停止し，中心部分には未反応の B が残留すると思われる．また Fe_2B 層によって MgB_2 層から隔てられた Mg-Fe 融液は熱処理終了の冷却過程で Mg と Fe に相分離し，Mg と Fe のピークが X 線回折パターンに見られるようになる．

熱処理温度が 700°C ， 800°C の場合も Mg が溶融して Mg-Fe 融液ができるが，Mg-Fe 融液中の Fe 濃度が低いために Fe_2B の生成が起らない．従って，B ファイバーの円形の形状がそのまま保たれると考えられる． 700°C の場合，Fe はほとんど Fe 箔のところにしか存在しないが， 800°C においては，Fe は B ファイバーを囲む様にして存在している． 700°C では，B ファイバーを囲んでいる Mg-Fe 融液中の Fe 濃度が非常に低いために，この領域においては分析で Fe が検出されないと考えられる．

一方 Ta 箔テープにおいては，Ta と Mg や B との反応が起らないために，Mg と B との反応のみを考えれば良いと考えられる．熱処理温度である 900°C では，Mg は溶融し，B ファイバーは Mg 融液に完全に覆われて反応が進むと考えられる．従って，Fe 箔を用いて 700°C ならびに 800°C で熱処理した場合と同様の，同心円状の MgB_2 が得られる．

本実験で良好な J_c 特性の得られた熱処理温度である 800°C

900°C は、PIT 法によるテープにおける熱処理温度である 600–650°C よりもかなり高い⁷⁾。また、熱処理温度が 800–900°C と高温であっても、B ファイバーには Fig. 4(b), (c) に示すように未反応の B の層が残留している。一方 PIT 法においては、600°C においても B 粉末は Mg と完全に反応して MgB_2 となっている。この違いは、Mg の拡散距離の違いによると考えられる。すなわち、B ファイバーは Fig. 4 からわかるように径が 100 μm 以上あるのに対して、PIT 法における B 粉末の粒径は μm のオーダーであり、Mg の拡散距離が大きく異なる。また、B ファイバーを用いた方法では、 J_c の磁界依存性が PIT 法に比べて大きく、高磁界側での J_c がかなり低くなっている。この理由はいまのところはっきりしないが、PIT 法では使用する B 粉末の粒径によって MgB_2 結晶粒の大きさがほぼ決まると考えられるのに対して、本方法では厚い B 層に Mg が拡散して MgB_2 層が形成されることから、 MgB_2 の粒径が大きくなっていることがあげられる。

5. 結 論

本実験により、B ファイバーと Mg を含む液相との反応により、かなり J_c の高い MgB_2 反応層を得ることができた。組織観察の結果、 MgB_2 層は緻密であり、 MgB_2 粉末を使った PIT 法などによるテープよりも MgB_2 コアの充填密度は高いと考えられる。また、B と Mg との反応プロセスが明瞭になり、ここで得られた知見は、B ファイバーを用いたテープの作製のみならず、Fe 管を用いた PIT 法による線材作製にも有用であると考えられる。しかしながら、B ファイバーの径が 100 μm 以上と大きいために厚い MgB_2 層を得るためには Mg の拡散距離がかなり大きくなり、熱処理温度を

800°C 以上と、PIT 法に比べてかなり高い温度に設定する必要があること、またこの高い熱処理温度によって Fe 箔を用いた場合は、Fe が不純物として MgB_2 層内に入って T_c を低下させてしまうという問題がある。

以上のことから、本方法と PIT 法との優劣を比較すると、長尺線材を多量に生産するという観点では、PIT 法においてはシース材の加工度が大きくなるために複数回の中間焼鈍等が必要になると考えられることから、B ファイバーが安価に製造できれば、本方法が PIT 法に比べて若干有利とも考えられる。しかしながら、 J_c 特性は PIT 法による線材よりもかなり低く、今後さらなる組織の改善による高 J_c 化が必須であると考えられる。

文 献

- 1) J. Nagamatsu, N. Nakagawa, Y. Zenitani and J. Akimitsu: *Nature* **410**(2001) 63–64.
- 2) B. A. Glowacki, M. Majoros, M. Vickers, J. E. Evetts, Y. Shi and I. Mcdougall: *Supercond. Sci. Technol.* **14**(2001) 193–199.
- 3) S. Jin, H. Mavoori and R. B. van Dover: *Nature* **411**(2001) 563–565.
- 4) H. L. Suo, C. Beneduce, M. Dhalle, N. Musolino, J.-Y. Genoud and R. Flukiger: *Appl. Phys. Lett.* **79**(2001) 3116–3118.
- 5) H. Kumakura, A. Matsumoto, H. Fujii and K. Togano: *Appl. Phys. Lett.* **79**(2001) 2435–2437.
- 6) P. C. Canfield, D. K. Finnemore, S. L. Bud'ko, J. E. Ostenson, G. Lapertot, C. E. Cunningham and C. Petrovic: *Phys. Rev. Lett.* **86**(2001) 2423–2426.
- 7) H. Fujii, K. Togano and H. Kumakura: *Supercond. Sci. Technol.* **15**(2002) 1571–1576.
- 8) H. Kumakura, A. Matsumoto, H. Fujii and K. Togano: *J. Japan Inst. Metals* **66**(2002) 214–222.
- 9) H. Kumakura, Y. Takano, H. Fujii, K. Togano, H. Kito and H. Ihara: *Physica C* **363**(2002) 179–183.
- 10) T. B. Massalskii: *Binary alloy phase diagram* 2nd edition, ASM International vol. 2 (1990) p. 1723.
- 11) T. B. Massalskii: *Binary alloy phase diagram* 2nd edition, ASM International vol. 2 (1990) p. 482.