

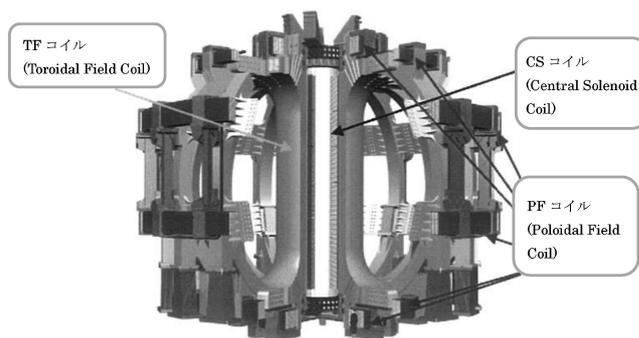
核融合炉用極低温構造材料

西本 健太*

1. はじめに

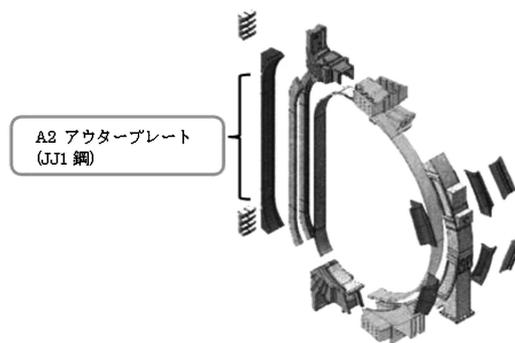
現在、フランス南部のカダラッシュにおいて国際熱核融合実験炉 (ITER, International Thermonuclear Experimental Reactor) が2025年の運転開始に向けて建設が進められている。核融合発電は核融合反応エネルギーによって発電するため、核分裂時に発生するエネルギーを利用する原子力発電とはまったく異なる発電方法である。その特徴としては、非放射性燃料を利用することや高レベル放射性廃棄物を生じないなどがあるが、核融合反応を起こすための1億2000万度という超高温のプラズマを発生させなければ核融合反応が止まるため、核分裂の連鎖反応のような暴走が起らないことなどがある。後者を換言すると、超高温のプラズマ状態を維持しなければ、安定的に核融合反応を起こすことはできないため、強力な磁場で特定の空間にプラズマを維持する手法がとられる。ITERでは図1に示すコイル構造体を使用される⁽¹⁾。構造体はプラズマを真空容器内に閉じ込めるTF (Toroidal Field)、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Nb₃Snの超伝導体が組み込まれ、運転時に超伝導体は極低温(液体ヘリウム温度、4 K)に冷却され、超伝導状態がつくられる。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。本材料の開発目標は極低温である液体ヘリウム温度(4 K)における0.2%耐力が1200 MPa以上、破壊靱性値(K_{IC})が200 MPa \sqrt{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⁾。本鋼は図2⁽¹⁾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鋼が上記組成に至った開発経緯および



(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)

図1 ITERコイル構造体概略図⁽¹⁾。



(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)

図2 TFコイルケース材料レイアウト⁽¹⁾。

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

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。過去の研究において、SUS304とSUS316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。Moを2~3 mass%含むSUS316は、Moを含まないSUS304と同等レ

* 株式会社日本製鋼所 室蘭研究所; 研究員(〒051-8505 室蘭市茶津町4番地)
Cryogenic Structural Materials for Fusion Reactor; Kenta Nishimoto(The Japan Steel Works, Ltd., Muroran)
Keywords: *alloying element, strength, toughness, cryogenic, non-magnetic*
2016年6月1日受理[doi:10.2320/materia.55.457]

ベルの靱性を有しながら、高い0.2%耐力を有し、CよりもNの方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⁽³⁾。一方で、Moの添加により δ フェライトが析出しやすくなるため、それを抑制するために、SUS316LNからCr量を低減した12Cr-12Niをベースとした試験鋼塊を用いて、低温の機械的特性に及ぼすMo、MnおよびNの影響を調査している⁽²⁾。

(1) 機械的特性に及ぼすMoの影響

図3に12Cr-12Ni-1.2Mn-0.1N-Mo鋼の77 Kにおける引張特性に及ぼすMo量の影響を示す。0.2%耐力はMo量の増加に伴って上昇するが、これは固溶強化によるものと推察される。伸びは5 mass%までは増加するが、7 mass%以上になると著しく低下する。図4にシャルピー衝撃特性に及ぼすMo量の影響を示す。衝撃値は5 mass%までは増加するが、7 mass%以上になると著しく低下した。図5にMoを7.7 mass%と9.9 mass%含む12Cr-12Ni-1.2Mn-0.1N-Moのミクロ組織を示す。Mo量が5 mass%まではオーステナイト単相であるのに対して、7 mass%以上添加した試料では析出物が認められた。抽出した残渣のX線回折による分析の結果、これら析出物はLaves相、R相、 χ 相の3種の金属間化合物であることが判明した。この金属間化合物の析出が伸び及び衝撃値の低下の原因であると考えられる。以上の結果より、最適なMo量は5 mass%と判断した。

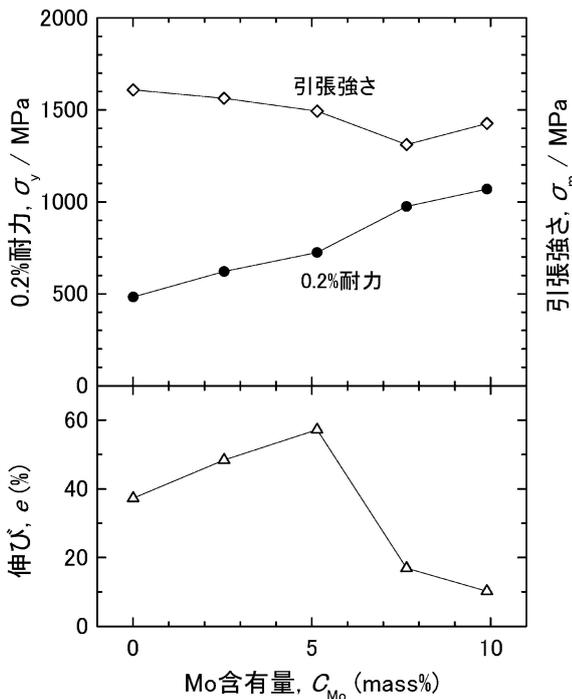


図3 12Cr-12Ni-1.2Mn-0.1N-Mo鋼の77 Kにおける引張特性に及ぼすMo量の影響。

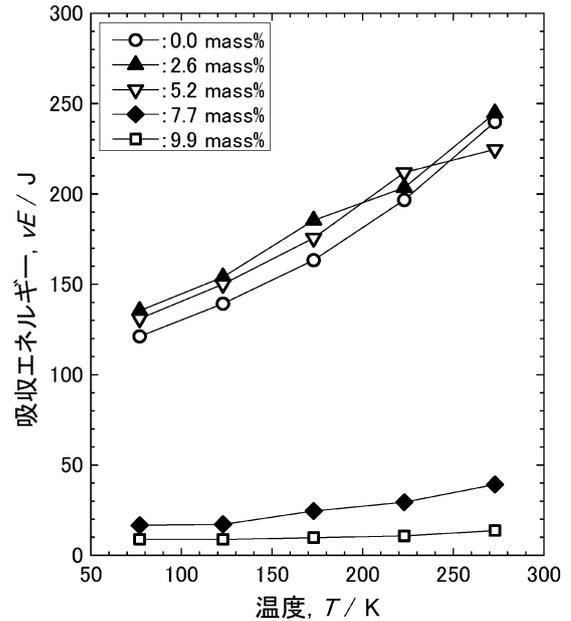
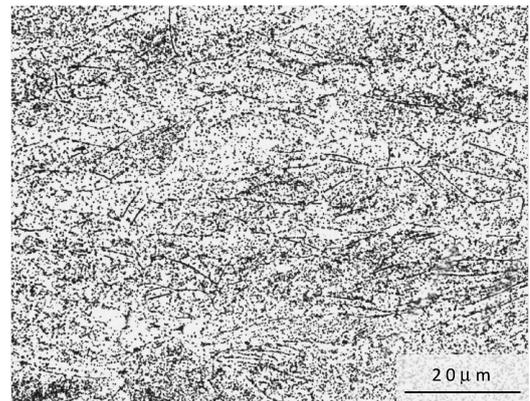
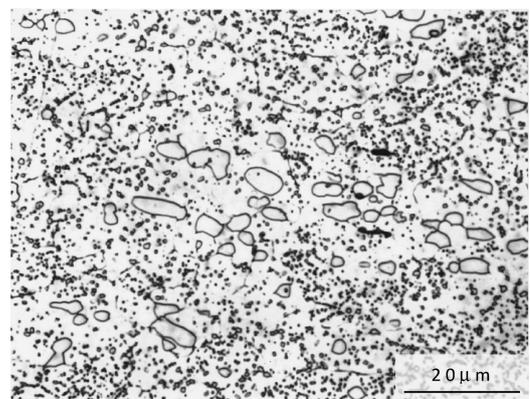


図4 12Cr-12Ni-1.2Mn-0.1N-Mo鋼の衝撃特性の温度依存性。



(a) Mo量 : 7.7 mass%



(b) Mo量 : 9.9 mass%

図5 12Cr-12Ni-1.2Mn-0.1N-Mo鋼のミクロ組織。

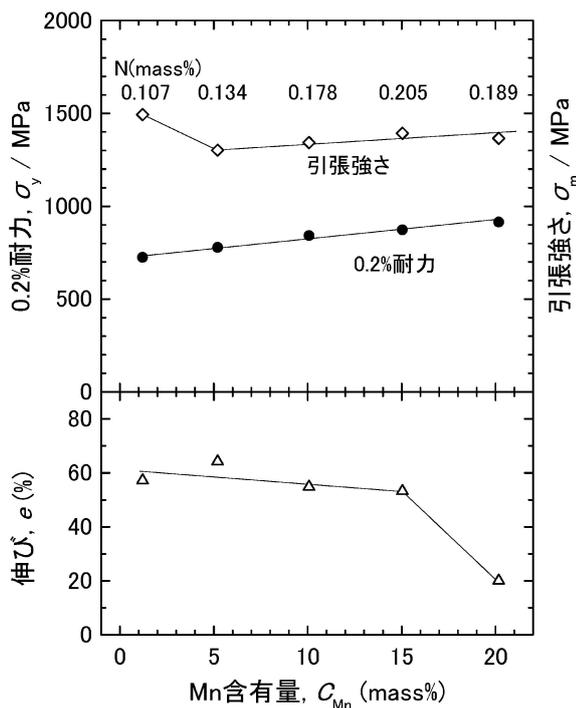


図6 12Cr-12Ni-5Mo-0.15N-Mn 鋼の 77 K における引張特性に及ぼす Mn 量の影響.

(2) 機械的特性に及ぼす Mn の影響

図6に12Cr-12Ni-5Mo-0.15N-Mn 鋼の 77 K における引張特性に及ぼす Mn 量の影響を示す. 0.2%耐力と引張強さは Mn 量の増加に伴って上昇した. この強度の上昇は Mn 添加の効果と, Mn 添加に伴う N の溶解度増加により母相中の固溶 N 量が増加したためと推察される. 1 mass% で最も引張強さが高かったのは, オーステナイトが準安定で, 加工誘起マルテンサイトが形成されやすかったと考えられる. 一方, 伸びは Mn 量が 15 mass% を超えると著しく低下した. 図7に衝撃特性に及ぼす Mn 量の影響を示す. 10 mass% までは衝撃値に及ぼす影響は小さいが, 15 mass% 以上の添加では衝撃値は著しく低下した. 図8に最も衝撃値が低かった Mn 量 15 mass% のマイクロ組織を示す. Mn 量が 10 mass% まではオーステナイト単相であるのに対して, 15 mass% 以上添加した試料では, χ 相および Laves 相の2種類の析出物が認められた. Mn 量が 15 mass% 以上での伸びと衝撃値の低下は, これらの金属間化合物の析出が原因であると推察される. 以上より, 12Cr-12Ni-5Mo-0.15N-Mn 鋼においては, Mn は 10 mass% までなら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% として高 N 化による強度上昇を図ることとした.

(3) 機械的特性に及ぼす N の影響

図9に12Cr-12Ni-10Mn-5Mo-N 鋼の 4 K における引張特性に及ぼす N の影響を示す. 0.2%耐力と引張強さは N 量

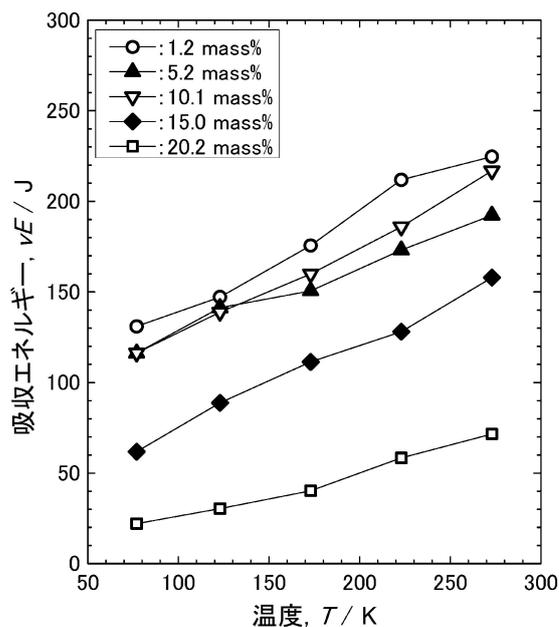


図7 12Cr-12Ni-5Mo-0.15N-Mn 鋼の衝撃特性の温度依存性.

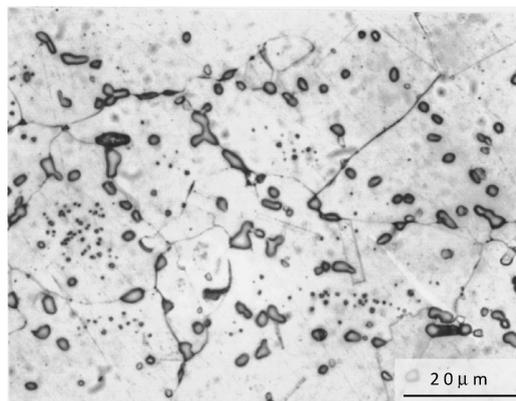


図8 12Cr-12Ni-5Mo-0.15N-Mn 鋼のマイクロ組織. (Mn 量: 15 mass%)

の増加に伴って上昇した. 開発目標である 4 K での 0.2%耐力 1200 MPa 以上を満足するためには, 0.2 mass% 以上の N 量が必要であることが明らかとなった. 図10に衝撃特性に及ぼす N 量の影響を示す. 4 K で試験を実施した結果, N 量の増加に伴って衝撃値が上昇した.

以上の結果より, 4 K における 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 の組成が有望であることが明らかとなった. この組成を有する 50 kg 小型鋼塊を用いて 4 K における破壊靱性試験を実施した結果, 開発目標 $K_{IC} \geq 200 \text{ MPa} \sqrt{\text{m}}$ を満足していることが確認された.

3. JJ1 鋼製 A2 アウタープレートの製造

JJ1 製の TF コイルケース部材/A2 アウタープレートを

