

1GHz 級 NMR マグネット用 $(\text{Nb}, \text{Ti})_3\text{Sn}$ 超電導導体の開発

宮崎隆好*・宮武孝之(工博)*・忝倉功和**・倉橋秀文***・木吉 司(工博)****・和田 仁(工博)****

*技術開発本部・開発推進センター **技術開発本部・材料研究所 ***電子・情報事業本部・電子材料部 ****科学技術庁・金属材料技術研究所

Development of $(\text{Nb}, \text{Ti})_3\text{Sn}$ Superconductors for 1 GHz Class NMR Magnet

Takayoshi Miyazaki・Dr. Takayuki Miyatake・Norikazu Matsukura・Hidefumi Kurahashi・Dr. Tsukasa Kiyoshi・Dr. Hitoshi Wada

Two types of bronze-processed $(\text{Nb}, \text{Ti})_3\text{Sn}$ superconductors for 1 GHz class NMR magnets were developed. One is a conductor with a high critical current density (J_c) in the high field region, using a Cu-15wt%Sn-0.3wt%Ti matrix (HJC). The other was a conductor that realized high yield strength, using Ta as a reinforcer (HYS). The dependence of J_c in the high field on heat treatment conditions was discussed, based on the pinning properties for HJC. Further, the mixture law was examined for HYS. Both conductors were fabricated with applicable continuous piece length, and achieved all target values expected for the preliminary 1 GHz class NMR magnet design.

まえがき = 蛋白質の構造解析などにもちいられている核磁気共鳴 (NMR=Nuclear Magnetic Resonance) 分析では、外部磁場の増加とともに分解能、S/N比が向上する¹⁾。このため、高磁場を発生できる超電導マグネットが望まれており、NMR分析用としてはこれまでに最高800MHz(約18.8T)を4.2Kで発生させる超電導マグネットが開発されている²⁾。さらに現在、金属材料技術研究所では1GHz(約23.5T)級NMRマグネットの開発がおこなわれている。この開発では最内層コイルを酸化物超電導導体で、その外層の900MHz(約21.1T)マグネットを金属系超電導導体で製作する予定である³⁾。このようなNMR分析用マグネットは通常永久電流モードでもちいられ、発生磁場の減衰が 10^{-8}h^{-1} のオーダー以下であることが必要であり、もちいられる超電導導体には、高い諸特性が要求される。すなわち、高磁場領域での高臨界電流密度(J_c)、高n値、マグネットの大型化にともなって増大する電磁応力に耐えることのできる機械的特性と連続線長(重量)の増加などである。

われわれはこのような多岐にわたる高特性を実現すべく、もちいられるコイルの特性に応じて2種類の $(\text{Nb}, \text{Ti})_3\text{Sn}$ 導体を試作、開発した⁴⁾⁵⁾。一つは900MHzマグネットの最内層コイルへの適用を目指し、主に高磁場領域で高臨界電流密度の達成を目的としたもので、他の一つは、中層コイルへの適用を目指して、耐力などの機械的特性の向上を目的としたものである。以後簡便のために前者をHJC、後者をHYSと呼ぶ。

これまで Nb_3Sn 導体において、20Tを越えるような高磁場領域での J_c を改善するための方法として、第3⁶⁾⁷⁾、第4⁸⁾元素の添加、またはブロンズマトリックス中のわずかな濃度の増加⁹⁾などが指摘されている。従来、ブロンズ法においては銅へのわずかな固溶限が15.8wt%あり¹⁰⁾、化合物相の析出による断線が懸念されるため、実用レベルの導体では14.5wt%以下のわずかな濃度のブロンズしかもちいられていなかった¹¹⁾。そこで、HJCとしてマトリックスにCu-15wt%-0.3wt%Tiをもちいた導体を実用レベルの連続線重量で開発した。この導体について高磁場領域での臨界電流密度、n値などの特性と熱処

理条件の関係を考察した。

いっぽう、NbTiコイルとの境界に近いような中層部コイルにもちいられる $(\text{Nb}, \text{Ti})_3\text{Sn}$ 導体には大きな電磁力が印加される。したがって、このような中層コイルにもちいられる $(\text{Nb}, \text{Ti})_3\text{Sn}$ 導体には高い機械的特性が要求される。 $(\text{Nb}, \text{Ti})_3\text{Sn}$ 導体の機械的特性を向上させるために、これまで補強材としてアルミナ分散銅¹²⁾やCu-Nb合金¹³⁾をもちいたものなどが報告されている。われわれは、1)bcc結晶構造を持ち、極低温での耐力、強度がいちじるしく向上する¹⁴⁾、2)融点が3263Kと非常に高く $(\text{Nb}, \text{Ti})_3\text{Sn}$ 生成時の熱処理による機械的特性の低下を抑えることができる¹⁵⁾、3)その4.2Kでの抵抗率が $0.29\mu\text{cm}$ と比較的低く、安定化材としても有効であると思われる¹⁶⁾、以上のことなどからTaを補強材としてもちいた。ここでは、このTa補強 $(\text{Nb}, \text{Ti})_3\text{Sn}$ 導体について4.2Kでの機械的特性を紹介するとともに、Ta補強材とその他の部分の間にすべりなどが発生していないかを確認し、将来導体の設計に重要となる複合則との関係についても報告する。

1. 導体の製作と実験

1.1 導体作製

供試するHJCは以下のような工程で製作した。まず、Cu-15wt%Sn-0.3wt%Tiピレットに19本のNbロッドを挿入し、熱間静水圧押しをおこなった後、伸線、焼鈍を繰り返し3mm対辺の6角材に加工した。次にこの6角材を1321本スタックし、周囲にNbバリアと安定化銅を配置した後ふたたび熱間静水圧押し、伸線、焼鈍により最終形状の $1.75 \times 3.50\text{mm}$ まで加工をおこなった。HJCの断面を写真1に、この導体の諸元を第1表に示す。

また、HYSは以下の要領で製作した。すなわち、Cu-14wt%Sn-0.3wt%Tiピレットに19本のNbロッドを挿入し、熱間静水圧押しをおこなった後、伸線、焼鈍を繰り返し2mm対辺の6角材に加工した。次にこの6角材をTaロッドの周囲に1890本スタックし周囲にNbバリア、安定化銅を配置した後ふたたび熱間静水圧押し



写真1 HJCの断面写真
Photo 1 Cross sectional view of HJC

第1表 1GHz級NMRマグネット用(Nb, Ti)₃Sn 導体HJCおよびHYSの諸元

Table 1 Specifications of both conductors for 1 GHz class NMR magnet, HJC and HYS

| Specification | | HJC | HYS |
|---------------------|-----------------|-------------|-------------|
| Cross Section Size | mm | 1.75 × 3.50 | 1.35 × 2.15 |
| Cross Section Area | mm ² | 6.12 | 2.90 |
| Aspect Ratio | | 2.0 | 1.6 |
| Corner Radius | mm | 0.3 | 0.3 |
| Copper Ratio | | 0.3 | 0.5 |
| Filament Diameter | μm | 6.1 | 3.1 |
| Number of Filaments | | 25 099 | 35 910 |
| Twist Pitch | mm | 150 | 150 |
| Product Weight | kg | 40 | 60 |

しをおこない、伸線、焼鈍により最終形状の1.35 × 2.15 mmまで加工した。HYSの断面を写真2に、またこの導体の諸元を第1表に併せて示す。

1.2 実験方法

HJCについて熱処理条件と J_c の関係を明らかにするため、各導体を表面酸化処理した巻径33mmのSUS304製のポビンにコイル状に巻き、真空中で650, 700, 720, 750, 100および150hの熱処理を施した。引張試験用の試料は、矯正した後、直線性を確保するためにガイシに沿わせて固定して670, 200hの熱処理を施した。HYSについては、 J_c 測定用、引張試験用両サンプルともに670, 200h熱処理を施した。

臨界電流(I_c)の測定は金材技研の21.7T超電導マグネット¹⁷⁾と当社の13.5T超電導マグネットをもちいておこなった。試料ホルダは巻径33mmのFRP製ポビンをもちい、二つのマグネットの測定で共通なものとした。このホルダに熱処理を施した試料を巻換えた。試料電流の方向は、通電によりコイル状試料にかかる電磁力が内向きとなる向きとした。 I_c を決めるための電界基準は、10 μV/mをもちいた。実際のマグネット設計においては、巻線部あたりの電流密度が重要となる。したがって、ここでは導体の臨界電流密度 J_c として導体断面積あたりの J_c (overall J_c)を採用し、 I_c を平角断面の長辺と短辺の積で除して求めた。n値は両対数表示したI-V曲線の電界10~100 μV/mの領域の傾きから求めた。

さらに、これら各熱処理を施した試料について(Nb, Ti)₃Sn結晶粒の観察をおこなった。観察は測定する試料の破断面のほぼ中央部のフィラメントを高分解能電子顕微鏡(FE-SEM)をもちいておこなった。また各試料につき、同一断面内で外周部と中心部のフィラメントに

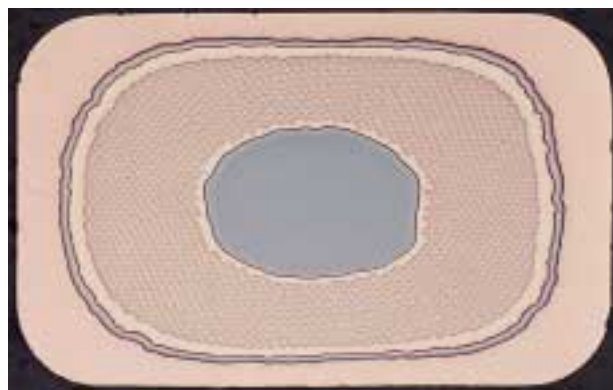
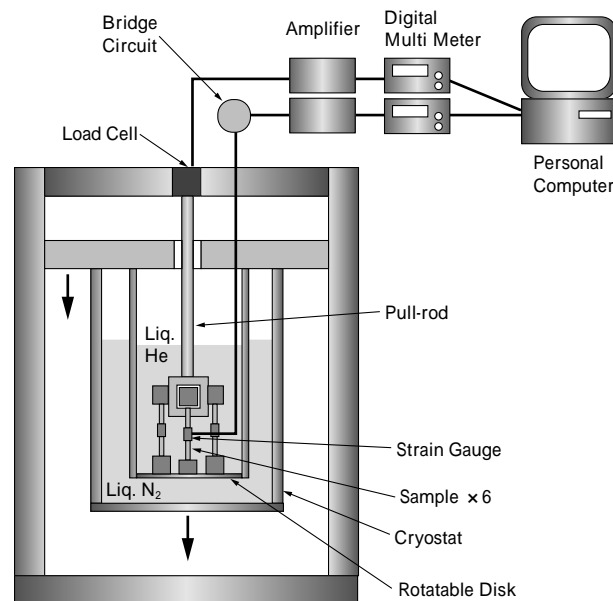


写真2 HYSの断面写真：中央に見えるのがTa補強材
Photo 2 Cross sectional view of HYS: Ta reinforcer is located in the center of the conductor

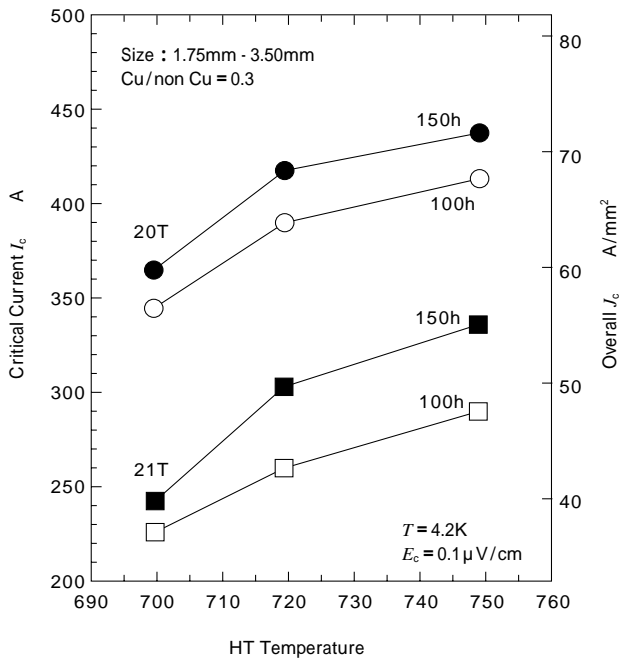


第1図 極低温引張試験システムの概略図
Fig. 1 Schematic diagram of the tensile testing system (6 samples can be tested at a same cooling batch by using rotatable disk at the bottom of the cryostat)

ついてそれぞれ3点ずつエネルギー分散型X線解析装置(EDX)による反応層の組成分析もおこなった。

引張試験は室温および4.2Kにておこなった。歪みは試料の曲げ歪みの影響を除去するために、平角導体の幅の広いほうの両側面に歪みゲージを貼り付けて測定した。実際の測定に先立って、室温において実際のチャック間距離を測定し、歪みゲージによる計測値と比較し、両者が0.01%の範囲内で一致することを確認した。

ゲージ長は80mmとし、歪み速度は $2.0 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ とした。また、低温での測定は第1図に示すようなクライオスタットを引張試験装置に取付けておこなった。これは、底部の回転板上に6本の試料をセットでき、この回転板を回転させることにより1度の冷却で6本の試料の引張試験が可能なるものである。応力と歪みのデータは、デジタルボルトメータを介して GPIB 回線によりパーソナルコンピュータに表示、保存されるようにした。このシステムをもちいて、HJC, HYS について室温および液体ヘリウム中で引張試験をおこなった。また、HYS について複合則が成り立っているかを調べるために、熱処理後の試料を硝酸で脱銅して、Ta材のみを抽出し、



第2図 HJCの20Tと21Tでの臨界電流および臨界電流密度の熱処理条件依存性

Fig. 2 Relation between critical current at 20T and 21T and heat treatment temperature with duration of 100h and 150h for HJC

応力 - 歪み曲線を測定した。えられた Ta 補強材自身および銅比 0.6 の多芯導体の応力 - 歪み特性をもとに複合則から計算された結果と、HYS の応力 - 歪み特性を比較検討した。

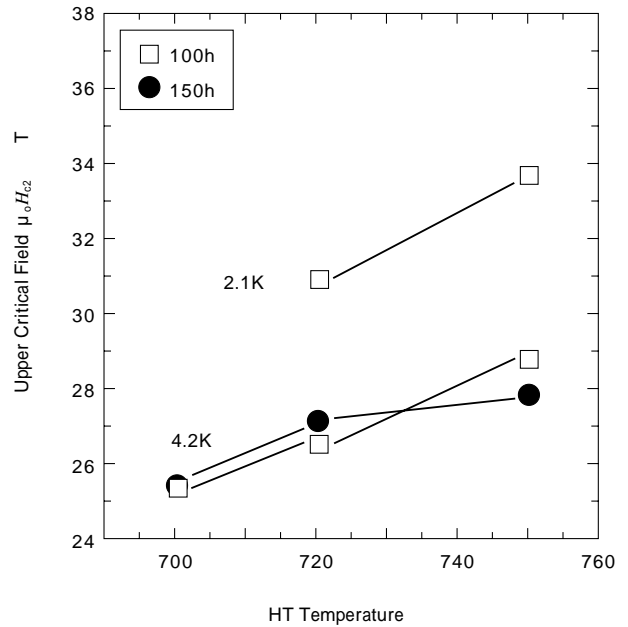
2. 結果と考察

2.1 HJC における J_c と熱処理条件の関係

4.2K 中、21T、20T における HJC の I_c および J_c の熱処理温度依存性を第2図に示す。この図より、熱処理温度が高くなるにつれて、また熱処理時間が長いほうが I_c または J_c が向上していることがわかる。

第3図には Kramer プロットより求めた 4.2K、2.1K における上部臨界磁場 $\mu_0 H_{c2}$ と熱処理温度の関係を示す。この図より、 $\mu_0 H_{c2}$ も熱処理温度とともに増加することがわかる。また、温度が 4.2K から 2.1K に低下すると、 $\mu_0 H_{c2}$ は約 4T 増加することがわかる。

各熱処理条件での反応層の破面の SEM 観察結果を写真3に示す。これらより、熱処理温度が高いほど、また熱処理時間が長いほど平均的な結晶粒径が大きくなっていることがわかる。



第3図 HJCの各温度における上部臨界磁場の熱処理条件依存性(上部臨界磁場はKramerプロットより求めた)

Fig. 3 Relation between upper critical field at 4.2K and 2.1K and heat treatment temperature with duration of 100h and 150h for HJC (upper critical field was estimated by the Kramer's plot)

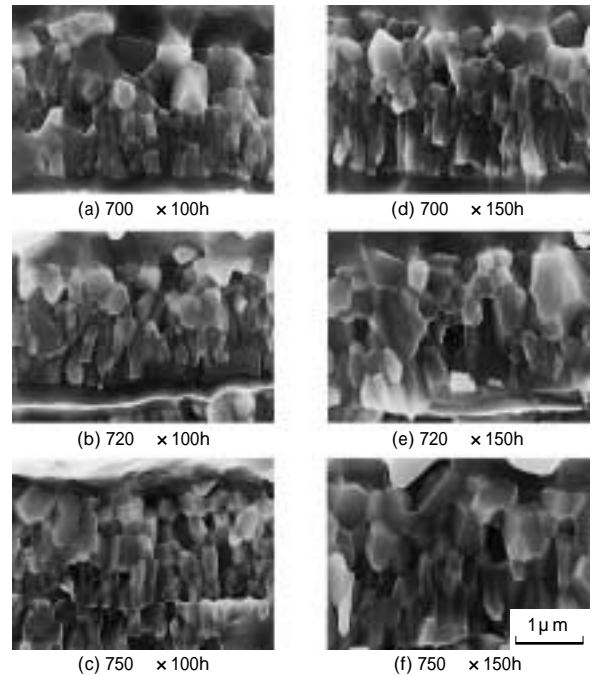
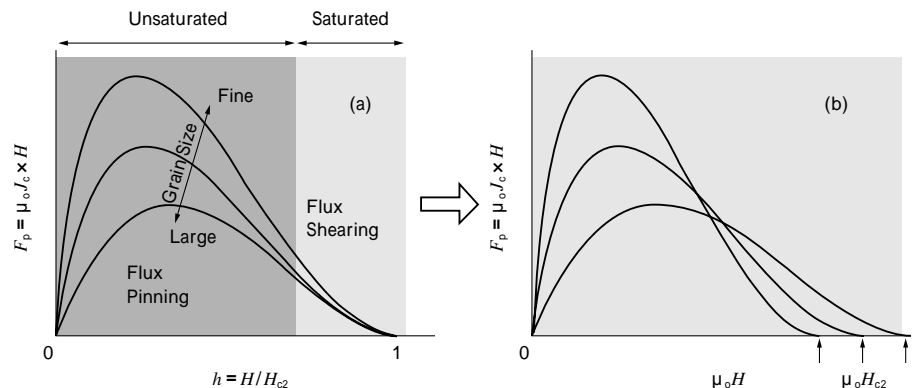


写真3 各熱処理をほどとした試料の破断面の反応層のSEM観察結果

Photo 3 Microscopic photographs of reacted layers in fractured cross section of samples heated at each condition

第4図 高磁場領域での F_p と $\mu_0 H_{c2}$ の関係を説明するための模式図

Fig. 4 Schematic picture to explain the dependence of F_p in high field region on $\mu_0 H_{c2}$



一般に、 Nb_3Sn の pinning center は、結晶粒界と考えられている。このため、第4図(a)に模式的に示すように、結晶粒が小さいほうが中低磁場領域では pinning 力が大きくなることが報告されている¹⁸⁾。そのいっぽうで、臨界磁場に近いような高磁場領域では、pinning 力が結晶粒径に依存しない飽和的な特性を示すことも知られている¹⁹⁾。もしも、20, 21T の磁場領域で pinning center が有効であるならば、結晶粒径の小さい700 で熱処理を施した試料のほうが J_c が高くなると思われる。しかし、実際には第2図、第3図および写真3の結果より、20, 21T における J_c は結晶粒径よりも、 $\mu_0 H_{c2}$ と強い相関を持っていることがわかる。

$\mu_0 H_{c2}$ に近い高磁場領域では、磁束格子がせん断を起こしており、そのため pinning center の形状に依存せず pinning 力が飽和していると考えられる²⁰⁾。このため、第4図(b)に示すように、 $\mu_0 H_{c2}$ による規格化磁場 (h) を磁場 $\mu_0 H$ で表示し直した場合、高磁場領域では pinning center の構造よりも、 $(Nb, Ti)_3Sn$ 自身の $\mu_0 H_{c2}$ とともに pinning 力が増加すると思われる。

宮崎²¹⁾は、実用化されているブロンズ法 ($Nb, Ti)_3Sn$ 多芯線について、 h が 0.7~0.8 よりも大きな領域で pinning 力が飽和的な特性を示すことを指摘している。20, 21T がこのような飽和領域に含まれることから、これらの磁場における J_c が結晶粒径よりも $\mu_0 H_{c2}$ に依存すると考えられる。

Flükiger らはマルテンサイト変態が抑制される範囲では、反応層中の Sn 濃度が増加するほど $\mu_0 H_{c2}$ が向上することを明らかにしている²²⁾。また、Ti の微量添加も $\mu_0 H_{c2}$ の増加をもたらすことが報告されている²³⁾。

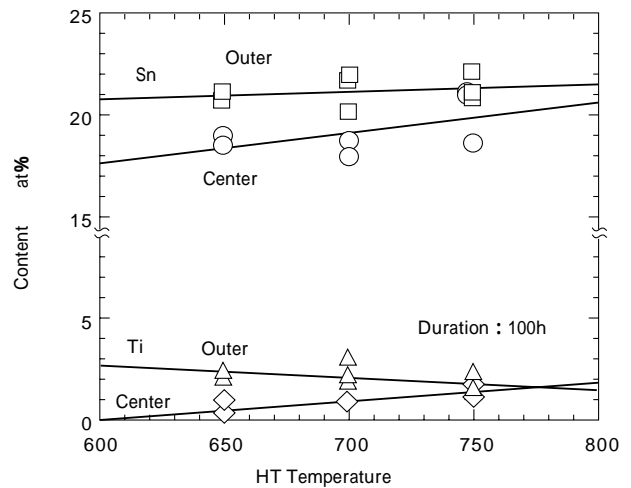
HJC について反応層内の Sn, Ti 濃度と熱処理温度の関係を第5図に示す。これより、試料断面内外周部の反応層中の Sn 濃度は、熱処理温度にほとんど依存せず約 21at% 程度であるが、試料断面内中央部の反応層中の Sn 濃度は、熱処理温度とともにわずかであるが増加していく傾向にあることがわかる。また、Ti 濃度も Sn 濃度と同じような傾向にあることがわかった。

以上のことから、熱処理温度が高いほうが断面内中央部分の反応層中の Sn, Ti 濃度が増加し、これによって $\mu_0 H_{c2}$ が向上することにより、20, 21T での J_c が増加すると考えられる。

2.2 HYS の機械的特性

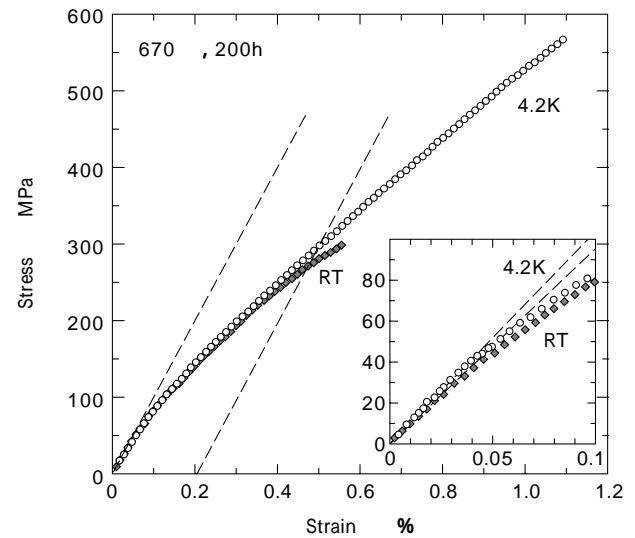
第6図に HYS の室温と 4.2K における応力 - 歪み曲線を示す。図内に原点近傍の様子も併せて示した。室温および 4.2K における Young 率は、それぞれ 95GPa, 105GPa であった。またこのとき、HYS の室温および 4.2K での 0.2% 耐力は、それぞれ 280MPa, 305MPa であった。

第7図に HJC と HYS の 4.2K における応力 - 歪み曲線を示す。図中に原点近傍の様子も示した。Ta による補強を施していない HJC の Young 率は約 115GPa であり、0.2% 耐力は 170MPa であった。この図より、0.15% 以上の歪み量で Ta による補強の効果がいちじるしくなることがわかる。



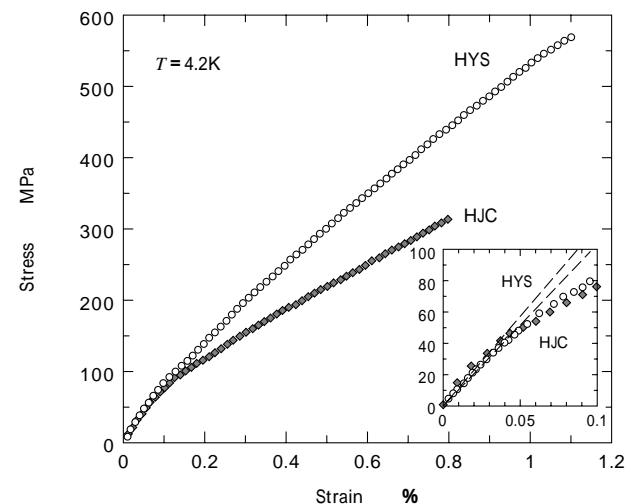
第5図 HJC の中心部と外周部の反応層内の組成分析結果 (実線は linear fitting の結果)

Fig. 5 Results of EDX investigations on reacted layer located both positions in the cross section of HJC, center and outermost filaments (solid lines are results of linear fitting of data)



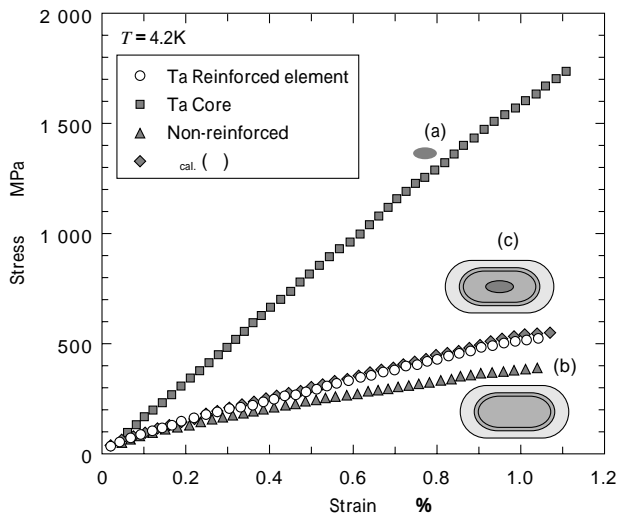
第6図 HYS の室温と 4.2K における応力 - 歪み曲線

Fig. 6 Results of tensile tests at RT and 4.2K for HYS



第7図 HYS および HJC の 4.2K での応力 - 歪み曲線

Fig. 7 Comparison of stress-strain curves for HYS and HJC at 4.2K



第8図 HYSにおける複合則検討結果
Fig. 8 Results of investigation of the mixture law for HYS (Ta reinforced element was extracted from HYS after heat treatment)

一般に、複合則は各構成部材の体積率と、それら構成部材の特性の積の線形和で表せる。ここでは、構成部材としてTa補強材とその他の部分にわけて考察した。この場合、複合則は次のように表せる。

$$\sigma_{cal}(\epsilon) = V_{Ta} \cdot \sigma_{Ta}(\epsilon) + V_{\bar{Ta}} \cdot \sigma_{\bar{Ta}}(\epsilon)$$

ここで、 $\sigma_{cal}(\epsilon)$ は計算より求められるHYSの応力-歪み曲線、 V_{Ta} 、 $V_{\bar{Ta}}$ はそれぞれTaおよびその他の部分の体積率、 $\sigma_{Ta}(\epsilon)$ 、 $\sigma_{\bar{Ta}}(\epsilon)$ はそれぞれTaおよびその他の部分の応力-歪み曲線である。

第8図に(a) HYSより抽出したTa、(b) 銅比0.6の補強していない導体、(c) HYSそれぞれの応力-歪み曲線と、(a)と(b)から上記の式をもちいて計算した応力-歪み曲線を示す。この図よりHYSにおいてよく複合則が成立しており、Ta補強材とマトリックスの界面で滑りなどが起こっていないことが示唆される。さらにこの結果より、今後Ta補強材の体積率を調整することで、所望の応力-歪み特性を持つ導体を製造するための指針がえられた。

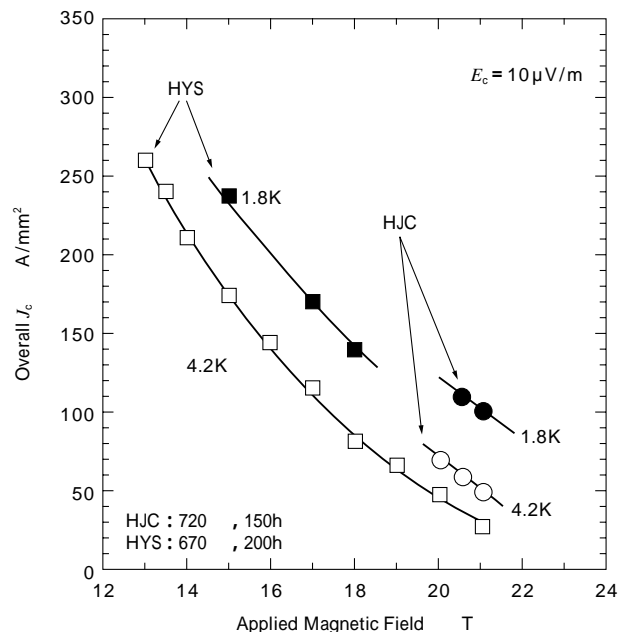
3. 1GHz級NMRマグネット用導体としての評価

本開発におけるHJCおよびHYSの目標値を第2表に示す。このoverall J_c 、 n 値としてマグネット設計³⁾をもとに、HJCについては21T、1.8Kでそれぞれ100A/mm²以上、20以上を、HYSについては15T、1.8Kでそれぞ

第2表 1GHz級NMRマグネット用の(Nb, Ti)Sn導体開発の目標値

Table 2 Target values in the development of (Nb, Ti)Sn conductors for 1 GHz class NMR magnet

| Specification | High J_c Nb ₃ Sn HJC | High Yield Strength Nb ₃ Sn HYS |
|-----------------------|-----------------------------------|--|
| Cross Sectional Shape | Rectangular | Rectangular |
| Aspect Ratio | 1.5 | 1.5 |
| Corner Radius | 0.5mm | 0.5mm |
| Cross Section | 6mm ² | 2mm ² |
| J_c (overall) | 100A/mm ² at 21T, 1.8K | 225A/mm ² at 15T, 1.8K |
| n Value | 20 at 21T, 1.8K | 40 at 15T, 1.8K |
| Cu to non Cu Ratio | 0.2 | 0.5 |
| Piece Weight | 40kg | 60kg |
| Reinforcer | - | Ta or Ta Alloy |
| 0.2% Yield Strength | - | 300MPa at 4.2K |
| RRR | - | 50 |

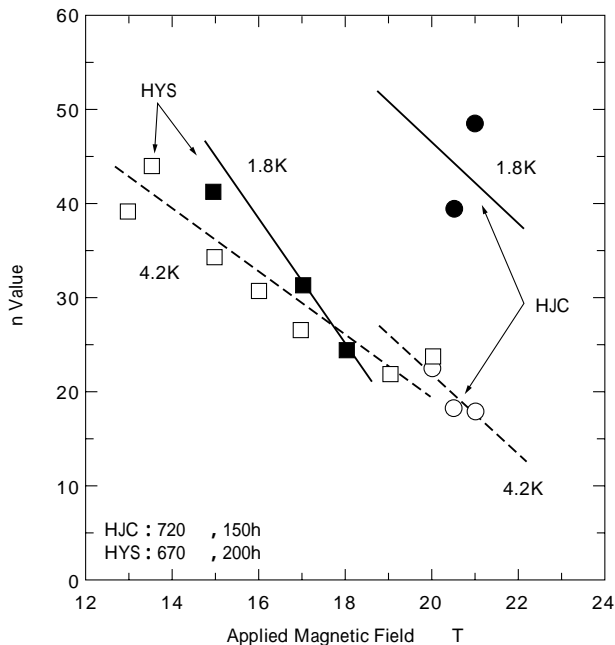


第9図 HJCおよびHYSの4.2Kと1.8Kにおける J_c の磁場依存性
Fig. 9 Dependence of overall J_c on applied magnetic field at 4.2K and 1.8K, for both conductors, HJC and HYS

れ225A/mm²以上、40以上を目標とした。また、マグネットのクエンチ時には各コイル間の電磁的カップリングにより、導体に一時的に大きな電磁応力が印加される。このクエンチ時の応力シミュレーション³⁾より4.2Kでの0.2%耐力として300MPa以上を目標とした。第9図にHJCとHYSの4.2Kおよび1.8Kにおける J_c の磁場依存性を示す。21T、1.8KにおけるHJCの J_c は102A/mm²、15T、1.8KにおけるHYSの J_c は238A/mm²であり、ともに目標値を上回る特性がえられた。

第10図にHJCとHYSの4.2Kおよび1.8Kにおける n 値の磁場依存性を示す。データのばらつきは大きいものの、HJCでは4.2Kから1.8Kになることで、 J_c と同じく n 値も約2倍程度増加する傾向がみられた。720、150hの熱処理を施した試料の21Tにおける n 値は、4.2K、1.8Kでそれぞれ18、48であり、目標値を上回る特性がえられた。このような n 値の温度依存性については、これまで必ずしも明らかにはなっていない。 $\mu_0 H_{c2}$ との関連も指摘されている²⁴⁾が、今後より精密な検討が必要と思われる。なお、ここでHJC、HYSの熱処理条件は、それぞれ720 × 150h、670 × 200hである。

すでに第6図でみたように、HYSは4.2Kでの0.2%



第10図 HJC および HYS の 4.2 K と 1.8 K における n 値の磁場依存性
 Fig. 10 Dependence of n value on applied magnetic field at 4.2 K and 1.8 K, for both conductors, HJC and HYS

耐力の目標値である 300MPa 以上を達成している。その他の項目についても HJC, HYS とともに目標値をクリアしており, 1GHz 級 NMR マグネットの実現をより確実なものとする事ができた。

むすび=1GHz 級 NMR マグネット用 (Nb, Ti)₈Sn 導体として HJC, HYS の 2 種類を実用サイズの連続線重量で開発した。その, 主な特徴および特性は以下のとおりである。

HJC: 20T 以上の高磁場領域での高臨界電流密度を実現するためにマトリックスに Cu-15wt%Sn-0.3wt%Ti をもちいた。その結果, 21T, 1.8K で overall $J_c = 102A/mm^2$ をえた。また, このような 20T 以上での J_c は結晶粒径よりも $\mu_0 H_{c2}$ に依存することがわかった。

HYS: 機械的特性を向上させるために補強材として Ta をもちいた。その結果, 4.2K での 0.2% 耐力として 305MPa を実現した。また, HYS において複合則が成り立っていることを確認した。これにより, Ta とマトリックス間ですべりなどは発生していないことが明らかとなり, 高耐力導体の設計に有益な知見がえられた。

HJC, HYS とともに 1GHz 級 NMR マグネットの初期設計の目標値を達成し, 同マグネット開発をより確実なものとする事ができた。

金属材料技術研究所での臨界電流測定にあたっては, 小菅通雄研究官, 湯山道也研究官をはじめとする強磁場ステーションの各位に格別のご協力のご指導をいただきました。ここに感謝の意を表します。

参考文献

- 1) M. D. Sauzade et al.: Advance in Electronics and Electron Physics, (1973), p.1.
- 2) R. Hirose et al.: KOBELCO TECHNOLOGY REVIEW, No.21, (1998), p.52.
- 3) K. Inoue et al.: Proc. 16th CEC/ICMC in Kitakyushu, (1996), p.1103.
- 4) K. Itoh et al.: Proc. 16th CEC/ICMC in Kitakyushu, (1996), p.1735.
- 5) T. Miyazaki et al.: Proc. CEC/ICMC 17 in Portland, (1997), in press.
- 6) M. Suenaga et al.: Adv. Cryog. Eng., Vol.26, (1979), p.442.
- 7) K. Tachikawa et al.: J. Appl. Phys., Vol.53, (1982), p.5354.
- 8) T. Miyazaki et al.: Adv. Cryog. Eng., Vol.42, (1996), p.1385.
- 9) T. Miyazaki et al.: Proc. CEC/ICMC 17 in Portland, (1997), in press.
- 10) M. Hansen: Constitution of Binary Alloys, (1958), p.633, McGRAW-HILL.
- 11) 岩城源三ほか: 東北大学金属材料研究所強磁場超電導材料研究センター平成 8 年度年次報告, (1997), p.124.
- 12) S. Murase et al.: Proc. 16th CEC/ICMC in Kitakyushu, (1996), p.1707.
- 13) S. Iwasaki et al.: Proc. 16th CEC/ICMC in Kitakyushu, (1996), p.1723.
- 14) ed. by M. Semchyshen and J. J. Harwood: Refractory Metals and Alloy, (1960), p.25, Interscience Publishers.
- 15) 日本金属学会編: 金属データブック, (1974), p.10, 丸善.
- 16) 能登宏七ほか: 東北大学金属材料研究所強磁場超電導材料研究センター平成 2 年度年次報告, (1991), p.311.
- 17) R. Hirose et al.: Proc. MT15 in Beijing, (1997), p.874.
- 18) R. M. Scanlan et al.: J. Appl. Phys., Vol.46, (1975), p.2244.
- 19) 松下照男: 磁束ピンニングと電磁現象, (1994), p.310, 産業図書.
- 20) E. J. Kramer: J. Appl. Phys., Vol.44, (1973), p.1360.
- 21) 宮崎隆好ほか: 東北大学金属材料研究所強磁場超電導材料研究センター平成 8 年度年次報告, (1997), p.120.
- 22) R. Flükiger et al.: Proc. 4th Conference on Superconductivity in d- and f-Band Metals, (1980), p.41, Academic Press.
- 23) M. Suenaga: US-Japan Workshop for High Field Superconductors, (1983).
- 24) T. Miyazaki et al.: IEEE Appl. Super Cond., Vol.5, (1995), p.1781.