

NATIONAL INSTITUTE FOR FUSION SCIENCE

核融合科学研究所共同研究
核融合炉用先進超伝導導体
研究調査報告書 1 Nb₃Sn系超伝導導体

編集責任
太刀川恭治、山本純也

(Received - Feb. 29, 1996 .)

NIFS-MEMO-20

Mar. 1996

RESEARCH REPORT
NIFS-MEMO Series

This report was prepared as a preprint of work performed as a collaboration research of the National Institute for Fusion Science (NIFS) of Japan. This document is intended for information only and for future publication in a journal after some rearrangements of its contents.

Inquiries about copyright and reproduction should be addressed to the Research Information Center, National Institute for Fusion Science, Nagoya 464-01, Japan.

核融合科学研究所共同研究
核融合炉用先進超伝導導体
研究調査報告書 1

Nb₃Sn系超伝導導体

平成8年3月

編集責任

核融合科学研究所

太刀川 恭治
山本 純也

Studies on Advanced Superconductors for Fusion Device

Part 1

- Present Status of Nb₃Sn Conductors -

Abstract

Nb₃Sn conductors have been developed with great expectation as an advanced high-field superconductor to be used in fusion devices of next generation. Furthermore, Nb₃Sn conductors are being developed for NMR magnet and superconducting generator as well as for cryogen-free superconducting magnet. A variety of fabrication procedures, such as bronze process, internal tin process and Nb tube method, have been developed based on the diffusion reaction. Recently, Nb₃Sn conductors with ultra-thin filaments have been fabricated for AC use. Both high-field and AC performances of Nb₃Sn conductors have been significantly improved by alloying addition. The Ti-doped Nb₃Sn conductor has generated 21.5T at 1.8K operation.

This report summarizes manufacturing procedures, superconducting performances and applications of Nb₃Sn conductors fabricated through different processes in different countries. More detailed subjects included in this report are high-field properties, AC properties, conductors for fusion with large current capacities, stress-strain effect and irradiation effect as well as standardization of critical current measurement method regarding to Nb₃Sn conductors. Comprehensive grasp on the present status of Nb₃Sn conductors provided by this report will act as a useful data base for the future planning of fusion devices.

Keywords: superconductor, Nb₃Sn, fusion, high magnetic field, critical current,
AC loss, stress-strain effect, irradiation effect

March 1996

Editors: K. Tachikawa and J. Yamamoto
National Institute for Fusion Science

はじめに

核融合科学研究所共同研究「核融合用先進超伝導導体」(研究代表者:太刀川恭治)は核融合炉の早期実現を目指して研究の方法論を追求する中で、「先進超伝導導体」の中で最も研究データの豊富な金属間化合物系超伝導導体 Nb_3Sn の現状把握とデータベースの整備を重要な活動として取り上げることになった。データベースの作成に当たっては研究協力者と研究所職員、総合研究大学院大学学生(以下共同研究者と呼ぶ)の協力によりデータ収集、解析、評価を行い報告書の形にまとめた。この報告書では Nb_3Sn 導体の全体像が把握できるように製造法についてはいままでに開発されたものをすべて網羅しているため、現在は活発な開発がされていず、データが古い時点でとどまっているものも含まれている。ここで採用されているデータは基本的には公表されているものに限っているが、取捨選択の判断には当然のことながら共同研究者の研究成果が反映している。

核融合用高磁界超伝導導体として化合物系超伝導導体はその特性である高臨界磁界、高臨界温度から最も有力な候補である。国際熱核融合実験炉計画(ITER)の技術設計においても化合物系の Nb_3Sn 導体が採用されている。核融合用の実験装置として実働しているものでは、九州大学のTRIAM-1Mがやはり Nb_3Sn を採用しているが、フランスのToreSupraは合金系のNbTiを採用し、冷媒温度を下げることによって高磁界を実現している。R&Dレベルの超伝導マグネットでは大型コイル計画(LCT)で Nb_3Sn 導体を採用したコイルが組み込まれている。1989年の日本原子力研究所の実証ポロイダルコイル計画(DPC)では大電流 Nb_3Sn 導体の実用化を実現した。

現在建設中の装置の代表である大型ヘリカル装置(LHD)はヘリカルコイル、ポロイダルコイル双方に合金系のNbTiを採用している。LHDの場合ポロイダルコイルは最大磁界が6.5T(at 4.2K)、磁場掃引速度が0.5T/sと遅いことからNbTiで設計目標を十分に達成できるが、ヘリカルコイルは冷媒温度を下げて臨界磁界の向上と磁界掃引時の交流損失に対する温度マージンを確保する設計である。 Nb_3Sn をヘリカルコイルに採用しなかった最大の理由は歪による超伝導特性の劣化が設計レベルを越しており巻線後にコイル全体を炉で熱処理する事が、早期に核融合実験装置を完成する上で技術上不可能であったことによる。設計の時点ではNbTiを選択せずに Nb_3Sn を選ぶだけのデータが不足していた。

磁場閉じ込め型核融合炉にとって高磁界での高温高密度プラズマの閉じ込めは核融合反応効率を大きく向上さすだけに、高磁界超伝導材料の研究開発は焦眉の課題である。また、高臨界温度は超伝導安定性からみた温度マージンという立場だけでなく、コイルの運転温度を高めて炉の経済性を高める重要な要素である。高臨界磁界と高臨界温度を満足する候補材料としては、A15型金属間化合物系の Nb_3Sn , Nb_3Al , V_3Ga 等と酸化物系超伝導材料が、現時点では考えられる。化合物系は既に30年余の研究の歴史がありデータベースも完備されつつあって、後述のITER計画に関連して製造技術を中心に近年進歩が目ざましい。酸化物系は発見が1986年と歴史が浅いが、導体、コイル、電子デバイスなどの各方面で研究が積極的に展開中である。「先進超伝導導体」から最後に核融合炉用に使われる導体については、高臨界磁界・高臨界温度だけでなく歪や放射線の効果を含めた工業材料としての特性(均質性、経済性などを含む)も重視されるであろう。

研究調査概要

1. 研究調査の背景と目的

現在、核融合科学研究所では大型ヘリカル装置を建設中であり、その超伝導コイル用の導体としてNbTiが用いられている。次の時代の核融合炉用超伝導導体を考える上で、現時点におけるNb₃Sn導体の開発の現状を調査することは意義深く、かつ核融合炉用の先進超伝導導体の研究を進める上で必要であると認識されることから調査研究を行うこととした。

2. 調査内容

各章の調査内容は次のとおり、

第1章 緒言 (Introduction)

本研究の目的ならびにNb₃Sn開発の歴史について述べる。

第2章 High-Field Wires from Different Processes

Nb₃Sn線材の製法の説明・高磁界特性・組織・基礎的な交流損失特性・開発プロジェクト・製造者・製造実績などを各作製プロセスごとに調査してまとめる。

本章の内容には、Pulse operation用導体、Alloying effectも含む。また、核融合炉用の導体として開発中の線材（第4章で詳しく述べる）であればその旨も本章に記す。

第3章 AC Wires

線材作製プロセス・交流特性の現状・開発プロジェクト・製造者等についてのべる。

第4章 Large Scale High-Field Conductors for Fusion

核融合用もしくはそれと同等以上のコイル用として考えられているNb₃Sn導体について、高磁界特性やパルス磁界特性、及び開発プロジェクトやコイル製造の実績などについて調査する。

それ以下の規模の導体については2章で述べる。

第5章 Stress-Strain Effect and Irradiation Effect in Nb₃Sn Wires

歪み特性や放射線照射の影響に関する基礎データを集め、これらの角度からNb₃Snを評価する。

第6章 Standardization of Critical Current Measurement Method in Nb₃Sn Wires

臨界電流値の測定法の国際標準化について述べる。

さらに、巻末に世界各国で行われている研究開発の動向を一覧表としてまとめた。

なお、調査するにあたり以下の点を留意した。

- (1) 調査したデータは出典先を明確にし、正確に記述する。
- (2) 外国のデータを含め、ASC, ICMC, ICECなどの国際会議などで発表されている情報や、低温工学予稿集からも資料を集める。
- (3) データは公開されているものを原則として対象とする。一部非公開なデータに関しては必要に応じて検討の上、対象とする。

目 次

第1章 緒言	1
第2章 高磁界用 Nb_3Sn 線材の製法とその特性	2
2.1 ブロンズ法	2
2.1.1 製法	2
2.1.2 技術的課題	2
2.1.3 高磁界特性	4
2.1.4 組織	5
2.1.5 基礎的な交流損失特性	5
2.1.6 機械的特性と大電流量化	6
2.1.7 Nb_3Sn 線材のブレードスルー	6
2.1.8 開発プロジェクト	7
2.1.9 製造者および製造実績	7
2.2 改良型ジェリーロール法	9
2.2.1 製法	9
2.2.2 高磁界特性	10
2.2.3 歪みによる I_c の変化	11
2.2.4 応用	11
2.3 内部スズ法	13
2.3.1 内部スズ法の概説	13
2.3.2 三菱電機の内部スズ法	14
2.3.3 IGCの内部スズ法	15
2.3.4 応用例	17
2.4 Nbチューブ法	18
2.4.1 製法	18
2.4.2 高磁界特性	19
2.4.3 応用例	19
2.5 粉末法	21
2.6 ECN法	25
2.7 イン・サイチュー法	28
2.8 液体浸漬法	30
2.9 表面拡散法	32
2.10 連続成膜法	33
第3章 交流用 Nb_3Sn 線材の製法とその特性	34
3.1 低交流損失線材開発の指針	34
3.2 ブロンズ法交流用 Nb_3Sn 線材	35

3.3	他の製法による交流用Nb ₃ Sn線材	40
3.3.1	内部スズ法	40
3.3.2	イン・サイチュー法	41
3.3.3	Nbチューブ法	41
3.3.4	粉末法	42
3.4	まとめ	43
第4章	核融合炉用高磁界大型導体	45
4.1	LCT-WHコイル	45
4.2	DPC-EX	45
4.2.1	DPC-EXの主要緒元	45
4.2.2	主要実験結果	49
4.3	US-DPC	50
4.3.1	US-DPCの主要緒元	50
4.3.2	主要実験結果	52
4.4	DPC-TJ	53
4.4.1	DPC-TJの主要緒元	53
4.4.2	主要実験結果	54
4.5	ITER	54
第5章	Nb ₃ Sn超伝導線材の応力・歪効果と照射効果	56
5.1	はじめに	56
5.2	Nb ₃ Sn超伝導線材の応力・歪効果	57
5.2.1	応力と歪の機械的特性	57
5.2.2	超伝導特性と応力・歪効果	58
5.2.3	マルテンサイト変態と機械的特性	59
5.2.4	元素添加と歪効果	60
5.2.5	超伝導特性の歪スケール則	61
5.2.6	補強線材と歪効果	63
5.3	Nb ₃ Sn超伝導線材の照射効果	63
5.3.1	照射効果	63
5.3.2	超伝導材料に対する照射効果	64
第6章	Nb ₃ Sn線の臨界電流測定法の標準化	67
添付付表	Nb ₃ Sn超伝導導体の製造者と諸特性の例	72
	Nb ₃ Sn導体関連研究機関	73
索引		75
調査研究体制		77

第1章 緒言

現在、核融合科学研究所のLHDをはじめとする大型装置に広く用いられているNb-Ti合金超伝導線は、4.2K（液体ヘリウム温度）で通常9Tの磁界発生が可能であるが、10T以上の磁界発生には、Nb₃Sn等の化合物超伝導線の使用が必要となる。

歴史的には、1960年代のはじめ、現在の酸化物超伝導線材のように、Nb₃Sn粉末がシースにつめられ、Kunzlerらにより線材に加工され、超伝導の応用が考えられるきっかけとなった。ついで、NbとSnの拡散による化合物相の生成が研究され、Nb₃Sn 拡散テープが製作された。1970年代に入り、いわゆるブロンズ法が発明されて、1974年わが国ではじめて、電磁氣的安定性の優れた化合物極細多芯線が工業化された。以後わが国の化合物超伝導線材製造技術は世界をリードしてきた。

ブロンズ法 Nb₃Sn 線材は、Nb芯とCu-Sn合金マトリックスとの複合と加工を繰り返すことにより作製される。1980年代に入り、マトリックスに微量のTiを添加するとTiがNb₃Sn相に固溶し、その4.2Kにおける上部臨界磁界B_{C2}が20Tから25Tに上昇して、高磁界特性が格段に改善された。Ti添加Nb₃Sn線は、大容量導体も製造されてわが国内外の高磁界マグネットに多く用いられ、現在も高磁界NMR分析マグネットや超大型ITER核融合炉用に開発が進められている。

Nb₃Sn 線材の製法については、ブロンズ法に続いてCuとNbとSnの複合体を加工する内部拡散法、Nbチューブ法、Cu-Nb合金を溶解して加工後Snを外部から拡散させるインサイチュー法等の改良された製法が開発された。最近も中間化合物を出発物質とする製法で25T近いB_{C2}が得られ、今後の特性の改善が期待される。また、超伝導線材の実用上重要な臨界電流密度J_Cは、Nb₃Snの結晶粒度に依存し、細かい結晶のNb₃Sn相を生成する程、大きいJ_Cが得られることが知られている。

一方、Nb₃Sn についても、超伝導発電機の開発（Super-GM）等に関連して、交流用線材としての開発が進められている。Nb₃Sn芯径を0.2μm程度に細かくし、マトリックスに少量のGeを添加すると、J_Cが高められるとともに、従来のNb₃Sn線材より交流損失が一桁以上小さくなる。また、芯径をこのように細かくすると、化合物超伝導線材の課題である歪特性が大幅に改善される有望な結果も得られている。

さらに、最近Nb₃Sn線材は、酸化物超伝導導体電流リードと共に、冷凍機冷却型の新しい超伝導マグネットにも利用されるようになった。このように、Nb₃Sn線材は、わが国が優れた製造技術を持ち、また、今後の新技術開発の鍵となる、多くの可能性をもった高性能超伝導線材ということが出来る。本研究調査において、先進超伝導導体としてまずNb₃Snをとりあげ、世界におけるその開発の現状と今後の発展の動向を把握することは、核融合研究の基礎資料として大きい意義をもつと考えられる。

第2章 高磁界用Nb₃Sn線材の製法とその特性 (High-Field Wires from Different Processes)

2.1 ブロンズ法 (Bronze-processed wires)

2.1.1 製法

ブロンズ法は1970年代に発明された手法である(1)、(2)。ブロンズ法はその名の通りSnの供給源としてCu-Sn系合金(ブロンズ)を用いる方法であり、この製法の特徴はCuが触媒的作用をし、Nb₃Snの生成温度域を低くできる点にある(3)。

ブロンズ法の現在の一般的な製法は、Fig. 2.1-1に示すようなものである。

まず、NbあるいはNb系合金芯をCu-Sn系合金中に単数あるいは複数配置して複合ピレットを作製する。このピレットを温間あるいは熱間で押し出した後、中間焼鈍を加えながら減面加工する。ついでこの複合体を複数本集合したピレットを作製し、最初の複合体と同様な工程で加工する。安定化材(銅)を複合する必要がある場合には、Nb、V、Ta等の拡散バリア材をブロンズと安定化材の界面に配置しSnによる安定化材の汚染を防ぐ。必要に応じてこの工程を繰り返し、所望の形状の線材とする。最後に拡散熱処理を施し、Nb₃Snを生成させる。

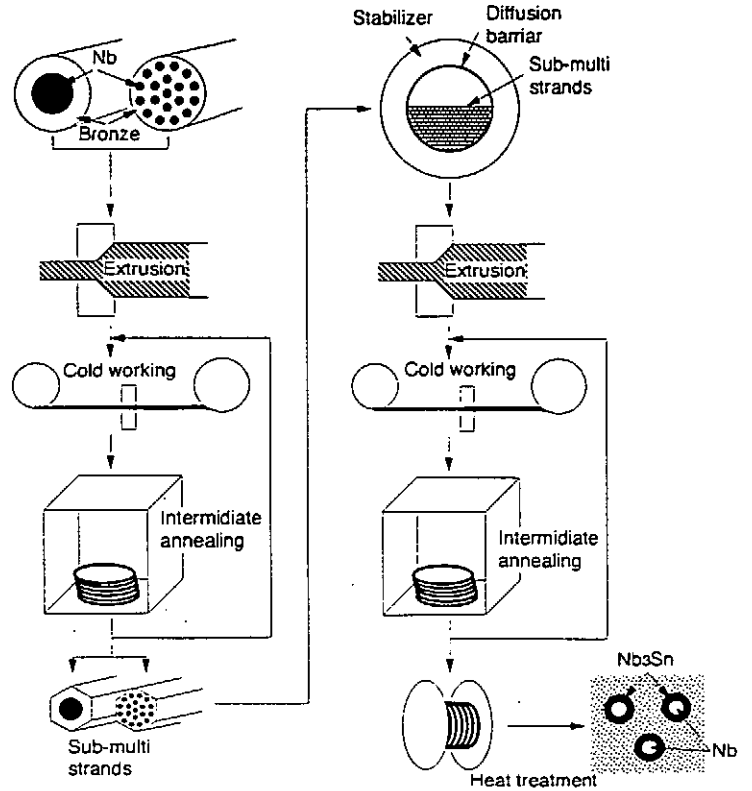


Fig. 2.1-1 Schematic view of Bronze process

2.1.2 技術的課題

ブロンズ法線材の技術的課題は基本的には他製法と変わらないが、ブロンズ中のSn濃度の制限や加工時の中間焼鈍といったブロンズ法に固有の課題もある。

(a) ブロンズ中のSn濃度

ブロンズ合金中のSn濃度は、Nb₃Snの生成という観点から見れば、高い方が良い。しかし、Fig. 2.1-2のCu-Sn系状態図(4)から明らかなように、β、γ、δ、ε等の金属間化合物相が析出し加工性が著しく劣化する事をさけるためにCu中のSnの最大固溶限(15.8wt%)以下のブロンズが用いられる。しかし、固溶限以下であってもSn量が増すにつれ加工硬化の度合いが激しく

なり、高Sn濃度のブロンズほど加工は困難である。商品として流通している線材のブロンズ中のSn濃度は交流用線材のように低磁界で使用する特殊な用途のものを除けば熱処理前で12.0～15.0 wt%程度である。

(b) ブロンズ対Nbフィラメント比
(ブロンズ比)

線材横断面において、Nbフィラメントの総面積を1としたときのブロンズ部の面積の割合をブロンズ比と呼ぶ。ブロンズ比は線材のNbフィラメントに対してNb₃Sn生成に必要なSn量が確保できるように決定される。(a)で述べたように加工性の観点からブロンズ中のSn濃度は15wt%以下であるため、ブロンズ比は3程度の値に設定されることが多い。

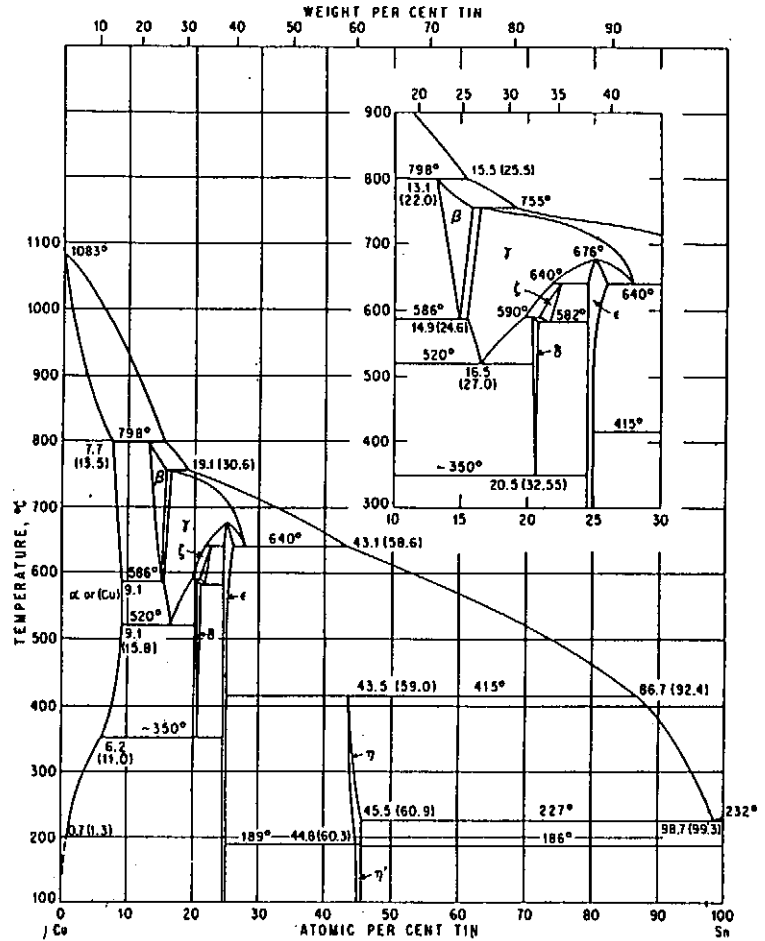


Fig. 2.1-2 Phase diagram of Cu-Sn binary alloy

(c) フィラメント径

「フィラメント径最適化」の問題は Nb₃Sn各製法に共通の問題である。現在のNb₃Sn線材の製法はNbとSnを含んだ複合体に熱処理を施してSnを拡散させNb₃Snを得るもので、Nbフィラメント径が小さいほど熱処理時間を短縮でき均質で結晶粒径の小さいNb₃Sn層を得ることが可能になる。従って、基本的にはフィラメントの細径化により臨界電流密度(J_c)は向上し、交流損失は低減される。しかし、Nbフィラメントを細径化していくと、フィラメント長手方向にソーセージングと呼ばれる不均一変形を起こしたり、フィラメント断線を生じたりして、かえってJ_cが低下する場合がある。また、細径化によるフィラメント同士の近接により、交流損失の増加も生じる。そこで、線材の構成、加工性などにより最適なフィラメント径が決定され、またその合金化が図られる。他法で用いるマトリックスが銅やSnあるいはその複合体であるのに対して、ブロンズ法においてはブロンズがマトリックスであり強度がNbフィラメントに近いので、ブロンズ法でのフィラメントの細径化は比較的容易である。交流用線材においては0.2 μm程度のフィラメント径が達成されている。パルスあるいは直流用途の線材では2～5 μm程度のフィラメントとすることが多い。

(d) 熱処理条件

ブロンズ法における熱処理は他のSn単体を用いる製法よりも単純である。すなわち、ブロンズ法ではSnはすでにCu中に固溶した状態にあるため、Snを拡散・固溶させる熱処理が不必要である。ブロンズ法での最終熱処理はその使用磁界やフィラメント径などにより500~700℃の温度で行われる。一般的には、高磁界用では化学量論組成をめざした高温での熱処理、低磁界用ではNb₃Sn結晶粒径の微細化をめざした低温での熱処理が採用されることが多い。また、熱処理時にブロンズマトリックス全体のSnを有効に活用する目的で、Nb₃Sn生成熱処理と低温のSn拡散熱処理を交互にくり返す方法も行われている。

(e) 元素添加

ブロンズ法には不純物元素をNbだけではなくマトリックス（ブロンズ）にも添加できるという特徴がある。添加元素として、Ti、Ta、Hf、Ge、Ga、Al等があげられる(5)。この中で特に一般的な添加元素はTi、Taであり、高磁界向けの線材に利用されている。TiはNb、ブロンズのどちらにでも、TaはNbに添加されることが多い。現在の高磁界用線材ではTiを添加した(Nb,Ti)₃Sn線材が一般的であり、国際熱核融合実験炉(ITER)のCSモデル・コイル素線に使用される予定である。元素の添加の効果は主に上部臨界磁界(B_{c2})の向上であり、これは元素添加により超伝導直上の常伝導比抵抗が上昇するためであると考えられている。

(f) 加工条件

ブロンズ法の場合Snを単体では使用しないので、複合材の加熱温度を600℃以上にする事が可能である。このことは熱間あるいは温間の押し出し加工が利用できる点でブロンズ法の特徴である。このことから、ブロンズ法は大量生産に向けた方法であるとされている。ただし、600℃以上で長時間保持するとNb₃Sn結晶粒がNbフィラメント/ブロンズマトリックス界面に生成し、後工程でのフィラメントのソーセージング、断線等の原因となるため、押し出し条件は慎重に決定しなければならない。また、ブロンズ法ではブロンズマトリックスの加工硬化により冷間加工中にも中間焼鈍を行わなければならない。その頻度はブロンズ中のSn濃度等による加工性によって決定される。このときも、焼鈍温度・時間を適切に選ばないと十分に焼鈍されずに断線したり、Nb₃Sn粒生成によって加工性が低下し断線することがある。中間焼鈍のためブロンズ法の加工工程は複雑になり、中間焼鈍を必要としないNbチューブ法や内部スズ法に比べ、製造工数が多いと言われている。

2.1.3 高磁界特性

無添加のブロンズ法Nb₃Sn線材とTi添加の線材の高磁界特性については渡辺らの研究に詳しく述べられている(6)。Fig. 2.1-3に示すように、ブロンズ法Nb₃Sn線材のJ_cはチューブ法、内部

S n法に比べ低い。Nb₃Sn 線材の J_c は安定化材を除いた（非銅部）断面積あたりで定義されるために、Sn量の制限から多量のブロンズマトリックスを必要とするブロンズ法では非銅部に占めるNb₃Sn量が少なく、結果としてJ_cが低くなる。そこで、ブロンズ法の高J_c化の研究は現在も活発に行われており、フィラメント径・ブロンズ比・熱処理条件などを最適化することによりJ_c(12T) ≥ 900 A/mm²が⁶ (7)、外部からS nを供給することによってJ_c(13T) ~ 600 A/mm²といった高J_cを有する線材 (8) も開発されている。

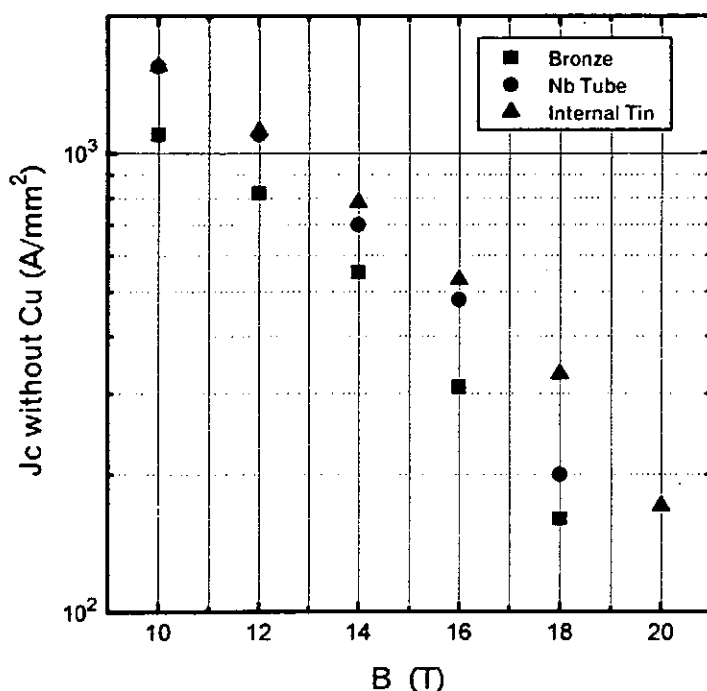


Fig. 2.1-3 Critical current density of Nb₃Sn superconductors through various process

2.1.4 組織

Nb₃Sn層の組織は熱処理や添加元素、ブロンズ中のS n濃度に強く依存している。Wuら (9) によれば、生成したNb₃Sn層はマトリックスとの界面でもっともS n濃度が高く、Nb界面（成長界面）でもっとも低くなっている。この傾向は熱処理温度を変化させても変わらないが、熱処理温度が高いほどその勾配は小さくなる。

Nb₃Snの生成はS nの拡散に律速されると考えられており (10)、低S n濃度では核生成よりも粒成長が促進され、高S n濃度では粒成長よりも核生成が促進されるため、低S n濃度では柱状晶が、高S n濃度では等軸晶が生成する。Nb₃Snの主要ピン止め点は結晶粒界であり、最大ピン止め力が結晶粒径の逆数に比例するという結果 (11)、(12) から明らかなように、結晶粒径は小さい方がJ_cは向上する。

2.1.5 基礎的な交流損失特性

ブロンズ法線材は他法に比べフィラメントの細径化が比較的容易であり、パルス、交流用途に使用されている。ブロンズ法線材における交流損失は、Nb₃Snフィラメントが高抵抗の合金マトリックス中に埋め込まれているため、結合損失よりも履歴損失の低減が課題である。ITERで製造された実績 (13) では、ブロンズ法を採用している各社の線材の±3 Tでの履歴損失はいずれも100mJ/cc程度であり、100 ~ 900 mJ/cc と大きくばらついている内部スズ法よりも低損失化が容易であること

がわかる (Fig. 2.1-4)。

また、超電導発電関連機器・材料技術研究組合 (Super-GM) では、Nb フィラメントへの Ta 添加およびブロンズマトリックスへの Ge 添加 (14) などにより履歴損失の低減をはかっており、こうした成果はパルス用線材にも適用できると考えられる。

2.1.6 機械的特性と大電流容量化

Nb₃Sn 線材の J_c 向上とそれに伴うマグネットの高磁界化により、Nb₃Sn 線材に加わる電磁力は次第に大きくなっていく傾向にある。Nb₃Sn 線材は歪みに弱く、0.5% 程度の歪みでも J_c は大幅に低下するため、線材の機械特性の向上と線材支持構造の最適化は Nb₃Sn 線材の応用において重要な課題である。

Nb₃Sn 線材の応用は、理化学マグネット、NMR などの小型マグネットのように小電流容量の線材が使用されるものと、ハイブリッドマグネット、核融合応用などの大型マグネットに大電流容量の導体が必要とされるものとに大別される。小電流容量の場合は、線材をコイル化した後に熱処理する W & R (ワインドアンドリアクト) 法を採用し、コイルをエポキシ樹脂等で含浸することによって、線材に歪み加わることの防いでおり、線材の機械的特性が大きな問題となることは少ない。それに対して大電流容量では、集合導体、CICC (ケーブルインコンジット導体) などの導体を用いてマグネットを構成するため、樹脂含浸のような線材固定は困難である。大型マグネットでは、作業性の点から、熱処理後に巻き線を行う R & W 法や、導体部のみを熱処理する方法がとられるため、この時点でも線材が歪みにさらされる可能性は高く、線材自体の高強度が要求される。熱処理後の銅安定化ブロンズ法 Nb₃Sn 線材の 0.2% 耐力は 4.2 K で 200 MPa 程度 (15) であり、ブロンズマトリックスにより高強度が得られている。また、熱処理時に発生するカーケンダールポイドも純 Sn あるいは高 Sn 濃度のマトリックスを用いた方法よりも少なく、機械強度に優れた線材である。

2.1.7 Nb₃Sn 線材のブレイクスルー

技術的なブレイクスルーとしては、複合元素添加、人工ピンニングの導入などがあげられる。複合元素添加は従来から研究されているが、実用線材としては前述したように Ti / Ta の単独あるいは

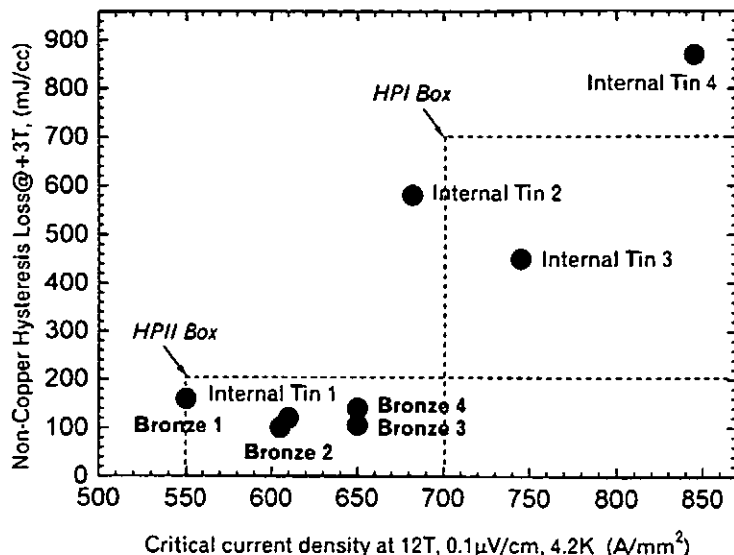


Fig. 2.1-4 Critical current and hysteresis loss of the ITER Model Coil Nb₃Sn strands.

複合添加線材のみである。これに対し近年では、フィラメントへのTi、Ta、Hf/マトリックスへのGe添加(16)といった手法がとられ、結晶粒微細化による J_c の向上と近接効果の抑制による結合損失の低減が進められている。Nb₃Snでの人工ピンの導入は、飽和型であるNb₃Snのピンニング特性をNbTiのような非飽和型にして高磁界での J_c を向上させることを目的としたものである。Cu、Taなどをピン材とした開発が試みられており、外部Sn拡散法により10Tで従来線材を超える特性を持った線材が得られている(17)ようである。こうした試みはブロンズ法においても適用可能であり、今後の開発が期待される。

2.1.8 開発プロジェクト

ブロンズ法に限定した開発プロジェクトは存在しないが、Nb₃Sn超伝導線材を含む開発プロジェクトにはほとんどの場合ブロンズ法Nb₃Sn線材がその対象となっている。特に、ITERなど~16T程度までの磁界で使用される機器、低交流損失が要求される機器、長尺での安定性が要求される機器に適用される。たとえば、東北大学金属材料研究所のハイブリッドマグネットHM-1の超伝導マグネット部であるSM-1の内層(18)や、金属材料技術研究所の18Tマグネットの中間層(19)にはブロンズ法(Nb, Ti)₃Sn線材が使用されている。核融合関連では米国のローレンスリバモア国立研究所(LLNL)のMFTF-B(20)、旧ソ連のT-15(21)、九州大学のTRIAM(22)にNb₃Sn線材が用いられている。最近では、金属材料技術研究所の21Tマグネットでは中間コイルとしてブロンズ法(Nb, Ti)₃Sn線材がも用いられ、160mmポアに18Tを発生させている(23)。また、次項に述べるように、ITERにおいてもブロンズ法により素線の開発が行われており、 $J_c(12T, \text{無歪}) \geq 600 \text{ A/mm}^2$ を有する素線の量産に成功している(24)。

2.1.9 製造者および製造実績

ブロンズ法Nb₃Sn線材に関する基礎的な研究は金属材料技術研究所(1)などで行われた。現在、数多くのメーカー、研究所でブロンズ法Nb₃Sn線材が開発・製造されており、その例として下記の6社をあげることができる。

- (a) Vacuumschmelze GmbH(VAC) [独]
- (b) A. A. Bochvar Institute of Inorganic Materials(Bochvar) [露]
- (c) 日立電線株式会社 [日]
- (d) 古河電気工業株式会社 [日]
- (e) 株式会社神戸製鋼所 [日]
- (f) Oxford Superconducting Technology(OST) [米]

このほかにも、株式会社フジクラでは東北大学、岩手大学と共同で高強度Nb₃Sn線材の開発を行っている(15)。この内、(a)~(d)の4社はITERの素線製造に参画している(13)。

(a) のVAC社は、1GHz NMRに向けた線材開発を行っており(8)、またNMR用線材のベンダーとしても知られている。(b)ではブロンズ法とともに内部拡散法の開発も行っている(25)。(c)、(d)はともに古くからブロンズ法線材の開発を行っておりその実績も多い(26)、(27)。(e)では750MHz NMRの開発に成功している(28)。

<2.1 参考文献>

- (1) K. Tachikawa: Proc. Int. Cryog. Eng. Conf., Iliffle Science and Technical Publicatons (1970) 339.
- (2) A.R. Kaufman and J. J. Pickett: Bull. Am. Phys. Soc., (1970)15 883.
- (3) T.S. Luhman, et al.: "Treatise on Materials Science on and Technology", 14 (1979), 145
- (4) P.M. Hansen: "Constitution of Binary Alloys", McGRAW-HILL, New York, P. 633
- (5) 永田明彦: 低温工学, Vol. 19 (1984) 332
- (6) 渡辺和雄他: 低温工学, Vol. 25 (1990) 317
- (7) G. Iwaki, et al.: Proceedings of the 9th US-Japan Workshop on High-Field Superconducting Materials, Wires and Conductors and Standard Procedures for High-Field Superconducting Wires Testing, March 13-15, (1995) P. 25
- (8) S. T. Wang, et al.: IEEE Trans. Magn., MAG-30 (1994) 2344
- (9) I. W. Wu, et al.: J. Appl. Phys., Vol. 54 (1983) 7139
- (10) K. Togano, et al.: J. Less-Common Met., Vol. 68 (1979) 15
- (11) M. Suenaga: IEEE Trans. Magn., Mag-21 (1985) 1122
- (12) K. Osamura and S. Ochiai: J. J. Appl. Phys., Vol. 26 (1987) 1519
- (13) P. Bruzzone, et al.: Presented at MT-14, (June 13, 1995)
- (14) 酒井修二: 第52回1994年度秋季低温工学・超電導学会予稿集、P. 274
- (15) K. Watanabe, et al.: IEEE Trans. Magn., MAG-30 (1994) 1871
- (16) K. Tachikawa, et al.: Cryogenics, Vol. 33 (1993) 205
- (17) G. M. Ozeryansky, et al.: Presented at CEC/ICMC '95, PM2-11
- (18) K. Noto, et al.: Sci. Rep. RITU A, Vol. 33 (1986) 238
- (19) K. Tachikawa, et al.: Advances in Cryogenic Engineering Materials, Vol. 42 (1986) 947
- (20) R. M. Scanlan, et al.: IEEE Trans. Magn., MAG-21 (1985) 1087
- (21) V. A. Alhimovch, et al.: Proc. 11th Int. Conf. on Magnet Technology (MT-11), Tukuba, (1989) ELESEVIER, P. 773
- (22) Y. Nakamura, et al.: Proc. 11th Int. Conf. on Magnet Technology (MT-11), Tukuba, (1989) ELESEVIER, P. 773
- (23) M. Oshikiri, et al.: Physica B, 201 (1994) 521
- (24) 遠藤 壮他: 第54回1995年度秋季低温工学・超電導学会予稿集、P. 204
- (25) A. Nikuklin: IEEE Trans. Magn., MAG-30 (1994) 4, 2316
- (26) 鎌田園尚他: 日立電線、Vol. 7 (1988) 1
- (27) 坂本久樹他: 古河電工時報、Vol. 87 (1990) 6
- (28) 広瀬量一他: 第51回1994年度春季低温工学・超電導学会予稿集、P. 196

2.2 改良型ジェリーロール法 (Modified Jelly roll-processed wires)

2.2.1 製法

MJR (Modified Jelly roll)法 Nb_3Sn 線は、テレダイン・ワーチャン社 (TWCA) 等が中心となって1980年代の初期から開発を進めてきたもので(1)(2)(3)、JR法で使用されるNbシートの代わりに伸線方向に数多くのスリットを入れたNbシートを用いる事が製法上の特徴である。

製法は、コアーロッドの周りにスリット入りのNbシートとブロンズシートを2枚重ね合わせて、ジェリーロール状に巻きつけ、最外周にはSnの拡散バリアー用としてTaシート等を巻きつける。次にこれらを銅管に挿入してビレットを製作し、押出機にて押出して縮径する。押出されたロッドはその後の冷間伸線によって所定サイズまで縮径されるが、ブロンズ法 Nb_3Sn 線と同様にブロンズの間焼鈍が頻繁に必要となるため(1)製造上は好ましくない。

しかし、近年になってこの欠点を無くすためにNbチューブ法とMJR法とを組み合わせたinternal tin MJR法が開発された。この方法は、中心のコアにSn棒を用いる事とブロンズシートの代わりにCuシートを用いることが特徴で、Sn量を多く取れるため J_c は飛躍的に向上し、更にはブロンズシートを使用しないため中間焼鈍は不要となる(4)。

Fig. 2.2-1は、こうして得られた Nb_3Sn 線の断面を示すが、あたかも極細多芯線のように見える(1)。これはNbシートにスリットを入れているため、あくまでも通常の極細多芯線におけるシングルコアーに相当する。従って、この状態で他の製法による線材と同等の特性が得られるならば、製造工程の短縮化

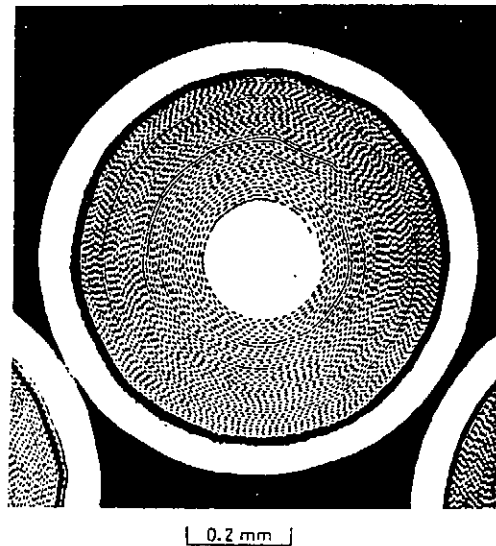


Fig.2.2- 1 Micrograph of a typical MJR conductor cross-section(1).

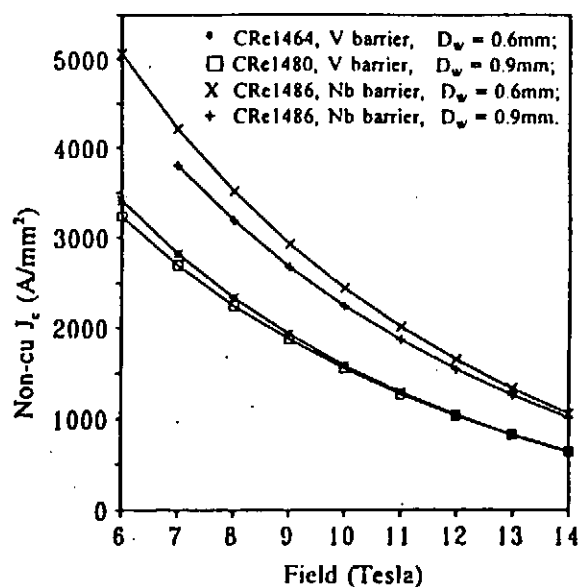


Fig.2.2- 2 A comparison of the non-Cu J_c for V diffusion barrier wires and Nb diffusion barrier wires(5).

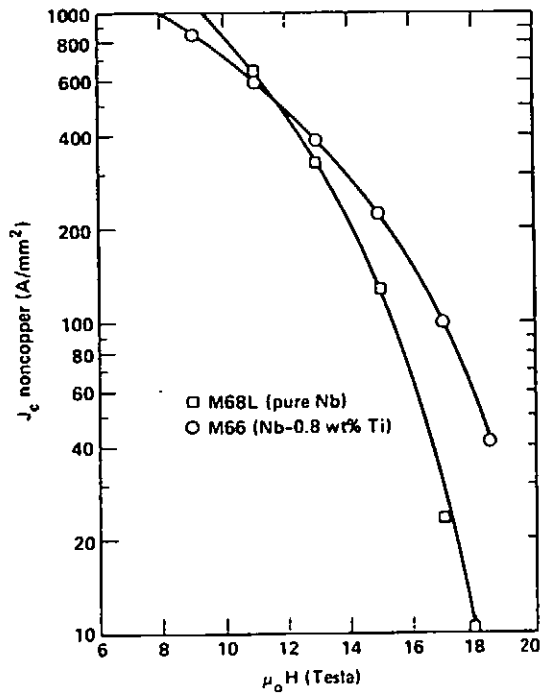


Fig. 2. 2-3 Critical current density for a typical sample containing Ti additions compared with a typical sample with pure Nb cores(1).

及びコストの低減を期待することができるが、長手方向でフィラメント同士が繋がっているため少なくともACロスの低減には期待できない。

2. 2. 2 高磁界特性

Fig. 2. 2-2 は internal-tin MJR法で製作されたNb₃Sn線材の非銅の臨界電流密度と外部磁界との関係を示している(4)。従来のVバリアーを有した線材と比較してNbバリアーの線材は1.2 Tで1680 A/mm²と非常に高い値を示しており、Nbバリアーに置き換えた効果が顕著に現れている。

一方、Nbシートに少量のTiを添加することによって、高磁界特性の改善を図ることができる。Fig. 2. 2-3はNb-0.8%Tiシートと純Nbシートと比較を行ったもので、1.2 T以上の高磁界ではNb-0.8%Tiシートを用いた線材の方が高い J_c を示し、1.8 Tでは約4倍の値を示している(1)。更に、 H_{c2} に関しても純Nbシートを用いた線材が約1.9 Tであるのに対して、Nb-0.8%Tiシートを用いた線材は2.3 Tを示している(1)。

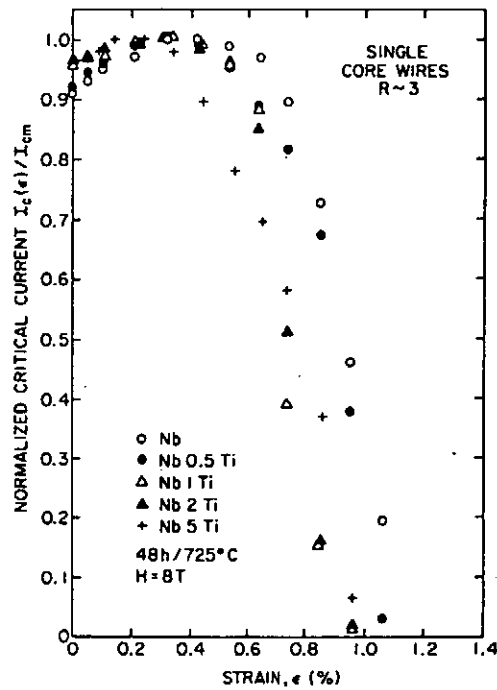


Fig.2.2-4 The normalized critical currents for the monofilamentary Nb₃Sn wires as a function of applied strain at 8T(2).

2.2.3 歪による I_c の変化

MJR法 Nb₃Sn線は通常のプロセス法に比べて、臨界電流の耐歪特性はいくらか優れているというデータが示されている(2)。Fig.2.2-4はNbシートへのTi添加量と臨界電流及び歪との関係を示したもので、耐歪特性は純Nbが最もよく、次いでTi添加量が増加するほど劣化していることがわかる(2)。

2.2.4 応用

TWCAとAMIが共同で、8.5TのNbTiマグネットと組合わせて13Tマグネットを製作した。MJR法Nb₃Snマグネットは20ΦID×100ΦOD×130Hから成るマグネットで、これに用いられている線材は、ブロンズのマンドレルに純Nbシートと13%Snブロンズシートを重ねて巻いたもので、非銅のJ_cが1.2×10³A/mm²(4.2k、8T)、ブロンズ/Nb比が3.0、Nbは全体の15.4%を占めた構造となっている(5)。

また、日本原子力研究所と米国のMITとで共同開発したUS-DPC(6)には素線径0.78mmのMJR法Nb₃Sn線材が使用されている。この線材のバリヤー材には、ヒステリシス損失を低減する目的でバナジウムを使用した(7)。

< 2. 2 参考文献 >

- (1) W. K. McDonald, C. W. Curtis, R. M. Scanlan, K. Marken and D. B. Smathers, IEEE Trans. on Magn., MAG-19, (1983)1124.
- (2) M. Suenaga, C. J. Klamut and W. K. McDonald, IEEE Trans. on Magn., MAG-19, (1983)1425.
- (3) D. B. Smathers, K. R. Marken, P. J. Lee and D. C. Larbalestier, IEEE Trans. on Magn., MAG-21, (1985)1133.
- (4) J. C. McKinnell, D. B. Smathers, M. B. Siddall and P. M. O'Larey, IEEE Trans. on Applied Super., VOL-5, (1995)1768.
- (5) N. B. Siddall, W. K. McDonald and K. Efferson, IEEE Trans. on Magn., MAG-19, (1983)907.
- (6) M. Steeves, M. Takayasu, T. Painter and M. O. Hoenig, Adv. Cryog. Eng., vol. 37, (1991)345.
- (7) D. B. Smathers, P. M. O'Larey, M. M. Steeves and M. O. Hoenig, IEEE Trans. on Magn., VOL-24, (1988)1131.

2.3 内部スズ法 (Internal Sn-processed wires)

2.3.1 内部スズ法の概説

ブロンズ法では、 Nb_3Sn の生成にNbとブロンズ合金を用いるため、以下のような問題点がある。

- ①冷間加工時において、断面減少率50~70%毎に焼鈍が必要となり、これに要する時間、手間が馬鹿にならない。
- ②Cu-Sn二元系の状態図が示すように、加工が可能な α 相ブロンズ合金の上限はSn量が16wt%であり、通常は13wt%程度のブロンズを用いるが、Sn濃度が低いため生成される Nb_3Sn の占積率、ひいては J_c を増やすことが困難である。
- ③均一組成を持った大型のブロンズ・インゴットは、組成のばらつきが生じやすく、製作が困難であり、製造コストで劣る。

内部スズ法はこれらの欠点を解決するため考案された製作法の一つであり、1974年に三菱電機の橋本らによって開発された(1)。内部スズ法は、ブロンズ法とは異なりNb、Sn(或いはTi、In等を添加したSn合金)、Cuの3種の金属を用いてFig. 2.3-1に示すような製作法により線材化され、予備熱処理と称するSnとCuの拡散反応によりブロンズを生成し、引き続き最終熱処理により Nb_3Sn を生成するプロセスを採用している。このため、ブロンズ法で必要な焼鈍が不要となり、加工性、製造コストに優れること、Sn濃度をブロンズ法よりも増やせるため J_c で有利なこと、製作が困難な均一組成のブロンズ・インゴットではなく純金属を用いるため素材のばらつきが無いことなど様々なメリットがある。一方、デメリットとしては、ブロンズ法に比べてモジュール(IGCではサブエレメントと表現)中央部のSnコアの部分が反応後デッドスペースになり、Nbを配置できる有効面積が少ないためヒステリシス損失の面でやや不利になること、更にSnをモジュールの中心或いは外側から拡散させるため、Sn濃度に勾配を生じ、線材の径方向で均一なブロンズの生成が難しく、その結果、 n 値がブロンズ法の線材ほど高くないことがあげられる。

内部スズ法は国内では三菱電機で、米国ではIGC(Intermagnetics General Corp.)で研究開発が継続されており、最近種々の成果が報告されている。これらはITER(International Thermonuclear Experimental Reactor)のセンターソレノイド(CS)モデルコイルの素線に適用するため、 J_c 、 n 値、ヒステリシス損失、極低温での安定化銅の抵抗率、銅比、素線単長等の線材の諸特性が同時に仕様値を達成するための方策と結果に関するものが多く見受けられる。ITER関係ではこの2社以外に欧州のEUROPA METALLI-LMIが内部スズ法で素線を製造している(2)。しかしながら、カタログ以外に論文を入手することができなかつたため、今回の調査では上記の2社の線材の構成、高磁界での J_c 特性、ヒステリシス損失(有効フィラメント径)について概説する。なお、 J_c 特性については特に断らない限り $B=12T$ での $10\mu V/m$ の基準での値(外部歪みゼロ)とする。

2.3.2 三菱電機の内部スズ法

内部スズ法はブロンズ法よりも J_c で有利であるとされており、その特徴を生かすため、以前は高磁界での J_c 特性の改善が主要な研究テーマであった。しかしながら、ITER-CSモデルコイル用の素線では高 J_c と低ヒステリシス損失の両立が求められており、1991年以降、ヒステリシス損失の低減と高 J_c 化に主力が注がれるようになった。両線材では構成が異なる部分があるため、最初に高 J_c タイプの線材、その後で低ヒステリシス損失タイプの線材について報告する。

三菱電機の内部スズ法の代表的な製造プロセスをFig. 2.3-1に示す。本製法の特徴は、Ti添加の方法として通常行われているNbフィラメントやCuマトリックスへ添加するのではなく、Snへ添加している点である。本方式を採用することにより、加工性を損なうことなく安価にTi添加を実施でき、高磁界特性の確保に成功している。

高 J_c タイプの線材ではSn量をブロンズ濃度に換算して~25.7wt%とブロンズ法の約2倍とし、それに対応してNb占積率を31.6vol%と非常に多くした構成を採用している。その結果、675℃・160時間の熱処理を行うことで、 $B=12T$ において $J_c=9.28 \times 10^8 A/m^2$ ($10^{-13} \Omega m$ 基準、電磁力圧縮方向)という値が得られている(3)。また、NMR分析マグネット用として、大型化、高磁界対応化した線材では、725℃・100時間の熱処理をすることで、 $B=12T$ で $J_c=9.61 \times 10^8 A/m^2$ (同条件)、 $B=15T$ で $J_c=4.82 \times 10^8 A/m^2$ という値が得られている(4)。

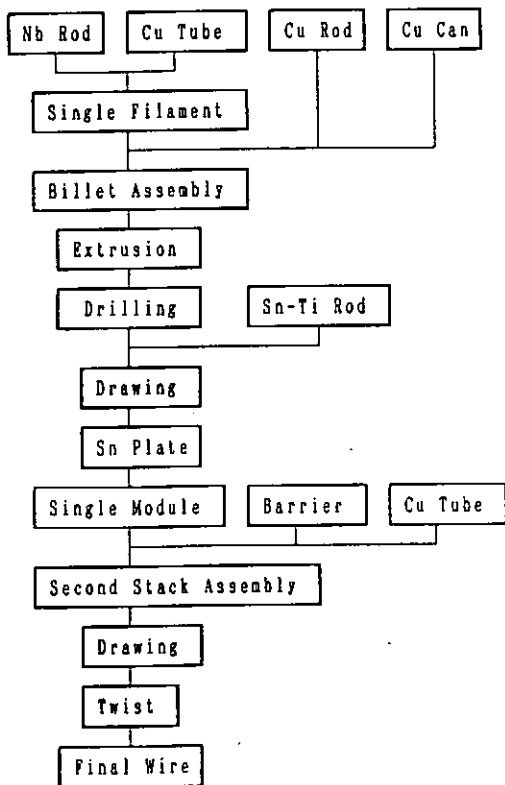


Fig. 2.3-1. Schematic diagram of the internal tin process by Mitsubishi

Table 2.3-1. Specifications of Mitubishi's wire

Wire Dia.	0.81mm
Cu to Non-Cu Ratio	1.47
Filament Dia./Spacing	2.79/1.04 μm
Number of Filaments	417 \times 19
Nb/Sn vol% inside Barrier	25.7%/14.9%
Twist Pitch	16mm
Diffusion Barrier Material	Ta

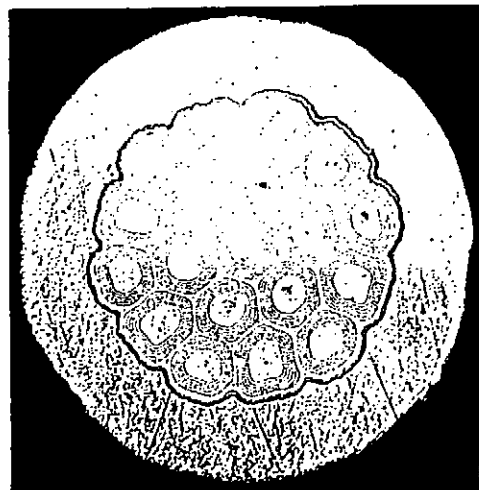


Fig. 2.3-2. Cross-sectional micrograph of a Mitsubishi's Nb₃Sn wire fabricated in collaboration with Japan Atomic Energy Research Institute.

一方、低ヒステリシス損失タイプの線材では、内部スズ法で損失が大きくなる原因を解明し、それに基づいて線材の構成を改良することで損失の低減を目指した。その結果、Snの拡散過程において η 相ブロンズの消失に伴うポイドの発生位置よりもフィラメントを外側に持つことでNbフィラメントの動きを抑制することができ、ブリッジングによる損失の大幅な低減に成功した(5)。また、フィラメント径、フィラメント間隔、およびフィラメント配置を最適化することにより J_c を減少することなく、近接効果による損失の低減に成功した(6)。Fig. 2.3-2に低ヒステリシス損失タイプの線材の断面写真を、Table 2.3-1にこの線材の諸元を示す。この線材では650℃・240時間の熱処理を行うことで J_c は $6.40 \times 10^8 \text{A/m}^2$ 、ヒステリシス損失に関しては、ピックアップコイル法による $B = \pm 3\text{T}$ の1サイクルでの評価で 133kJ/m^3 、Crメッキ後の安定化銅の抵抗率は $\rho = 1.13 \times 10^{-10} \Omega \text{m}$ という値が得られている。

2.3.3 IGCの内部スズ法

IGCでは、1981年に内部スズ法の開発に着手して以来、現在に至るまで内部スズ法の発展形のスズ・チューブ・ソース法(TTS法)の開発や、様々な第三元素の添加方法の検討などが精力的に行われている。これらは密接に関係しているが、混乱を避けるために従来からの内部スズ法を先に、その後でTTS法について報告する。

IGCが開発した内部スズ法の加工法の特徴は、Fig. 2.3-3に示されるような中空押し出し法の採用にある。即ち、中空押し出しによりチューブ状のNb/Cu複合体を得、これにSn棒を挿入し、更に中空押し出しで一体化した安定化銅とバリヤの複合体を組み合わせる工法を採っており(7)、この部分が三菱電機の製法と異なっている。また、第三元素の添加方法も異なっており、添加方法としてNbフィラメントへのTa或いはTiの合金添加が1992年に比較検討された(8)。それによると、Nb-7.5wt%Taフィラメントでは J_c は $8.77 \times 10^8 \text{A/m}^2$ 、Nb-1wt%Tiフィラメントでは J_c は $6.50 \times 10^8 \text{A/m}^2$ という値が、有効フィラメント径に関しては何れも $14.6 \mu\text{m}$ (測定法は不明)という値が得られたが、加工性に関しては前者が後者より優れており、後者では断線が頻発している。最近では、ITER-CS素線に対応した線材の開発が行われ、Fig. 2.3-4に描かれた構成の線材で第三段階の500kgの製造と特性報告がされている(9)。

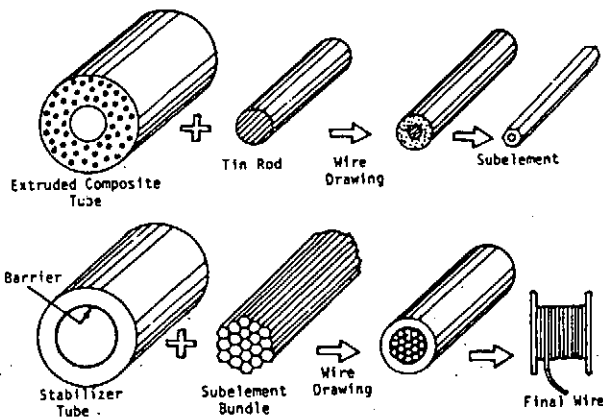


Fig. 2.3-3. Schematic diagram of the internal tin process by IGC

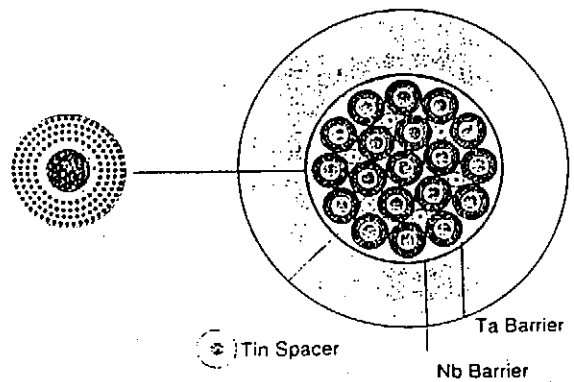


Fig. 2.3-4. Schematic illustration of the strand used in Stage III of the ITER strand development program

この線材は、これまでの線材に比べてフィラメントが四層の同心円状配置になっており、フィラメント本数も162本と大幅に少なくなっている点が特徴的である。それによれば、 J_c とヒステリシス損失はスタート時のNb棒の硬度とグレインサイズに対して敏感に変化することが判明し、これらの線材の中で硬度が高いNb棒を用いて加工性が良くなかった線材では、 J_c は $7.30\sim 8.00\times 10^8\text{A/m}^2$ 、 n 値は23~37、ヒステリシス損失は $340\sim 360\text{kJ/m}^3$ 、残留抵抗比は115~135と良好な値が得られている。また、 J_c のばらつきに対応するため、この標準タイプ以外にNb棒の直径を8%増やした高Nb占積率タイプの線材を用いて、熱処理で諸特性をコントロールする試みや、 J_c とヒステリシス損失とを両立するため、熱処理条件、Sn濃度、フィラメントサイズに対するヒステリシス損失と J_c 依存性の調査等が行われている。直流マグネット用線材では、Nbバリヤを用いた線径0.64mm、フィラメント径 $4.9\mu\text{m}$ の高Nb占積率タイプで J_c が $9.06\times 10^8\text{A/m}^2$ 、 n 値は38という値が得られている。

一方、内部拡散法の発展形として開発されたTTS法は、Fig. 2.3-5に示されるような押出しによりNb/Cu複合体を得、これにSnシートを巻き付け、更に中空押出しにより作成した安定化銅とバリヤの複合体を組み合わせる手法を採用している(10)。この方法のメリットとしては、Sn穴を開けるプロセスが不要なこと、中空押出しを用いないのでNbフィラメント形状の均一性が向上すること、Snコア付近に存在したCuのデッドスペースが削減されること等があげられる。一方、欠点としてはSnを外周に巻くため多モジュール化が困難なこと、フィラメント径を適正化するには線径を0.5mm程度より太くしにくく大電流用には適さないことがあげられる。本法では第三元素の添加はNbフィラメントへのTiの合金化で試みられ、Nb-1.3wt%Tiフィラメントを使用することにより J_c が 1115A/mm^2 という極めて高い値が得られている。しかしながら、有効フィラメント径は $25\mu\text{m}$ と同社の従来の内部拡散法よりかなり大きくなっている。

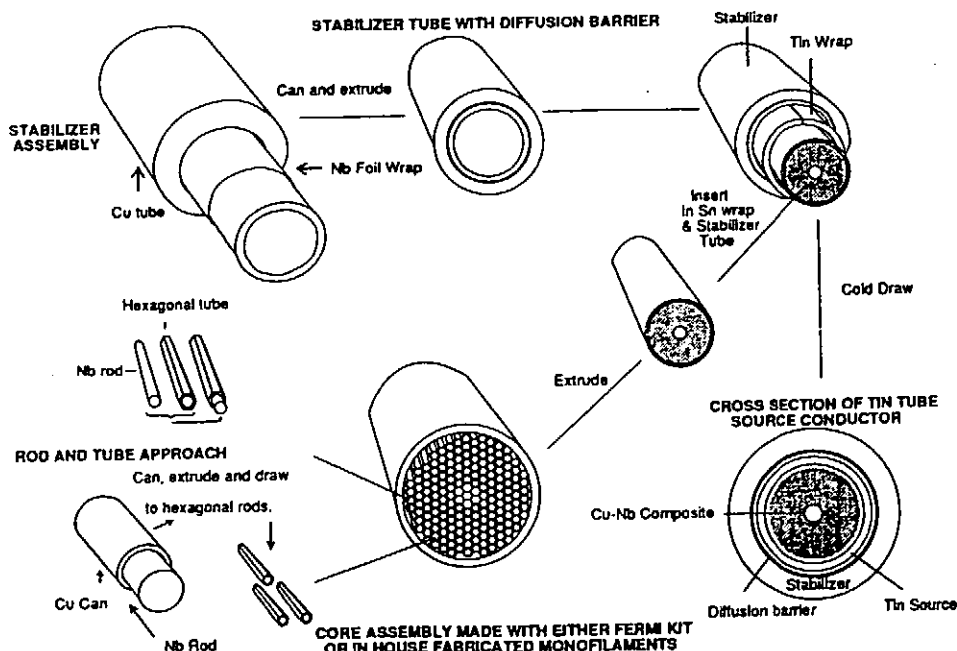


Fig. 2.3-5. Schematic representation of the TTS manufacturing process

第三元素の添加に関する研究は簡単な構成の試作線材で引き続き検討され、Cu-0.6wt%Ti合金マトリックスと純Nbフィラメントの組み合わせと、純CuマトリックスとNb-1.2wt%Tiフィラメントの組み合わせが比較された(11)。その結果、前者では J_c は $1.034 \times 10^9 \text{ A/m}^2$ 、後者では J_c は $9.66 \times 10^8 \text{ A/m}^2$ という値が得られ、 J_c ではほぼ互角なもの、加工性に関しては前者のほうが優れており、マトリックスへのTi添加が有効なことが判明している。最近では、更にマトリックスへのGe添加、Ti添加、フィラメントへのTa添加が系統的に調査され(12)、マトリックスへのGe添加、及びTi添加により何れも以前よりかなり高い J_c が得られることが報告されている。

2.3.4 応用例

内部スズ法 Nb₃Sn線材の応用例としては、直流用途として30MVA超伝導同期調相機の界磁コイル(13)、14Tスプリットソレノイドマグネット(14)、パルス用途として4章で詳述されているDPC-EX(実証ポロイダルコイルの拡張試験用コイル)(15)、交流用途として超伝導変圧器(16)などの様々な機器に用いられた実績がある。

<2.3 参考文献>

- (1) Y. Hashimoto, et al.; Proc. ICMC-5, (1974) 332
- (2) カタログ
- (3) 江川ほか、1993年度春季低温工学・超伝導学会予稿集 188
- (4) 江川ほか、東北大学金属材料研究所強磁場超伝導材料研究センター平成5年度年次報告 177
- (5) 久保ほか、1993年度低温工学会材料部会シンポジウム講演論文集 72
- (6) 久保、江川ほか、1994年度秋季低温工学・超伝導学会予稿集 196、197
- (7) T. Pyon et al., IEEE Trans. on Mag., Vol. MAG-21 (1985) 293
- (8) E. Gregory et al., Adv. in Cryo. Eng., vol. 38 (1992) 579
- (9) E. Gregory et al., to be published in Adv. in Cryo. Eng., Vol. 42
E. Gulko et al., to be published in Adv. in Cryo. Eng., Vol. 42
- (10) G. M. Ozeryansky et al., IEEE Trans. on Mag., Vol. MAG-27 (1991) 1755
- (11) G. M. Ozeryansky et al., IEEE Trans. on Applied Superconductivity, Vol. 3 (1993) 1330
- (12) T. Pyon et al., IEEE Trans. on Applied Superconductivity, Vol. 5 (1995) 1760
- (13) 岩本ほか、電気学会論文誌D, Vol. 107 (1987) 511
- (14) M. Wake et al., Proceedings of MT-11 (1989) 1090
- (15) T. Ando et al., Adv. Cryog. Eng., Vol. 34 (1988) 879
- (16) 岸田ほか、低温工学, Vol. 26 (1991) 197

2.4 Nbチューブ法 (Nb Tube-processed wires)

2.4.1 製法

チューブ法Nb₃Sn線は、(株)東芝と昭和電線電纜(株)が1970年代の後半に開発した製造プロセス(1)による超伝導線で、その後1984年にはNbチューブに微量のTiを添加することによって、加工性およびJ_c特性を大幅に改善したTi添加チューブ法Nb₃Sn線を開発した。

その製法は Fig. 2.4-1 に示されているように、先ず内側からSn棒、Cuチューブ、Nb (Ti添加) チューブ、Cuチューブといった4層から成るシングルコアを製作し、これを複数本束ねて、銅の大径管に挿入し、冷間静水圧押出を行って所定のサイズまで全工程を冷間で伸線する。こうして得られた代表的な超伝導線の断面を Fig. 2.4-2 に示す。これらの超伝導線は、通常700℃前後で数10時間の熱処理を施してNbチューブの内側にNb₃Sn層を生成させる(2)。

チューブ法の特徴は、

- ① 線材が展延性に富む金属から構成されているため、伸線工程で中間焼鈍が全く不要であること。
- ② Nbチューブ内のSn濃度を自由に高めることができるため、高磁界でのJ_cを飛躍的に高められること。
- ③ Nbチューブ自身が安定化銅に対するSn拡散のバリアーとなるため、構造が単純化される。

等の利点が挙げられる(3)。

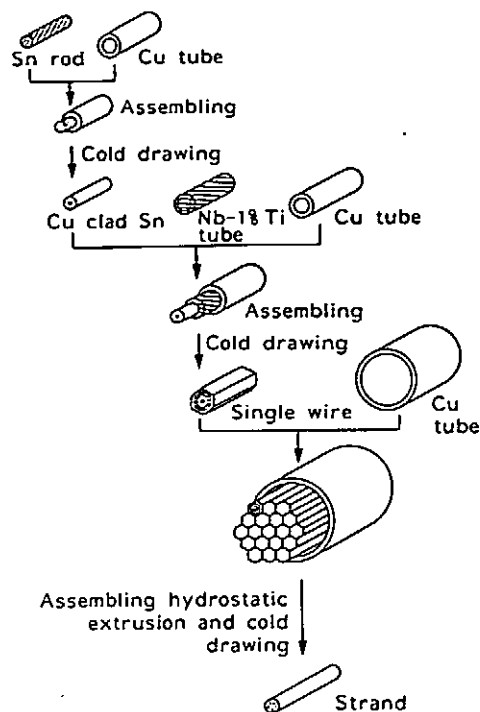


Fig.2.4-1. Fabrication process for Nb₃Sn wire by the Nb tube method.

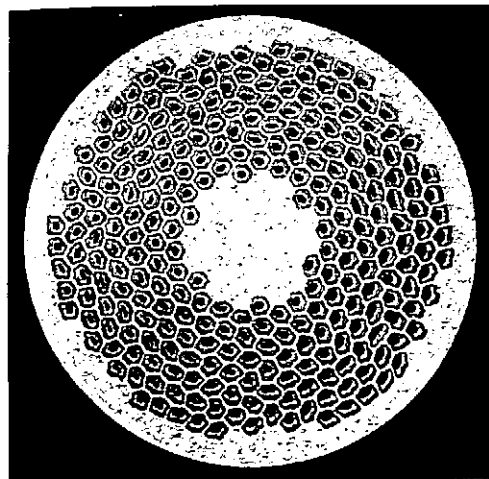


Fig.2.4-2. A cross-sectional view of fabricated wire.

2. 4. 2 高磁界特性

(1) 臨界電流密度

J_c は Nb チューブ内の Sn 濃度 (Cu と Sn の比率) に依存し、特に高磁界側では 50% Sn 付近で最大値を示す (3)。又、Nb チューブに Ti を添加することによっても J_c が改善され、高磁界側の 15 T では 1.0% Ti 前後で J_c のピーク値が示されている (3)。

Fig. 2.4-3(3)(4) は、Nb に 1.0% Ti を添加した代表的な線材 (線径 1.04 mm、フィラメント径 $90 \mu\text{m}$) に関して、非銅の臨界電流密度 (J_c) と外部磁界との関係を示したもので、この線材は Nb チューブ内の Sn 濃度が 50% と高い方ではあるが、12 T で 1700 A/mm^2 、15 T で 950 A/mm^2 と非常に高い J_c を示している (5)。

(2) 歪みによる J_c の変化

Fig. 2.4-4 は、曲げ歪みおよび引っ張り歪みと J_c との関係を示したもので、引っ張り歪みに対しては 0.3% 付近で J_c の最大値 (J_{cm}) が得られ、 $J_{cm}/J_c(\epsilon=0)$ が 1.03 程度を示す。また、曲げ歪みは歪みと共に減少し、0.6% 歪みで $J_c(\epsilon=0)$ の約 80% となる (3)。

2. 4. 3 応用例

(1) 密巻高磁界マグネット

1990年に、日本原子力研究所と昭和電線電纜 (株) が 13.2 T の Backup 磁界のもとで 18.4 T (4.2 K) 発生できる Nb₃Sn マグネット (有効ボア径 $\phi 32 \text{ mm}$) を開発した。このマグネットには銅比が 1.0、フィラメント数 180 本、サイズが高磁界用として $\phi 2.07 \text{ mm}$ 、低磁界用として $\phi 1.62 \text{ mm}$ のチューブ法 Nb₃Sn 超伝導線が用いら

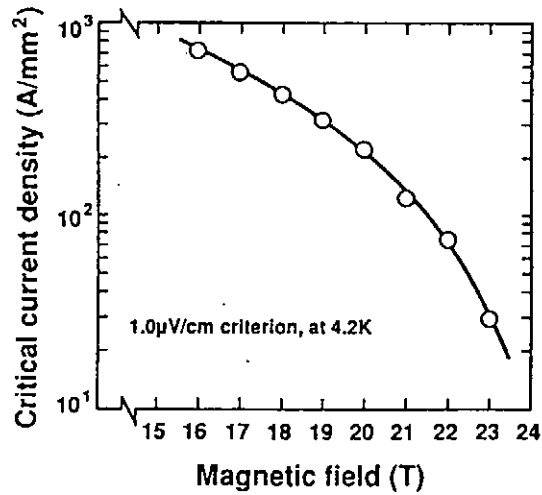


Fig. 2. 4-3. Relationship between critical current density and applied magnetic field for the tube-processed wire with 50%Sn.

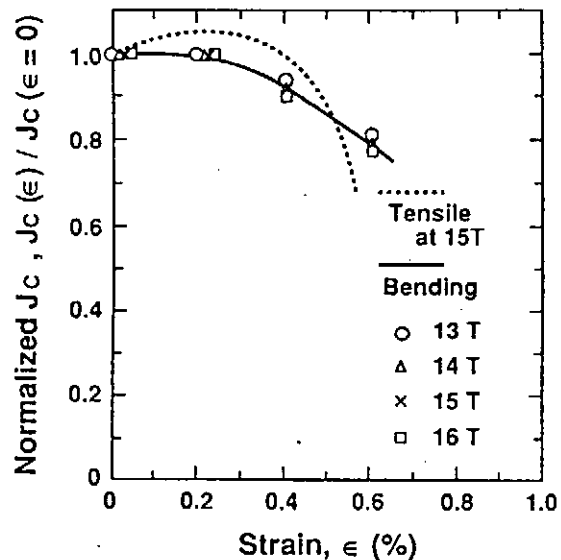


Fig. 2. 4-4. Normalized J_c versus tensile strain and bending strain.

れている(6)。

(2) 完全安定化Nb₃Sn超伝導導体

マサチューセッツ工科大学のHybrid IIIは35Tを目指しており、これに使用されている高磁界用Nb₃Sn導体はFig.2.4-5に示すように、Cuハウジング4.5×9.5mmの中にフィラメント数840本のNb₃Snモノリス線2×4mmがハンダで埋込まれた構造になっており、臨界電流は3980A(12.1T)で計画されている(7)。更に、同種の導体は、金属材料技術研究所の40T級マグネットにも使用されている(8)。

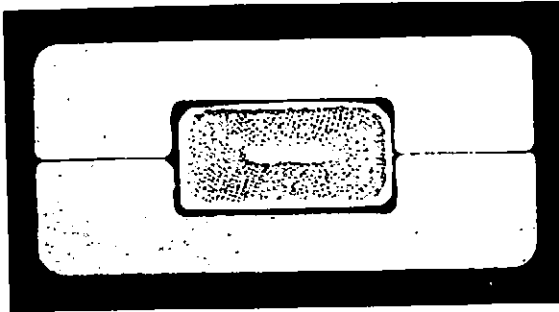


Fig.2.4-5 A cross-sectional view of (Nb,Ti)₃Sn conductor for Hybrid III

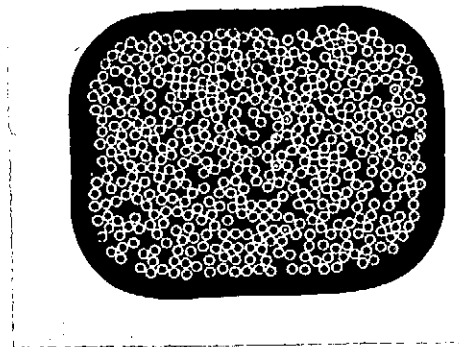


Fig.2.4-6. A cross-sectional view of forced-cooled conductor.

(3) 強制冷却型Nb₃Sn超伝導導体

Fig.2.4-6は日本原子力研究所のDPC-TJ用導体の断面写真で、ステンレスコンジットの中に素線(フィラメント数61本、銅比1.13、I_c133A/12T)を486本(34×6)撚った撚線が入っており、コイル製作に当たってはプリフォームドアーマ方式と称する2重コンジット方式が採用されている(3)。

<2.4 参考文献>

- (1) S. Murase, M. Koizumi, O. Horigami, H. Shiraki, Y. Koike, E. Suzuki, F. Nakane, M. Ichihara, and N. Aoki, IEEE Trans. on Magn., MAG-15, (1979)83.
- (2) N. Aoki, T. Ogaki, K. Noguchi, M. Shimada, T. Hamajima, S. Nakayama, T. Fujioka, Y. Takahashi, T. Ando, M. Nishi, and H. Tsuji, Cryogenics, Vol. 33, No. 6, (1993)581.
- (3) S. Murase, S. Nakayama, N. Aoki, and N. Kobayashi, SCI. REP. RITU., A-Vol. 37, No. 1, (1992)125.
- (4) H. Shiraki, S. Nakayama, M. Tanaka, S. Murase, N. Aoki, M. Ichihara, K. Noto, K. Watanabe, and Y. Muto, MRS Int'l Mtg on Adv. Mats., 6, (1989)43.
- (5) S. Murase, S. Nakayama, O. Horigami, and N. Aoki, Toshiba Review, Vol. 46, No. 5, (1991)381.
- (6) M. Nishi, T. Isono, Y. Takahashi, T. Ando, H. Tuji, T. Uchiyama, N. Aoki, M. Ichihara, and E. Suzuki, IEEE Trans. on Magn., VOL-27, (1991)2280.
- (7) N. Aoki, M. Ichihara, E. Suzuki, S. Murase, H. Shiraki, Showa Electric Wire and Cable Review Vol. 39, (1989)129.
- (8) K. Inoue, T. Takeuchi, T. Kiyoshi, K. Itoh, T. Fujioka, S. Murase, Y. Wachi, S. Hanai, and T. Sasaki, IEEE Trans. on Magn., VOL-28, (1992)493.

2. 5 粉末法 (Powder-processed wires)

粉末法は、出発材料として粉末を用いる方法で、Snの供給方法、出発材料の種類等によって、Table 2.5-1 に示す製法が報告されている。この中で No. 1～3 はフィラメントが不連続であるが、多芯化を行わなくとも多芯線が得られる粉末法の特徴を活かした製法である。また、伸線加工中に中間焼鈍をほとんど必要としない利点があるが、これにはNb粉末の加工性が確保されていなければならない。Nbは、酸素、水素等による汚染で加工性が著しく劣化する。このため原料粉末の純度とともに、粉末表面に吸着する不純物ガスを最小限に抑えることが不可欠である。No. 4は粉末法により第3元素の添加を試みた製法である。No. 5～7はNbとSnの金属間化合物の粉末を用いる点の特徴であり、特にNo. 5はECN法と呼ばれている。No. 5～7は2. 6 ECN-type wiresで紹介する。また、No. 8は、Nb粉末焼結体の隙間に液体のSnを含浸させた複合材を芯材とする製法で、不連続フィラメントを有する極細多芯線材である。この製法は液体浸漬法 (Infiltration process) と呼ばれており、2. 8 Infiltration-processed wireで別途、紹介する。以下にNo. 1～4の製法について紹介する。

No. 1) この製法は外部拡散によりSnを供給する粉末法である。Nb粉末とCu粉末を混合し、プレスして粉末成形体を作る。Nb-TaやCu-Mnなどの合金粉末を用いることもある。

Table 2.5-1 Various powder-process

No.	Powder	Supply of Sn	Process
1	Nb*, Cu*	Sn plating	Composite powder was placed in Cu jacket, drawn to wire, plated Sn and heated.
2	Nb*, Cu*	Sn rod	Composite powder was placed in Cu jacket with Sn rod, drawn to wire and heated.
3	Nb*, Sn	Sn powder	Composite powder was placed in Cu jacket, drawn to wire and heated.
4	Nb, Ta	bronze matrix	Composite powder was placed in bronze jacket, drawn to wire and heated.
5	(NbSn ₂ , Nb) or (NbSn ₂ , Sn)	NbSn ₂	Composite powder was placed in Nb tube, drawn to wire and heated.
6	Nb ₆ Sn ₅ , Cu	Nb ₆ Sn ₅	Composite powder was placed in Nb tube, drawn to wire and heated.
7	Nb ₆ Sn ₅ , Nb	Nb ₆ Sn ₅	Composite powder was placed in Ta tube, drawn to wire and heated.
8	Nb	infiltrated Sn	Composite powder was sintered, infiltrated Sn, placed in Nb or Cu jacket, drawn to wire and heated.

*Nb また Cu に添加元素を加える場合もある

No. 2, 3の製法でも、合金粉末を用いることがある。粉末成形体にCuまたはCu合金のジャケットを被せて、押出し、スエージ、ダイス伸線等で線に加工する。線にSnをメッキした後、熱処理を施して超伝導線とする。No. 1~3に共通する特性であるが、臨界電流密度はNbの混合比に依存する。Fig. 2.5-1に臨界電流密度のNb比率依存性のFonerらの結果を示す(1)。FonerによるとNb比率が50%程度で臨界電流密度は最大となる。50%を越えると過剰のNbが反応熱処理中のSnの拡散を妨げるため、かえって臨界電流密度は減少するとしている。

また、交流損失もNb比率とともに増加する。Fig. 2.5-2にNb比率が異なる線の交流損失を示す(2)。Nb比率50%の線は交流損失が大きいいため、交流用、パルス用としては低交流損失も考慮し、Nb比率が15~25%の線が開発されている(2)、(3)。

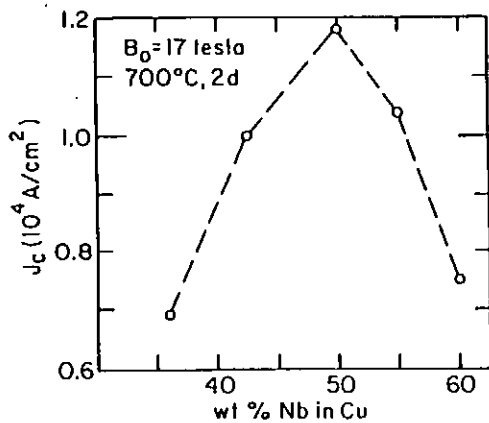


Fig.2.5-1 J_c versus B_0 at $T < 4.2\text{K}$ hydrostatically extruded, P/M processed for Cu-50wt%Nb-Sn with external Sn, $R=2000$, heat treated at 700°C for 2days.

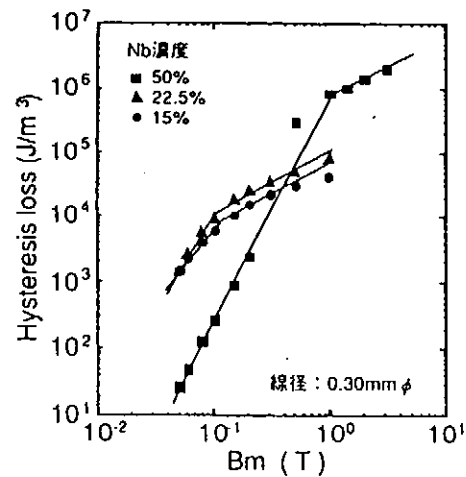


Fig.2.5-2 Hysteresis losses vs applied AC magnetic field.

No. 2) この製法は内部拡散によりSnを供給する粉末法である。Nb粉末とCu粉末を混合し、プレスして粉末成形体を作る。粉末成形体に穴を開けて、Snの棒を挿入し、これにCu、またはCu合金のジャケットを被せて、押出し、スエージ、ダイス伸線等で線に加工し、熱処理を施して超伝導線とする。No. 1に比べSnメッキが省略できる利点がある。しかし、粉末成形体とSn棒の加工性が大きく異なるため、伸線加工が難しい。SnにCuやGaを添加し、加工性をNbに近づけることで、改善されている(4)。また、NbへのTi等の添加により高磁界の臨界電流密度が向上しており、Fonerらの報告によると、Fig. 2.5-3(4)に示すようにオーバーオールで $2 \times 10^8 \text{ A/m}^2$ (at 20T)と、高磁界で高い臨界電流密度が得られている。

No. 3) Nb粉末とSn粉末を混合し、プレスして粉末成形体を作る。これにCu、あるいはCu合金のジャケットを被せて、押出し、スエージ、ダイス伸線等で線に加工し、熱処理を施して超伝導線とする。No. 2と同様にNbやSnへの添加元素の研究がなされている。Fig. 2.5-4(5)に示すように(Nb-2.9at.%Ti)粉末と(Sn-6.2at.%Ga)粉末とCu粉末を用いることにより、オーバーオールの臨界電流密度： $2 \times 10^8 \text{ A/m}^2$ (at 21T)と非常に高い値が得られている。

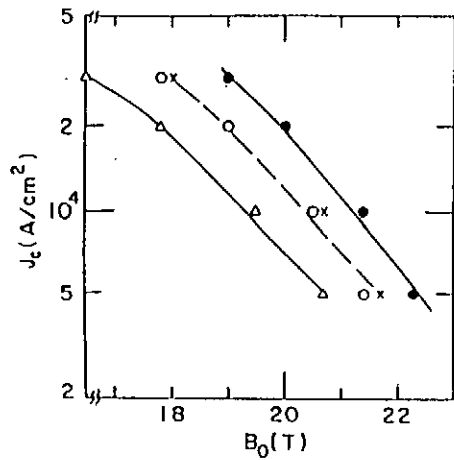


Fig.2.5-3 J_c versus B_0 for Cu-45wt%(Nb-1.2wt%Ti) P/M processed wires with Sn-xwt%Ti cores: ×- x=1.5, no Nb barrier; ○- x=2, no Nb barrier; Δ- x=3, no Nb barrier; ●- x=1.5, with Nb barrier. The wires were reacted at 750°C for 4days.

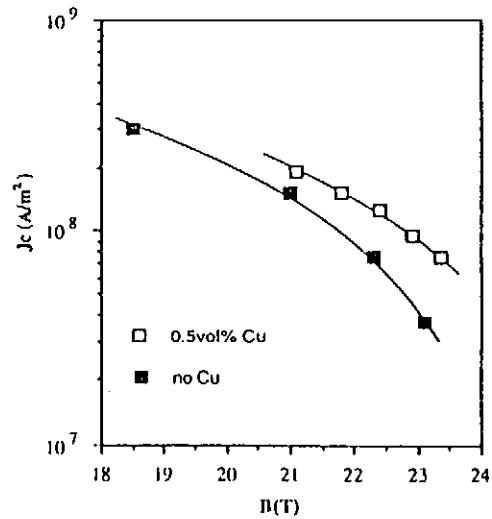


Fig.2.5-4 J_c vs. B at 4.2K for Nb(Ti) + 20.4vol%Sn(Ga) + 0.5vol%Cu, 950°C-5min + 750°C-2h and Nb(Ti) + 20.4vol%Sn(Ga), no Cu, 950°C-20min + 750°C-2h

Fig.2.5-4

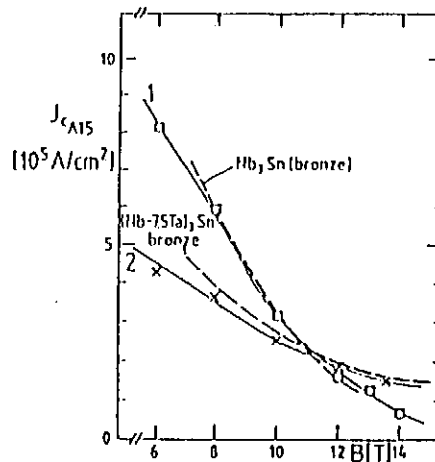


Fig. 2.5-5 Critical current density in the A15 layer vs. B for the Nb-Ta composite core wire, (1) reacted at 675°C/100h and (2) at 750°C/64h, respectively. Binary and ternary Nb_3Sn wires produced by the conventional bronze technique are shown for comparison.

No. 4) Nb粉末とTa粉末を混合し、プレスして粉末成形体を作る。これをブロンズのマトリックスに組み込み、押出し、ダイス伸線等で線に加工し、超伝導線とする。Nb₃Snフィラメント中に人工的にTaのピン止め点を作り、高磁界の臨界電流密度の改善を試みている。Fig. 2.5-5(6)に示すように、この方法で通常のNb-Ta合金ロッドを用いたブロンズ法の場合と同等の臨界電流特性が得られている。

<2.5 参考文献>

- (1) POURRAHIMI S, THIEME C L H, SCHWARTZ B B, FONER S : "Powder metallurgy processed Nb_3Sn employing extrusion and varying Nb content.", IEEE Trans Magn, VOL. 21, NO. 2, P. 764 (1985)
- (2) 森倉功和、宮崎隆好、井上康彦、宮武孝之、嶋田雅生、小川陸郎、溝俣洋一 : 「粉末法 Nb_3Sn 線の臨界電流と履歴損失に及ぼすニオブ濃度の影響」, 電学論A, VOL. 115, No. 3, P. 194 (1995)
- (3) YAMAFUJI K, IWAKUMA M, TOMITA Y, FUNAKI K, SUMIYOSHI F, FUKUTSUKA T, OGAWA R, MIYATAKE T, MATSUMOTO K : "Development of Nb_3Sn superconducting wires for AC use.", IEEE Trans Magn, VOL. 23, NO. 2, P. 1355 (1987)
- (4) POURRAHIMI S, THIEME C L H, FONER S : "21 Tesla powder metallurgy processed $Nb_3Sn(Ti)$ using (Nb-1.2wt%Ti)powders", IEEE Trans Magn, VOL. 23, NO. 2, P. 661 (1987)
- (5) THIEME C L H, FONER S : "Improved Superconducting Nb_3Sn Wire using Nb(Ti), Sn(Ga), Cu, and Ag Powders.", IEEE Trans Appl Supercond, VOL. 3, NO. 1, Pt 3, P. 1326 (1993)
- (6) GAUSS S, FLUEKIGER R : "PM preparation of Nb-Ta composite rods for use in $(NbTa)_3Sn$ multifilamentary superconductor wires.", Met Powder Rep, VOL. 43, NO. 1, P. 41 (1988)

2. 6 ECN法 (ECN-type wires)

ここではNbとSnの中間金属間化合物の粉末を出発材料とする製法を紹介する。これらはTable 2.5-1のNo. 5~7の製法に相当する。

No. 5) ECN法はNetherland Energy Research Foundation (ECN:Energy Centrum Nederland)により提案されたNb₃Sn線の製法である。金属間化合物Nb₃Sn₂の粉末を用いることを特徴とする。反応過程でNb₃Sn₂は、Nb₆Sn₅を経てNb₃Snとなる(1)。ECN法超伝導線は、SULTAN用10kA級導体やNET・TFコイル用37kA導体への適用に向けて開発が進められており、Superconductors Lips ECN (SLE)で開発、製造が行われている(2)。

具体的な製法は次のとおりである。Nb₃Sn₂粉末と反応を促進させるための少量のCu粉末を混合し、Nbチューブに充填する。このNbチューブをCuマトリックス中に10~200本スタックし、伸線する。その後、熱処理を施して超伝導線とする。線径が0.7mmφで、粉末コア部の径が約40μmの線が作られており、最適な熱処理条件は675~700℃で約70hとしている(1),(3)。臨界電流密度をFig. 2.6-1(3)に示す。1.5~3×10⁸ A/m² (at 14T)とブロンズ法を上回る特性が得られたと報告されている。

一方、耐歪特性の向上と低交流損失化を目的にフィラメントの細径化を狙った線では、次のように出発材料を変えた製法が開発されている(1)。Nb₃Sn₂粉末とSn粉末を混合し、薄肉のCuチューブに充填する。粉末の充填率を高めるために、これを縮径した後、Nbチューブに挿入する。これをCuマトリックス中にスタックし、伸線、熱処理して超伝導線とする。線径1~0.5mm、粉末コア部径約20μmで数kmの長尺線が作られている。ダブルスタックを行って、324、684、1332本のフィラメントを有する線も実験室規模で試作されている。0.85mmφまで伸線した線の粉末コア部径は、7~13μmとフィラメントが細径化されている。Fig. 2.6-2(1)に示すように、臨界電流

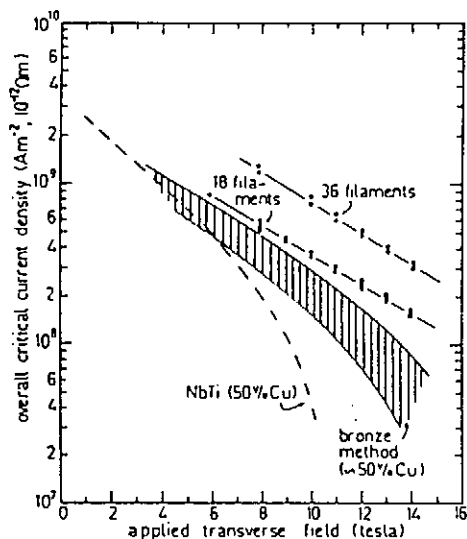


Fig. 2.6-1 Overall critical current densities of 18-filament and 36-filament material as a function of the applied field and in comparison with bronze based Nb₃Sn and NbTi material having about 50 v/o copper.

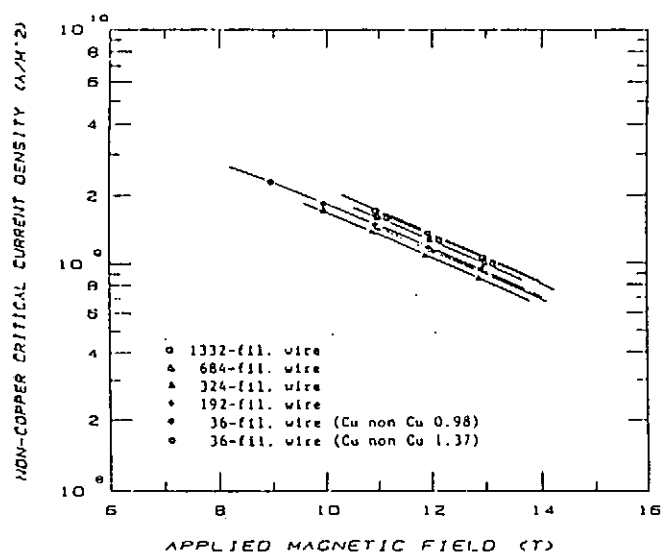


Fig. 2.6-2 Non copper critical current density versus applied field for wire samples

密度は、約 $1 \times 10^9 \text{ A/m}^2$ (at 13T) で、前述の NbSn_2 粉末と Cu 粉末を Nb チューブに充填する方法と同等の値が得られている(1), (4)。

No. 6) この製法は、ECN法線材の臨界電流密度を改善する目的で、W.L.Neijsmeijerらによって考案されたもので(5)、金属間化合物として NbSn_2 の代わりに Nb_6Sn_5 粉末を出発材料に用いることを特徴とする。 NbSn_2 を出発材料とした場合、中間生成物として Nb_6Sn_5 が生成し、 Nb_6Sn_5 の分解、あるいは Nb_6Sn_5 の Sn と Nb の反応の2通りのメカニズムにより Nb_3Sn が生成する。 Nb_6Sn_5 の分解により生成した Nb_3Sn は結晶粒径が大きく $5 \sim 15 \mu\text{m}$ 、 Nb_6Sn_5 の Sn と Nb の反応により生成した Nb_3Sn の結晶粒径は $0.1 \mu\text{m}$ 以下と小さい。ECN法では同時に2通りのメカニズムにより Nb_3Sn が生成するため、2種類の異なる大きさの結晶が生成する。

一方、本製法では、 Nb_6Sn_5 の Sn と Nb の反応からのみ Nb_3Sn が生成するため、結晶粒はすべて小さい。 Nb_3Sn では結晶粒界が磁束のピン止め点になっているため、高臨界電流密度化には小さな結晶粒が望ましい。このため本製法では臨界電流特性の改善が期待できるとしている。

具体的な製法は、金属間化合物の Nb_6Sn_5 粉末と反応促進のための Cu 粉末を混合し、 Nb チューブに充填する。これを Cu チューブに挿入、伸線して、熱処理を施し、超伝導線とする(5)。臨界電流密度と外部磁場の関係をFig. 2.6-3に示す。臨界電流密度は、12 T以下ではECN法と同程度となっており、臨界電流の改善は見られていない。改善されなかった原因については、不明である。

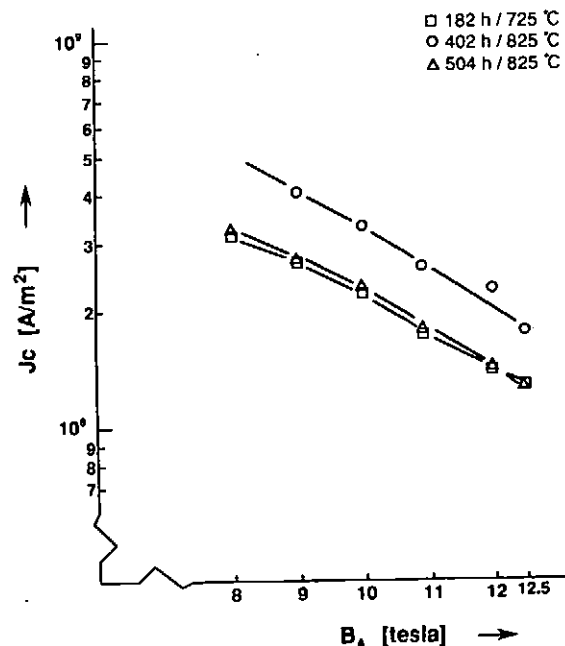


Fig.2.6-3 Overall critical current density as a function of the applied magnetic field of monofilamentary wires with Nb_6Sn_5 - 10wt.%Cu powder core. Wire diameter is 0.69mm.

No. 7) この製法は太刀川らによって考案されたもので(6)、金属間化合物の Nb_6Sn_5 粉末とNb粉末を出発材料とし、混合粉末にmechanical alloying (MA)処理を施すことを特徴とする。 Nb_6Sn_5 粉末とNb粉末を混合後、1～3時間MA処理を行ったものをTaチューブに充填する。これを溝ロール、平ロール圧延により、テープ状に加工し、熱処理を施して超伝導テープとする。最適熱処理は900℃で20hと高温だが、少量のCu粉末の添加で、最適温度が50℃下がることを見いだされている。Nb₃Snコア部の臨界電流密度をFig.2.6-4 (6) に示す。作製規模は実験室レベルではあるが、 3.3×10^8 A/m² (at 20T)と高磁場で高い臨界電流密度が得られている。

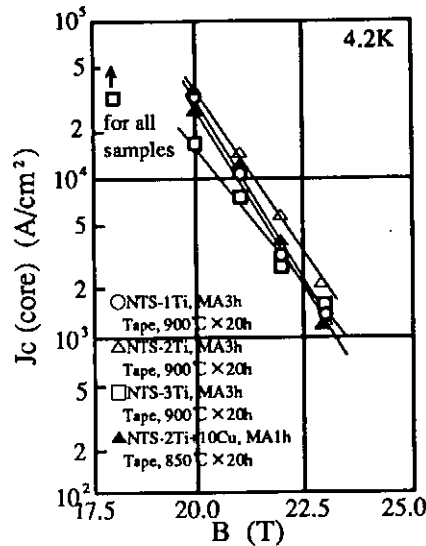


Fig.2.6-4 Critical current density versus magnetic field curves for NTS tape specimens with different amount of Ti substitution, and that for NTS-2Ti + 10Cu tape specimen.

<2.6 参考文献>

- (1) E. M. Hornsveld and J. D. Elen, C. A. M. van Beijnen and P. Hoogendam : "Development of ECN-type niobium-tin wire towards smaller filament size.", Adv. Cryog. Eng., Vol.34, P.493 (1988)
- (2) J. D. Elen and W. M. P. Franken : "Development of niobium-tin conductors at SLE.", Cryogenics, Vol.27, P.106 (1987)
- (3) VAN WEES A C A, HOOGENDAM P, VERINGA H : "Development of high current Nb₃Sn multifilament superconducting material following the ECN powder method.", IEEE Trans Magn, Vol.19, NO.3, Pt 1, P.556 (1983)
- (4) E. M. Hornsveld and J. D. Elen : "Development of niobium-tin conductors at ECN.", Adv Cryog Eng, Vol.36, P.157 (1990)
- (5) NEIJMEIJER W L, KOLSTER B H : "Characteristics of a production route for filamentary Nb₃Sn superconductors based on a reaction between Nb and Nb₆Sn₅.", J Less-Common Met, Vol.160, No.1 P.161 (1990)
- (6) Tachikawa K, Natsume M, Kuroda Y, Tomori H : "Nb₃Sn superconductors prepared from intermediate compound phase", Cryogenics, Vol.36, P.113 (1996)

2.7 イン・サイチュー法 (In situ-processed wires)

CuとNbは互いにほとんど固溶しないので、両者を溶解し鑄造すると、Cu中にNbがデンドライト状に晶出したインゴットが得られる。イン・サイチュー法はこのCu-Nbインゴットを利用した製法である。この製法では、Cuマトリックス中に晶出したNbがフィラメント状に加工され、多芯化工程を行わずとも不連続フィラメントの多芯線が得られる。具体的な製法は、Cu-NbインゴットにCuのジャケットを被せ、伸線加工して線にする。Snの供給方法としては、伸線後にSnメッキして付与する方法、あるいは伸線前のCu-Nbインゴットに穴を開けて、Sn棒を挿入し、内部拡散で供給する方法の2通りがある。これらの製法に関し、一時期活発な研究がなされた。

イン・サイチュー法 Nb_3Sn 線材と連続フィラメントを有する Nb_3Sn 線材で大きく異なる特性は、臨界電流や臨界磁界の歪み依存性である。イン・サイチュー法 Nb_3Sn 線材の臨界電流や臨界磁界は線材に印加された歪みに大きく依存する。しかし、線材に引張り歪みを与えることで予歪みを取り除くと臨界電流は2～数倍改善されることがある(1)。

様々な第3元素添加の研究も行われている。線材の加工性に関しては、Nb中の酸素はNbの加工性を悪化させるため、酸素吸着剤としてTi, Al, Hf, Zr等をインゴットの溶製時に添加し、Nbの酸素による汚染を低減している(2)。線材の特性に関しては、高磁界での臨界電流特性を向上させるためには、Ti, Taの添加が効果的で、Fig. 2.7-1(3)に示すようにオーバーオールの臨界電流密度： $2 \times 10^8 A/m^2$ (at 16T, インゴット組成：Cu-40%Nb-1.6%Ti) が得られている。Ti添加により高磁界での臨界電流密度が改善されているのがわかる。また、Gaの添加が Nb_3Sn の生成促進、高磁界での臨界電流特性の向上、臨界電流の歪み特性の改善に有効との報告もある(4)(5)。

イン・サイチュー法 Nb_3Sn 線材は実用規模で製造されており、直径150mm、長さ200mm(約30kg)のイン・サイチューインゴットからの線材で、オーバーオールの臨界電流密度： $2.4 \times 10^9 A/m^2$ (at 10T, インゴット組成：Cu-40%Nb) が得られている(6)。

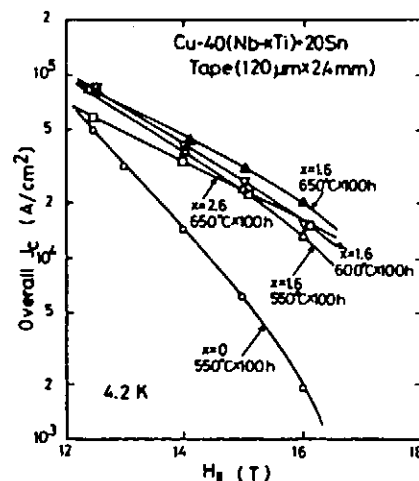


Fig.2.7-1 Overall critical current density J_c vs applied magnetic field H curves for Cu-40(Nb-x wt. % Ti) tapes after the reaction with 20 wt. % Sn. The magnetic fields were applied parallel to the tape surface.

<2.7 参考文献>

- (1) J. Bevk, M. Tinkham, F. Habbal, C. J. Lobb, J. P. Harbison : "In situ multifilamentary composites Part I: Coupling mechanisms, stress effects and flux pinning mechanisms.", IEEE Trans Magn, Vol.17, NO.1, P.235 (1981)
- (2) P. G Quincey, D. Dew-Hughes : "Effect of Titanium additions to in-situ Nb₃Sn wire.", IEEE Trans Magn, Vol.23, NO.2, P.633 (1987)
- (3) Y. Yoshida, K. Togano, K. Tachikawa : "Improvement in high-field critical currents of Development of in-situ processed Nb₃Sn by titanium addition.", Appl. Phys. Lett, VOL.43, NO.12, P.1129 (1983)
- (4) 永田 明彦、劉 茂林、和泉 修 : 「In situ Cu-20mass%Nb-Sn 複合材料の超電導特性におよぼすGa添加の影響」, 日本金属学会誌, VOL.45, No.1, P.87 (1981)
- (5) A. Nagata, M. Liu, O. Izumi : "Influence of Ga addition on superconducting properties and microstructures of in situ Cu-40wt%Nb-Sn composites.", Proceedings of ICMC (May, 1982, Kobe Japan), P. 327
- (6) Y. Ikeno, M. Sugimoto, K. Goto, O. Kohno : "Development of Nb₃Sn superconducting wire using an in-situ processed large ingot.", Adv Cryog Eng, Vol.36, P.125 (1990)

2. 8 液体浸漬法 (Infiltration-processed wires)

この製法は、Table 2.5-1のNo. 8に挙げているように粉末法の一つであり、固相(Nb)-液相(Sn)反応によりNb₃Snを生成させることを特徴とする製法である。開発当初は、Nbの加工性が悪く、圧延によりテープ導体が作られた。出発材料は、粒径が数十μmの水素化-脱水素化Nb粉末が用いられる。Nb粉末をロール圧延でプレス後、10⁻⁵torrの真空中で2250℃で3min熱処理してポイドを含んだ焼結体を得る。これをロール圧延でテープ状に加工し、Sn浴中に浸してポイドにSnを含浸させる。再び冷間圧延で加工し、熱処理してテープ導体を得る(1)。

Nbの脱酸素技術が見いだされ、加工性が改善された後、線の開発も行われた。線の製造方法は、テープ導体の製法と同様に、Nb粉末を冷間静水圧プレス等で圧縮し、ある程度ポイドを含んだ粉末成形体を作る。これを熱処理して焼結させる。焼結の際に10⁻⁶torrの真空中で2250℃で1hの熱処理を行うが、このときNb粉末の酸素含有量が約2000ppmから百~数百ppmに減少し、Nbの加工性が著しく改善されるため、細線化が可能となる。熱処理後、焼結体を熔融Sn浴中に浸漬し、焼結体のポイドにSnを含浸させて、Nb-Sn複合材とする。Nb-Sn複合材をNbあるいはCu合金のチューブに挿入し、伸線して、線とする。Nb₃Sn生成熱処理は、テープでは950~1000℃、線では750~950℃と比較的高い(1),(2),(3)。また、線では(950℃で数分)+(700℃で約100時間)の2段熱処理が臨界電流密度の向上に有効との報告もある(3)。

また、Snへの元素添加の研究がなされており、KumakuraらによるとCu添加により最適熱処理温度が約100℃低くなり、かつ臨界電流密度が向上するとの報告がある(4)。またGa添加によりH_{C2}が高くなり、その結果高磁界での臨界電流密度が向上する(4)。

特性については、Fig. 2.8-1(2)

に示すようにオーバーオール
臨界電流密度: 10⁸A/m² (at 19T)、
臨界温度: 18K (遷移幅: 0.1K 以下)
が得られており、ブロンズ法を上回る臨界電流密度が得られたとの報告がある(2),(3)。

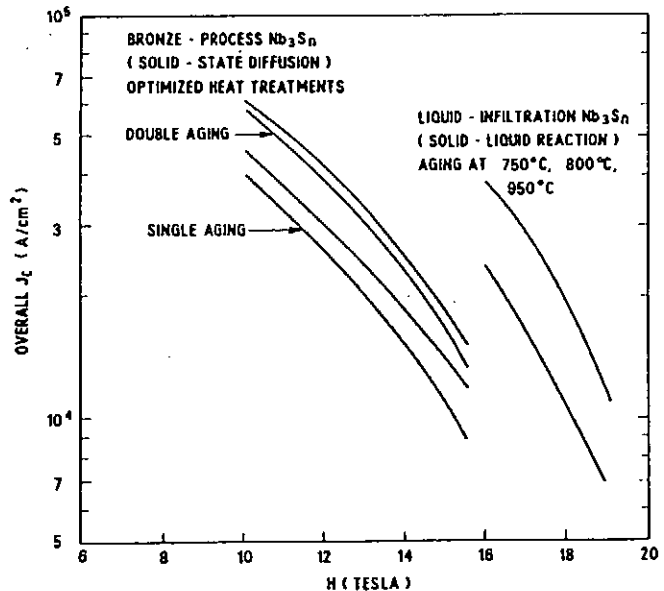


Fig.2.8-1 Overall critical current density versus applied field for bronze-processed Nb₃Sn with optimized heat treatments and reacted liquid - infiltration Nb₃Sn.

<2.8 参考文献>

- (1) M. R. Pickus, J. T. Holthuis, M. Rosen : "A15 multifilamentary superconductors by the infiltration process", "Filamentary A15 superconductors" M. Suenaga and A. F. Clark eds., Plenum Press, New York, P.331 (1980)
- (2) M. Hong and G. W. Hull, Jr., J. T. Holthuis and W. V. Hassenzahl, J. W. Ekin : "Multifilamentary Nb-Nb₃Sn composite by liquid infiltration method: superconducting, metallurgical, and mechanical properties.", IEEE Trans Magn, Vol.19, NO.3, P.912 (1983)
- (3) 渡辺和雄、能登宏七、渡辺龍三、片桐一宗、岡田東一：「粉末冶金法によるA15型高磁界超電導線材の開発」，東北大学金属材料研究所超電導材料開発施設年次報告，Vol.1987, P.58
- (4) H. Kumakura, K. Togano, K. Tachikawa : "Effects of Cu and Ga addition to Nb₃Sn superconductors prepared by infiltration process.", Applied Physics Communications, Vol.1, NO.1, P.31 (1981)

2. 9 表面拡散法 (Diffusion-processed tapes)

テープ状のNb表面にSnを積層させ、NbとSnを直接反応させてNb₃Snを生成させるテープ導体である。導体の構造の模式図をFig. 2.9-1に示す(1)。構造は、表面にNb₃Sn層を形成しているNbを中心に置き、その両側に、Cu、ステンレス箔を配しており、安定性と強度を兼ね備えている。

熱処理は930℃を越える温度で行われ、Benzらの報告ではNb₃Sn層が2 μm程度になると、反応はほとんど進まなくなる(2)。

臨界電流密度は $3.2 \times 10^9 \text{ A/m}^2$ (at 8T) が得られている(2)。臨界電流密度と外部磁界のデータ例をFig. 2.9-2に示す。Nb₃Sn層当たりの臨界電流密度であるが、比較的高い値が得られている。

拡散法テープ材はオーバーオールで臨界電流密度が大きいので、1970年代に物性研究用15T級マグネットに使用されていた。しかし、垂直磁界不安定性のため励磁速度が遅かったり、フラックスジャンプに敏感という問題点があった。臨界温度が高いため、最近再び冷凍機冷却型MRIマグネットに用いられている(3)。

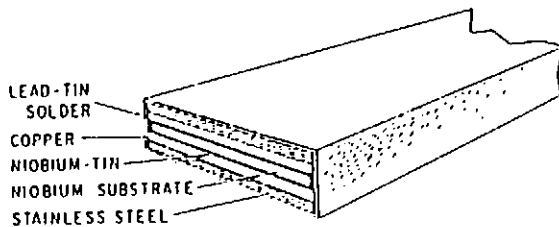


Fig.2.9-1 Schematic view of a symmetric composite conductor. Central layer : Nb/Nb₃Sn superconductor. Outer layers : copper and stainless steel.

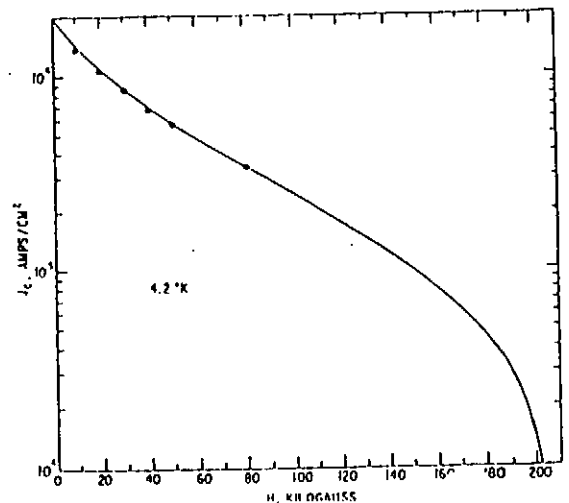


Fig.2.9-2 Critical current density for intermetallic compound Nb₃Sn as a function of transverse applied field. Points are for Nb₃Sn portion of conductor discussed in this paper. Curve represents results from earlier work with other types of conductors.

< 2. 9 参考文献 >

- (1) Benz M. G : "Mechanical and electrical properties of diffusion-processed Nb₃Sn-copper-stainless steel composite conductors", J. Appl. Phys., Vol.39, No.6, p.2533 (1968)
- (2) Benz M. G : "Superconducting properties of diffusion processed niobium-tin tape", IEEE Trans Magn, Vol.2, No.4, P.760 (1966)
- (3) Laskaris E.T, Ackermann R, Dorri B, Gross D, Herd K and Minas C : "A cryogen-free open magnet for interventional MRI applications", IEEE Trans. Appl. Supercond., Vol.5, No.2, P.163 (1995)

2. 1 0 連続成膜法 (Continuous deposition-processed wires)

線の中心に高強度繊維を配し、その周囲に薄膜状の Nb_3Sn をスパッタする製法である。15 T級のバルスマグネット (例えば、トカマク型核融合炉のOHコイル) が想定されており、低交流損失の繊維強化型超伝導線として、電子技術総合研究所が中心になって開発が進められている (1)。

線の強度を受け持つ高強度繊維としては、タングステン繊維、アルミナ繊維、炭素繊維などが検討されている。繊維の直径は15~50 μm で、これにブロンズ、Nb、Cuを逐次スパッタした後、真空中での熱処理により Nb_3Sn を生成させて試作している。Snの供給源にブロンズを用いるのは、Snターゲットがスパッタ時の発熱で溶けてしまうためである。高強度繊維上のブロンズ、Nb、Cuの膜厚はそれぞれ1.2 μm 、0.55 μm 、1.0 μm である。最適な熱処理条件は、725 $^{\circ}C$ で1hである。反応前のNbの面積で臨界電流を割った臨界電流密度は、Fig. 2.10-1に示すように約 $6.0 \times 10^8 A/m^2$ (at 15T) とまだ低い値であるが、スパッタ、熱処理条件の最適化で改善が期待できる (1)。

現在、高強度繊維上に Nb_3Sn 膜を直接スパッタし、スパッタ後の熱処理を省略した製法も開発されつつある (2)。

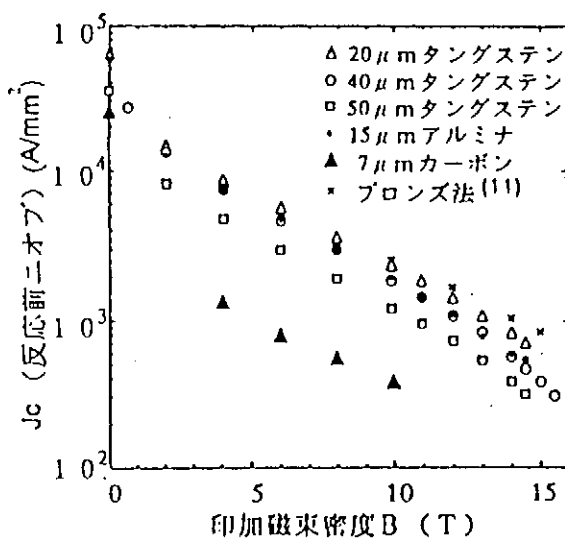


Fig.2.10-1 Jc versus B for FRS.

<2. 1 0 参考文献>

- (1) 新井和昭、立石裕、梅田政一、我妻洗：「繊維強化型 Nb_3Sn 超伝導線材の試作と超伝導特性」, 電学論A, 113, 53 (1993)
- (2) 新井和昭、立石裕、我妻洗、齊藤隆、定方伸行、中川三紀夫：「繊維強化型 Nb_3Sn 超伝導線材用 Nb_3Sn 単体ターゲットの作製とポストアニール・アズスパッタによる超伝導薄膜の生成」, 電学論A, 114, 701 (1994)

第3章 交流用Nb₃Sn線材の製法とその特性 (AC Wires)

I. Hlasnik らにより、サブミクロン径の NbTi フィラメントを高抵抗の Cu-Ni合金マトリックスに埋め込んだ極細多芯線が、50/60 Hz の商用周波数でも、常伝導の Cu 線に比べてはるかに低い交流損失で通電可能であることが 1983 年に示唆されて以来(1)、フランスおよび日本の Super-GM(2)で約 1 T 程度までの磁場領域で極めて低い交流損失を示す素線が開発され、現在は、実際の交流電力機器に適用するための大容量化の検討がなされている。

Nb₃Sn については、高磁界で温度マージンの高い交流用線材を達成するべく、やはり Super-GM(2) 他で日本を中心として開発が行われている。

本章では、まず交流用超伝導線材の一般的開発指針および NbTi 線材の到達水準について述べ、次いで、ブロンズ法等各製法による交流用 Nb₃Sn 線材の交流損失(特にヒステリシス損失)と臨界電流密度に関連した開発状況を要約する。

3.1 低交流損失線材開発の指針 (Principles for developing low AC loss wires)

実際の交流機器の導体においては縦磁界損失、自己磁界損失等もすべて重畳された交流損失が発生するが、低交流損失素線の開発においては、線材長手方向に垂直な磁界変動に対する損失、すなわち横磁界損失の低減を図って最適化するのが一般的である。

横磁界に対して発生する交流損失は、フィラメント状の超伝導体内部に発生するヒステリシス損失と常伝導マトリックスに誘起される電流によって生じるジュール損失に大別され、後者はフィラメント間を還流する電流による結合損失および安定化銅等に発生する渦電流損失とから成る。

ヒステリシス損失 (Q_h) および結合損失 (Q_c) は、それぞれ、次のように表わされる(3)。

$$Q_h = (8/3) \pi \cdot d f \cdot \lambda J_c \cdot B_m$$

$$Q_c = (B_m^2 \cdot l p^2 \cdot f) / (2 \rho_{\perp})$$

ここで $d f$: フィラメント径

λ : 超伝導体の体積率

B_m : 磁界振幅

$l p$: ツイストピッチ

f : 周波数

ρ_{\perp} : 線材の等価横断抵抗率

Q_h 低減のためには、フィラメント径 $d f$ をできるだけ小さくすればよいということになるが、 $d f$ の減少とともにフィラメント間隔も減少し、このフィラメント間隔がマトリックス材質に応じたある限界値以下になると、フィラメント同志が超伝導的に結合するといういわゆる近接効果が現われるため、かえって Q_h が増大する。この近接効果が現われる限界フィラメント間隔は、マトリックス材質のコヒーレンス長 ξ_n の約 6 倍と言われている(4)。

結合損失低減のために通常マトリックスに用いられる Cu-30Ni 合金は、Cu に固溶したNiの抵抗性散乱効果により、 ξ_n も減少させるが、宮下らは Cu-30Ni-0.9Mn 合金をマトリックスに用いると M_{H1} による磁性散乱効果も生じて、 ξ_n すなわち近接効果発生限界フィラメント間隔が Cu-30Niマトリックスの場合の約 1/2 になることを実証し、同時に NbTi フィラメント径を $\phi 0.1\mu\text{m}$ 程度以下にした時に生じる可逆磁束運動(6)の効果と併せて、極めて Q_h の低い NbTi 素線を開発している(5)。

低ヒステリシス損失 Nb₃Sn 素線開発にあたって、この近接効果低減および、可逆磁束運動出現領域の超極細フィラメント径達成は、重要な指針である。

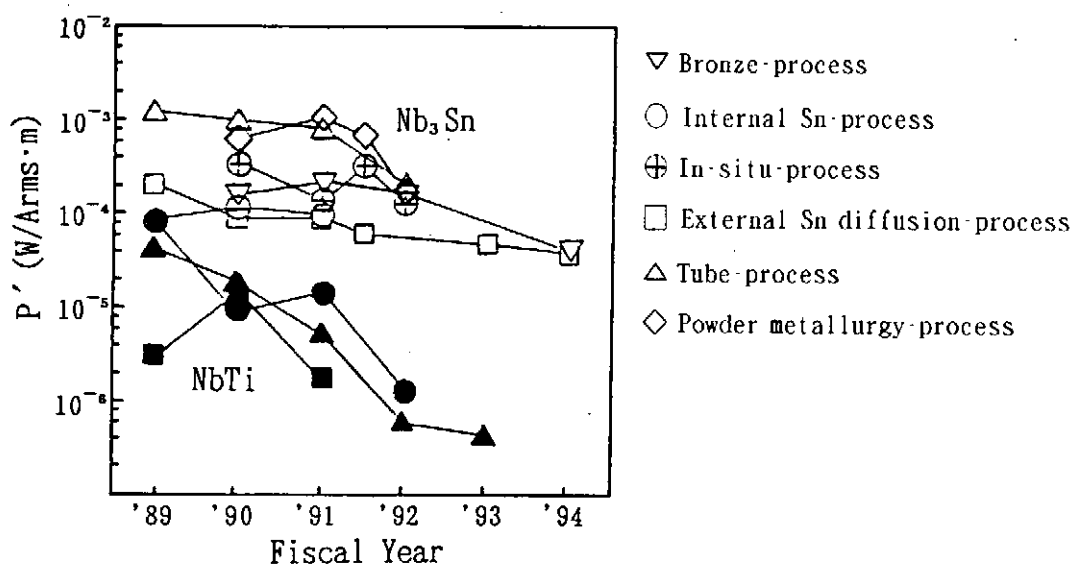


Fig.3.1-1. Development history of characteristic hysteresis loss P' (6) .

P' is defined as follows ;

$$P' = (Q_h \times 50) / (\lambda J_c / \sqrt{2}) \quad (\text{W} / \text{Arms} \cdot \text{m})$$

Fig. 3.1-1 は、Super-GM で開発されている交流用の NbTi および Nb₃Sn 素線のヒステリシス損失の変遷を示したものである。縦軸は、交流通電電流の実効値 1 Arms あたりのヒステリシス損失 P' である。

NbTi に比べると Nb₃Sn 素線の P' は約 2 桁大きい現状である。以下に、各製法による交流用 Nb₃Sn 線材の開発状況および今後の課題について述べる。

3.2 ブロンズ法交流用 Nb₃Sn 線材 (Bronze-processed AC wires)

Table 3.2-1 は、ブロンズ法、内部拡散法、MJR 法による、公称フィラメント径 d が $\phi 2 \sim 6\mu\text{m}$ の Nb₃Sn 線材の諸元と電磁氣的性質を示したものである(8)。フィラメントまわりのマトリックス比が 1.8 のブロンズ法線材の公称フィラメント径 d と有効フィラメント径 d_{eff} は同じ $\phi 4\mu\text{m}$ に

Table 3.2-1. Summary of parameters and properties for Bronze-processed,

Internal Sn-processed and MJR-processed Nb₃Sn wires (8)

Sample #	Process/Alloy	Wire Dia. mm	$\frac{\text{Cu}}{\text{Non-Cu}}$	Diff. Barrier Comp. %	Cu/Nb ratio	%SC.	Fil. Dia. d, μm	J_c (10T) $\frac{\text{A}}{\text{mm}}$	deff μm	J_c (Nb ₃ Sn) $\frac{\text{A}}{\text{mm}}$
					a	b	d	c	f	e
See Footnotes										
1. (MCA)	Bronze	0.68	0.50	Ta	9	1.8	23.0	600	4	1890
2. (VAC)	Bronze/Nb	0.92	0.62	Ta		1.5	24.0	800	7	2415
3. (IGC)	INT-Sn/Nb	0.68	1.00	Ta	13	1.2	28.0	1024	20	2650
4. (IGC-5901)	INT-Sn/Nb	0.68	0.92	Ta	14	1.5	22.5	890	17	2866
5. (IGC-5901)	INT-Sn/Nb	0.68	0.92	Ta	14	1.5	22.5	930	11	2995
6. (IGC-5901)	INT-Sn/Nb	0.68	0.92	Ta	14	1.8	18.6	840	11	3273
7. (IGC-5901)	INT-Sn/Nb	0.68	0.92	Ta	14	1.8	18.6	740	5	2881
8. (IGC-5956)	INT-Sn/Nb	0.78	1.08	Ta	9	1.8	19.7	650	7.1	2391
9. (IGC-5953)	INT-Sn/Nb	0.83	1.01	Ta	24	1.2	20.0	850	12.8	3080
10. (IGC-5984)	INT-Sn/Nb-1%Ti	0.84	1.05	Ta	18	1.0	18.7	940	14.6	3643
11. (IGC-5984)	INT-Sn/Nb-1%Ti	0.82	0.85	Nb/Cu	15	1.0	17.5	925	52	3830
12. (IGC)	Sn-Ring/Nb-1%Ti	0.52	1.27	Ta	10	0.8	31.6	1550	25	3554
13. (TWCA-1110)	MJR-Sn/Nb-1%Ti	0.84	1.8	V/Nb	15	0.8	33.5	1240	80	2682
14. (TWCA-1072)	MJR-Sn/Nb-1%Ti	0.84	1.8	V/Nb	13	1.5	25.0	840	24	2435
15. (TWCA-1094)	MJR-Sn/Nb-1%Ti	0.78	1.15	V	13	1.7	23.0	740	17	2331

a : percentage area of barrier in the region excluding the stabilizer Cu

b : local area ratio in the Cu (CuSn)- Nb composite

c : J_c for non-copper region. J_c at 10T defined for $10\mu\text{V/m}$ criterion

d : percentage area of Nb (or Nb-1%Ti) as filaments in the non-Cu region

e : J_c @10T normalized for Nb₃Sn assuming 37% volume expansion during annealing

f : effective filament diameter as calculated from magnetization data using eq. (2)

g : filaments are rectangular. The number in parenthesis is the equivalent circular diameter.

なっており、この線材では、近接効果は生じていないことがわかる。ブロンズ法線材のフィラメントは、硬いCu-Sn合金マトリックスに埋め込まれているため、他の製法に比べて減面加工時に異常変形を起しにくく、比較的円形に近い断面形状を保ちながら加工されていく。すなわち、限界値以上の公称フィラメント間隔で近接効果が生じる度合いが少ないので、フィラメント部のマトリックス比が同じであれば、ブロンズ法線材のヒステリシス損失は近接効果が少ない分、他の製法のそれよりも小さくなる。

国際協力で研究開発がなされているITER (International Thermonuclear Experimental Reactor)のCS Coil (Center Solenoid Coil)はパルス運転されるので、交流損失低減の観点から、日本ではブロンズ法 $(\text{Nb}, \text{Ti})_3\text{Sn}$ 強制冷却導体を主として採用することとし、Fig. 3.2-1に見られるような、ヒステリシス損失が低く、かつ、臨界電流密度 (12 T) の高いブロンズ法素線開発を行っている(9)。

Nbコアに人工ピンとしてTaを導入したフィラメント径数 μm のブロンズ法 Nb_3Sn 線材は、Nb-1.5wt% Ti 合金コアのブロンズ法 Nb_3Sn 線材と比較してフィラメントが均一に加工されるので、 $\pm 1.5\text{ T}$ でのヒステリシス損失 (非銅体積あたり)は、それぞれ、 81.4 mJ/cm^3 、 269.5 mJ/cm^3 と1:3.3の比になっており、対応する有効フィラメント径は、それぞれ、 $\phi 6\mu\text{m}$ 、 $\phi 27\mu\text{m}$ と算定されている(10)。

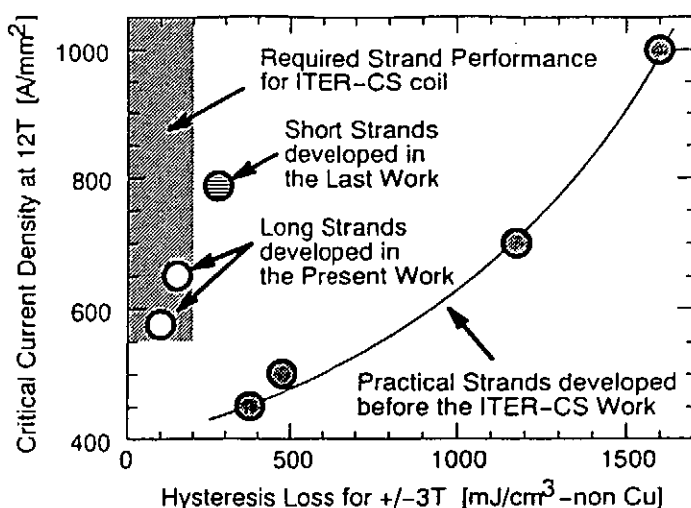


Fig. 3.2-1. Properties of bronze-processed $(\text{Nb}, \text{Ti})_3\text{Sn}$ strands for ITER CS coil (9).

さて、商用周波数の連続交流下で使用する電力機器用の Nb_3Sn 線材開発のためには、やはり、ヒステリシス損失低減のためにフィラメント径をサブミクロン化する必要がある。

古河電工(株)の目黒らは、Table 3.2-2 に示したように、Si、Mn、Ti を少量添加した Cu-Sn ブロン

ズをマトリックスに用いたブロンズ法線材でフィラメント径を約 $\phi 0.5 \mu\text{m}$ とした場合、フィラメント間隔 / フィラメント径 が 1.5 の線材では、 λJ_c が $2.2 \times 10^3 \text{ A/mm}^2$ (at 0.5 T)、 Q_h が $1.2 \text{ kJ/m}^3/\text{cycle}$ (at $\pm 0.5 \text{ T}$)、フィラメント間隔 / フィラメント径 が 2.0 の線材では、それぞれ、 $1.4 \times 10^3 \text{ A/mm}^2$ (at 0.5 T)、 $0.9 \text{ kJ/m}^3/\text{cycle}$ (at $\pm 0.5 \text{ T}$) という数値を達成している (11)。対応する P' は、それぞれ、 $3.86 \times 10^{-5} \text{ W/Arms} \cdot \text{m}$ 、 $4.55 \times 10^{-5} \text{ W/Arms} \cdot \text{m}$ となる。Fig.3.2-2 と Fig.3.2-3 は、それぞれ、Table 3.2-2 に示した仕様の素線の λJ_c と Q_h を示したものである。Cu-Sn ブロンズへの Si、Mn、Ti の添加は、それぞれ、マトリックスの高抵抗化、磁気散乱による近接効果低減、 J_c 向上等の効果があると考えられる。

Table 3.2-2. Specifications for AC use bronze-processed Nb_3Sn wires(11) .

Terms	A	B
Outer dia., ϕ mm	0.296	0.296
Filament dia., ϕ μm	0.5	0.5
Filament spacing, μm	0.75	1
Matrix composition, wt%	Cu-12.5Sn-0.30Si -0.10Mn-0.18Ti	Cu-12.5Sn-0.26Si -0.11Mn-0.18Ti
Core composition, wt%	Nb-7.5Ta	Nb-7.5Ta
Bz/core	12.1	16.9
No. of filaments	22,000	18,000
Stabilizing Cu	non	non
Twist pitch, mm	3.5	3.5

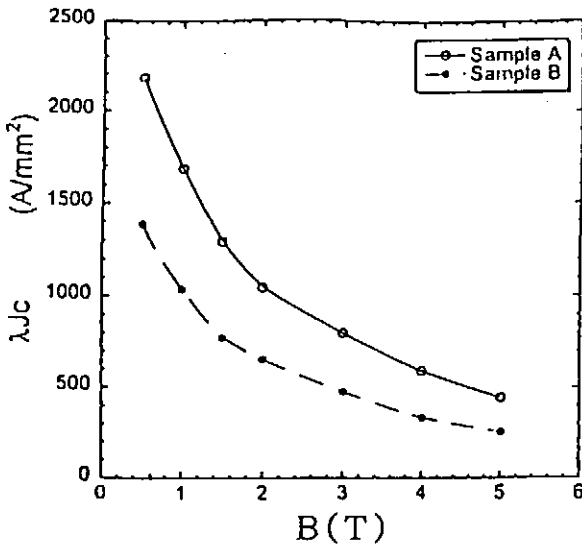


Fig.3. 2-2. λJ_c characteristics for bronze-processed Nb_3Sn wires in Table 3. 2-2 (11) .

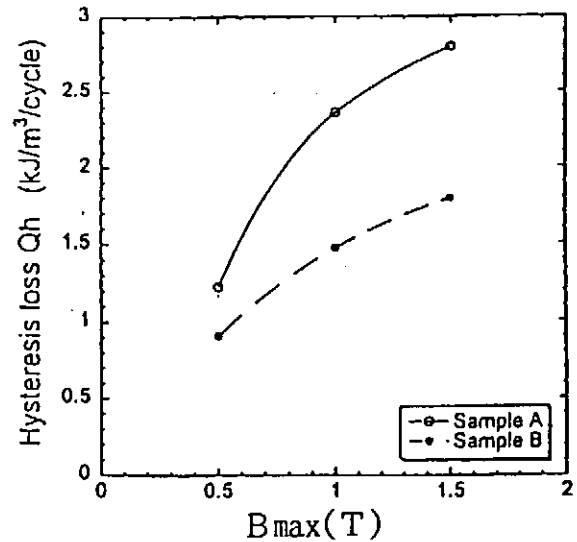


Fig.3. 2-3. Q_h characteristics for bronze-processed Nb_3Sn wires in Table 3. 2-2 (11) .

日立電線(株)の酒井らは、Table 3.2-3 に示したような、ブロンズ法をベースとした外部 Sn 拡散法 交流用 Nb₃Sn 線材開発を行っている (12), (13)。Nb-0.5at%Ta/Cu-2.7at%Sn-2at%Ge の組合せの ϕ 0.2 μ m フィラメント径のブロンズ法線材で I_c は 630 A/mm² (at 0.5 T)、 Q_h は 360 J/m³/cycle (at ± 0.5 T) の数値が達成され、さらに、Sn メッキ後の熱処理すなわち外部 Sn 拡散により、 P' は 12% 向上して 3.56×10^{-5} W/Arms \cdot m となった。 ϕ 0.2 μ m というフィラメント径は、2.7at%Sn という低濃度の Cu-Sn 合金を用いたことによって可能となった。Nb コアへの 0.5at% の Ta 添加は、フィラメントの異常変形を抑制する効果があり、また、マトリックスに添加した Ge は、熱処理後にフィラメント周囲に堆積し、フィラメント間のマトリックスを高抵抗化する効果があるとされている (14)。

Table 3.2-3. Specifications for AC use external Sn diffusion wires with bronze-process base(13).

Compositions for core and matrix	Cross-sectional configuration
Core : Nb-0.5at%Ta	Bz/core local ratio : 4.7
Matrix : (1) Cu-2.7at%Sn-1at%Ge	Bz/core in total : 17.5
(2) Cu-2.7at%Sn-2at%Ge	Cu/non Cu : 0.39
	Diffusion barrier : Ta
	No. of filaments : 745 \times 102 =75,990
	Outer dia. : ϕ 0.284 mm
	Filament dia. : ϕ 0.2 μ m

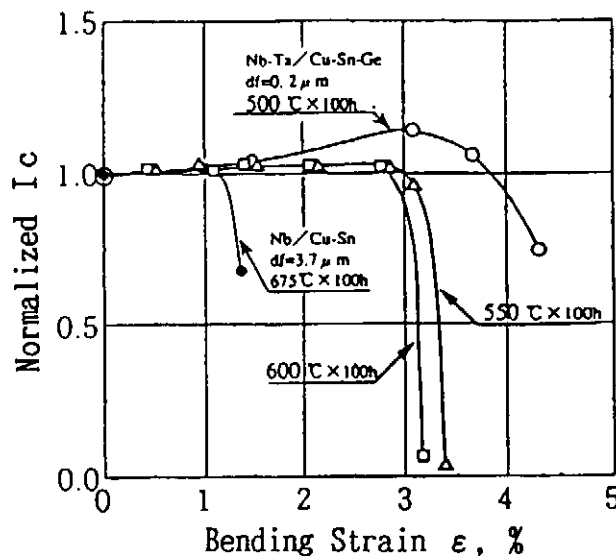


Fig.3.2-4. Bending strain dependence of I_c for external Sn diffusion-processed Nb₃Sn wires in Table 3.2-2 (13).

また、Fig.3.2-4 に示したように、この素線においては可逆限界曲げ歪みが 3.8% と非常に大きくなっていることが見出されている (13)。

3.3 他の製法による交流用Nb₃Sn線材 (Other type AC wires)

3.3.1 内部スズ法 (Internal Sn-processed wires)

住友電工(株)の高橋らは、フィラメント径 $\phi 0.3 \mu\text{m}$ の内部 Sn 拡散法 Nb₃Sn 素線で、 3.8×10^5 W/Arms $\cdot\text{m}$ (± 0.5 T) の P' 値が得られたとしている(15)。 $\phi 0.2$ mm の素線から試作された 0.5 T で 2 kArms 級の 6 \times 7 本の 2 次燃線導体では、Nb₃Sn の高い温度マージンにより、交流通電時に交流損失による発熱があっても J_c が低下せず、フラックスフロー状態でも交流通電が可能で、Fig. 3.3-1 のように I_q が I_c より大きくなることが示された。また、この 2 次燃線導体を用いて、1 層ソレノイド型小コイルが R & W 法により試作されている。

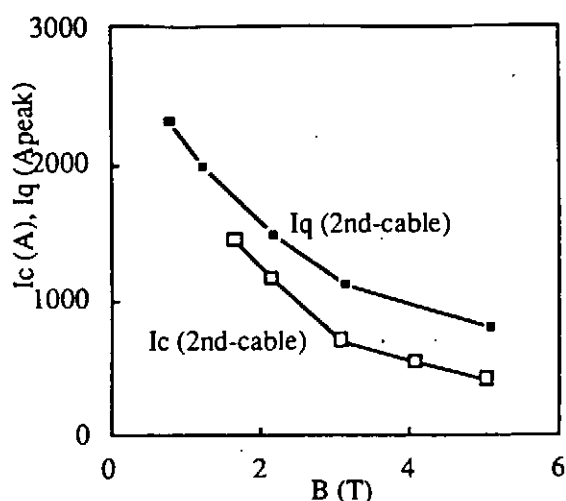


Fig.3.3-1. Comparison of I_c and I_q for a Internal Sn-processed Nb₃Sn 2nd-cable (15) .

日大、電中研のグループは、内部 Sn 拡散法線材の構成と熱処理条件による、臨界電流密度と交流損失の関係を系統的に調べてきている。ヒステリシス損失低減には、外部 Sn 拡散法の併用によるマトリックスの高抵抗化が有効であることが示された(16)。また、フィラメント径を $\phi 0.051 \mu\text{m}$ まで極細化した内部 Sn 拡散法線材について温度特性が測定され、フィラメントの超極細化に伴って、NbTi の場合と同様に、 T_c の低下および $J_c \cdot T$ 特性の急激な低下が見られることが報告されている(17)。外径 $\phi 0.209$ mm、フィラメント径 $\phi 0.259 \mu\text{m}$ 、フィラメント間隔 $0.129 \mu\text{m}$ の内部 Sn 拡散法 Nb₃Sn 素線から成る外径 $\phi 0.62$ mm の 7 本燃線(中心 SUS 線)を熱処理し、R & W 法により巻線外径-内径 $\phi 168.8$ - 152 mm、高さ 50 mm の交流コイルが製作され、Nb₃Sn は NbTi に比べて T_c が高いため、Nb₃Sn コイルは大きな損失密度に対しても安定して通電できるとされている(18), (19)。

3.3.2 イン・サイチュー法 (In situ-processed wires)

Table 3.3-1、Fig. 3.3-2 は、それぞれ、(株)フジクラの斎藤らによって開発された Nb₃Sn 素線の諸元とヒステリシス損失特性を示したものである(20)。インサイチュー合金芯は、 $\phi 0.5 \mu\text{m}$ まで極細化されている。3.6 $\mu\text{J}/\text{Am}$ の Ph/J_c は、 $2.55 \times 10^{-4} \text{ W}/\text{Arms} \cdot \text{m}$ の P' に相当する。この素線からの、(6+1) 一次撚線および (6+1) × (6+1) 二次撚線の直流交流通電特性が測定され、ともに I_q が I_c より大きくなるという結果が得られている。

Table 3.3-1. Specifications for AC use in situ-processed Nb₃Sn wires (20) .

Terms	1993	1994
Outer dia., ϕ mm	0.2	0.2
In situ alloy core dia., ϕ μm	0.6	0.5
No. of in situ alloy cores	11,880	14,976
In situ alloy core spacing, μm	0.46	0.38
Nb content in in situ alloy core, wt%	50	50
Sn content, wt%	13	13
Matrix ratio	9.0	8.8
Twist pitch,	8d	8d

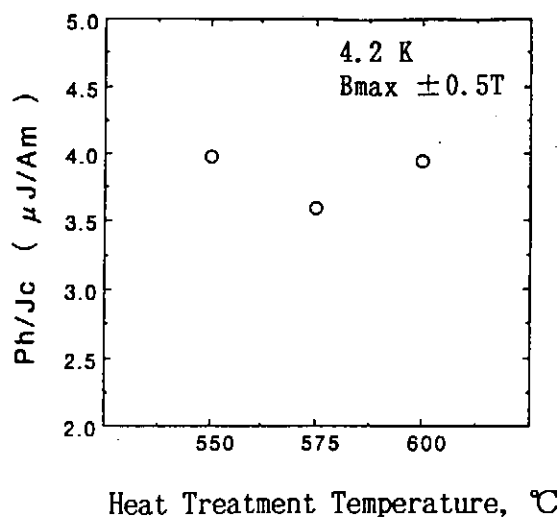


Fig.3.3-2. Heat treatment temperature dependence of hysteresis loss for the wire in Table 3.3-1 (20) .

3.3.3 Nbチューブ法 (Nb tube-processed wires)

昭和電線(株)の熊野らによると、フィラメント周辺に Cu-0.5wt%Mn 合金を配置すると、Cu-10wt%Ni 合金のみのマトリックスの場合に比べて、フィラメント間隔を大きくしても加工性は良好となり、Table 3.3-2 に示したような仕様の Nb チューブ法 Nb₃Sn 素線が得られている(21)。これらの素線の Qh とフィラメント径との関係は、Fig. 3.3-3 のようになるが、 λJ_c との関連でもっとも低い P'

は $\phi 0.5 \mu\text{m}$ フィラメントの No.1 線材で、 $5.4 \times 10^{-5} \text{W/Arms} \cdot \text{m}$ となっている。

これらの素線からの (6+1) 一次撚線で巻いた巻線内径 $\phi 10 \text{mm}$ のコイルは、50.7 Hz で 1.94 T peak の交流磁界を発生している。

Table 3.3-2. Specifications for AC use Nb tube-processed Nb₃Sn wires (21)

Item	1	2
Matrix ratio (Cu/CuMn+CuNi/SC)	1.3/4.0/1	1.3/4.0/1
No. of filaments	15,120	15,120
Sn content, wt%	20	30
Filament spacing, μm	0.28d	0.28d
Filament dia., $\phi \mu\text{m}$	0.4, 0.5, 0.7, 1.0, 2.0	

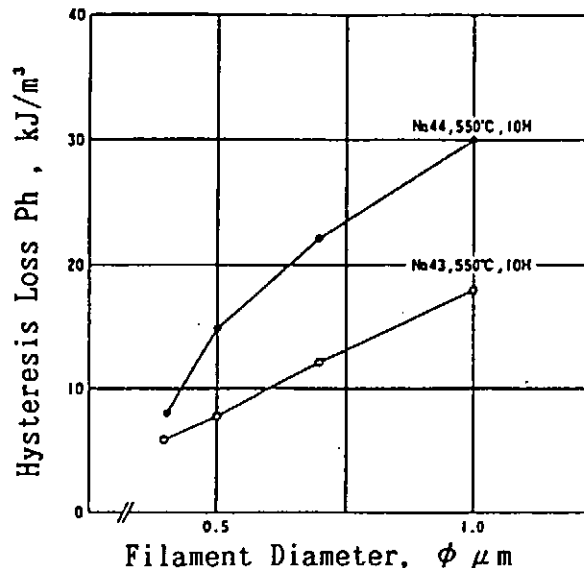


Fig.3.3-3. Filament diameter dependence of hysteresis loss Q_h for AC use Nb tube-processed Nb₃Sn wires(21).

3.3.4 粉末法 (Powder-processed wires) .

Table 3.3-3 は、(株)神戸製鋼の宮武らによって開発された粉末法 Nb₃Sn 素線の諸元と特性を、Fig. 3.3-4 はその臨界電流特性を示したものである (22)。±0.5 T でのヒステリシス損失は $25 \text{kJ/m}^3/\text{cycle}$ と大きいのが、77.5 % の Nb 濃度の粉末法 Nb₃Sn 素線の 0.5 T での λJ_c は非常に高く、約 10^{10}A/m^2 と外挿されるので、対応する P' は約 $1.8 \times 10^{-4} \text{W/Arms} \cdot \text{m}$ と、他の製法の Nb₃Sn に準じた値になっている。 $\phi 0.16 \text{mm}$ 素線からの (3×3) 二次撚線で巻いた巻線外径・内径 $\phi 62.26 \text{mm}$ 、高さ 52.5 mm の小コイルの励磁試験で、含浸材 (ワックス) 除去後のクエンチ電流が、除去前のそれに比べて低磁界で著しく向上している。

Table 3.3-3. Specifications and properties for a AC use powder-processed Nb₃Sn wire fabricated through double stacking(22).

Specifications	
Outer dia., ϕ mm	0.16
No. of composites	3,721
Composite dia., ϕ μ m	1.1
Composite spacing, μ m	0.4
Composite composition	(Cu-1%Mn)-77.5%(Nb-1%Ta)
Properties	
Hysteresis loss at $\pm 0.5T$, J/m ³ /cycle	2.5×10^4
λJ_c at 2T, A/m ²	3.7×10^9

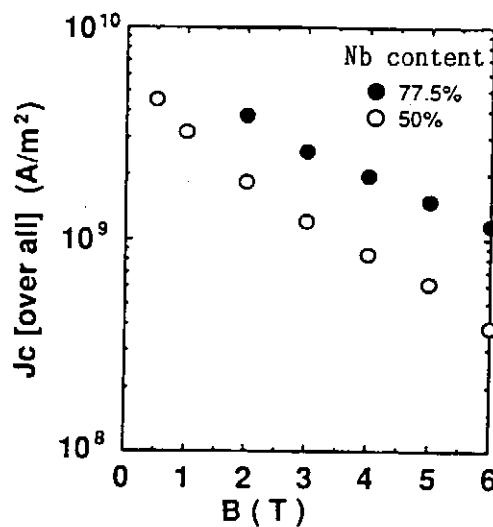


Fig.3.3-4. Critical current density for powder-processed Nb₃Sn wires with Nb content of 50 % and 77.5 %(22).

3.4 まとめ (Summary)

0.5 T におけるヒステリシス損失の評価指数 P' で比較すると、ブロンズ法ベースの外部拡散法 Nb₃Sn 素線、ブロンズ法 Nb₃Sn 素線、内部 Sn 拡散法 Nb₃Sn 素線で $3 \sim 4 \times 10^{-5}$ W/Arms · m のほぼ同等の数値が達成されており、インサイチュー法 Nb₃Sn 素線、Nb チューブ法 Nb₃Sn 素線、粉末法 Nb₃Sn 素線では $2 \sim 5 \times 10^{-4}$ W/Arms · m と一桁大きな水準になっている。しかしながら、Fig. 3.1-1 からわかるように、交流用 Nb₃Sn 素線の P' を交流用 NbTi 素線のそれと比較すると、まだ二桁程度大きい現状である。それぞれの製法における加工技術の進歩により、Nb₃Sn フィラメント径が $\phi 0.5$ μ m 以下の素線も得られるようになってきているが、まだヒステリシス損失が大きいのは、フィラメントの変形度合が大きいためと思われる。また、NbTi 素線のように可逆磁束運動が出現する程の小さなフィラメント径を有する Nb₃Sn 素線はまだ得られていない。

さて、実際の交流用電力機器においては、超伝導化のメリットを出すためのエネルギー収支の観点から、交流損失の許容限界値が定まってくる。従って、適用する超伝導素線に関しては、ある限界値以下の交流損失値で P' 値の低減を図る必要がある。また、 Nb_3Sn 撚線導体においては、 Nb_3Sn 層の機械的脆さのために、撚線後に Nb_3Sn 生成熱処理を施さざるを得ない。 $NbTi$ 撚線導体のようにエナメルで絶縁した素線から撚線を製作することはできないので、 Nb_3Sn 撚線導体の場合には、いかに素線間結合損失を低減するかが大きな課題である。パルス用 Nb_3Sn 撚線導体では、素線に Cr メッキを施してから、撚線、熱処理を行うことで効果をあげているが、商用周波数で連続運転する機器の場合には、条件はずっと厳しくなる。これらの諸問題はあるが、最近のブロンズ法線材における特性改善のように、今後の材料開発によって、温度マージンの大きさを生かした交流用 Nb_3Sn 超伝導線材の発展を期待したい。

<第3章の参考文献>

- (1) I. Hlasnik, et al., J. Appl. Phys., **54**, 5479 (1983)
- (2) Super-GM 平成 6 年度研究成果発表会予稿集 (1995)
- (3) 山村 昌、他編、「超電導工学」電気学会 (1988) オーム社
- (4) E. W. Collings, Adv. Cryo. Eng. (Materials), **34**, 871 (1988)
- (5) 宮下克己、他、電気学会超電導応用電力機器研究会資料、No. ASC-94-32, p. 21 (1994)
- (6) Y. Mizomata, et al., Cryogenics ICEC Supplement, **34**, 551 (1994)
- (7) F. Sumiyoshi, et al., Jpn. J. Appl. Phys., **25**, 148 (1986)
- (8) A. K. Ghosh, et al., IEEE Trans. Mag., **27**, No. 2., 2407 (1991)
- (9) M. Nishi, et al., Cryogenics ICEC Supplement, **34**, 505 (1994)
- (10) K. De. Moranville, et al., IEEE Trans. Applied Superconductivity, **3**, No. 1, 982 (1993)
- (11) 目黒信一郎、Super-GM 平成 6 年度研究成果発表会予稿集、p. 3 (1995)
- (12) S. Sakai, et al., IEEE Trans. Applied Superconductivity, **3**, No. 1, 990 (1993)
- (13) 酒井修二、Super-GM 平成 6 年度研究成果発表会予稿集、p. 12 (1995)
- (14) K. Tachikawa, et al., Cryogenics, **33**, 205 (1993)
- (15) 高橋謙一、Super-GM 平成 6 年度研究成果発表会予稿集、p. 6 (1995)
- (16) 伴 周一、他、第51回 1994年度春季低温工学 超電導学会予稿集、p. 74 (1994)
- (17) 鳥居慎治、他、第51回 1994年度春季低温工学 超電導学会予稿集、p. 139 (1994)
- (18) 三宅清一、他、第49回 1993年度春季低温工学 超電導学会予稿集、p. 255 (1994)
- (19) 笠原奉文、他、第49回 1993年度春季低温工学 超電導学会予稿集、p. 254 (1994)
- (20) 斎藤 隆、Super-GM 平成 6 年度研究成果発表会予稿集、p. 9 (1995)
- (21) 熊野智幸、Super-GM 平成 6 年度研究成果発表会予稿集、p. 15 (1995)
- (22) 宮武孝之、Super-GM 平成 6 年度研究成果発表会予稿集、p. 19 (1995)

第4章 核融合炉高磁界大型導体 (Large Scale High-Field Conductors for Fusion)

核融合炉用高磁界大型導体としては、以下の利点から1975年にHoenig(1)によって提案されたケーブル・イン・コンジット (CIC)導体が広く使用されている。

- ①高い機械的特性：高磁界、大電流のために導体に加わる大電磁力をステンレススチール等の構造材により支えることができる。
- ②高い耐電圧特性：導体（コンジット）外部に絶縁材を施せるので、電気絶縁が容易に行える。
- ③高安定性：複数の素線からなるため、広い冷却面積が稼げる。このため、高い安定性が得られる。
- ④低交流損失：素線間に高抵抗材を設ける、あるいは素線間を絶縁することによって、素線間の電氣的結合による導体の交流損失を低減できる。

本章では、核融合炉用に開発された Nb_3Sn -CIC導体の紹介、開発の現状について述べる。

4.1 LCT-WHコイル

1977年から1987年にかけて、核融合炉用TFコイルの開発を目指したLCT (Large Coil Test)計画(2)が日本、米国、EU、スイスの共同研究のもとに行われた。本計画では、米国のオークリッジ研究所に6個（日本1個、米国3個、EU1個、スイス1個）のコイルを集めて試験を行った。これらのコイルの多くは $NbTi$ 超伝導導体を用いたものであったが、米国のWestinghouse (WH)社製のコイルは、 Nb_3Sn -CIC超伝導導体を用いていた。本コイルはCIC導体を大型コイルに応用した最初のコイルである。

本コイルの定格磁界、定格電流値は8T、17.76kAであった。コイルは、4条巻の平均単位長120mの導体をアルミの構造材に埋め込んだ24個のパンケーキから構成された。導体断面図およびコイルの概略図をFig. 4.1および4.2に、コイルの主要緒元をTable. 4.1に示す。

実験では、定格値8T、17.76kAでの運転に成功した。初めて Nb_3Sn -CIC超伝導導体を用いて実規模のコイルを製作し、コイルの運転にも成功を納めたことは評価される業績である。また、本コイルの成功は、 Nb_3Sn -CIC超伝導導体の核融合炉への応用に弾みをつけるものであったと言っても過言ではない。

4.2 DPC-EX

4.2.1 DPC-EXの主要緒元

LCT計画終了後、日本原子力研究所では、次期核融合炉用 Nb_3Sn -CIC超伝導導体の開発を目指して、

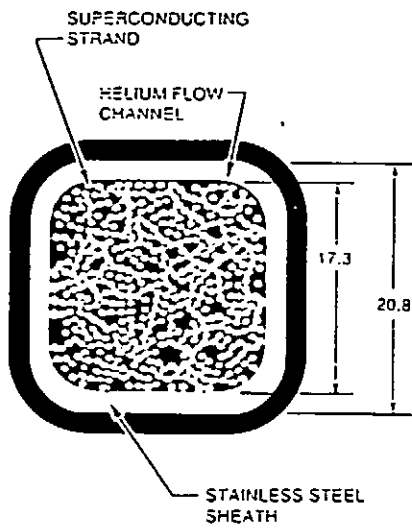


Fig. 4.1 Cross sectional view of the LCT-WH conductor.

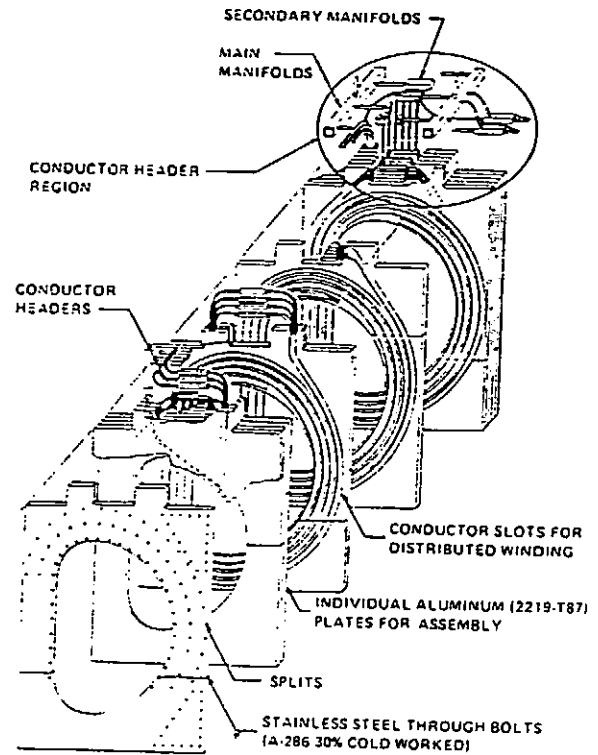


Fig. 4.2 Exploded view of the LCT-WH Coil.

Table 4.1 Major parameters of the LCT-WH Coil

<u>Coil</u>	
Rated current	17.76 kA
Rated field	8 T
Number of turns	424
Conductor length	4700 m
Self inductance	0.75 H
Self-stored energy	118 MJ
Structural material	2219-T87 aluminum
Typical cooling path length	120 m
Winding current density	20 A/mm ²
<u>Conductor</u>	
Outer dimension	29.8 × 20.8 mm
Cable size	17.3 × 17.3 mm
Number of strands	486(3 ⁴ × 6)
Conduit material	Stainless steel
<u>Strand</u>	
Diameter	0.7 mm
Filament diameter	3.5 μm
Number of filaments	2869
Cu/Superconductor ratio	1.8

実証ポロイダル (DPC: Demo Poloidal Coil) 計画 (3) を開始した。DPC計画の中で最初に製作されたテスト・コイルが、DPC-EX (4), (5) である。

DPC-EXでは、内部拡散法により製作した Nb_3Sn 素線を使用した。臨界電流値を向上させるために、インジウムを添加した(6)。また、すずの安定化材への拡散を防止するためのバリア材としては、従来はニオブが使用されていたが、ヒステリシス損失を低減するためにタンタルを使用した。素線径は0.81mmである。DPC-EX素線の断面図をFig. 4.3に示す。

DPC-EX導体は、核融合炉用パルス型超伝導導体の技術開発およびその実証を目的として製作された。パルス型超伝導導体では、素線間の結合損失を小さく抑えることが重要な課題の一つである。素線間の結合損失を低減させるためには、素線間の抵抗を高くする必要がある。 Nb_3Sn 超伝導線を用いた場合は、その臨界電流値が歪の印加により劣化するという性質があるため、熱処理後に素線表面への高抵抗材の被覆は困難である。 Nb_3Sn 素線は、通常700℃程度の熱処理温度で、数十から数百時間の熱処理が行われる。このため、素線表面に被覆される高抵抗材は、このような高温の熱処理に耐えられるものでなければならない。DPC-EXでは、クロムを素線表面にメッキすることにより、素線間の結合を低減させた。

DPC-EX導体は、9×17本撚りの153本の素線をステンレスプレートの回りにラザフォード撚りした導体構成をとっている。冷媒流路は素線が置かれているメイン流路と、素線が存在しない2つのサブ流路からなる。サブ流路を配置したことにより、導体の圧損を低く抑えるようにした。また、コイルクエンチ時の圧力上昇を抑えるために、メイン流路とサブ流路内の冷媒は、サブ流路に開けられた穴を介して往来ができるようになっている。切り出した導体の断面の写真をFig. 4.4に示す。

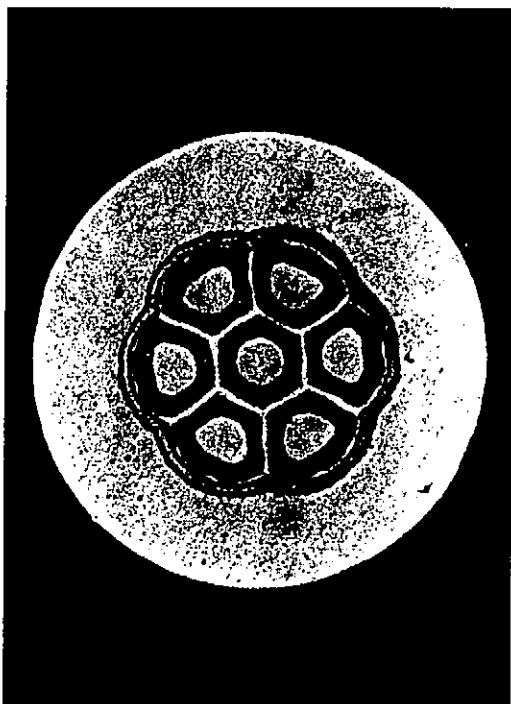


Fig. 4.3 Cross sectional view of the DPC-EX strand.

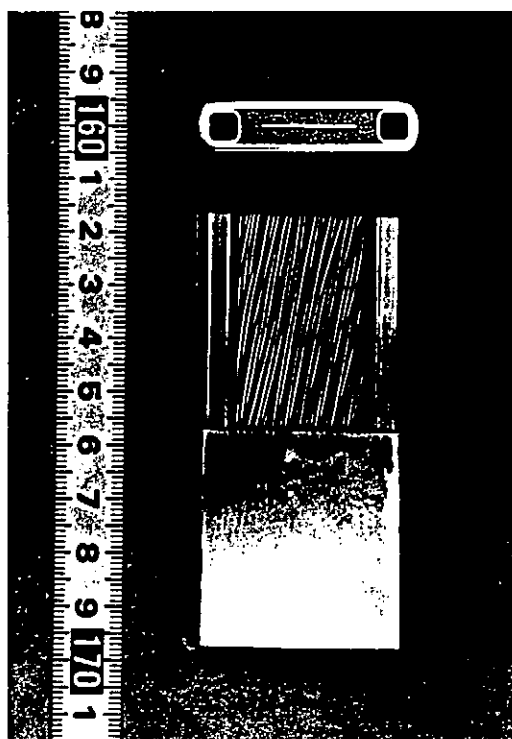


Fig. 4.4 The DPC-EX conductor.

DPC-EXは、導体長250mの2つのダブル・パンケーキから構成される。核融合炉で使用されるような大型コイルでは、Wind-and-React法により巻線を行うためには、巨大な熱処理炉を用意しなければならない等の問題点がある。そこで、DPC-EXでは、ダブル・パンケーキの巻線は、React-and-Wind法により行った(5)。巻線時の曲げ歪の大きさは、0.4%以下であった。撚り線、熱処理後の曲げ、コンジットと素線の熱収縮率の差等による臨界電流値の劣化は、導体サンプルによる試験から約30%と見積もられた。測定された臨界電流値は定格電流値に対して、約1.5倍の大きさとなった(7)。

コイルの主要緒元をTable. 4. 2に、コイルの写真をFig. 4. 5に示す。

Table 4.2 Major parameters of DPC-EX

<u>Coil</u>	
Winding inner diameter	1 m
Winding outer diameter	1.66 m
Rated current	10 kA
Rated field	7 T
Number of turns	120
Conductor length	508 m
Self inductance	24 mH
Total stored energy	3.4 MJ
Cooling path length	127 m
Winding current density	20.6 A/mm ²
<u>Conductor</u>	
Outer dimension	9.4 × 40 mm
Number of strands	153 (9 × 17)
Conduit material	Stainless steel
Cross sectional area of main-channel	61.9 mm ²
Cross sectional area of sub-channel	52.8 mm ²
<u>Strand</u>	
Diameter	0.81 mm
Cu/Superconductor ratio	2
Surface	5μm chromium plating

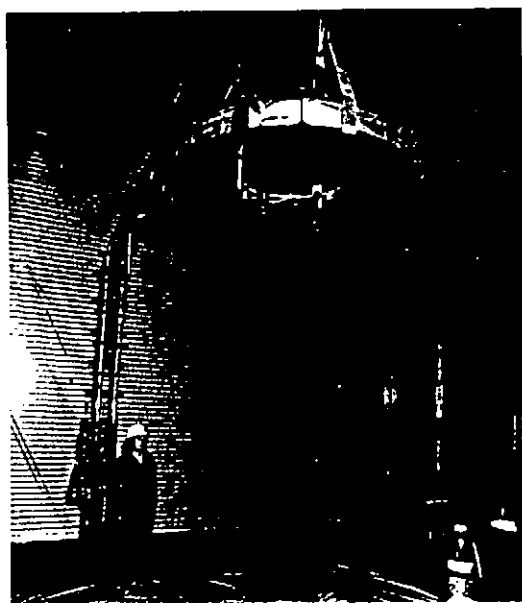


Fig. 4.5 DPC-EX.

4.2.2 主要実験結果

実験はDPC試験装置(8)を用いて行った。DPC-EXは2つのNbTiバックアップコイル(DPC-U1, U2(9), (10))の間に取り付けられた(Fig. 4.6)。実験は2度に渡り行われた。

コイルのクールダウンでは、コイルの冷媒の出入りの温度差を80K以内にコントロールした。4.5Kまで冷却するのに約130Hrを要した。

コイルのヒステリシス損失は17kAまでの台形波通電で4.2kJとなった。これは、コイルの蓄積エネルギー3.4MJに比べて、十分小さいものである。しかし、理論値に比して21倍の大きさであった。これは、フィラメントが電氣的に接触してしまったために、有効フィラメント径が大きくなってしまったためである。また、フィラメントおよび素線間の結合時定数は、それぞれ0.5、2~3msと見積もられた。クロムによる素線間結合の低減が有効に行われたことが確認できた。

DPC試験装置では、バックアップコイルに不安定性が起きたため(11)、テストコイルの通電試験に制約を受けた。このため、DPC-EXでは定格磁界での実験は行えなかった。しかし、バックアップコイルとの直列励磁で9Tにて20.7kAまで通電することができた(5)。また、パルス励磁においては、14T/sの励磁速度で7Tまでクエンチすることなく励磁することができた(5)。

DPC-EXの実験結果で特に注目を引き、いまだ十分な説明がなされていないのは、クエンチ電流値の励磁速度依存性(12)である。本不安定性は、後に述べるUS-DPCではじめて観測された現象である。DPC-EXでも、同様にクエンチ電流値が励磁速度に依存した。クエンチ電流値の低下は、交流損失による冷媒温度の上昇だけでは説明できないものであった。また、DPC-EXの場合は、Fig. 4.7に示すように、励磁速度がある値より速くなると、逆にクエンチ電流値が大きくなるという現象が観測された(13)。

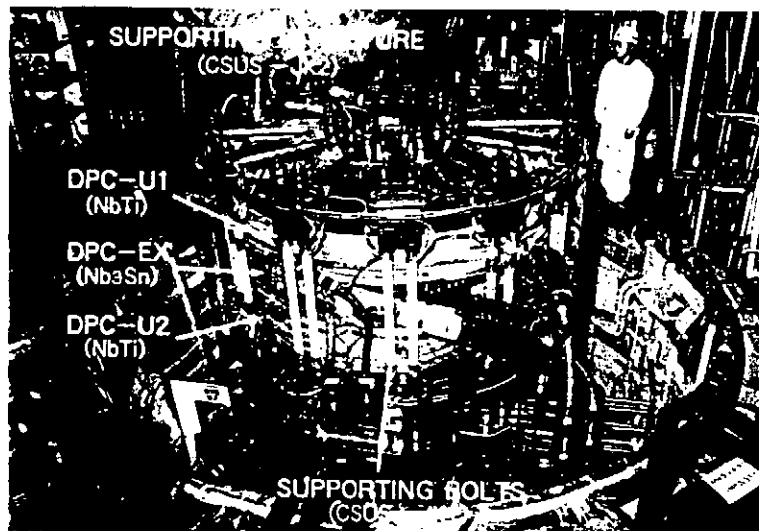


Fig. 4.6 Coil assembly in DPC test facility.

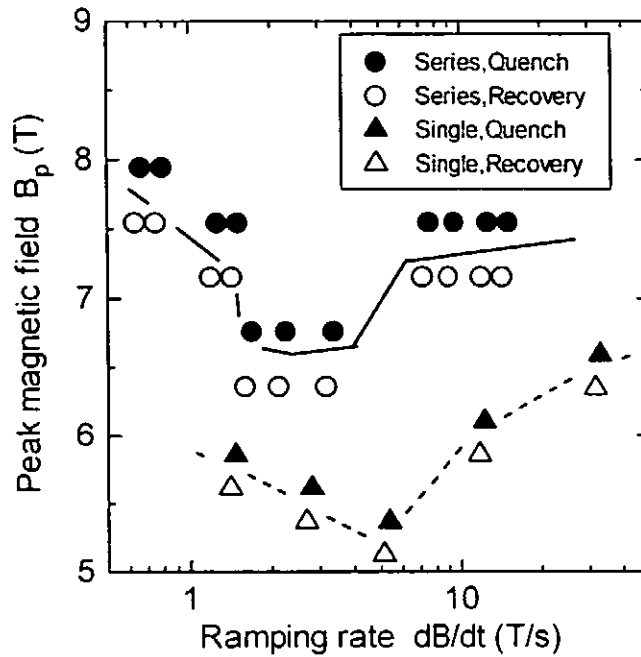


Fig. 4.7 Dependency of quench currents of DPC-EX on the ramp rate.

4.3 US-DPC

4.3.1 US-DPCの主要諸元

DPC計画の中で、2番目のコイルとして製作されたコイルがUS-DPC (12)である。本コイルは、原研と米国のMITの間の共同研究のもとに製作され、原研のDPC試験装置を用いて試験を行った。

US-DPCでは、TWCA社で開発した改良型ジェリーロール法 (13), (14), (15)により製作したNb₃Sn素線を使用した。すずの安定化銅への拡散を防止するためのバリヤ材としては、ヒステリシス損失を低減させるために、バナジウムを使用した (13), (14), (15)。素線径は0.78mmである。

US-DPCも、核融合炉用パルス型超伝導導体の技術開発およびその実証を目的として製作された。US-DPCの設計パルス磁界は10T/sである。US-DPC導体でも素線表面をクロムでメッキすることにより、素線間の結合を低減させた。クロムメッキのために、熱処理時に安定化銅が汚染され、RRRは低い値(27.5)となってしまった。クロムによる安定化銅の汚染は、DPC-EXでも観測された。しかし、DPC-EXの場合は、クロムによる汚染後も仕様RRRを満足するように、十分低い電気抵抗率の安定化銅を使用したため、RRRは大きな値となった。

US-DPC導体は、3×3×5×5本燃りの225本の素線から構成される。US-DPCでは、コンジットと素線の熱収縮差による素線臨界電流値性能の劣化を防止するために、熱収縮率が素線に近いインコロイ908をコンジット材に採用した(12)。ケーブルには2重にコンジットがかぶせられた。冷媒流路は素線が置かれているメイン流路と、外側と内側のコンジットの間のサブ流路からなる。ただ

し、DPC-E Xと異なり、メイン流路とサブ流路内の冷媒は導体内では往来ができるようになっていない。切り出した導体の写真および導体断面図をFig. 4. 8に示す。図の導体では、核加熱を模擬するために導体全長に渡り抵抗ヒータが導体中心部に挿入されている。

US-DPCは、導体長150mの3つのダブル・パンケーキキから構成される。US-DPCの巻線は、Wind-and-React法により行った(16)。コイルの主要諸元をTable. 4. 3に示す。

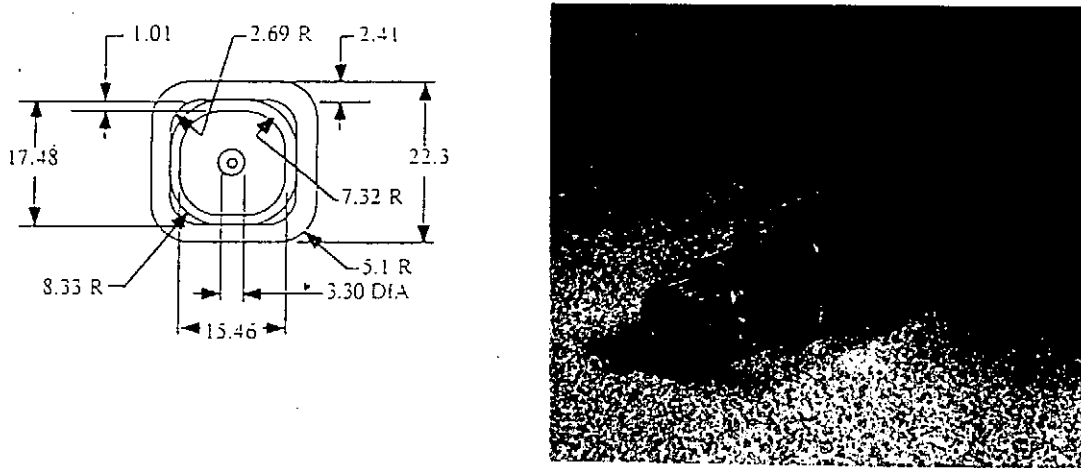


Fig.4.8 The US-DPC conductor.

Table 4.3 Major parameters of US-DPC

<u>Coil</u>	
Winding inner diameter	1 m
Winding outer diameter	1.82 m
Rated current	30 kA
Rated field	10 T
Number of turns	100
Conductor length	450 m
Self-stored energy	8 MJ
Cooling path length	150 m
Winding current density	47.5 A/mm ²
<u>Conductor</u>	
Outer dimension	22.3 × 22.3 mm
Number of strands	225 (3 ² × 5 ²)
Conduit material	Incoloy 908
Cross sectional area of main-channel	82.9 mm ²
Cross sectional area of sub-channel	53.6 mm ²
<u>Strand</u>	
Diameter	0.78 mm
Cu/Superconductor ratio	1
Surface	1-2 μm chromium plating

4.3.2 主要実験結果

設計冷媒温度である4.5Kにおけるコイルの直流励磁試験では、バックアップコイルの不安定性のために8T・25.9kAまでの励磁試験しか行えなかった。しかし、US-DPC導体の臨界電流値、分流開始温度の測定結果から、導体の臨界電流値は素線での測定値の素線数倍にはほぼ等しくなることが示された。これにより、US-DPC導体では撚線等による劣化がなく、直流励磁においては設計値を満足するものと考えられた。また、インコロイコンジットを用いたことにより歪による臨界電流値特性の劣化が抑えられたことも示された。ただし、インコロイコンジットは、500℃以上の温度で熱処理した場合に、雰囲気酸素濃度を十分低く抑えられないと、結晶粒界から割れが発生するSAGBO (Stress-Accelerated Grain Boundary Oxygen-assisted cracking)の問題がある。その使用においては十分な注意を要する。

コイルのヒステリシス損失は、20kAまでの台形波通電で780Jとなった。これは、コイルの蓄積エネルギー3.3MJに比べて、十分小さいものである。また、素線間の結合時定数は、1~3msと見積もられた。

US-DPCにおいてもクエンチ電流値の励磁速度依存性が観測された。Fig. 4.9にクエンチ電流値の励磁速度依存性の測定結果を示す。本不安定性のために、定格パルス励磁である10T/s-30kAの通電を安定に行うことはできなかった(12)。

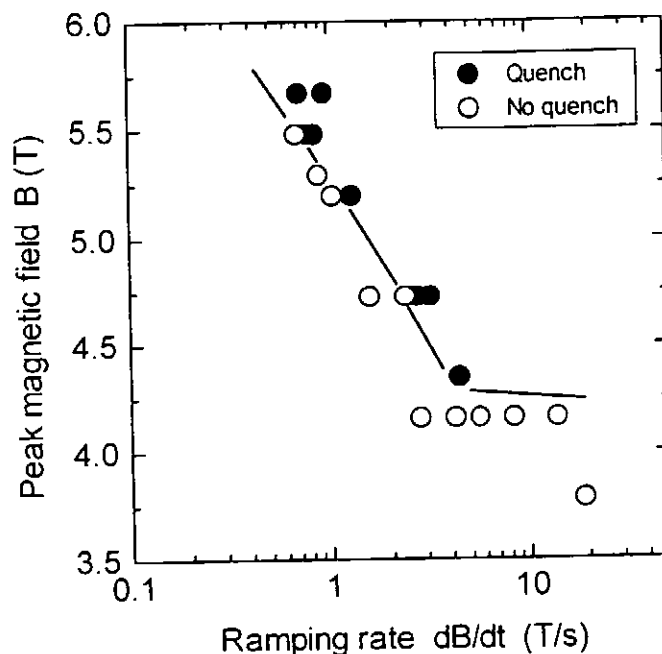


Fig.4.9. Dependency of quench currents of US-DPC on the ramp rate.

4.4 DPC-TJ

4.4.1 DPC-TJの主要諸元

DPC-TJ (17)は、原研と(株)東芝の共同研究のもとに、DPC計画の中で3番目に製作されたコイルである。DPC-TJは、DPC-EX、US-DPCと異なり、トロイダル磁界コイルの開発を目標として設計された。DPC-TJでは、巻線部電流密度が $12\text{T}\cdot 40\text{A}/\text{mm}^2$ の高電流密度となるように設計した。

このような高臨界電流値を得るために、チューブ法により製作したTi添加 Nb_3Sn 素線を使用した(18)。素線径は 0.67mm である。DPC-TJは、パルス運転を目的とするコイルではないので、素線表面に対してクロムメッキ等の処理は施さなかった。しかしながら、熱処理時に安定化銅が汚染され、RRRが設計値(50)より低い値(33)となってしまった。熱処理時には、素線を同時に熱処理したが、本素線のRRRは80であった。RRRの劣化原因は現在も調査中である(19)。

DPC-TJ導体は、 $3^4\times 6$ 本撚りの486本の素線から構成される。DPC-TJ導体の製作では、プリフォームド・アーマ方式を採用した(17)。すなわち、導体は気密性を保持する第一コンジットと機械強度を持たせる第二コンジットからなる。導体の熱処理は第一コンジットのみをかぶせた状態で行い、その後常温にて第二コンジットを取り付ける。これにより、機械強度を持たせるコンジットが過酷な熱処理を受けずにすむ。また、寸法精度が向上する等の利点がある。切り出した導体の写真をFig. 4.10に示す。

DPC-TJは、導体長 160m の2つのダブル・パンケーキから構成される。コイルの主要諸元をTable. 4.4に示す。

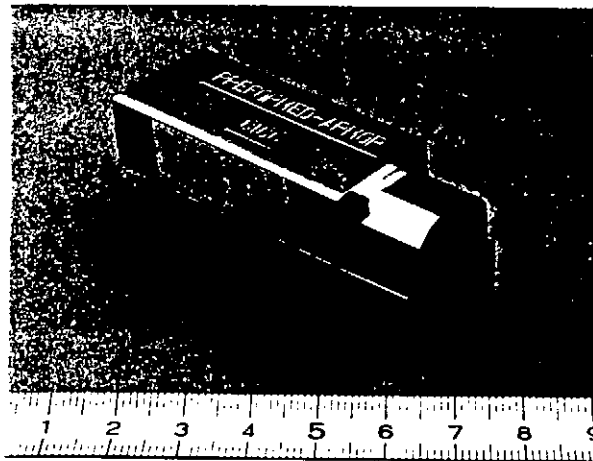


Fig.4.10. The DPC-TJ conductor.

Table 4.4 Major parameters of DPC-TJ

<u>Coil</u>	
Winding inner diameter	1 m
Winding outer diameter	1.8 m
Rated current	24 kA
Rated field	12 T
Number of turns	72
Conductor length	320 m
Self-stored energy	2.4 MJ
Cooling path length	80 m
Winding current density	40 A/mm ²
<u>Conductor</u>	
Outer dimension	27.5 × 22 mm
Number of strands	486 (3 × 3 × 3 × 3 × 6)
Conduit material 1st conduit	316L SS
2nd conduit	316LN SS
<u>Strand</u>	
Diameter	0.67 mm
Cu/Superconductor ratio	1.6
Surface	bare

4.4.2 主要実験結果

設計冷媒温度である4.2Kにおけるコイルの直流励磁試験では、バックアップコイルの不安定性のために7.6T-24kAまでの励磁試験しか行えなかった。しかし、DPC-TJ導体の臨界電流値、分流開始温度の測定結果から、12Tでの臨界電流値は41kAと見積もられ、設計電流値24kAを十分に満足するものであった。また、このときの臨界電流値の劣化率は約2割と評価された。

DPC-TJでは、パルス励磁を目的としなかったため、素線表面にクロムメッキ等の処理を施さなかった。このため、導体の熱処理時に素線が融着し、素線間の電氣的結合が非常に高くなってしまった。DPC-TJ導体の結合時定数は、約2秒と見積もられた。

また、DPC-TJの励磁試験中に測定したコイル各部の歪み量から、プリフォームド・アーマ方式で製作されたDPC-TJが、機械的剛性に優れていることも示された(20)。なお、DPC-TJの等価剛性は径方向で40GPa、周方向で90GPaと評価された(20)。

4.5 ITER

現在、日本、米国、EU、ロシアの4極で協力研究されているITER(21)(International Thermonuclear Experimental Reactor)の中で、多量のNb₃Sn導体が製作されている。ITERでは、CS(Center solenoid)用導体として、40kA・13T級のパルス導体が使用される。CSコイルは、これまでに経験の無い高磁界、大電流での運転となるために、本コイル製作前にモデルコイルを製作し、その製作技術の実証を行う(22)。現在、本モデルコイルの素線の製作(23)およびコイル設計(24)、

(25)を行っている。本コイルの実験は1998年に原研にて行われる予定である(26)。TF (Toroidal field)用導体としては、60kA・12.5T級の導体が使用される。TFコイルに対しても、そのモデルコイルを製作し、試験を行う予定である。試験はEJで行われる予定である。TFコイルについては、現在、より詳細な設計の詰めを行っている。

<第4章の参考文献>

- (1) Hoenig M. and Montgomery, B., IEEE Trans. Magn. MAG-11(1975) P. 569
- (2) D.S. Beard, W. Klose, S. Shimamoto and G. Vecsey, The IEA Large Coil Task Eisevier Science Publishers B.V., NorthNetherlands (1988) Vol.7
- (3) H. Tuji, E. Tada, K. Okuno, T. Ando et al., Proc. MT-11 Eisevier Science Publishers, Essex, UK (1990) p. 806
- (4) T. Ando, H. Nakajima, T. Sasaki, Y. Hiyama et al., Adv. Cryog. Eng. (1994) vol. 39, p. 335
- (5) Ando, T., Okuno, K., Nakajima, Yosida, K., et al. IEEE Trans. Mag. (1991) vol. 25, p. 2060
- (6) Imaizumi, M., Wakata, M., Yoshizaki, K. and Fujiwara, F. et al. Advances in Cryogenic Engineering (1984) vol. 30, p. 779
- (7) Takahashi, Y., Ando, T., Nishi, M., Tsuji, H., et al. , Proc. MT-11 Eisevier Science Publishers, Essex, UK (1990) p. 862
- (8) Shimamoto, S., Okuno, K., Ando, T. and Tsuji, H. Proc. ICEC 13 Butterworth-Heinemann Ltd., Oxford, UK (1990) 23
- (9) Koizumi, N., Okuno, K., Takahashi, Y., Tsuji, H., et al. Cryogenics(1994)34 155
- (10) Koizumi, N., Okuno, K., Takahashi, Y., Tsuji, H., et al. Cryogenics(1994)34 1015
- (11) Koizumi, N., Okuno, K., Takahashi, Y., Tsuji, H., et al. Cryogenics under contribution.
- (12) Steeves, M., Takayasu, M., Painter, T., Hoenig, M, et al. Adv. Cryog. Eng. (1991) vol. 37, p. 345
- (13) Smathers, D., O'Larey, P., Siddall, M. and McDonald, W. Adv. Cryog. Eng. (1987) vol. 34, p. 515
- (14) Smathers, D. Steeves, M. and Takayasu, M. Adv. Cryog. Eng. (1990) vol. 36, p. 131
- (15) Smathers, D. Steeves, M. and Hoenig, M. Takayasu, M., IEEE Trans. Mag. (1990) vol. 24, p. 1131
- (16) Steeves, M., Painter, T., Takayasu, M., and Randall, R. IEEE Trans. Mag. (1991) vol. 27, p. 2369
- (17) 西 正孝ら 低温工学(1992)27 p. 207
- (18) 青木信夫ら 低温工学(1992)27 p. 221
- (19) 小野通隆ら 低温工学(1992)27 p. 226
- (20) 中嶋秀夫ら 低温工学(1992)27 p. 245
- (21) Thome, R. J. IEEE Trans. Mag. (1994) vol. 30, No. 4, p. 1595
- (22) Okuno, K. IEEE Trans. Mag. (1994) vol. 30, No. 4, p. 1621
- (23) Bruzzone, P., Ten Kate, H., Nishi, M. Shikov, A. et al., "Bench mark testing of Nb₃Sn strands for the ITER Model Coil" ICMC 1995
- (24) Ogata, H., Matsui, M., Sugimoto, M., Kato, T. et al., "Design of CS Model Coil", MT-14
- (25) Sugimoto, M., Terasawa, A., Isono, T., Koizumi, N. et al., "Design of CS Model Insert", MT-14
- (26) Hamada, K., Kato, T., Nakajima, H., Hiyama, T., et al., "Construction of ITER Common Test Facility for CS Model Coil", MT-14

第5章 Nb₃Sn超伝導線材の応力・歪効果と照射効果

(Stress-Strain Effect and Irradiation Effect in Nb₃Sn Wires)

5.1 はじめに

化合物系超伝導体の線材化のためには合金系超伝導体とは異なった特殊な製造プロセスが必要であり、Nb₃Snに対してはブロンズ法と呼ばれる作製法が開発され極細多芯の構造を持った実用線材開発が行われてきた。超伝導線材は、本来超伝導マグネット用として開発され発展してきたものであり、線材を作製する過程で経験する機械的応力や、マグネットが発生する電磁的応力に耐えなければならない。特に、高磁界発生を担う化合物系超伝導体は非常に脆く、それらの機械的特性に注目した研究がなされてきた。Nb₃Snにおける臨界電流密度の歪効果に対しては、1976年から1977年に数グループの研究報告が現れ始め[1-4]、Rupp[5]は1977年にブロンズ法Nb₃Sn線材の応力・歪に対する臨界電流密度特性を報告している。彼は、臨界電流密度が引張り歪の印加と共に増加しピークを過ぎて減少するという臨界電流密度の歪効果に対して、ピークにおける臨界電流密度で規格化すると一つのマスター曲線に整理ができること、またピークにおける歪みがブロンズ法 Nb₃Sn線材におけるゼロ歪に相当することを示した。その後、Ekinによって臨界電流密度の歪効果におけるスケール則が提案され[6]、実用のNb₃Sn超伝導線材に対して歪効果の理解が進んだ。それと同じ頃、Eastonらは、ブロンズ法 Nb₃Sn 超伝導線材の残留歪の予測を試みている[7]。さらに、最近ではNb₃Sn超伝導線材の応力効果として横圧縮効果が注目され[8,9]、引張り応力と共に超伝導マグネット設計において重要なパラメータとなっている。

Nb₃Sn超伝導線材を使うことで22Tまでの超伝導マグネットが作製できる今日では、新機能の高磁界超伝導マグネットが求められている。コンパクト化を目指すものや、大口径または大型高磁界マグネット用の新しい Nb₃Sn超伝導線材が開発されなければならない。そのためには、機械的に強い特性を持つ高強度超伝導線材が必要であり、補強材を伴った撚線やハウジングを用いた強制冷却コンジット導体、そして補強と安定化を兼ねた新型線材などの開発が行われている。

また、核融合炉用の超伝導マグネットとして Nb₃Sn超伝導線材の適用を考えた場合には、強度という観点から中性子などによる照射効果によって機械的特性がどのように変わるのかを検討しなければならない。さらに、照射効果による Nb₃Sn超伝導線材の超伝導特性変化も知る必要がある。照射効果による機械的特性の変化を通して超伝導特性に影響を与える可能性があり、特に臨界電流密度に対しては磁束ピンニングへ直接的な影響を及ぼす場合などが考えられ複雑な現象が予想される。

ここでは、高磁界用の実用超伝導線材である Nb₃Sn超伝導体に焦点を絞って、その超伝導特性と機械的な応力・歪とがどのような関係にあるとされてきたかをまとめてみる。また、Nb₃Sn超伝導線材を核融合炉へ適用する場合を考え、超伝導線材の機械的特性および超伝導特性へ影響する重要な効果として照射効果を振り返ってみる。

5.2 Nb₃Sn超伝導線材の応力・歪効果

5.2.1 応力と歪の機械的特性

超伝導マグネットの設計では、電磁的な応力が決まるとその応力に対する歪を知る必要がある。それは、Nb₃Sn超伝導線材の臨界電流密度が歪効果によってどれだけ影響されるのかを検討せねばならないからである。Nb₃Sn超伝導線材は極細多芯化されたNb₃Snフィラメントと未反応のNb、その周りのブロンズ、そして安定化銅などの複合材であり、構成材の機械的特性を反映する。それぞれの構成材は熱処理温度と時間によって機械的特性が変化する。また、応力・歪の機械的特性はそれが置かれている環境温度にも大きく依存するため室温での測定から4.2Kの温度における機械的特性を評価することは難しく、実際に4.2Kの低温での測定が求められる。Fig. 5.1は典型的なブロンズ法Nb₃Sn線材における4.2Kでの応力・歪特性である[10]。負荷を印加しそれを除加することで線材としてのヤング率や0.2%耐力としての降伏力が得られる。4.2Kでの機械的特性評価を複雑にしているのはNb₃Snに対する熱収縮効果である。約700℃でNb₃Snの生成反応熱処理が施され、各構成材間で熱平衡状態にあるものが動作温度である4.2Kまで冷却される。その結果、熱膨張係数の差が各構成材間に現れNb₃Snには圧縮応力が加わることになる。Fig. 5.2は、Eastonら[7]がブロンズ法Nb₃Sn線材における4.2Kの応力・歪特性に対して複合則を用いて評価を行った例である。残留応力の状態にあるNb₃Snは強度という観

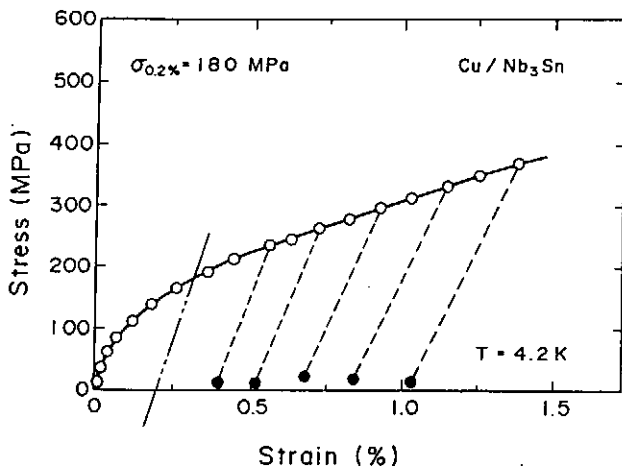


Fig. 5.1 Stress-vs-strain characteristics at 4.2 K in a typical bronze processed Nb₃Sn superconducting wire.

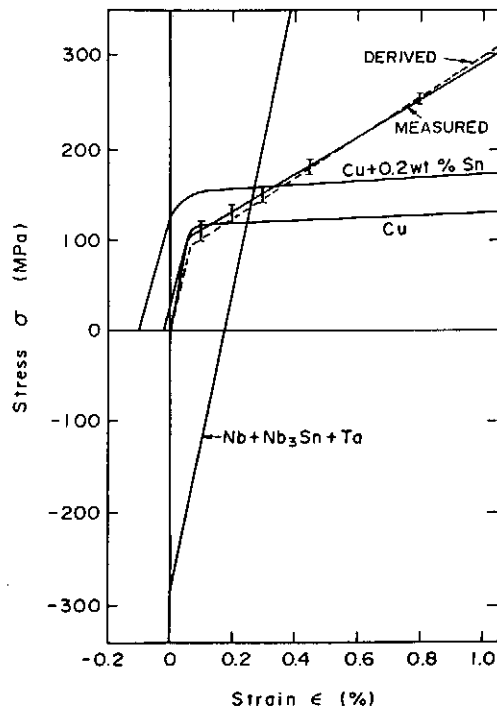


Fig. 5.2 Analytically derived and experimentally determined stress-strain curves of Nb₃Sn composites.

点では負の効果となっていることが分かる。 Nb_3Sn のヤング率をどのように選ぶべきかは後に述べる Nb_3Sn のマルテンサイト変態と関係する。

残留応力状態を変化させることによって Nb_3Sn 線材の超伝導特性を変えることを目的とした研究も実施されている。落合ら[11]は室温で複合線材に応力を負荷し、その後除荷することで構成材の機械的性質の差を利用した Nb_3Sn の残留応力制御を報告している。

5.2.2 超伝導特性と応力・歪効果

応力が加わると超伝導特性がどのように変化するかを知らねばならないが、実用の超伝導特性に対しては印加された応力が線材の長手方向歪を通して効果が現れるいわゆる歪効果と線材の曲げ応力による曲げ歪効果、そして応力そのものを扱う横圧縮効果の三種類の応力効果が重要視されている。歪効果は超伝導特性における応力効果の中で最も広く調べられており解析が進んでいる。Fig. 5.3に Nb_3Sn 線材における4.2Kの歪効果を例示する。超伝導特性の歪効果として臨界電流密度 J_c に顕著な効果が現れるが、この効果は上部臨界磁界 B_{c2} そして臨界温度 T_c の歪効果を起源としている。いずれの場合においても Nb_3Sn 線材の残留歪を中心として整理できている、残留歪ゼロにおいて本来の超伝導特性を示し、本質的(intrinsic)な歪状態では超伝導特性は劣化する。

したがって、歪効果による超伝導特性は残留歪状態に大きく依存するために、線材の作製方法や線材の構成などの違いで非常に変化することになる。実用の Nb_3Sn 線材では、残留歪は一般的に0.2%から0.4%の状態にある。不可逆歪は超伝導フィラメントにクラック等が生じて機械的な損傷を受けたために起きると解釈されており、ブロンズ法 Nb_3Sn 線材は通常約0.6%から0.8%の不可逆歪を持つ。この不可逆歪に対しては、in-situ法による Nb_3Sn 線材が最も優れていて、1%を越える大きな値を示す[12]。

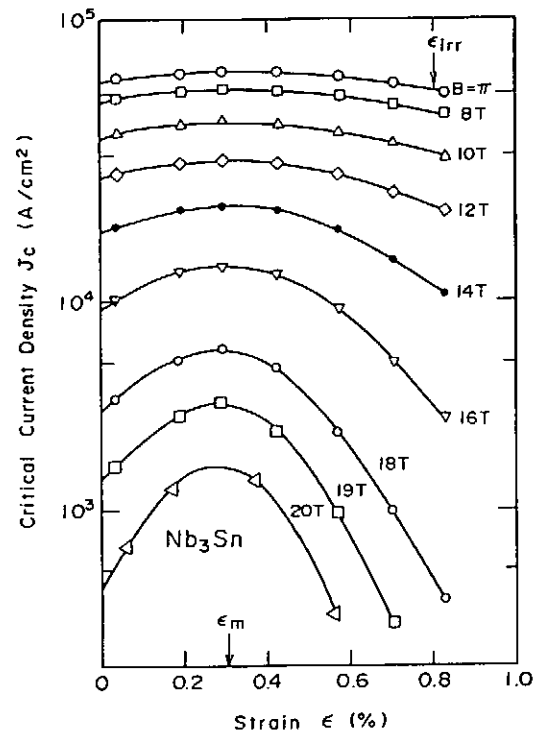


Fig.5.3 Uniaxial strain effect of the critical

current density of a typical bronze processed Nb_3Sn wire.

ϵ_m is the strain where J_c is maximum, and ϵ_{irr} is the strain where J_c is irreversible on unloading [32].

5.2.3 マルテンサイト変態と機械的特性

A15化合物では低温で立方晶から正方晶へのマルテンサイト変態が生じる。Nb₃Snのマルテンサイト変態と超伝導特性や弾性定数の変化に関する研究は、1967年のMailfertらの報告[13]にまで遡り現在も行われている古くて新しい研究である。マルテンサイト変態が実用のNb₃Sn線材でも生じていることをFlükigerら[14]が1981年に指摘しており、Fig. 5.4のようなNb₃Snの状態図を低温X線回折法で決定している。ここで注目したいのは、マルテンサイト変態がNb₃Sn線材の機械的特性にどのような影響を及ぼすかである。Bussiereら[15]は、1982年にNb₃Sn線材におけるヤング率の温度変化を報告しており、Fig. 5.5のようにpureなNb₃Sn線材はマルテンサイト変態による弾性定数のソフト化を示すことがわかる。したがって、マルテンサイト変態はNb₃Snのヤング率に大きな影響を与えると考えられる。

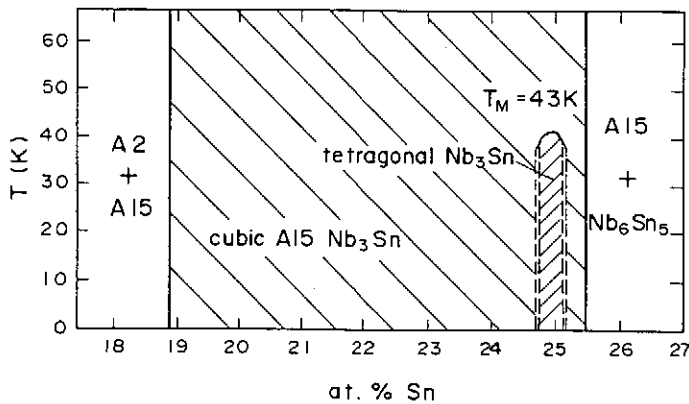


Fig. 5. 4 Phase diagram of Nb₃Sn.

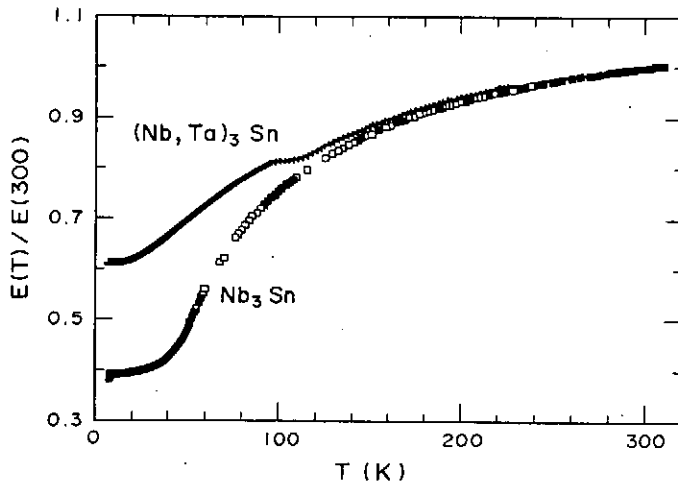


Fig. 5.5 Temperature dependence of Young's modulus for pure Nb₃Sn and (Nb,Ta)₃Sn.

5.2.4 元素添加と歪効果

Nb₃Sn超伝導体の高磁界中における特性改善として第三元素添加の方法が試みられて来ている。第三元素添加によって残留比抵抗を大きくすることで上部臨界磁界を高め臨界電流密度の高磁界特性を改善することが狙いである。さらに、Nb₃Sn超伝導体の臨界電流密度に関係する磁束ピンギは結晶粒界によるものであるため、第三元素添加によって結晶粒が微細化される場合にはピンギ力が向上する可能性もある。また、Robergeら[16]はTaなどの元素添加はマルテンサイト変態を抑えると報告しており、Fonerら[17]が測定したNb₃Snの上部臨界磁界を参考にすると立方晶Nb₃Snが正方晶より低温で4Tほど高いと言える。Welch[18]は添加元素によるブロンズ法Nb₃Snの上部臨界磁界の変化をまとめているが、TiとTaの元素添加が上部臨界磁界の向上に極めて有効であることが分かる。しかし、添加元素による上部臨界磁界の向上は、マルテンサイト変態が抑制された結果なのか残留比抵抗が増大したことによるのかがよく分からない問題であり、Welch[18]や熊倉ら[19]は残留比抵抗の効果と見ている。

添加元素による歪効果に関しては、一般的には上部臨界磁界が大きくなった分だけ磁界中における歪の感度が鈍くなるため耐歪特性が改善されることになる。さらに、添加元素がTiやHfなどの場合にはNb₃Snの耐歪特性がFig. 5.6のように改善されることは注目すべきである[20]。この効果はTa添加の場合には生じないことと異なっており興味を持たれる。マルテンサイト変態は応力・歪により容易に変化するので残留歪のある実用線材では更に複雑になっている。最近、渡辺ら[21]はマルテンサイト変態がある場合と無い場合とでNb₃Snのヤング率が異なる時には残留歪に差が生じることを指摘している。実際に、pureのNb₃Sn線材とTi添加したNb₃Sn線材とを全く同一の線材構成で作製して残留歪を測定した。その結果、歪状態にある実用線材においてTi添加したNb₃Sn線材はマルテンサイト変態が抑制されていることを示すことが分かった。

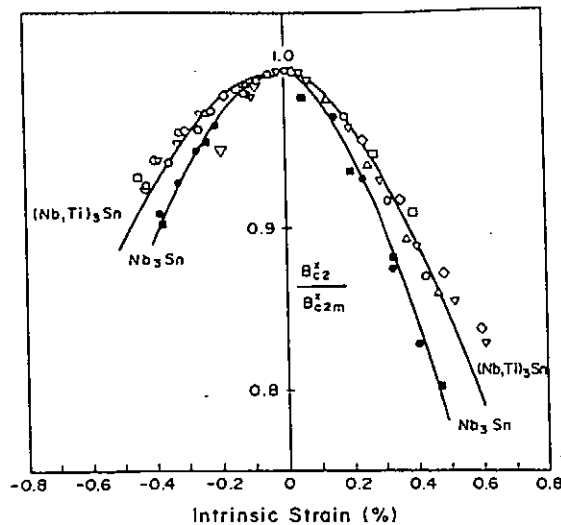


Fig. 5.6 Comparison of strain effect in pure Nb₃Sn and Ti added Nb₃Sn wires.

5.2.5 超伝導特性の歪スケール則

無歪状態での B_{c2} の最大値を B_{c2m} 、引張り歪を ϵ 、 B_{c2m} での歪を ϵ_m 、真歪を $\epsilon_0 = \epsilon - \epsilon_m$ とする
と、 E_{kin} の歪スケーリング則[6]の基本となる B_{c2} の歪依存性は4.2 Kにおいて

$$B_{c2}(\epsilon) / B_{c2m} = 1 - a |\epsilon - \epsilon_m|^u \quad (1)$$

$$= 1 - a |\epsilon_0|^u \quad (2)$$

と表せる。 Nb_3Sn 線材における圧縮歪では $\epsilon_0 < 0$ で $a = 900$ 、また引張り歪では $\epsilon_0 > 0$ で $a = 1250$ の値が得られ、指数 u は圧縮歪と引張り歪とで同じ $u = 1.7$ とされている。

また、 T_c に対する歪依存性は

$$T_c(\epsilon) / T_{cm} = (1 - a |\epsilon_0|^u)^{1/w} \quad (3)$$

で記述され、 Nb_3Sn 線材では $w=3.0$ が得られている。

したがって、臨界電流密度に対する歪効果は、臨界電流のスケーリング則を用いて以下のように表せる。

$$F_p = J_c B \propto [B_{c2}(\epsilon)]^n [B/B_{c2}(\epsilon)]^p [1 - B/B_{c2}(\epsilon)]^q \quad (4)$$

$$\frac{J_c(B, \epsilon)}{J_{cm}(B)} = \left[\frac{B_{c2}(\epsilon)}{B_{c2m}} \right]^{n-p} \left[\frac{1 - B/B_{c2}(\epsilon)}{1 - B/B_{c2m}} \right]^q \quad (5)$$

$$\frac{J_{cm}(B)}{J_c(B, 0)} = [1 - a |\epsilon_m|^u]^{p-n} \left[\frac{1 - B(1 - a |\epsilon_m|^u)/B_{c2}(0)}{1 - B/B_{c2}(0)} \right]^q \quad (6)$$

ϵ と B_{c2} および ϵ と J_c の関係はFig. 5.7に示す通りである。

さらに $B_{c2}(\epsilon)$ の温度変化を $[1 - (T/T_c)^2]$ で仮定すれば

$$B_{c2}(T, \epsilon) / B_{c2m}(4.2K) = (1 - a |\epsilon_0|^u) \left\{ \frac{1 - [T/T_c(\epsilon)]^2}{1 - [4.2/T_{cm}]^2} \right\} \quad (7)$$

が得られる。これらの関係式を用いると、臨界電流密度の4.2Kにおける磁界中の歪依存性や一定磁界中の各温度における歪依存性がFig. 5.8のようにスケーリング則から求まることになる。

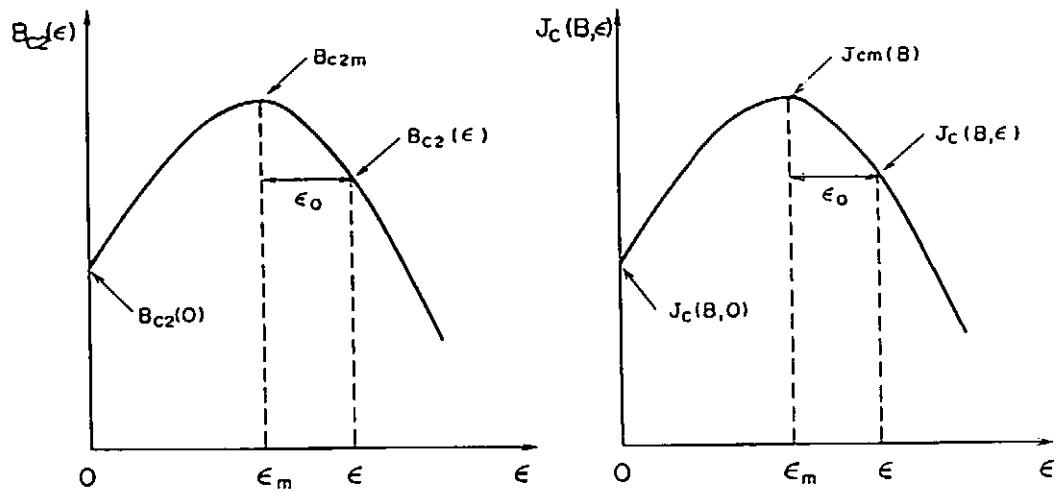


Fig. 5.7 Relationships of ϵ and B_{c2} , and of ϵ and J_c .

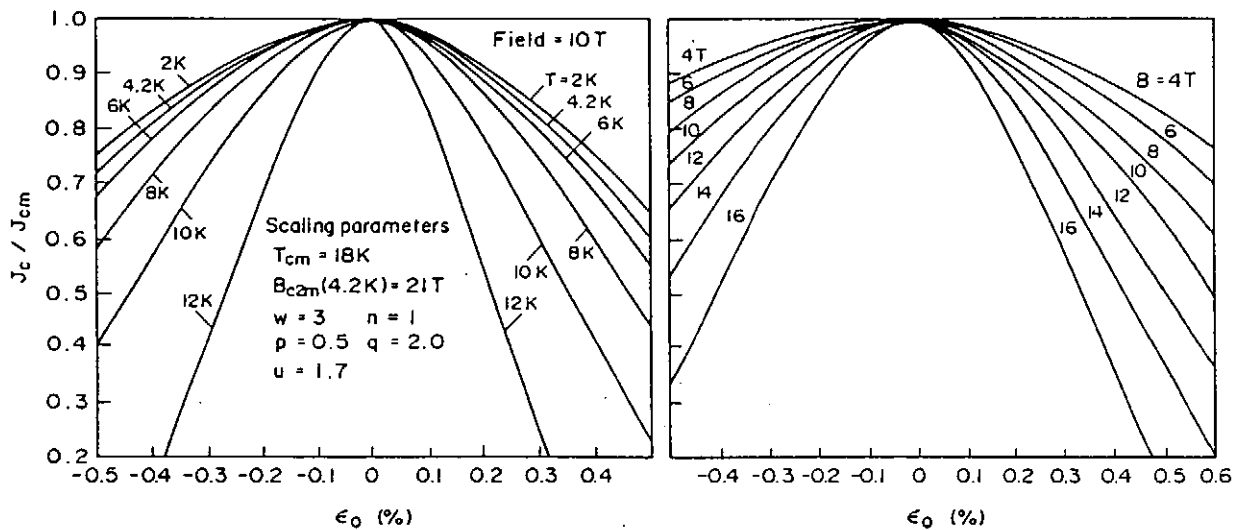


Fig. 5.8 Relative critical current density J_c / J_{cm} as a function of intrinsic strain $\epsilon_0 = \epsilon - \epsilon_m$ for different fields and for different temperatures.

Nb_3Sn 線材の B_{c2} の温度変化は、渡辺らによると残留歪のある状態でもほぼパウリ常磁性効果のない極限值と見なせることが分かっている [22]。すなわち、 Nb_3Sn における B_{c2} 温度依存性の歪効果は温度勾配についてのみ影響を及ぼすと考えてよい。 $B_{c2}(T)$ の $T / T_c \rightarrow 0$ での展開式を用いると、

$$B_{c2}(T) = [1 - (2/3) (\pi T / 1.75 T_c)^2]$$

の関係式が得られ、低温側の温度依存性をより実際に求めることができる。

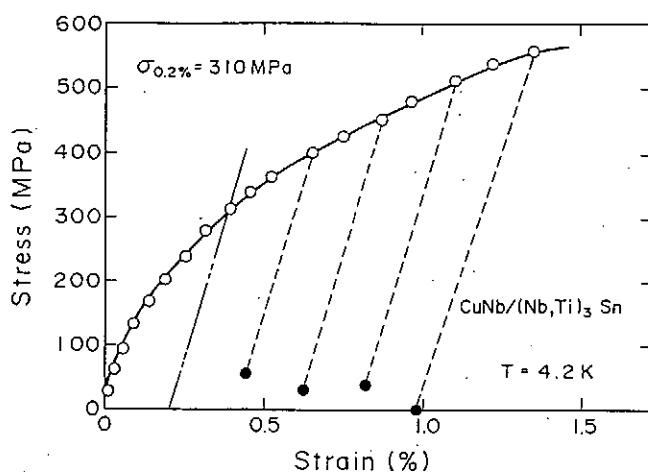


Fig. 5.9 0.2 % proof stress of a multifilamentary $(\text{Nb,Ti})_3\text{Sn}$ wire with reinforcing stabilizer of CuNb. The 0.2 % proof stress at 4.2 K in CuNb / $(\text{Nb,Ti})_3\text{Sn}$ was extremely improved, even after the heat treatment at 670°C for 192 hours, which is 1.8 times higher than that in ordinary Cu / $(\text{Nb,Ti})_3\text{Sn}$.

5.2.6 補強線材と歪効果

高強度の超伝導線材が求められるにつれて、Flükigerらはステンレススチールを Nb_3Sn 線材の内部構成材として配置し、それらの歪効果を報告している[23]。しかし、ステンレススチールなどの材質は熱伝導が悪く超伝導線材における冷却安定性の面で問題があった。その後、Cu-NbやCu- Al_2O_3 などで安定性を兼ねた補強材が研究されるようになり、 Nb_3Sn の生成熱処理にも耐えてFig. 5.9に示すような応力・歪特性が得られるようになった[24]。

補強線材に対する残留歪の予測がなされている。Cu-Nbで補強安定化した Nb_3Sn 極細多芯線について、複合則を用いた評価がなされた[25]。ブロンズ法極細多芯 Nb_3Sn 線材に対してTi添加した場合も含め、残留歪の実測と予測がかなりよい一致を示しており、残留歪の評価に有効である。

5.3 Nb_3Sn 超伝導線材の照射効果

5.3.1 照射効果

超伝導材料の照射効果として一般的に用いられる照射は、中性子線、イオン粒子線、電子線、ガンマ線そしてX線等である。ここでは、超伝導材料に対する照射効果として0.1MeV以上の速い中性子線による影響に注目する。超伝導材料は4.2Kのような低温環境に置かれて用いられるため、実際の温度環境として試料を4.2Kに保持して実験を行わなければならない。しかし現在までのところ低温における照射効果の実験例は数少ない。

原研の概念設計[26]によると、速い中性子線が核融合炉の真空壁で $5 \times 10^{14} \text{n/cm}^2 \cdot \text{sec}$ である時、

超伝導マグネットの所で約 $10^8 \text{ n/cm}^2 \cdot \text{sec}$ になるものと考えられている。この場合、約20年間使用し続けると積算される中性子は超伝導マグネットに対して 10^{17} n/cm^2 までの値に達することになる。したがって、0.1 MeV以上の中性子線による影響は、 10^{17} n/cm^2 以上から 10^{19} n/cm^2 程度までの照射範囲で調べる必要がある。

5.3.2 超伝導材料に対する照射効果

超伝導材料という観点からは、照射効果として超伝導特性、安定化基材および絶縁材に対する照射効果が調べられなければならない。それと共に線材としての機械的特性の変化や歪効果に対する影響も知る必要がある。構造物や絶縁体に対する低温での照射効果は西嶋らの研究報告[27]がある。

また、安定化基材に対する照射効果は高橋[26]の報告を参照してもらいたいが、 10^{18} n/cm^2 の速中性子照射では安定化銅の抵抗率は $\Delta \rho = 10^{-7} \Omega \cdot \text{cm}$ ほど大きくなるとしている。また、照射効果と歪効果については、速中性子照射した Nb_3Sn 線材に対する歪効果の評価が岡田ら[28]によって行われている。

超伝導特性に対する照射効果では、Sol1ら[29]によると T_c への影響はFig. 5.10のように 10^{17} n/cm^2 まではほとんど変化しないが、 10^{18} n/cm^2 の照射では T_c の劣化が生じ単調に減少する。 10^{19} n/cm^2 では Nb_3Sn の T_c は約14Kになる。 Nb_3Sn における B_{c2} の照射効果測定例はほとんど行われていないようであるが、 $B_{c2} \propto \rho T_c$ であることを考えると照射効果で抵抗率 ρ が増大することで B_{c2} が向上することと T_c が減少することで B_{c2} が低下することとの競合になる。 Nb_3Sn における J_c の照射効果については、Fig. 5.11のようなBrownら[30]の報告が典型的なものと考えられる。 10^{18} n/cm^2 までの0.1MeV以上の

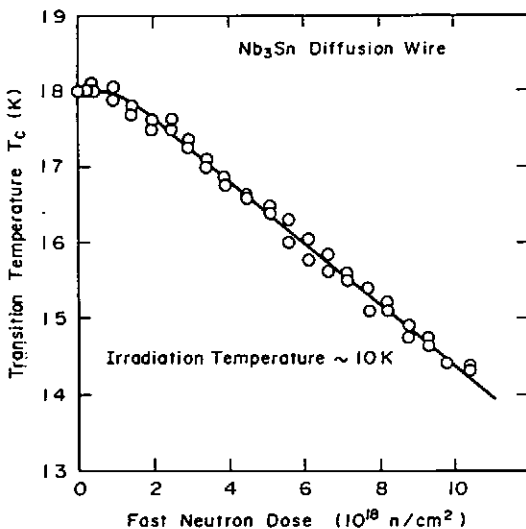


Fig. 5.10 Effect of fast neutron dose ($E > 0.1$ MeV) for the transition temperature.

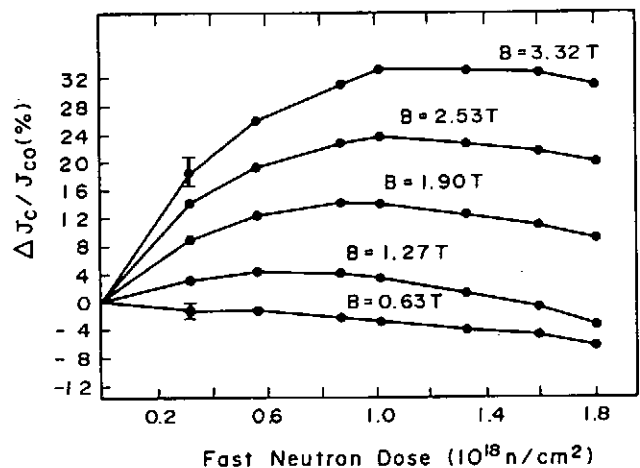


Fig. 5.11 Effect of fast neutron dose for the critical current density.

中性子照射では J_c は増大する。これは、 Nb_3Sn の臨界電流を担う磁束ピンニングは結晶粒界であるが、速中性子照射によって粒内にもピン止め点加わるからと理解される。 10^{18} n/cm²以上の中性子照射では、粒界の損傷も大きくなり粒界ピン止めが減少するために J_c は減少するものとされている。Weber [31]の報告のように、Tiを添加した(Nb,Ti)₃Snの場合にはpureの Nb_3Sn に比べて J_c のエンハンス効果は小さく、 J_c 値が大きい試料は照射効果による J_c 増加があまり起こらない傾向にある。

謝 辞

照射効果を概観するに当たって、貴重な資料を提供していただきました日本原子力研究所の安藤俊就博士に深く感謝致します。

<第5章の参考文献>

- (1) J.W. Ekin : Appl. Phys. Lett., 29, (1976) 218.
- (2) D.S. Easton and R.E. Schwall : Appl. Phys. Lett., 29, (1976) 319.
- (3) H. Hillmann, H. Kuckuck, H. Pfister, G. Rupp, E. Springer, M. Wilhelm, K. Wohlleben and G. Ziegler : IEEE Trans. Magn. MAG-13, (1977) 792.
- (4) D.C. Larbalestier, J.E. Magraw and M.N. Wilson : IEEE Trans. Magn. MAG-13, (1977) 462.
- (5) G. Rupp : IEEE Trans. Magn. MAG-13, (1977) 1565.
- (6) J.W. Ekin : Cryogenics 20, (1980) 611.
- (7) D.S. Easton, D.M. Kroeger, W. Specking and C.C. Koch : J. Appl. Phys. 51, (1980) 2748.
- (8) J.W. Ekin : J. Appl. Phys. 62, (1987) 4829.
- (9) W. Specking, W. Goldacker and R. Flükiger : Adv. Cryo. Eng., 34 (1988) 569.
- (10) K. Watanabe, S. Awaji, K. Katagiri, K. Noto, K. Goto, M. Sugimoto, T. Saito and O. Kohno : IEEE Trans. Magn. 30, (1994) 1871.
- (11) S. Ochiai and K. Osamura : Acta Metall., 36 (1988) 1607.
- (12) A. Nagata : Sci. Rep. RITU A37, (1992) 75.
- (13) R. Mailfert, B.W. Batterman and J.J. Hanak : Phys. Lett A 24 (1967) 315.
- (14) R. Flükiger, W. Schauer, W. Specking, B. Schmidt and E. Springer : IEEE Trans. Magn., MAG-17, (1981) 2285.
- (15) J.F. Bussiere, B. Faucher, C.L. Snead, Jr. and M. Suenaga : Adv. Cryo. Eng. 28, (1982) 453.
- (16) R. Roberge, H. LeHuy and S. Foner : Phys. Lett. 82A, (1981) 259.
- (17) S. Foner and E.J. McNiff, Jr : Solid State Commun. 39, (1981) 959.
- (18) D.O. Welch : Adv. Cryo. Eng. 30, (1984) 671.
- (19) 熊倉浩明、太刀川恭治, C.L. Snead, Jr. and M. Suenaga : 日本金属学会誌 49, (1985) 792.
- (20) J.W. Ekin : Adv. Cryo. Eng. 30, (1984) 823.
- (21) K. Watanabe, K. Katagiri, K. Noto, S. Awaji, K. Goto, N. Sadakata, T. Saito and O. Kohno : J. Appl. Phys. 75, (1994) 7404.
- (22) 渡辺和雄、能登宏七、武藤芳雄 : 低温工学 25, (1990) 317.
- (23) R. Flükiger, E. Drost, W. Goldacker and W. Specking : IEEE Trans. Magn. MAG-19, (1983) 1441.

- (24) K. Watanabe, S. Awaji, N. Kobayashi, S. Miura, T. Fukase, M. Motokawa, M. Urata, K. Koyanagi, M. Tezuka and S. Hanai : preprint of 14th International Conf. Magnet Technology (MT-14), Tampere, 1995, to be published in IEEE Trans. Magn. (1996).
- (25) K. Watanabe, K. Katagiri, K. Noto, S. Awaji, K. Goto, N. Sadakata, T. Saito and O. Kohno : IEEE Trans. Appl. Supercond. 5, (1995) 1905.
- (26) 関泰 : JAERI-Mレポート 6046 (1975)
高橋三郎 : JAERI-M レポート 6816 (1976)
- (27) S. Nishijima, T. Okada, K. Miyata and H. Yamaoka : Adv. Cryo. Eng. 34, (1988) 35.
- (28) T. Okada, M. Fukumoto, K. Katagiri, K. Saito, H. Kodaka and Y. Yoshida : J. Appl. Phys. 63, (1988) 4580.
- (29) M. Soll, K. Boning and H. Bauer : J. Low Temp. Phys. 24, (1976) 631.
- (30) B.S. Brown, T.H. Blewitt, D.G. Wozniak and M. Suenaga : J. Appl. Phys 46, (1975) 5163.
- (31) H.W. Weber : Adv. Cryo. Eng. 32, (1986) 853.
- (32) J.W. Ekin : IEEE Trans. Magn. MAG-19, (1983) 900.

第6章 Nb₃Sn 線の臨界電流測定法の標準化

臨界電流特性は、超伝導線及び超伝導導体の能力を表す基本的特性であると同時に、超伝導マグネットを設計する上で、最も重要な実用的パラメータの1つである。通常、超伝導線に長手方向に対し垂直の方向から定常磁界を加えておいて、通電電流をゼロから徐々に増加させると、はじめは超伝導線に現れる電圧がゼロのまま、電流が増加する。この段階を過ぎると徐々に電圧が発生する。さらに電流を増加させると急激に電圧上昇が起こり、常伝導状態に移行する。臨界電流 I_C は電圧ゼロで流しうる電流値の上限値を意味する。

超伝導線の典型的な $I \cdot V$ 特性を Fig. 6.1に示す。実際には、微少な電界（よく使われる定義は $E = 1 \mu\text{V/cm}$ または $0.1 \mu\text{V/cm}$ ）が発生した電流値、もしくは微少な抵抗率（よく使われる定義は $\rho = 10^{-13} \Omega \cdot \text{cm}$ または $\rho = 10^{-14} \Omega \cdot \text{cm}$ ）が発生した電流値をその超伝導線材の I_C 値として定義する。

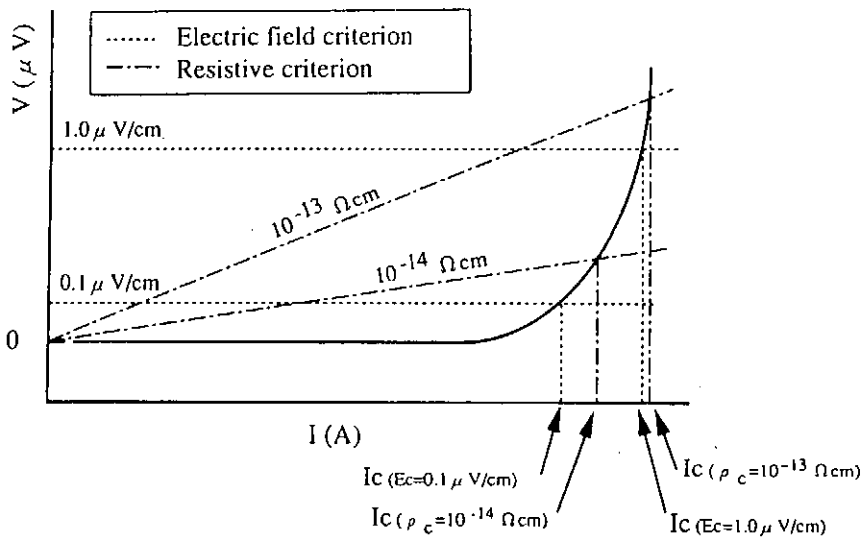


Fig. 6.1. Schematic I - V characteristic and two kinds of standard definition of critical current I_C .

また、 I - V 特性を $V \propto I^n$ と経験的、近似的に表記し、この指数 n によって I - V 特性の I_C 値近傍での電圧立ち上がりの鋭さを評価するパラメータとして使うことがある。この n 値は永久電流モードで使用する超伝導マグネットを設計する上で大変重要なパラメータである。通常、 I_C 近傍の試料電流が流れた状態における $\log V \cdot \log I$ 曲線の傾きから n 値を決定する。

磁界が加わった超伝導体中には量子化磁束が進入している。通電電流が小さい時、この量子化磁束はピン止めセンターにピン止めされており、この状態では超伝導体に電圧は発生しない。通電電流を増していくと、電流と磁界の相互作用により発生したローレンツ力がしだいに強くなる。ローレンツ力がピン止め力を上回ると、量子化磁束は動き始め、超伝導体に電圧が発生する。物理的には臨界電流 I_C は、ローレンツ力とピン止め力が等しくなった時の電流値と考えても良い。

以上のことから、臨界電流 I_c は試料温度、磁界、磁界と通電電流の角度等に依存するパラメータであることがわかる。また、超伝導線材サンプル長さ、超伝導線材と電流リードの接続（電極接続方法、接続部長さ）、超伝導線材ホルダーへの固定法、ホルダーの材質と形状、電圧タップの間隔、電極接続部と電圧タップとの距離なども臨界電流 I_c に影響を与える。磁界交流変動分、通電電流交流変動分さらには測定時の機械的振動も影響を与えるだろう。

I_c 測定対象が Nb_3Sn 線材の場合、 $Nb-Ti$ 線材に比べて種々の因子の影響が顕著となるため、さらに注意が必要となる。特別に重要になるのは、 Nb_3Sn 生成のための拡散熱処理法、熱処理後のハンドリング、試料の歪み効果に関連してホルダー材質の選択等である。これらを総合して検討し、 I_c 測定技術の標準化を目指したのが VAMAS 国際共同研究である。

1982 年ヴェルサイユ先進国サミットで合意された VAMAS (Versailles Project on Advanced Materials and Standards) において 6 番目の技術協力分野として「超伝導・極低温構造材料」が指定された。日本を議長国とする専門部会での検討の結果、まず、 Nb_3Sn 極細多芯線について国際ラウンドロビンテスト等を通じて臨界電流測定技術の標準化を行うこととなった。ラウンドロビンテストは 1986~1988 年と 1989~1991 年の 2 度にわたって行われた。この結果は IEC (International Electro-technical Commission) に推奨測定法として提案され、現在、 Nb_3Sn 極細多芯線を対象とする臨界電流測定法の国際標準案作成のための基礎資料として活用されている。以下にこの推奨測定法について述べる (1), (2)。なお、VAMAS の結果については、最近文献 (3) にも詳しく報告されている。

測定対象はブロンズ法または内部錫拡散法による Nb_3Sn 極細多芯線とし、純銅の体積率が 10 %~70 %、丸線、測定磁界 $< 0.7 B_{c2}$ 、 $I_c < 1 \text{ kA}$ 、 $n > 10$ の試料なら以下に述べる測定法で、2 % 以内の精度（標準偏差/平均値）で、12 T の磁界下の I_c が決定できるとしている。

まず、Fig. 6.2(a) に示すように、ステンレス (SUS) 管に螺旋形の V 字型の溝を彫り込み、表面を酸化処理する。これは、熱処理時の試料と SUS の反応をふせぐためである。溝の螺旋ピッチは 7° 以下とする。 Nb_3Sn 線材試料をこの螺旋溝にはめ込んで、緩まないよう端部を止め、熱処理を行う。試料長は 430 mm 以上が望まれる。

熱処理後試料は SUS 管より注意深く、塑性曲げを与えない条件下で、捻りながら外し、次いで Fig. 6.2(b) に示す測定用ホルダーに注意深く移し換え、測定ホルダーの螺旋溝にゆるみなくはめ込み、両端をリング状の銅電極に半田付けする。測定ホルダーの螺旋溝形状は SUS 管の螺旋溝形状と同じ形状とし、この移し換えで、塑性曲げ歪みが発生しないようにする。電極へのハンダ付け長さは 40 mm 以上で、1 ターン以下にする。電圧タップ間距離は 150 mm 以上、電極-電圧タップ間距離は 100 mm 以上とする。ハンダ付け距離が短いと、接続抵抗が大きくなり発熱の問題が発生する。電圧タップ間距離は電界の測定精度を確保する上で必要である。また、電極-電圧タップ間距離は電流が極細多芯線の中の超伝導フィラメントの部分に均等に分配されていくため、一定以上の距離を必要とする。試料固定のため、螺旋溝には真空用シリコングリースを塗り込む。

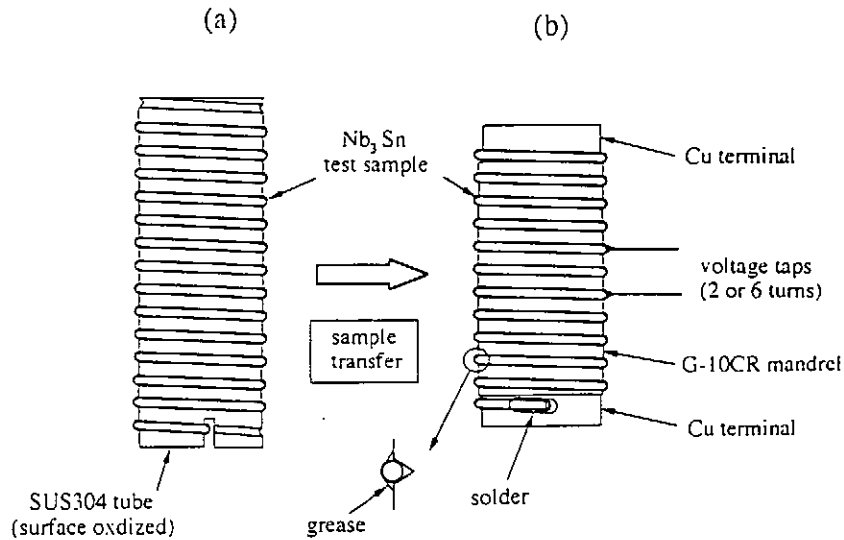


Fig.6.2. Schematic illustration of (a) reaction mandrel and (b) measurement mandrel on which the Nb_3Sn sample is mounted.

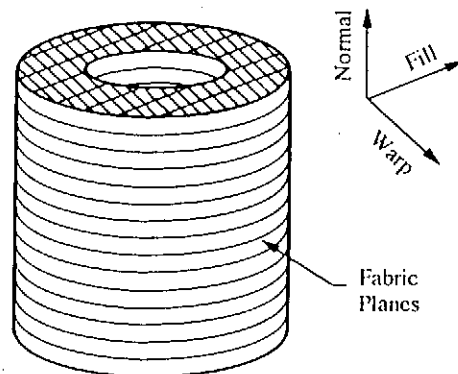


Fig.6.3. Schematic illustration of G-10 CR measurement mandrel before spiral-grooving.

The normal direction is designed as a direction perpendicular to the fabric planes, while the warp and fill directions are parallel to them. The number of threads per unit length of fabric is lower in the warp direction than in the fill direction.

サンプルホルダーの材質の選択は極めて重要である。室温から、4.2 K への冷却で、サンプルホルダーと Nb_3Sn 線材の熱収縮率の差により線材が機械的歪みを受け、超伝導特性が変化することをできる限り避ける必要がある。ガラス繊維強化エポキシ樹脂 G-10 CR は Nb_3Sn 線材と熱収縮率が近く、また、収縮率のばらつきも少ない。G-10CRにはロール状の積層構造を持つ丸棒材と平面状の積層構造を持つ板材があるが、ホルダーの肉厚で、熱収縮率に違いの出ることが少ない板材を、Fig. 6.3 に示す方向に切り出してホルダーを作成することが望ましい。

室温から 4.2 K への試料冷却時に、測定ホルダーの熱伝導率が小さいので、冷えにくく、測定ホルダーが温かいうちにグリースが固化してしまうと、その後にホルダーが熱収縮して、グリースにクラックが発生するのが問題になる。このため、5分以上の時間をかけて徐々に冷却する。測定は $4.21 \text{ K} \pm 0.021 \text{ K}$ の液体ヘリウム中で行う。これは 745~773 Torr の飽和蒸気圧下の液体ヘリウム中で測定を行うことを意味する。外部磁界と試料電流のベクトルがなす角度が $90^\circ \pm 7^\circ$ の範囲に収まるようにサンプルホルダーのセッティングを行う。外部磁界の電圧タップ間での均一度は $\pm 1\%$ 以下、雑音が $\pm 0.5\%$ 以下、磁界絶対精度誤差 1% 以下であることが望まれる。

試料通電電流はローレンツ力で超伝導線材がサンプルホルダーに押しつけられる方向に流す。通電電流の交流雑音は $\pm 2\%$ 以下であり、電流測定用シャント抵抗の誤差は 0.5% 以下であること、 I_c 測定には、ゼロ電流から、 I_c までの電流掃引時間が1分間以上になるように行う。

以上のような注意を払い、 I_c 測定すると、12 T の磁界下における I_c 測定値の変動が 2% 以下に収まると提案している。Fig. 6.4 および Fig. 6.5 に VAMAS で行った Nb_3Sn 線材に関しての日米欧の 14 研究機関による測定条件をそろえた第2回ラウンドロビントテスト結果の I_c と n 値を示した(2)。高磁界での測定結果を除けば I_c に関しては比較的良い一致が得られている。一方、 n 値に関しては 7% 程度の研究機関間の測定値の変動がある。測定に用いた試料は Ti 添加ブロンズ法による線材 ($1 \text{ mm } \phi$) で、 $4.5 \mu \text{m } \phi$ の Nb_3Sn 芯が 5047 本複合されている。なお、ホルダー等の測定条件をそろえなかった第1回ラウンドロビントテストでは、 I_c (12T)の変動は約 8% に達した(1)。

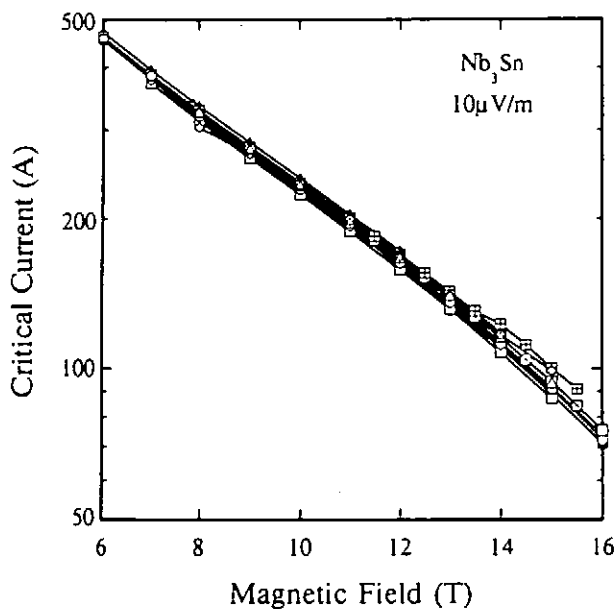


Fig.6.4. $I_c(10 \mu \text{ V/m})$ vs. magnetic field curves for the Nb_3Sn sample measured at different labs in the VAMAS 2nd intercomparison.

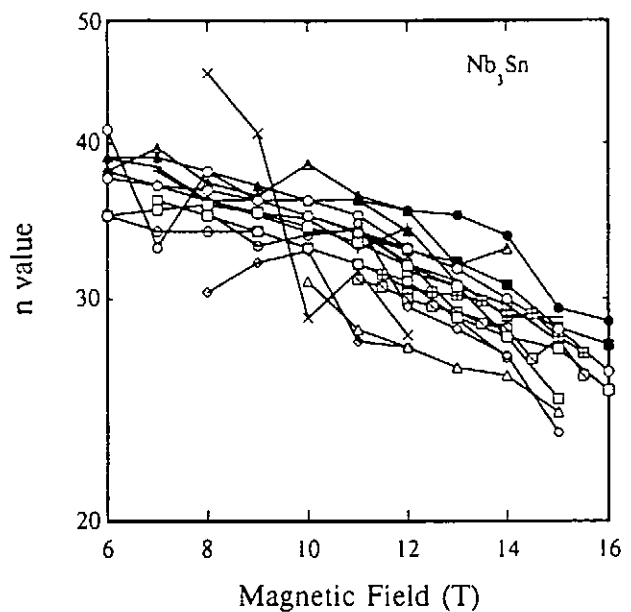


Fig.6.5. n values vs. magnetic field curves for the Nb_3Sn sample measured at different labs in the VAMAS 2nd intercomparison.

また、わが国の超電導材料・試験評価法標準化調査研究委員会（ニューマテリアルセンターへ委託）でも VAMAS と類似の実験方法で日本国内の 12 機関による Nb₃Sn 線材のラウンドロビンテストを行い、I_c 値の変動が 4~6 %であったと報告している(4)。但し、このラウンドロビンテスト結果には測定者の習熟度の影響があるようで、熟練者による測定と思われる Nb₃Sn 製造メーカーのみの測定値での変動は 1 %程度であった。

VAMAS 提案の測定法の難点として熱処理用ステンレス管から、サンプルホルダーに試料を移し換える時のハンドリングの難しさが指摘できる。若干の塑性変形を伴う曲げを線材に与えてしまうと、歪み効果により、超伝導特性が変わってしまう。この移し換え時のハンドリングには習熟度の影響が加わるだろう。

国際熱核融合実験炉工学設計活動（ITER/EDR）では Nb₃Sn線材の I_c ベンチマークテストとして、熱処理用ホルダーとサンプルホルダーに対し、同一の Ti-6wt%A1-4wt%Vを表面酸化させた管を使い、移し換えに伴うハンドリングの困難を避けることを提案している(5)。この材料は熱収縮率が Nb₃Sn線材と極めて近いので、熱収縮率の差に伴う機械的歪みが発生する問題が避けられるとしている。

一方、R. Hentges らは Ti-A1-V ホルダーと SUS ホルダーを使った場合の I_c 値の測定比較を行っており、I_c 値は前者を使った方が明瞭に大きく、特に高磁界での I_c 値増加が顕著であることを報告している(6)。これは Ti 合金の熱収縮率が小さいため、熱収縮率の差により、Nb₃Sn 線材に引張応力が加わって、Nb₃Sn フィラメントに本来加わっていた残留熱圧縮応力が緩和され、超伝導特性が向上した可能性を示唆している。同様の傾向は VAMAS 国際共同研究でアルミナ (Al₂O₃) 製ホルダーを使用した時にもみられている。

<第 6 章の参考文献>

- (1) 伊藤喜久男、和田仁、太刀川恭治、「VAMAS 第 1 回国際ラウンドロビンテスト 結果とその解析—臨界電流測定法の標準化にむけて—」、低温工学 Vol. 29 (1994) 462-469.
- (2) 伊藤喜久男、和田仁、太刀川恭治、「VAMAS 第 2 回国際ラウンドロビンテスト 結果とその解析—臨界電流測定法の標準化にむけて—」、低温工学 Vol. 29 (1994) 585-592.
- (3) "Critical Current Measurement Method for Nb₃Sn Multifilamentary Composite Superconductors", Cryogenics, vol. 35, VAMAS Supplement (1995).
- (4) 国際超伝導産業技術研究センター刊、通商産業省資源エネルギー庁委託調査 「平成 6 年度超伝導電力貯蔵システム要素技術開発調査に関する報告書—第 5 分冊—金属系超伝導材料の試験・評価方法に関する調査研究」(1995) 10-11.
- (5) P. Bruzzone, M. Spadoni, M. Nishi, A. Shikov, J. Minervini, and M. Takayasu, "Bench Mark Testing of Nb₃Sn Strand for the ITER Model Coil" to be published in Advances in Cryogenic Engineering (Materials) Vol. 42 (1996).
- (6) R. Hentges, K. R. Marken Jr., Y. Zhang, J. Lichtenwalner, and S. Hong, "Recent Progress in Nb₃Sn Development at Oxford Superconducting Technology", IEEE Trans. on Appl. Supercond., Vol. 5 (1995) 303-306.

Nb₃Sn超伝導線材の製造者と諸特性の例 (J_c: non-Cu J_c)

製法	製造者	直 流		用 用	ITER CS素線)		交 流		用
		J _c at 12T	J _c at high field		J _c at 12T	Qh at ±3T	λ J _c at 0.5T	Qh at ±0.5T	
ブロンズ法	VAC (独)				100mJ/cc				
	Bochvar (露)				160mJ/cc				
	日立電線	950A/mm ²	300A/mm ² at 17T	650A/mm ²	140mJ/cc	630A/mm ²	360J/m ³	3.6	
	古河電工			650A/mm ²	100mJ/cc	2200A/mm ²	1200J/m ³	3.9	
MJR法	神戸製鋼所		51A/mm ² at 21T						
	TWCA (米)	1680A/mm ²		680A/mm ²	580mJ/cc**				
	三菱電機	960A/mm ²	480A/mm ² at 15T	610A/mm ²	120mJ/cc				
内部スズ法	IGC (米)	1120A/mm ²	160A/mm ² at 18T	740A/mm ²	440mJ/cc**				
	EM-LMI (伊)			850A/mm ²	880mJ/cc**				
	住友電工								
Nb-チューブ法	昭和電線電纜	1700A/mm ²	950A/mm ² at 15T						3.8
	粉末法		1000A/mm ² at 13T						5.4
In-situ法	神戸製鋼								
	フジクラ		50A/mm ² at 17T			10000A/mm ²	25000J/m ³	18	
浸透法			100A/mm ² at 19T					25.5	
表面拡散法	IGC (米)		1000A/mm ² at 15T*						
連続成膜法			600A/mm ² at 15T						
		*Nb ₃ Sn層当たりのJ _c		ITER 素線の仕様値				*** (10 ⁵ W/A _{rms} · m)	
				HP II			<200mJ/cc		
				**HP I			<600mJ/cc		

日本

- 岩手大学工学部 (評価)
- 秋田大学鉱山学部 (材料・評価)
- 東北大学金属材料研究所 (材料・評価・マグネット)
- 東海大学工学部 (材料・評価)
- 日本大学理工学部 (材料・評価)
- 京都大学工学部 (材料・評価)
- 大阪大学産業科学研究所 (評価)
- 九州大学工学部 (評価・マグネット)
- 核融合科学研究所 (評価)
- 金属材料技術研究所 (材料・評価・マグネット)
- 電子技術総合研究所 (材料・評価)
- 日本原子力研究所 (評価・マグネット)
- (財) 電力中央研究所 (評価)
- (株) 日立製作所 (評価・マグネット)
- (株) 東芝 (評価・マグネット)
- 三菱電機 (株) (材料・評価・マグネット)
- 古河電工 (株) (材料・評価・マグネット)
- 日立電線 (株) (材料・評価)
- 昭和電線電纜 (株) (材料・評価)
- (株) フジクラ (材料・評価)
- 住友電工 (株) (材料・評価)
- (株) 神戸製鋼所 (材料・評価・マグネット)
- 住友重機 (株) (マグネット)

米国・カナダ

- Massachusetts Inst. Technology (材料・評価・マグネット)
- Univ. Wisconsin-Madison (材料・評価)
- Lawrence Berkeley Lab. (材料・評価・マグネット)
- Brookhaven National Lab. (材料・評価)
- Lawrence Livermore National Lab. (評価・マグネット)
- National High Magnetic Field Lab. (評価・マグネット)
- National Inst. Standards and Technology (評価)

Intermagnetics General Corp. (材料・評価・マグネット)
Teledyne Wah Chang-Albany (材料・評価)
Oxford Supercond. Technology (材料・評価)
Supercon. Inc. (材料・評価)
Westinghouse STC (マグネット)
VPTI Hydro-Quebec (評価)

欧州

Univ. Cambridge (材料・評価)
Rutherford Appleton Laboratory (評価)
Clarendon Laboratory (評価)
Oxford Instruments Ltd. (マグネット)
Univ. Twente (評価)
Superconductors Lips.ECN (材料・評価)
Kernforschungszentrum Karlsruhe (評価・マグネット)
Vacuumschmelze GmbH (材料・評価)
Siemens AG (評価・マグネット)
Atominst. Ost. Univ. (評価)
Univ. Geneve (材料・評価)
Service National Champs Intenses. CNRS (評価)
ENEA-Frascati (材料・評価)
Europa Metalli-LMI (材料・評価)
Ansaldo (マグネット)
A. A. Bochvar Res. Inst. Inorganic Materials (材料・評価)
I. V. kurchatov Inst. Atomic Energy (マグネット)
Baikov Inst. Metallurgy (材料)

中国

Shanghai Inst. Metallurgy (材料・評価)
Baoji Inst. Non-Ferrous Metal Res. (材料・評価)
Inst. Electrical Engineering (マグネット)
Inst. Plasma physics (マグネット)

索 引

AMI		11
Bochvar	A.A.Bochvar Institute of Inorganic Materials	7
CS用導体	conductors for center solenoid of ITER	37,54
DPC-EX		17,45
DPC-TJ		20,53
ECN法	Energy Centrum Nederland process	25
EUROPE METALLI-LMI		13
HM-1		7
IEC	International Electro technical Commission	68
IGC	Intermagnetics General Corp.	13,15
Internal-tin MJR法		9
ITER	International Thermonuclear Experimental Reactor	4,37,54
LCT-WHコイル	Large Coil Test-Westinghouse coil	45
LCT計画	Large Coil Test	45
MA処理	Mechanical alloying	27
MFTF-B		7
MIT		11,20,50
MJR法(改良型JR法)	Modified Jelly Roll Method	9,50
Nbチューブ法		18,41
Netherland Energy Research Foundation		25
n値		67
OST	Oxford Superconducting Technology	7
SAGBO	Stress-Accelerated Grain Boundary	52
	Oxygen-assisted cracking	
SLM	Superconductors Lips ECN	25
T-15		7
TF用導体	conductors for Toroidal field	55
TRIAM		7
TTS法		15,16
TWCA		9,11
US-DPC		50
VAC	Vacuumschmelze GmbH	7
VAMAS	Versailles Project on Advanced Materials	68
	and Standards	
イン・サイチュー法	In-situ process	28,41
渦電流損失		34
液体浸漬法	Infiltration process	30

応力・歪		57
完全安定化Nb ₃ Sn超伝導導体		20
金属材料技術研究所		7
結合損失		34
ケーブル・イン・コンジット導体	CIC conductor	45
元素添加		4,60
(株)神戸製鋼所		7,42
交流損失		34
強制冷却型Nb ₃ Sn超伝導導体		20
実証ポロイダル計画	DPC(Demo Poloidal Coil)	47
照射効果		63
昭和電線電纜(株)		18,19,41
スパッタ		33
住友電工(株)		40
超電導・試験評価法標準化調査研究委員会		71
超電導発電関連機器・材料技術研究組合	Super-GM	6,34
電子技術総合研究所		33
(株)東芝		18,53
東北大学金属材料研究所		7
内部スズ法	internal Sn process	13,40
日本原子力研究所		11,19,20,45,50,53
ヒステリシス損失		34
歪スケーリング則		61
日立電線(株)		7,39
表面拡散法	Diffusion process	32
(株)フジクラ		7
プリホームドアーマ方式		20,54
古河電気工業(株)		7,37
ブロンズ法	Bronze process	2,35
粉末法	Powder process	21,42
補強線材		63
マルテンサイト変態		59
三菱電機(株)		13,14
密巻高磁界マグネット		19
臨界電流測定法		67
連続成膜法	Continuous deposition process	33
ローレンスリバモア国立研究所	LLNL	7

調査研究体制

核融合用先進超伝導導体研究調査は、次の共同研究者により行われた。

(五十音順・敬称略)

- 市原 政光 (昭和電線電纜(株) 超電導研究部)
井上 廉 (金属材料技術研究所 強磁場ステーション)
鎌田 颯尚 (日立電線(株) 超電導技術推進本部)
久保 芳生 (三菱電機(株) 先端技術総合研究所)
小泉 徳潔 (日本原子力研究所 核融合工学部 超電導磁石研究室)
嶋田 雅生 ((株)神戸製鋼所 電子技術研究所 超電導研究室)
太刀川 恭治 (東海大学 工学部, 核融合科学研究所 (客員教授))
田中 靖三 (古河電気工業(株) メタル総合研究所 超電導応用研究部)
平野 直樹 (総合研究大学院大学 数物科学研究科 核融合科学専攻)
山本 純也 (核融合科学研究所 装置技術研究系)
渡辺 和雄 (東北大学 金属材料研究所)

NIFS-MEMO シリーズ出版リスト
(Recent Issues of NIFS-MEMO Series)

- NIFS-MEMO-1 都築哲哉、東井和夫、松浦清剛、「パソコンによる JIPP T-IIU プラズマの平衡位置フィードバック制御」1991年4月
T.Tsuzuki, K.Toi and K.Matsuura, "Feedback Control of Plasma Equilibrium with Control System Aided by Personal Computer on the JIPP T-II Tokamak"; Apr.1991 (In Japanese)
- NIFS-MEMO-2 久保田雄輔、大林治夫、宮原 昭、大野和子、中村光一、堀井憲爾、「環境磁界の研究 (I) 三次元積分磁束計の開発」1991年7月
Y.Kubota, H.Obayashi, A.Miyahara, K.Ohno, K.Nakamura and K.Horii, "Development of Three-Dimensional Compact Magnetic Dosimeter for Environmental Magnetic Field Monitoring", July,1991 (In Japanese)
- NIFS-MEMO-3 「核融合科学研究所技術研究会; 1991年3月19、20日 土岐文化プラザ」1991年8月
"Proceedings of Symposium on Technology in Laboratories; Mar. 19, 20, 1991" Aug. 1991 (In Japanese)
- NIFS-MEMO-4 「プラズマ中におけるカオス現象」1991年8月
"Chaotic Phenomena in Plasmas ", Aug. 1991 (In Japanese)
- NIFS-MEMO-5 山崎耕造、「ファジー論理のトロイダルプラズマ制御への応用」1992年2月 "Fuzzy Logic Application to Trooidal Plasma Control ", Feb. 1992 (In Japanese)
- NIFS-MEMO-6 平成3年度 核融合科学研究所 支援調査共同研究報告書 「大出力マイクロ波源の開発に関する調査研究」1992年4月
"Development of High Power Microwave Source ", Apr. 1992 (In Japanese)
- NIFS-MEMO-7 平成3年度 核融合科学研究所 共同研究(調査支援研究)研究成果報告書
「プラズマにおけるカオス現象」1992年11月
"Chaotic Phenomena in Plasma, II", Nov. 1992 (In Japanese)
- NIFS-MEMO-8 NIFSシンポジウム報告書「核融合炉材料照射用強力中性子源の設計と大学の役割」1993年1月
"Design of Intense Neutron Source for Fusion Material Study and the Role of Universities", Jan. 1993 (In Japanese)
- NIFS-MEMO-9 平成2、3、4年度 核融合科学研究所共同研究研究会研究成果報告書
「開放磁場における電位と輸送機構」1993年4月
(Ed.) K. Yatsu and T. Hatori "Potential Formation and Transport in Open Field Line Systems", Apr. 1993 (In Japanese)
- NIFS-MEMO-10 伊藤公孝、「人口太陽は燃えるか -核融合研究最前線-原子力オープン・スクール講演」1993年5月
K. Itoh, Reports of NIFS Collaboration Workshop from 1990 to 1992 at National Institute for Fusion Science.
"At the Front of Fusion Research -Introductory Lecture Open to Public-",

May 1993 (In Japanese)

NIFS-MEMO-11 (Ed.) T. Kato

"Atomic Physics and Radiation in Divertor and/or Disruption Plasmas",
Aug. 1993 (In English)

NIFS-MEMO-12 平成4年度 核融合科学研究所 共同研究(調査支援研究) 研究成果報告書
「プラズマのカオス現象(まとめ)」1993年10月

"Chaotic Phenomena in Plasma, III", Oct. 1993
(In Japanese)

NIFS-MEMO-13 久保田雄輔、野田信明、相良明男、井上徳之、赤石憲也、本島修、

「プラズマ対向材料の開発・研究用高熱負荷試験装置ACT」1994年3月
"Electron Beam Irradiation Test Facility for Research and Development of Plasma
Facing Components", Mar. 1994
(In Japanese)

NIFS-MEMO-14 「平成5年度核融合科学研究所技術研究会

日時: 1994年3月23日-24日

場所: セラトピア土岐、土岐商工会議所」1994年7月

"Proceedings of Symposium on Technology in Laboratories
by Department of Engineering and Technical Services", July 1994
(In Japanese)

NIFS-MEMO-15 S.-I. Itoh, K. Itoh, G. Soltwisch, K. H. Finken,

"Study on Sawtooth and Transport

-- A Report of Japan-TEXTOR Collaboration --", Jan. 1995

(In English)

NIFS-MEMO-16 久保田 雄輔、野田信明、相良明男、井上徳之、赤石憲也、山本純也、本島修

「LHD用ダイバータ板の開発・研究各種カーボン・銅接合材の熱負荷試験」

Y. Kubota, N. Noda, A. Sagara, N. Inoue, K. Akaishi, J. Yamamoto, O. Motojima,

"Research and Development of Divertor Plates for LHD (High Heat Flux Tests of Various
Kinds of Materials)", Apr. 1995

NIFS-MEMO-17 江尻 晶,

「LHDにおける窓の熱設計」

A. Ejiri,

"Calculation of the Heat Transfer in the Windows of the Large Helical Device"

Nov. 1995

NIFS-MEMO-18 田辺哲朗、森田健治 編集

核融合科学研究所共同研究

「プラズマと壁との相互作用に関する研究会」

核融合科学研究所、平成7年9月12日-9月13日

(Eds.) T. Tanabe and K. Morita

"Proceedings of the Symposium on Plasma-Materials Interaction"

NIFS, Sep. 12-13, 1995,

Dec. 1995

NIFS-MEMO-19 K. Itoh (ed.),

Study on Sawtooth and Transport in Part of Japan-TEXTOR Collaboration 1995; Feb.
1996

NIFS-MEMO-20 編集責任、核融合科学研究所、太刀川恭治、山本純也、
「核融合科学研究所共同研究、核融合炉用先進超伝導導体、研究調査報告書 1
Nb₃Sn系超伝導導体」

Editors: K. Tachikawa and J. Yamamoto,
"Studies on Advanced Superconductors for Fusion Device"
Part 1 - Present Status of Nb₃Sn Conductors", Mar. 1996-