テーマ解説

JJ1 鋼核融合炉超伝導コイルケース用部材

西本 健太^{*1,†}

JJ1 Steel for the Superconducting Coil Case of a Fusion Reactor

Kenta NISHIMOTO^{*1,†}

Synopsis: JJ1 steel was developed through joint research between the Japan Atomic Energy Research Institute (JAERI, now the National Institute for Quantum and Radiological Science and Technology, QST) and Japan Steel Works, Ltd. (JSW). This steel became the structural material for the superconducting magnet coils of fusion reactors in the early 1980s. JJ1 steel is a non-magnetic steel that demonstrates good mechanical and metallurgical properties at liquid He temperatures (4 K) as well as good weldability. JJ1 steel is being used as the structural material for the Toroidal field (TF) coil of the International Thermonuclear Experimental Reactor.

Keywords: 4 K, ITER, mechanical properties, non-magnetic, stainless steel

1. はじめに

フランス南部のサン・ポール・レ・デュランスにおいて国際熱核融合実験炉（ITER、International Thermonuclear Experimental Reactor）が 2025 年の運転開始を計画に建設が進められている。ITER では **Fig. 1** に示すコイル構造体を使用されている¹⁾。構造体はプラズマを真空容器内に閉じ込める TF（Toroidal Field）コイル、発生したプラズマに電流を流す CS（Central Solenoid）コイル、プラズマ形状の安定のために用いられる PF（Poloidal Field）コイルから形成される。各コイルには Nb_3Sn の超伝導導体が組み込まれ、運転時には極低温（液体ヘリウム温度、4K）に冷却され、超伝導状態がえられる。そのため、コイルに使用される構造材料は極低温において所定の強度と靱性を有しつつ、非磁性であることが求められる。

当社は、1980 年代前半に JAERI（旧日本原子力研究所（現 QST/量子科学研究開発機構））と共同で、核融合炉の超伝導マグネット用構造材料の開発に取り組んだ。開発目標は 4 K における 0.2%耐力が 1200 MPa 以上、破壊靱性値（ K_{IC} ）が 200 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ 以上であり、この目標値を満足する材料として 12Cr-12Ni-10Mn-5Mo-0.2N（mass%）を基本組成とする JJ1 鋼が開発された²⁻⁵⁾。

（ITER 機構及び国立研究開発法人量子科学技術研究開発機構 提供）

Fig. 1 Schematic of the ITER coil structure.¹⁾

Fig. 2 ITER requirements for the mechanical properties of superconducting magnet structural materials at a temperature of 4 K.

Received July 19, 2019

^{*1} 株式会社日本製鋼所 室蘭研究所
〒051-8505 北海道室蘭市茶津町 4 番地
Japan Steel Works, LTD., 4 Chatsucho, Muroran, Hokkaido
051-8505, Japan

[†] E-mail: kenta_nishimoto@jsw.co.jp
DOI: 10.2221/jesj.54.445

(ITER 機構及び国立研究開発法人量子科学技術研究開発機構 提供)

Fig. 3 Layout of the TF coil case.¹⁾

ITER 工学設計活動 (EDA) 最終設計報告書 (FDR) において、Fig. 2 に示すように 4 K における 0.2%耐力が 1000 MPa 以上、破壊靱性値 (K_{IC}) が $200 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ 以上が要求され、溶接部に対してはその 90% の特性が求められた。要求値が当初の開発目標から引き下げられたが、ITER のコイルケース構造材としての影響はなかった。JJ1 鋼は Fig. 3¹⁾ に示す TF コイルケース中で使用条件が最も厳しい A2 アウタープレートと呼ばれる部位で使用される。本稿では、JJ1 鋼の開発経緯および JJ1 鋼製 A2 アウタープレートの製造工程について概説する。

2. JJ1 鋼の開発

2.1 ベース組成の選定

Table 1 に共同研究開発から JJ1 鋼試作までの開発経緯を示す⁶⁾ が、実験室溶解材に始まり、複数の試作を行い、実機製造に向けての準備が進められた。

オーステナイト系ステンレス鋼は優れた強度-靱性バランスを示すことから、SUS304 鋼と SUS316 鋼の 4 K における引張特性ならびにシャルピー衝撃特性に及ぼす Mo や C、N の影響について調査されている。一般に、SUS316

Table 1 The history of development.

1982	Development of cryogenic structural materials started JAERI-Target 1. 0.2%YS at 4K $\geq 1200 \text{ MPa}$ 2. $K_{IC}(\text{J}) \geq 200 \text{ MPa}$ 3. Non-magnetic 4. Rust resistance 5. Good workability and weldability
1984	Development of JJ1 steel (12Cr-12Ni-10Mn-5Mo-N) Probability test of 50 kg VIM (Lab. melting) and 500 kg ESR
1986	Trial manufacture of 140-mm-thick forged material (290mm ^W ×L)
1989	Development of JJ1 steel welding material (GTAW)
1992	Trial manufacture of 150-mm-thick forged material (400mm ^W ×L)
1994	Trial manufacture of 250-mm-thick forged material (550mm ^W ×L)
1996	Trial manufacture of 110-mm-thick rolled material (1100mm ^W ×L) and Trial manufacture of 500-mm-thick forged material (500mm ^W ×L)
2004	Trial manufacture of 380-mm-thick forged material (940mm ^W ×L) (manufacturer certification of ITER TF coil case material)

鋼の降伏強度と破壊靱性は SUS304 鋼と比較して良好である。また、C よりも N が低温強度に対する寄与が大きいことから、SUS316L に N を添加した SUS316LN 鋼が低温用鋼としてより有用であることが示されている⁷⁾。さらに Mo の添加により靱性を低下させることなく強化できるが、Mo 添加により、 δ フェライトが生成しやすくなる。 δ フェライト生成を抑制するため、SUS316LN から Cr 量を減少させた 12Cr-12Ni を基本組成として、低温の機械的特性に

Fig. 4 The effect of Mo content on tensile properties at 77 K for 12Cr-12Ni-1.2Mn-0.1N-Mo steel.

Fig. 5 Temperature dependence of Charpy-absorbed energy for 12Cr-12Ni-1.2Mn-0.1N-Mo steel.

及ぼす Mo, Mn および N の影響を調査し、最適な組成を決定した²⁾。

2.2 Mo 量の影響

12Cr-12Ni-1.2Mn-0.1N をベースの組成として Mo を変化させて、低温の機械的特性に及ぼす Mo 量の影響を調査した。Fig. 4 に 77 K の引張特性に及ぼす Mo 量の影響を示す。Mo の増加に伴って 0.2%耐力は増加したが、これは置換型固溶強化によるものと推察された。一方、伸びについては Mo が 5.2 mass%までは添加に伴って増加したが、7.7 mass%以上では急激に低下した。Fig. 5 にシャルピー吸収エネルギーに及ぼす Mo 量の影響を示す。Mo 量が 5.2 mass%以下では高い値を示すが、7.7 mass%以上になると吸収エネルギーに急激な低下が認められた。Fig. 6 に Mo 量が 7.7 mass%と 9.9 mass%の 12Cr-12Ni-1.2Mn-0.1N-Mo 鋼のミクロ組織を示す。Mo 量が 5.2 mass%以下ではオーステナイト単相であったが、7.7 mass%および 9.9 mass%ではオーステナイト相に加え、Laves 相、R 相、 χ 相の 3 種の金属間化合物の析出が認められた。この金属間化合物の析出が、伸びおよび吸収エネルギーの低下の原因であると推察された。

以上の結果より、低温における伸びや吸収エネルギーを

(a) 7.7 mass% Mo

(b) 9.9 mass% Mo

Fig. 6 The microstructure of 12Cr-12Ni-1.2Mn-0.1N-Mo steel.

低下させずに高い 0.2%耐力を得ることができる最適な Mo 量は約 5 mass%であると判断した。

2.3 Mn 量の影響

2.2 項の結果から、12Cr-12Ni-5Mo-0.15N をベースの組成として、低温の機械的特性に及ぼす Mn 量の影響を調査した。Fig. 7 に 77 K の引張特性と Mn 量の相関を示す。0.2%耐力および引張強さは Mn 量の増加に伴って上昇した。この強度の上昇は Mn 添加の影響に加えて、Mn 量増加に伴う N の溶解度の増加により母相中の N 固溶量が増加したためと推察される。Mn 量が 1 mass%で最も高い引張強

Fig. 7 The effect of Mn content on tensile properties of 12Cr-12Ni-5Mo-0.15N-Mn steel at 77 K.

Fig. 8 The temperature dependence of Charpy-absorbed energy for 12Cr-12Ni-5Mo-0.15N-Mn steel.

Fig. 9 The microstructure of 12Cr-12Ni-5Mo-0.15N-Mn steel (15 mass% Mn).

さを示した原因は、オーステナイトが準安定で、加工誘起マルテンサイトが生成しやすかったためと考えられる。伸びについては、Mn 量 15.0 mass%までは添加に伴ってわずかに減少する傾向であったが、20.2 mass%では著しく低下した。**Fig. 8** に吸収エネルギーに及ぼす Mn 量の影響を示す。10.1 mass%までは良好な吸収エネルギーを示すが、15.0 mass%以上では添加に伴って吸収エネルギーが低下した。**Fig. 9** に吸収エネルギーが低い Mn 量 15.0 mass%のミクロ組織を示す。Mn 量が 10.1 mass%まではオーステナイト単相であるのに対して、15.0 mass%以上添加すると **Fig. 9** のように χ 相および laves 相の 2 種の金属間化合物の析出が認められた。Mn 量 15.0 mass%以上での伸びおよび吸収エネルギーの低下はこれら金属間化合物の析出が原因であると考えられる。

以上の結果より、12Cr-12Ni-5Mo-1.5N-Mn 鋼については、Mn 量が 10 mass%程度までであれば靱性への影響は少なく、強化元素である N の溶解度を高めることができるので、Mn 量を 10 mass%として強度上昇を図ることとした。

2.4 N 量の影響

12Cr-12Ni-10Mn-5Mo をベースの組成として N を変化させて、極低温の機械的特性に及ぼす影響を調査した。**Fig. 10** に 4 K の引張特性に及ぼす N 量の影響を示す。0.2%耐力と引張強さはともに N 量の増加に伴って上昇した。当初の要求特性である 4k での 0.2%耐力 1200 MPa 以上を満足するためには、0.20 mass%以上の N 量が必要となる。**Fig. 11** にシャルピー吸収エネルギーに及ぼす N 量の影響を示す。N 量の増加に伴って 4 K の吸収エネルギーは増加する傾向を示した。

Mo、Mn、N の影響を調査した結果、4K において 0.2%耐力が 1200 MPa 以上で高靱性を有する極低温用構造材料として 12Cr-12Ni-10Mn-5Mo-0.2N の組成が最適であると判断した。この組成の 50 kg 鋼塊を用いて 4 K における K_{IC} を調査した結果、要求特性である 200 MPa $\sqrt{m}$ 以上で

Fig. 10 The effect of N content on the tensile properties of 12Cr-12Ni-10Mn-5Mo-N steel at 4 K.

Fig. 11 The effect of N content on the Charpy-absorbed energy of 12Cr-12Ni-10Mn-5Mo-N steel at 4 K.

あることが確認された。その後、Table. 1 に示す試作を経て、この組成にて実機が製造されている。

3. A2 アウタープレートの製造⁶⁾

TF コイル部材である JJ1 鋼製 A2 アウタープレートの製造工程を **Fig. 12** に示す。JJ1 鋼はオーステナイト系ステンレス鋼であり、その製造工程は SUS316 などの一般的なオーステナイト系ステンレス鋼鍛鋼品に準じて計画されているが、後述のように JJ1 鋼では二次溶解として ESR (Electro Slag Remelting) が適用される。各工程のポイントを以下に示す。

3.1 製鋼

JJ1 鋼は SUS316 鋼と比較して、Cr 量が少ないものの Mn 量と Mo 量が多いため、偏析部に Laves 相などの金属間化合物の析出が懸念される。2 項で示したように金属間化合物の析出は伸びや靱性などに悪影響を及ぼすため、

Fig. 12 The manufacturing process.

Fig. 14 The ESR electrode.

Fig. 15 The forging process.

Fig. 13 The melting and ingot-making processes.

JJ1 鋼については電極鋼塊溶製後、二次溶解として ESR を適用し、鋼塊の均質化、金属間化合物の低減、高纯净度を図っている。本部材における溶解・造塊工程を Fig. 13 に示す。電気炉による溶解、精錬後に VOD (Vacuum Oxygen Decarburization、真空酸素脱炭) および下注ぎ casting により電極鋼塊を溶製する。JJ1 鋼では 2000 ppm 以上の N 添加が必要となるため、電極鋼塊溶製時に N 量確保の管理が重要となる。溶製された電極鋼塊は所定の形状に鍛錬して ESR 溶解を行う。ESR では Fig. 14 に示す $\phi 1250$ mm の鋼塊を溶製する。

3.2 鍛錬

ESR にて溶製された鋼塊に対して、14,000 ton 水圧プレスを用いて鍛錬を行う。鍛錬作業状況を Fig. 15 に示す。一般的にオーステナイト系ステンレス鋼は熱処理工程における相変態を利用した結晶粒の微細化ができないため、鍛錬工程での加工再結晶を利用した結晶粒径の調整を行う。オーステナイト系ステンレス鋼の結晶粒細粒化を目的とした鍛錬コンセプトを Fig. 16 に示す⁷⁾。結晶粒径を調整するには鍛錬温度における結晶粒成長挙動および動的再結晶挙動を考慮し、最適な加熱温度、加工ひずみ、工程数を計画する。結晶粒成長を抑制するためには、加熱温度が低いことが望ましいがオーステナイト系ステンレス鋼は低合金

STAGE	Heating and Forging	Effect
I	<ul style="list-style-type: none"> Low temperature heating Light forging 	<ul style="list-style-type: none"> Improvement of hot ductility
II	<ul style="list-style-type: none"> High temperature heating Heavy forging 	<ul style="list-style-type: none"> Elimination of internal defects
III	<ul style="list-style-type: none"> Heating under secondary recrystallization temperature Processing of 10% or more reduction in area 	<ul style="list-style-type: none"> Forming Refining of grain size
IV	<ul style="list-style-type: none"> Solution heat treatment 	<ul style="list-style-type: none"> Solution of carbide Control of grain size

Fig. 16 The forging process concept for austenitic steel forgings.

鋼などよりも鍛錬温度域における変形抵抗が高い。さらに JJ1 鋼は多量の N 添加によって強化されており、SUS316 鋼などよりも変形抵抗が高くなっていることから、鍛錬プレスの容量を考慮した綿密な鍛錬計画が必要となる。

3.3 熱処理

鍛錬で形状を整えた後に、溶体化熱処理が施される。溶体化熱処理の目的は、粒界析出物の固溶であり、結晶粒粗大化を防止するために、保持温度 1050 °C 前後で実施している。また、冷却においては、粒界析出物の生成を抑制するために析出温度域での急冷が必要となり、冷却に使用する水槽内で強制攪拌を実施して冷却速度を加速している。

3.4 機械加工

A2 アウタープレート製造では、固溶化熱処理終了後に超音波探傷試験用の矩形断面形状加工が行われ、検査後に最終形状加工が行われる。アウタープレートは長尺であることから、機械加工では特に変形に留意する必要がある。そのため、加工手順や加工中の冷却について事前に計画し、加工を行っている。

4. おわりに

本稿では極低温用構造材料である JJ1 鋼の開発および実機部材製造プロセスについて紹介した。なお、前述の計画のもと ITER A2 アウタープレート実機部材製造は無事に完了している。本部材の開発や製造の知見を生かして、ITER 以降に予定されている原型炉、実証炉においても高品質の部材を製造することで貢献していく所存である。

参考文献

- 1) N. Koizumi and A. Nishimura: "Superconducting coil to generate magnetic field for plasma confinement," Journal of the Atomic Energy Society of Japan **75** (2005) 703-709 (in Japanese)
小泉徳潔, 西村 新: 「プラズマ閉じ込めの磁場を作る超伝導コイル」, 日本原子力学会誌 **75** (2005) 703-709
- 2) J. Ishizaka, R. Miura, S. Shimamoto and H. Nakajima: "Strength and toughness of 12Cr-12Ni-10Mn-5Mo steel for cryogenic structural application," Tetsu-to-Hagane **76** (1990) 791-798 (in Japanese)
石坂淳二, 三浦 立, 島本 進, 中嶋秀夫: 「極低温用 12Cr-12Ni-10Mn-5Mo 鋼の強度と靱性」, 鉄と鋼 **76** (1990) 791-798
- 3) K. Nishimoto: "Cryogenic structural materials for fusion reactor," Materia Japan **55** (2016) 457-460 (in Japanese)
西本健太: 「核融合炉用極低温構造材料」, まてりあ **55** (2016) 457-460
- 4) S. Shimamoto, H. Nakajima and Y. Takahashi: "Evolution of cryogenic structural material development for superconducting coils in fusion reactors," TEION KOGAKU **48** (2013) 60-67 (in Japanese)
島本 進, 中嶋秀夫, 高橋良和: 「核融合炉用超伝導コイル構造材料開発の歩み」, 低温工学 **48** (2013) 60-67
- 5) H. Nakajima, S. Shimamoto, M. Iguchi, K. Hamada, K. Okuno and Y. Takahashi: "Cryogenic structures of superconducting coils for

- fusion experimental reactor “ITER”),” TEION KOGAKU **48** (2013) 508-516 (in Japanese)
- 中嶋秀夫, 島本 進, 井口将秀, 濱田一弥, 奥野 清, 高橋良和:「核融合炉‘ITER’の超伝導コイル用極低温構造物」, 低温工学 **48** (2013) 508-516
- 6) K. Ishio: “Structural material for superconducting magnet,” Abstracts of CSJ Superconducting Magnet Subcommittee, 4th Superconductivity Application Research Group (2003) (in Japanese)
- 石尾光太郎:「超電導マグネット用構造材料」, 平成 15 年度低温工学会 超伝導磁石専門部会 第 4 回超伝導応用研究会 予稿 (2003)
- 7) R. Miura, K. Ohnishi, H. Nakajima and S. Shimamoto: “Effect of carbon and nitrogen on the tensile deformation behavior of SUS304 and 316 stainless steels at cryogenic temperature,” Tetsu-to-Hagane **76** (1990) 791-798 (in Japanese)
- 三浦 立, 大西敬三, 中嶋秀夫, 島本 進:「SUS304 および 316 ステンレス鋼の極低温における引張変形挙動におよぼす C および N の影響」, 鉄と鋼 **73** (1987) 715-722
- 8) Y. Koyama, T. Sasaki and T. Aizawa: “Manufacturing of JJ1 steel for the superconducting coil case of fusion reactor,” Japan Steel Works technical review **65** (2014) 71-75 (in Japanese)
- 小山庸一, 佐々木友治, 相澤大器:「JJ1 鋼核融合炉超伝導コイルケース用部材の製造」, 日本製鋼所技報 **65** (2014) 71-75
- 9) K. Ohnishi, et al.: “Development of seamless forged pipe and fitting for BWR recirculation loop piping with improved resistance to intergranular stress corrosion cracking,” Japan Steel Works technical review **40** (1981) 41-57 (in Japanese)
- 大西敬三ら:「核融合炉開発プロジェクトとコイルケース用非磁性鋼の製造」, 日本製鋼所技報 **40** (1981) 12-23
-

西 本 健 太 2010 年北海道大学大学院工学研究科修士課程 (材料科学専攻) 修了。2010 年 (株) 日本製鋼所室蘭研究所勤務。原子力材料およびクラッド鋼の研究開発に従事。