極低温におけるオーステナイト系ステンレス鋼の破壊靱性値と オーステナイト相の安定度との相関

櫻井 武尊^{*1,†}, 井口 将秀^{*1}, 中平 昌隆^{*1}, 齊藤 徹^{*1}, 小泉 徳潔^{*1}

Correlation between the Fracture Toughness of Austenite Stainless Steel and Stability of the Austenite Phase in Cryogenic State

Takeru SAKURAI^{*1,†}, Masahide IGUCHI^{*1}, Masataka NAKAHIRA^{*1}, Toru SAITO^{*1} and Norikiyo KOIZUMI^{*1}

Synopsis: Austenite stainless steel is used for liquid natural tanks and superconducting facilities since it has a face-centered cubic lattice, which is less likely to decrease its toughness at cryogenic temperatures. The structural materials of the ITER toroidal field coil structure (TFCS) are required to have high fracture toughness at cryogenic temperature (4 K) in order to prevent unstable fracturing by the huge electromagnetic force. Yield strength at 4 K can be accurately predicted pragmatically. However, the estimation method for fracture toughness at 4 K is not yet well developed. In this study, the authors investigated the correlation between several material properties and 4 K fracture toughness of actual sized ITER TFCS materials. As a result, there is a low correlation between 4 K fracture toughness and the parameters (i.e., 4 K yield strength, nitrogen content and grain size), which were thought to be well matched for fracture toughness as reported in previous studies. In contrast, 4 K tensile strength and Md_{30} are in good correlation with fracture toughness because local transformation into martensite occurring at the crack tip affects fracture toughness. Md_{30} is used as an index of stability in the austenite phase. The authors therefore established a new method that simplifies controlling 4 K fracture toughness of austenite stainless steel using Md_{30} . In addition, it is demonstrated that this method is effective for actual TFCS materials. The views and opinions expressed herein do not necessarily reflect those of the ITER organization.

Keywords: fracture toughness, austenite stainless steel, martensite, stability of austenite phase, superconducting coil, ITER
(Some figures in this article may appear in color only in the electronic version)

1. はじめに

オーステナイト系ステンレス鋼は耐食性に優れ極低温でも靱性が低下しにくい面心立方格子を持つため、極低温環境の液化天然ガスタンクや超伝導設備に使われている。現在、量子科学技術研究開発機構（量研機構）が調達を進めている核融合実験炉である ITER¹⁾向けトロイダル磁場コイル（以下、TF コイルと呼ぶ。Fig. 1）には、超伝導コイルの運転温度である液体ヘリウム温度（-269°C: 4 K）において巨大な電磁力が加わる。そのため、超伝導導体を格納

する TF コイル構造物（Fig. 2）には ITER 設計要求を満たすオーステナイト系ステンレス鋼が使用される。このような高品質かつ特殊な鋼材を 1 機当たり 260 トン（総量約 5,000 トン）という膨大な物量で調達する必要がある。TF コイルでは、巨大な電磁力に起因する不安定破壊防止の観点から、破壊靱性値が設計要求に含まれており、材料製造時にもこれを満足する必要がある。4 K における破壊靱性値を実験的に得るには、疲労予き裂を導入したコンパクト・テンション（CT）試験片²⁾を製作し、液体ヘリウムを大量に使用する必要があるなど、試験片製作及び試験実施それぞれにおいて時間と費用がかかるため、Fig. 3 に示す全ての TF コイル構造物材料の破壊靱性値を取得することは、現実的ではない。

ITER TF コイル構造物においては、実機製造開始前に材料メーカー毎に 4 K 試験を含んだ品質確認試験を実施し、その試験に合格し、かつ成分狙い値及び製造方法が同一であることを担保することで 4 K での全数試験は省略し、抜き

Received January 31, 2017

^{*1} 国立研究開発法人 量子科学技術研究開発機構
〒311-0193 茨城県那珂市向山 801-1

National Institutes for Quantum and Radiological Science and
Technology (QST), 801-1 Mukoyama, Naka, Ibaraki 311-0193,
Japan

[†] E-mail: sakurai.takeru@qst.go.jp

DOI : 10.2221/jcsj.52.260

取り検査、及び室温引張試験や化学成分分析、77 K シャルピー衝撃試験等を全数に実施することで品質を担保することとしている。引張特性については、室温の引張試験結果と化学成分から精度よく極低温性能を予測できることが古くから知られており³⁾、ITER TF コイル構造物材料にも品質管理として、この手法を適用している。ITER TF コイル構造物では、上述のように管理することで破壊靱性値が要求値を満足することを担保しているが、破壊靱性値そのものを予測する手法は、これまで実用段階として適用できるまでのものが開発されていないのが実情である。靱性は古くからシャルピー衝撃試験との相関が研究されてきたが、統一的な相関は見出されていない。そこで、破壊靱性値を推定するための新たな指標の検討が必要となっている。

著者らは、実機大試作材及び複数の製造方法や化学組成で製作された実機 TF コイル構造物材に対して、破壊靱性試験結果と新たな指標の相関を評価し、4 K での破壊靱性値を簡易的に予測する、新たな評価手法を確立することとした。本論文では、これらの結果を報告する。

Fig. 1 Over view of ITER TF coil. Fig. 2 TF coil structure.

Fig. 3 Materials for TF coil structure.

Note) Circled materials are representative of TF coil structure.

2. 極低温用材料の製作

本研究では、ITER TF コイル構造物に使用されているものと同じ極低温用オーステナイト系ステンレス鋼を供試材とした。供試材は窒素の固溶強化作用を利用して、極低温における降伏応力を強化した 316LN 鋼及び JJ1 鋼 (12Cr-12Ni-10Mn-5Mo-0.2N) である。供試材の形状、鍛造比 (圧延比)、固溶化熱処理条件を Table 1 に示す。Fig. 4 に示す供試材 (Table 1 における No.2~5 の Formed forgings) の鍛造比は Top 部と Bottom 部で板厚が異なるため、それぞれ異なる値となっている。Fig. 5 に示す供試材は曲げ鍛造品である。また、固溶化熱処理は Table 1 に示している温度と保持時間で処理した後、水冷した。化学成分に関しては Table 1 の No.1~9 毎に異なる狙い値とし、各 No.の中でもばらついた。

Fig. 4 Over view of formed forgings.

Fig. 5 Over view of bend forging.

Table 1 Manufacturing conditions of test samples.

No.	Test sample	Dimensions	Forging ratio	Solution heat treatment	Remark
1	Heavy thick rectangular forging	2620 mm×1100 mm×540 mm	8.5	1040~1070°C (Hold: 6 h)	For trial manufacturing
2	Formed forging for trial (1)	Fig. 4	18.7 (Top) 33.7 (Bottom)	1040~1070°C (Hold: 6 h)	Changing chemical composition among (1)~(3).
3	Formed forging for trial (2)	Fig. 4	16 (Top)	1010~1060°C (Hold: 14 h)	
4	Formed forging for trial (3)	Fig. 4	6.5 (Top)	1060~1080°C (Hold: 4 h)	
5	Formed forgings	Fig. 4	18.7~20.8 (Top) 33.7~39.6 (Bottom)	1040~1058°C (Hold: 6~7 h)	10 sets of samples were manufactured.
6	Forging plate (ESR) (1)	1250 mm×1550 mm×220 mm	15.9	1100°C (Hold: 11 h)	ESR (Electro-Slug-Remelting) was applied.
7	Forging plate (ESR) (2)	Fig. 5	18.2	1100°C (Hold: 8 h)	ESR was applied.
8	Hot rolled plate	1500 mm×6000 mm×100 mm	4 or more	1085°C (Hold: 7 h)	Hot rolling process was applied.
9	Fe-Mn-Cr long forging plate	7600 mm×860 mm×260 mm	21	1040~1056°C (Hold: 7 h)	JJ1 (Fe-Mn-Cr steel)

3. 極低温用材料試験

2 章で製作した材料から機械試験片を採取し、以下に示す試験を実施した。破壊靱性試験以外の項目は過去に破壊靱性値と相関があると報告されたパラメータ 1) 77 K シャルピー衝撃試験、2) 4 K 降伏応力、3) 窒素量、4) 結晶粒度⁴⁻⁶⁾を選択した。1) については相関はないとの見解があるが、今回は比較のために選定した。4 K 引張強さと窒素量以外の化学分析は上記の試験と伴に取得した。

3.1 4 K 破壊靱性試験

4 K 破壊靱性試験は予き裂が導入された 1 インチの CT 試験片 (Fig. 6) を用いて、JIS Z 2284「金属材料の液体ヘリウム中弾塑性破壊じん(靱)性 J_{IC} 試験方法」に則って実施した。試験は量研機構が所有する油圧サーボ式 100 kN 疲労試験機を用い、荷重点変位測定はクリップゲージを用いて実施した。除荷コンプライアンス法により弾塑性破壊靱性 J_{IC} を求め、平面ひずみ破壊靱性値 $K_{IC}(J)$ [MPam^{0.5}] を評価した。以後簡便のために、 $K_{IC}(J)$ を K_{IC} と記す。他のパラメータと破壊靱性値の相関を確認する際は、 K_{IC} を指標とした。試験片は破壊靱性値が保守的と考えられる T-L 方向に 2 片ずつ採取することを基本とした。T-L 方向とは材料の幅方向 (T 方向) に荷重を掛け、長手方向 (L 方向) にき裂を進展させる CT 試験片の採取方向である。Formed forging for trial (1)において、鍛造比が 18.7 である Top 端と、鍛造比が 33.7 である Bottom 端の破壊靱性値の平均を比較したところ、それぞれ 175 MPam^{0.5} と 172 MPam^{0.5} であり、それ以外の供試材では Top 端をその材料の代表とした。

総試験数は 76 であり、全試験結果の平均は J_{IC} : 229 kJ/m², K_{IC} : 224 MPam^{0.5} であった。 K_{IC} の標準偏差は 50 MPam^{0.5} であった。今回の供試材では Formed forging for trial (1)が相対的に低靱性、Formed forging for trial (3), Forging plate (ESR),

Hot rolled plate, Fe-Mn-Cr long forging plate が相対的に高靱性という結果となった。

3.2 77 K シャルピー衝撃試験

シャルピー衝撃試験は ASTM E 23「Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials」に則って実施した。試験片は各材料の幅方向中心、厚さ方向には、厚さ方向中心 (1/2t) と材料表面から板厚の 1/4 の位置 (1/4t) から 3 片ずつ採取し、それぞれの吸収エネルギーの平均値を取得した。総データ数は 42 であり、全試験数の平均は 230 J であった。標準偏差は 38 J であった。

3.3 4 K 引張試験

4 K 引張試験は直径 7 mm の丸棒試験片 (Fig. 7) を用いて、JIS Z 2277「液体ヘリウム中における金属材料の引張試験方法」に則って実施した。降伏応力、引張強さ試験は量研機構が所有するネジ駆動式 100 kN 極低温材料試験装置を用い、試験片平行部にひずみゲージを貼りつけて試験を実施した。ひずみが 0.2%までは試験速度を 0.2 mm/min とし、以降は試験速度を 2 mm/min とし試験片を最終破断させた。試験数は各材料の幅方向中心、厚さ方向には、厚さ方向中心 (1/2t) と材料表面から板厚の 1/4 の位置 (1/4t) から T 方向に 2 片ずつ採取することを基本とした。総試験数は 76 であり、降伏応力の平均は 1080 MPa (標準偏差: 48 MPa), 引張強さの平均は 1657 MPa (標準偏差: 64 MPa), 伸びの平均は 48%, 絞りの平均も 48%であった。

3.4 化学成分分析

化学成分分析は ASTM A 751「Standard Test Methods, Practice, and Terminology for Chemical Analysis of Steel Products」に則って実施した。各材料の幅方向中心、厚さ方向には、厚さ方向中心 (1/2t) と材料表面から板厚の 1/4 の位置 (1/4t) からサンプルを採取し、分析を行った。

Fig. 6 Over view of compaction test specimens for fracture toughness.

Fig. 7 Over view of tensile strength specimens for tensile test.

3.5 結晶粒度

結晶粒度は ASTM E 112「Standard Test Methods for Determining Average Grain Size」に則って実施した。各材料の幅方向中心、厚さ方向には、厚さ方向中心 (1/2t) と材料表面から板厚の 1/4 の位置 (1/4t) の位置からサンプルを採取し、観察した。

4. 極低温における破壊靱性値との相関検討

3 章で取得したデータを基に、破壊靱性値と相関があるとされるパラメータについて、相関の強弱を検討した。それぞれのパラメータ値 P を独立変数として(1)式および(2)式を仮定し、破壊靱性値の測定結果に対して回帰分析を行った。相関の強弱は、線形回帰および二次回帰から R^2 値を算出して判断材料とした。 C_1 , C_2 , C_3 は係数である。

$$K_{IC} = C_1 + C_2 \times P \quad (1)$$

$$K_{IC} = C_1 + C_2 \times P + C_3 \times P^2 \quad (2)$$

4.1 既報パラメータとの比較

破壊靱性値との相関が報告されている、上述のパラメータの測定結果を横軸に、4 K 破壊靱性値を縦軸にとった分布図を Fig. 8~11 に示す。図中には線形近似した場合の近似式、近似直線、 R^2 値をそれぞれ追記した。 R^2 値をまとめた結果を Table 2 に示す。

Fig. 8 Correlation between the fracture toughness and the results of the 77 K Charpy impact test.

Fig. 9 Correlation between the fracture toughness and results of 4 K yield strength test.

Fig. 10 Correlation between the fracture toughness and nitrogen content.

窒素量 (二次回帰)、結晶粒度 (線形及び二次回帰) が 0.2 以上、0.3 未満の弱い相関があり、それ以外の R^2 値は 0.2 未満であり、ほとんど相関がないと言える。

Fig. 11 Correlation between the fracture toughness and grain size.

Table 2 R^2 by liner or quadratic equation by material properties.

	Material properties	R^2 by linear equation	R^2 by quadratic equation
Previous study	77 K Charpy impact test	0.0003	0.16
	4 K yield strength	0.02	0.02
	Nitrogen content	0.02	0.32
	Grain size	0.24	0.25
New parameter	4 K tensile strength	0.78	0.81
	Md_{30}	0.87	0.88

4.2 新たな予測手法の検討

4.1 節に示すように、4 K 破壊靱性値と既報パラメータには弱い相関しかなく、これらの原因を調査するため、試験後の破壊靱性試験片の破面観察を行った。過去に極低温における引張試験でオーステナイト系ステンレス鋼であっても加工誘起マルテンサイト変態することが報告されており⁷⁻⁹⁾、組織変化が生じている可能性を調べるため後方散乱電子回折 (Electron Back Scatter Diffraction 分析: EBSD 分析) を Heavy thick rectangular forging に対して行った。採取位置および分析結果を **Fig. 12** に示す。図中の緑色部がオーステナイト相であり、赤色部がマルテンサイト相である。その結果、4 K においてき裂が進展した箇所の先端 100 μm 程がマルテンサイト変態していることがわかった。この破面観察結果より、4 K 破壊靱性試験とマルテンサイト変態の関連が示唆された。

EBSD 分析はある切断面におけるオーステナイト相とマルテンサイト相の比率しか評価できないため、より定量的な評価のため、4 K 破壊靱性値がそれぞれ低靱性、中靱性、高靱性であった Formed forging for trial (1)~(3)の試験後破壊靱性試験片を対象として、X 線回折による相同定を行った。分析位置を **Fig. 13** に示す。Fig. 13 中の破線で囲まれた部位はそれぞれ、①マルテンサイト変態を起こしていないと思われる母材部、②4 K 試験中にき裂を進展させた箇所、③常温で強制荷重によって試験後のき裂を進展さ

せた強制破面である。EBSD 分析結果より、き裂先端において顕著なマルテンサイト変態が起こっていたことから相分析範囲は 1 視野あたり 2 mm $\times$ 1 mm $\times$ 0.1~0.2 mm (X 線侵入深さ) とした。視野数は CT 試験片の幅方向に 3 視野ずつ取得した。マルテンサイト相とオーステナイト相の定量的評価は、バックグラウンドを差し引いたピーク強度の積分値を用いた。**Table 3** にそれらの分析結果を示す。マルテンサイト変態している割合が多い順に、低靱性材 > 中靱性材 > 高靱性材 > 強制破面 (低靱性材) > 母材 (低靱性材) となることがわかった。つまり、極低温においては低靱性の材料ほど、多くマルテンサイト変態しており、高靱性の材料ほどマルテンサイト変態していなかった。加工誘起マルテンサイトは強加工等により大きなエネルギーが与えられることで起こるが、4 K 破壊靱性試験のように極低温において連続的に試験力を与え、き裂を進展させる環境では、加工誘起マルテンサイトと同様のメカニズムによってき裂先端で局所的にマルテンサイト変態が起こり、材料の靱性劣化に寄与していると考えられる。

一方、低温での加工誘起マルテンサイト変態量は塑性変形量とともに増加することが報告されており⁹⁾、緒形らは加工誘起マルテンサイト量が多いと 4 K 引張強さが大きくなることも報告している¹⁰⁾。そこで、4 K 破壊靱性値と 4 K 引張強さの相関を確認した。4 K 破壊靱性値を横軸に、4 K 引張強さを縦軸にとった分布図を **Fig. 14** に示す。4 K 引張強さが高いと、4 K 破壊靱性値が低くなる傾向が見られた。 R^2 値は線形回帰で 0.78、二次回帰で 0.81 と既報パラメータと比較して非常に強い相関を示した。

しかし、4 K 破壊靱性値の予測のために、4 K で引張試験を実施することは効率的ではなく、化学成分といったより一般的な特性との相関を調査し、 Md_{30} [K] というパラメータに着目した。 Md_{30} とは、オーステナイト単相の試料に 0.30 の引張真ひずみを与えたとき組織の 50%がマルテンサイト相に変態する温度である¹¹⁾。本研究において Md_{30} は 316LN 鋼のような安定なオーステナイトも評価対象とするために、オーステナイト相の安定度を示す指標として用いる。 Md_{30} は Angel によって化学成分から算出するかたちで提唱され、野原らは結晶粒度の影響も考慮した(3)式を提案した¹²⁾。ただし、本稿では単位を摂氏($^{\circ}\text{C}$)からケルビン(K)に変換している。

$$\begin{aligned}
 Md_{30} = & 824 - 462(C + N) - 9.2Si - 8.1Mn \\
 & - 29.0(Ni + Cu) - 13.7Cr - 18.5Mo \\
 & - 68.0Nb - 1.42(v - 8.0)
 \end{aligned} \quad (3)$$

ここで、 v は ASTM における粒度番号であり、 C [wt%] は炭素、 N [wt%] は窒素、 Si [wt%] はケイ素、 Mn [wt%] はマンガン、 Ni [wt%] はニッケル、 Cu [wt%] は銅、 Cr [wt%] はクロム、 Mo [wt%] はモリブデン、 Nb [wt%] はニオブである。

Table 3 Results of martensitic transformation using X-ray analysis.

Test sample	Test area	No.	γ [%]	α [%]	Average of α [%]
Low K_{IC} (175 MPam ^{0.5})	Base metal	I	99.9	0.1	0.07
		II	99.9	0.1	
		III	100	0.0	
	Forced fracture face	I	84.6	15.4	13.5
		II	86.9	13.1	
		III	88.1	11.9	
	Fracture face by 4 K test	I	54.5	45.5	46.4
		II	49.9	50.1	
		III	56.4	43.6	
Middle K_{IC} (233 MPam ^{0.5})	Fracture face by 4 K test	I	51.4	48.6	44.4
		II	53.6	46.4	
		III	61.8	38.2	
High K_{IC} (283 MPam ^{0.5})	Fracture face by 4 K test	I	68.3	31.7	35.3
		II	58.5	41.5	
		III	67.4	32.6

Fig. 12 Sampling view for EBSD and results of EBSD.

供試材の化学成分と結晶粒度から求めた Md_{30} を横軸に、それぞれの 4 K 破壊靱性値を縦軸にとった相関をそれぞれ **Fig. 15** に示す。 R^2 値は線形回帰で 0.87、二次回帰で 0.88 と 4 K 引張強さよりも更に強い相関があった。

従って、4 K 破壊靱性値はオーステナイト相の安定度と強い相関があり、それは Md_{30} でよく現されることがわかった。4 K 破壊靱性値と Md_{30} との線形回帰結果の近似式を(4)式に示す。(4)式中で Md_{30} の値域は、本研究における実測値の最大及び最小より $36 \leq Md_{30} \leq 146$ とする。なお、標準偏差 σ は 18 MPam^{0.5} であった。

$$K_{IC} = 378 - 1.44 \times Md_{30} \quad (4)$$

Fig. 13 Sampling view for X-ray diffraction (low fracture toughness).

Fig. 14 Correlation between the fracture toughness and results of 4 K tensile strength test.

Fig. 15 Correlation between the fracture toughness and Md_{30} .

5. 破壊靱性値予測式の妥当性確認

4 章では、4 K 引張強さ及び Md_{30} が 4 K 破壊靱性値と強い相関を持つことがわかり、 Md_{30} から破壊靱性値を予測す

Table 4 Comparing value of chemical composition, predicted K_{IC} and experimental K_{IC} .

Test sample		Chemical composition [wt%]					Md_{30} [K]	Predicted K_{IC} using Formula (4) [MPam ^{0.5}]	Experimental K_{IC} [MPam ^{0.5}]	Error between predicted K_{IC} and experimental one [%]
		C	Ni	Cr	N	C+N				
Formed forging for trial (1)	1/2t	0.029	10.13	17.43	0.216	0.245	129	192	181	6.2
	1/4t	0.025	10.06	17.24	0.207	0.232	139	178	170	4.6
Additional formed forging	1/2t	0.025	11.45	18.38	0.192	0.217	86	254	251	1.3
	1/4t	0.023	11.46	18.40	0.191	0.214	87	253	258	-2.1

Note) Additional formed forging was manufactured aiming for approximately $Md_{30} = 93$ K (corresponding to $K_{IC}=244$ MPam^{0.5}±σ (18 MPam^{0.5})).

る(4)式を提案した。この予測式の妥当性を確認するために、任意の化学成分設計をした追加試作材 (Additional formed forging) において、予測式から導き出される値と実測値がどれほどの誤差を持つか試作試験を行った。化学成分は、 K_{IC} が 244 MPam^{0.5}±σ (18 MPam^{0.5}) を狙って、Table 4 に示すように Md_{30} が 93 K 前後になるように調整した。 Md_{30} 以外の製造方法及び形状は、破壊靱性値が平均で 175 MPam^{0.5}、 Md_{30} が 133 K であった Formed forging for trial (1) と同一とした。

Additional formed forging と Formed forging for trial (1) の Md_{30} 及び 4 K 破壊靱性値を Table 4 に示す。Additional formed forging の Md_{30} は 86~87 K となり、4 K 破壊靱性値は平均で 255 MPam^{0.5} となった。Additional formed forging の Md_{30} が狙い値よりも 6~7 K 低めになったため、破壊靱性値は当初の狙い値より 4.5%高くなったが、実測の 86 K または 87 K から破壊靱性値を予測すると誤差は 1.3%、-2.1% であった。予測式を考慮して Md_{30} を設定することで、ほぼ狙い通りの破壊靱性値を持つ材料の製造に成功し、予測式の妥当性を確認した。

従って、予測式を考慮して Md_{30} を調整することで、ある幅を持った任意の破壊靱性値を持った材料を製造できることも実証したことになる。

6. まとめ

4 K における破壊靱性値を実験的に得るには、試験片製作及び試験実施に労力がかかっていた。そこで、著者らは、実機大材料を製作し、4 K の破壊靱性試験値を支配する新たな指標を究明し、4 K での破壊靱性値を簡易的に予測する新たな評価手法の確立を試みた。その結果、以下の結論を得た。

- 1) 従来、4 K 破壊靱性値と相関があると考えられていた 4 K 降伏応力、窒素量、結晶粒度との相関確認を行った結果、相関が弱いことが分かった。
- 2) 4 K 破壊靱性試験において、き裂進展部でマルテンサイト変態が起こっていることを破面観察により確認し

た。加えて、マルテンサイト変態が影響を及ぼす 4 K 引張強さと 4 K 破壊靱性が比較的良い相関を示すことも分かった。

- 3) これらの結果から、マルテンサイト変態のし易さと 4 K 破壊靱値との間に相関があると考えた。そこで、マルテンサイト変態の指標である Md_{30} をオーステナイト相の安定度と捉え 4 K 破壊靱性値の相関を評価した。その結果、今回確認した中で最も強い相関があることを見出し、その相関関係式を提案した。
- 4) 上記の相関式の妥当性を確認するために、化学成分を調整した試作材を製造し、狙い値から 4.5%の誤差を持った破壊靱性値を得られることを実証した。これは Md_{30} を考慮し、本論文で提案した相関式を用いることで、材料の 4 K 破壊靱性値をコントロールできることを示しており、4 K 破壊靱性試験の合理化を可能とするものである。

本研究を遂行するにあたり、多大なご支援をいただいた量研機構 草間義紀副所長、杉本誠部長、中嶋秀夫氏に感謝いたします。供試材の製作は、(株)東芝、三菱重工業(株)、(株)日本製鋼所、日本鋳鍛鋼(株)、KIND 社、FAV 社、Industeel 社にご協力いただきました。特に(株)日本製鋼所の佐々木友治氏、小山庸一氏、中澤諒氏には材料製造に関わる技術的なご助言をいただきました。X 線回折は(株)神戸工業試験場にご協力いただきました。極低温における機械試験は量研機構 ITER プロジェクト部超伝導コイル開発グループおよび超伝導コイル試験グループで実施しました。TF コイル製作メーカ、国内外の材料製作メーカ、量研機構の皆様に深く感謝申し上げます。

参 考 文 献

- 1) N. Holtkamp: "An overview of the ITER project", Fusion Eng. Des. **82** (2007) 427-434
- 2) JIS Z 2284: 1998. 金属材料の液体ヘリウム中弾塑性破壊じん(靱)性 J_{IC} 試験方法

- 3) H. Nakajima, et al: "Qualification of cryogenic structural materials for the ITER toroidal field coils," Proc. of the ASME 2009 PVP Conference **1** (2009) 789-797
- 4) N.J. Simon and R.P. Reed: "Strength and toughness of AISI 304 and 316 at 4K," J. Nucl. Mater. **141** (1986) 44-48
- 5) H. Nakajima, et al.: "Development of high strength austenitic stainless steel for conduit of Nb₃Al conductor," Adv. Cryog. Eng. **42** (1996) 323-330
- 6) K. Ishio and H. Nakajima: "Effects of nitrogen on the mechanical properties of 316LN stainless steels," TETSUTOHAGANE **92** (2006) 38-44
石尾光太郎, 中嶋秀夫: 「316LN ステンレス鋼の機械特性に及ぼす窒素 (N) の影響」, 鉄と鋼 **92** (2006) 38-44
- 7) R.P. Reed and C.J. Gunter: "Stress-induced martensitic transformations in 18Cr-8Ni steel," Trans. Met. Soc. AIME **230** (1964) 1713-1720
- 8) V. Seethraman and Krishnan: "Influence of the martensitic transformation on the deformation behavior of an AISI 316 stainless steel at low temperatures," J. Mater. Sci. **16** (1981) 523-530
- 9) T. Ogata, T. Yuri and Y. Ono: "Load-displacement curves, specimen heating, and strain-induced martensitic transformation of austenitic stainless steels at cryogenic temperature," TEION KOGAKU **42** (2007) 10-17 (in Japanese)
緒形俊夫, 由利哲美, 小野嘉則: 「オーステナイト系ステンレス鋼の低温での引張挙動と発熱及び加工誘起マルテンサイト変態」, 低温工学 **42** (2007) 10-17
- 10) T. Ogata and K. Ishikawa: "Effects of cold-rolling and Ni-equivalent on mechanical properties of austenitic stainless steels at cryogenic temperatures," TETSUTOHAGANE **71** (1985) 1647-1654
緒形俊夫, 石川圭介: 「極低温におけるオーステナイト系ステンレス鋼の機械的性質におよぼす冷間圧延と Ni 当量の影響」, 鉄と鋼 **71** (1985) 1647-1654
- 11) T. Angel: "Formation of martensite in austenitic stainless steels," J. Iron Steel Inst. **177** (1954) 165
- 12) K. Nohara, Y. Ono and N. Ohashi: "Composition and grain size dependencies of strain-induced martensitic transformation in metastable austenitic stainless steels," TETSUTOHAGANE **63** (1977) 772-782
野原清彦, 小野 寛, 大橋延夫: 「準安定オーステナイトステンレス鋼における加工誘起マルテンサイト変態の組成および結晶粒度依存性」, 鉄と鋼 **63** (1977) 772-782
-
- 櫻井 武尊** 1987 年 5 月生。2011 年近畿大学理工学部電気電子工学科卒業。2013 年大阪大学大学院工学研究科博士前期課程 (環境・エネルギー工学専攻) 修了。現在、量子科学技術研究開発機構勤務。主に、極低温用構造材料の研究開発に従事。低温工学・超電導学会、日本原子力学会会員。
- 井口 将秀** 1982 年 5 月生。2005 年筑波大学第三学群卒業。2007 年同大学院構造エネルギー工学専攻修了。2010 年日本原子力研究開発機構勤務。現在、量子科学技術研究開発機構勤務。主に極低温用構造材料の研究開発に従事。低温工学・超電導学会、日本機械学会会員。
- 中平 昌隆** 1967 年 3 月生。1992 年日本原子力研究所入所。現在、量子科学技術研究開発機構 ITER プロジェクト部超伝導コイル開発グループ所属。主に核融合構造機器の研究開発に従事。機械学会、プラズマ・核融合学会会員。工学博士。
- 齊藤 徹** 1971 年 6 月生。2008 年 (株) 神戸工業試験場に入社。現在、量子科学技術研究開発機構 超伝導コイル開発グループに所属。主に極低温構造材料の研究開発に従事。日本材料学会、低温工学・超電導学会会員。博士 (工学)。
- 小泉 徳潔** 1964 年 5 月生。1988 年早稲田大学理工学部機械工学科卒業。1990 年同大学院機械工学専攻修了。同年日本原子力研究所 (現 量子科学技術研究開発機構) 勤務。核融合炉用超伝導導体及びコイルの研究・開発に従事。低温工学・超電導学会、電気学会、プラズマ・核融合学会会員。工学博士。