

連携記事

超伝導加速器用極低温非磁性 ステンレス鋼の開発

Development of Stainless Steel Having Nonmagnetism in Cryogenic Temperature for Superconducting Collider

新日鐵住金ステンレス(株)
商品開発部
担当部長

札軒富美夫
Fumio Fudanoki

新日鐵住金ステンレス(株)
商品開発部
テクニカルフェロー

大村圭一
Keiichi Oomura

1 はじめに

2012年7月4日に「ヒッグス粒子発見か」という新聞の報道が世界中を駆け巡り、そして2013年にはノーベル物理学賞がヒッグス粒子を予言したピーター・ヒッグス博士とフランソワ・アングレール博士に授与されたことは記憶に新しい。

ヒッグス粒子とは、物質の最小単位である素粒子の一つであり、質量の起源に関わる重要な粒子として知られており、素粒子物理学の基本法則「標準理論」で最後まで発見されていなかった粒子である。

このヒッグス粒子発見に貢献した欧州原子核研究機構(CERN)の大型ハドロン衝突型加速器(LHC)の超伝導マグネットのカラー材には、日本のオーステナイト系非磁性鋼板が大量に採用されている^{1,2)}。

本稿では、はじめに日本において開発実用化されてきた非磁性鋼の現況を概説する。次に、日本の非磁性鋼の技術優位性を示した事例として、LHCに採用された超伝導加速器用極低温非磁性ステンレス鋼の開発について紹介する。最後に、非磁性鋼の最近の開発話題について述べる。

2 日本における非磁性鋼の現況

日本における非磁性鋼の開発について、日本鉄鋼協会の基礎研究会の中の「非磁性鋼調査研究部会」が1990年12月に詳細にまとめた報告書³⁾があり、この報告書から極低温関連を中心に非磁性鋼に関する記述を引用しながら、以下に概説する。

非磁性については明確に定義されていないが、磁場に対して殆ど影響されない特性であり、その程度は一般に磁場中での磁化のしやすさを表す透磁率(μ と呼ぶ)で評価されている。この μ が極めて小さく、磁場を付加した際に $\mu \leq 1.5$ の

ものを工業的に非磁性鋼というのが一般的である。

非磁性鋼になるためには、磁性の起源である磁気モーメントと呼ばれるものをランダム化したり、無害化したりすることであり、そのために結晶構造として面心立方格子を持つオーステナイト組織とすることが必要である。そのようになる非磁性鋼には、高マンガン鋼とオーステナイト系ステンレス鋼があり、高マンガン鋼はオーステナイト形成元素であるMnとCを多く含有する事でオーステナイト組織としている。一方、オーステナイト系ステンレス鋼では18mass%Cr－8mass%Niに代表されるSUS304系および更にNiとMoを添加したSUS316系がよく知られている。

以下に、高マンガン非磁性鋼およびオーステナイト系ステンレス非磁性鋼について述べる。

2.1 高マンガン非磁性鋼

高マンガン鋼は、100年以上前に発明されたHadfield鋼(1mass%C－13mass%Mn)が有名である。1950年代に0.5mass%C－18mass%Mn系の非磁性鋼が大型発電機のコイル保持用エンドリング材として開発された⁴⁾。1970年代後半から、日本での研究が活発になり、次世代新技術として注目されているリニアモーターカー、核融合炉、超伝導推進船舶等に適用できる材料が開発されている。

このような超伝導応用技術に必要とされるためには、高マンガン非磁性鋼は次の特性を有している³⁾。

- 1) Niなど高価な元素の含有量が少ないため、材料コストが安価なこと
- 2) オーステナイト相が安定であるため、加工しても透磁率が低く、増加しないこと
- 3) 液体ヘリウム温度付近まで強度と靱性が優れていること
- 4) 熱膨張係数が小さいこと

5) 溶接性がよいこと

6) オーステナイト相であるため、加工性がよいこと

このための優れた高マンガン非磁性鋼として、20mass%以上のMnを含む高マンガン非磁性鋼が開発実用化されている。1980年代には、核融合実験炉の超伝導磁石の構造材料として、液体ヘリウム(4K)の極低温で非常に高い強度と優れた靱性および疲労特性を有する22mass%Mn系や25mass%Mn系の高マンガン非磁性鋼が開発されている^{5,6)}。更にMn量を増加させて極低温の透磁率 $\mu \leq 1.002$ とした28mass%Mn系の高マンガン非磁性鋼が開発されて、LHCの超伝導マグネットのエンドヨーク材に2000年代に大量に採用されている^{2,7)}。

2.2 オーステナイト系ステンレス非磁性鋼

オーステナイト系ステンレス鋼には、経済性および使用実績の点から、SUS304L、SUS316Lなどが多く使用されている。しかしながら、この系の鋼は、オーステナイト安定度が低いことであり、低温で ϵ マルテンサイトや α' マルテンサイトに変態する。特に、 α' マルテンサイトは強磁性相であるので、塑性変形による変態量の増大が強磁場で透磁率を増加させる危険性がある⁸⁾。

極低温用鋼として初期に使用されたオーステナイト系ステンレス鋼では、上記のような従来型に窒素添加する事で高強度化およびオーステナイト安定度の向上を図った高Ni高N系ステンレス鋼が開発されている⁹⁾。窒素添加量は、連続铸造で窒素起因の気泡が発生しない0.15mass%程度を添加しており、SUS304LNおよびSUS316LNが1980年代に実用化されている。

また、1980年代以降にVTRやOAなどの機器向けに高硬度のオーステナイト系ステンレス非磁性鋼が使用されることになり、当初はSUS305やSUS316等の高Ni系ステンレス鋼が使用されていたが、機器の高性能化、高精度化および小型化が進むにつれて高硬度、耐摩耗性、耐食性等の要求特性がますます厳しくなってきた。そのため、既存鋼で得られる硬さHV400では低いため、国内では、低Ni高Mn系ステンレス鋼をベースに、 α' マルテンサイト変態に対するオーステナイト相の指標としてオーステナイト安定度(Md¹⁰⁾、Md30^{11,12)}、Ni当量^{13,14)}などが提案され、成分設計が行われ、17~20mass%Cr-1~5mass%Ni-9~15mass%Mn系ステンレス非磁性鋼が開発されている。高Mn化する事で、窒素を0.15mass%を超えて添加する事が可能となり、更なる高硬度化が達成できている^{15,16)}。

以上のように日本における非磁性鋼の現況を概説した状況を表1にまとめた。高Mn非磁性鋼およびオーステナイト系ステンレス非磁性鋼に対する開発の取組みが1980年代以降に活発に行われてきたので、1990年代以降に超伝導加速器用

極低温非磁性鋼に日本発の材料が採用される原動力になったと考えられる。

3 超伝導加速器用極低温非磁性ステンレス鋼の開発

LHCは、Large Hadron Collider(大型ハドロン衝突型加速器)の略称であり、スイスとフランスの2ヵ国に跨る地下約100m、円周約27kmの世界最大の粒子加速器である¹⁷⁾。この加速器で粒子加速を行うための部品が超伝導マグネットである¹⁸⁾。

極低温非磁性ステンレス鋼は、超伝導技術の中核をなす超伝導マグネットを支持する部品として使用される。特に、加速器に使用される超伝導マグネットは4~10T(テスラー)の強磁場で使用されるため、クエンチ(超伝導破壊)しないようにマグネットを固定し、安定した磁場を形成させる必要がある¹⁹⁾。このマグネットを支持する部品はカラーと呼ばれ、クエンチ防止には、

- 1) 極低温(4.2K)で低透磁率であること
 - 2) 熱収縮が大、すなわち熱膨張係数が大であること
 - 3) 高強度であること
 - 4) 極低温で高靱性であること
- が必要とされる¹⁹⁾。

従来は、超伝導加速器カラー材料には、表1に整理したように、次のような材料が適用検討されている^{20,21)}。

- (a) 高マンガン鋼(25mass%Mn、28mass%Mnなど)
- (b) 高Ni高N系ステンレス鋼(SUS 304LN、SUS 316LNなど)
- (c) 低Ni高Mn系ステンレス鋼(17~20mass%Cr-1~5mass%Ni-9~15mass%Mn系など)

(a) 鋼は、良好な非磁性を有するが、Mn含有量が高いため極低温へ冷却された際の熱収縮が小さい。(b) 鋼は、Ni含有量が高いのでオーステナイト相が安定であるが、極低温では磁気変態により透磁率が高くなる。(c) 鋼は、非磁性および熱収縮の点から有利な材料と考えられているが、既存の材料でカラー材の要求特性を満足するものはなかった。

そこで、著者らは、これらの製品特性および製造性(铸造性、熱間加工性など)と合金成分(C, Si, Mn, Ni, Cr, N等)の関係を明らかにし、超伝導加速器用極低温非磁性オーステナイト系ステンレス鋼における量産化の一貫製造技術を確立した。

以下では、製品特性と合金成分の関係についての開発経緯を紹介する。

3.1 開発の目標

超伝導マグネットにはNbTiが使用され、このNbTiにより発生した磁場により陽子を加速する。したがって、陽子の軌跡を制御するには発生する磁場の均一性を高める必要があ

る。この均一性を高めるためには超伝導マグネットを支持するカラー材が必要であり、その材料としての開発の目標を以下に述べる。

- (1) 極低温非磁性：極低温 (4.2K) で透磁率 μ が高いと磁場の均一性を劣化させるので、 μ は 1.003 以下が必要である。カラー材はスポット溶接により積層される場合があるので、スポット溶接部を含めて目標の $\mu \leq 1.003$ を確保しなければならない。
- (2) 高熱収縮性：極低温までの冷却時の超伝導線の動きを抑えるためには、予めコイルに $50 \sim 100 \text{ N/mm}^2$ のプレストレスが掛けられるが、超伝導コイルを常温から極低温 (4.2K) へ冷却するとコイルが熱収縮する。この時熱収縮がカラー材より大きいとプレストレスが減少する問題が生じる。したがって、カラー材は超伝導コイルの熱膨張係数 ($10 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$) より大きいことが必要である。
- (3) 高強度：超伝導マグネットには磁場により極低温 (4.2K) で約 210 N/mm^2 の応力が掛かり、カラー材はこの応力に耐えうる高強度が必要である。室温に換算すると、 400 N/mm^2 以上が必要である。
- (4) 極低温高靱性：極低温 (4.2K) で急激な応力が掛かる場合があり、4.2K で靱性が高いことも必要であり、シャルピー衝撃値で 80 J 以上とした。

以上の要求特性を整理して開発の目標を表2に示す。著者らは、表1の (c) 鋼である高硬度非磁性ステンレス鋼の 18mass%Cr-11mass%Mn-6mass%Ni-0.3mass%N をベース成分として、C 量, Ni 量, Mn 量の適正化により要求特性を満足する成分設計を行った。

3.2 成分設計と開発鋼の特性

(1) 磁気特性

高Ni高N系オーステナイト系ステンレス鋼は室温では常

磁性であるが、低温に冷却すると磁気変態点以下で反強磁性となる。この常磁性から反強磁性への変態温度はネール温度と呼ばれており、E.R.Jonesらによりネール温度 T_N と鋼成分の関係は式 (1) で整理されている²²⁾。

$$T_N (\text{K}) = 99.81 - 1.37\text{Cr} - 3.14\text{Ni} + 8.83\text{Mn} - 12.68\text{Si} + 4.48\text{Mo} - 32.45\text{C} - 33.86\text{N} \quad \dots (1)$$

種々のステンレス鋼について、式 (1) から求めたネール温度 T_N と 4.2K での透磁率と 4.2K での透磁率 μ の関係を図1に示す。ネール温度と透磁率との間には良い相関は認められ、要求特性の μ が 1.003 以下はネール温度を 100 K 以上で得られる。ネール温度が高い材料で低透磁率が得られる理由は、低温になるほど反強磁性の規則化が進行するためと考えられる。ところで、金属の磁性については金属の自由電子によるバン

表2 超伝導加速器用カラー材の必要特性

透磁率 (4.2K)	熱膨張係数 (80~293K)	0.2%耐力 (RT)	シャルピー衝撃エネルギー (4.2K)
≤ 1.003	$\geq 10 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$	$\geq 400 \text{ N/mm}^2$	$\geq 80 \text{ J}$

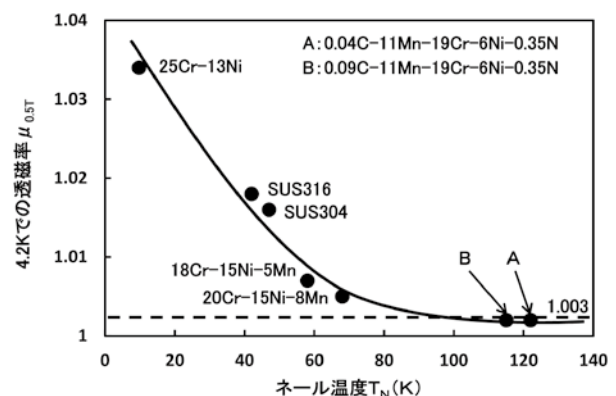


図1 極低温透磁率とネール温度の関係

表1 日本における非磁性鋼の現況まとめ

非磁性鋼	特徴				開発の歩み						主な用途
	非磁性	強度靱性	熱膨張	価格	1950年代	1960年代	1970年代	1980年代	1990年代	2000年代	
高Mn鋼 (a)	常温 μ 良 極低温 μ 良	強度大 靱性良	小さい	安価	☆0.5C-18Mn鋼						発電機コイル保持用エンドリング材
							☆20mass%以上のMn鋼開発開始	☆22Mn, 25Mn鋼		☆28Mn鋼	超伝導磁石構造材 LHC超伝導磁石用エンドヨーク材
オーステナイト系 ステンレス	高Ni高N系 (b)	常温 μ 良 極低温 μ 増	強度大 靱性良	大きい	高価			☆SUS304L, SUS316L			低温構造材 極低温構造材 極低温構造材
	Mn添加系 (c)	常温 μ 良 極低温 μ 良	強度大 靱性良	両者の 中間	比較的 安価			☆SUS304LN, SUS316LN ☆25Cr-13Ni-0.35N系 ☆17~20Cr-1~5Ni-9~15Mn系 ☆19Cr-6Ni-10Mn系 ☆N130S			OA機器用非磁性材 超大型超伝導加速器(SSC)カラー材 LHCカラー材

ドモデルで説明され、「スピン」と呼ぶ電子の自転に上向きと下向きがあり、これらの状態密度の差が生じる際に磁気モーメントが発現する²³⁾。磁気モーメントが同じ向きになれば強磁性になり、隣接する磁気モーメントが同じ大きさで正反対を向けば、反強磁性の非磁性になる。磁気モーメントの向きを正反対に揃える作用への成分の影響を実験的に求めた結果が式 (1) と考えてもよい。したがって、式 (1) より極低温で低透磁率を得るためには、ネール温度を上げる Mn 添加の活用が最も有効である。

また、極低温 (4.2K) でのスポット溶接部の透磁率 μ と C 量の関係を図2に示す。C量が0.08mass%未満になると溶接部の μ が急激に高くなるが、0.08mass%以上では μ が1.002と一定になり開発目標を達成できる。これは、スポット溶接部の μ が下記の式 (2) で計算される δ -Fe量¹⁰⁾と図3に示される相関があり、C量を増加する事でスポット溶接部における強磁性相の δ -Feの生成を防止するためである。

$$\delta\text{-Fe cal. (\%)} = \text{Cr} + 0.48\text{Si} + 1.21\text{Mo} - \text{Ni} - 0.11\text{Mn} + 0.0086\text{Mn}^2 - \dots \quad (2) \\ 24.5\text{C} - 18.4\text{N} - 4.7$$

(2) 熱膨張特性

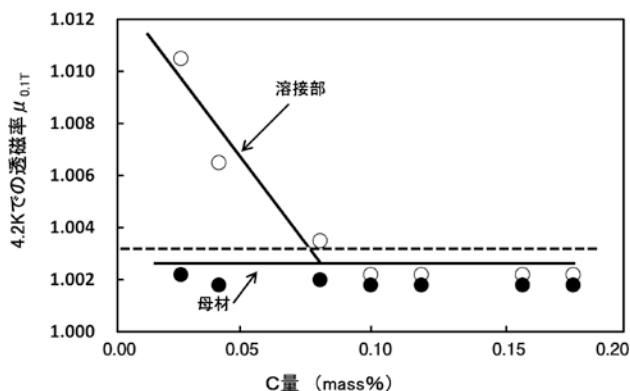


図2 スポット溶接部および母材の極低温透磁率とC量の関係

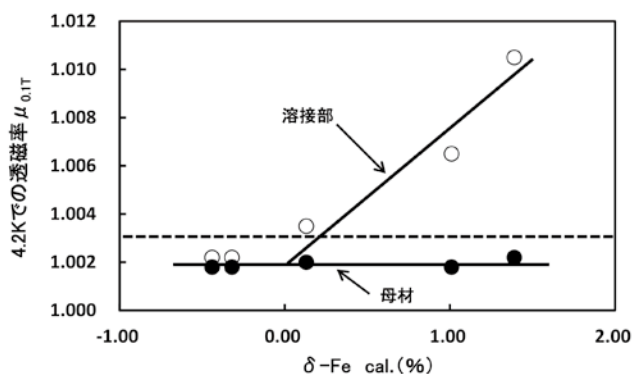


図3 スポット溶接部および母材の極低温透磁率と δ -Fe量の関係

低温 (80~293K) での熱膨張係数に及ぼす Mn 量, Ni 量の影響を図4に示す。熱膨張係数は、Mn量が少なく、Ni量が多いほど大きい傾向を示す。金属の熱膨張係数は、一般的に結晶構造による寄与 (格子振動効果) と磁性に起因する寄与 (磁気体積効果) があり、結晶構造が同じである場合、後者の寄与が成分の影響として発現すると考えられる²³⁾。式 (1) のネール温度への影響に見られるように、磁気モーメントに対する Mn と Ni の影響が正反対である事から、熱膨張へも正反対の傾向になったと考えられる。そこで、極低温での低透磁率を確保しつつ、かつ大きな熱膨張係数を得るためには、式 (1) からわかるように Mn 量を多く、Ni 量を少なく含有した方がよいことから、最適なバランスとして開発鋼では Ni 量が 6.5mass%、Mn 量が 11.5mass% を選定した。

(3) 強度

強度については、オーステナイト結晶構造では侵入型元素である C 量および N 量が有効であるが、窒素は十分に含有しているため、0.2mass% 耐力および引張強さに及ぼす C 量と調質圧延率の影響を調査した結果が図5である。焼鈍材の強度は、C 量が増えると比例的に高くなる。C 量が 0.2mass% 以下では、室温での焼鈍材の強度は以下の式 (3) および式 (4) の関係が認められる。

$$\sigma_{0.2} \text{ (N/mm}^2\text{)} = 314\text{C} + 446 \quad \dots\dots\dots (3)$$

$$\sigma_B \text{ (N/mm}^2\text{)} = 441\text{C} + 774 \quad \dots\dots\dots (4)$$

C 量の係数は、準安定オーステナイト系ステンレス鋼から K.J.Irvine らが求めた値 (353, 529) よりやや小さい²⁴⁾。これは、実験に使用した材料が加工誘起マルテンサイト (α') 相が生じない安定オーステナイト系ステンレス鋼であるためと考えられる。0.2% 耐力および引張強さは、一般的に母相の強度と結晶粒径に依存すると考えられる。今回の実験では、結晶粒径は約 25~30 μm であったので、もっと詳細には式 (3) および式 (4) に結晶粒径の寄与を加える事が望ましい。

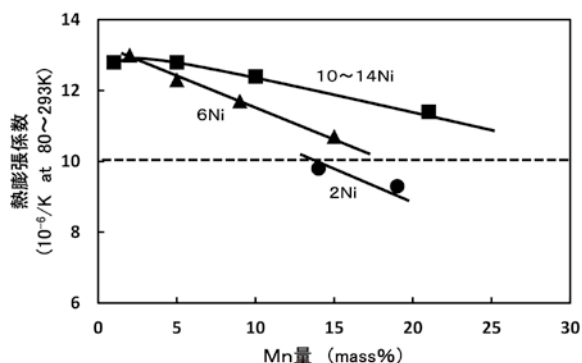


図4 低温熱膨張係数と Mn 量および Ni 量の関係

いずれにしても焼鈍材および調質圧延材ともに、0.2%耐力はC量が増えるほど高くなる。今回調査したC量の範囲では、焼鈍材でも開発目標の400N/mm²以上を満足している。

(4) 靱性

オーステナイト鋼は、結晶構造に起因する塑性すべり系が多いため、低温での靱性が優れている事は一般的であるが、今回の開発鋼について極低温(4.2K)、低温(77K)と常温(293K)の3水準の温度域でのシャルピー衝撃吸収エネルギーとC量を図6に示す。

4.2Kと77Kでの値は、293Kに比べると低い、ほとんど差が認められない。4.2Kの極低温ではC量が0.12mass%以下であれば、80Jと一定となり、開発の目標を確保できる。衝

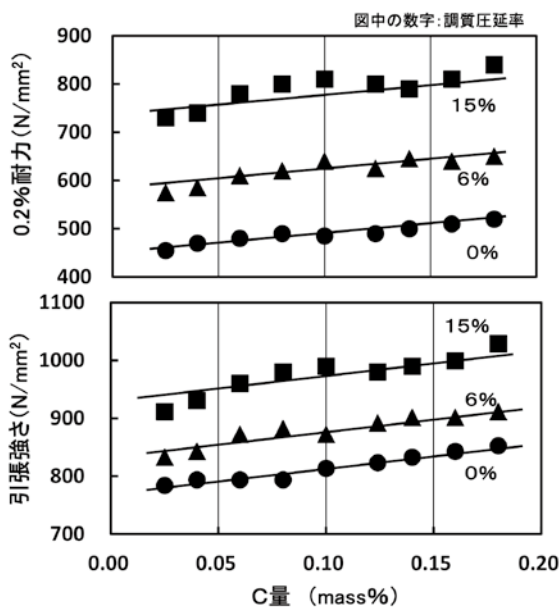


図5 焼鈍材および調質圧延材の0.2%耐力および引張強さとC量の関係

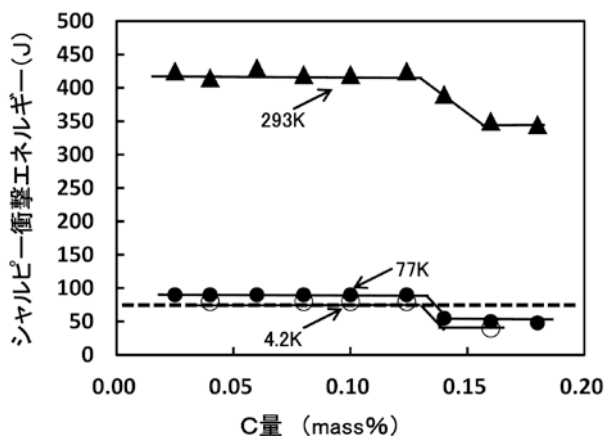


図6 衝撃特性とC量の関係

撃破面の観察や組織の粒界腐食試験結果を図7に示す。C量が0.10mass%材では延性破面を示すのに対して、0.16mass%材は粒界破面を示している。C量が0.16mass%材では明瞭にCr炭化物析出による溝状組織が観察されている。したがって、C量が0.12mass%を超えると粒界に炭化物が析出するため、この炭化物が破断の起点となって靱性を劣化させると考えられる²⁵⁾。

3.3 開発した成分系と性能評価

以上のように検討した結果、極低温での高強度非磁性ステンレス鋼の主要成分を表3に示す。また、60トン電気炉による商業プロセスで製造した製品板の特性を高Ni高N系ステンレス鋼や高Mn鋼などと比較して表4に示す。高Ni高N系ステンレス鋼は、透磁率が室温で良好であるが、極低温では大きくなり、好ましくない。高Mn鋼は、極低温での良好な非磁性を示すが、熱膨張係数が小さすぎる。開発鋼は、極低温での透磁率が小さく、熱膨張係数が大きいので、超伝導加速器のカラー材として最適な材料である。

4 LHC向け超伝導ダイポールマグネットカラー材への適用結果²⁶⁾

NSSC130Sは、旧新日鐵時代にYUS130Sとして1999年10月にCERNのLHCのカラー用素材(板厚3.0mm)としての採用が決定し、2005年6月までの約6年間で累計約11,500トンを生産し、CERNへ納入した。粒子加速器断面模式図と超伝導ダイポールマグネット構成部材を図8に示す²⁷⁾。カラー

表3 開発鋼の主要化学成分 (mass%)

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	N	Mo
0.09	0.42	11.5	0.02	0.001	6.61	17.77	0.3	0.09

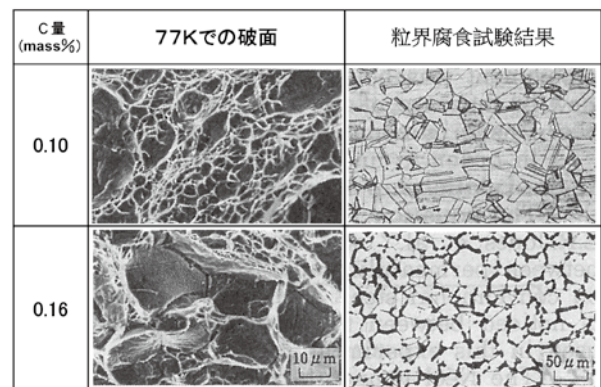


図7 19Cr-11Mn-6Ni-0.35鋼のC量とシャルピー衝撃試験後の破面および粒界腐食試験結果の関係

表4 開発鋼および極低温用既存材料の製品特性

			開発鋼	高Ni高N系ステンレス鋼	SUS316L	高Mn鋼
化学成分	C	mass%	0.09	0.02	0.02	0.2
	M n	mass%	11.5	1.6	0.8	25
	C r	mass%	18	25	16	5
	N i	mass%	6.5	13	12	1
	N	mass%	0.3	0.35	0.12	0.1
室温での引張特性	0.2%耐力	N/mm ²	480	480	343	284
	引張強さ	N/mm ²	804	862	647	725
	伸び	%	45	48	48	57
4.2Kでの引張特性	0.2%耐力	N/mm ²	1637	1450	990	960
	引張強さ	N/mm ²	1911	1852	1499	1509
	伸び	%	20	25	43	41
80～293Kでの熱膨張特性		10 ⁻⁶ K ⁻¹	11.6	12.2	12.5	7.2
透磁率	室温		1.0019	1.002	1.003	1.001
	4.2K		1.0021	1.027	1.013	1.001

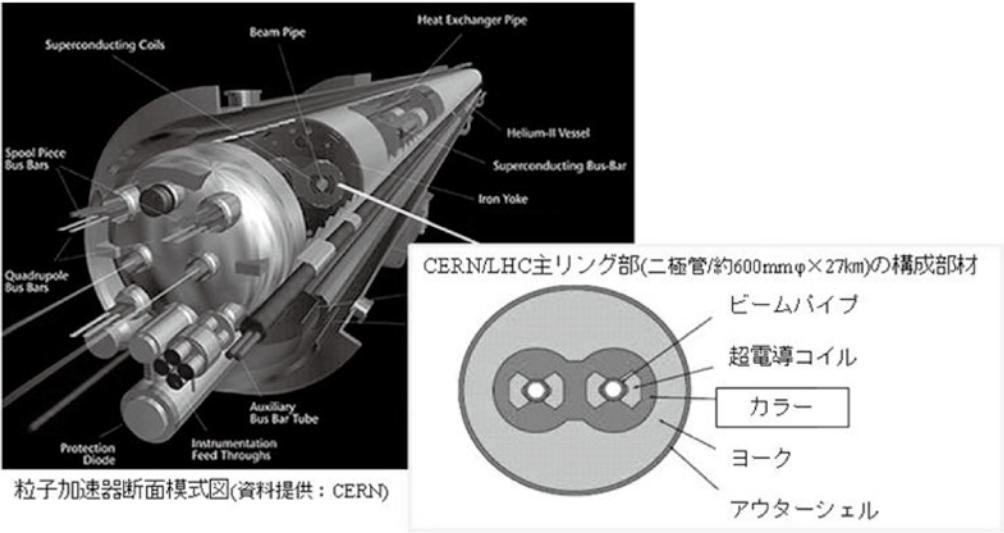


図8 LHC 粒子加速器断面模式図と超伝導ダイポールマグネット構成部材

材は、ファインブランキングにより打抜き加工される。

また、CERNへ納入したNSSC130Sのコイル材における磁気的特性、化学成分および板厚についてスペックとの関係を確認した。

(1) 磁気的特性：出鋼チャージの極低温（4.2K）での透磁率測定結果と式（1）に基づくネール温度の計算結果を図9に示す。極低温（4.2K）における透磁率のスペックの $\mu \leq 1.003$ に対して、1.0020～1.0030の間で製造する事が出来た。ネール温度も全チャージとも130K以上を満足し、初期チャージを除き138K±約2Kの狭範囲で制御されている。

(2) 化学成分：出鋼チャージ毎のC量およびMn量の推移を図10に示す。図9で見られたネール温度のチャージ推移は、Mn量の影響と推察される。また、強度への影響が大きいC量は0.02mass%以下の狭範囲で制御

されている。これらは、AOD炉に真空機能を付加したV-AODプロセス（減圧高速脱炭法）等に代表される最近のステンレス鋼の製鋼技術の進歩によるところが大きいと考えられる²⁸⁾。

(3) 板厚：出荷コイルの板厚分布を図11に示す。スペックの3.0mm±0.075mmは、日本工業規格で規定されている板厚許容差の約1/3という厳しいスペックであるが、平均2.985mm、 $\sigma = 0.021\text{mm}$ であり、十分に板厚精度を確保することが出来た。これも自動板厚制御や自動形状制御に優れた新クラスター型冷間圧延機等に代表される最近のステンレス鋼の冷間圧延技術の進歩によるところが大きいと考えられる²⁸⁾。

以上、他の特性もすべてスペックを満足しており、全長27kmのLHCの性能を支える一翼を担っていると自負出来る材料を提供した。

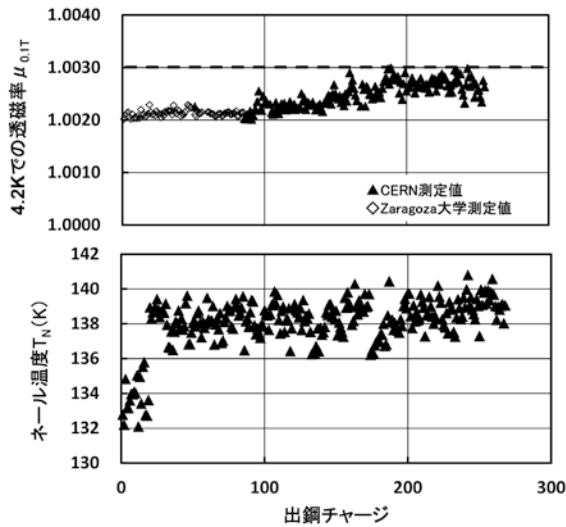


図9 4.2Kでの透磁率の測定結果およびネール温度の出鋼チャージ推移

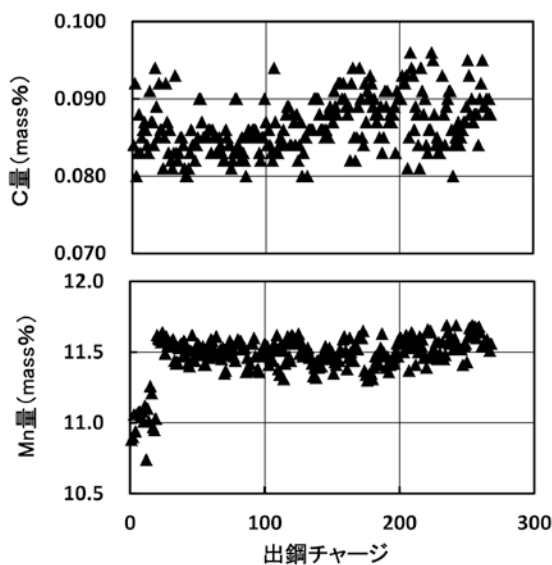


図10 C量およびMn量の出鋼チャージ推移

5 非磁性鋼の最近の開発話題について

日本の非磁性鋼が世界的プロジェクトであるLHCへ採用されたことは、国内の技術力の優位性を示すものである。今後ともその優位性を確保し続けるために、日本における非磁性鋼に関わる最近の開発話題について以下に述べる。

高濃度の窒素添加は、高強度非磁性化するだけでなく、材料の耐食性を向上させるので、高価なNiを節約するか、または全く含まない事が可能なため、高耐食性を有する高強度非磁性鋼を開発することが出来る有望なシーズ技術である。そのための新溶解プロセスとして、近年加压溶解法が開発されている²⁹⁾。この方法によると、オーステナイト系

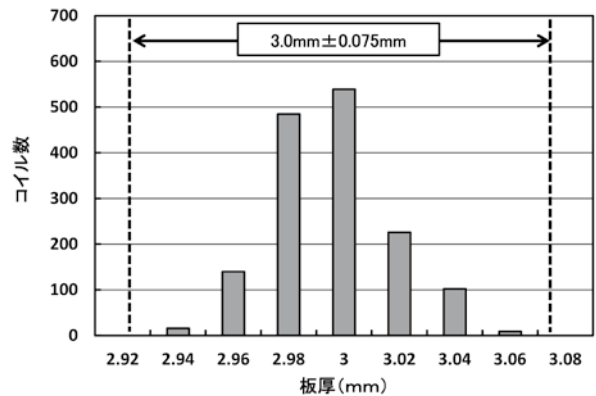


図11 出荷コイルの平均板厚実績分布

で1.0mass%程度窒素を含有させることができ、耐食性はSUS836L (23mass%Cr－25mass%Ni－6mass%Mn)系のスーパーステンレスに匹敵する可能性がある。また、このような高Mn-高N系の非磁性鋼が開発実用化されれば、Niを含まないようにすることが出来るので、オーステナイト系ステンレス鋼に特有の応力腐食割れが改善される可能性があり、自動車や家電等の非磁性かつ高強度が要求される精密機器等への適用も広がることが期待されるであろう。

また、2011年に発生した東日本大震災後に国内の原発が次々と停止しており、かつ世界的にエネルギーが不足していることから、石油や天然ガスに対する需要が高まっており、新しい油田やガス田の掘削、探査が活発になっている。このような掘削用に高強度非磁性ドリルカラー材の需要が近年増えているが、掘削や探査における地下探査環境が年々過酷になっているため、高い耐食性が要求されてきている。このような要求特性を満足すべく、従来以上にMnを添加した19mass% Cr-16mass% Mn系の窒素添加ステンレス鋼が開発されている³⁰⁾。高窒素化により高強度化するため、大型素材の場合、冷間加工で加工能率を確保するのが難しく、低効率の生産になっている。そこで、加工能率確保のため、温間加工を適用する事で生産性向上が図られている。ステンレス鋼の場合、温間加工温度が650℃を中心に行うと、粒界にCrの炭化物や窒化物を生成し、粒界近傍のCr濃度を10%以下に低下させる、いわゆる鋭敏化現象が起こる。このような材料を腐食環境下で使用すると、粒界腐食による耐食性劣化の問題が発生する危険性がある。材料的な対応として、鋭敏化防止にはCrより結合し易いTiやNbの添加が有効であるが、添加量が多くなると、表面欠陥の問題が生じる。温間加工方法は、適正な材料成分系、加工温度と加工率との適正な組合せと表面欠陥および表面酸化の防止方法が技術課題であるが、今後は高強度非磁性鋼を加工する方法として有望になる可能性が考えられる。

6 まとめ

ヒッグス粒子の発見に貢献したCERNのLHCへ日本のオーステナイト系の非磁性鋼が採用された事は、国内における長年の非磁性鋼開発の取組みの成果である。今後も大きな国際的なプロジェクトの次世代加速器「国際リニアコライダーILC (International Linear Collider)」や2027年開業目標の東京・名古屋間のリニアモーターカーへの日本発の非磁性鋼の適用を目指し、新材料および新プロセスの開発を弛まぬ努力で進めていくことを確信したい。

参考文献

- 1) F.Bertinelli, F.Fudanoki, T.Komori, G.Peiro and L.Rossi: IEEE Transactions on Applied Superconductivity, 16 (2006) 2, 1773.
- 2) 野原清彦: 金属, 79 (2009) 6, 69.
- 3) 非磁性鋼における最近の進歩, 日本鉄鋼協会編, 東京, (1990)
- 4) 中野平, 後藤督高, 前田昌敏: 鉄と鋼, 50 (1964) 1, 37.
- 5) 梶晴男, 廣松睦生, 登根正二, 嶋田雅生, 島本進: R&D神戸製鋼技報, 34 (1984) 3, 57.
- 6) 末宗賢一郎, 杉野和男, 梶本弘毅, 島本進, 中嶋秀夫: 製鉄研究, 318 (1985), 22.
- 7) 野原清彦: ふえらむ, 3 (1998) 9, 675.
- 8) 清水謙一: 日本金属学会報, 25 (1986) 5, 392.
- 9) H.Yanagi, A.Nyilas and M.Specking: International Symposium on New Developments in Applied Superconductivity, Osaka, (1988), 503.
- 10) F.C.Hull: Welding Journal, 52(1973), 193-s.
- 11) T.Angel: JISI, 177 (1954), 165.
- 12) 野原清彦, 小野寛, 大橋延夫: 鉄と鋼, 63 (1977) 5, 772.
- 13) 平山俊成, 小切間正彦: 日本金属学会誌, 34 (1970) 5, 507.
- 14) S.Floreen and I.R.Mihalisin: ASTM, STP-No.369 (1963), 17.
- 15) 特殊鋼, 40 (1991) 10, 29.
- 16) 飛弾高宏: 特殊鋼, 60 (2011) 1, 48.
- 17) <http://home.web.cern.ch/topics/large-hadron-collider>.
- 18) M.Bajko, F.Bertinelli, B.Bellesia, P.Fessia, P.Hagen, J.P.Koutchouk, J.Miles, M.Modena, M.Pojer, L.Rossi, G.de Rijk, F.Savary, E.Todesco, D.Tommasini, J.Vlogaert, C.Vollinger and E.Wilder: IEEE Transactions on Applied Superconductivity, 17 (2007) 2, 1097.
- 19) 新富孝和: 日本鉄鋼協会基礎研究会非磁性鋼調査研究部会, (1990), 78.
- 20) H.Sumitomo and J.Nakatsuka: Proc.of Stainless Steel' 91, (1991), 480.
- 21) 札軒富美夫, 山田義仁, 黒田昭夫, 赤松聡, 寺岡愼一: まてりあ, 40 (2001) 2, 181.
- 22) E.R.Jones, Jr., T.Datta, C.Almasan, D.Edwards and H.M.Ledbetter: Materials Science and Engineering, 91 (1987), 181.
- 23) 志賀正幸: 水曜会誌, 23 (2002) 12, 421.
- 24) K.J.Irvine, T.Gladman and F.B.Pickering: JISI, 207 (1969), 1017.
- 25) 由利哲美, 長井寿, 石川圭介: 低温工学, 25 (1990) 1, 35.
- 26) F.Bertinelli, G.Peiro, L.Rossi, F.Fudanoki and T.Komori: 19th International Conference on Magnet Technology, Geneva (2005), 27.
- 27) http://ns-sc.co.jp/updates/2013_jp/1799.
- 28) 池田聡: 新日鐵技報, 389 (2009), 2.
- 29) 清水哲也: ふえらむ, 16 (2011) 1, 13.
- 30) 石川浩一, 植田茂紀, 清水哲也, 栗原優介, 関口秀明: まてりあ, 48 (2009) 2, 85.

(2014年5月9日受付)