Cu-Ni-Mn 合金を複合化した 超極細多芯交流用 Nb-Ti 超電導線材

——臨界電流密度と安定化銅の残留抵抗比——

宮下 克己, 酒井 修二, 鎌田 圀尚, 田中 浩樹*

日立電線株式会社システムマテリアル研究所 土浦市木田余町 3550

* 超電導発電関連機器・材料技術研究組合 (Super-GM) 大阪市北区西天満 5-14-10

(1994年1月12日受理)

Sub-Micron Filament Nb-Ti Superconducting Wires
with Cu-Ni-Mn Alloy for AC Use—Critical Current Density and RRR of Stabilizer Cu

Katsumi MIYASHITA, Shuji SAKAI,
Kunihisa KAMATA and Hiroki TANAKA*

System's Material Lab., Hitachi Cable, Ltd., 3550 Kidamari-cho, Tsuchiura 300

* Super-GM, 5-14-10 Nishitenma, Kita-ku, Osaka 530

(Received January 12, 1994)

Synopsis :

Critical current density and stability of sub-micron filament Nb-Ti superconducting wires with Cu-Ni-Mn alloy matrix are described. Characteristics of critical current density J_c depend on filament diameter d_f , kinds of matrix and ratio of filament spacing d_n to d_f . In the case of large $d_n/d_f (=0.65-1)$ wires, increasing J_c with decreasing d_f is slight due to low pinning force. Residual Resistance Ratio (RRR) of the wires which were heat treated ($100-250^\circ\text{C} \times 1$ hour) at final size increased to 70-80. These values are three times those of the as drawn wires. The final heat treatment at more than 300°C degraded RRR and J_c , because of Ni diffusion. AC (50Hz) quench current at high field (>2 T) of the secondary twisted cable with 36 strands (copper ratio 1.9) is higher than DC critical current of the secondary twisted cable.

Keywords : sub-micron filament, Nb-Ti superconducting wire, Cu-Ni-Mn alloy, critical current density, RRR of stabilizer Cu

1. はじめに

前報¹⁾において, Cu-Ni-Mn 合金を複合化した交流用 Nb-Ti 超電導素線の交流損失特性について示し, マトリックスへの磁性元素 Mn の添加がヒステリシス損失低減に有効であることを示した。交流用線材には, 低交流損失化のほかに, 2 T 以下の低磁界における高電流密度化と高安定化が要求され, 多重撚線による大電流容量化に際しても素線の安定性や J_c 特性が大きく影響してくる。

高臨界電流密度化に関しては, 従来の Nb-Ti 超電

導線で行われてきた α -Ti 析出のための時効熱処理は, $0.1 \mu\text{m}$ オーダーのフィラメントを有する交流線材には効果がなく, 逆に J_c 劣化の原因となるため^{2,3)}, フィラメントの極細化による S/N (超電導/常電導) 境界面のピンニング (Surface Pinning) による高 J_c 化が重要となる。加えて, λJ_c 向上のためには, フィラメント間隔の縮小による Nb-Ti 体積率の向上が重要となり, 近接効果によるヒステリシス損失増加を抑制できる限界までフィラメント間隔を縮小する必要がある。

安定性向上としては, 温度マージンの点からフィラメントの極細化に伴う Nb-Ti の T_c 低下を極力抑え

Table 1 Specification of strand, sub-cable and final cable.

Strand	
Diameter	0.19 mm
Filament diameter	0.1 μm
Filament spacing	0.065 μm
Twist pitch	1.2 mm
Cu/Nb-Ti	1.9
Nb-Ti	11%
Twisting pattern	S (right)
Sub-cable	
Maximum diameter	0.57 mm
Cabling pitch	7.3 mm
Structure	6 strands+1 Cu-10% Ni core
Twisting pattern	S (right)
Final cable	
Maximum diameter	1.71 mm
Cabling pitch	21.8 mm
Structure	6 sub-cables+1 Cu-10% Ni core
Twisting pattern	Z (left)

ること、安定化銅比や残留抵抗比 (RRR) の向上, Ni 濃度の低い (抵抗率の低い) Cu-Ni-(Mn)合金の使用等が考えられる。ただし、これらの対策の中には λJ_c の低下や交流損失の増加を招くものもあり、低交流損失、高 J_c 、高安定性の3特性を同時に達成するには、安定化銅の Cu-Ni による分割化 (渦電流損失低減) と銅自身の抵抗率の低減、Nb-Ti フィラメント径を T_c の劣化が顕著になる $0.07 \sim 0.1 \mu\text{m}^{4-6)}$ より大きくする必要がある。

本報では、前報¹⁾に続き、フィラメント周りのマトリックスに Cu-Ni-Mn 合金を用いた交流用 Nb-Ti 超電導線の臨界電流密度特性と安定性⁷⁾ および、素線を複数本撚り合わせた1次、2次撚線の直流、交流電流通電特性⁷⁾について報告する。

2. 試 料

試作した素線 (Type-2~9) の諸元および断面構成は前報¹⁾の Table 2 と Fig.1 に示したので省略する。素線の特徴は、近接効果抑制のために、(1) フィラメント周りのマトリックス合金組成、(2) d_n と d_f の比 (d_n/d_f)、の2つの因子を変えたことにある。安定化銅は線の中心部に Cu-10% Ni-0.9% Mn 合金で31分割して配置し、素線径 0.2 mm における分割された個々の銅フィラメント径は約 15 μm まで細分化

されている。素線全体に占める安定化銅の体積率は全ての線において統一して23%とした。伸線加工の繰返しにより、フィラメント径の異なる線材を作製したため、素線径に比例して Nb-Ti および安定化銅フィラメント径も小さくなる。

Table 1 に、前報¹⁾において全 Type 線材中磁界振幅 0.5 T, 50 Hz の交流磁界中で交流損失の最も小さかった Type-9 のフィラメント径 $d_f=0.1 \mu\text{m}$ 線材 (素線径: 0.19 mm, ツイストピッチ $l_p=1.2 \text{ mm}$) を用いた1次および2次撚線の諸元を示す。撚線を構成する素線の長さ方向と平行な磁界 (縦磁界) 成分による、通電電流の劣化^{8,9)}を防ぐため、2次撚線の撚り方向は素線と1次撚線の撚り方向 (右撚り: S) と逆 (左撚り: Z) にした。

Fig. 1 に2次撚線の断面写真を示す。

1次および2次撚線の中心線は素線間の相互インピーダンスによる逆方向電流^{10,11)}を防止するため、Cu-10% Ni 線を用いた。

伸線加工時に生じた安定化銅の加工歪を除去することによる銅の抵抗率低減のため、最終線径において $150 \sim 450^\circ\text{C} \times 1 \text{ h}$ の熱処理を行った。

3. 実験方法

素線の臨界電流 I_c は、GFRP (G-10) 製円筒型ホ

Fig. 1 Cross sectional photo of final cable (strand diameter 0.19 mm).

ルダーに掘られたV型溝に無誘導巻きにして固定し、4端子法により測定した。臨界電流 I_c の定義は、電圧端子間の抵抗率 $\rho=10^{-14} \Omega \cdot \text{m}$ 時の電流値とし、 I_c を Nb-Ti のみの断面積で除したものを J_c 、線材の断面積で除したものを λJ_c とした。

直流および交流のクエンチ電流測定においては1次および2次燃線を GFRP 製の円筒型ホルダーに掘られたV型溝に沿って張力を掛けながらスパイラルに3ターン巻き付けて固定し、電流リードへの接続の際は、燃線を素線単位までほぐして約 50 mm にわたって銅製電流リードと半田接続した。直流の外部印加磁界中で、燃線に直流または 50 Hz の交流電流を通電し、クエンチ時の電流を I_q とし、交流の場合には正弦波電流のピーク値を I_q とした。直流 I_q は、素線または燃線がワイヤムーブメント等による機械的擾乱によってクエンチするのではなく、安定化銅の許容電流値を越えることによって銅部がジュール発熱して線がクエンチしたときの電流値とした。クエンチがジュール発熱によるものか、それとも機械的擾乱によるものかを判別するために、線材の電圧-電流 ($V-I$) 曲線よりクエンチ時の出力電圧 V と通電電流 I の積 VI が、磁界を変化させても、ほぼ一定値となることを確認することでジュール発熱によるクエンチかどうかを決定した。ただし、銅の磁気抵抗効果やゼロ磁界近傍での素線内の電流分布の不均一性等が存在するために、 VI 一定の判断をする磁界領域は 1 T 以上とした。線のワイヤムーブメントを防止するため、測定に用いた円筒型 GFRP 母材は繊維の積層方向を軸方向とした。この結果、液体ヘリウム中におけるホルダ

Fig. 2 Dependence of critical density J_c of Nb-Ti filament diameter for Type-2 (Cu-10%Ni-0.9% Mn/Nb-Ti, $d_f: d_n=1:0.4$) and Type-7 (Cu-10% Ni-0.9% Mn/Nb-Ti, $d_f: d_n=1:1$). (b) Dependence of critical current density J_c of Nb-Ti filament diameter for Type-3 (Cu-30%Ni-0.9% Mn/Nb-Ti, $d_f: d_n=1:0.4$) and Type-9 (Cu-30% Ni-0.9% Mn/Nb-Ti, $d_f: d_n=1:0.65$). (c) Dependence of critical current density J_c of Nb-Ti filament diameter for Type-4 (Cu-30%Ni-1.34% Mn/Nb-Ti, $d_f: d_n=1:0.4$) and Type-5 (Cu-30% Ni-1.78% Mn/Nb-Ti, $d_f: d_n=1:0.4$).

一の半径方向の熱収縮率は Nb-Ti 線材とほぼ同じ 0.2~0.3% になり^{12,13)}, ワイヤームーブメントを極力防止するようにした。

安定化銅の残留抵抗比 (RRR) は, 素線に 0.1 A 通電時の 10 K における T_c 直上抵抗 R 10 K と室温 293 K における抵抗 R 293 K の比 (R 293 K/R 10 K) より求めた。

4. 臨界電流密度

Fig. 2 (a) に Nb-Ti フィラメント周りのマトリックスに Cu-10% Ni-0.9% Mn を用いた Type-2 と 7 線材の J_c のフィラメント径 d_f 依存性を示す。Type-2 線材 ($d_n/d_f=0.4$) において, J_c は d_f の減少と共に増加して $d_f=0.055 \mu\text{m}$ ($d_n=0.022 \mu\text{m}$) で最大となり, $d_f=0.04 \mu\text{m}$ で急激に減少する。 $d_f=0.1 \mu\text{m}$ 以下での J_c の急激な増加は, Cu/Nb-Ti 線材で Hlasnik らにより⁹⁾, また, Cu-10% Ni/Nb-Ti 線材で Tateishi ら¹⁴⁾により報告されており, 増加の原因は, 量子磁束がフィラメントとマトリックスの界面 (S/N境界面) 付近に沿って一次元配列したことによるものとされている。B=0.5 および 1 T での量子磁束間隔は $a_f=0.07$ および $0.05 \mu\text{m}$ であり, この値は, J_c が最大となる $d_f=0.055 \mu\text{m}$ にほぼ一致する。また, $d_f=0.04 \mu\text{m}$ での 2 T における J_c の低下が, 0.5, 1 T における J_c の低下率に比較して小さいことから, $d_f=0.04 \mu\text{m}$ 以下での J_c 低下の原因は, d_f と d_n のサイズが 0.5 T および 1 T の量子磁束間隔 a_f より小さくなり過ぎたために有効に働くピンニングセンターが減少したことの影響が大きいと考えられる。

一方, フィラメント間隔 d_n を広げた Type-7 ($d_f/d_n=1$) 線材は, $d_f=d_n=0.1 \mu\text{m}$ まで近接効果によるヒステリシス損失 Q_h の増加を抑制できた線材 (前報¹⁾ Fig. 3 (b) 参照) であるが, フィラメントの極細化による J_c の向上がほとんど観察されず, 近接効果により Q_h が増加する $d_f=d_n=0.08 \mu\text{m}$ においても J_c の向上はほとんどみられない。Type-2 と 7 の J_c - d_f 特性の違いから, J_c は近接効果によるフィラメント間の電磁気結合だけでなく, d_f/d_n に依存する傾向があることがわかった。

Fig. 2 (b) にフィラメント周りに Cu-30% Ni-0.9% Mn を用いた Type-3 ($d_n/d_f=0.4$) と 9 ($d_n/d_f=0.65$) 線材の J_c - d_f 特性を示す。 J_c は d_f の減少に伴い, $0.1 \mu\text{m}$ まで増加し, $0.08\sim0.1 \mu\text{m}$ 付近で減少または飽和した。両者の J_c 特性は, $d_f=0.15 \mu\text{m}$ 以下で d_f

Fig. 3 Dependence of λJ_c on magnetic field for Types-2, 3, 4, 7, 9.

依存性が異なり, フィラメント間隔 d_n の小さい Type-3 のほうが J_c の上昇率が高くなる。フィラメント間隔を広げた Type-9 は, Fig. 2 (a) の Type-7 線材と同様に J_c の上昇率が低い。Fig. 2 (a) の Type-2 線材と比較すると, J_c の最大値や最大となる d_f が異なっており, J_c - d_f 特性が近接効果によるフィラメント間の電磁気結合, つまりはマトリックス合金のコヒーレンス長さ ξ_n に依存することがわかる。

Fig. 2 (c) に Mn 濃度を向上させた Type-4 (Cu-30% Ni-1.34% Mn) と Type-5 (Cu-30% Ni-1.78% Mn) 線材の J_c - d_f 特性を示す。Mn 濃度を 1.78% まで高めた Type-5 線材は, 著しく J_c 特性が劣化している。Type-5 はヒステリシス損失 Q_h - d_f 特性も劣化しており (前報¹⁾ Fig. 3 (a) 参照), Q_h 低減と J_c 向上の観点から作製した線材の中では, マトリックス中の Mn 濃度は 1.34 wt% が最良の特性を示した。Type-4 線材は $d_f=0.07 \mu\text{m}$ においても J_c が上昇しているのに対し, マトリックスの ξ_n が Type-4 より大きい Type-3 線材において $0.1 \mu\text{m}$ 以下で J_c が低下したことは, J_c - d_f 特性がマトリックスの ξ_n 以外の特性 (例えばマトリックスの比透磁率 μ_r) にも依存することを示している。

Fig. 2 の J_c - d_f 特性から, フィラメントの極細化による J_c 向上のためには, 弱い近接効果による低磁界中でのヒステリシス損失の増大を無視するならば, 試作線材中でフィラメント間隔 d_n を最も小さくした $d_n/d_f=0.4$ の線材が最適であった。

Fig. 3 に Type-2, 3, 4, 7, 9 線材の λJ_c -B 特性を示す。図中の線材は, 各 Type で最もヒステリシス損失 ($\pm 0.5 \text{ T/cycle}$) が低い d_f を有する線材である。試作線材の中では Type-4 (Cu-30% Ni-1.34%

Fig. 4 Dependence of pinning force F_p on magnetic field for Types-2, 3, 4, 7, 9.

Mn) の $d_f=0.12\ \mu\text{m}$ 線材の λJ_c が最も高く、0.5 T で $\lambda J_c=2,400\ \text{A}/\text{mm}^2$ が得られた。Type-7, 9 線材の λJ_c が低い第一の原因として、Type-2, 3, 4 に比較して Nb-Ti 体積率が低いことがあげられ、 λJ_c 向上の対策としては、線材の断面構成をトリプルスタックからダブルスタックにすることによる Nb-Ti 体積率の向上があげられる。

Fig. 4 に Fig. 3 に示した 5 種類の線材のピンニング力 F_p と磁界の関係を示す。 F_p は Nb-Ti フィラメントと磁界 B との角度が 90° として $F_p=J_c \times B=J_c \cdot B$ とした。

F_p は、約 0.5 T で最大となり、フィラメント間隔 d_n を広げると全体的に低下する傾向にある。その原因としては、 d_n 増大により単位断面積当たりの Nb-Ti とマトリックスの境界部が減少したため、実質的に S/N 境界面でのピンニング力が低下したと考えられる。また、Mn 濃度を高めた Type-4 線材の F_p が図中で最も大きいことからマトリックスの磁化 (透磁率) もピンニングに寄与している可能性を示している。

Fig. 5 に Type-2, 3, 4, 7, 9 線材の $(Q_h/\lambda J_c)-d_f$ 特性を示す。ヒステリシス損失 Q_h は $\pm 0.5\ \text{T}/\text{cycle}$ 、 λJ_c は 0.5 T の値を用いた。 $d_f=0.12\sim 0.2\ \mu\text{m}$ の範囲での Type-4, 7, 9 線材の特性はほぼ一致している。前記 3 つの Type 線材の Q_h-d_f 特性 (前報¹⁾ Fig. 3 (a), (b) 参照) において、 $d_f=0.12\sim 0.2\ \mu\text{m}$ の範囲での同じ d_f における Q_h は、Type-7→Type-9→Type-4 の順で増加していた。また、本報の Fig. 2 (a)~(c) に示した J_c-d_f 特性でも同じ d_f における J_c が Type-7→Type-9→Type-4 の順で増加していた。そして Fig. 5 において 3 つの Type 線材の $Q_h/\lambda J_c-d_f$ 特性が一致

Fig. 5 Dependence of $Q_h/\lambda J_c$ at 0.5 T on filament diameter for Types-2, 3, 4, 7, 9.

したことから、 $d_f < 0.2\ \mu\text{m}$ において近接効果によるフィラメント間の電磁気結合がおきていないとき、 $d_f:d_n$ やフィラメント周りのマトリックス合金の種類に関係なく $Q_h/\lambda J_c$ はある一定の d_f 依存性を示すことがわかった。

Fig. 5 中の $d_f=0.12\sim 0.2\ \mu\text{m}$ における d_f と $Q_h/\lambda J_c$ の関係は $d_f^{4.6} \propto Q_h/\lambda J_c$ の関係にある。Takacs と Campbell¹⁵⁾ によれば d_f がサブミクロンオーダーの場合、侵入磁界 H_p 以下あるいは微小交流振幅磁界中でのヒステリシス損失は、 $d_f^3 \propto Q_h/\lambda J_c$ の関係となる。また、松下ら^{16,17)} は Takacs らの結果をもとに磁束の可逆運動と下部臨界磁界付近での反磁性効果を考慮した結果、より実測値に近い結果を得ているが、実測値は予想値より更に低く、その原因についてはいまだ明らかにされていない。Fig. 5 における $d_f^{4.6} \propto Q_h/\lambda J_c$ の関係も磁束の可逆運動と量子磁束間隔程度まで極細化した Nb-Ti フィラメントの低磁界中での反磁性効果が寄与した結果と推測される。

5. 燃線の直流・交流電流通電特性

実際の電力機器において、超電導線は多重燃線構造の大容量導体として用いられる。そこで、前報¹⁾において $B_m=0.5\ \text{T}$ で最も交流損失の低かった Type-7 の $d_f=0.1\ \mu\text{m}$ (線径 0.19 mm) 線材を用いた 1 次および 2 次燃線を試作し、直流磁界中での直流および交流電流通電特性を測定した。

Fig. 6 に 1 次、2 次燃線の直流 I_c 、直流、交流 I_q-B 特性を示した。0.5 T における 2 次燃線の直流 I_c は、素線 $I_c \times 36$ 倍の約 96% に達し、自己磁界の影響は少ない。1 次燃線の直流 I_c と直流クエンチ電流 I_q (DC) を比較すると、高磁界側では I_q が I_c の 2 倍

Fig. 6 Dependence of I_c and quench current: I_q (AC at 50 Hz and DC) of sub and final cables on DC applied field.

以上に達している。これは、この素線の銅比 (Cu/Nb-Ti) が 1.9 と交流用線材としては高いためである。

交流 I_q (AC) は直流 I_q (DC) とほぼ同等の値を示し、1次撚線においては交流電流による I_q の顕著な劣化は観察されなかった。ただし、0.5 T 以下の低磁界中で I_q (DC) より若干低い値を示した。2次撚線の I_q (DC) は、1次撚線 I_q (DC) の約 6 倍に一致した。 I_q (AC) は交流電源の容量の関係上、 $B=2$ T までしか測定できず、2 T における I_q (AC) は約 650 A peak であった。

1次撚線の I_q (AC) と 2次撚線の I_q (DC) 特性から判断して商用周波数の交流電流を通電可能な 1 kA 級の導体 (2次撚線) は作製できたと推測される。ただし、0.5 T 以下での 2次撚線の I_q (AC) は、 I_c と同等かそれ以下まで低下すると考えられる。

交流磁界中における大容量導体の交流電流通電特性は、1 T 以下で縦磁界による磁気的不安定性⁸⁾ や交流損失の増加¹⁸⁾、電流リードから各素線への電流流れ込み時の不均一性⁹⁾ 等の数多くの問題点が指摘されており、縦磁界対策として、ツイストピッチ、撚線の撚り方向とピッチ、素線断面におけるバンドル部分の厚さ等の最適化^{8,9)}が必要となる。

6. 安定銅部の RRR

銅の抵抗率低減による高安定化は、一方で渦電流損失の増加を招くが、Cu-Ni 合金で分割した安定化銅の渦電流損失は、銅フィラメント半径の 2 乗に比例するため、銅フィラメント径を銅の平均自由工程¹⁹⁾程度まで分割することで、無視できるほど低減可能である。

Fig. 7 Dependence of RRR ($R_{293\text{K}}/R_{10\text{K}}$) on heat treatment ($\times 1$ hour) for Type-2 ($d_f=0.18 \mu\text{m}$) and Type-7 ($d_f=0.09 \mu\text{m}$) wires.

Fig. 7 に伸線加工により生じた安定化銅の加工歪を除去するために $150\sim 350^\circ\text{C} \times 1\text{ h}$ の最終熱処理を行った線材の残留抵抗比 RRR と熱処理温度の関係を示す。用いた線材は、Type-2 の $d_f=0.18 \mu\text{m}$ (線径 0.27 mm, 銅フィラメント径 $20 \mu\text{m}$) 線材と Type-7 の $d_f=0.09 \mu\text{m}$ (線径 0.19 mm, 銅フィラメント径 $14 \mu\text{m}$) 線材の 2 種類とした。RRR は、非熱処理線材で 25~30 に対し、 200°C の熱処理をすることで 70~80 に向上し、 $250\sim 300^\circ\text{C}$ で最大値を示して 300°C 以上で減少する。非熱処理材の 10 K における安定化銅の電気抵抗率 (at 0 T) は実測値より $\rho=5 \times 10^{-10} \Omega \cdot \text{m}$ なので $250^\circ\text{C} \times 1\text{ h}$ の最終熱処理により $\rho=1.8 \times 10^{-10} \Omega \cdot \text{m}$ まで低減できる。 300°C 以上での RRR の低下は安定化銅周囲の Cu-10% Ni 分割材からの Ni 拡散による銅の汚染が原因と考えられる。また、線径の小さい素線のほうが、 300°C 以上での RRR の低下が激しいのは、個々の銅フィラメント径が小さいために Ni 拡散による影響を受けやすくなるためと考えられる⁷⁾。

Fig. 8 に前記 2 種類の線材の J_c と最終熱処理温度の関係を示す。 $d_f=0.18 \mu\text{m}$ 線材の J_c は 300°C 以上の温度で急激に減少しており、Ni 拡散による Nb-Ti の劣化が 300°C から始まることを示している。一方、 $d_f=0.09 \mu\text{m}$ 線材は 275°C 付近より J_c の低下が起きていることからフィラメント径が小さくなるほど J_c 劣化開始温度は低温側に移行することがわかる。

Fig. 7 と 8 より、 J_c 特性を劣化させないで、かつ線材の安定性を向上させるための最終熱処理条件は、 $200\sim 250^\circ\text{C} \times 1\text{ h}$ であることがわかった。この最終熱処理により安定化銅の抵抗率が低減できるため、銅の

Fig. 8 Dependence of J_c on heat treatment ($\times 1$ hour) for Type-2 ($d_f = 0.18 \mu\text{m}$) and Type-7 ($d_f = 0.09 \mu\text{m}$) wires.

体積率を減らし、一方で Nb-Ti 体積率を向上させることにより安定性を保持したまま λJ_c を向上させることができる。

7. 結 論

Nb-Ti フィラメント周りに Cu-Ni-Mn 合金を複合化し、マトリックス、フィラメント径およびフィラメント間隔の異なる交流用 Nb-Ti 超電導線を作製した。試作線材を交流損失、臨界電流密度、安定性の観点から調査検討し、以下の結果を得た。

1) J_c は、フィラメント径 d_f 、マトリックス合金の物性値（コヒーレンス長さ、比透磁率等）および d_f に対するフィラメント間隔 d_n の比 (d_n/d_f) に依存して変化し、量子磁束間隔と d_f や d_n のサイズが近くなるほど J_c の d_f 依存性が顕著になる。

2) 近接効果抑制のためにフィラメント間隔 d_n を広くしていくと、ヒステリシス損失は低減できるが、ピンニング力が低下するため、フィラメントの極細化に伴う J_c の増加がほとんど期待できなくなる。

3) 高銅比 (Cu/Nb-Ti=1.9) 素線を用いた 1 次燃線は、直流磁界中で素線 I_c の本数倍以上の交流電流を通電可能であり、1 次、2 次燃線は 2 T 以上の磁界中で直流 I_c をはるかに上回る交流電流をクエンチせずに通電可能であった。

4) 最終熱処理 $200 \sim 250^\circ\text{C} \times 1 \text{ h}$ を行うことで、安定化銅の加工歪を除去し、超電導特性を劣化させることなく、残留抵抗比 RRR を熱処理前の 2～3 倍に向上させ、安定性を高めることができる。

本研究は、通産省工業技術院ニューサンシャイン計

画「超電導電力応用技術開発」の一環として新エネルギー・産業技術総合開発機構 (NEDO) からの受託により、実施したものである。

参 考 文 献

- 1) 宮下克己, 酒井修二, 鎌田岡尚, 田中浩樹: 低温工学 **29** (1994) 229
- 2) 宮下克己, 酒井修二, 鎌田岡尚, 畠山秀夫: 第 44 回低温工学研究発表会予稿集 (1990) 95
- 3) 鈴木光政, 三橋 説: 低温工学 **28** (1993) 30
- 4) I. Hlasnik, S. Takacs, V. P. Burjak, M. Majoros, J. Krajcik, L. Krenpasky, M. Polak, M. Jergel, T. A. Koneeva, O. N. Mironova and I. Ivan: Cryogenics **25** (1985) 558
- 5) 小笠原武, 久保田洋二, 八十濱和彦: 低温工学 **22** (1987) 83
- 6) 米田えり子, 伊藤大佐: 低温工学シンポジウム講演論文集 **3** (1990) 177
- 7) 酒井修二, 宮下克己, 外山元一, 鎌田岡尚, 田中浩樹: 第 48 回低温工学研究発表会予稿集 (1992) 189
- 8) 雨宮尚之, 松木隆典, 塚本修巳, Ivan Hlasnik: 低温工学 **28** (1993) 366
- 9) K. Funaki, S. Satoh, M. Iwakuma, M. Takeo, K. Yamafuji, et al.: Proc. ICFA Workshop on AC Superconductivity, Japan (1992) 32
- 10) O. Tsukamoto: Proc. ICFA Workshop on AC Superconductivity, Japan (1992) 49
- 11) S. Torii, S. Akita, R. Ishikawa, N. Amemiya and O. Tsukamoto: IEEE Trans. Magn. **3** (1993) 126
- 12) 田中靖三: 低温工学 **22** (1987) 94
- 13) 渡辺和雄, 能登宏七, 武藤芳雄: 低温工学 **25** (1990) 318
- 14) H. Tateishi, T. Onishi, K. Ohmatsu, K. Takei and M. Nagata: Proc. of Int. Symposium on Flux Pinning and Electromagnetic Properties in Superconductors, Japan (1985) 208
- 15) S. Takacs and A. M. Campbell: Supercond. Sci. Technol. **1** (1988) 53
- 16) T. Matsushita, E. S. Otake, M. Iwakuma, K. Funaki, K. Yamafuji, O. Miura, K. Matsumoto and Y. Tanaka: Adv. Cryo. Eng. (Materials) **40** (1993) to be published
- 17) 小田部莊司, 松下照男, 岩熊成卓, 船木和夫, 山藤 馨, 三浦大介, 松木 要, 田中靖三: 第 50 回低温工学研究発表会予稿集 (1993) 131
- 18) 船木和夫: 低温工学 **27** (1992) 398
- 19) E. W. Collings: Adv. Cryo. Eng. (Materials) **34** (1987) 871