極低温用構造材料溶接部の微視破壊過程と破壊じん性評価*

大西 慶太**, 庄子 哲雄***, 高橋 秀明***

Evaluation of Micro-Fracture Mechanisms and Fracture Toughness
of Cryogenic Structural Steels and Weldment

by Keita OHNISHI, Tetsuo SHOJI, and Hideaki TAKAHASHI

In order to evaluate the fracture toughness of structural steels for superconducting magnets of fusion reactor, elastic-plastic fracture toughness testing was performed at 4.2 K on AISI 310S base metal, weld metal and 20 Mn steel. Fracture toughnesses were evaluated by a single specimen technique using the Key Curve reported previously. Elastic-plastic fracture toughness J_{IC} and tearing modulus T_{mat} of weld metal were significantly lower than those of base metal. As the result of AE measurement, microfracturing was detected at the early stage of loading, and pop-in cracking was observed at the later stage. Fractographic and metallographic examination of fracture surfaces and fracture paths revealed a difference in dimple sizes between the weld metal and the base metal, and also micro void formation ahead of a growing crack tip, which resulted in smaller crack opening angle of the weld metal than the base metal. Finally, the significance of crack growth analysis of the weld metal was emphasized to ensure the structural integrity of superconducting magnet.

Key Words: Fracture, Superconducting Magnet, Structure Steels, Cryogenic Temperature, Weld Metal, Elastic-Plastic Fracture Toughness, J -Integral, Key Curve Method, Acoustic Emission

1. 緒 言

核融合炉大型超電導マグネットは、極低温、強電磁場という極限の条件下で使用されるが、力学的にも極めて大きな電磁力負荷を受け、その構造設計、健全性評価には十分な配慮が必要である。特に、大型超電導マグネットは巨大な溶接構造物であり、これまでの種々の溶接構造物同様に、溶接継手における強度評価は極めて重要である。

本研究では、オーステナイト系ステンレス AISI 310 S 鋼母材、溶接部および 20 Mn 鋼母材について室温から極低温までの破壊じん性試験を実施した。特に溶接部は溶着金属に注目して試験を実施した。また破壊じん性試験における AE 計測、SEM による破面観察およびき裂端周辺の光学顕微鏡観察により、微視破壊機構の観点からの検討も行った。

2. 実験方法

2-1 供試材および試験片形状 実験に供した材

* 昭和 60 年 11 月 2 日 東北支部仙台地方講演会において講演、原稿受付 昭和 60 年 5 月 7 日。

** 学生員、東北大学大学院 (〒980 仙台市荒巻字青葉)。

*** 正員、東北大学工学部附属材料強度研究施設。

料は、オーステナイト系ステンレス AISI 310 S 鋼被覆アーク溶接材である。使用溶接棒は D 310 である。開先形状はレ形開先で、開先内に表 8 層 13 パスの溶接後、裏はつりし、3 層 3 パスの溶接を行った。310 S 鋼および 20 Mn 鋼母材の化学成分を表 1 に、各温度下での機械的性質を表 2 に示す。この材料より 1 TCT 試験片 (板厚 22 mm) を製作した。試験片採取方向は $T-L$ 方向である。切欠きは溶着金属内に入れた。この

表 1 化学成分

Chemical Composition (wt.%)								
310s	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	N
	0.06	0.37	1.52	0.013	0.003	19.64	24.56	0.05
20Mn	C	Si	Mn	P	S	Cr	Al	N
	0.16	0.36	19.8	0.004	0.007	5.36	0.036	0.013

表 2 機械的性質

Temp	310s				20Mn			
	σ_{ys} (MPa)	σ_{ts} (MPa)	σ_f (MPa)	El (%)	σ_{ys} (MPa)	σ_{ts} (MPa)	σ_f (MPa)	El (%)
293K	225	558	391	52.3	427	736	581	50.0
77K	509	1095	802	68.8	545	1363	954	52.8
4K	796	1322	1059	79.8	759	1440	1100	29.0

試験片に $a_i/W=0.6$ の疲労予き裂を導入し、20 % のサイドグループを付し、実験に供した。

2・2 試験方法 4 K の試験は、前報⁽¹⁾ 同様に 1 TCT 試験片を極低温破壊じん性試験用クライオスタットに装着し、液体窒素で約 1 時間予冷後、液体窒素を取り除き、液体ヘリウムを注入して冷却した。実験はインストロン万能引張試験機を用い、クロスヘッド速度 1.0 mm/min の変位制御で行った。CT 試験片の荷重線変位はクリップゲージで測定した。またほかに、室温ならびに 77 K の実験も比較のために実施した。試験中の AE 信号計測のため試験片背面にウェーブガイドを取付け、AE 信号をクライオスタット外部の室温用センサーにより計測した。

3. 実験結果および考察

3・1 荷重-荷重線変位曲線と AE 放出特性 図 1 に 310 S 鋼母材、溶接部および 20 Mn 鋼母材の 4 K 下で得られた荷重-荷重線変位曲線を示す。310 S 鋼母材は、50 kN から除荷するまで 3 回の荷重降下が観察された。310 S 鋼溶接部は 52 kN から 3 回のポップインき裂伝ばによる延性不安定破壊が観察された。20 Mn 鋼母材は 28 kN からセレーション状の小さな荷重降下が観察され、最大荷重後、ポップインき裂伝ばによる不安定破壊が観察された。

次に AE 放出特性について述べる。不安定破壊をおこした 310 S 鋼溶接部および 20 Mn 鋼母材については、負荷初期段階から最大レベル 2 V 以上の大きな AE 信号が多数計測され、負荷初期段階から微視破壊が始まっていることが推測される。ここで 20 Mn 鋼母材において、最大荷重以降 AE センサ脱落のため、AE 計測ができなかった。これに対し、310 S 鋼母材はこれらの材料に比べて AE 活性度は小さく、荷重降下時に

のみ可聴音とともに大振幅 AE 信号が計測された。一方、77 K においては、すべての材料について AE 活性度は 4 K に比べて低いことがわかった。

3・2 破壊じん性評価 極低温破壊じん性試験により得られた荷重-荷重線変位曲線より ASTM-E 399 規格⁽²⁾ の平面ひずみ破壊じん性試験法による評価を行った結果を表 3 に示す。ここで得られた K_Q は、どの材料においても $K_Q=K_{Ic}$ とならなかった。

近年、高橋ら⁽³⁾⁽⁴⁾ により提案されている J_{Ic} の単一試験片キーカーブ法が、極低温での破壊じん性評価においても有効であることが前報⁽¹⁾ により実証されているので本報でも上記手法を溶接部の破壊じん性評価に適用した。 J_i は次式により求まる。

$$J_i = J / (\beta \Delta a^* + 1) \dots\dots\dots (1)$$

$$\beta = 857 \text{ m}^{-1}, \Delta a^* = \Delta a - 0.2 \text{ mm}$$

また、 $\beta J_i = dJ/da$ より、き裂伝ば過程を考慮した材料固有の破壊抵抗 T_{mat} ⁽⁵⁾⁽⁶⁾ は次式により求まる。

$$T_{mat} = \frac{E}{\sigma_Y^2} \beta J_i \dots\dots\dots (2)$$

E : ヤング率, σ_Y : 流動応力

式(1)、(2)より算出した J_i および T_{mat} の値を表 4 に示す。4 K における J_i および T_{mat} と、310 S 鋼母材、溶接部、20 Mn 鋼の順に低下し、310 S 鋼溶接部は 310 S 鋼母材に比べて J_i および T_{mat} とともに約 1/4 に低下している。77 K においてはすべて、4 K より高いじん性を示しており、310 S 鋼母材が最も大きく、溶接部および 20 Mn 鋼母材はともに同程度であった。図

表 3 K_{Ic} 試験の結果 (4 K 実験)

	310s B.M.	310s W.M.	20Mn
K_Q (MPa·m ^{1/2})	173 *	A 170 B 174	135 **

* AVERAGE OF 5 SPECIMENS
** AVERAGE OF 2 SPECIMENS

図 1 AE イベントレベル/荷重-荷重線変位曲線 (4 K 実験)

2に J_i の温度依存性を示す。310 S 鋼母材は他の材料に比べてすべての温度で良好なじん性を有しているが、溶接部は母材に比べてじん性が著しく低下している。

極低温におけるじん性評価への線形破壊力学の適用限界を検討するために、 J_{ic} から計算した $K_{Ic}(J)$ と K_Q の比較を行った。310 S 鋼母材では $K_{Ic}(J)$ と K_Q の値に著しい差が認められるが、310 S 鋼溶接部および20 Mn 鋼母材ではほぼ一致しており、前述の K_Q は有効な K_{Ic} に近い値であると考えられ、板厚の増加によっては線形破壊力学の適用が可能となり得ることを示唆している。

3・3 破面および光学顕微鏡観察 図3に310 S 鋼溶接部、310 S 鋼母材および20 Mn 鋼母材の破面のSEM観察結果を示す。310 S 鋼溶接部は直径約4 μ mの小さなディンプルが全破面に一様に観察されており、荷重-荷重線変位曲線〔図1(b)〕上のポップイン破壊機構は延性不安定であることがわかり、テアリングモジュラスによる評価が適切である。一方、310 S 鋼母材は、溶接部に比べてディンプルの直径が約25 μ mと著しく大きい。20 Mn 鋼母材は、直径4~10 μ mのディンプル破面であり破壊機構は、310 S 鋼溶接部と同様、延性不安定である。

310 S 鋼母材および溶接部のき裂端周辺の微視組織を図4、5に示す。これより延性不安定破壊が観察された310 S 鋼溶接部および20 Mn 鋼母材は主き裂に先

行してボイドが多数形成され、主き裂成長はこれらのボイドとの急速連結体により安定あるいは不安定に伝ばしたものと考えられる。このことは破壊じん性試験過程で、負荷初期段階から大振幅AE信号が多数発生することからも支持される。一方、310 S 鋼母材はき裂端近傍に小さなボイドは観察されるが主き裂前方に大きく成長したボイドは観察されなかった。

3・4 微視破壊過程と破壊じん性 光学顕微鏡観察によれば、310 S 鋼溶接部は主き裂先端近傍に介在物を核としたボイドが多数観察された。介在物の平均

(a) 310 S 鋼溶接部

(b) 310 S 鋼母材

(c) 20 Mn 鋼母材

図3 SEM観察による破面写真(4K)

表4 J_{Ic} 試験の結果

	310s B.M.			310s W.M.			20Mn		
	J_i (KJ/m ²)	$K_{Ic}(J)$ (MPa·m ^{1/2})	Tmat	J_i (KJ/m ²)	$K_{Ic}(J)$ (MPa·m ^{1/2})	Tmat	J_i (KJ/m ²)	$K_{Ic}(J)$ (MPa·m ^{1/2})	Tmat
4K	381*	290*	60	110	155	17	70**	131**	10**
				102	153	16			
77K	546	—	152	137	—	41	132	—	26
293K	453	—	523	—	—	—	145	—	76

* AVERAGE OF 5 SPECIMENS

** AVERAGE OF 2 SPECIMENS

図2 J_i の温度依存性 図4 310 S 鋼母材の
き裂端近傍写真図5 310 S 鋼溶接部の
き裂端近傍写真

表 5 D/a_0 と COA の比較 (4 K 実験)

	a_0 (μm)	D (μm)	D/a_0	COA
310s B.M.	3.5	20.6	5.9	0.28
310s W.M.	1.9	5.6	3.0	0.03
20Mn	N.A.	N.A.	N.A.	0.02

直径は破面観察より $1.9\mu\text{m}$ であり、き裂端から介在物を核としたボイドまでの距離およびき裂線上のボイド間の平均距離は $5.6\mu\text{m}$ であった。これに対し 310 S 鋼母材は、破面観察より介在物の平均直径は $3.5\mu\text{m}$ 、またき裂端からボイドまでの距離およびき裂線上のボイド間の距離は約 $20\mu\text{m}$ と溶接部に比べて大きい。ここで、これまで延性破壊の研究⁽⁷⁾においてよく用いられている介在物間距離 D と介在物の大きさ a_0 を考慮したパラメータ D/a_0 を考え、上述のボイド間隔をここでは D として採用する。310 S 鋼母材は D/a_0 が 5.9、溶接部は D/a_0 が 3.0 と得られた。一般にき裂開口変位は δ_i/D と表示された場合、 D/a_0 の増加とともに大きくなることが知られているが⁽⁷⁾ここでは δ_i/D を開口角と同じ内容を有するものとみなし、伝ば過程において得られる開口角との対応を検討した。開口角 COA は光学顕微鏡写真より予き裂前縁のき裂開口変位をき裂進展量で除して求めた。COA は 310 S 鋼母材は 0.28、溶接部は 0.03 と得られ、 D/a_0 が小さい材料は D/a_0 が大きい材料より COA が小さくなっている。これらの結果をまとめて表 5 に示す。これはボイドがき裂先端の非常に近くにできる材料ほどじん性が低いことを示している。

310 S 鋼溶接部は、介在物間距離 D が小さいためじん性が低下したと考えられ、介在物の低減などにより、母材のじん性との適合性を計ることが今後の課題である。

4. 結 言

本研究では、AISI 310 S 鋼母材、溶接部および 20 Mn 鋼母材について、室温から極低温で AE 法を併用

した破壊じん性試験を行い以下の知見を得た。

(1) 310 S 鋼母材は 4 K で良好な破壊じん性を示したが、310 S 鋼溶接部は母材に比べて破壊じん性値は著しく減少した。

(2) 310 S 鋼溶接部は 20 Mn 鋼同様、AE 法により負荷初期段階からの微視破壊が検出され、主き裂は先行ボイドの急速連結体により安定あるいは不安定に伝ばした。

(3) 材料中の介在物の低減が、ボイド平均間隔 D を増加させ、じん性の改善に寄与することが示唆された。

本研究の AISI 310 S 鋼母材、溶接部および 20 Mn 鋼については、住友金属工業(株)中央研究所、諸石大司、岡田康孝両氏、日本ステンレス(株)浅井弥寿宏、青木正紘両氏に多大な協力をいただいた。ここに謝意を表する。また、東北大学工学部 穴山武教授ならびに豊田工業大学 鈴木正彦教授に多大なご指導、ご協力をいただいた。ここに謝意を表する。また、液体ヘリウム供給にあたり、東北大学低温センター 佐藤常夫、坂爪新一、大友貞雄の各氏に多大なご指導をいただいた。ここに謝意を表する。

なお、本研究は文部省科学研究費(核融合) 57055004, 58055004 ならびに 59050037 により実施したものであることを付記する。

文 献

- (1) 竹内・ほか 3 名, 機論, 51-470, A (昭 60), 2256.
- (2) ASTM-E 399, *Standard Test Method for Plane-Strain Fracture Toughness of Metallic Materials*, (1983).
- (3) Takahashi, H. ほか 2 名, *J. Testing and Evaluation*, 8 (1980), 63, ASTM.
- (4) Takahashi, H. ほか 2 名, *ibid*, 9 (1981), 14.
- (5) Paris, P. C. ほか 3 名, *Elastic-Plastic Fracture*, STP, 668 (1979), 5, American Society for Testing Materials Philadelphia.
- (6) Hutchinson, J. W. and Paris, P. C., *Elastic-Plastic Fracture* STP, 668, (1979), 37.
- (7) Aravas, N. and McMeeking, R. M. *J. Mech. Phys. Solids*, 33-1 (1985), 25.