

卒業論文

超小型試験片を用いた破壊靱性評価法
に関する研究

p.1~p.68 完

平成21年2月6日提出
指導教員 酒井信介教授
70184 小吹洋平

目次

記号リスト.....	5
第1章 序論.....	6
1.1 研究背景.....	7
1.2 先行研究.....	8
1.3 研究目的.....	8
1.4 本論文の構成.....	9
第2章 マスターカーブ法.....	10
2.1 マスターカーブ法の概略.....	11
第3章 マイクロビッカース硬さ試験.....	16
3.1 供試材.....	17
3.2 試験方法.....	18
3.2.1 試験片.....	18
3.2.2 試験手順.....	18
3.3 試験結果.....	23
3.4 考察.....	28
第4章 破壊靱性試験.....	32
4.1 供試材.....	33
4.2 試験方法.....	35
4.2.1 試験片.....	35
4.2.2 試験条件.....	36
4.2.3 試験手順.....	37
4.3 試験結果.....	40
4.3.1 破壊靱性.....	40
4.3.2 参照温度.....	46
4.3.3 マスターカーブ.....	52
4.4 考察.....	54
4.4.1 ワイブル分布.....	54
4.4.2 試験片採取位置の影響.....	56
4.4.3 き裂開口変位補正.....	58
4.4.4 低試験温度における参照温度の挙動について.....	61
第5章 結論.....	62
5.1 本論文の結論.....	63
参考文献.....	64
謝辞.....	67

表目次

表 3-1	供試材の化学組成	17
表 3-2	供試材の引張特性	17
表 3-3	供試材の無延性遷移温度および関連温度	17
表 3-4	シャルピー衝撃試験の試験条件	18
表 3-5	埋込試験条件	20
表 3-6	研磨試験条件	21
表 4-1	供試材の化学組成	33
表 4-2	供試材の引張特性	33
表 4-3	供試材の無延性遷移温度および関連温度	34
表 4-4	試験マトリクス	36
表 4-5	破壊靱性試験結果(SQV2A(Heat1))	41,42
表 4-6	破壊靱性試験結果(SQV2A(Heat2))	43,44
表 4-7	試験により得られた参照温度 T_0 のデータ	48

目次

図 1-1	試験片の採取位置	9
図 2-1	マスターカーブ模式図	11
図 2-2	荷重 開口端変位曲線	15
図 3-1	シャルピー衝撃試験片の寸法および形状	18
図 3-2	試験片の切り取り、試験面、埋込み	19
図 3-3	埋込試験装置	20
図 3-4	研磨試験装置	21
図 3-5	硬さ試験装置	22
図 3-6	荷重と押し込み深さ	22
図 3-7	硬さ測定ライン	23
図 3-8	F1199(予き裂無, - 100 , 低靱性) 硬さ分布	24
図 3-9	F1122(予き裂無, - 0 , 高靱性) 硬さ分布	25
図 3-10	F1161(予き裂有, - 140 , 低靱性) 硬さ分布	26
図 3-11	F1149(予き裂有, - 100 , 高靱性) 硬さ分布	27
図 3-12	破断面近傍での硬さ分布 F1149(高靱性)	29
図 3-13	破断面近傍での硬さ分布 F1161(低靱性)	29
図 3-14	破断面付近の硬さ分布 F1149(高靱性)	30
図 3-15	硬さ分布のヒストグラム	31
図 3-16	異常値を取り除いたヒストグラム	31
図 4-1	試験片の寸法および形状	35
図 4-2	試験装置	38
図 4-3	試験片の取り付け	39
図 4-4	等価破壊靱性 $K_{Jc(1Teq)}$ と試験温度 T の関係	45
図 4-5	参照温度 T_0 の試験温度依存性	49
図 4-6	参照温度 T_0 の試験片寸法依存性	50
図 4-7	参照温度 T_0 の評価結果	51
図 4-8	マスターカーブと試験データの比較	53
図 4-9	ワイブルプロット	55
図 4-10	試験片採取位置による影響	57
図 4-11	Miniature C(T)試験片 形状	59
図 4-12	荷重線変位上のき裂開口変位の模式図	60
図 4-13	Front Face のき裂開口変位の模式図	60

記号リスト

K_{Jc}	破壊靱性、 $MPa\sqrt{m}$
p_f	累積破損確率
T_0	参照温度、
T	試験温度、
$K_{Jc(p_f)}$	累積破損確率 p_f における下側信頼限界、 $MPa\sqrt{m}$
K_0	累積破損確率 63.2%における破壊靱性値（ワイブル分布における尺度パラメータ）、 $MPa\sqrt{m}$
$K_{Jc(med)}$	累積破損確率 50%における破壊靱性値、 $MPa\sqrt{m}$
ΔT_0	下側信頼限界曲線の高温側へのシフト量、
K_{min}	破壊靱性最小値（ $= 20 MPa\sqrt{m}$ ）

第1章 序論

本章では、研究背景および研究の目的を述べる。

1.1 研究背景

現在、化石燃料の枯渇や二酸化炭素の排出が大きな問題となっている。原子力発電は二酸化炭素の排出がなく、燃料の消費が少ないという点で大きなメリットがある。一方で放射性廃棄物の処分問題や安全面での問題など課題も多く残っている。安全面での問題の一つとして、原子炉圧力容器に用いられる低合金鋼が、運用とともに中性子の照射を受け、延性から脆性へ遷移する温度が高温側に移行すること（照射脆化）が知られている。脆性温度域での脆性破壊に対する強さは、き裂の進展に対する抵抗を示す破壊靱性で表わされる。実際の原子炉圧力容器の健全性を確保する上で、脆性破壊を防止することが重要であり、延性脆性遷移挙動を把握しなければならない。具体的には、原子炉圧力容器内に同じ鋼材の監視試験片を設置し、定期的に取り出しシャルピー衝撃試験を行い、破壊靱性を評価することにより、プラントの健全性を確保している。しかし、容器内に設置する監視試験片の量には限りがあり、より効率的な破壊靱性評価法が求められている。

従来の原子炉圧力容器鋼の破壊靱性評価法は、シャルピー衝撃試験によってシャルピー吸収エネルギーと遷移温度から間接的に破壊靱性を求める方法を用いている。また、温度に対する静的破壊靱性値 K_{IC} あるいはき裂伝播停止破壊靱性値 K_{Ia} の下限値を包絡して評価曲線を決めるといった方法が採られている[1-3]。しかし、この方法は多分に経験的な手法であり、評価曲線の妥当性はこれまでにこの曲線を下回るデータが得られていないという帰納的な証拠に支えられている。また、鋼材によっては過度に安全側の評価になる可能性がある。そこでより合理的な破壊靱性評価方法が求められている。

近年、破壊靱性が本来有する統計分布特性を考慮してその信頼限界を理論的に定める、マスターカーブ法が提案された[4,5]。同法は、同一条件下におけるフェライト鋼の破壊靱性のばらつきを最弱リンクモデルに基づくワイブル分布により記述し、分布の平均値の温度依存性を、鋼材によって決まる参照温度を唯一のパラメータとする一本の曲線によって記述する手法であり、破壊靱性の下限値を合理的に設定することが可能となる。また、破壊靱性の評価に必要な試験片数の低減も期待される。マスターカーブを決定するための試験法は 1990 年代の終わりに米国材料試験協会(American Society for Testing and Materials)の規格として制定され[6]、その後も改良が続けられている[7-10]。また、米国機械学会(American Society of Mechanical Engineers : ASME)の Boiler and Pressure Vessel Code においてマスターカーブ法の考え方を部分的に採用したコードケースが定められ[11,12]、さらに、国際原子力機関(International Atomic Energy Agency : IAEA)においてもマスターカーブ法を用いた構造健全性評価のためのガイドライン作成が進められている[13]。このような状況の中、我が国においてもマスターカーブ法に基づく破壊靱性評価法の規格への取り組みが検討され始めたのと同時

に、国産原子炉圧力容器鋼に対するマスターカーブ法の適用の是非が議論されつつある[13-16]。

1.2 先行研究

これまでに、国産原子炉圧力容器鋼である SFVQ1A 鋼および SQV2A 鋼の C(T)試験片(Compact Tension specimen)、SEB 試験片(Single-Edge notched Bend bar)を対象に、試験片寸法、試験温度、負荷速度をパラメータとした体系的な破壊靱性試験が行われ、厚さ 0.4 インチ(10mm)以上の試験片を用いればマスターカーブ法による破壊靱性評価が適用可能であることが示された。また、厚さ 0.4 インチ以上の試験片において、マスターカーブ法に試験温度、評価法、寸法の依存性がないこと、および形状依存性があることが示された[16-19]。さらに、昨年度行われた研究において、マスターカーブ法による破壊靱性のばらつきやサンプル数を考慮した新たな下限界曲線の評価方法の考案。提案した評価方法について、信頼性が確保されていること、サンプル数を低減できることの確認。マスターカーブの形状の国産原子炉圧力容器鋼の適用に対する妥当性の評価。が行われている[19]。また、厚さ 4mm 程度の超小型 C(T)試験片によっても有効なマスターカーブを取得できる見通しが得られている[20]。

1.3 研究目的

マスターカーブ法を実機圧力容器鋼へ適用するためには、現行の規格に定められた監視試験と共存する必要がある。また、原子炉は数十年運用されるため試験片数が不足しているという問題がある。材料に限りがあるという制約の中でマスターカーブを効率的に決定するためには、小型試験片を活用していくことが重要な課題となる。そこで、破断後のシャルピー衝撃試験片から厚さ 4mm の超小型 CT 試験片を採取し破壊靱性試験を行うことで、より効率的な破壊靱性評価が可能になる。破断後試験片の片割れから図 1-1 のように 4 つの Miniature C(T)試験片を採取することができる。しかし、シャルピー衝撃試験による塑性変形が、採取する Miniature C(T)試験片に影響を及ぼしては正確な評価ができない。また、試験片が小型になると、き裂先端の拘束の強さが十分でなくなり、基準に則った有効なデータを得ることが難しくなる。また、ばらつきが大きくなり、精度の低さを考慮しなければならない。

以上の点を踏まえ、以下の 2 点を本研究の目的とする。

- ・マイクロピッカース硬さ試験を行い、破断後シャルピー衝撃試験片の塑性域が、採取する Miniature C(T)試験片のき裂付近に影響を及ぼさないことを確かめる。
- ・Miniature C(T)を用いて破壊靱性試験を行い、厚さ 4mm の試験片を用いて適切なマ

スターカーブが決定し得るかどうかにについて検討する。

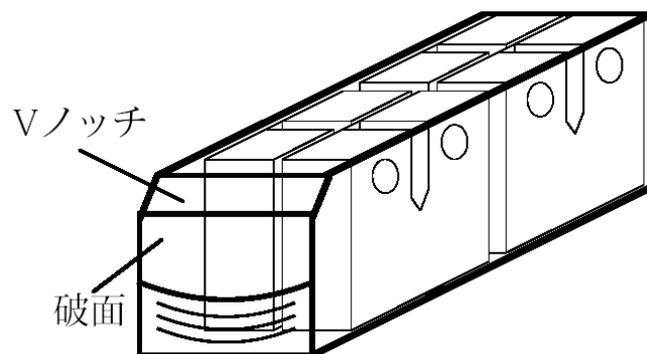


図 1-1 試験片の採取位置

1.4 本論文の構成

本論文の構成は以下の通りである。

第1章 序論 では、研究背景および研究の目的を述べる。

第2章 マスターカーブ法では、マスターカーブ法の概要について述べる。

第3章 マイクロビッカース硬さ試験 では、マイクロビッカース硬さ試験の方法を説明し、試験結果について述べる。また、試験結果について考察する。

第4章 破壊靱性試験では、破壊靱性試験の方法を説明し、試験結果について述べる。また、試験結果について考察する。

第5章 結言 では、本研究により得られた結論を示す。

第2章 マスターカーブ法

本章では、マスターカーブ法の概要について述べる。

2.1 マスターカーブ法の概略

マスターカーブの模式図を図 2-1 に示す。マスターカーブ法は、破壊靱性の分布の中間値と温度の関係を、

$$K_{Jc(\text{med})} = 30 + 70 \exp[0.019(T - T_0)], \text{MPa}\sqrt{m} \quad (2-1)$$

という式によって表されるマスターカーブによって表している。破壊靱性の中間値が $100\text{MPa}\sqrt{m}$ となる温度である参照温度 T_0 がマスターカーブの位置を決める唯一の指標となる。マスターカーブの形状は鋼材によらず一定であり、鋼材の違いによる破壊靱性の大小は、マスターカーブがその形状を保持したまま温度軸にそって左右にシフトすることで表現される。すなわち、 T_0 を求めることがマスターカーブを決定することになる。以下に ASTM 規格[10]によるマスターカーブ法の評価手順を示す。なお、同規格には評価の各過程においてデータの有効性(validity)を判定する条件、ならびに有効でないとしたデータ(censored data)の取り扱いについても規定がなされている。本研究で扱う試験片はサイドグループのない C(T)試験片であり、以下に示す評価手順はそれを対象とするものである。

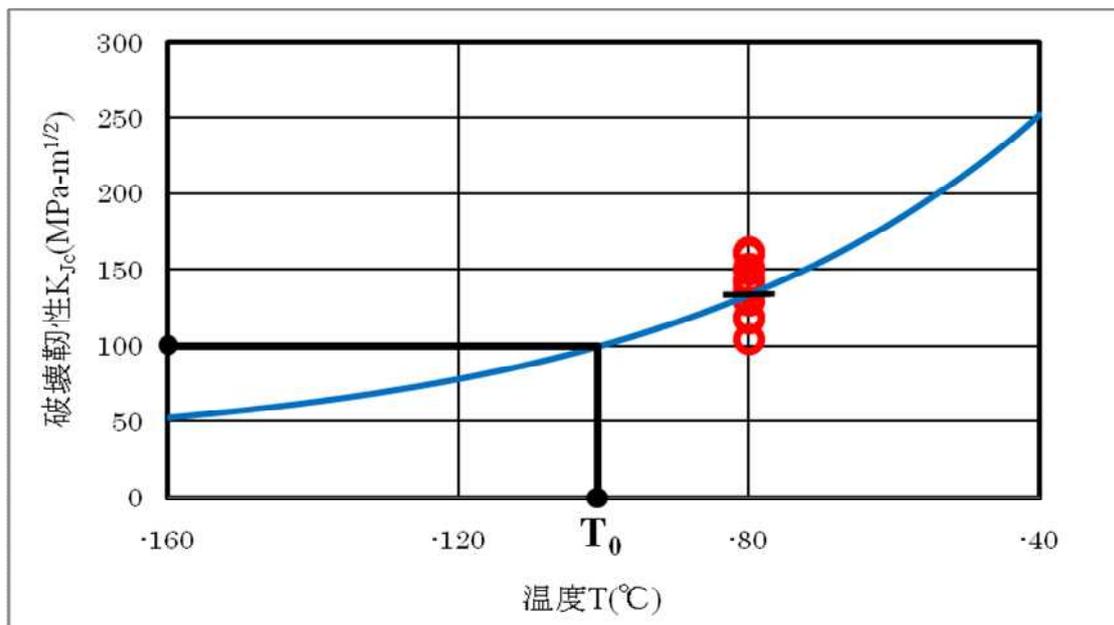


図 2-1 マスターカーブ模式図

マスターカーブ法では、複数の破壊靱性試験から脆性破壊開始時の J 積分 J_c を求め

ることから始まる。 J_c はその弾性成分 J_e と塑性成分 J_p との和として与えられる。

$$J_c = J_e + J_p \quad (2-2)$$

J_e は脆性破壊開始時の応力拡大係数 K_e を介して次式によって計算される。

$$J_e = \frac{(1-\nu^2)K_e^2}{E} \quad (2-3)$$

E はヤング率、 ν はポアソン比である。 K_e は次式によって計算される。

$$K_e = \frac{P}{(BW)^{\frac{1}{2}}} f\left(\frac{a_0}{W}\right)$$

$$f\left(\frac{a_0}{W}\right) = \frac{2 + \frac{a_0}{W}}{\left(1 - \frac{a_0}{W}\right)^{\frac{3}{2}}} \left[0.886 + 4.64\left(\frac{a_0}{W}\right) - 13.32\left(\frac{a_0}{W}\right)^2 + 14.72\left(\frac{a_0}{W}\right)^3 - 5.6\left(\frac{a_0}{W}\right)^4 \right] \quad (2-4)$$

P は脆性破壊開始時の荷重、 B は試験片厚さ、 W は試験片幅、 a_0 は初期き裂長さである。一方、 J_p は次式により計算される。

$$J_p = \frac{\eta A_p}{B_N b_0}$$

$$A_p = A - \frac{1}{2} C_0 P^2 \quad (2-5)$$

b_0 は初期リガメント長さ(= $W - a_0$)、 A は荷重 開口端変位曲線下の面積、 C_0 は初期弾性勾配の逆数である。(図 2-2)パラメータ η は次式で表わされる。

$$\eta = 2 + 0.522 \frac{b_0}{W} \quad (2-6)$$

このようにして得られた J_c を介して、弾塑性応力拡大係数(破壊靱性) K_{Jc} が次の通り計算される。

$$K_{Jc} = \sqrt{J_c \frac{E}{1-\nu^2}}$$

(2-7)

式(2-2)、式(2-3)、および式(2-7)から明らかなように、脆性破壊開始に至る荷重開口端変位関係が線形で $J_p = 0$ の場合は $K_{Jc} = K_e$ となり、非線形性が強まるにつれて、 K_{Jc} の K_e からの剥離は大きくなる。

脆性破壊発生時の破壊靱性が3母数のワイブル分布に従うとの仮定[21]の下、 K_{Jc} は厚さ $B_{1T} (= 25.4mm)$ の標準試験片に対する等価破壊靱性 $K_{Jc(1Teq)}$ に次式によって変換することができる。

$$K_{Jc(1Teq)} = K_{\min} + [K_{Jc} - K_{\min}] \left(\frac{B}{B_{1T}} \right)^{\frac{1}{4}} \quad (2-8)$$

ここで、 K_{\min} は破壊靱性がとりうる値の下限であって、試験結果をもとに $K_{\min} = 20MPa\sqrt{m}$ と定められている[21]。

$K_{Jc(1Teq)}$ データをもとに T_0 を評価する方法には、単一温度法と複数温度法の二種類がある。単一温度法においては、同一温度条件下における試験結果 $K_{Jc(1Teq)}$ をもとに、はじめにスケールパラメータ(脆性破壊の63%累積破損確率に相当する値) K_0 を求める。

$$K_0 = \left[\sum_{i=1}^N \frac{(K_{Jc(1Teq)(i)} - K_{\min})^4}{r} \right]^{\frac{1}{4}} + K_{\min} \quad (2-9)$$

ここで、 N は試験片の個数、 r は有効なデータの個数である。添え字 i は第 i 番目のデータを表す。次に、 K_0 を用いて $K_{Jc(1Teq)}$ の中間値(脆性破壊の50%累積破損確率に相当する値) $K_{Jc(med)}$ を次式により求める。

$$K_{Jc(med)} = K_{\min} + (K_0 - K_{\min}) [\ln(2)]^{\frac{1}{4}} \quad (2-10)$$

T_0 は上式で与えられる $K_{Jc(med)}$ より、

$$T_0 = T - \left(\frac{1}{0.019} \right) \ln \left[\frac{K_{Jc(med)} - 30}{70} \right] \quad (2-11)$$

によって計算される。ここで T は試験温度である。

一方、複数温度法では、異なる温度条件下における試験結果 $K_{Jc(1Teq)}$ をもとに、次式を満たす T_0 を決定する。

$$\sum_{i=1}^N \delta_i \frac{\exp[0.019(T_i - T_0)]}{11 + 77 \exp[0.019(T_i - T_0)]} - \sum_{i=1}^N \frac{(K_{Jc(med)(i)} - 20)^4 \exp[0.019(T_i - T_0)]}{\{11 + 77 \exp[0.019(T_i - T_0)]\}^5} = 0 \quad (2-12)$$

δ_i はデータが有効な場合に1、無効な場合に0となる。

以上のとおり決定された T_0 をもとに、破壊靱性の中間値 $K_{Jc(med)}$ と試験温度 T との関係、すなわちマスターカーブが式(2-1)のように一意に定められる。また、同曲線を基準として、マスターカーブの信頼限界を与える曲線は次式により与えられる。

$$K_{Jc(pf)} = 20 + \left[-\ln(1 - p_f) \right]^{\frac{1}{4}} \{11 + 77 \exp[0.019(T - T_0)]\} \quad (2-13)$$

ここで、 p_f は信頼性確率であって、5%および95%信頼限界を与える曲線はそれぞれ以下のようになる。

$$K_{Jc(0.05)} = 25.2 + 36.6 \exp[0.019(T - T_0)] \quad (2-14)$$

$$K_{Jc(0.95)} = 34.5 + 101.3 \exp[0.019(T - T_0)] \quad (2-15)$$

さらに、マスターカーブの下限界を設定するにあたり、 T_0 の不確定性を保守的に包絡するため、先に述べた5%信頼限界を高温側にシフトしてマージンを確保することがよく行われる。このときの調整量 ΔT_0 は次式で与えられる。

$$\Delta T_0 = \sigma Z_{85} = \frac{\beta}{\sqrt{r}} Z_{85} \quad (2-16)$$

ここで、 σ は温度の標準偏差、 β は $K_{Jc(med)}$ の値に応じて決まるパラメータであって、

$K_{Jc(med)}$ が $83\text{MPa}\sqrt{m}$ 以上であるときは $\beta = 18$ 、 r は T_0 の決定に用いた有効なデータの個数である。また、 Z_{85} は信頼度を 85% とする正規分布の両側検定に対する統計量であって、 $Z_{85} = 1.44$ である。

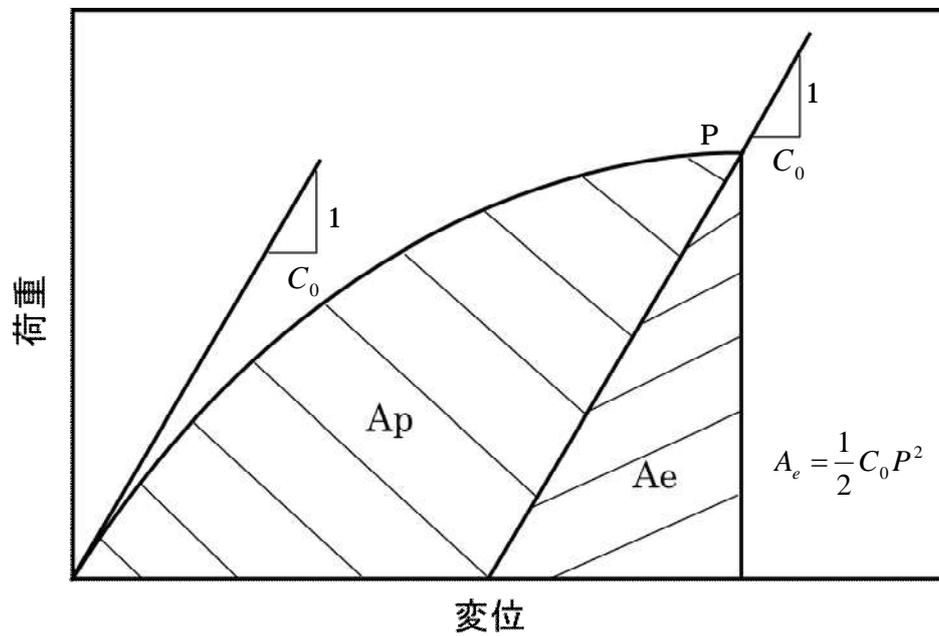


図 2-2 荷重 開口端変位曲線

第3章 マイクロビッカース硬さ試験

本章ではマイクロビッカース硬さ試験の試験方法および試験結果について述べる。

3.1 供試材

試験には、国産原子炉圧力容器鋼材である SFVQ1A 鋼を供試した。これは JSEM 規格に定める A508 Cl.3 鋼に相当する。この供試材の化学組成を表 3-1 に、引張試験により得られた引張特性を表 3-2 に、落重試験およびシャルピー衝撃試験より得られた無延性遷移温度 T_{NDT} と関連温度 RT_{NDT} を表 3-3 にそれぞれ示す。

表 3-1 供試材の化学組成

Material		C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V
SFVQ1A	Target Value	~ 0.25	~ 0.40	1.20 ~ 1.50	~ 0.025	~ 0.025	0.40 ~ 1.00	~ 0.25	0.45 ~ 0.60	~ 0.05
	Product Value	0.18	0.18	1.46	0.002	<0.001	0.90	0.12	0.52	<0.01
		0.17	0.17	1.39	0.002	<0.001	0.87	0.11	0.50	<0.01

表 3-2 供試材の引張特性

Material		Temperature, °C	Young's Modulus, GPa	Yield Stress, MPa	Ultimate Strength, MPa	Elongation, %	Reduction of Area, %
SFVQ1A	Specified	20±5	-	345 ~	550 ~ 730	16 ~	38 ~
	Test Result	23	201	452	595	25.1	74.1
		23	203	455	593	25.8	76.0

表 3-3 供試材の無延性遷移温度および関連温度

T_{NDT} , °C	RT_{NDT} , °C
-	-
-30	-30

3.2 試験方法

3.2.1 試験片

ビッカース硬さ試験に用いた試験片は、シャルピー衝撃試験の試験条件の違う4種類の破断後シャルピー衝撃試験片である。寸法および形状は全て同じで図3-1に示す。また、シャルピー衝撃試験の試験条件を表3-4に示す。疲労予き裂のあるものとなないもの、高靱性のものと低靱性のものを用意した。

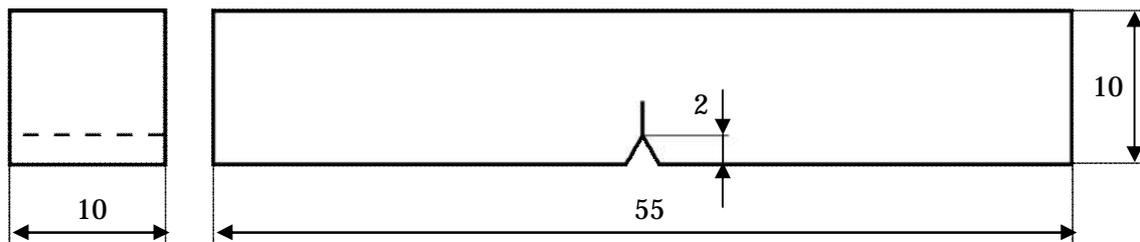


図 3-1 シャルピー衝撃試験片の寸法および形状

表 3-4 シャルピー衝撃試験の試験条件

破断後シャルピー試験片

試験片番号	試験温度	延性破面率	吸収エネルギー	
F1119	-100	0%	6.5J	低靱性
F1122	0	100%	197J	高靱性

予き裂付き破断後シャルピー試験片

試験片番号	試験温度	破壊靱性	
F1161	-140	64MPa-m ^{1/2}	低靱性
F1149	-100	126MPa-m ^{1/2}	高靱性

3.2.2 試験手順

硬さを測定する試験面として図3-2のように試験片を中央部で切断した中央部(図3-2の斜線部)を選んだ。試験片を適当な大きさに切り出した後、図3-3の装置を用いて試験片を径25mmの熱間埋込樹脂に埋め込んだ。埋込試験の試験条件を表3-5に示す。次に、試験面を鏡面加工するために図3-4の装置を用いて表面を研磨した。研磨試験の試験条件は表3-6に示したように3段階で行い、4μmまで研磨した。

硬さ試験は図 3-5 の装置を用いて行った。図左側に正四角錐のビッカースダイヤモンド圧子があり、顕微鏡で圧子を押し込む位置を決め、圧子を試料表面に押し込んだ。圧子の押し込み条件として、2000mN/8s で荷重を加え、クリープ時間を 10s とし、2000mN/8s で除荷をした。試験の結果得られる図 3-6 のような荷重と押し込み深さの関係から、ビッカース硬さを測定した。

ビッカース硬さを測定する位置として、図 3-7 のライン 1~5 に沿って 0.5mm 間隔で圧子を押した。図中の点線は採取する小型試験片の位置の目安である。各ラインの試験片上面からの距離はそれぞれ、0.5mm、2.75mm、5mm、7.25mm、9.5mm である。

破断面から十分離れた塑性域の広がらないと考えられる測定点の測定結果を母集団として、その平均値と標準偏差 σ を求める。「平均値 + 2 σ 」を硬化域の基準とし、破断面付近の硬化域を塑性域と推定する。

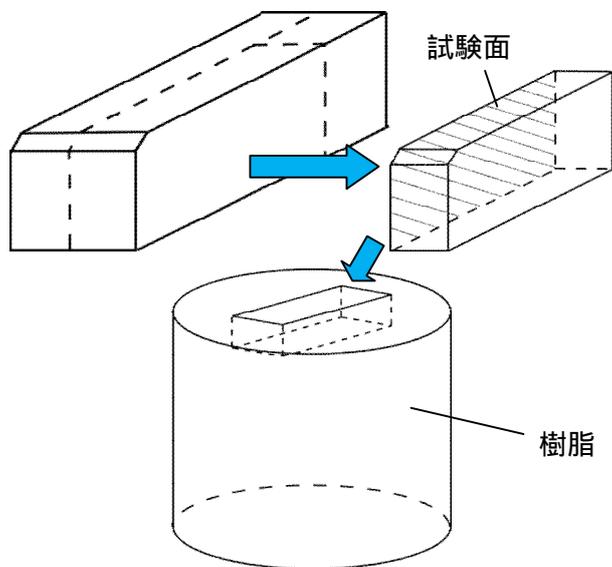


図 3-2 試験片の切り取り、試験面、埋込み



図 3-3 埋込試験装置

表 3-5 埋込試験条件

温度	加熱時間	圧力	冷却モード	冷却時間
180	3分	250Bar	High	2分



図 3-4 研磨試験装置

表 3-6 研磨試験条件

研磨材	粗さ	研磨時間
SiC-Pap	#320	1m30s
Largo	9 μ m	5m
Dac	3 μ m	5m



図 3-5 硬さ試験装置

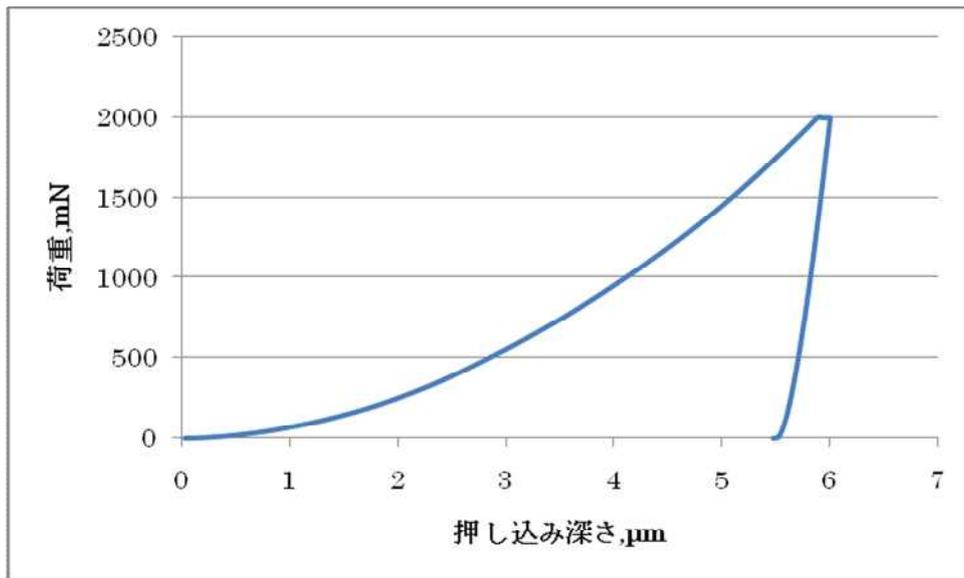


図 3-6 荷重と押し込み深さ

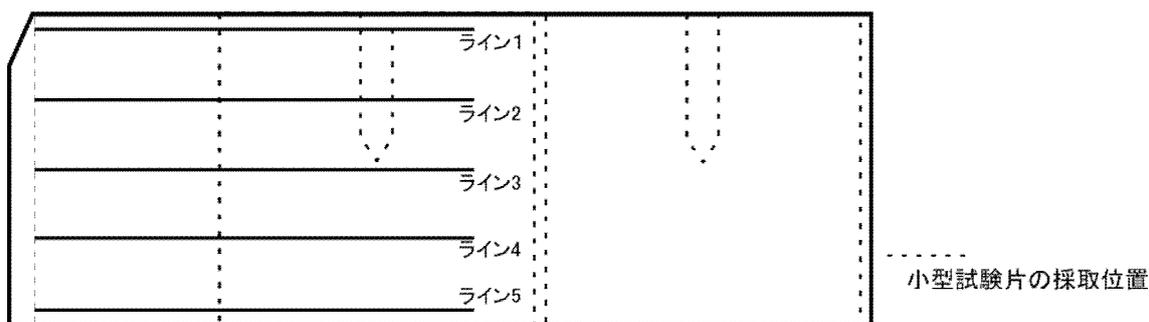


図 3-7 硬さ測定ライン

3.3 試験結果

図 3-8~図 3-11 にそれぞれの試験結果を示す。F1122 については破断面から 10mm まで、F1119 は 8mm まで、F1149 と F1161 は 14mm まで、それぞれ 5 つのラインについて 0.5mm 間隔で測定した。平均値と を計算するための母集団として、F1122 については破断面から距離が 6~10mm の 45 個の測定値、F1119 は 4~8mm の 45 個の測定値、F1149 と F1161 は 10~14mm の 45 個の測定値を選んだ。図 3-8~図 3-11 の上の図には、塑性域が最も広がるノッチの無い側の、ライン 4 とライン 5 の各測定点におけるビッカース硬さの値を示した。また、塑性変形していない部分の硬さの「平均値」、「平均値 + 2」、「平均値 - 2」のラインを示した。図 3-8~図 3-11 の下の図には、試験片上で「平均値 + 2」以上の硬さの点を赤い点、「平均値 +」以上の硬さの点を青い点で表わした。

(破断面付近の変形が大きかったため、図 3-8~図 3-11 については、破断面からの距離のゼロ点は全てノッチの端部を基準としている。破断面からノッチの端部のラインまでの距離は 0.3mm 程度であった。)

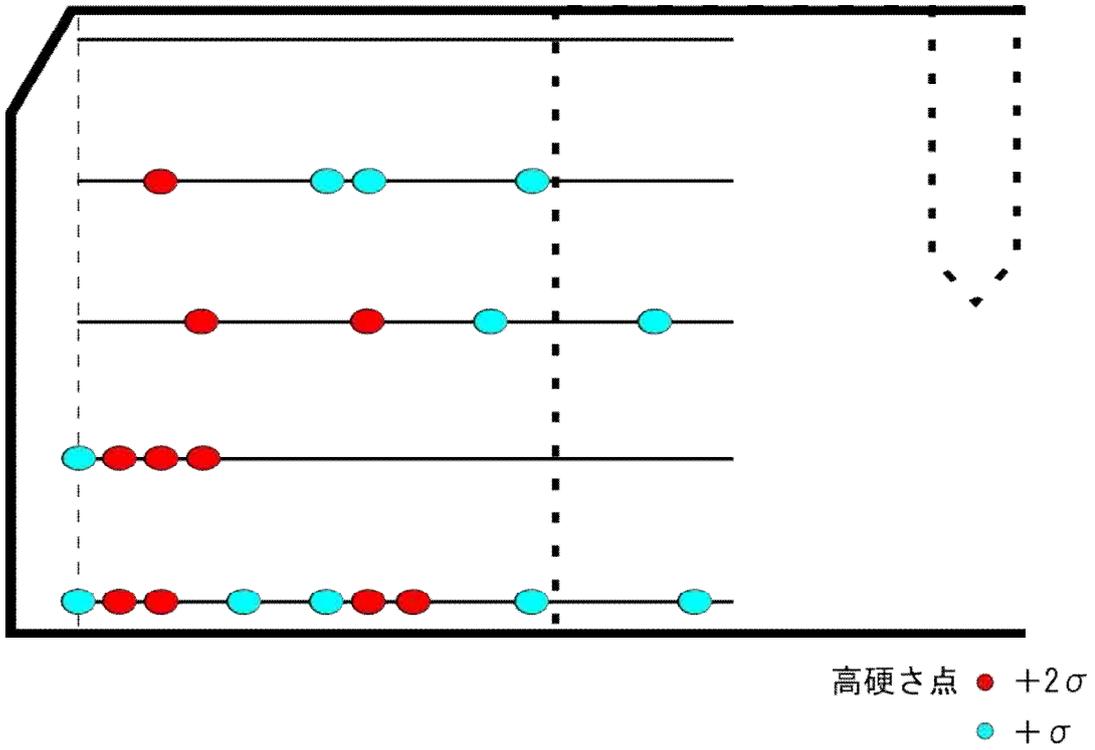
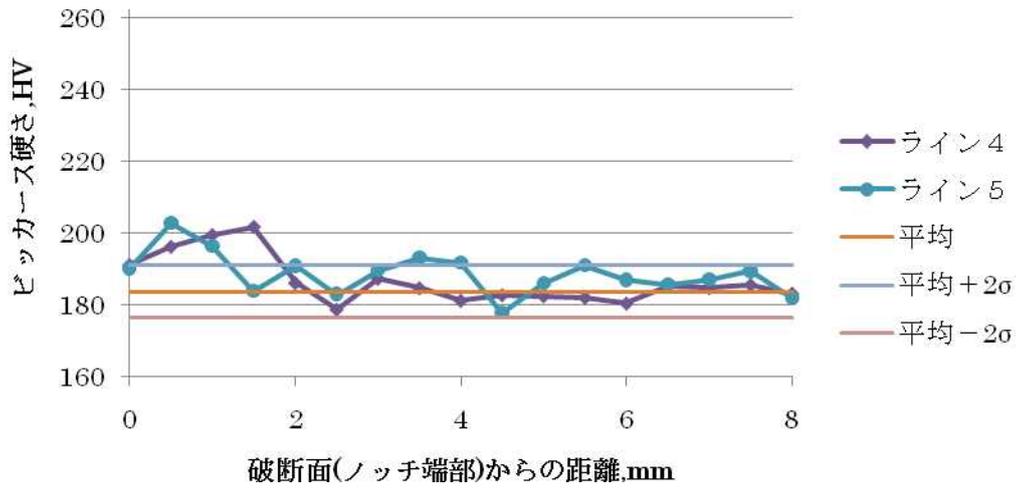


図 3-8 F1199(予き裂無, -100, 低靱性) 硬さ分布

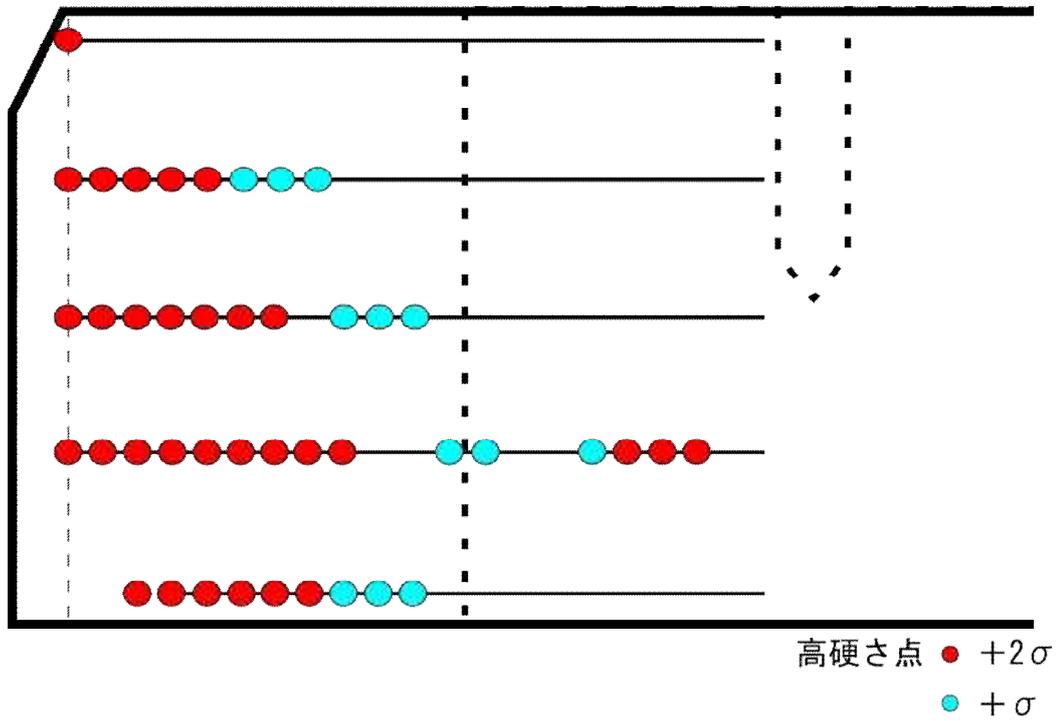
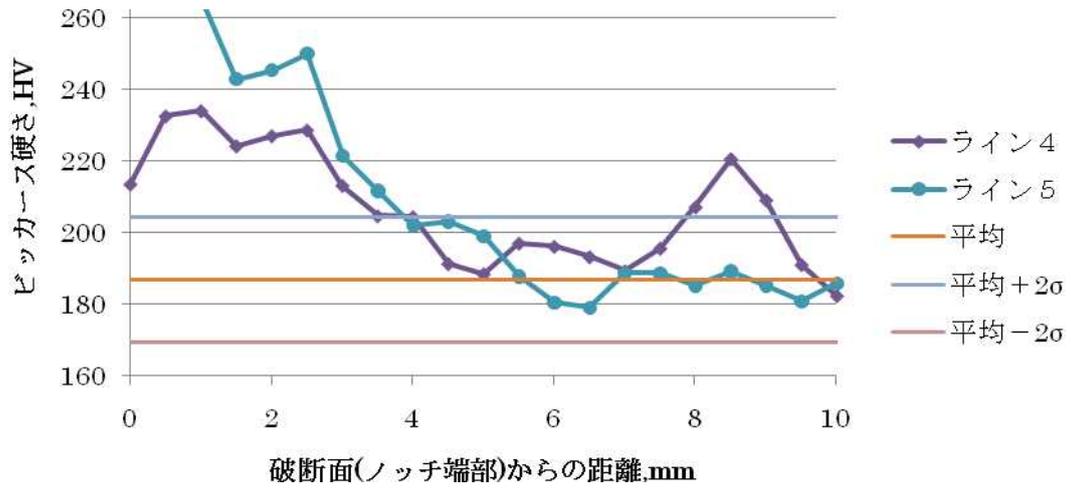


図 3-9 F1122(予き裂無, -0, 高靱性) 硬さ分布

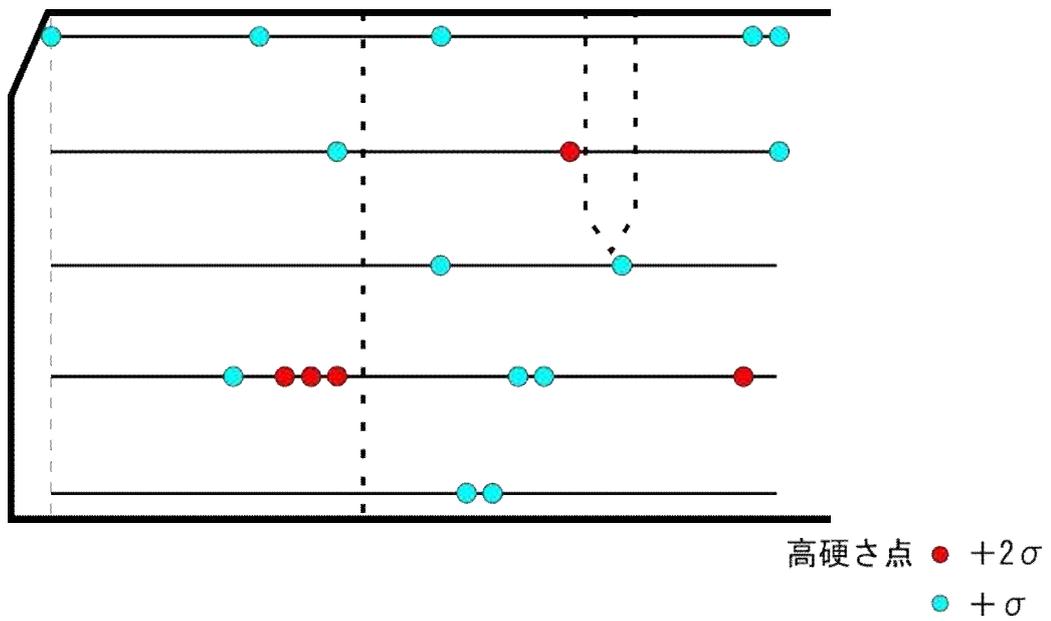
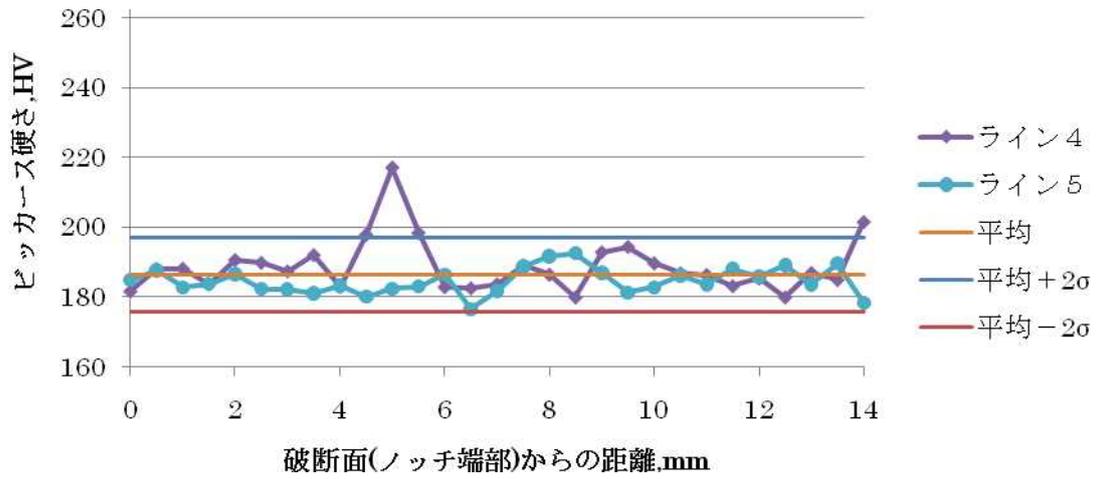


図 3-10 F1161(予き裂有, -140, 低靱性) 硬さ分布

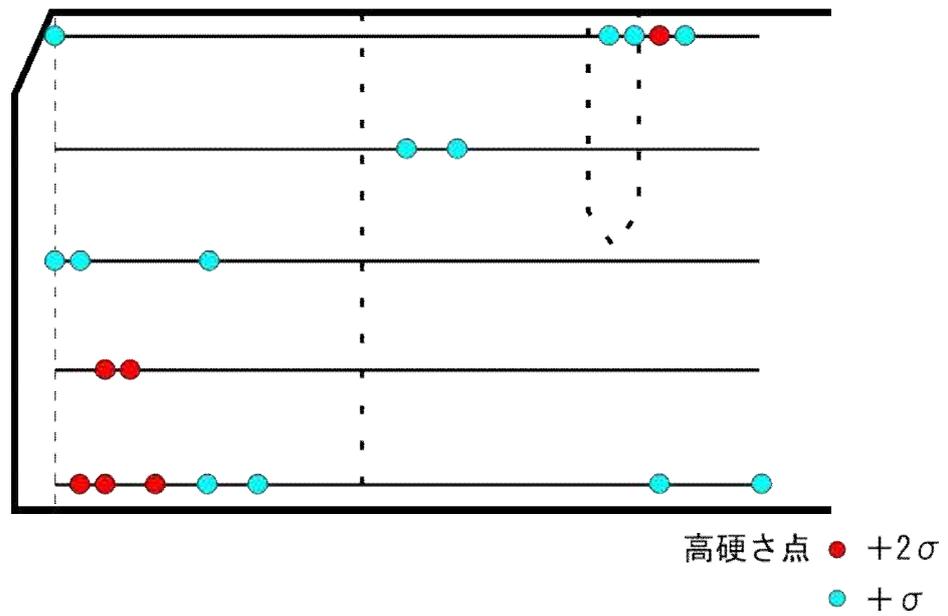
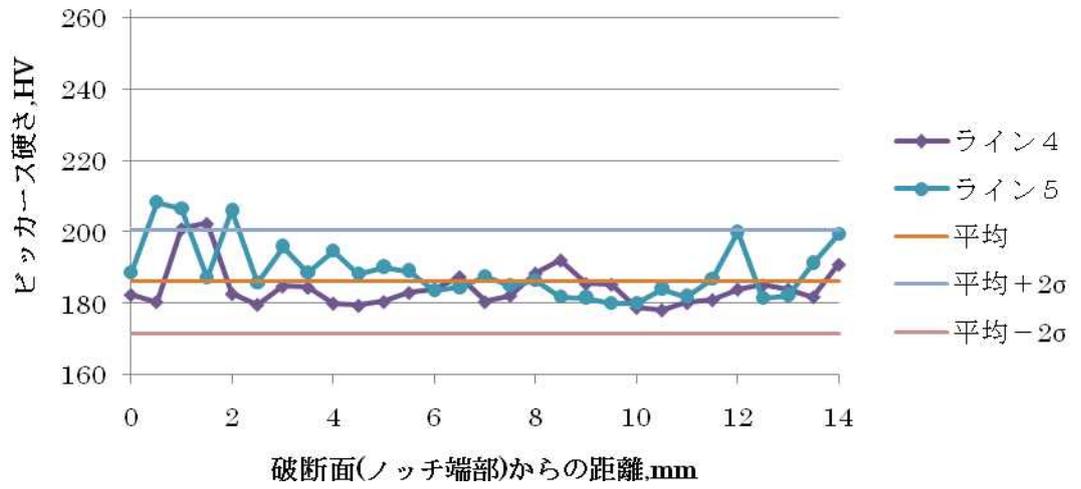


図 3-11 F1149(予き裂有, -100, 高靱性) 硬さ分布

3.4 考察

図 3-9 から、予き裂のない高靱性の試験片においては、破断面付近でビッカース硬さの値が大きくなる傾向が強いことが分かる。破断面からの距離が 4mm まで「平均値 + 2」以上の硬化域が広がり、6mm まで「平均値 + 4」以上の硬化域が広がっている。塑性域は破断面から 4~6mm までであり、10mm 付近の小型試験片のノッチ部には影響はないと考えられる。ライン 4 の 8mm 付近にも硬化域が見られるが、他のラインにはその傾向はみられなかったため塑性変形によるものではないと判断した。同様に、F1161 のライン 4 の 5mm 付近にも硬化域が見られるが、局所的なものであったため塑性変形によるものではないとした。予き裂のあるもの、予き裂のない低靱性の試験片については、F1122 のようなはっきりした傾向は見られなかったが、破面付近の「平均値 + 2」以上の硬化域を見ると、F1119 では破断面から 0.5mm まで、F1149 では 2mm、F1161 では破面付近の硬化域の広がり確認できなかった。

塑性域のはっきりしなかった予き裂のある 2 つの試験片について、さらに破断面に近い位置での硬さを測定した。硬さ測定結果を図 3-12、図 3-13 に示す。低靱性の F1161 では塑性変形が極めて小さいことが分かる。高靱性の F1149 では 0.5mm 付近で急激に硬さの値が大きくなっているのが分かる。図 3-14 に F1149 のデータについてライン 4、5 の硬さ分布と合わせたものを示す。やはり破断面から 2mm 付近までが塑性域と推定できる。

(図 3-12~図 3-14 の破断面近傍の硬さ分布のグラフについては、横軸の破断面からの距離は破断面端部からの距離を表している。)

以上より、シャルピー衝撃試験による塑性変形が採取する小型試験片に及ぼす影響はないことが確認された。

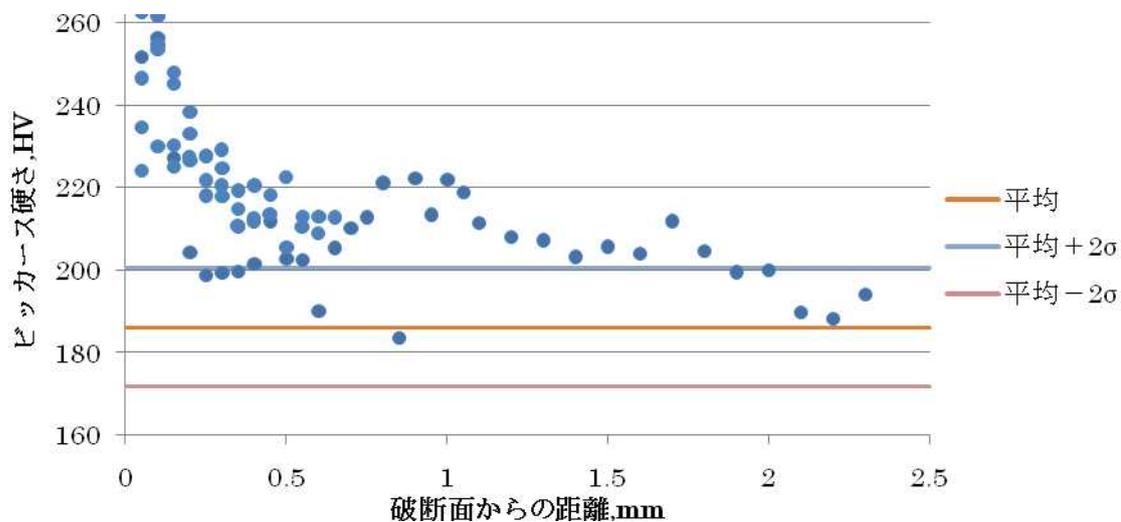


図 3-12 破断面近傍での硬さ分布 F1149(高靱性)

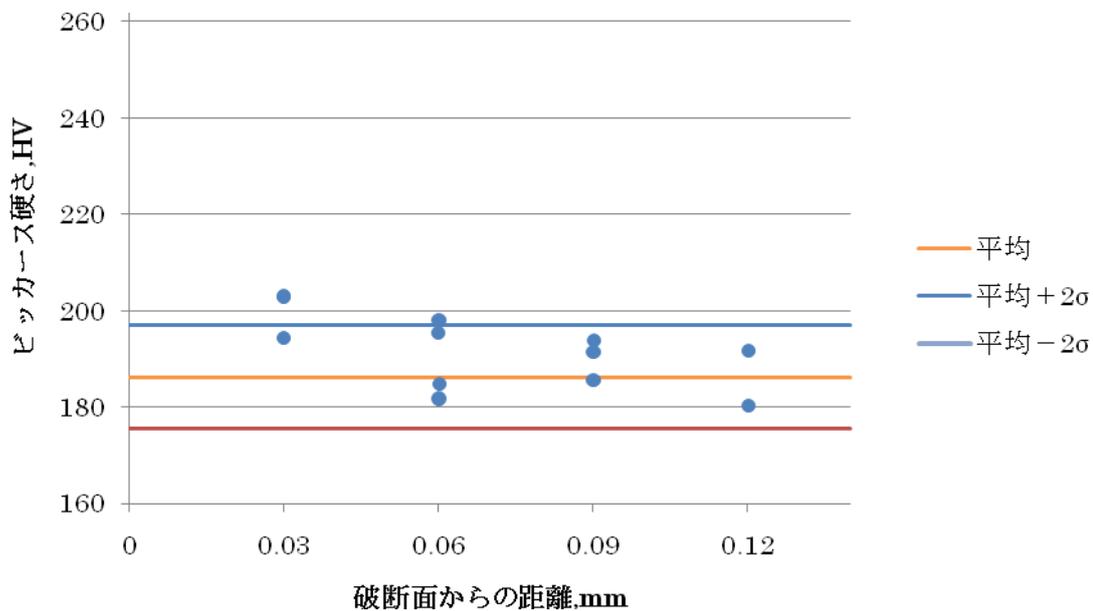


図 3-13 破断面近傍での硬さ分布 F1161(低靱性)

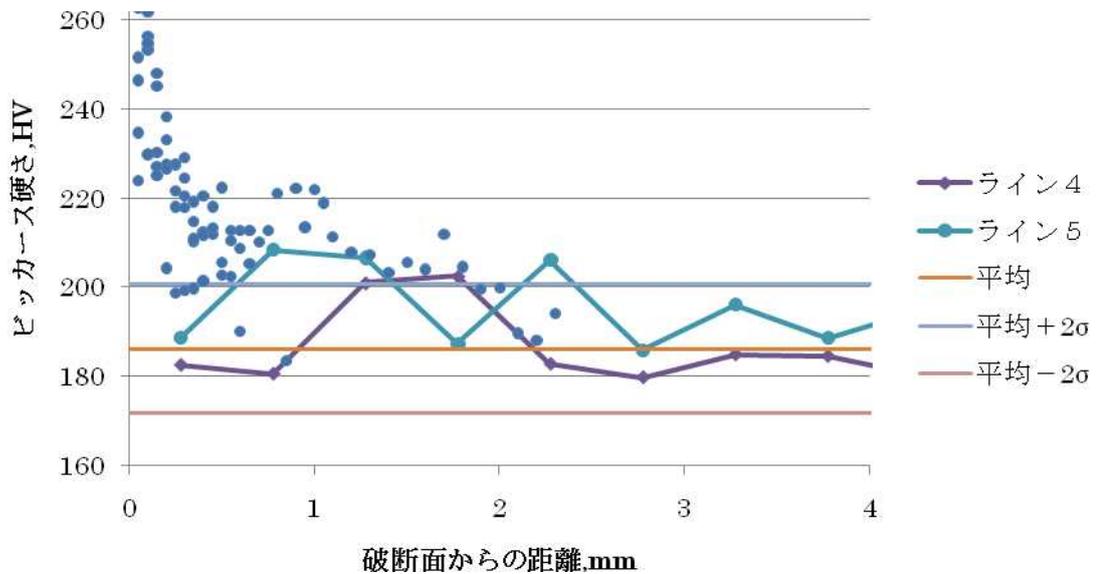


図 3-14 破断面付近の硬さ分布 F1149(高靱性)

今回の試験では高硬さ域の基準として、塑性変形していないと思われる位置のデータの「平均値 + 2 σ 」という値を用いた。この基準値の妥当性を調べるために図 3-15 に F1122(予き裂無、 $\sigma_{TS} = 0$ 、高靱性)の測定結果のヒストグラムを示した。赤いグラフが破断面から十分に離れた塑性変形していないと思われる位置のデータである(破断面から 6~10mm)。そこから求められる平均値と標準偏差を用いて正規分布曲線を示した。青いグラフが全ての測定データの結果である。また、緑のラインが「平均値 + σ 」、オレンジのラインが「平均値 + 2 σ 」の値を表している。母集団として選んだ塑性変形していない部分のデータを見ると、高硬さに飛離れた数点を除き、正規分布よりもばらつきの小さい結果となっている。したがって、「平均値 + 2 σ 」という値は基準値としては大きすぎ、猶度を考え「平均値 + σ 」の方がより基準値として適していると考えられる。

高硬さに飛び離れた点を異常値として取り除いた場合のデータを図 3-16 に示す。この場合、塑性変形していない部分のデータは正規分布に酷似し、「平均値 + σ 」はばらつきの範囲内であり、「平均値 + 2 σ 」の方が基準値として適していると考えられる。図 3-15 の「平均値 + σ 」の値と図 3-16 の「平均値 + 2 σ 」の値はほぼ一致していたので、今回の試験では、飛び離れた値を異常値とはせず、裕度を考え「平均値 + σ 」の値も考慮して塑性域を評価した。

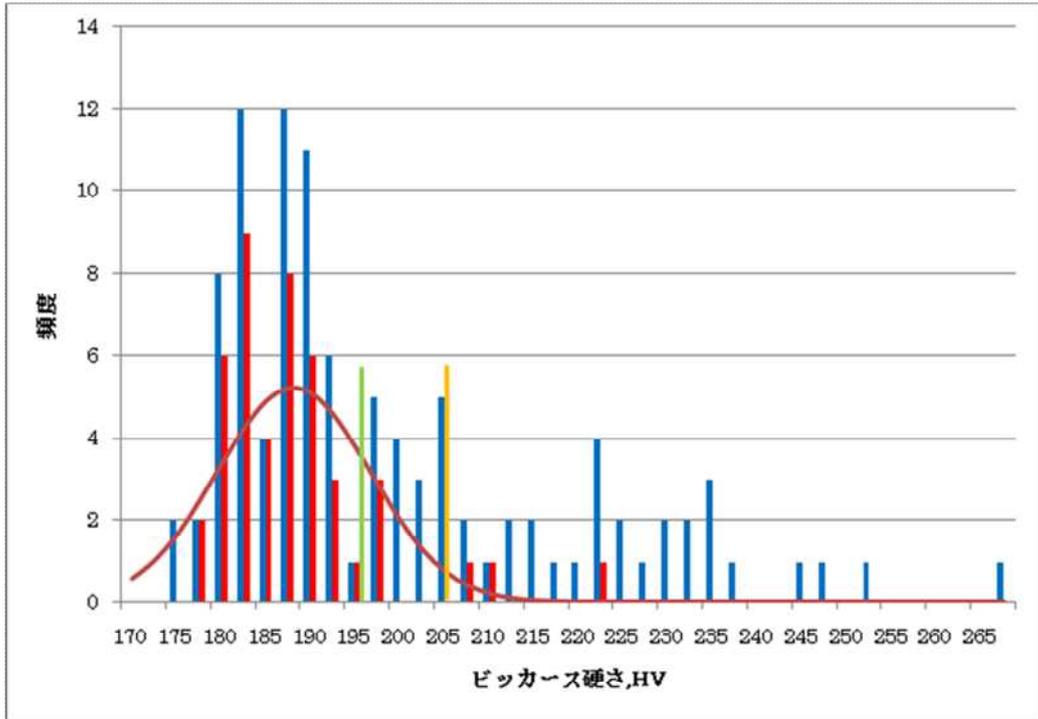


図 3-15 硬さ分布のヒストグラム

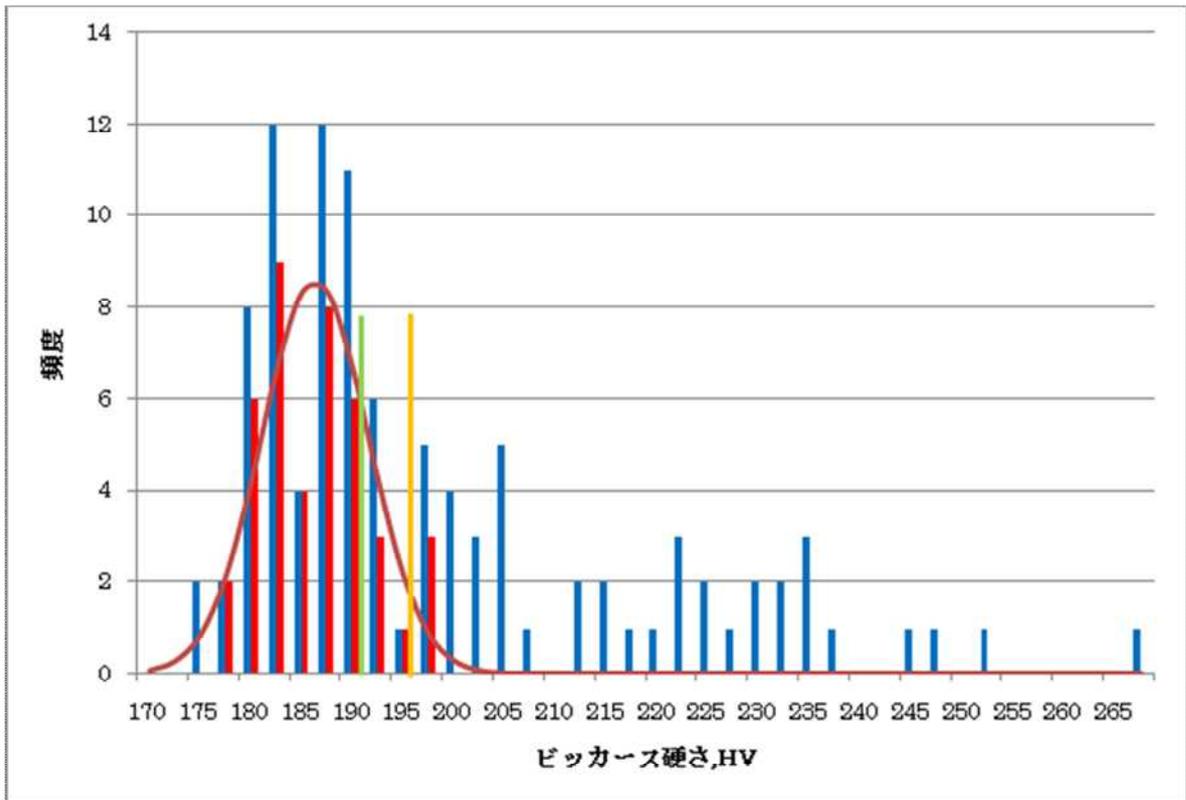


図 3-16 異常値を取り除いたヒストグラム

第4章 破壊靱性試験

本章では、破壊靱性試験の試験方法および試験結果について述べる。

4.1 供試材

試験には、国産原子炉圧力容器鋼材である SQV2A 鋼(Heat1)及び SQV2A 鋼(Heat2)を供試した。両供試材は ASTM 規格に定める A533 Gr. B Cl. 1 鋼に相当するものである。両供試材の化学組成を表 4-1 に、引張試験により得られた引張特性を表 4-2 に、落重試験およびシャルピー衝撃試験により得られた無延性遷移温度 T_{NDT} と関連温度 RT_{NDT} を表 4-3 にそれぞれ示す。

表 4-1 供試材の化学組成

Material		C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu
SQV2A (Heat 1)	Target Value	~ 0.25	0.15 ~ 0.30	1.15 ~ 1.50	~ 0.035	~ 0.040	0.40 ~ 0.70	-	0.45 ~ 0.60	-
	Product Value	0.22	0.25	1.44	0.021	0.028	0.54	0.08	0.48	0.10
SQV2A (Heat 2)	Target Value	~ 0.25	0.15 ~ 0.30	1.15 ~ 1.50	~ 0.035	~ 0.040	0.40 ~ 0.70	-	0.45 ~ 0.60	-
	Product Value	0.22	0.25	1.46	0.002	0.002	0.69	0.11	0.57	-

表 4-2 供試材の引張特性

Material		Temperature, °C	Young's Modulus, GPa	Yield Stress, MPa	Ultimate Strength, MPa	Elongation, %	Reduction of Area, %
SQV2A (Heat 1)	Specified	20±5	-	345 ~	550 ~ 690	16 ~	-
	Test Result	23	208	471	626	22.9	67.3
		23	203	474	623	22.6	66.1
SQV2A (Heat 2)	Specified	20±5	-	345 ~	550 ~ 690	16 ~	-
	Test Result	23	201	463	603	25.3	73.5
		23	206	459	600	26.0	73.8

表 4-3 供試材の無延性遷移温度および関連温度

T_{NDT} , °C	RT_{NDT} , °C
-	-
-30	-30
-	-
-40	-40

4.2 試験方法

4.2.1 試験片

破壊靱性試験に用いた試験片は公称板厚 4mm の Miniature C(T)試験片である。試験片の寸法および形状を図 4-1 に示す。この寸法および形状はすべて ASTM 規格[10]に適合するものである。

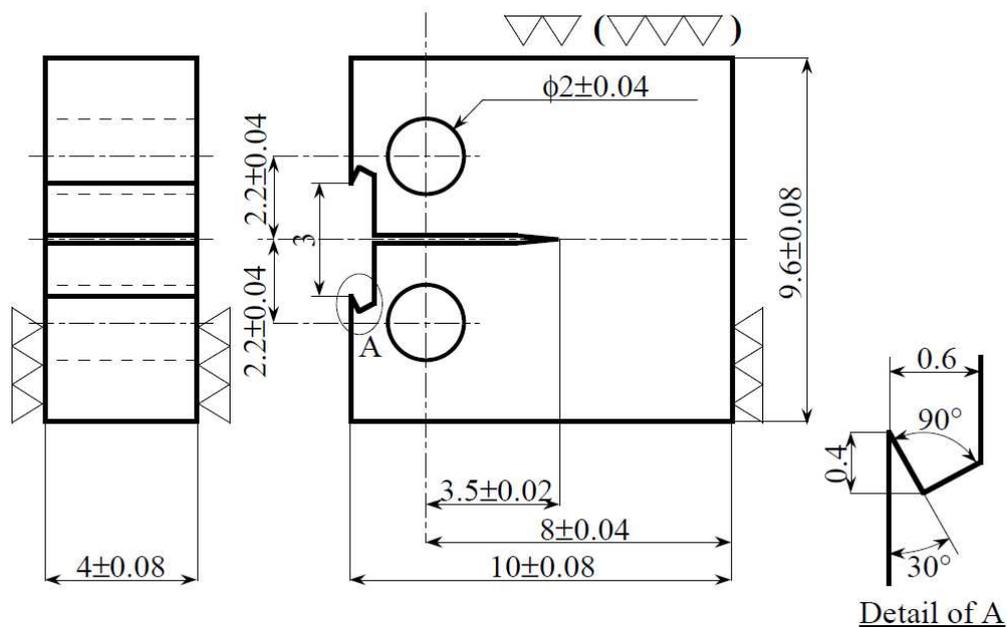


図 4-1 試験片の寸法および形状

すべての試験片に疲労予き裂を導入した。予き裂の導入は ASTM 規格の規定に倣い、機械切欠きからの疲労き裂の進展のための第一段階、最終き裂先端の先鋭化のための第二段階に分けて行った。導入する予き裂の長さの目標値として、機械加工き裂長さを

3.5mm、疲労予き裂長さを 0.5mm とした。このとき、公称初期き裂長さ a_0 の交渉板幅 W に対する比は $a_0/W = 4.0/8.0 = 0.5$ となる。

4.2.2 試験条件

試験マトリクスを表 4-4 に示す。枠内の数字は試験数である。()内の数字は追加試験も含めた試験数である。試験温度 T については、過去に実施された SQV2A(Heat 1)鋼および SQV2A(Heat2)鋼の大型試験片および標準試験片、小型試験片を用いた破壊靱性試験により得られた参照温度 T_0 をもとに[24]、有効な破壊靱性が得られるような温度範囲($T_0 - 50$ から $T_0 + 50$ の範囲)に収まるように設定した。また、試験片の小型化により、高温側の試験において有効な破壊靱性の上限を超えるデータが取得される可能性があるのが分かっているので[20]、 $T_0 - 50$ から $T_0 - 10$ の範囲で試験を行った。

表 4-4 試験マトリクス

Material	Test Temperature							
	-100	-110	-120	-130	-140	-150	-160	-170
SQV2A(Heat 1)	8(11)	8	8	8(10)	8			
SQV2A(Heat 2)				8(10)	8	8(10)	8	8

4.2.3 試験手順

破壊靱性試験に仕様した装置を図 4-2 に示す。また、この装置に設置した Miniature C(T)試験片の様子を図 4-3 に示す。破壊靱性試験は ASTM 規格[10]に準拠して行った。すなわち、試験片に準静的な単調引張(曲げ)荷重を負荷し、試験片に脆性破壊またはポップインを生じるまでの荷重と開口変位を、それぞれロードセルとクリップゲージにより計測し、2 章で述べた手順に従い破壊靱性を評価した。試験片の温度は、試験片に直接熱電対を取り付けることが困難だったため、試験装置の試験片を取り付ける部分に取り付けた熱電対により計測した。恒温層内の雰囲気温度を制御し、試験片温度が所定の値になるように調節した。ASTM 規格には温度制御に関する定量的な条件は規定されていないが、関連する ASTM E1820-01[24]には、試験片厚さ 25mm あたり 1/2 時間の温度保持が要求されている。これを考慮にいれ、15 分の間、所定の試験温度に対して ± 3 の範囲内で温度を維持した。

試験の終了後、破断した試験片より試験片厚さおよび試験片幅を実測し、破壊靱性の評価に用いた。また、破断後の試験片の破面を観察し、規格に従って初期き裂長さ、安定き裂進展量を実測するとともに、これらの値が規格に定める要件を満たしていることを確認した。



図 4-2 試験装置



図 4-3 試験片の取り付け

4.3 試験結果

4.3.1 破壊靱性

試験の結果得られた等価破壊靱性 $K_{Jc(1Teq)}$ および関連する諸数値を、表4-5-1~表4-6-2に示す。P0743-1(-130)、P0745-1、P0745-2(-140)、V0854-1(-150)については、試験中にクリップゲージがはずれてしまい、適切な試験結果が得られなかった。同表におけるデータの有効性の判定は、ASTM規格[10]にある規定に照らして行った。その結果、本試験で得られた個々のデータには一部有効でないものも含まれており、これらのデータの扱いも同規格に基づいて行った。P0737-1、P0737-4(-100)、V0849-1、V0850-1(-130)、V0851-1(-140)の試験結果が Invalid となった。これらのデータを補うために追加試験を行い、P0747-1~P0747-3(-100)、P0747-4、P0748-1(-130)、V0859-1、V0859-2(-130)、V0859-3、V0859-4(-150)の試験結果を追加した。

ここで、破壊時にき裂前縁が強く拘束された状態が維持されるよう、破壊靱性 K_{Jc} の上限 $K_{Jc(limit)}$ が次のように定められる。

$$K_{Jc(limit)} = \sqrt{\frac{Eb_0\sigma_y}{30(1-\nu^2)}} \quad (4-1)$$

σ_y は材料の降伏強さである。 K_{Jc} が $K_{Jc(limit)}$ の値を上回る場合には、その破壊靱性データ K_{Jc} は有効でないものとし、マスターカーブの計算に K_{Jc} の代わりとして $K_{Jc(limit)}$ を用いる。その後マスターカーブの計算の際には、 $K_{Jc(1Teq)}$ の代わりに限界等価破壊靱性 $K_{Jc(1Teq)(limit)}$ を用いる。ここで $K_{Jc(1Teq)(limit)}$ は式(4-1)から得られる $K_{Jc(limit)}$ を式(2-8)に代入することによって求められる値である。

試験の結果得られた $K_{Jc(1Teq)}$ と T の関係を図 4-4(a),(b)に示す。 T が大きいほど $K_{Jc(1Teq)}$ の値およびばらつきが大きくなる傾向が見られた。

表 4-5-1 破壞韌性試驗結果(SQV2A(Heat1))

TP No.	Material	Nominal TP Size	Test Temp. [C]	P at fract. [kN]	J _e [kN/m]	J _p [kN/m]	J _c [kN/m]	K _{JC} [MPa-m ^{1/2}]	K _{JC(1Teq)} [MPa-m ^{1/2}]	Validity	K _{JC(limit)(1Teq)} [MPa-m ^{1/2}]
P0737-1	SQV2A (Heat1)	Miniature CT	-100	2.452	18	64	83	141	96	Invalid	94
P0737-2				2.38823	17	56	73	132	91	Valid	
P0737-3				2.3572	16	17	33	89	64	Valid	
P0737-4				2.42345	18	73	91	148	100	Invalid	94
P0738-1				1.96348	12	4	16	62	47	Valid	
P0738-2				2.43408	18	43	61	121	84	Valid	
P0738-3				2.3227	16	19	35	91	65	Valid	
P0738-4				2.25945	15	18	34	90	64	Valid	
P0739-1			-110	2.5291	19	35	53	113	79	Valid	
P0739-2				2.47505	18	34	52	111	78	Valid	
P0739-3				2.54388	19	48	67	127	87	Valid	
P0739-4				2.52215	19	47	66	125	87	Valid	
P0740-1				2.51963	19	55	73	133	91	Valid	
P0740-2				2.39318	17	21	38	95	68	Valid	
P0740-3				2.46928	18	43	61	121	84	Valid	
P0740-4				2.25853	15	11	26	80	58	Valid	
P0741-1			-120	2.60005	19	27	46	105	74	Valid	
P0741-2				2.22523	14	7	21	72	53	Valid	
P0741-3				2.49253	19	25	44	103	72	Valid	
P0741-4				2.58308	20	30	49	109	76	Valid	
P0742-1				2.496	18	18	36	93	66	Valid	
P0742-2				2.30567	16	9	25	77	56	Valid	
P0742-3				2.56113	20	34	54	114	79	Valid	
P0742-4				2.4594	18	17	35	92	65	Valid	

表 4-5-2 破壞韌性試驗結果(SQV2A(Heat1))

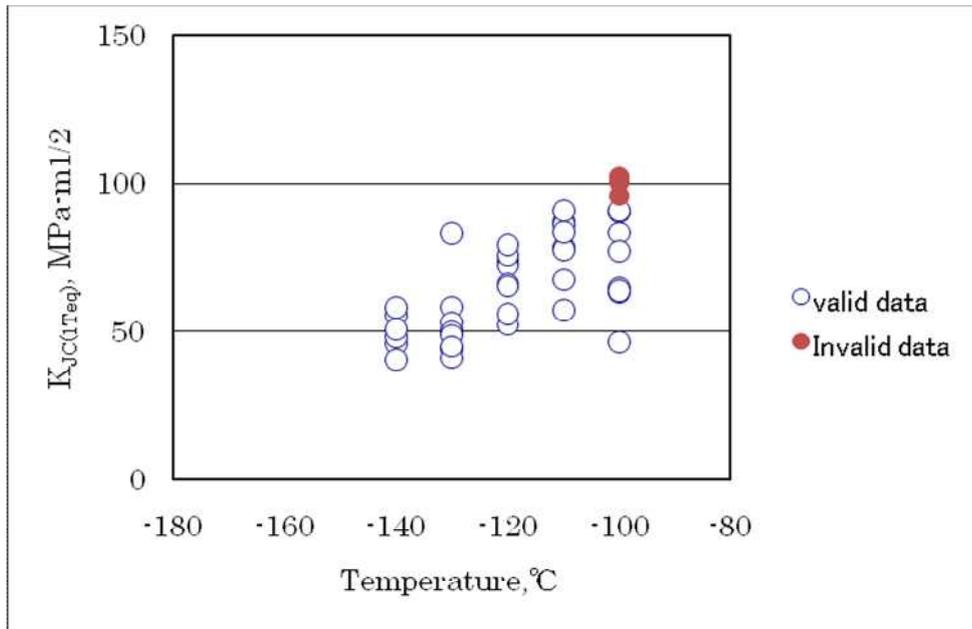
TP No.	Material	Nominal TP Size	Test Temp. [C]	P at fract. [kN]	J _e [kN/m]	J _p [kN/m]	J _c [kN/m]	K _{JC} [MPa-m ^{1/2}]	K _{JC(1Teq)} [MPa-m ^{1/2}]	Validity	K _{JC(limit)(1Teq)} [MPa-m ^{1/2}]
P0743-2	SQV2A (Heat1)	Miniature CT	-130	2.19687	14	5	19	68	51	Valid	
P0743-3				2.685	22	39	60	121	83	Valid	
P0743-4				2.36463	17	10	27	81	58	Valid	
P0744-1				2.26895	15	7	22	73	53	Valid	
P0744-2				2.1623	14	5	19	68	50	Valid	
P0744-3				1.96188	12	3	14	58	44	Valid	
P0744-4				2.16568	14	5	18	66	49	Valid	
P0745-1			-140	2.03708	12	3	16	61	46	Valid	
P0745-2				2.1859	14	4	17	65	48	Valid	
P0746-1				2.3426	16	9	24	77	56	Valid	
P0746-2				2.43365	18	2	20	69	51	Valid	
P0746-3				1.94048	11	0	11	53	41	Valid	
P0746-4				2.43358	17	10	27	81	58	Valid	
P0747-1			-100	2.49338	18	56	74	133	91	Valid	
P0747-2				2.45138	18	77	95	151	94	Invalid	94
P0747-3				2.4227	17	34	51	111	77	Valid	
P0747-4			-130	1.8607	10	2	12	54	41	Valid	
P0748-1				2.04665	-79	3	15	60	45	Valid	

表 4-6-1 破壞韌性試驗結果(SQV2A(Heat2))

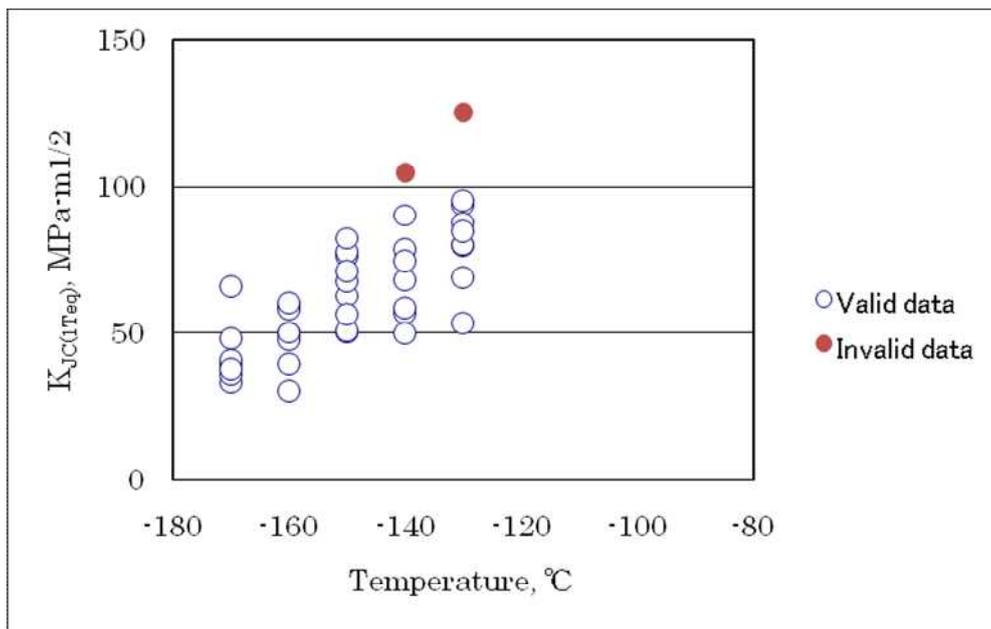
TP No.	Material	Nominal TP Size	Test Temp. [C]	P at fract. [kN]	J _e [kN/m]	J _p [kN/m]	J _c [kN/m]	K _{JC} [MPa-m ^{1/2}]	K _{JC(1Teq)} [MPa-m ^{1/2}]	Validity	K _{JC(limit)(1Teq)} [MPa-m ^{1/2}]
V0849-1	SQV2A (Heat2)	Miniature CT	-130	2.79285	24	204	227	234	155	Invalid	100
V0849-2				2.32065	15	7	22	73	53	Valid	
V0849-3				2.68285	21	56	78	137	94	Valid	
V0849-4				2.64625	21	34	55	115	80	Valid	
V0850-1				2.75908	23	122	145	187	125	Invalid	100
V0850-2				2.24783	15	40	55	115	80	Valid	
V0850-3				2.65913	21	60	80	139	95	Valid	
V0850-4				2.67773	21	46	67	127	88	Valid	
V0851-1			-140	2.78088	23	76	98	154	105	Invalid	103
V0851-2				2.5511	19	6	26	79	57	Valid	
V0851-3				2.71877	22	31	53	113	79	Valid	
V0851-4				2.78575	22	49	71	131	90	Valid	
V0852-1				2.24585	15	4	19	67	50	Valid	
V0852-2				2.66515	20	18	39	97	68	Valid	
V0852-3				2.46373	18	10	27	81	59	Valid	
V0852-4				2.65643	21	26	47	107	75	Valid	
V0853-1			-150	2.32285	16	3	19	68	50	Valid	
V0853-2				2.69	21	11	32	88	63	Valid	
V0853-3				2.8184	23	27	50	110	77	Valid	
V0853-4				2.40768	17	3	20	69	51	Valid	
V0854-2				2.54883	19	6	25	78	57	Valid	
V0854-3				2.7714	22	29	51	112	78	Valid	
V0854-4				2.74538	21	17	38	96	68	Valid	

表 4-6-2 破壞韌性試驗結果(SQV2A(Heat2))

TP No.	Material	Nominal TP Size	Test Temp. [C]	P at fract. [kN]	J _e [kN/m]	J _p [kN/m]	J _c [kN/m]	K _{JC} [MPa-m ^{1/2}]	K _{JC(1Teq)} [MPa-m ^{1/2}]	Validity	K _{JC(limit)(1Teq)} [MPa-m ^{1/2}]
V0855-1	SQV2A (Heat2)	Miniature CT	-160	1.8612	10	1	11	51	40	Valid	
V0855-2			-160	2.59008	20	8	28	82	59	Valid	
V0855-3			-160	2.2931	15	4	19	68	50	Valid	
V0855-4			-160	2.62863	20	6	27	81	58	Valid	
V0856-1			-160	2.27438	15	2	17	64	48	Valid	
V0856-2			-160	1.35963	6	0	6	37	30	Valid	
V0856-3			-160	2.29513	15	4	19	68	50	Valid	
V0856-4			-160	2.58275	19	10	29	84	60	Valid	
V0857-1			-170	1.85818	10	1	11	51	39	Valid	
V0857-2			-170	1.53583	7	0	7	41	33	Valid	
V0857-3			-170	2.71578	21	14	35	93	66	Valid	
V0857-4			-170	1.9096	11	1	12	53	41	Valid	
V0858-1			-170	2.22963	14	3	17	65	48	Valid	
V0858-2			-170	2.21113	14	3	17	65	48	Valid	
V0858-3			-170	1.69703	8	0	8	45	36	Valid	
V0858-4			-170	1.81773	10	0	10	48	38	Valid	
V0859-1			-130	2.59158	20	20	40	98	69	Valid	
V0859-2			-130	2.67095	21	41	63	123	85	Valid	
V0859-3			-150	2.36528	17	26	43	102	71	Valid	
V0859-4			-150	2.7389	22	36	58	119	82	Valid	



(a) SQV2A 鋼(Heat1)



(b) SQV2A 鋼(Heat2)

図 4-4 等価破壊靱性 $K_{Jc(Teq)}$ と試験温度 T の関係

4.3.2 参照温度

上述のとおり得られた破壊靱性データをもとに、2章に記した手順に従って参照温度 T_0 を評価したものを表 4-7 に示す。Invalid な K_{Jc} については、規格に従い $K_{Jc(\text{limit})}$ に置き換えて T_0 を算出した。単一温度法においては、 T_0 に対する試験温度 T あるいは $K_{Jc(\text{med})}$ の範囲に応じて必要な試験数が定められており、これにより T_0 の有効性が判定される。複数温度法においては、 T の T_0 からの偏差に応じて重み付けをした試験数の総和によって T_0 の有効性が再帰的に判定される。本試験では、SQV2A(Heat1)鋼における -130、-140 のデータおよび SQV2A(Heat2)鋼における -160、-170 のデータから得られた T_0 については Invalid となった。これは、試験数は十分であったが、規格により $T - T_0$ の大きさが 50 以内でないと有効とされないと定められていることに起因する。また、複数温度法において SQV2A(Heat1)鋼における -140 のデータ、SQV2A(Heat2)鋼における -170 のデータは、複数温度法により得られた参照温度 T_0 に対し、 $T - T_0$ の値が 50 以内に収まらなかったため、有効なデータとされなかった。ただし、SQV2A(Heat1)鋼における -130 のデータ、SQV2A(Heat2)鋼における -160 のデータは、単一温度法においては有効でないデータとされたが、複数温度法においては $T - T_0$ の値が 50 以内であったため有効なデータとされた。

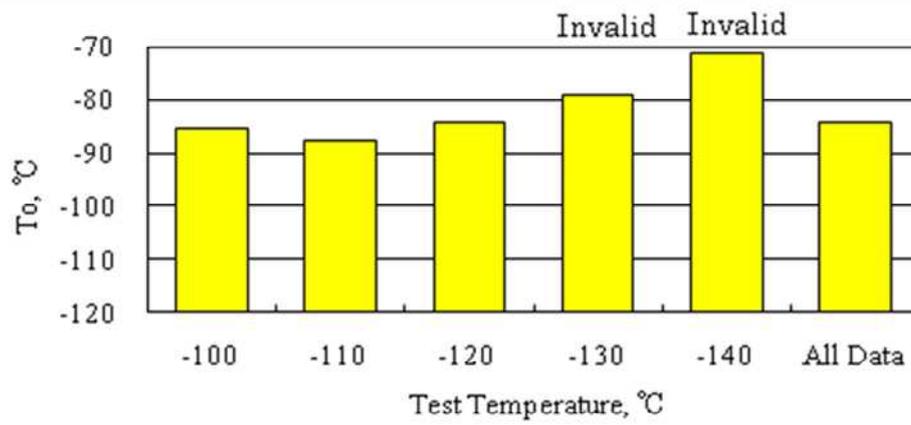
T_0 の試験温度の依存性を図 4-5 (a),(b)に示す。複数温度法により得られた T_0 を基準に考えると、Valid なデータに関しては単一温度法により得られた T_0 の違いはかなり小さい。また、過去に行った試験データを用いて T_0 の試験片寸法の依存性を図 4-6 (a),(b)に示した。全て複数温度法によって得られた参照温度である。Miniature C(T)試験片による T_0 の結果は過去の試験結果と比較して、SQV2A(Heat1)鋼においては最大で 8.7、SQV2A(Heat2)鋼においては最大で 15.8 の差があった。この値を ASTM 基準に定める温度に関する規定(温度計測の制度が 3 以内、再現性が 2 以内)と比較すると、

SQV2A(Heat2)鋼の 15.8 という偏差は大きいと考えられる。しかし、今回 Miniature C(T)試験片を使って得られた T_0 は、標準寸法以上の寸法の試験片を用いて得られた3つの T_0 の値よりは大きかったものの、厚さ 0.4 インチの小型試験片から得られた T_0 よりは小さい値となっている。また、グラフを見ても試験片寸法と T_0 の関係に一貫性がないため、寸法依存性は小さいと考えられる。

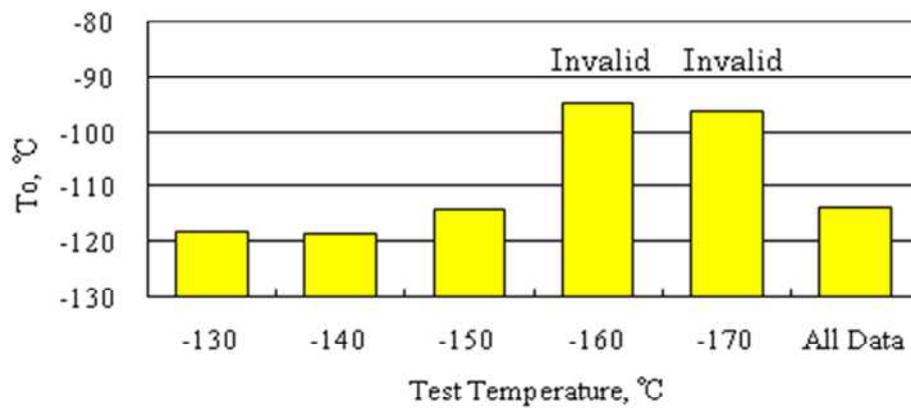
図 4-7 (a),(b)に、より詳細な T_0 の試験片寸法および試験温度依存性を示した。図中の mlt. は複数温度法を表し、単一温度法については試験温度を記した。比較のため、過去に実施した 4T C(T)試験片、2T C(T)試験片、および 1T C(T)試験片を用いた破壊靱性試験[]から得られた T_0 を示した。また標準試験片以上の寸法の試験片を用いて得られたデータを一括して評価した T_0 を黒いラインで表わした。標準試験片以上の寸法の試験片を用いた試験結果において、複数温度法により得られた T_0 と単一温度法により得られた T_0 の最大の違いはSQV2A(Heat1)鋼で 2.6 、SQV2A(Heat2)鋼で 3.2 であった。また、厚さ 4mm の小型試験片においては T_0 の最大の違いはSQV2A(Heat1)鋼で 6.5 、SQV2A(Heat2)鋼で 9.0 であった。それに対し、今回行った Miniature C(T)試験片の場合は T_0 の最大の違いはSQV2A(Heat1)鋼で 3.5 、SQV2A(Heat2)鋼の場合は 4.6 であった(ただし Invalid なデータは除いた)。この値は、ASTM 基準に定める温度に関する規定の範囲内であり、試験温度の依存性は小さいと言える。ただし、同一材料、同一試験片において試験温度が相対的に高いときには高めの T_0 を与える傾向がある。このような条件下では K_{Jc} がその上限を超えるケースが多くなり、これらを $K_{Jc(\text{limit})}$ に置き換えることにより破壊靱性の値が過小評価されるため、 T_0 が高めに評価されることになる。

表 4-7 試験により得られた参照温度 T_0 のデータ

TP Size	Material	Test Temp []	Evaluation Method	No. of Total Data	No. of Valid Data	T_0 []	Validity
Miniature CT	SQV2A (Heat 1)	-100	Single-Temp.	11	8	-85.3	Valid
		-110		8	8	-87.7	Valid
		-120		8	8	-84.4	Valid
		-130		9	9	-78.8	Invalid
		-140		6	6	-71.0	Invalid
		-100 ~ -140	Multi-Temp.	42	33	-84.2	Valid
	SQV2A (Heat 2)	-130	Single-Temp.	10	8	-118.0	Valid
		-140		8	7	-118.4	Valid
		-150		9	9	-114.3	Valid
		-160		8	8	-94.6	Invalid
		-170		8	8	-96.1	Invalid
		-130 ~ -170	Multi-Temp.	43	32	-113.8	Valid

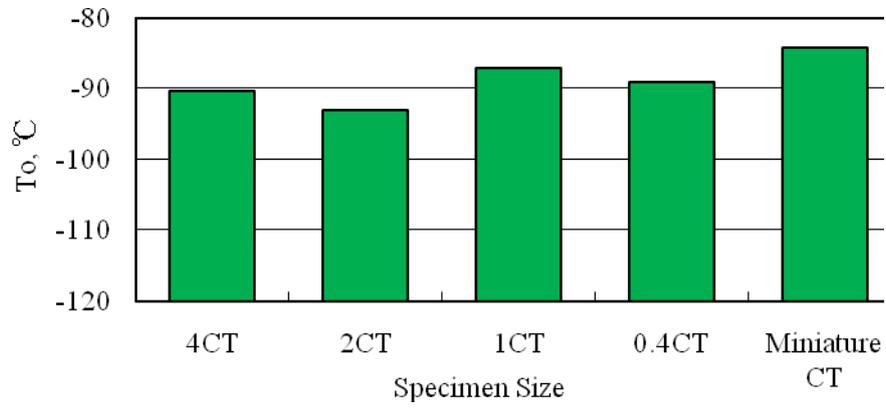


(a) SQV2A(Heat1)鋼

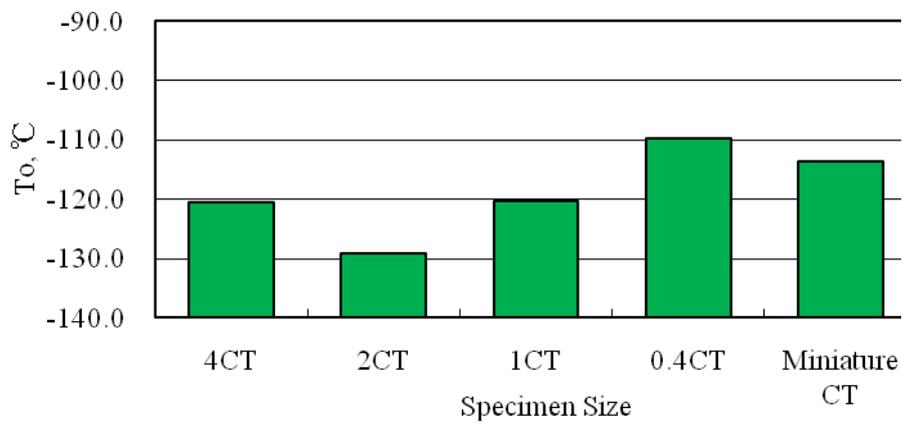


(b) SQV2A(Heat2)鋼

図 4-5 参照温度 T_0 の試験温度依存性

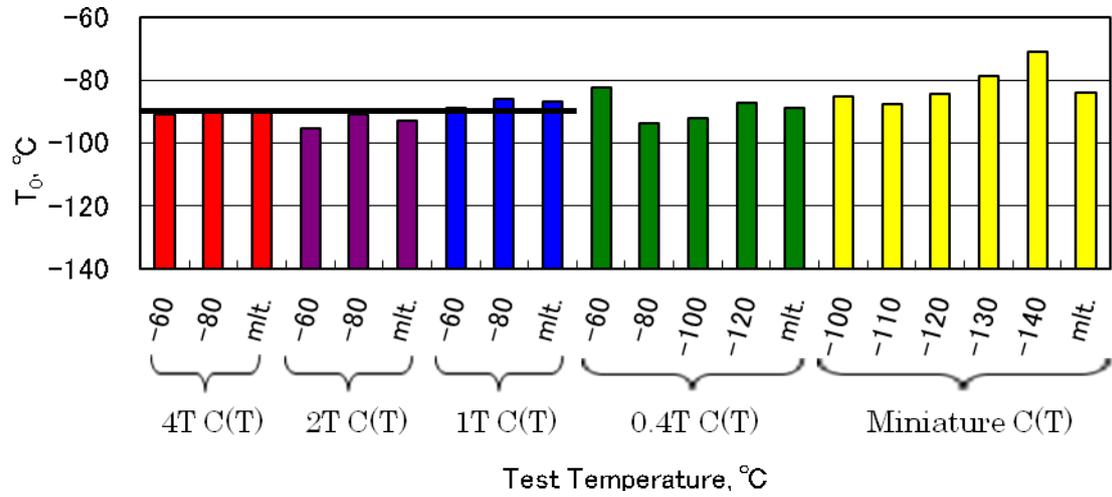


(a) SQV2A(Heat1)鋼

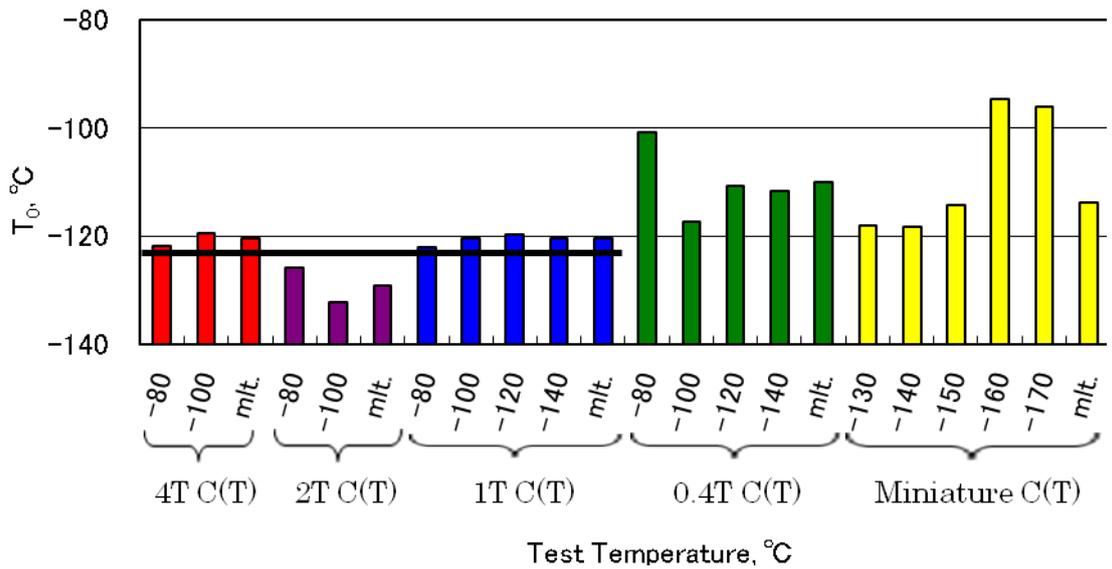


(b) SQV2A(Heat2)鋼

図 4-6 参照温度 T_0 の試験片寸法依存性



(a) SQV2A(Heat1)鋼



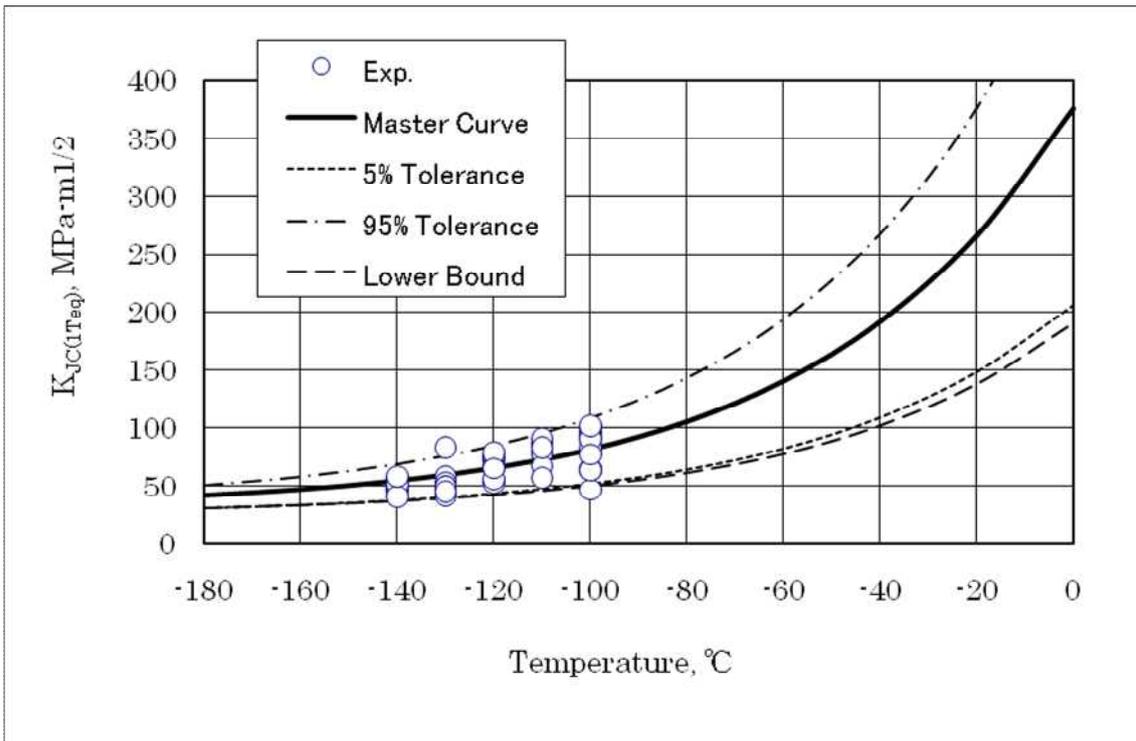
(b) SQV2A(Heat2)鋼

図 4-7 参照温度 T_0 の評価結果

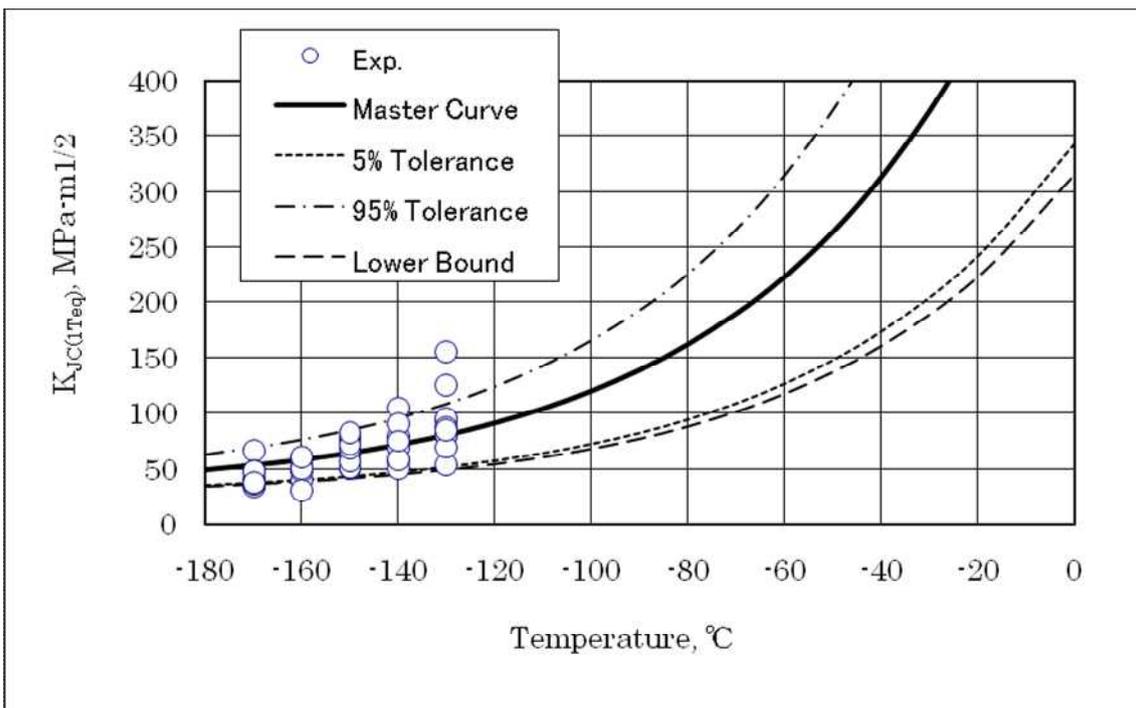
4.3.3 マスターカーブ

前節で得られた T_0 をもとに決定されるマスターカーブ、その5%信頼限界曲線、95%信頼限界曲線、および下限界曲線を試験結果とあわせて図4-11(a),(b)に示す。参照温度 T_0 には表4-3に示した複数温度法による値を採用した。マスターカーブとその5%信頼限界曲線、95%信頼限界曲線はそれぞれ式(2-1)、(2-14)、および(2-15)により与えられ、下限界曲線は5%信頼限界曲線を式(2-16)によって計算される調整量 ΔT_0 だけ高温側にシフトしたものである。 ΔT_0 は T_0 の決定に用いたValidなデータの個数などによって決まり、その値はSQV2A(Heat1)鋼では $\Delta T_0 = 4.71$ 、SQV2A(Heat2)鋼では $\Delta T_0 = 4.79$ となった。

グラフを見るとすべての点はマスターカーブを中心に分布しており、一部のデータを除き5%信頼限界曲線と95%信頼限界曲線の間に入っている。また、ほぼすべてのデータは下限界曲線の上側に位置しており、同曲線によって $K_{Jc(1Teq)}$ を保守的に評価できている。



(a) SQV2A(Heat1)鋼



(b) SQV2A(Heat2)鋼

図 4-8 マスターカーブと試験データの比較

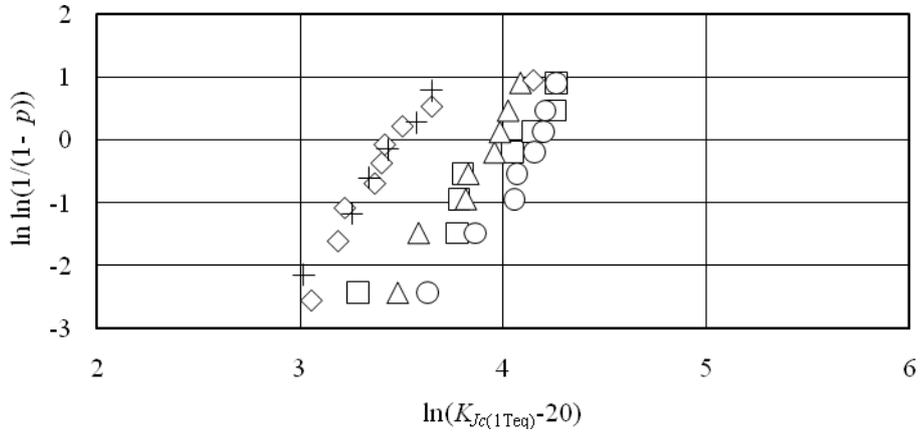
4.4 考察

4.4.1 ワイブル分布

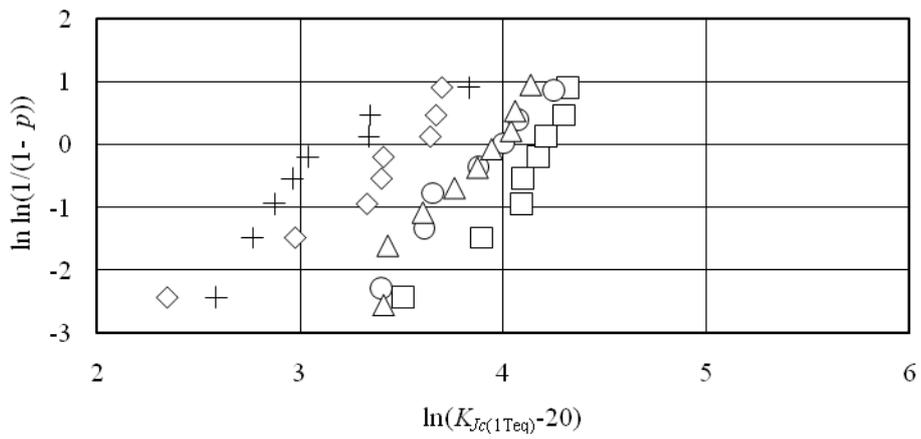
ASTM 規格[10]に定める T_0 の評価法は、同一温度条件下における破壊靱性の分布がワイブル指数を 4 とするワイブル分布に従うことを前提としている。この前提条件の妥当性を確認するため、各データセットをワイブルプロットした結果を図 4-9 (a),(b)に示す。累積破損確率には次式で与えられるメディアランク p を用いた。

$$p = (i - 0.3)/(r + 0.4) \tag{4-2}$$

i はランク、 r は Valid な試験片の個数である。図 4-9 によると、試験温度の違いによらず、ワイブルプロットされたデータは傾きがほぼ 4 に近い直線となり、破壊靱性の分布がワイブル指数を 4 とするワイブル分布に従うことを示している。したがって、マスターカーブ法の Miniature C(T)試験片に対する適応性を示している。



(a) SQV2A(Heat1)

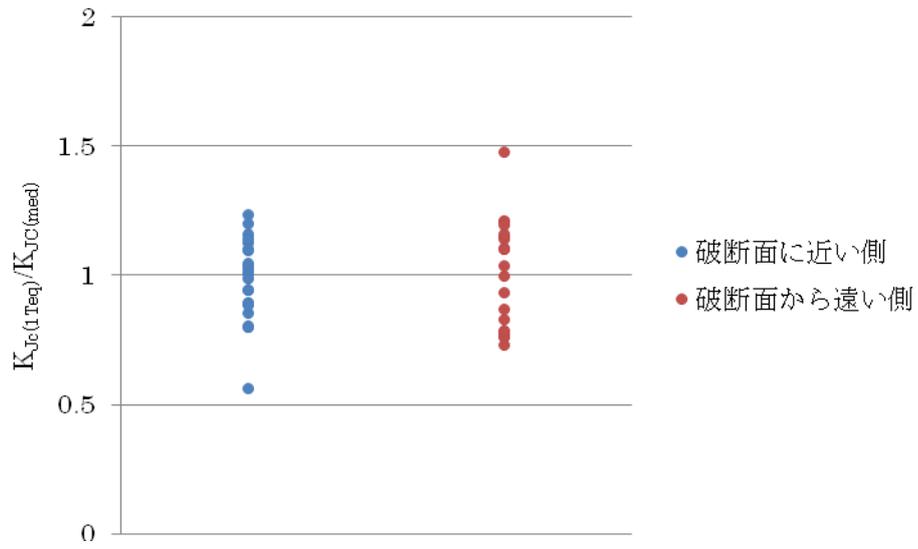


(b) SQV2A(Heat2)

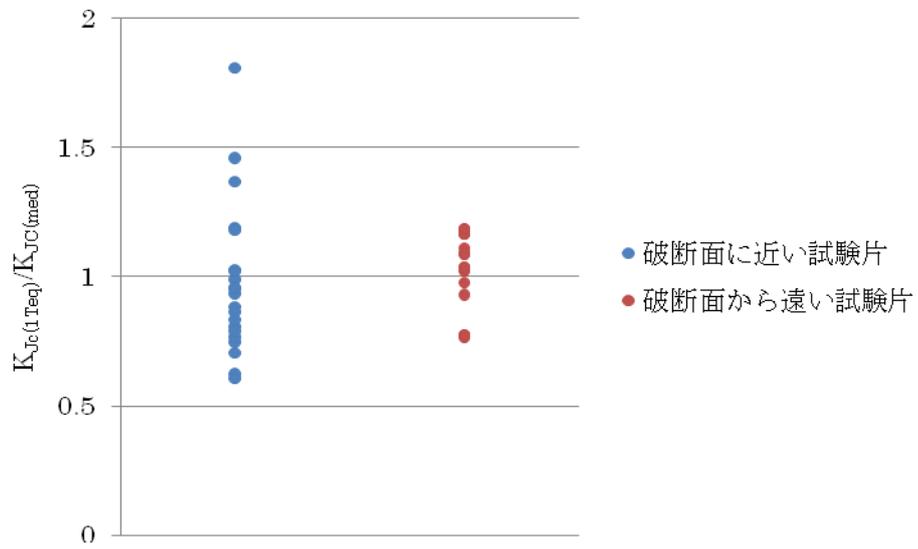
図 4-9 ワイブルプロット

4.4.2 試験片採取位置の影響

破断後シャルピー衝撃試験片から超小型試験片を採取する場合に、シャルピー衝撃試験による塑性変形の影響があってはならない。その影響の有無を確認するために、試験片採取位置による破壊靱性値の比較を行った。図 1-1 のように破断後シャルピー衝撃試験片の片割れから 4 つの試験片を採取する。表 4-1 および表 4-2 のデータのうち、試験片番号の語尾に-1,-2 がついているものが破断面に近い側の 2 つ、語尾に-3,-4 がついているものが破断面から遠い側の 2 つである。試験片を破断面に近い側と遠い側の 2 つに分け、破壊靱性値を比較したものが図 4-10(a),(b)である。各試験データについて、 $K_{Jc(1Teq)} / K_{Jc(med)}$ の値をプロットし比較を行った。もし、塑性変形の影響があるならば、破断面に近い位置で採取した試験片から求められる破壊靱性値の値が小さく評価されるはずである。図 4-10 を見ると、SQV2A(Heat1)鋼については全く相違が見られなかった。一方、SQV2A(Heat2)鋼については破壊靱性の値が大きい Invalid なデータを除くと、破断面に近い位置で採取した試験片の破壊靱性の方が小さい値になる傾向があることが分かった。破断面から遠い試験片の $K_{Jc(1Teq)} / K_{Jc(med)}$ の平均値が 1.04 であったのに対して、破断面に近い試験片の $K_{Jc(1Teq)} / K_{Jc(med)}$ の平均値は 0.883 となり、15%ほど小さい値になる傾向があることが分かった。一方、破断面から遠い試験片によって得られたデータのみを使って参照温度を算出すると $T_0 = -114.7$ となった。すべてのデータより得られた参照温度は $T_0 = -113.8$ であり、0.9 しか差が出なかった。この差は ASTM 基準に定める温度に関する規定と比較しても十分に誤差の範囲内であると言える。以上から、SQV2A(Heat2)鋼については試験片採取位置が破壊靱性に及ぼす影響は若干あるものの、それが求められる参照温度に及ぼす影響はごくわずかであり、無視できるものであることが分かった。よって、今回の試験では試験片採取位置の影響はなかったと言える。



(a) SQV2A(Heat1)鋼



(b) SQV2A(Heat2)鋼

図 4-10 試験片採取位置による影響

4.4.3 き裂開口変位補正

図 4-11 に示す C(T)試験片において、クリップゲージで実測した変位は Front Face 上のき裂開口変位 δ' である。荷重 開口端変位曲線を求めるためには、この値を荷重線変位上のき裂開口変位 δ に変換しなければならない。以下の手順によって δ' を δ に変換した。

負荷に伴う変形がリガメント中心を中心とする剛体の回転により表わされるものと仮定すると、回転角 θ と δ との関係は図 4-12 に示す幾何学的関係から次式で与えられる。

$$\theta = \sin^{-1} \left[\frac{\frac{\delta}{2} + D}{(D^2 + R^2)^{\frac{1}{2}}} \right] - \tan^{-1} \left(\frac{D}{R} \right) \quad (4-3)$$

$$R = \frac{W + a}{2} \quad (4-4)$$

同様に、回転角 θ と δ' との関係は図 4-13 より

$$\theta = \sin^{-1} \left[\frac{\frac{\delta'}{2} + D'}{(D'^2 + R^2)^{\frac{1}{2}}} \right] - \tan^{-1} \left(\frac{D'}{R} \right) \quad (4-5)$$

$$R' = R + e \quad (4-6)$$

式(4-3)および式(4-5)の右辺を等価として、 δ と δ' の関係は

$$\sin^{-1} \left[\frac{\frac{\delta}{2} + D}{(D^2 + R^2)^{\frac{1}{2}}} \right] - \tan^{-1} \left(\frac{D}{R} \right) = \sin^{-1} \left[\frac{\frac{\delta'}{2} + D'}{(D'^2 + R^2)^{\frac{1}{2}}} \right] - \tan^{-1} \left(\frac{D'}{R} \right) \quad (4-7)$$

を解くことによって求められる。

あるいは、回転角 θ が微小であるとの仮定を置けば、

$$\theta = \tan^{-1} \left(\frac{\delta/2}{R} \right) = \tan^{-1} \left(\frac{\delta'/2}{R'} \right) \quad (4-8)$$

であるから、このときの δ' を δ'' とすると、

$$\delta'' = \frac{R'}{R} \delta$$

(4-9)

以上から Front Face 上のき裂開口変位 δ' については回転角が微小であるとの前提の下、式(4-9)にしたがいこれを荷重線変位上のき裂開口変位 δ に変換することとする。

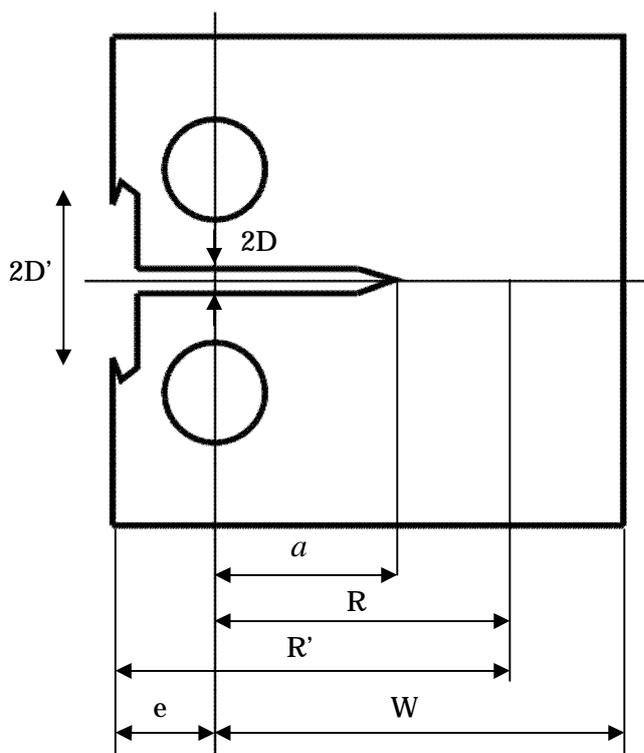


図 4-11 Miniature C(T)試験片 形状

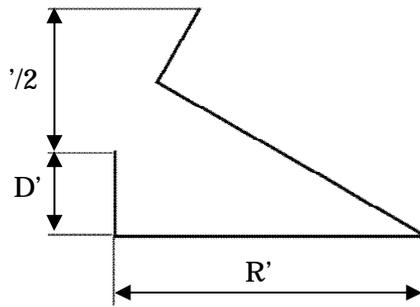


図 4-12 荷重線変位上のき裂開口変位の模式図

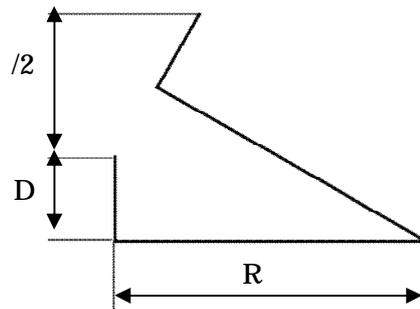


図 4-13 Front Face 上のき裂開口変位の模式図

4.4.4 低試験温度における参照温度の挙動について

図 4-5 を見ると Heat1 および Heat2 において試験温度が低い場合において参照温度が高く計算される傾向があった。4.3.2 章でも述べたように、これらのデータから算出される参照温度については、試験温度に対して算出された参照温度が高すぎたために Invalid となった。その要因として、試験温度が低いとマスターカーブ曲線の勾配の小さい範囲で T_0 を算出することになり、 K_{Jc} のばらつきに対し T_0 のばらつきが大きくなることが考えられる。また、低い試験温度では $K_{min} = 20MPa\sqrt{m}$ とする過程が妥当ではなくなることも要因として考えられる。疲労予き裂導入時に高温状態でき裂部分に荷重が加わり、応力拡大係数 K が K_{Jc} を超えない状態から、冷却により K が K_{Jc} 以上になった状態においては、き裂が不安定とされる。試験温度が低すぎると K が K_{min} の値を超えてしまい、き裂が不安定となり正しい破壊靱性が評価できなくなってしまう。この現象は WPS(Warm Pre-Stress, 高温予荷重)効果によるものである。WPS 効果とは、高温状態で一度荷重を与えておくと、その後冷却して破壊靱性 K_{Jc} が応力拡大係数 K を下回っても破壊が起こらない現象をさす。

上にあげた要因が重なって低試験温度において参照温度の値が大きくなってしまったと考えられる。今回の試験では、高温側の試験で破壊靱性が上限を超えてしまう可能性を考慮して、 $T_0 - 50$ から $T_0 - 10$ といった比較的低い温度で試験を行ったが、今後 Miniature C(T)試験片により試験を行うにあたって、高温側、低温側どちらも避けた試験温度の設定が必要である。

第 5 章 結論

本章では、本論文における結論を述べる。

5.1 本論文の結論

本研究では代表的な国産原子炉圧力容器鋼である SFVQ1A 鋼の破断後シャルピー衝撃試験片を用いてマイクロビッカース硬さ試験を行い、シャルピー衝撃試験による塑性域の広がりを調べた。また、SQV2A(Heat1)鋼および SQV2A(Heat2)鋼の破断後シャルピー衝撃試験片から採取した厚さ 4mm の超小型試験片を用いて破壊靱性試験を行いマスターカーブを評価した。結論を以下に記す。

1. シャルピー衝撃試験による塑性変形域が、採取する超小型試験片の切り欠き付近には広がらないことを確認した。
2. 厚さ 4mm の超小型試験片において適切なマスターカーブを描くことができることを確認した。また、試験片寸法、試験温度、試験片採取位置の影響が小さいことを示した。

参考文献

- [1] (社)日本電気協会、“原子力発電所用機器に対する破壊靱性の確認試験方法”、JEAC4206-2004、(2004)。
- [2] American Society of Mechanical Engineers, “Boiler and Pressure Vessel Code Section III, Rules for Construction of Nuclear Facility Components,” (2001).
- [3] American Society of Mechanical Engineers, “Boiler and Pressure Vessel Code Section III, Rules for Inservice Inspection of Nuclear Power Plant Component,” (2004).
- [4] Wallin, K., “The Scatter in K_{Ic} Results,” Engineering Fracture Mechanics, 19, (1984), pp.1085-1093.
- [5] Wallin, K., Saario, T., and Torronen, K., “Statistical Model for Carbide Induced Brittle Fracture in Steel,” Metal Science, 18, (1984), pp.13-16.
- [6] American Standard for Testing and Materials, “Standard Test Method for Determination of Reference Temperature, T_0 , for Ferritic Steels in the Transition Range,” ASTM E1921-97,(1998).
- [7] American Standard for Testing and Materials, “Standard Test Method for Determination of Reference Temperature, T_0 , for Ferritic Steels in the Transition Range,” ASTM E1921-02,(2002).
- [8] American Standard for Testing and Materials, “Standard Test Method for Determination of Reference Temperature, T_0 , for Ferritic Steels in the Transition Range,” ASTM E1921-03,(2003).
- [9] American Standard for Testing and Materials, “Standard Test Method for Determination of Reference Temperature, T_0 , for Ferritic Steels in the Transition Range,” ASTM E1921-05,(2005).
- [10] American Standard for Testing and Materials, “Standard Test Method for Determination of Reference Temperature, T_0 , for Ferritic Steels in the Transition Range,” ASTM E1921-08,(2008).
- [11] American Society of Mechanical Engineers, “Use of Fracture Toughness Test Data to Establish Reference Temperature for Pressure Retaining Materials Section III, Division 1,” ASME Code Case N-629,(1999).
- [12] American Society of Mechanical Engineers, “Use of Fracture Toughness Test Data to Establish Reference Temperature for Pressure Retaining Materials Other Than Bolting for Class 1 Vessels Section III, Division 1,” ASME Code Case N-631,(1999).
- [13] International Atomic Energy Agency, “Guidelines for Application of the Master Curve Approach to Reactor Pressure Vessel Integrity in Nuclear Power Plants,” IAEA-TRS-429, (2005).
- [14] Miura, N., Soneda, N., and Hiranuma, N., “Application of Master Curve Method to Japanese Reactor Pressure Vessel Steels-Effect of Specimen Size on Master Curve,”

Proceedings of the 30th MPA Seminar in Conjunction with the 9th German-Japanese Seminar, pp. 1.1-1.11, (2003).

[15] Funakoshi, H., Kanazawa, Y., Hirano, T., Kojima, N., Matsumoto, K., Soneda, N., and Miura, N., "Application of the Master Curve Method to the Japanese RPV Materials," ASME PVP2005-71629, (2005).

[16] 三浦, 曾根田, 新井, 土肥, "国産原子炉压力容器鋼 SFVQ1A に対するマスターカーブ法の適用性検討", 電中研研究報告, Q04020, (2005).

[17] 三浦, 曾根田, 新井, 土肥, "マスターカーブ法による国産原子炉压力容器鋼の破壊靱性評価", 電中研研究報告, Q05022, (2006).

[18] 藤本, "小型試験片におけるマスターカーブ破壊靱性評価法の適用性に関する研究", 卒業論文, (2006)

[19] 澤井, "マスターカーブ法による破壊靱性評価の信頼性工学的検討", 卒業論文, (2007)

[20] 三浦, 曾根田, "国産原子炉压力容器鋼に対するマスターカーブ破壊靱性評価法への小型試験片の適用性検討",

[21] Wallin, K., "Statistical Modeling of Fracture in the Ductile to Brittle Transition Region," Defect Assessment in Components - Fundamentals and Applications, ESIS/EFG9, Blauel, J. B. and Schwalbe, K. -H., Eds., pp. 415-445, (1991).

[22] Scibetta, M., "3-D Finite Element Simulation of the PCCv Specimen Statically Loaded in Three-Point Bending," (report R-3440) report BLG-860. SCK ~CEN,(2000).

[23] 日本工業規格, "压力容器用調質型マンガンモリブデン鋼及びマンガンモリブデンニッケル鋼鋼板", JIS G 3120-2003, (2003).

[24] American Standard for Testing and Materials, "Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness", ASTM E1820-01, (2001).

謝辞

本研究は(財)電力中央研究所との共同研究として行われました。破壊靱性試験においては、同研究所の上席研究員である三浦直樹さん、電力テクノシステムズの鈴木義一さんにたいへんお世話になりました。

また、硬さ測定試験においては、労働安全衛生総合研究所の山際さん、酒井・泉研の先輩である片岡さんにたいへんお世話になりました。

本研究を進めていく上で、指導教員の酒井教授には様々なご指摘をいただき、本論文の方針を示してくださいました。

簡単ではありますが、以上をもって私の謝辞とさせていただきます。ありがとうございました。

以上

p.1~p.68 完

平成21年2月6日提出

70184 小吹洋平