



4. 超伝導材料と導体

竹内孝夫, 木須隆暢, 小泉徳潔

物質・材料研究機構, 九州大学, 日本原子力研究開発機構

(原稿受付: 2006年9月13日)

核融合炉用大型超伝導マグネットシステムでは, 高磁場中で高い電流密度を有する超伝導材料が必要である。また, ヒステリシス損失を低減し変動磁場による導体の発熱を抑えることが重要であり, さらに, 巨大な電磁力による素線の超伝導特性の劣化を防止することなどが求められる。本章では, 実用超伝導材料である Nb₃Sn 素線を紹介するとともに, 次世代の材料として有望視されている Nb₃Al, 高温超伝導材料について述べる。さらに, 大型超伝導導体の構造と特性について ITER 用導体を例にあげて解説する。

Keywords:

superconducting material, Nb₃Sn, Nb₃Al, YBCO, CICC, fusion application

4.1 はじめに

核融合炉では広い高磁場空間を創出するため, 数十 kA クラスの大電流容量導体を大量に用いて大型の超伝導マグネットが製作される。そのため, 素線には臨界電流密度 (J_c) が高いだけでなく, 低コストで, 単長が 1 km を超える長尺性や量産性が求められる。超伝導導体は, 素線を 1,000 本程度多重撚りしたケーブルをコンジットと呼ばれる金属管に挿入し, 製作される。コンジット内部には 30 数パーセントの空隙があり, この空間に冷媒である加圧したヘリウムを流し, 冷却する。このような形式の導体をケーブルインコンジット導体 (CICC) とよぶ。

プラズマに不安定性が生じて, 超伝導マグネットは安定した磁場を維持する必要がある。プラズマを生成し, また, プラズマの位置を制御するために, マグネットの電流は正確に制御されなければならない。マグネットの交換は構造的には可能であるが, 現実的には核融合炉の一生を通じて故障することなく運転され続けることが望まれる。

ITER においても, DEMO や商業炉においても, 強い磁場を作り出すために超伝導導体は大きな電磁力に耐えなければならない。素線自体にも大きな電磁力が作用する。超伝導の基本的な特性は, 臨界温度, 臨界電流, 臨界磁場であるが, 核融合炉用の大型超伝導導体では, それら 3 つの特性に加え, ひずみ効果が第 4 番目に重要な特性である。また, 核発熱による熱負荷の増大があり, この発熱も核融合炉用大型超伝導マグネットシステムの一つの特徴である。

ここでは, 核融合炉用大型マグネットの超伝導素線と導体について, 現状を解説するとともに, 電磁力によるひずみ効果については特にその機構を考察し, 将来の核融合炉の実現に向けた幾つかの課題について概観する。

4.2 金属系超伝導材料

工業用超伝導線材として線材製造技術がほぼ確立している Nb-Ti 合金は, ITER においてもポロイダルコイルに使用される。臨界磁場が低いため ITER 中心ソレノイドコイル (CS) やトロイダル磁場 (TF) コイルなどの 10 T 以上の磁場環境下では使用できない。10 T 以上の高磁場発生に使用されるのは Nb₃Sn 線材である。Nb₃Sn は A15 型結晶構造を持ち, 後述する同じ結晶構造の Nb₃Al は Nb₃Sn に比べひずみによる臨界電流の劣化が少なく, 今後有望な超伝導材料である。磁気的な擾乱に対する安定性を増すために, Nb₃Sn のフィラメント径を数 μm から数十 μm とし, 外径 1 mm 程度の 1 本の素線の中に, 数千本から数万本のフィラメントがツイストされた状態で配置されている。

ITER モデルコイル用に開発された 2 種類の Nb₃Sn 極細多芯線の横断面写真を図 1 に示す [1]。極細多芯線は, シングルビレットから伸線加工で成型された六角棒を多数本に切断後スタックして Cu 管に挿入し (マルチビレットとよぶ), これを再び伸線加工して製造される。線材製法の特徴となる六角棒断面構造の概念図を同図中に示す。ブロンズ法では Cu-Sn 合金 (ブロンズ) と Nb フィラメントの拡散反応でその界面に Nb₃Sn 層を生成する。低交流損失が特徴であるが, ブロンズ自身が加工硬化するため伸線工程で複数回の中間焼鈍を必要とする。一方, 内部 Sn 拡散法は Cu マトリックス中に Nb フィラメントを多数分散させてその中央に Sn を配置するもので, ブロンズ法と比較して Sn を多く含み J_c が高くなる。中間焼鈍を省略できるが, ブロンズに変換する低温での前熱処理が必要になる。Nb₃Sn の高磁場特性を改善するために両製法とも Ti または Ta が第三元素として添加されている。これらの元素は, 臨界磁場を増大させる。フィラメント周辺の Cu は安定化材とよばれ, 擾乱によって導体の一部に常伝導領域が発生した

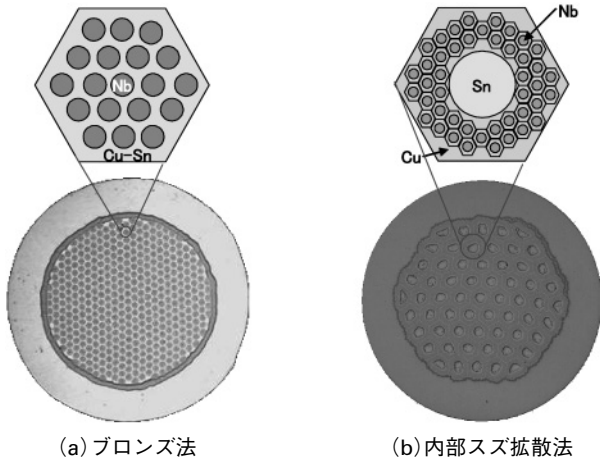


図1 金属系超伝導線材(Nb₃Sn)の横断面組織. ITERモデルコイルの(a)ブロンズ法, (b)内部Sn拡散法 Nb₃Sn線材.

際, 一時的に電流をCuにバイパスする. Cu中でのジュール発熱はCuの熱伝導によって素線周辺の超臨界圧ヘリウムに伝わり, 取り除かれる.

Nb₃Sn線材を含む金属系超伝導材料の典型的な臨界電流密度の磁場依存性を図2に示す. Cuマトリックスの量を極端に減らした改良型内部Sn拡散(RRP)法[2]では, 15 Tで1,500 A/mm²まで non-Cu J_c (安定化材の断面積を計算に含まない臨界電流密度)が向上する. しかし, Cu量を減らすとフィラメントが一体化して低磁場不安定性が生じ, また, ヒステリシス損失が増大する. マルチビレットへの押し出し条件の最適化も量産性確立のための課題である. Nb₃Sn線材のもう一つの有力な製法として, Cuを内張したNb管にNbSn₂粉を充填するパウダーインチューブ(PIT)法があり, 加速器用線材の開発が進められている. J_cとヒステリシス損失の両方がブロンズ法と内部Sn拡散法の間であり, 超伝導特性のバランスが良い. 長尺化や量産化に関する課題が解決すれば核融合用超伝導線材の有力な製造法として期待される.

核融合炉ではマグネットが大型化するので超伝導線材に加わる電磁力も大きくなり, 優れた耐ひずみ特性が超伝導線材に求められる.

Nb₃Sn線材とNb₃Al線材の4.2 K, 12 TにおけるJ_cのひずみ依存性を比較して図3に示す. 引張であれ圧縮であれ, ひずみが加わると臨界電流は低下する. Nb₃Alは, 耐ひずみ特性が格段に優れており, ITER後のさらに大きな電磁力が加わる次世代炉のための超伝導材料として開発が進められている. Nb₃Sn線材で用いられるCuを介在した拡散反応は, 非超伝導・三元化合物を生成するためNb₃Al線材の製造には適用できない. したがって, Nb₃Al線材では, Nb箔とAl箔をジェリーロール状に巻いたNb/Al複合体を作製し, 約750°CでNbとAlを直接A15型化合物に拡散反応させる方法[3]が考案された. この製造法によってCSモデルコイルのインサートコイル用導体が試作され, 13 Tで46 kAの通電に成功している. (4.4節参照). その後, 高磁場でのJ_c特性(図2)を飛躍的に改善する急熱急冷変態法(Nb/Al複合体を1,950°C以上に加熱したのち急冷

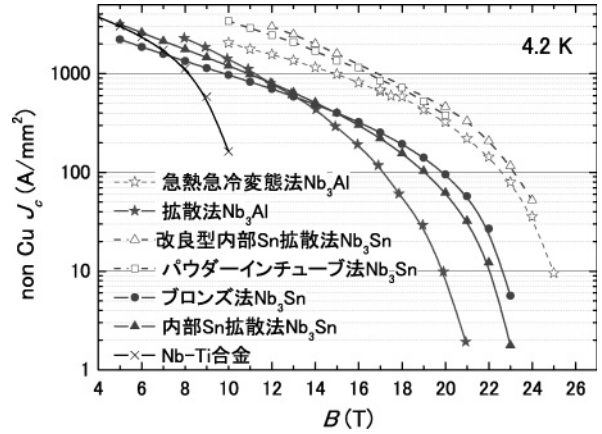


図2 代表的な金属系超伝導極細多芯線材の臨界電流密度特性. ブロンズ法と内部Sn拡散法はITERモデルコイル用Nb₃Sn線材の値である.

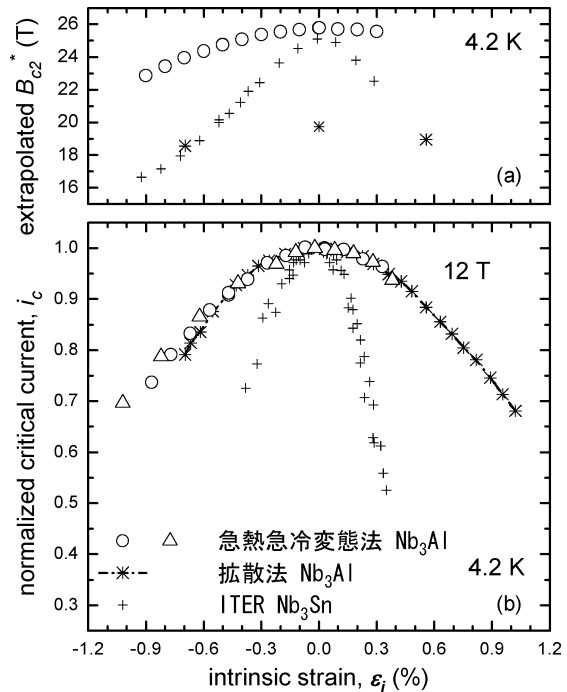


図3 Nb₃SnとNb₃Alの耐ひずみ特性の比較.

処理して一旦過飽和固溶体を生成し, その後A15型化合物に変態反応させる方法[4]が開発された. この方法では, Nb₃Alの特徴である耐ひずみ特性を失うことなく, 化学量論性の改善に成功している. 急冷後に実施するCu安定化材の複合化工程の最適化が課題である.

4.3 高温超伝導材料

酸化物高温超伝導材料は, 従来の金属系超伝導材料に比べ飛躍的に高い臨界温度(T_c)を示し, 低温域においては, 従来材料を凌駕する高磁界特性を有している. 核融合炉への応用を展望すると, 4.2 Kより高い温度で超伝導マグネットを運転することができ, 冷凍系の電力の低減が期待できる. また, 高磁場中で臨界電流の低下が少ないことは, 15 Tを超えるであろう将来の大型超伝導マグネットの超伝導材料として優れたポテンシャルを有する超伝導材料であ

る。 T_C が高いために、安定性に優れた超伝導マグネットが製作できる期待がある。

現在まで、主としてBi系とRE123系(REは希土類元素)について線材開発が行われてきている。Bi系高温超伝導体は、 T_C が85 Kの低温相と、110 Kの高温相があり、それぞれ $\text{Bi}_2\text{Sr}_2\text{CaCu}_2\text{O}_8$ (Bi2212), $\text{Bi}_2\text{Sr}_2\text{Ca}_2\text{Cu}_3\text{O}_{10}$ (Bi2223) と表される。RE123系の代表的材料である $\text{Y}_1\text{Ba}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-\delta}$ (Y123) は、作製条件にも依存するが、代表値として93 Kの T_C を有する。各種高温超伝導線材の臨界電流密度 J_C の磁場依存性を代表的な金属系線材の特性とともに図4に示す[5-10]。金属系については、非銅部あたりの J_C を示している。

セラミックスである酸化物高温超伝導体は、テープ状金属基材もしくは金属パイプと複合化することによって変形を容易にさせ、線材に加工される。一連の高温超伝導体は異方性が著しく、電流輸送特性は結晶の方位によって大きく変化する。高い J_C を実現するためには、電流方向にab面が揃ったc軸配向組織とするとともに、良好な粒間結合を有する組織を形成する必要がある。Bi系超伝導体は、圧延加工により結晶粒の方位の制御が可能であり、PIT法によって線材が製作される。シース材には、酸素雰囲気中での高温の熱処理に耐え、酸素の透過性に優れた銀が使用される。ただし、純銀シースは機械的強度が不足することから、少量の第二元素を添加した合金化によって機械的強度を付与する。一軸引張応力に対し、初期 J_C の95%を維持する素線の臨界応力は、室温で200 MPa程度、77 Kで300 MPa程度である。また、核融合応用においては、シースに用いる銀の放射化は留意すべきである。

Bi2212は比較的容易に単相の良好な結晶組織が得られるため、低温域において優れた J_C 特性を有する。また、丸線の加工が可能であり、金属系超伝導体で培われた導体化技術を適用した大容量導体が開発されている。より高い温度域においては、高 T_C を有するBi2223の特性が優れる。Bi2223線材は、既にkm級長尺線材の商用生産が開始されており、マグネットや電力ケーブルなど、各種応用機器の実証試験が相次いでいる。ただし、Bi系線材は特に高温域において磁場による J_C 特性の低下が大きく、実用温度域とし

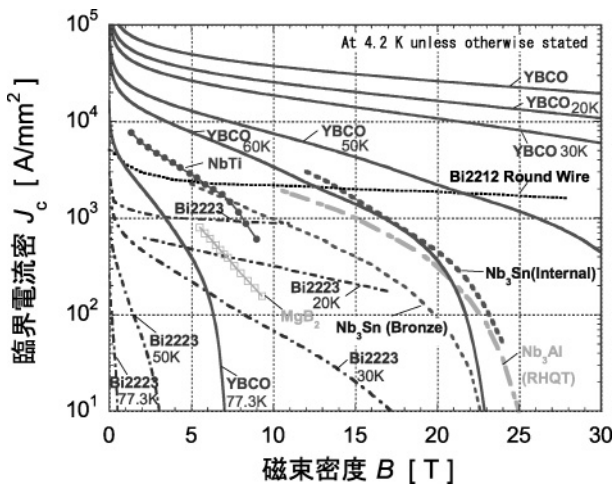


図4 各種超伝導線材の臨界電流特性。温度を表示していないものは4.2 Kの特性を示す。

て20 K前後の比較的低温域に限られることが多い。そこで、広い温度域、高磁場で優れた J_C を有する線材として、Y123に代表されるRE系高温超伝導線材の開発が精力的に行われている。

RE123線材の基本的構造を図5に示す。面内配向を与える層、拡散防止層、超伝導層、安定化層など、それぞれの機能を持った層を積層した構造を有する。複数の層が表面を覆っていくことから Coated Conductor とも呼称される。面内配向性を付与する手法としては、金属基材そのものを配向させる RABiTS法 (Rolling Assisted Biaxially Textured Substrates), 中間層成膜の際に基板面に特定の角度からイオンビームを照射することにより選択的成長を促す IBAD法 (Ion Beam Assisted Deposition) などがある。各層の典型的な厚さは、金属基材: 50~100 μm , 中間層: 0.5~数 μm , 超伝導層: 数 μm , 安定化層: 数~数10 μm である。現在、様々なプロセスの組み合わせにより、RE123線材の開発は急速に展開している。現状で200~300 m級の長尺線材作製技術が確立されており、数年の内にkm級線材の作製が可能になると考えられている。長尺線材の臨界電流値としては、200~300 A/cm-w (A/cm-wはテープ幅1 cmあたりの臨界電流値を示す) が得られている[11]。超伝導層の膜厚を増大することによって、通電可能な臨界電流値も増大し、短尺線材では、1,400 A/cm-w という優れた値が報告されている[12]。

長尺化と平行して、現在、材料開発のフェーズは、ナノ組織制御によりピン止め点を人為的に導入する段階に進みつつある。RE123はBi系超伝導体に比べ異方性が小さく、より3次的であるためピン止め力が有効に作用する。ランダムに配した点状ピンにおいては、コヒーレンス長の角度依存性に起因して、 J_C も比較的大きな異方性を有する。しかしながら、ナノロッドや高密度積層欠陥など結晶のある方位に相関を持った欠陥を導入することで有効なピンとして作用し、磁場中の J_C 値を向上するとともに、印加磁場の方向性によらない等方的特性を得ることが可能となる。現在得られている J_C 値は既に対破壊電流の20%程度に達しており、巨視的ピン力密度のピーク値は77 Kにおいて20 GN/m³ という値が示されている[13]。これは、NbTiの4.2 Kにおける15 GN/m³ を凌ぐレベルである。

機械的な一軸引張・圧縮応力に対して、RE123線材の J_C は可逆的に変化する。図6に示すように、引張ひずみに対し、 J_C の恒久的な劣化が生ずる臨界ひずみは0.4~0.6%

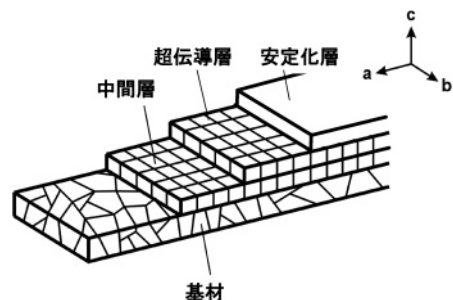


図5 RE123線材の基本構造。

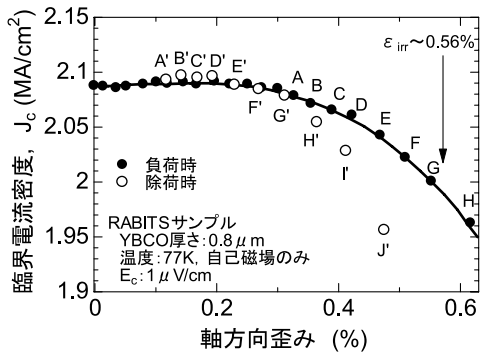


図6 Y123線材の一軸引張り応力による J_c 変化[14].

程度である[14]。中間層配向型の線材では基材の強度が高く、臨界応力として 600 MPa 以上の値を持つことが報告されている。基材配向型の線材では、基板材料そのものの強度は 120~150 MPa 程度であるが、クラッド化などにより 1,000 MPa 以上の値も得られている。圧縮ひずみに対しては、ひずみ量 1% において J_c の可逆的变化は 40% 程度に達し、なお、きれつ等の劣化は生じないことが報告されている[15]。現在、磁場下における応力特性、エッジワイズ特性、曲げひずみ特性、さらに膜面垂直方向の引張・圧縮応力による剥離、劣化等の調査が進められている。

電磁気的特性に関しては、交流損失の低減も重要な課題である。RE123線材は超伝導層の膜厚は数 μm と Bi 系超伝導線材のフィラメント厚さに比べ非常に薄く、テープ面に平行に印加される交流磁場に起因する損失は無視できる程度に小さい。一方、膜面に垂直方向に対しては、後加工によって対称性に優れたフィラメント化が可能であり、素線の交流損失を低減する検討が開始されている。さらに、大容量导体化においては、テープの素線形状を考慮した構成が重要となる。例えば、テープの幅広面を合わせて集合した並列导体を構成し、所々で転位を施した、転位並列导体が示されている[16]。転位により、各素線のインダクタンスを調整し、電流を均一化することによって、导体化に伴う付加的交流損失を抑えられることが可能である。また、テープ素線の一部をカットして転位集合化する ROEBEL 导体なども報告されている[17]。

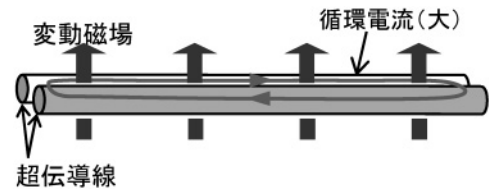
すでに小型のマグネットの試作が行われており、Bi2212線材を用いた中心磁場 25 T の小型コイルの製作に成功している[18]。線材開発の進展もさることながら、コイル化技術の進展も大いに期待される。

4.4 大型超伝導导体の現状と将来

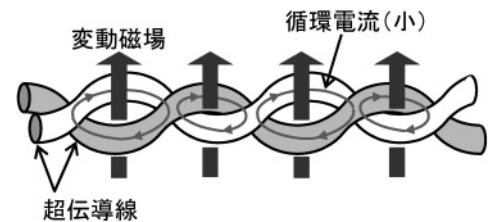
超伝導線は、前述したように、内部に安定化銅を設けて常伝導転移時のバイパス回路を確保すると同時に、ジュール発熱の熱伝導を良くしている。核融合炉で使用されるような大型导体では、さらに高い冷却性能を得るために、多数の細い超伝導素線で导体を構成し、超伝導素線が冷媒と接触する総表面積を大きくしている。この場合、最も簡単な导体構造は多数の超伝導線を単に束ねた構造であるが、単に束ねただけでは、変動磁場を受けた際に大きな交流損失が発生する[19]。

超伝導線の対が作るループの面積は、导体の長さと同超伝導線間の距離の積になる。核融合炉用超伝導导体の長さは数百メートルにも及ぶため、超伝導線間の距離が短くてもループの面積は大きくなる。図7(a)に示すように、このループが磁場変動にさらされると、大きな磁束変動が起こり、これを相殺するように循環電流が誘起される。超伝導导体ではこの循環電流は減衰することなく長時間にわたって流れ続ける。そして、一部の超伝導線に、通電電流よりも大きな電流が流れて、不安定現象が発生することがある[20, 21]。そこで、超伝導線を単に束ねるだけでなく、図7(b)に示すように、撚ることによってループを貫く磁束の総和を小さくし、大きな循環電流の発生を抑制する。さらに、导体内の任意の超伝導線対が作るループを貫く磁束の総和をゼロとすることを目的として、図7(c)に示すように、一度撚り合わせた撚線をさらに撚り合わせるという多重撚線構造が採用されている。以下、ITER モデルコイル計画で開発されてきた导体を例に、核融合炉用大型超伝導导体の構造を解説する。

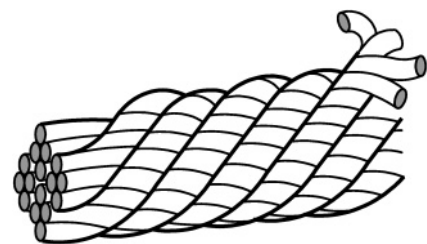
ITER-CS モデルコイルの导体の模式図、断面写真を図8に示す。直径 0.8 mm の超伝導線を約 1,000 本束ねた撚線が電磁力支持用のコンジット内に挿入されており、コンジットの内部に 4.5 K の超臨界圧ヘリウムを流して冷却された。冷媒流路が素線部だけになると圧力損失が大きくなるため、导体断面中心に圧力損失低減のための流路が設けられた。また、コイル巻線を行う際に、コンジット外周に絶縁材を巻き、隣接する导体、アースに対して、電気的絶縁がとられる。ITER-CS モデルコイル試験では、優れた超伝導



(a) 超伝導線を束ねた場合



(b) 超伝導線を撚った場合



(c) 多段階の撚線 (模式図)

図7 変動磁場による循環電流と超伝導导体の撚線構造。

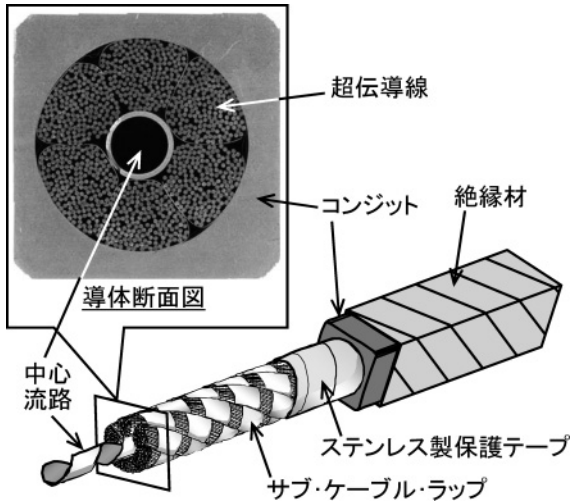


図8 核融合炉用超伝導体(ITER-CSモデルコイル導体)の模式図と断面写真。

性能(定格磁場 13 T, 定格電流 46 kA)とともに、電気絶縁性能等の技術も実証された[22]。

ITERモデルコイル計画では、CSモデルコイル、トロイダル磁場(TF)モデルコイル[23]の開発と併せて、導体性能をより詳細に評価し運転限界を明らかにするために、CS導体およびTF導体を巻線した単層のソレノイドコイル(CSインサートコイル、TFインサートコイル)を製作し、CSモデルコイルが作る磁場中で試験を行った。その結果、定格の13 Tの高磁場下で46 kAという大電流を通電した場合に、従来の知見では予見されなかった超伝導性能の低下が観測され、期待された設計裕度が確保されてないこと、また、導体に加わる電磁力が大きくなる程、臨界電流の劣化が大きくなることなどが明らかになった[24]。図9は、CSインサートコイル(CSI)とTFインサートコイル(TFI)の分流通開始温度(所定の磁場、電流値で超伝導状態を維持できる限界の温度)の劣化度を電磁力(通電電流と磁場の積)の関数として示している。他方、Nb₃Al線を用いた同規模の導体を用いて製作したNb₃Alインサートコイル(ALI)[25]では、同図中に示すように、電磁力の増加に伴う分流通開始温度の低下は観測されなかった[26]。

N. Mitchellは、図10に示すように、各素線に電磁力が加わると燃線内の空隙(上述の導体では空隙率約36%)のために隣接する素線との接触点を支点として素線が長手方向に連続的な変形を受け、その結果、臨界電流が劣化するという機構を提案した[24]。ただし、Nb₃Al導体で劣化が観測されなかったことについては十分な説明はされていない。そこで、この推察の妥当性を検証するために、単一のNb₃Sn線、Nb₃Al線に人為的に周期的な横荷重を印加する実験が実施された[27]。その結果、Nb₃Sn線では連続変形によって臨界電流性能が劣化するのに対して、Nb₃Al線は機械強度が高く、かつひずみによる臨界電流値の劣化が小さいために、臨界電流性能の劣化が小さいことが示され、上記の現象を定性的に説明することができた。さらに、本試験結果を反映した解析を実施し、定量的にも実験結果を説明できることが示されている[27, 28]。図9には、解析の

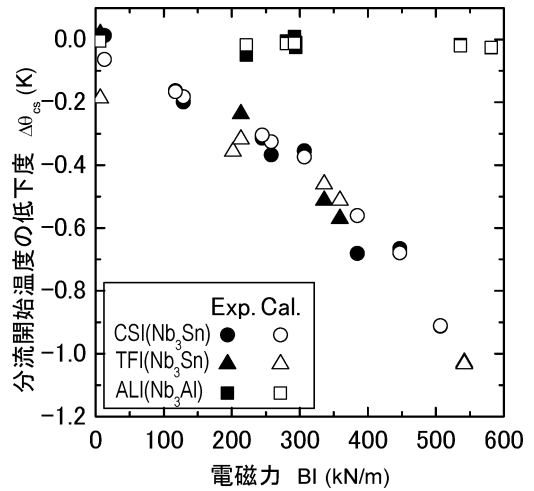


図9 ITERインサートコイルの分流通開始温度の電磁力依存性。図中のExp.とCal.は、それぞれ実験結果、計算結果を表す。

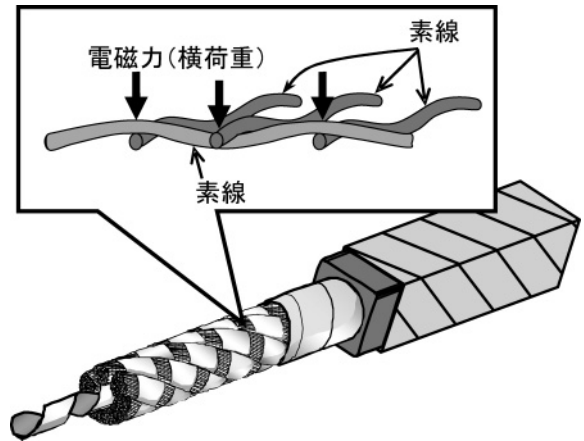


図10 電磁力(横荷重)による超伝導素線の連続的曲げ変形。

結果も同時に示されている。

現在のITER導体の設計では、ITER-EDAのNb₃Sn線に比べて、臨界電流値の高いNb₃Sn線を用いることで、上述の性能劣化を克服する設計となっている[29]。研究としては、空隙率をさらに低下させる(燃線をより強くする)導体構成やコンジット内で素線の動きを止めるための半田含浸導体の提案がなされている。半田含浸はkm級の導体に対しては容易ではない(なお、Nb₃Al導体では電磁力による性能劣化は観測されなかったが、Nb₃Al線を製造できるメーカーが日本の数社に限られたため、調達期間の制約からITERでは採用されていない)。

ITERに続く将来の核融合炉では、第1章で述べたように、15 Tを超える磁場が要求されているものもあり、この場合、導体にかかる電磁力はITERの場合に比べ2倍以上になると予想される。これまでの研究から、Nb₃Sn導体の使用は、ITERで要求されている13 T程度が限界であり、他の先進超伝導導体の採用が期待されている。機械的に強く、かつ、高磁場での臨界電流特性が改善されている急熱急冷変態法Nb₃Al[30]導体、高温超伝導導体などがこれらの候補として考えられている[31, 32]。

4.5 まとめ

本章では、核融合炉用超伝導線材および導体の現状と今後の課題について述べた。

A15型化合物、高温超伝導材料など、高磁場用超伝導材料はいずれも機械的に脆弱であり、本質的に熱ひずみや機械的ひずみによって超伝導特性が劣化する材料である。したがって、核融合应用のために、(1)高磁場、高応力条件下で所定の電流を流すことが可能な材料の研究、および(2)可能な限り応力、ひずみを緩和する導体構成に関する研究を継続して実施して行かなければならない。

高磁場、大電流導体は核融合应用分野で特に必要とされ、他の超伝導应用分野での要求は全くといってよいほど見当たらない。現状では、ITERの要求を満たす導体はまだ完成されていないが、横荷重に対する新たな解決策が提案され、早期に導体設計が決定されることが期待される。ITER以降のDEMOや商業炉などの概念設計が幾つか提案されているが、今のところ導体開発に対してどのような研究方針を取るか明確ではない。しかしいずれにしても、核融合应用分野の研究者が、幅広い研究者、技術者の協力を得て、核融合炉用超伝導材料研究および導体化技術開発を、コイル化技術開発とともに核融合炉工学の重要な柱として継続的に進めてゆかなければならないことは明らかである。なお、次章で述べる核融合炉環境特有の中性子照射による超伝導特性の変化や誘導放射能の問題なども今後の研究課題として重要である。

参考文献

- [1] K. Okuno, H. Nakajima and N. Koizumi, *IEEE Trans. Appl. Supercond.* **16**, 880 (2006).
- [2] S. Hong, M. Field, J. Parrell and Y. Zhang, *IEEE Trans. Appl. Supercond.* **16**, 1146 (2006).
- [3] N. Koizumi, Y. Nuyoya, K. Matsui, H. Nakajima, T. Ando and K. Okuno, *Supercond. Sci. Technol.* **16**, 1092 (2003).
- [4] T. Takeuchi, *Supercond. Sci. Technol.* **13**, R101 (2000).
- [5] P. Lee, <http://www.asc.wisc.edu/plot/plot.htm>
- [6] M. Inoue, T. Kiss *et al.*, *Physica C* **392-396**, 1078 (2003).
- [7] H. Okamoto, T. Kiss, S. Nishimura *et al.*, *IEEE Trans. Appl. Supercond.* **13**, 3683 (2003).
- [8] T. Hasegawa, N. Ohtani, T. Koizumi *et al.*, *IEEE Trans. Appl. Supercond.* **11**, 3034 (2001).
- [9] K. Tachikawa, S. Yamamoto, T. Yokoyama and T. Kato, *IEEE Trans. Appl. Supercond.* **9**, 2500 (1999).
- [10] T. Takeuchi, *IEEE Trans. Appl. Supercond.* **10**, 1016 (2000).
- [11] R. Teranishi, T. Izumi and Y. Shiohara, *Supercond. Sci. Technol.* **19**, S4 (2006).
- [12] R.L. Foltyn, H. Wang, L. Civale, Q.X. Jia *et al.*, *Appl. Phys. Lett.* **87**, 162505 (2005).
- [13] M. Miura, Y. Yoshida, Y. Ichino *et al.*, *Jpn. J. Appl. Phys.* **45**, L11 (2006).
- [14] N. Cheggour, J.W. Ekin and C. LHThieme, *Supercond. Sci. Technol.* **18**, S319 (2005).
- [15] J. Ekin, D.C. van der Laan and N. Cheggour, *Superconductivity for Electric Systems 2006 Annual Peer Review*.
- [16] M. Iwakuma, K. Funaki, H. Shinohara, T. Sadohara, M. Takeo, K. Yamafuji, M. Konno, Y. Kasagawa, K. Okubo, I. Ito, S. Nose, M. Ueyama, K. Hayashi and K. Sato, *IEEE Trans. Appl. Supercond.* **7**, 298 (1997).
- [17] W. Goldacker, C. Schmidt, S.I. Schlachter *et al.*, "ROEBEL Assembled Coated Conductors (RACC): preparation, properties and progress", *Appl. Supercond. Conf.* 2006.
- [18] W.H. Weijers, Y.S. Hascicek, Trociewitz *et al.*, "The generation of 25 T using a 5T Bi2Sr2CaCu2Ox superconducting insert magnet", *CEC/ICMC 2003, Anchorage, AK*, September (2003).
- [19] 小泉徳潔, 西村 新: *原子力誌* **47**, 703 (2005).
- [20] 濱田一弥他: *プラズマ・核融合学会誌* **78**, 616 (2002).
- [21] N. Koizumi *et al.*, *Cryogenics* **34**, 155 (1994).
- [22] 安藤俊就他: *低温工学* **36**, 309 (2001).
- [23] A. Uibrich *et al.*, *Fusion Eng. Des.* **73**, 189 (2005).
- [24] N. Mitchell, *Fusion Eng. Des.* **66-68**, 971 (2003).
- [25] 小泉徳潔他: *低温工学* **38**, 391 (2001).
- [26] 小泉徳潔他: *低温工学* **38**, 399 (2001).
- [27] Y. Nunoya *et al.*, *IEEE Trans. Appl. Supercond.* **13**, 1404 (2003).
- [28] N. Koizumi *et al.*, *IEEE Trans. Appl. Supercond.* **16**, 945 (2006).
- [29] K. Okuno *et al.*, *IEEE Trans. Appl. Supercond.* **16**, 880 (2006).
- [30] T. Takeuchi, *Supercond. Sci. Technol.* **13**, R101 (2000).
- [31] N. Koizumi *et al.*, *Nucl. Fusion* **45**, 431 (2005).
- [32] T. Isono *et al.*, *Fusion Eng. Des.* **81**, 1257 (2006).