クラッドチップ押出し法による合金系 超伝導材料の線材化

斎藤 栄¹ 山崎 貴雄^{1,*1} 安藤 勇貴^{1,*2} 久保 雄司^{1,*2} 紺野 幸夫^{1,*2}
竹内 孝夫² 伴野 信哉² 菊池 章弘² 飯島 安男² 二森 茂樹³

¹足利工業大学工学部機械工学科

²物質・材料研究機構超伝導材料センター

³物質・材料研究機構強磁場共用ステーション

J. Japan Inst. Metals, Vol. 71, No. 11 (2007), pp. 966-971
Special Issue on Superconducting Materials-Frontiers of Research and Development
© 2007 The Japan Institute of Metals

Fabrication of Superconducting Alloy Wires by Clad-Chip Extrusion Method

Sakae Saito¹, Takao Yamazaki^{1,*1}, Yutaka Ando^{1,*2}, Yuji Kubo^{1,*2}, Yukio Konno^{1,*2},
Takao Takeuchi², Nobuya Banno², Akihiro Kikuchi², Yasuo Iijima² and Shigeki Nimori³

¹Department of Mechanical Engineering, Faculty of Engineering, Ashikaga Institute of Technology, Ashikaga 326-8558

²Superconducting Materials Center, National Institute for Materials Science, Tsukuba 305-0047

³High Magnetic Field Station, National Institute for Materials Science, Tsukuba 305-0003

This paper describes a new fabrication process of V-Ti and Nb-Ti superconducting alloy wires by the clad-chip extrusion (CCE) method. It is one of unique fabrication method of alloy wire without melting and casting process. The CCE method is characterized by the extrusion of thin chips of metal-clad sheet. Its chemical composition is controlled by the thickness ratio of the layers of constituent metals at clad-rolling. The CCE method produces the segregation-free composite because each chip is regarded as the deformation element with the intended chemical composition. The CCE-processed precursor wires with fine-layered structure of constituent metals are then converted to the alloys with the intended chemical composition by the heat treatment of solid state diffusion. The finally obtained wires are measured the critical transition temperature T_c and the critical current density J_c at 4.2 K under the applied magnetic field up to 9 T.

The present experiments showed that V-Ti and Nb-Ti superconducting wires were successfully fabricated by the CCE method and the following diffusive heat treatment. Their superconducting properties were measured as follows; (1) 7.82 K of T_c and 80 A/mm² of J_c at 6 T for the V-Ti wire. (2) 10.0 K of T_c and 100 A/mm² of J_c at 8 T for the Nb-Ti wire.

(Received May 28, 2007; Accepted July 3, 2007)

Keywords: superconducting alloy, vanadium-titanium wire, niobium-titanium wire, clad-chip extrusion method, critical temperature, critical current density

1. 緒 言

超伝導材料としては、元素系、合金系、化合物系、酸化物系、など多くの種類があるが、最も多く実用に供されているのは合金系の Nb-Ti である。化合物系や酸化物系に比べて超伝導特性が低いにもかかわらず使用される最大の理由は優れた加工性、即ち、一般の金属材料と同様に通常の方法で線材化できることにある。このような加工性の観点からすると、他の合金系超伝導材料として、Nb-Zr, Mo-Re, V-Ti, Ta-Ti などもあり、基本的には、合金としての取り扱いが

可能である。しかしながら、それらは Nb-Ti に比べて超伝導特性が劣る、または、安定化銅との複合加工性が悪い、などの理由により実用材料としての検討対象とならなかった。他方、超伝導特性の観点からしても合金超伝導材料は注目されなかった。即ち、実用材料としては上記のような合金よりも遙かに優れた超伝導特性を有するニオブ基化合物の実用化を検討するべきで、実際、そのような情勢で時が経過してきた。即ち、高磁界用マグネット線材としてはニオブ基化合物で、また、低磁界用マグネット線材としては実績のある Nb-Ti 合金線材に対応するという見方が支配的のまま今日に至っている。

しかしながら、「温故知新」ということわざがあるように、既存の合金超伝導材料に対して線材作製プロセスや超伝導以外の材料特性など、これまでとは異なる観点からの見直しを図ることは、その研究過程で予期しない新しい技術的ブレー

*1 足利工業大学大学院生 (Graduate Student, Ashikaga Institute of Technology)

*2 足利工業大学学生 (Undergraduate Student, Ashikaga Institute of Technology)

クスルー発見の可能性もあり、これからの技術革新のための意義を有すると思われる。線材作製プロセス見直しの一例として Nb-Ti 合金を取り上げると、Nb-Ti 合金溶製において、アーク溶解時の酸素混入による超伝導特性劣化や铸造凝固時の Ti の偏析・析出などの諸問題が内在している。それらは溶解铸造工程によるものであるから、その工程が無い線材化方法ならば根本的に問題解決する。本研究で検討する Nb-Ti 合金の線材化プロセスはこの適用例である。他方、超伝導以外の材料特性見直しの例として、中性子照射による誘導放射化の問題が取り上げられる。即ち、核融合炉への超伝導マグネット適用を検討するとき、当該超伝導線材の誘導放射化の問題が小さい材料であることが要求される。高磁界用超伝導マグネット材料として実用に供することができるか、または、それに近い状態にある線材は、Nb-Ti, Nb₃Sn, Nb₃Al などのニオブ系の金属基超伝導材料とされている。しかしながら、それらの主要元素であるニオブは中性子照射による誘導放射化の半減期が数万年から 10 万年と非常に長いことが欠点の一つとなっている。それらに比べて V-Ti 合金は、半減期が 10 年と非常に短いため、誘導放射化の問題を克服することを重点的に考慮すると有望な材料となる。しかしながら、V-Ti 合金は、他の超伝導材料よりも臨界温度が低く (7.5 K 近傍)、かつ、臨界磁界も低い (4.2 K で約 8 T) ことにより近年まで工学的研究対象とはならなかった。

V-Ti 合金は、675°C で共析反応があるが、800°C 以上では全率固溶 (bcc) 合金であるので、溶解铸造したインゴットを塑性加工することにより線材化可能である。最近、そのような通常のプロセスにより化学組成の異なる V-Ti 合金線材を作製し、超伝導特性を評価した報告¹⁾がなされている。また、本合金に Ta を添加すると臨界温度以下の低温での臨界磁界 (H_{c2}) 特性が向上することも報告²⁾されている。しかしながら、依然として V-Ti 合金は臨界電流密度 (J_c) が低いことと、Nb-Ti 合金よりも硬度が高く、伸線加工が困難であるという問題を抱えている。伸線加工の問題を解消するべき試みとして、バナジウムとチタンの細線をタンタルパイプにランダムに充填した複合体を伸線加工するプロセスが報告³⁻⁵⁾されている。そのプロセスの最終段階で複合伸線加工された前駆体線材に対して熱処理を施すことによって合金相を拡散生成させるものである。このような溶解過程を経由しない合金作製方法の試みは、 J_c 特性向上に対しても有効である。即ち、 J_c 特性は材料の微視的組織に依存するため、塑性変形様式や熱処理などの線材化プロセスの検討により特性改善の可能性があるのである。現在、実用に供されているニオブ系超伝導材料も実用化されるまでに J_c 特性向上のプロセス検討がなされた。ニオブ系超伝導材料よりも T_c が低い V-Ti 合金でも、 J_c 特性を向上できれば、実用への可能性は蘇生する。即ち、新しい線材化プロセスとして溶解工程を含まない線材化方法の検討は重要な意義を持つ。

以上の背景より、本研究では通常の溶解铸造工程を含まない新しい合金線材作製方法として、クラッド・チップ押し出し法⁶⁾ (Clad-Chip Extrusion method: 以下では CCE 法と記す) を取り上げ、Nb-Ti と V-Ti を例とした合金超伝導線材の作製プロセスを検討することを目的とした。

2. 実験方法

本研究では V-Ti と Nb-Ti の 2 種類の合金線材の作製プロセスを検討するが、素材の組合せが異なる以外は同じ工程である。そこで、材料の違い以外の実験条件については統一的に Fig. 1 で示される CCE 法の工程順に実験方法を述べる。最初の工程は、本手法の出発材料であるクラッド薄板の作製である。ここで得られる積層材中の V-Ti と Nb-Ti の各層厚比を制御することにより目標とする化学組成を設定する。本研究では化学組成の目標値として、Nb-Ti 合金に対しては Nb-40 mol% Ti, また、V-Ti 合金に対しては V-30 mol% Ti とした。これらの組成値を目標とした理由は、各合金でそれらの組成が優れた超伝導特性を示すとされている^{1,7)} からである。そのような各積層薄板をロール直径 150 mm の二段圧延機を用いたクラッド圧延により作製した。具体的には、Nb-Ti 合金の場合は、厚さ 0.7 mm の純ニオブ板 (純度 99.86%) の表裏に厚さ 1.0 mm の純チタン板 (第 1 種) を重ね合わせて、1 パス当たり約 50% の圧下率で冷間圧延を行った。また、V-Ti 合金の場合は、厚さ 0.8 mm の純バナジウム板 (純度 99.7%) の表裏に厚さ 1.0 mm の純チタン板 (第 1 種) を重ね合わせて、1 パス当たり約 50% の圧下率で冷間圧延を行った。その後、通常の冷間圧延を繰り返すことにより、両者とも最終的に厚さが約 0.3 mm の三層 (Nb-Ti-Nb の積層構造と V-Ti-V の積層構造) クラッド薄板とした。それらにおける最終的な化学組成は積層薄板の断面の顕微鏡観察により得られる各層の厚さから求められる。

得られたクラッド薄板を 5~10 mm の四角形チップに裁

Fig. 1 Schematically drawn fabrication process of Nb-Ti alloy and V-Ti alloy wire by the clad-chip extrusion (CCE) method.

断し、それらを銅容器(外形 40 mm, 内径 30 mm, 長さ 70 mm)に充填した後、ダイス半角 45°のテーパダイスを用いて、押出し比 2.5($\phi 40$ mm $\rightarrow\phi 26$ mm)の条件で冷間押出し加工した。なお、潤滑条件はピレットとダイスにそれぞれ二硫化モリブデン粉末を擦り込んだ上に自作の潤滑油(ステアリン酸とパーム油の混合剤)を塗布した二重潤滑である。押し出された棒材を焼鈍(Nb-Ti の場合: 1123 K で 2 時間, V-Ti の場合: 1163 K で 1 時間)後、被覆銅を旋盤により切削除去して内部の複合体棒(Nb-Ti では: $\phi 16$ mm, V-Ti では: $\phi 14$ mm)を取り出した。それらを拡散バリア材で被覆(Nb-Ti では内径 16 mm で外径 30 mm のニオブのパイプ, V-Ti では内径 14 mm で外径 20 mm のタンタルのパイプ)した後、上記と同じ形状寸法の銅容器に挿入して得られるピレットを上記と同様な潤滑で、押出し比 5($\phi 40$ mm $\rightarrow\phi 18$ mm)の条件で冷間押出し加工した。その後、押出し材をロータリー・スエージ加工により直径約 3 mm の棒材とし、表層の銅を濃硝酸で除去して得られる各複合体を長さ 40 mm 程度に切断し、それらを Nb-Ti の場合はニオブ容器(外形 30 mm, 内径 20 mm, 長さ 40 mm)に、また、V-Ti の場合にはニオブ容器(外形 30 mm, 内径 20 mm, 長さ 40 mm)に集束充填して多芯構造(Nb-Ti の場合は 44 芯, V-Ti の場合は 41 芯)とした。更に、それを丹銅容器(外形 40 mm, 内径 30 mm, 長さ 70 mm)に挿入した後、そのピレットを上記と同じ条件で押出し加工した。なお、充填容器の材質を変えた理由は、挿入する複合体が加工硬化しているの、それに合わせて流動応力の高い銅合金とした方が均一流動できることを考慮したためである。

このような押出し加工により得られた複合体棒を再度、ロータリー・スエージ加工により直径約 3 mm の棒材とし、表層の銅を濃硝酸で除去して、ニオブで被覆された Nb-Ti 複合体棒、および、タンタルで被覆された V-Ti 複合体棒とした。引き続き、ローラーダイス引抜き設備により、最終的には、直径 1 mm 以下で、長さ 10 m 以上の線材となるように線引き加工した。

最終的に得られる前駆体線材に対して、1073~1173 K で 20~24 時間の範囲で適切と考えられる条件で固相拡散熱処理を行い、Nb-Ti 合金層と V-Ti 合金層を生成させた。

得られた各種線材に対して標準的な 4 端子法を用いて、臨界温度、および、4.2 K で 17 T までの磁場中での臨界電流を測定した。臨界温度の評価基準は遷移領域中点、また、臨界電流の評価基準は 10^{-4} V $\cdot$ m $^{-1}$ とした。臨界電流密度を算出するとき用いた Nb-Ti と V-Ti の各超伝導層の面積は供試線材の垂直断面の顕微鏡観察結果を画像処理して求めた。なお、ここで求めた「超伝導層の面積」は、CCE 法で作製した多芯構造の複合体の 1 本 1 本が拡散熱処理で 100% 合金化したと想定した場合の面積である。

3. 結果および考察

3.1 CCE 法による Nb-Ti 複合体と V-Ti 複合体の線材化加工

CCE 法における出発材料は 3 層構造(Nb-Ti-Nb と V-Ti-

V)のクラッド薄板で、各層の厚さの比を制御することで化学組成が決定される。実験方法で述べたような条件でクラッド圧延を行ったところ、Nb-Ti では最初の圧下率が 45% 以上でクラッドでき、V-Ti では 48% 以上必要であった。その後、約 8 パス程度の圧延で最終的に 0.28 mm 厚さの 3 層構造クラッド薄板が得られた。それら積層材断面の一例を Fig. 2 に示す。このような観察結果から各層の厚さの比を求めて化学組成を算出すると、Nb-Ti では 56.7 mol%Nb と 43.3 mol%Ti となり、目標値の 40 mol%Ti よりも Ti-rich の組成となった。また、V-Ti では 65.7 mol%V と 34.3 mol%Ti となり、目標値の 30 mol%Ti よりも Ti-rich の組成となった。両者とも Ti-rich の組成となったのは、相対的にチタンの変形抵抗がニオブとバナジウムのそれよりも大きいためと考えられる。なお、クラッド圧延経験を積み重ねることで設定する化学組成の精度の向上は可能である。その点については CCE 法による Nb₃Al 線材の作製において検討済みである⁸⁾。

上述のような積層薄板を 10 mm 角以下の四辺形に裁断し、その細片を充填して押出し加工したピレット断面の一例を Fig. 3 に示すが、層状組織が徐々に押出し方向に配列していくことがわかる。押出し加工以降の線材化プロセスでは、加工度の増大に伴って複合体線材内での各層の微細化が進行し、前駆体としての条件である微細な層状組織を有する

Fig. 2 Cross-section of clad sheet (Nb-Ti).

Fig. 3 Cross-section of the extruded composite by the CCE-method.

複合体線材が作製される。実験方法で述べたプロセスで線材化した結果、直径が 0.6 mm~1 mm で、長さが 20 m 以上の Nb-Ti 複合体線材と V-Ti 複合体線材が数種類ずつ作製できた。なお、最終的に得られた直径 1 mm の線材における層厚は加工度から計算して求めると、Nb-Ti 複合体線材では Nb = 0.31 μm , Ti = 0.23 μm で、V-Ti 複合体線材では V = 0.29 μm , Ti = 0.19 μm である。このように各層の厚さがサブミクロンになると、固相拡散による合金化は促進される。なお、本研究では微細組織の定量的検討を行っていないので、積層材が相似的に塑性変形すると仮定して、加工度からの計算で最終的な複合体線材の各層厚を求めたが、CCE 法で作製した Nb-Al 複合体線材に対する TEM 観察の結果⁹⁾により、計算で求めた層厚とほぼ同じ値になることは確認されている。

得られた各複合体線材に熱処理を施すことで固相拡散により合金化が進行し、Nb-Ti 合金線材と V-Ti 合金線材となる。具体的な熱処理条件は、Nb-Ti 複合体線材の場合は 1073 K で 20 時間とし、V-Ti 複合体線材の場合は 1173 K で 20 時間とした。その後、超伝導特性向上のための析出熱処理として、Nb-Ti 合金と V-Ti 合金の両線材ともは 673 K で 20 時間の熱処理を行った。なお、厳密に言うと、線材化プロセスの途中で加工硬化を除去するために行った焼鈍熱処理でも複合体界面近傍で固相拡散による合金化が生じているはずである。即ち、ここでの熱処理は前駆体線材中の超伝導層になるべき異種金属複合部を全て合金化する目的の熱処理である。最終的に得られた合金線材の断面組織の一例を Fig. 4 に示すが、超伝導相を含む合金フィラメントの多芯構造になっていることがわかる。なお、「合金層」と表現した部分について TEM などの微視的観察は行っていないが、確実に合金化していることは次節で述べる超伝導特性の発現からも理解できる。また、バナジウムとチタンの細線をタンタルパイプに充填して複合伸線加工した研究報告例^{4,5)}においても固相拡散により V-Ti 合金化は確認されている。更に、別の合金系であるが CCE 法で作製した複合体に熱処理を施すことで合金生成されることは確認されている¹⁰⁾。

以上の結果より溶融過程を経ないプロセスとしての CCE

法で Nb-Ti 合金と V-Ti 合金の線材が作製可能であることが示された。

3.2 超伝導特性

3.2.1 Nb-Ti 合金線材の超伝導特性

Nb-Ti 合金線材の超伝導特性は熱処理条件に依存するので、以下で示す超伝導特性に用いる試料記号と本研究で採用した熱処理条件の関係は以下の A~E のように表記する。なお、試料は直径 1 mm の線材であり、採用した温度は、本合金の熱処理温度として超伝導の教科書¹¹⁾に記載されている「300~450℃」を参考として 673 K (400℃) とした。

A：線引き加工中の焼鈍処理以外の熱処理無し，B：線引き加工後に 673 K・10 時間の析出熱処理，C：線材化後 1073 K で 20 時間の拡散熱処理後，673 K で 10 時間の析出熱処理，D：試料 C と同じ拡散熱処理後，673 K で 20 時間の析出熱処理，E：試料 C と同じ拡散熱処理後，673 K で 30 時間の析出熱処理。

以上の 5 種類について臨界温度 (T_c) を示すと、Table 1 のようになる。これから分かるように、拡散熱処理を施さない試料 A と B でも純ニオブの T_c (9.25 K) を上回る特性を示しているが、拡散熱処理材 (C, D, E) に比べると低い値である。これは線材化プロセスの焼鈍処理で線材内では、一部、合金相が生成されたため考えられる。試料 C, D, E を見ると、合金化のための拡散熱処理、あるいは、析出熱処理によって臨界温度が向上していることがわかる。

臨界電流密度 (J_c -B) 特性を示すと Fig. 5 のようになる。試料 A と B が低い特性を示すのは合金化が進行していないためであり、拡散熱処理しない場合では、その後の析出熱処理は効果がないことは当然であろう。拡散熱処理を施した試

Table 1 Critical temperature (T_c) of the CCE-processed Nb-Ti alloy wires.

Sample	A	B	C	D	E
T_c (K)	9.6	9.8	9.9	10.0	10.0

Fig. 4 Cross-section of 41-core multifilamentary V-Ti wire by the CCE-process

Fig. 5 J_c -B curves for the CCE-processed Nb-Ti wires.

料では J_c 特性が顕著に向上しており，その中でも析出熱処理時間に比例して J_c 特性が向上している．これは，通常の方法で作製した Nb-Ti 線材の場合と同様に有効ピンニングサイトの析出によるものと考えられる．更に，通常の方法で作製した Nb-Ti 線材の場合と同様に，析出熱処理前の塑性加工も J_c 特性向上に有効と推測できる．これらを明らかにするために今後の微視的検討を行うことが重要である．

3.2.2 V-Ti 合金線材の超伝導特性

本研究で得られた直径 1 mm の V-Ti 合金線材の臨界温度 (T_c) を示すと，Table 2 のようになる．この表中の記号は以下のような処理を意味する．S：多芯化構造を採らない単芯線材(加工度が低く V と Ti の層厚が大きい複合体)で，合金化熱処理を施した試料．M1：多芯化構造の線材で，合金化熱処理を施した試料．M2：多芯化構造の線材で，合金化熱処理を施した後，減面率 56% の線引き加工し，析出処理した試料．M3：M2 試料と減面率が異なる (56% → 72%) 以外は同じ条件の試料．M4：M2 試料と減面率が異なる (56% → 84%) 以外は同じ条件の試料．以上の試料記号の差を簡潔にまとめると，(1)記号 S と記号 M は層厚の差を意味し，S よりも M の方が合金化に有利で，また，(2)記号 M に続く数字は析出処理前の塑性変形量の差で，数字が大きいほど微細に析出することが予測される．なお，各線径は塑性変形量に比例して小さくなる．

Table 2 からわかるように，層厚の差(合金化するための拡散距離)の影響が少し見られるが，本実験範囲において，析出処理前の加工度の影響は殆どないといえる．同じ試料について求めた臨界電流密度 (J_c -B) 特性を示すと Fig. 6 のようになる．図中の記号は Table 2 の T_c 特性の場合と同一である．これからわかるように， J_c -B 特性の場合には析出処理前の塑性加工の影響が顕著に見られ，析出物が微細になり

Table 2 Critical temperature (T_c) of the CCE-processed V-Ti alloy wires.

Sample	S	M1	M2	M3	M4
T_c (K)	7.7	7.8	7.8	7.8	7.8

Fig. 6 J_c -B curves for the CCE-processed V-Ti wires.

やすいと考えられる試料で特性が高い．なお，単芯線と多芯線の差が大きいの合金化する際の拡散距離の差によるものと考えられる．また，Fig. 6 中の試料 M2, M3, M4 に僅かなピーク効果が見られるが，これは溶解・鋳造して作製された当該合金においても報告されている¹⁾ので，CCE 法で作製された線材特有の現象ではなく，本合金の本質的なものと考えられる．しかしながら，現時点ではその理由を説明できる段階に至っていない．これと同様な現象に関する研究報告¹²⁾ (V_3Ga の熱処理に依存するピーク効果の発現)もあることから，V 系特有の現象と推測される．その報告では， I_c 測定時の磁場方位依存性からピンニング機構と組織の関係で説明しているので，今後，CCE 法製の VTi 合金線材においてもピーク効果に着眼した実験として， I_c 測定時の磁場方位依存性を検討したいと考えている．

ここで得られた T_c 特性はこれまでに報告されている値^{1,4)} とほぼ同じであり，本研究での目的の一つは達せられた．また， J_c 特性に関しては M. Tai らの報告した特性¹⁾ よりも低い，これは本研究における主要な目的である線材化プロセスの検討に重点を置き，化学組成や熱処理(合金化と析出)の最適化は行っていないことによるものである．既述(2章)のように， J_c 値を算出したときの超伝導層の面積は多芯構造の前駆体部分 1 本 1 本が 100% 合金化したと仮定した値であり，換算した J_c 値は低く出る可能性があるが，その確認も行っていない．そのような検討，即ち，熱処理条件と合金化の関係について今後の詳細な検討が必要である．特に V-Ti 合金は，Fig. 6 からわかるように，化学組成や熱処理の最適化により超伝導特性の向上が期待できる．

4. 結 言

本研究では溶解凝固過程を経由しない合金超伝導線材の作製方法を検討した。即ち、クラッド・チップ押出し法(CCE法)による Nb-Ti 合金と V-Ti 合金超伝導線材の作製プロセスの検討である。得られた結果は以下の2点である。

(1) 直径が 0.6 mm~1 mm で、長さが 20 m 以上の Nb-Ti 複合体線材と V-Ti 複合体線材が数種類ずつ作製できたことにより本手法の有効性が示された。

(2) Nb-Ti 合金と V-Ti 合金とも臨界温度(T_c 特性)に関しては通常の方法で作製された線材とほぼ同じ値を示し、本手法の有効性が示された。なお、臨界電流密度(J_c -B 特性)に関しては満足できる結果は得られず、今後の検討すべき項目が示唆された。

本研究の一部は、原子力委員会の評価に基づき、文部科学省原子力試験研究費により実施されたものであることを付言する。

文 献

- 1) M. Tai, et al.: IEEE Trans. Appl. Supercond. (2007) in press.
- 2) K. Inoue, H. Wada, T. Kuroda and K. Tachikawa: Proc. ICMC, Kobe, Japan, (1982) pp. 195-198.
- 3) T. Takeuchi, H. Takigawa, N. Banno, A. Kikuchi and Y. Iijima: Fabrication Method of Hard-to-work Alloys of Superconducting Wires within Multi-stacked Filaments. Japan Patent No. 2004-285744 (2006-100150).
- 4) T. Takeuchi, H. Takigawa, N. Banno, A. Kikuchi and Y. Iijima: Proc. 70th CSJ (Cryogenic Society of Japan) Conference, Yokohama Japan, May 24th-26th (2004), p. 267.
- 5) T. Takeuchi, H. Takigawa, N. Banno, Y. Iijima and A. Kikuchi: To be submitted to Supercond. Sci. Technol.
- 6) S. Saito, S. Ikeda, K. Ikeda and S. Hanada: J. Japan Inst. Metals **53**(1989) 458-463.
- 7) E. M. Savitzkii, V. V. Baron, Y. V. Efimov, M. I. Bychkova and L. F. Myzenkova: *Superconducting Materials*, (Plenum Press, New York, 1973)
- 8) S. Saito, Y. Nakajo, H. Sugawara, J. Yuki, N. Kodaira, A. Kikuchi, Y. Iijima, K. Inoue, T. Takeuchi and S. Nimori: J. Japan Inst. Metals **68**(2004) 629-635.
- 9) S. Saito, T. Kodama and S. Hanada: Mater. Trans. JIM **34**(1993) 261-269.
- 10) S. Saito and Y. Ikegaya: J. Japan Society Tech. Plasticity **44**(2003) 1105-1109.
- 11) M. Komuma and K. Matsumoto: *Choudendouzairyou to Senzai-kagijutsu (in Japanese)*, (Kougakutoshou, Tokyo, 1995) 63-68.
- 12) T. Takeuchi, Y. Iijima, K. Inoue and K. Tachikawa: J. Japan Inst. Metals **49**(1985) 784-791.