撚線型極細多芯化合物超電導線

田 中 靖 三 古 戸 義 雄

池 田 長 井 上 至

古河電気工業株式会社開発本部中央研究所 東京都品川区二葉2丁目9番15号

鈴 木 卓 哉 目 黒 信一郎

古河電気工業株式会社開発本部日光研究所 栃木県日光市清滝500

(1976年9月2日受理)

Multifilamentary Stranded Compound Superconductor

Yasuzo TANAKA, Yoshio FURUTO, Masaru IKEDA and Itaru INOUE

Central Research Laboratory, The Furukawa Electric Co., Ltd.
2-9-15 Futaba, Shinagawa-ku, Tokyo, Japan

Takuya SUZUKI and Shinichiro MEGURO

Research and Development Laboratory, The Furukawa Electric Co., Ltd.
500 Kiyotaki, Nikko-shi, Tochigi-ken, Japan

(Received 2, Sept. 1976)

Synopsis :

This paper summarizes our works on newly-developed multifilamentary V_3Ga and Nb_3Sn compound superconductors, including their designing, processing, and characteristics such as mechanical and superconducting properties, and coil performances.

1. 緒 言

A-15 型化合物超電導体は、その超電導諸特性が優れていることから、合金超電導体によっては達成し得ないような高磁場を必要とする応用分野に大きく期待されてきた。しかしながら、化合物超電導体のもつ脆弱性は線材開発の一課題であると同時にその広汎な応用の一障害ともなっていた。

まず、化合物超電導体の機械的課題に対する一つの解決策として、Fig. 1(a)のような単芯テープ状導体構造が提示された¹⁾。この構造の Nb_3Sn 線および V_3Ga 線はすでに実用の段階にある。最近では Nb_3Sn テープによって 158 kG²⁾、 Nb_3Sn テープと V_3Ga テープによって 175 kG³⁾ の高磁場が発生できるに至った。しかし、このようなテープ状導体を用いて超電導

マグネットを設計する場合、導体の構造上の異方性に起因する不安定性が共通した技術的課題となっている⁴⁾⁵⁾。本来、単芯テープ状導体はその幅広面に平行な磁場に対しては安定であるが、テープに垂直な磁場に対しては不安定性が生じやすい特性を示すからである。Flux Jump によってエネルギーが放出され、また励磁に際してテープの幅に大きく依存して磁氣的損失が発生するため、導体やマグネットの設計には特別な配慮が必要である。さらに、テープ状導体を超電導マグネットに使用する場合、その性質上パンケーキ状コイルにならざるをえず、高均質の用途には不向きなものとなる。

一方、この種の高磁場用マグネットに対してパルスの動作に十分安定に耐えられること、コンパクトな形状であることおよび高均質であることの要求が高まっ

Fig. 1 Schematic views of compound superconductor

- (a) single-core tape-like conductor
(b) multicore stranded conductor

ている。したがって、極細多芯化合物超電導線の出現が切望されてきた。このような要請に応ずべく、我々は極細多芯化合物超電導線の開発に着手し、Fig. 1 (b)のような V_3Ga および Nb_3Sn の撚線型極細多芯化合物超電導線を完成した⁷⁾⁸⁾¹⁶⁾。

ここでは、線材の設計と製造方法およびその超電導諸特性、機械的特性ならびにコイル特性について記述する。

2. 導体の設計

(1) 力学的設計

まず、化合物超電導体の脆弱性を克服するための力学的な設計は巻線性と信頼性の高い実用的な化合物線の開発にとって最も重要な事柄である。

(a) 曲げ強度

いま、フックの法則が適用できる複合体を考え、Fig. 2 の如く弾性範囲内の曲げを加え、縦繊維に生ず

Fig. 2 Symmetrical bending of beam

Fig. 3 Relationship between the size of compound superconductor and the radius of curvature

る垂直応力 σ は (1) 式で表わされる。

$$\sigma = E\varepsilon = Ey/\rho \quad \therefore \varepsilon = y/\rho \quad \cdots \cdots (1)$$

ここで、 E は複合体の縦弾性係数、 ρ は曲げ半径、 y は縦中立軸からの距離、 ε は縦歪を表わす。

縦繊維に生ずる最大歪 ε_{max} は引張および圧縮側で同等として、中立軸から化合物超電導体最外表面までの距離を $d/2$ とすれば、(2) 式で表わせる。

$$\varepsilon_{max} = d/(2\rho) \quad \cdots \cdots (2)$$

化合物超電導体の ε_{max} 値を 0.2~0.4% とし⁹⁾²⁵⁾、導体の大きさを D (一般には、Fig. 2(b) に示す如く $D \approx 3/2 \cdot d$ と考えてよい) とすれば、曲率半径とは Fig. 3 のごとき関係になる。ここで、 $D > 3\rho\varepsilon_{max}$ の領域では化合物は損傷を受け曲げ使用に耐えないが、 $D \leq 3\rho\varepsilon_{max}$ の領域では化合物は健全であることがわかる。さらに、実用的な曲率半径を 1/2 インチとすれば、導体の大きさの限界値 D_0 はテープ状および丸状いずれの場合でも 0.13 mm 以下に小さくしなければならないことがわかる。

(b) 可撓性

導体の可撓性や巻線性を定量的に表示することは難しいが、梁の曲げの公式 (3) から曲げ剛性を評価することによりある程度の知見が得られる。

$$1/\rho = M/(EI) \quad \cdots \cdots (3)$$

ここで、 M は曲げモーメント、 I は断面 2 次モーメントである。

いま、化合物超電導体の断面積を一定 ($\approx 0.1 \text{ mm}^2$)

Fig. 4 Relationship between the bending moment and the radius of curvature in various kinds of conductor

とし、力学的に結合された各種導体の曲げモーメントと曲率半径とは Fig. 4 のごとき関係になる。同一曲げモーメントに対する曲率半径を比較すれば、テープ状導体や燃線型導体において著しく小さいことがわかる。

換言すれば、(3)式における(EI)積(M は一定)の比較によって化合物超電導線の可撓性を評価することが可能になる。たとえば、丸状導体の可撓性を“1”とすれば、テープ状導体のそれが約40に、また燃線型導体のそれが12になる。したがって、燃線型の化合物超電導体はテープ状超電導体と同程度のよい可撓性を持つことがわかる。しかし、テープ状導体には曲げ方向に依存する異方性が大きい欠点を有している。

(c) 電磁力

ソレノイドに発生する電磁力は、軸方向 σ_a 、半径方向 σ_r および円周方向 σ_t の各成分に分類することができる。本来、化合物は引張りに対してよりも圧縮に対して強いことから、圧縮を主体とする σ_a はボビン等の構造材の選定と設計によって補われる。しかし、 σ_r および σ_t は化合物超電導体の機械的強度に直接的に係わる点で、また化合物超電導体が高磁場で使用される点で重要である。

Fig. 5 Deformation in the middle section of solenoid

いま、Fig. 5 に示すようなドーナツ状断面をもつ円筒コイルを仮定し、厚肉円筒を想定してその中心断面における変形を考えると、磁場中心から r の点における σ_r および σ_t は各々 (4) 式で表わせる。ここで、中心断面における最大磁場を 100 kG, $r_1=15$ mm, $r_2=75$ mm とすれば、円筒コイルの最内層において σ_t は最大となることがわかる。

$$\sigma_r = \frac{r_1^2 p_1 - r_2^2 p_2}{r_2^2 - r_1^2} - \frac{r_1^2 r_2^2 (p_1 - p_2)}{r^2 (r_2^2 - r_1^2)}$$

$$\sigma_t = \frac{r_1^2 p_1 - r_2^2 p_2}{r_2^2 - r_1^2} + \frac{r_1^2 r_2^2 (p_1 - p_2)}{r^2 (r_2^2 - r_1^2)} \dots (4)$$

しかし、これらの値は円筒形コイルの外層からの縮具や巻線作業中の線張力（化合物超電導線ではごくわずかである）などによる圧力 p_2 によって大きく影響

Fig. 6 Relationship between the stress distribution and P_2 in the middle section of solenoid at $P_1=4\text{kg/mm}^2$

され Fig. 6 のごとく変化する。この図において、最内層における σ_t の変化が最も重要であることがわかる。導体は 4.3 kg/mm^2 以上の引張応力に耐え、かつ p_2 の大きさによっては 4 kg/mm^2 以上の圧縮応力に耐えるものであらねばならない。化合物超電導線の強度は 2 kg/mm^2 程度であるため、線材の補強として何等かの高強度材を付加することが必要である。

(2) 安定化

極細多芯化合物超電導体の安定化方策について以下に記述する。

(a) 本質的安定化

超電導線中の熱拡散の速さが磁気拡散の速さに比べて充分遅いので、導体の温度上昇を断熱的な状態とみて (5) 式が与えられる¹⁰⁾。

$$\omega < 1/J_c \{ C(T_c - T_b) \cdot 10^9 / \pi \}^{1/2} \quad \dots\dots (5)$$

ここで、 ω (cm) は超電導体の大きさ、 J_c (A/cm^2) は臨界電流密度、 C ($\text{J/cm}^3 \cdot \text{K}$) は超電導体の比熱、 J_c ($^\circ\text{K}$) は磁場下の臨界温度、 T_b ($^\circ\text{K}$) は冷媒温度である。

V_3Ga 線の場合、 $J_c \approx 5 \times 10^5$, $C \approx 10^{-3}$, $T_c \approx 11.5$ および $T_b = 4.2$ とすると、 $\omega < 3 \times 10^{-3}$ となる。また、 Nb_3Sn 線の場合、同様の計算によって $\omega < 3.2 \times 10^{-3}$ となる。これらの数字から、テープ状導体も厚み方向では安定化条件を満たしているが、幅広方向では安定化の条件を満たさないことがわかる。

一方、かかる大きさの超電導体内で磁束の運動による熱が発生する速さを高電導度の金属との接触によって遅くさせる動的安定化方法は (6) 式により評価される¹¹⁾。

$$W > 1/4 \cdot \pi \cdot J_c^2 \cdot \omega^3 \cdot \rho / \{ k \cdot (T_c - T_b) \} \quad \dots (6)$$

ここで、 W (cm) は常電導体の幅、 ρ (Ωcm) は常電導体の磁気抵抗、 k ($\text{W/cm} \cdot \text{K}$) は超電導体の熱拡散定数である。

V_3Ga 線の場合、 $\omega \approx 10^{-4}$ とすると $W > 6 \times 10^{-6}$, $\omega \approx 10^{-3}$ とすると $W > 6 \times 10^{-3}$ となる。 Nb_3Sn 線の場合、 $\omega \approx 5 \times 10^{-4}$ とすると $W > 8 \times 10^{-4}$ となる。

したがって、化合物超電導体は $30 \mu\text{m}$ 以下の大きさのフィラメントであると同時に、少くとも数 μm 以上の間隔で分割されて常電導体中に埋込まれていることが必要条件となる。すなわち、導体は極細多芯構造でなければならない。

(b) ツイスト

極細多芯線といえども励磁中やパルスの動作条件下で超電導線間に結合電流が流れ、等価的に超電導線が

太くなって不安定になる。この結合電流を切るために (7) 式が与えられている。

$$l < l_c = (2 \cdot 10^8 \cdot \rho \cdot J_c \cdot \omega / \dot{H})^{1/2} \quad \dots\dots (7)$$

ここで、 $\dot{H}$ を磁場の時間的変化割合として約 10^4 G/sec とすると、 V_3Ga 線では、 $l_c \approx 3 \text{ cm}$, Nb_3Sn 線では $l_c \approx 2.5 \text{ cm}$ となる。したがって、導体中の化合物フィラメントを l_c 以下のピッチで交差させる必要があり、ツイスト、燃りまたは転位加工が不可欠となる。

(c) 焼損 (burn-out) に対する保護

青銅法 (Bronze Method) による化合物超電導線のマトリックスは電気抵抗が高いため、この線材を巻線されたコイルに一度クエンチが発生すると線材が焼損しかねない²⁵⁾。線材を保護するために電気伝導度の高い金属が組込まれる。この金属は線材の可撓性を損わない軟質なものであらねばならない。インジウムは好適な金属であるとともに、高磁場において磁気抵抗が低いいためこの見地からも魅力的なものである。

3. 撚線型化合物超電導線の製造方法

上述の検討から、 100 kG 程度の超電導マグネット用化合物超電導線に具備すべき条件をつぎのように要約できる。

- (1) 化合物超電導体が曲げによって損傷を受けない導体の大きさは 0.13 mm 以下である。
- (2) 導体の耐力は 4.5 kg/cm^2 以上である。
- (3) 化合物超電導体は $30 \mu\text{m}$ 以下の極細多芯線で、 $10 \mu\text{m}$ 程度の間隔で常電導金属に埋込まれている。
- (4) 化合物超電導体のフィラメントは互に 30 mm 以下のピッチで交差する。

我々は、かかる条件を満たす導体構造として、つぎに示す理由から撚線型導体を選んだ。

- (a) 素線は丸型であって、極細多芯線、ツイスト線、細線が容易に得られる。
- (b) 編組線に比較して導体電流密度を高くすることが可能で、可撓性に優れている。
- (c) 導体断面形状が線材の長手方向に渡って同一であるため、局所的な電流密度の偏りや応力集中が他の構造のものに比べて少ない。
- (d) 中小型マグネット用導体としては、丸型に近いものが望ましく、ソレノイドの設計が容易になる。

つぎに、このような考えのもとで我々が開発した撚線型極細多芯化合物超電導線の製造方法について記述

Fig. 7 Production process of stranded compound superconducting wire

する。

化合物超電導線のこれまでの工業的製造方法は、もっぱらテープ状導体に係わるもので、気相反応法¹²⁾および拡散法¹⁾が主体であった。しかし、上述の諸条件を満足する撚線型極細多芯化合物超電導線の製造には複合加工法¹³⁾と拡散法の併用が適する。Fig. 7 に撚線型化合物超電導線の製造工程を示す。V₃Ga 線と Nb₃Sn 線の製造工程はほぼ同一であるため、V₃Ga 線を中心に記述し、()内に Nb₃Sn 線に係わる事項を添える。

バナジウム (ニオブ) 棒55本と銅—ガリウム(スズ)合金とを複合一体化する。この際、バナジウム (ニオブ) の表面の酸化を防止するため、雰囲気を真空 (10^{-4} torr) または還元性に保持することが望ましい。この複合体を熱間加工により能率的に変形させ、粗引線とする。この際、熱間加工といえども変形能の異なる基材からなる複合体の変形には、熱間工具および加工条件の適正な選定が必要である。

つぎに、粗引線を線外径 0.12 mm まで常温において伸線加工する。この際、複合基材のバナジウム (ニオブ) および銅—ガリウム (スズ) 合金が Fig. 8 のごとく加工硬化するため、Cu-Ga/V 複合体では 30~40%、Cu-Sn/Nb 複合体では 50~70%の加工率でそれぞれ中間焼鈍する必要がある。焼鈍は 500~600°C の温度で数分から 20 分間行なう。この段階で細線は 5 mm のピッチでツイストされる。導体に対してはつぎの撚線工程においてもツイストされる。

Fig. 8 Work-hardening of composite elements

こうして得られた複合細線 6 本を素線とし、同一外径のタングステン線の周りに撚合する。この際の撚りピッチは 4~9 mm が適切である。ここで、タングステン線が選ばれた理由は、細線が容易に得られること、常温ならびに高温強度が高いこと、高温における接触金属との相互拡散反応が少ないことおよび化学的に安定なためである。

この後、625°C~700°C の温度範囲で 10 時間から 100

Fig. 9 Thickness of the compound layer as a function of the reaction time and quoted temperature

Fig. 10 Transverse section of stranded multifilamentary compound superconducting wire

時間の拡散反応を施し、バナジウム（ニオブ）芯と母相の Cu-Ga(Cu-Sn) 合金との界面に $V_3Ga(Nb_3Sn)$ を形成させる。拡散反応によって形成する化合物の厚さと反応時間との関係を Fig. 9 に示す。拡散反応による V_3Ga 化合物層の形成は Nb_3Sn のそれより早いことがわかる。

拡散反応後の燃線は約300°Cのインジウム浴中で溶

融メッキされ、一体化と安定化が行われる。最後に、ポリビニールブチラールで約7 μ mの電気絶縁を施し、本製造工程は完了する。

かくして得られた燃線型化合物超電導線の断面は、Fig. 10に示す通りである。また、 V_3Ga 線および Nb_3Sn 線の代表的な寸法を Table 1 に示す。

4. 機械的および超電導特性

(1) 単純引張りによる臨界電流 I_c 値の劣化

V_3Ga フィラメント55芯を含む素線7本からなる燃線およびタングステンを芯とする燃線のそれぞれの室温における抗張力、0.2% 耐力および伸びを Table 2 に示す。熱処理時間の増加とともに抗張力、0.2% 耐力および伸びはいずれも低下する傾向を示す。燃線の強度はタングステんで補強することにより約2倍になることがわかる。また、 Nb_3Sn 線についても同様の試験を行ないその結果を Table 2 に示す。

一方、タングステんで補強された V_3Ga 燃線を室温における単純引張により変形し、任意の荷重または伸びで除荷し、4.2°K、70 kG における I_c 値の劣化を測定した結果によれば、荷重 2 kg までの I_c 値の劣化は観察されず、荷重 2.5 kg (伸び 0.3%) 以上において I_c 値に著しい劣化が認められる¹⁵⁾。

Table 1 Typical dimensions of stranded compound superconducting wire

wire	conductor diameter (mm)	filament diameter (mm)	filament number	insulator thickness (mm)	twisting pitch of each strand (mm)	stranding pitch (mm)	minimum bending diameter (mm)
V_3Ga (FSW-VG-1S)	0.36	0.010	55×6	0.0075	20	6.5	20
	0.44	0.010	55×8	0.0075	20	6.5	20
Nb_3Sn (FSW-NS-1S)	0.36	0.010	55×6	0.0075	20	6.5	20
	0.44	0.010	55×8	0.0065	20	6.5	20

Table 2 Mechanical properties of stranded V_3Ga wire and Nb_3Sn wire

wire	reinforcement	heat-treatment	tensile stress (kg/mm ²)	0.2% proof stress (kg/mm ²)	elongation (%)
V_3Ga stranded	no	625° C × 0 h	50	39	6.0
		50	38	33	1.5
		100	34	34	1.0
V_3Ga stranded	tungsten	625° C × 0 h	84	67	2.8
		50	71	60	2.0
		100	62	57	2.1
Nb_3Sn stranded	tungsten	650° C × 50 h	69	54	1.9

Fig. 11 Relationship between degradation of critical current and bending diameter

(2) 曲げによる I_c 値の劣化

V_3Ga 線について、張力 50 g 以下の荷重のもとで曲げた場合の I_c 値の劣化を Fig. 11 に示す。熱処理条件が $625^\circ C$ で 50 時間のものと 100 時間のものについて異った I_c 値の劣化挙動を示す。すなわち、100 時間の熱処理のものは 50 時間のものに比べて最小の許容曲げ径が大きい。これは、熱処理時間の増加による V_3Ga 層の厚さや結晶粒の大きさなどの変化に起因するものと思われる。実用的には最小の許容曲げ径をできるだけ小さくすることが望ましく、50 時間の熱処理を施した方が優れている。

著者らは V_3Ga 燃線に約 0.2% の最大曲げ歪（曲げ直径 ≈ 40 mm）を加えたものを走査電子顕微鏡で観察し、フィラメントが健全であったが、約 0.8% の最大曲げ歪（曲げ直径 ≈ 10 mm）を加えたものでは V_3Ga の許容歪を越え一部のフィラメントに明確な亀裂を観察している¹⁴⁾。また、 Nb_3Sn 燃線についても同様の試験を行ったが、 $650^\circ C$ の温度で 50 時間熱処理したものでは、最小の許容曲げ直径は 18 mm であった¹⁶⁾。

一方、燃線に荷重をかけた状態で繰返し曲げを行なった場合、1 インチの曲げ直径で 30 回の繰返しに対して荷重 500~1,000 g 以上では I_c 値の劣化が認められ、2,000 g では著しく劣化することが認められた¹⁵⁾。

(3) 電流密度

Fig. 12 に V_3Ga 線および Nb_3Sn 線の代表的な電流密度 J_c を示す。これらを導体電流密度に換算すれば 1/10 に相当する。100~130 kG 以上の磁場において Nb_3Sn の J_c は V_3Ga のそれより低くなり、磁場に対する勾配も大きくなるがわかる。

Fig. 12 Relationship between J_c and H of compound superconductor

J_c の絶対値についていえば、熱処理温度の低い方が高い値を示す。また、 V_3Ga 線に関してバナジウム芯にジルコニウムが 0.5 at% 添加された場合、高磁場で約 30% J_c が増大する⁷⁾。一方、母相のガリウム濃度によっても J_c は支配され、拡散反応前の母相のガリウム濃度が高い程 J_c は高くなる。さらに、拡散反応前の母相のガリウム濃度およびバナジウムと $Cu-Ga$ 合金の体積比が同じであっても、バナジウム芯の数が多い程導体電流密度は増大する¹⁵⁾。

Fig. 12 から臨界磁場は、熱処理温度が低いもの程高く、 V_3Ga 線では 215 kG 以上と推定できる。

(4) 臨界温度 T_c および残留抵抗比 r

T_c および r の測定結果を Table 3 に示す。 V_3Ga の T_c 値が一般に報告されている値より高い理由は、マトリックスのガリウム濃度が高いことおよび拡散反応の適正化による理想的な化学量論的 V_3Ga の形成に起因するものと思われる¹⁷⁾。これに対して、 Nb_3Sn の T_c 値は化合物の不完全さに起因するためか一般のそれより低い。

残留抵抗比に関して、インジウムでメッキすること

Table 3 Critical temperature and residual resistance ratio

wire	In-dipping	critical temperature (°K)	residual resistance ratio $R_{300}/R_{4.2}$
V ₃ Ga stranded	no	15.2~15.5	11.1
V ₃ Ga stranded	yes	15.2~15.5	22.3~24.1
Nb ₃ Sn stranded	yes	16.8	—

により約2倍大きくなることわかる。このように燃線にインジウムを付加することによって安定性が高まることわかる。しかしながら、V₃Ga 線およびNb₃Sn 線についていずれの残留抵抗比も銅によって安定化されたNbTi 線のそれより1桁程度低いことは、いかに安定な化合物超電導線であってもクエンチング時の万一の焼損防止のために巻線法、保護、冷却などの工夫が必要であろう。

(5) 低温照射実験

極細多芯燃線型 V₃Ga 線 (FSW-VG-IS) に対する低温照射の効果を調べるため、臨界温度以下 50 MeV のもとで重水素を照射した前後の臨界電流 I_c を測定した¹⁸⁾。Fig. 13に示すごとく、 $\theta=0^\circ$ と $\theta=90^\circ$ (θ は J と B との角度である) との臨界電流 I_c の角度依存性はかなり顕著で、 $\theta=90^\circ$ よりも $\theta=0^\circ$ の臨界電流劣化が大きい。これらの挙動は NbTi 合金と反対であ

Fig. 13 Irradiation and annealing measurements of a V₃Ga compound wire with 50 MeV neutrons for three magnetic inductions $B=10, 40$ and 70 kG.

るといわれている¹⁹⁾。23°C および 100°C の比較的低い温度の焼鈍実験において $\theta=0^\circ$ と $\theta=90^\circ$ とでは異った挙動を示した。23°C の焼鈍温度で I_c は著しく増大する。この温度における1時間の焼鈍によって最高で25%の回復があった。

5. 化合物超電導線のコイル特性

(1) 安定性

数 10m の V₃Ga 燃線を使用した超小型コイル²⁰⁾から、数千mを使用したコイル^{8), 21)}に至る各種のコイルが製作された。各々の励磁特性を調べた。Fig. 14 に極細多芯 NbTi 合金線と化合物超電導線とのハイブリッドマグネットを示す。内側のソレノイドが燃線型極細多芯 V₃Ga 超電導線と構成されている。

経済的な理由から、これらのコイルは一般に NaTi 合金線を用いた超電導マグネットによってバイアス励磁されるが、励磁過程で全くフラックスジャンプが観察されない特徴をもっている。この主な理由は前述セクション 2-(2)の安定化条件を満たす導体構造によるもので、 $10^{-5}\Omega\text{cm}$ という高抵抗層(銅-ガリウム合金)でフィラメントが分離されていること、V₃Ga 層が約 $1\mu\text{m}$ の極細多芯であること、安定化材としてのインジウムが銅や銀に比べ磁気抵抗が低いことおよび V₃Ga の dI_c/dT が NbTi のそれより小さいことなどを挙げることができる⁷⁾。

(2) 高速励磁特性

V₃Ga 燃線約 50m を用いたコイルでは 200 kG/sec の励磁速度においてもクエンチング電流の低下は認められない²²⁾。また、約1,000 mの燃線を用いたマグネットでは 25 kG/sec 程度までの速度までクエンチング電流の著しい低下は認められない⁸⁾。このことから V₃Ga 燃線は高速励磁に対して極めて安定であることがわかる。

(3) 交流特性

これまでの諸特性はすべて直流に対するものであったが、化合物超電導体が高速励磁に適した材料である限り、これらの交流特性が明らかにされなければならない。

極細多芯化合物超電導線の交流損失の測定は三角波を用いた磁化法によって行なった²³⁾。全損失から算出分離したヒステリシス損を最大磁場 (H_m) の函数として Fig. 15 に示す。試料としてツイストされた極細多芯 V₃

Fig. 14 Hybrid magnet using NbTi wire and V_3Ga wire

Ga および Nb_3Sn 化合物線と比較のために NbTi 合金線を用いた。 V_3Ga と Nb_3Sn のヒステリシス損はほぼ等しく、その絶対値は NbTi 合金より 1 桁大きいことがわかる。

一方、交流損失に対するツイストの効果は Nb_3Sn 線に関して低周波帯域における結合損失が 1/10 に低下することから明らかである (Fig. 16)。同様な効果は V_3Ga 線を用いた実験によっても得られている²⁴⁾。換言すれば、数 kG/sec の通常の励磁操作を受ける化合物超電導マグネットでは、フィラメントのツイストが安定性に大きく影響することを示している。

6. 結 言

燃線型化合物超電導は中小型マグネット用巻線として商品化された。燃線型極細多芯 V_3Ga 線および Nb_3Sn 線はともにテープ状単芯 Nb_3Sn 線および V_3Ga

線における構造上の欠点が克服され、安定性の極めて優れた導体である。また、これらは高速励磁に対しても極めて優れた特性を示す。

しかしながら、燃線型化合物超電導線は電流量の点で高々 100 kG で 100 A という制約があり、将来の大型利用に要求される中型および大型マグネットに不適合となる。大電流量を有する化合物超電導線に対する試みはすでに開始している²⁶⁾²⁷⁾²⁸⁾。これらの詳細は別の機会に報告したい。

謝 辞

本導体の開発研究に対し御助言いただいた太刀川恭治博士、岩佐幸和博士および E. Seibt 博士に謝意を表します。また、導体の製造ならびに実験に協力いただいた古河電工平塚工場の諸氏に謝意を表します。

Fig. 15 Hysteresis loss measurements of superconductors

参 考 文 献

- 1) M. G. Benz : IEEE Trans. on Magnetics, vol. Mag-2, No. 4 (1966) 760
- 2) Intermagnetics General Corp. : Cryogenics, Nov. (1973) viii
- 3) 太刀川他 : 第15回低温工学研究発表会, (1976)
- 4) D. L. Coffey et al : J. Appl. Phys., 42 (1971) 59
- 5) 島本 : 電気学会論文誌 A, 95巻1号 (1975) 25
- 6) R. Hancox : IEEE Trans. on Magnetics, vol. Mag-4, No. 3, Sept. (1968) 486
- 7) Y. Furuto et al : Appl. Phys. Letts., 24 (1974) 34
- 8) M. Ikeda, Y. Furuto, Y. Tanaka, I. Inoue and M. Ban : Proc. 5th. ICEC (1974) 329
- 9) M. G. Benz : G. E. Technical Information Series, No. 67-C-288 (1976) July.
- 10) P. F. Smith, M. N. Wilson, C. R. Walter and J. D. Lewin : Proc. of 1968 Summer Study on SC devices and accelerator at BNL (1968)
- 11) 伊原 : 電子技術総合研究所報, No. 719 (1971)
- 12) J. J. Hanak, K. Strater and G. W. Cullen : R. C. A. Review, vol. XXV, (1964) 342
- 13) K. Tachikawa : Proc. 3rd. ICEC, Berlin, (1970) 339
- 14) 田中他 : 日本金属学会会報, vol. 13, No. 5

Fig. 16 Effects of twisting on a.c. losses of Nb₃Sn compound superconductors

(1974) X

- 15) 田中他 : 第10回低温工学研究発表会 (1972)
- 16) 田中他 : 第13回低温工学研究発表会 (1974)
- 17) M. Wilhelm and E. Springer : Z. für Naturforschung, Band 27a, Heft. 10 (1972) 1461
- 18) E. Seibt : 私信 (1975)
- 19) E. Seibt : Appl. Supercon. Conf., Oakbrook/Illinois, U. S. A. Sept. 30-Oct. 2, (1974)
- 20) K. Itoh and K. Tachikawa : Appl. Phys. Letts., 26 (1975) 67
- 21) M. Ikeda, Y. Furuto, Y. Tanaka, I. Inoue and J. Tanii : Proc. Mag. Tech. (MT-5), (1975) 715
- 22) 池田他 : 古河電工時報, 第54号 (1973) 21
- 23) 井上他 : 昭和50年電気学会全国大会講演論文集 p. 524
- 24) M. Kobayashi et al : Proc. Mag. Tech. (MT-5), (1975) 739 : 第1回加速器科学研究発表会, 高エネルギー研究所 (1975)
- 25) M. N. Wilson : Proc. Mag. Tech. (MT-5), (1975) 615
- 26) E. Gregory, W. G. Marancik and F. T. Ormand : Proc. 1974 Appl. Superconducting Conf.
- 27) 田中他 : 第12回低温工学研究発表会, (1973)
- 28) 田中他 : 第16回低温工学研究発表会, (1976); Proc. 6th. ICEC, (1976)