

# Les supraconducteurs, ces matériaux fascinants

## Problématiques mécaniques et matériaux liés à l'utilisation de l'intermétallique Nb<sub>3</sub>Sn

Culture Sciences  
de l'Ingénieur

Gilles LENOIR<sup>1</sup> - Thierry AUGER<sup>2</sup>

Édité le  
04/04/2023

école  
normale  
supérieure  
paris-saclay

*Cette ressource est une co-publication avec La Revue 3EI, N° 104 d'octobre 2022.*

<sup>1</sup> Ingénieur chercheur, IRFU, CEA Paris-Saclay

<sup>2</sup> Chargé de recherche, Laboratoire PIMM, Arts et Métiers, CNRS, CNAM, HESAM Université

Cet article présente l'état de l'art sur les câbles supraconducteurs basés sur le composé intermétallique Nb<sub>3</sub>Sn. Les bases sur la supraconductivité sont rappelées puis les aspects technologiques sont abordés notamment du point de vue des procédés de fabrication de ces câbles supra pour la génération des champs magnétiques intenses. Les contraintes qui apparaissent lors de leur utilisation en condition cyclique sont présentées illustrant les défis scientifiques qui ont dû être ou sont encore à surmonter.

### 1 – Introduction

Transporter l'énergie électrique sans pertes est un rêve rendu possible par la découverte des matériaux supraconducteurs. Ces derniers connaissent actuellement un fort développement, non seulement pour des applications dans le transport de courant mais également pour leurs propriétés électromagnétiques. La course aux champs magnétiques intenses, particulièrement active dans le domaine de la physique des hautes énergies, implique des champs toujours plus élevés dans les conducteurs. Par exemple, le Grand Collisionneur de hadrons (« Large Hadron Collider » - LHC) de l'Organisation Européenne pour la Recherche Nucléaire (CERN) situé sous la frontière entre la France et la Suisse, utilise actuellement des aimants supraconducteurs basés sur l'alliage niobium-titane (NbTi) pour guider et focaliser le faisceau de particules. Le LHC à haute luminosité (HL-LHC) vise à multiplier par dix la luminosité du LHC (nombre de collisions dans un temps donné). Parmi les solutions technologiques permettant la réalisation de ce défi, le HL-LHC utilisera de nouveaux aimants quadripôles basés sur le système « niobium-étain » (Nb<sub>3</sub>Sn, T<sub>c</sub> = 18,7 K) générant un champ magnétique de 12 Tesla alors que les aimants utilisés actuellement en produisent 8 Tesla.

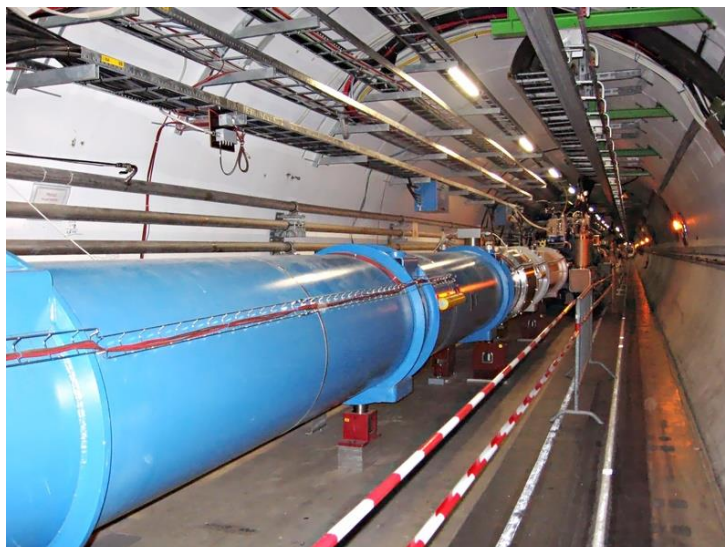
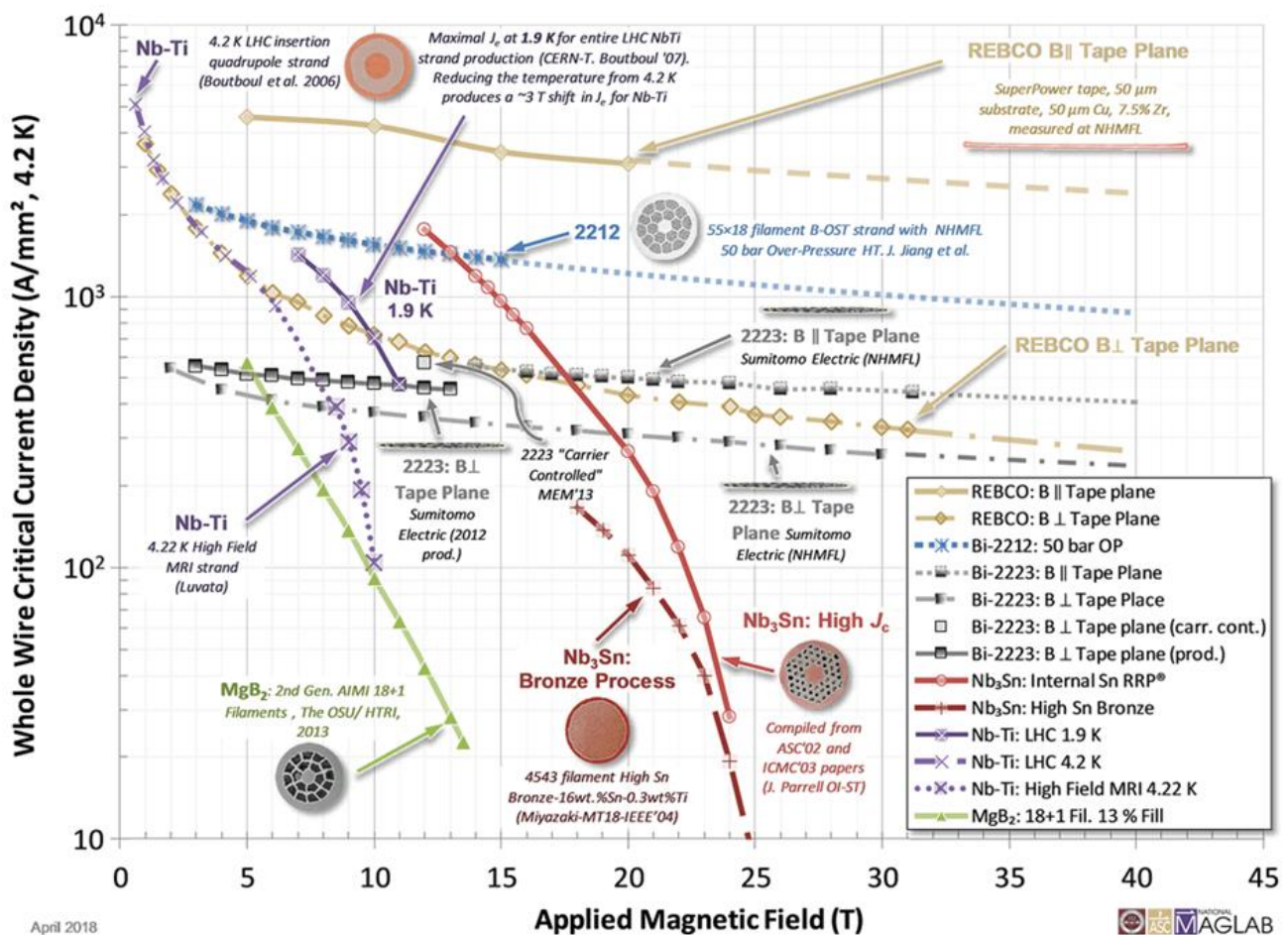


Figure 1 : Tunnel du LHC avec le tube contenant les électroaimants supraconducteurs, source Wikicommons

Dans le domaine de la fusion nucléaire, le réacteur thermonucléaire expérimental international (ITER) situé dans les Bouches-du-Rhône, utilisera des bobines supraconductrices basées également sur la technologie Nb<sub>3</sub>Sn pour permettre le confinement magnétique du plasma chaud (150 millions de degrés Celsius). Dans le domaine médical, l'imagerie par résonance magnétique (IRM) utilise depuis de nombreuses années les supraconducteurs. Pour aller plus loin dans l'étude et la compréhension de l'être humain, et plus particulièrement comprendre les maladies neurodégénératives, des images plus précises sont nécessaires. Dans ce sens, l'IRM ISEULT situé à NeuroSpin à Paris-Saclay utilise 182 km de brins supraconducteurs de l'alliage NbTi. L'aimant ainsi formé est capable de générer un champ de 11,7 Tesla à 1,8 K, quasiment 230 000 fois le champ magnétique terrestre. Cette technologie déjà unique dans le domaine des IRM pousse l'utilisation du NbTi proche de la limite pratique d'environ 12 Tesla.

Dans le cadre de projets tel qu'ITER ou HL-LHC, il est nécessaire de dépasser ces niveaux de champs. La figure 2 présente une comparaison de la densité de courant des principaux supraconducteurs utilisés actuellement en fonction de leur limite en champ magnétique et des températures d'utilisations. L'utilisation de chaque famille de supraconducteur répond à un ensemble de paramètres précis (performances électromagnétiques, refroidissement, coût au mètre, etc.) mais les différents matériaux présentent des limites intrinsèques qui ne peuvent être franchies. La course aux champs magnétiques intenses pousse donc vers l'utilisation de technologies basées sur le composé Nb<sub>3</sub>Sn du système niobium-étain voire de certains supraconducteurs à haute température critique (HTC). Nous allons voir dans la suite de cet article avec l'exemple du Nb<sub>3</sub>Sn qu'en plus des limites physiques propres à chaque famille de matériaux, leur mise en œuvre et la géométrie des conducteurs, donc la conception et la fabrication, sont aussi des facteurs prépondérants dans les performances.



Dans le domaine du transport de courant, l'utilisation des supraconducteurs est particulièrement intéressante car permettrait par exemple de transporter une densité de courant plus élevée avec un encombrement plus faible. Une ligne à haute tension transportant 5 GW de puissance instantanée avec un encombrement très important pourrait être remplacé par un câble enterré d'une emprise d'un mètre au sol (Figure 3).

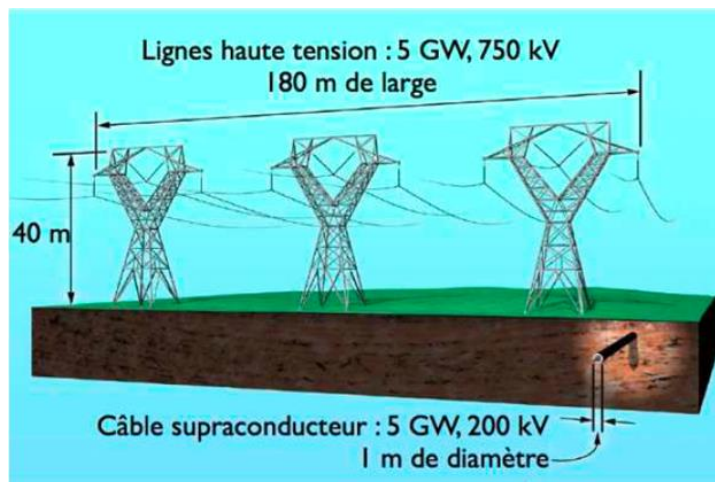


Figure 3 : Ligne à haute tension comparée à un câble supraconducteur transportant la même puissance [2]

Le défi actuel consiste à utiliser des matériaux supraconducteurs avec une température critique plus haute que les supraconducteurs conventionnels pour ne pas avoir recours à un refroidissement par l'hélium liquide au coût très élevé. L'utilisation de matériaux tel que le diborure de magnésium ( $MgB_2$ ), découvert en 2000 et supraconducteur en dessous de 39 K, est intéressant mais son prix et sa mise en œuvre en font une technologie limitée à certaines applications spécifiques. Dans le cadre du HL-LHC au CERN, des câbles de puissance utilisent des conducteurs basés sur le  $MgB_2$  pour amener l'énergie nécessaire à alimenter les aimants de la surface vers le tunnel dans lequel se situe le LHC (Figure 4).

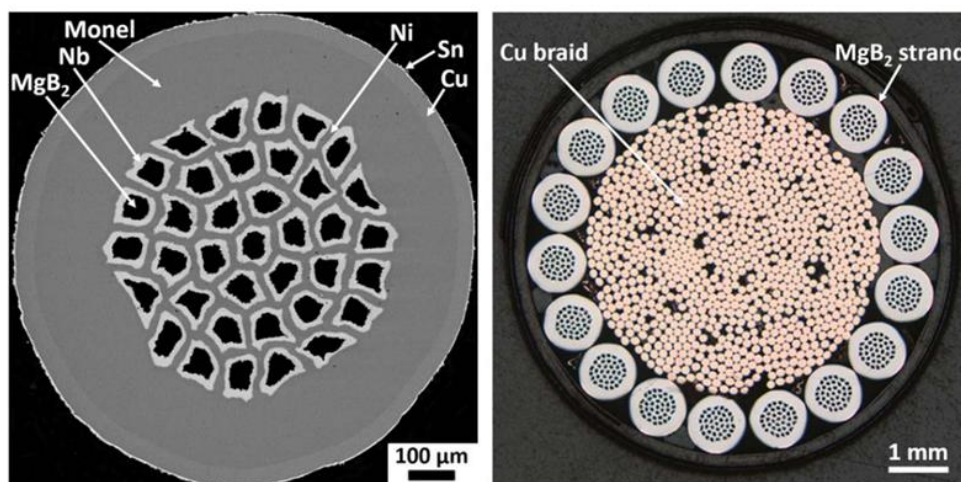


Figure 4 : Coupe transverse d'un brin  $MgB_2$  de 1 mm de diamètre (à gauche) et d'un câble 18 brins de 7 mm à droite pouvant transporter 3 kA à 4.3 K (à droite) [3]

Par leurs propriétés et leurs températures d'utilisation, ces conducteurs présentent un potentiel important dans le développement de câbles très compacts pour le transport de très fortes intensités de courant à basse tension pour des applications industrielles (usines d'électrolyse), les équipements scientifiques des hautes énergies (collisionneur LHC, tokamak, etc.), la distribution dans des environnements confinés (comme un navire) et la mise en commun de stations de conversion pour des villes, des campus universitaires, des parcs éoliens et solaires ou dans le réseau ferroviaire.

## 2 – La supraconductivité

### 2.1 - Bref historique sur la découverte de la supraconductivité

La supraconductivité a été découverte en 1911 par le danois Heike Kammerlingh-Onnes alors que les premières techniques de cryogénie venaient d'être mises au point permettant d'atteindre des températures proches du zéro absolu. Le mercure est le premier matériau supraconducteur à avoir été découvert avec une température critique de 4,15 K. La supraconduction se manifeste par la disparition de la résistivité du conducteur et la suppression de l'effet d'échauffement lors du passage d'un courant (effet Joule). Après les éléments simples comme le plomb et le niobium, les matériaux supraconducteurs qui ont été découverts sont des alliages métalliques de stœchiométrie fixe comme l'intermétallique NbTi ou le Nb<sub>3</sub>Sn (voir figure 5). En 1986, la découverte de nouveaux matériaux supraconducteurs dans les céramiques a révolutionné le domaine avec la découverte des composés cuprates « YBaCuO » puis Bi<sub>2</sub>Sr<sub>2</sub>CaCu<sub>2</sub>O<sub>x</sub> (Bi-2212) ou Bi<sub>2</sub>Sr<sub>2</sub>Ca<sub>3</sub>Cu<sub>2</sub>O<sub>x</sub> (Bi-2223).

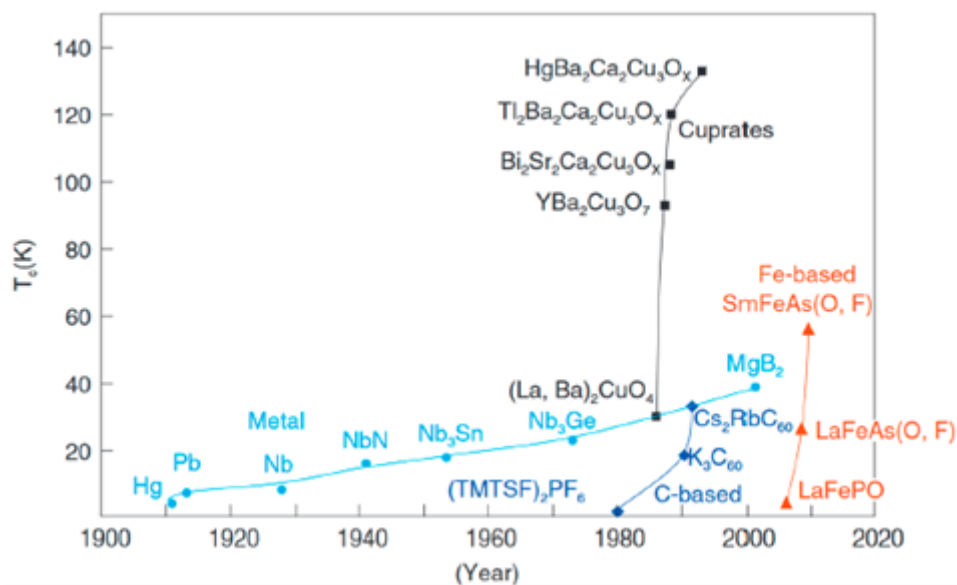


Figure 5 : Température critique  $T_c$  des principaux supraconducteurs en fonction de l'année de découverte [4]

Ces nouveaux composés ont des températures de transition bien plus élevées que les supraconducteurs conventionnels. Les supraconducteurs comme le MgB<sub>2</sub> ont été découverts plus récemment mais ils rentrent dans la classe des supraconducteurs « classiques » que la théorie standard BCS explique bien.

### 2.2 - L'origine de la supraconductivité : la théorie « BCS »

La théorie BCS est la théorie standard de la supraconductivité proposée en 1957 par John Bardeen, Leon Neil Cooper et John Robert Schrieffer (BCS). Elle explique la supraconductivité par la formation de paires d'électrons (paires de Cooper) sous l'effet d'une interaction attractive entre électrons résultant de l'échange de phonons (prix Nobel de physique en 1972).

Les électrons sont des fermions de spin demi-entier qui obéissent à la statistique de Fermi-Dirac et au principe d'exclusion de Pauli. Deux fermions ne peuvent occuper simultanément le même état quantique. Cependant, les paires de Cooper se comportent comme des bosons (particules de spin entier) car elles sont constituées de deux électrons de spin opposé et ont donc un spin résultant nul. Or, les bosons obéissent à la statistique de Bose-Einstein et un état quantique donné peut être occupé par un nombre quelconque de paires. C'est la condensation en paires de Cooper (ou la possibilité que la fonction d'onde du système possède dans l'état fondamental un état corrélé

couplant deux électrons de spin et d'impulsion opposés) qui est responsable de la supraconduction. La grande force de la théorie BCS est d'avoir compris que la fonction d'onde de l'état fondamental d'un solide doit s'écrire comme la somme d'un état d'onde plane et d'un état lié  $\frac{1}{\sqrt{2}}(|\vec{k} \uparrow\rangle + |-\vec{k} \downarrow\rangle)$  :

$$|\psi_0\rangle = \prod_k (u_k + v_k c_{k\uparrow}^+ c_{-k\downarrow}^+) |0\rangle$$

ici  $c_{k\uparrow}^+$  est l'opérateur de création d'un électron de moment  $k$  et de spin haut,  $|0\rangle$  est l'état du vide sur lequel agit  $c_{k\uparrow}^+$  et les amplitudes  $u_k$  et  $v_k$  sont à déterminer. L'intérêt de cette présentation est de bien montrer qu'il faut deux électrons de spin opposés, de même norme d'impulsion mais également de sens opposé qui forment une paire corrélée dite de Cooper. Les électrons qui peuvent peupler cet état sont des électrons d'une énergie proche de l'énergie de Fermi (des électrons d'impulsion  $\vec{k}$  s'apparient ainsi avec des électrons d'impulsion  $-\vec{k}$ ). Les paires de Cooper ont ainsi une énergie cinétique légèrement plus grande mais l'appariement des électrons par paire conduit à une baisse de leur énergie potentielle plus importante. Globalement, les paires de Cooper sont alors plus favorables énergétiquement qu'un état isolé de cet électron.

La raison pour la disparition de la résistivité vient de ce que la diffusion d'une paire de Cooper par une irrégularité du réseau cristallin n'est pas permise. Il n'y a pas d'état quantique de même énergie dans lequel une paire puisse être diffusée. Ne pouvant être diffusée, les paires ne subissent aucune perturbation et autorisent le transport de courant électrique sans aucune perte. L'état quantique fondamental avec une paire intriquée protège ainsi des perturbations extérieures.

On peut par ailleurs voir tout de suite qu'un champ magnétique par couplage paramagnétique va entraîner une asymétrie entre la densité d'électrons de spin haut et celle de spin bas au niveau de Fermi. Ainsi quand un champ magnétique est appliqué, la polarisation des électrons d'impulsion  $\vec{k}$  aligné favorablement avec le champ magnétique crée une différence de population entre les électrons dont le spin est aligné sur le champ et les électrons dont le spin est opposé au champ (le couplage déplace l'énergie des électrons selon  $-\mu \cdot \vec{S} \cdot \vec{B}$ ). La probabilité de peupler l'état d'appariement diminue jusqu'à disparaître car il y a de moins en moins d'électrons d'impulsion  $\vec{k}$  par rapport à ceux qui ont une impulsion  $-\vec{k}$ . Le nombre de paires de Cooper disponibles diminue alors jusqu'à ne plus pouvoir transporter de courant (c'est le cas de la classe de type I des supraconducteurs comme les éléments simples). Dans le cas des supraconducteurs de type II (comme NbTi ou Nb<sub>3</sub>Sn), des hétérogénéités spatiales via les vortex de la phase supraconductrice souvent liées aux impuretés permettent de canaliser les lignes de champ magnétique au travers du matériau lorsque le champ devient supérieur à une valeur seuil ( $H_{c1}$ ) et autorisent de conserver la supraconductivité jusqu'à des champs magnétiques plus élevés ( $H_{c2}$ ). Pour le composé Nb<sub>3</sub>Sn, le couplage électron-phonon est effectif sur l'atome de Nb.

Il faut noter que le cuivre n'est pas supraconducteur et qu'il garde ainsi à basse température les caractéristiques d'un conducteur électrique conventionnel.

### 2.3 - La supraconductivité à haute température : vers une compréhension ?

La question de savoir quel est le phénomène responsable de l'appariement des électrons dans la classe des composés supraconducteurs à haute température s'est posée depuis leur mise en évidence en 1986. Rapidement, le caractère planaire de la conduction dans le plan CuO<sub>2</sub> est apparu comme essentiel sans que les caractérisations ne puissent trancher en faveur d'un degré de liberté (rôle des phonons par exemple) ou d'un autre (onde de spin). Il semble que la situation soit en train

d'évoluer très rapidement avec la mise en évidence sans équivoque du rôle des interactions de super-échange postulées par Anderson dès 1987 [5]. Dans le réseau planaire  $\text{CuO}_2$  (voir figure 6b), les spins des ions  $\text{Cu}^{2+}$  sont dans une configuration antiferromagnétique [6]. Lorsque la stœchiométrie en oxygène diminue, les lacunes en oxygène détruisent la mise en ordre antiferromagnétique. Des paires de Cooper apparaissent entre deux sites adjacents de cuivre au prix d'un transfert de charge via le site oxygène (Figure 6).

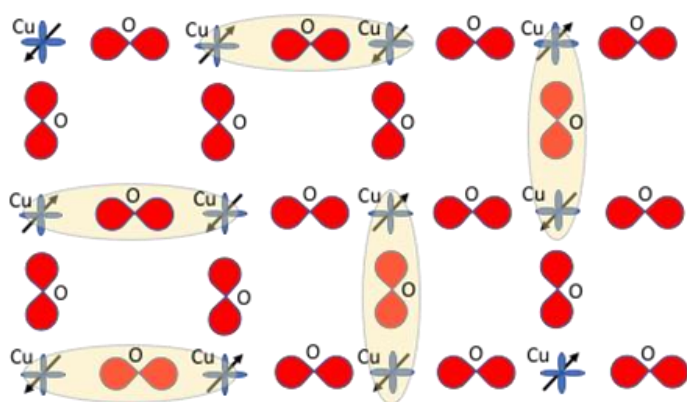


Figure 6a : Super échange entre les électrons des orbitales 3d<sup>9</sup> de deux ions cuivre (en bleu) et celui de l'orbitale 2p<sup>6</sup> d'un ion oxygène (en rouge). Les paires de Cooper sont représentées par la région jaune. Le spin sur les ions cuivre est ordonné selon une configuration antiferromagnétique

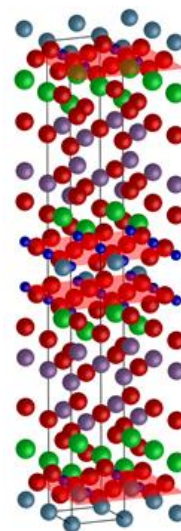


Figure 6b : Structure cristallographique tétragonale de Bi-2212 (les plans de cuivre sont soulignés en rouge)

Les lacunes en oxygène faisant basculer l'état du réseau de l'état isolant à l'état conducteur avec une disparition de l'antiferromagnétisme, c'est dans cet état sous-stœchiométrique que les paires de Cooper peuvent apparaître dans l'état fondamental du matériau. La mise en évidence récente de la relation directe entre la densité de paires de Cooper et l'intensité du transfert de charge permet d'avoir une identification sans équivoque de l'existence de ce degré de liberté associé à la HTC [6]. La compréhension du mécanisme fondement de la supraconductivité à haute température pourrait-elle déboucher sur une nouvelle ère pour les supraconducteurs ? Une période très intéressante s'ouvre après presque 40 années d'incertitude.

### 3 – Le complexe $\text{Nb}_3\text{Sn}$ , de la microstructure à la structure.

Pour bien comprendre la complexité de l'utilisation de tels matériaux, prenons l'exemple du  $\text{Nb}_3\text{Sn}$ . Ces dernières années, la technologie basée sur le composé  $\text{Nb}_3\text{Sn}$  a subi un fort développement par son utilisation dans des machines telles que les aimants d'ITER pour la fusion nucléaire ou les aimants du HL-LHC. En plus des limites d'utilisations intrinsèques au matériau, le  $\text{Nb}_3\text{Sn}$  est fragile et présente une sensibilité des propriétés supraconductrices au comportement mécanique. En effet, la microstructure du composé influence le comportement sous champ magnétique. L'utilisation de conducteurs basés sur le  $\text{Nb}_3\text{Sn}$  est donc particulièrement délicate à mettre en œuvre, de la mise en forme des conducteurs, en passant par la fabrication de structures tel que des aimants à hauts champs jusqu'aux forces considérables mises en jeu lors des phases opérationnelles, les performances sont poussées au plus près de leurs limites mécaniques.

Alors que l'intermétallique NbTi est un matériau en solution solide ductile (qui peut se déformer sous contrainte par le mouvement des dislocations à basse température, i.e. la limite élastique), l'intermétallique  $\text{Nb}_3\text{Sn}$  est lui un matériau fragile. La ductilité d'un matériau métallique est normalement obtenue par l'intermédiaire du glissement des dislocations (défaut linéaire d'empilement dans le réseau cristallin). Or à l'échelle microscopique,  $\text{Nb}_3\text{Sn}$  est ordonné avec un ordre périodique chimique à longue distance (Figure 7). Le frottement de réseau pour le

déplacement d'une dislocation dans ces conditions est très important à basse température ce qui fige les dislocations en place et empêche alors d'accommoder la contrainte imposée. Le matériau peut alors subir une rupture fragile avec une déformation essentiellement dans le domaine élastique jusqu'à 0,5%. Le plan en rouge de la figure 7a est le plan de rupture fragile (100) du composé. La rupture fragile est une rupture de basse énergie qui ne fait intervenir que le clivage dans un plan cristallographique. On remarquera la distance de 0,25 nm entre 2 atomes de niobium dans ce plan qui est censé être à l'origine de la température critique élevée de ce composé par l'intermédiaire d'un couplage électron-phonon plus fort entre ces atomes.

L'influence d'une déformation élastique est majeure sur la capacité du supraconducteur à canaliser le champ magnétique autour des vortex de courant qui se forment spontanément dans ce type de supraconducteur en présence d'un champ (supraconductivité de type II). On observe une forte chute du champ critique maximum ( $H_{c2}$ ) au-delà de 0,5% de déformation élastique en traction ou compression (Figure 7b). En dessous de 0,5% de déformation, le champ  $H_{c2}$  revient de façon réversible à sa valeur initiale si la déformation redevient nulle.

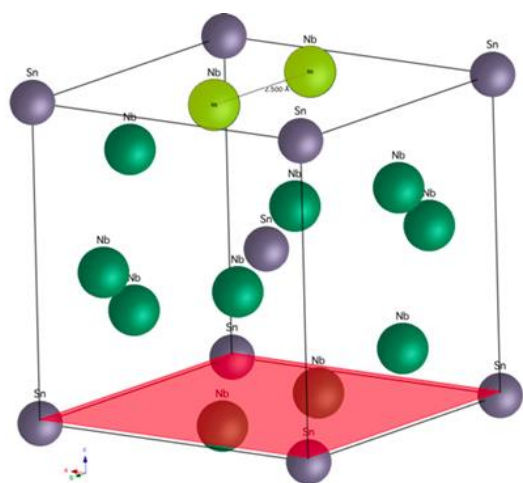


Figure 7a : Cristallographie du composé intermétallique  $Nb_3Sn$  (maille cubique composée de 2 atomes d'étain et de 6 atomes de niobium dénotée cP8 ou A15)

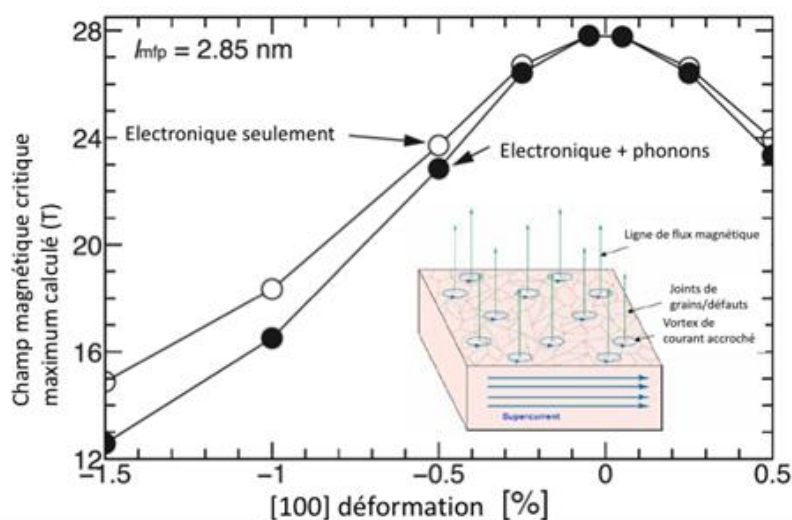
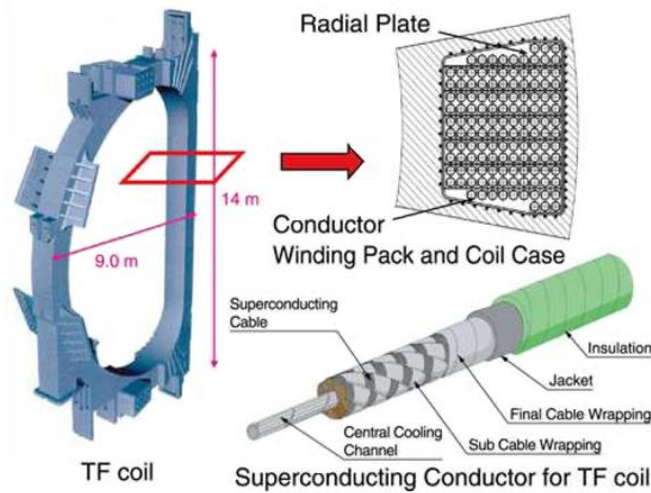


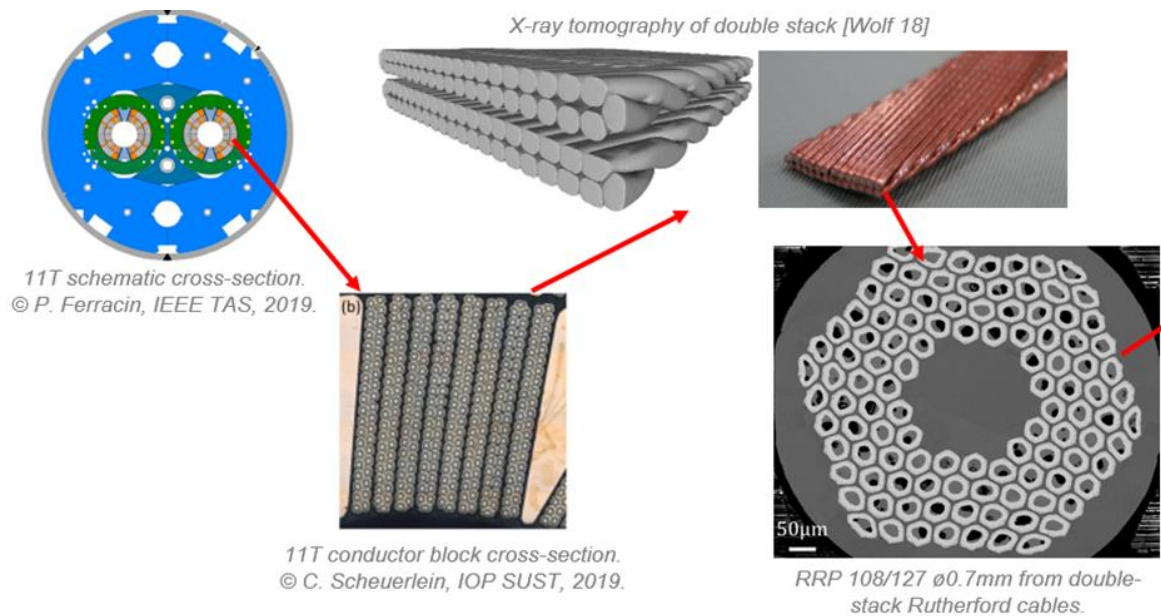
Figure 7b : Champ magnétique critique maximum en fonction de l'état de déformation dans  $Nb_3Sn$  (adapté de [7])

Cette dépendance réversible peut donc impacter les performances des machines dans lesquelles est utilisé le  $Nb_3Sn$ . Etant connue et étudiée, elle peut être anticipée. Toutefois, ce phénomène survient à l'échelle cristallographique et le composé  $Nb_3Sn$  est utilisé dans des structures complexes après avoir subi des transformations et des sollicitations thermo mécaniques très importantes pour sa mise en forme et son utilisation.

La figure 8 montre la complexité et la taille des structures dans lesquelles sont utilisés les conducteurs basés sur le  $Nb_3Sn$  dans une des bobines d'ITER et dans le dipôle 11 T développé initialement par le CERN. L'état mécanique local dans le composé  $Nb_3Sn$  repose donc sur une étude multi-échelle complexe de la structure globale.



(a) Structure de la bobine de champs toroïdale et du câble-en-conduit pour ITER [8]



(b) Représentation de la structure multi-échelle du dipôle 11 T du CERN [9].

Figure 8 : Représentation de la complexité et de la structure multi-échelle de l'utilisation des conducteurs supraconducteurs dans le cadre du projet ITER et des aimants d'accélérateurs

La mise en œuvre d'un câble supraconducteur requiert un agencement architectural à plusieurs échelles des composants pour faire cohabiter les fonctions essentielles à une utilisation pour le transport de courant et la génération de champ magnétique. Les câbles supraconducteurs utilisés dans ces applications sont composés d'un assemblage de fils, ou brins, composites torsadés selon une géométrie spécifique (Figure 9). Deux architectures sont couramment utilisées : l'architecture câble-en-conduit (pour les aimants d'ITER) et l'architecture Rutherford (pour les aimants des accélérateurs). Dans la première, les brins sont câblés ensemble par "pétales" (ou sous-câbles) torsadés eux-mêmes autour d'une spirale centrale et insérés dans une gaine métallique. Pour le câble Rutherford, les brins sont torsadés entre eux et passent entre un ensemble de galets afin de les déformer plastiquement et former le conducteur plat à deux couches. On peut alors assembler les bobines de champ magnétique nécessaire pour courber les trajectoires des particules chargées dans les accélérateurs. Dans les deux cas, les brins sont câblés dans un état dit non-réagis (décrit ci-après) pour lequel le composé supraconducteur  $Nb_3Sn$  n'est pas encore présent dans le brin. À noter, les brins dans les câbles CICC sont « libres » entre eux alors que dans le cas des câbles Rutherford, après bobinage, la bobine est imprégnée (remplie) de résine afin de maintenir la structure des câbles.





a) Câble-en-conduit (ou cable In-Conduct Conductor CICC)



b) Câble Rutherford

Figure 9 : a) Torsade en pétale [10], b) Torsade à plat [11]

Les brins supraconducteurs sont eux constitués de sous-éléments, appelés également filaments, supraconducteurs de petite dimension (d'un diamètre allant de quelques  $\mu\text{m}$  à plusieurs dizaines de  $\mu\text{m}$ ) torsadés et noyés dans une matrice métallique en général de cuivre. Il en résulte une structure composite multi-échelle complexe dont les caractéristiques répondent aux problématiques de stabilités électromagnétiques, thermiques et mécaniques.

Les raisons d'une telle architecture pour le brin sont les suivantes :

- La séparation de la partie supraconductrice en de multiples filaments permet une élimination des instabilités de « sauts de flux » [12] ;
- La géométrie torsadée des filaments pour un brin permet une réduction des couplages magnétiques interfilamentaires [13] ;
- Enfin l'insertion dans une matrice en cuivre permet l'évacuation de la puissance dissipée dans les filaments en cas de perte de supraconduction lors d'un épisode instable trop important. La puissance électrique stockée peut alors s'écouler sans endommager le câble dans ce milieu conducteur alternatif (il faut noter que le cuivre n'est pas supraconducteur même à très basse température) [14].

Le composant central est le sous-élément de faible diamètre contenant le composé supraconducteur  $\text{Nb}_3\text{Sn}$ , torsadés et noyés dans une matrice en cuivre. La figure 10 présente un modèle numérique 3D d'un brin supraconducteur composé de sous-éléments torsadés.

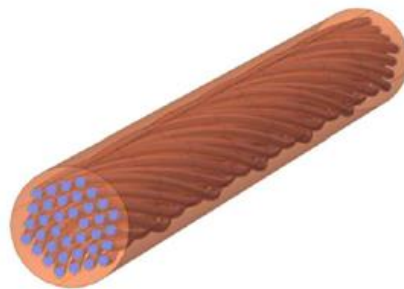


Figure 10 : Modèle numérique 3D montrant la structure multi-filamentaire (section bleue) torsadée d'un brin supraconducteur [15]

La technologie  $\text{Nb}_3\text{Sn}$  repose sur différents types d'architectures composés de différents matériaux avec différentes tailles de sous-éléments. Les propriétés, performances et limites des brins basés sur le  $\text{Nb}_3\text{Sn}$  dépendent fortement des différents paramètres définis par l'architecture. Toutefois, leur obtention repose sur le même principe : partir d'une structure de filaments de niobium assemblés autour d'une source d'étain et noyés dans une matrice de cuivre. Ces architectures prennent donc leurs noms de la manière dont est défini la source d'étain pour la création du composé  $\text{Nb}_3\text{Sn}$ . Au cours d'un traitement thermique spécifique pouvant aller jusqu'à une semaine, l'étain va diffuser dans le niobium pour permettre la création du composé  $\text{Nb}_3\text{Sn}$ . Les aimants à hauts champs pour la physique des hautes énergies citées précédemment utilisent principalement

le brin « internal tin » (IT), le brin Restacked Rod Process (RRP©) et Powder-in-Tube (PIT) dont des observations de coupes transverses de brin traité thermiquement (réagi - le composé  $Nb_3Sn$  est présent) sont visibles en Figure 11. Les brins IT reposent sur des sous-éléments composés de filaments  $Nb_3Sn$  noyés dans une matrice de bronze. Les brins RRP quant à eux sont similaires aux brins IT mais subissent une étape supplémentaire de tréfilage-empilage avant traitement thermique qui permet d'obtenir des sous-éléments cohésifs après traitement thermique. Le brin Powder-in-tube lui repose sur un empilement de tube de niobium rempli d'une poudre de cuivre et d'étain.

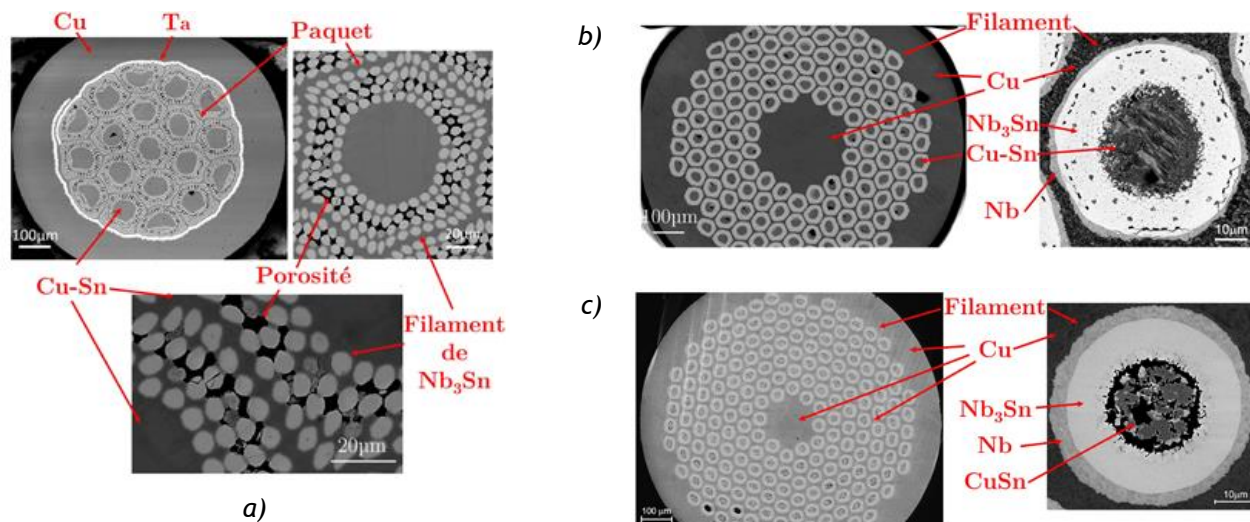


Figure 11 : Observation au Microscope Électronique à Balayage (MEB) d'une coupe transverse de différentes architectures  $Nb_3Sn$  avec :

a) d'un brin  $Nb_3Sn$ -IT utilisé dans les aimants d'ITER avec une vue du brin complet, d'un zoom sur un paquet de filaments et d'un zoom sur des filaments, b) d'un brin  $Nb_3Sn$ -RRP et c) d'un brin  $Nb_3Sn$ -PIT utilisés dans l'aimant FRESCA2 du CERN avec pour chacun une observation du brin complet et un zoom sur le sous-élément [16]

Nous avons donc vu que la géométrie et l'architecture des conducteurs est relativement complexe. Leur obtention l'est tout autant ! De manière générale, il existe deux procédés de fabrication des aimants et plus généralement des structures utilisant des supraconducteurs : le procédé "react and wind" et le procédé "wind and react". Dans le premier, le brin est fabriqué avec le composé supraconducteur formé dans les étapes initiales. Viennent ensuite directement les étapes de mise en forme : câblage, bobinage et assemblage. Cela ne peut fonctionner qu'avec les composés supraconducteurs ductiles ou peu fragiles comme le  $NbTi$  et le  $MgB_2$ .

Le procédé « wind and react » quant à lui repose sur la création du composé supraconducteur in-situ à la fin de la mise en forme à l'aide d'une série de traitement thermique (TT) dits de réaction. C'est ce procédé qui est utilisé pour fabriquer les aimants utilisant des brins  $Nb_3Sn$  du fait de la fragilité du composé. Un conducteur basé sur le  $Nb_3Sn$  est donc fabriqué, mis en forme et manipulé sous une forme « non-réagi », c'est-à-dire non traité thermiquement. L'obtention du composé  $Nb_3Sn$  repose sur une exploitation fine de la thermodynamique du système ternaire Cu-Nb-Sn. Comme décrit plus haut, le principe est la diffusion d'étain dans des filaments de niobium. On place un cœur d'étain mélangé à du cuivre au centre des sous-éléments dans un premier temps. Un premier traitement thermique à basse température conduit à la transformation dans ce cœur de la phase  $\eta$   $Cu_6Sn_5$  (ligne T1 sur la Figure 12). Ce composé stable d'une enthalpie de formation de l'ordre de -1 kJ/mole consomme alors tout l'étain initial. Un deuxième traitement thermique à 450°C (ligne T2 sur la Figure 12) permet de produire le composé  $\epsilon$  qui est un composé stabilisé par l'entropie (enthalpie de formation positive de 1 kJ/mole).

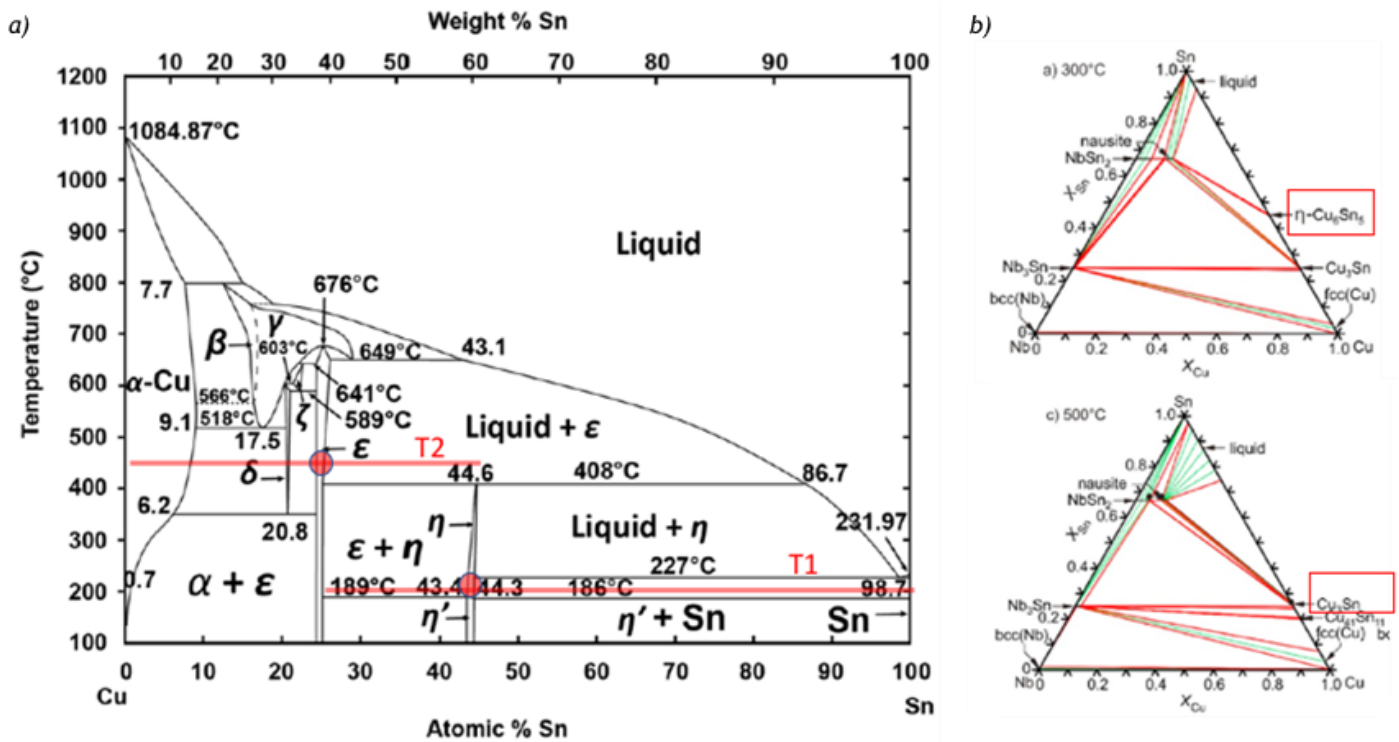


Figure 12 : a) Diagramme de phase binaire Cu-Sn b) Coupes isothermes du diagramme Nb-Cu-Sn à 300°C et 500°C. Les phases visées sont pointées ou entourées en rouge (adapté de [17])

L'ensemble du brin se compose alors d'une matrice de phase  $\epsilon$  et de filaments de niobium. Un dernier traitement thermique à 650°C permet de décomposer cette phase  $\epsilon$  et de former ensuite le composé  $Nb_3Sn$  par diffusion de l'étain dans le Nb. La réaction finale est très favorable énergétiquement (enthalpie de formation de  $Nb_3Sn$  de l'ordre de -16 kJ/mole). Les différentes étapes de cette fabrication sont synthétisées sur la figure 13 à l'échelle d'un sous-élément d'un brin type IT et pour une réaction idéale. Cette réaction de diffusion idéale est dans les faits difficile à obtenir et requiert un ajustement très précis du processus en fonction de la composition exacte et de l'architecture des brins utilisés dans les applications.

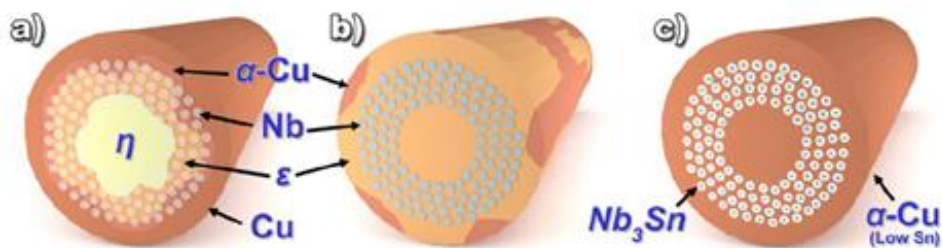


Figure 13 : Les différentes étapes idéales de la création du composé  $Nb_3Sn$  à l'échelle d'un sous-élément d'un brin supraconducteur [11]

Pour obtenir le type d'architecture finale présentée Figure 11, l'étape initiale est la création d'une structure appelée billette, composé d'un empilement de tiges mono-filamentaires. À ce stade, le brin se compose principalement d'étain, de niobium et de cuivre pour les brins  $Nb_3Sn$  ou de cuivre et de tige de NbTi pour les brins NbTi. Pour obtenir cette structure multi-filamentaire, des barreaux de niobium avec leurs sources d'étain sont empilés dans des tubes de cuivre, comme présenté Figure 14 pour une billette NbTi. Cette billette subit ensuite une succession d'étapes de tréfilage (et d'empilage suivant l'architecture) afin d'arriver aux dimensions souhaitées du brin non-réagi.

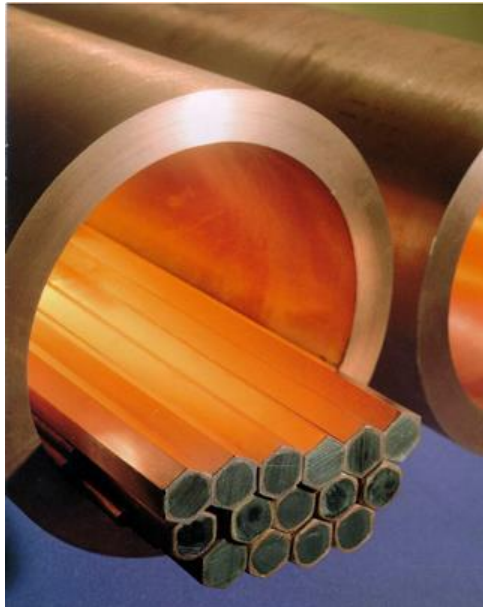


Figure 14 : Empilement de tiges monofilamentaires de NbTi. Photo de Fukurama Electric Company tiré de [18]

Une fois le brin obtenu, non-réagi pour le  $Nb_3Sn$ , il est câblé (suivant l'architecture souhaité - CICC ou Rutherford) puis assemblé dans sa structure finale (bobine par exemple).

Les bobines sont ensuite traitées thermiquement dans des fours adaptés (dimensions, homogénéité, atmosphère contrôlée), souvent de très grandes dimensions comme présenté Figure 15. Comme abordé précédemment, une étape d'imprégnation peut ensuite être menée dans certains cas (aimants d'accélérateurs).

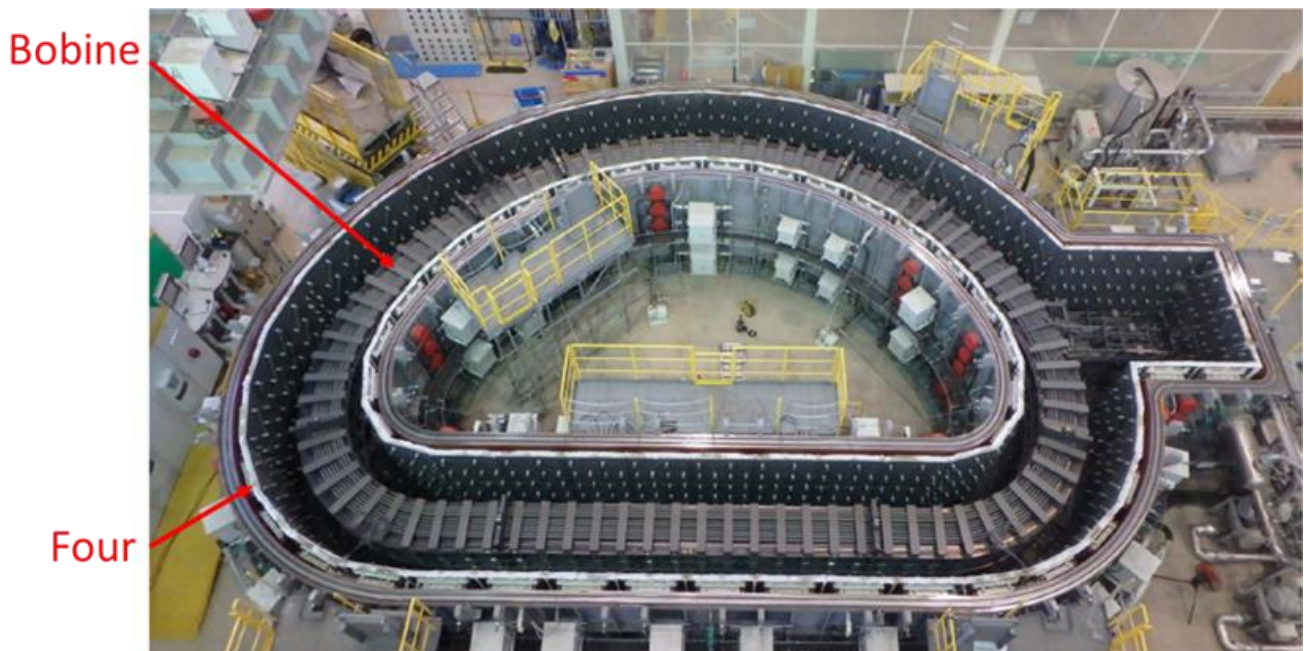


Figure 15 : Four pour le traitement thermique des bobines de champ toroïdale du tokamak d'ITER [19]

Les performances des aimants et plus généralement de la structure supraconductrice dépendent directement du traitement thermique avec l'objectif d'obtenir des performances maximales de courant critique, de champ magnétique mais également de pureté de la matrice métallique voire de l'ancrage des vortex supraconducteurs par la taille de grains. Plusieurs défis sont donc actuellement en étude avec par exemple :

- Le défi de la réduction de la formation de la phase ternaire  $(\text{Nb}_{0.75}\text{Cu}_{0.25})\text{Sn}_2$  dite « Nausite » dans les étapes intermédiaires du traitement thermique. La formation de cette phase intermédiaire (voir diagramme de phase Figure 12b) conduit à une microstructure hétérogène avec des gros grains de  $\text{Nb}_3\text{Sn}$  dans l'état final. Les joints de grains étant des défauts qui permettent de fixer les vortex de flux lorsqu'un champ magnétique pénètre le matériau, une petite taille de grains est bénéfique pour augmenter le champ critique maximum.
- Prévenir la diffusion de l'étain dans la matrice entre sous-éléments. Dans le cas où de l'étain diffuserait dans le cuivre, il y aurait création d'une solution solide concentrée de type bronze réduisant ainsi la stabilité thermique et mécanique ainsi que la protection électrique du conducteur.

Ces exemples non exhaustifs des problématiques liées au traitement thermique de réaction montrent que les procédés font encore l'objet de travaux à l'heure actuelle et il est probable que cela amènera à des modifications ultérieures des procédés pour améliorer les performances globales des conducteurs.

#### 4 – Performances des câbles supraconducteurs $\text{Nb}_3\text{Sn}$ en utilisation

En plus de la dépendance réversible à la déformation mécanique, des dégradations irréversibles des performances peuvent être observées à l'échelle du conducteur par endommagement sous forme de fissuration du composé supraconducteur qui prévient le passage du courant. Comme abordé précédemment, l'histoire thermo-mécanique des supraconducteurs est complexe. Même après le traitement thermique de réaction permettant la fabrication du composé supraconducteur  $\text{Nb}_3\text{Sn}$ , des étapes d'assemblages pour la fabrication des aimants restent à effectuer. Puis la structure est refroidie, est mise en puissance et peut endurer dans son cycle de vie de nombreuses sollicitations thermo-mécaniques suivant les applications. Par exemple, dans les aimants d'accélérateurs, les conducteurs ont tendance à subir majoritairement des efforts de compression transverse au cours de la fabrication puis des sollicitations multiaxiales lors de l'utilisation. Dans les aimants d'ITER, le conducteur CICC présenté figure 8a) et 9 a) permet un mouvement relatif entre les différents brins. Ce mouvement peut mener à de la flexion cyclique locale et à un « pincement » entre brins. La flexion des brins peut entraîner un endommagement et une fissuration des sous-éléments fragile  $\text{Nb}_3\text{Sn}$  avec la présence de fissure transverse « coupant » totalement un filament et empêchant le courant de passer (Figure 16) [20]. De nombreuses études sur l'influence des sollicitations mécaniques ont été menées voire sont toujours en cours pour comprendre les phénomènes de mécanique de la rupture mis en jeu dans les structures supraconductrices et les prévenir.

Les principales problématiques associées aux performances des conducteurs basés sur le  $\text{Nb}_3\text{Sn}$  ont été identifiées comme étant liés à deux phénomènes :

- L'état de déformation du  $\text{Nb}_3\text{Sn}$  liés directement à l'état de pré-contrainte de la phase supraconductrice. Elle est impactée par l'histoire thermo-mécanique lors de la fabrication qui amène des contraintes résiduelles mais également par des sollicitations ultérieures passant par la déformation élasto-plastique de la matrice de cuivre.
- L'endommagement dans la phase  $\text{Nb}_3\text{Sn}$ . Cet endommagement peut spécialement survenir lors de la fabrication et l'assemblage des structures, moments critiques durant lequel le brin supraconducteur fragile est manipulé, mais peut aussi survenir lors des cycles de vie.

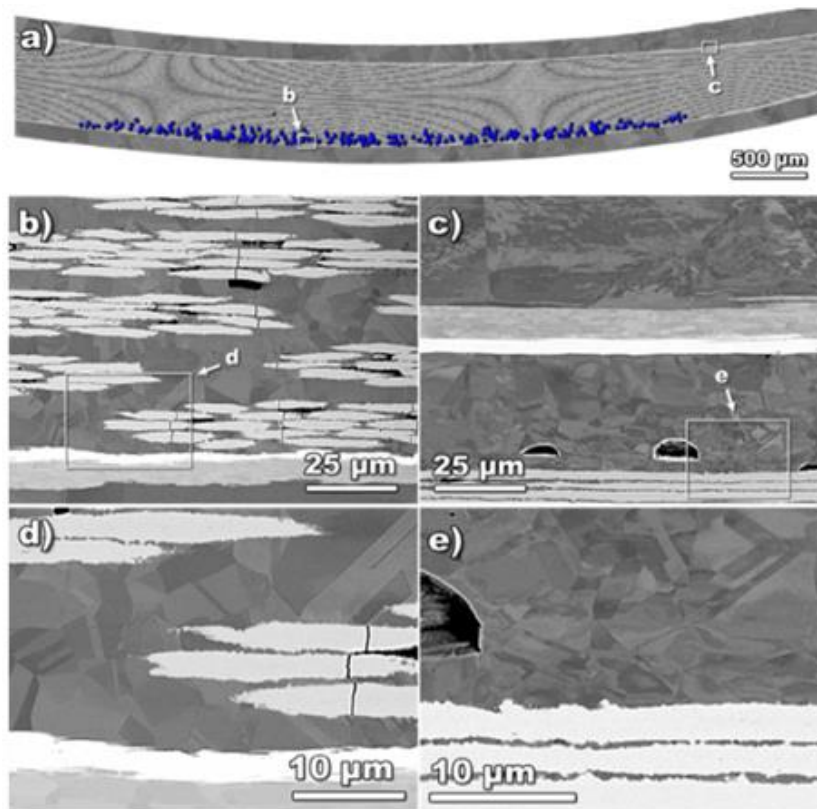


Figure 16 : Coupe longitudinale d'un brin Nb<sub>3</sub>Sn - IT extrait d'un test de chargement cyclique électromagnétique de conducteur CICC pour ITER dans le cadre d'une campagne de test des dégradations cycliques [20]

## 5 – Conclusion

Le câble supraconducteur est un objet hautement technologique à la fois complexe et particulièrement novateur. Les mécanismes de la supraconductivité semblent globalement compris mais de nombreux progrès dans la mise en œuvre sont encore possibles. L'exemple pris dans cet article a permis d'effleurer les problématiques matériaux des câbles supraconducteurs Nb<sub>3</sub>Sn pour les quelques applications citées. Cet exemple montre les nombreuses et différentes disciplines scientifiques mises en jeu ainsi que certaines limites de l'utilisation de ce conducteur spécifique. Les domaines d'applications des supraconducteurs ne se limitent pas aux exemples de cet article et s'étendent à mesure de l'augmentation de la fiabilité des dispositifs. Le caractère multidisciplinaire lié à la fabrication et l'utilisation des conducteurs sous différentes formes en font des objets fascinants qui ne manqueront pas de marquer l'avenir.

## Références :

- [1] Engineering Critical Current Density vs. Applied Field for Superconductors Available in Long Lengths, National High Magnetic Field Laboratory website: <https://nationalmaglab.org/magnet-development/applied-superconductivity-center/plots>
- [2] Les supraconducteurs : leur rôle aujourd'hui et pourquoi les étudier. <http://www.toulouse.lncmi.cnrs.fr/spip.php?article400&lang=fr> , Image adaptée d'American Superconductor, présentation IREQ 2009. 24
- [3] K. Konstantopoulou, J. Hurte, P.W. Reteil et A. Ballarino, « Design optimization and evaluation of the 3kA MgB<sub>2</sub> cable at 4.3 K for the superconducting link project at CERN », Superconducting Science and Technology, 32 (2019) 085003 (10pp).
- [4] H. Shibata, "Superconducting single-photon detectors" NTT Technical Review, 9 (2011) 13

- [5] P.W. Anderson, P.A. Lee, M. Randeria, T.M. Rice, N. Trivedi, F.C. Zhang, “The physics behind high-temperature superconducting cuprates: the ‘plain vanilla’ version of RVB”, *J. Phys.: Condens. Matter* 16 (2004) R755-R769
- [6] S. M. O’Mahony, W. Ren, W. Chen, Y.X. Chong, X. Liu, H. Eisaki, S. Uchida, M.H. Hamidian, J.C.S. Davis, “On the electron pairing mechanism of copper-oxide high temperaturesuperconductivity”, *Proceedings of the National Academy of Sciences*, 119 (2022) e2207449119
- [7] A. Godeke, F. Hellman, H. H. J. ten Kate, M.G. T. Mentink, “Fundamental origin of the large impact of strain on superconducting Nb<sub>3</sub>Sn” *Supercond. Sci. Technol.* 31 (2018) 105011
- [8] JAEA (2012). JAEA R&D Review 2012. Japan Atomic Energy Agency (JAEA)
- [9] G. Lenoir, « Effect of transverse compressive stress on Nb<sub>3</sub>Sn Rutherford cables for accelerator magnets”, presentation during MSC seminar at CERN, 23/06/2022
- [10] ITER (consulté en 2016). Album photos publié par l’organisation ITER <https://www.iter.org/album.26,30>
- [11] C. Sanabria (2017). “A new understanding of the heat treatment of Nb-Sn superconducting wires”. Thèse de doctorat, Florida State University
- [12] F. P. Levi, “Permanent Magnets Obtained by Drawing Compacts of Parallel Iron Wires,” *J. Appl. Phys.*, 31 (1960) 1469-1471
- [13] P. F. Dahl, G. H. Morgan, and W. B. Sampson, “Loss Measurements on Twisted Multifilamentary Superconducting Wires,” *J. Appl. Phys.*, 40 (1965) 2083-2085
- [14] A. R. Kantrowitz and Z. J. J. Stekly, “A New Principle for the Construction of Stabilized Superconducting Coils,” *Appl. Phys. Lett.*, 6 (1965) 56-57
- [15] X. Wang, Y. Li, Y. Gao, « Mechanical behaviors of multi-filament twist superconducting strand under tensile and cyclic loading. » *Cryogenics*, 73 (2016) 14-24
- [16] G. Lenoir, “Caractérisation et modélisation du comportement mécanique de matériaux supraconducteurs », thèse de doctorat, CentraleSupélec - Université Paris-Saclay, 2017.
- [17] J. Lachmann, M. J. Kriegel, A. Leineweber, S.L. Shang, Z.K. Liu, *CALPHAD: Computer Coupling of Phase Diagrams and Thermochemistry* 77 (2022) 102409
- [18] A. Devred (2002). « Supraconducteurs à basse température critique pour électroaimants ». Rapport technique, Commissariat à l’Énergie Atomique de Saclay (DSM/DAPNIA/SACM) et CERN (LHC/MMS).
- [19] O. ITER, *ITER le magazine* 4 (2014) 21
- [20] C. Sanabria, P. J. Lee, W. Starch, A. Devred, et D. C. Larbalestier, « Metallographic autopsies of full-scale ITER prototype cable-in-conduit conductors after full cyclic testing in SULTAN: II. Significant reduction of strand movement and strand damage in short twist pitch CICC », *Superconductor Science and Technology*, vol. 28, n° 12, p. 125003, déc. 2015, doi: [10.1088/0953-2048/28/12/125003](https://doi.org/10.1088/0953-2048/28/12/125003)